

POLITECHNIKA ŚLĄSKA



Wydział Inżynierii Środowiska i Energetyki Instytut Maszyn i Urządzeń Energetycznych

ROZPRAWA DOKTORSKA

Krzysztof Fryczowski

Ocena stanu tworzywa metodami magnetycznymi

promotor: dr hab. inż. Maciej Roskosz

Gliwice 2018

SPIS 7	FREŚCI
--------	---------------

1.	WPROWADZENIE	3
2.	CEL I ZAKRES PRACY	4
3.	SYGNAŁY DIAGNOSTYCZNE I OPARTE NA NICH METODY BADAWCZE	5
	3.1. Polowy efekt Barkhausena MBN	5
	3.2. Własne magnetyczne pole rozproszenia 1	0
	3.3. Impedancja w obwodach pomiarowych RLC1	0
4.	IDENTYFIKACJA STANU NAPRĘŻENIA I ODKSZTAŁCENIA 1	2
	4.1. Ocena stanu naprężenia z wykorzystaniem efektu Barkhausena [27] 1	2
	4.2. Ocena stanu naprężenia z wykorzystaniem pomiaru składowych impedancy szeregowego obwodu RLC [10, 28]	ji 5
	4.3. Analiza możliwości identyfikacji stanu naprężeń czynnych na podstawie własneg magnetycznego pola rozproszenia [24]1	0 7
	4.4. Analiza możliwości oceny stopnia odkształcenia plastycznego stali austenitycznych na podstawie pomiarów własnego magnetycznego pola rozproszenia	h 20
5.	OCENA TWARDOŚCI2	6
	5.1. Zmiany twardości na skutek odkształcenia plastycznego na zimno 2	7
	5.2. Zmiany twardości wskutek nawęglania i hartowania indukcyjnego [9] 3	0
6.	ANALIZA MOŻLIWOŚCI OCENY STANU ZAAWANSOWANIA PROCESU PEŁZANIA	U 4
	6.1. Szczegóły badań	5
	6.2. Analiza wyników pomiarów i wnioski	7
7.	PODSUMOWANIE 4	0
LI	ITERATURA 4	3

1. WPROWADZENIE

Badania nieniszczące odgrywają bardzo istotną rolę na etapach konstrukcji, produkcji i eksploatacji elementów maszyn i urządzeń. Konstruktor i technolog powinni tak opracować konstrukcję i technologię wytwarzania, by możliwe było przeprowadzenie niezbędnych badań mających na celu kontrolę jakości wytwarzania. Dotyczy to w zasadzie wszystkich produkowanych artefaktów. W przypadku elementów, których niezawodność eksploatacji jest istotna badania nieniszczące kontynuowane są również w procesie eksploatacji, najczęściej na etapie obsługiwania, rzadziej w sposób ciągły lub quasi-ciągły.

Dla dużych obiektów przemysłowych takich jak elektrownie, elektrociepłownie, rafinerie oraz inne obiekty w których odbywają się ciągłe procesy przetwórcze kluczowym elementem jest dążenie do uzyskania jak najlepszej efektywności ekonomicznej. Awarie kluczowych elementów, bez wcześniejszych symptomów ich wystąpienia stanowią zagrożenie dla personelu i generują straty finansowe – zarówno ze względu na utratę korzyści oraz ze względu na koszty usunięcia awarii [17]. Aspekty te są również ważne dla obiektów o mniejszej skali, których awarie mogą bezpośrednio wpływać na zagrożenie życia ludzkiego i generować straty materialne.

Z tego powodu bardzo ważnym aspektem badań nieniszczących jest możliwość identyfikacji stanu tworzywa wytworów zarówno pod względem identyfikacji nieciągłości jak również określenia jego cech konstrukcyjnych (geometryczna, tworzywowa, dynamiczna) [6], które bezpośrednio wpływają na jego właściwości eksploatacyjne.

Standardowe metody defektoskopowe zorientowane są na wykrywanie rozwiniętych nieciągłości. Po zakończonym z wynikiem pozytywnym etapie kontroli jakości elementu nie możemy twierdzić, że jest on wolny od nieciągłości, ponieważ mogą w nim występować nieciągłości mniejsze od dopuszczalnych lub leżące poniżej progu czułości stosowanych metod badawczych. Może to na etapie eksploatacji, przy dążeniu do coraz dłuższych okresów między remontami doprowadzić do sytuacji, w której niezidentyfikowana lub dopuszczalna nieciągłość rozwijając się, może spowodować awarię. Wynika z tego potrzeba opracowania metod badań nieniszczących, które umożliwiają wykrycie potencjalnej wady we wczesnym stadium jej rozwoju.

Podobnie rzecz się ma w przypadku identyfikacji cech konstrukcyjnych wytworów. Cechę geometryczną identyfikujemy poprzez pomiary długości i kąta a proces ten jest przeprowadzany w większości przypadków poprawnie w ramach dokładności pomiarowej stosowanych przyrządów. Cechę tworzywową określamy poprzez wyznaczenie właściwości wytrzymałościowych tworzywa (badania niszczące) oraz jego mikrostruktury i składu chemicznego. Z kolei cecha dynamiczna, czyli naprężenia występujące w wytworze na skutek prawidłowego procesu wytwarzania i montażu, jest trudna do określenia.

2. CEL I ZAKRES PRACY

W badaniach przeprowadzonych w ramach pracy nie skupiano się na konkretnej dziedzinie przemysłu ani na konkretnych tworzywach. Wynikało to z ograniczeń dostępu do aparatury badawczej (metody magnetyczne) oraz badanych tworzyw. Dążono do tego by opracować w miarę uniwersalną metodykę uzyskiwania zależności korelacyjnych dla odwrotnych zagadnień badań nieniszczących. Celem było opracowanie korelacji diagnostycznych umożliwiających określenie

- stanu naprężenia i deformacji,
- twardości,

• stanu zużycia wskutek procesu pełzania. na podstawie pomiarów:

- polowego efektu Barkhausena,
- składowych impedancji elektrycznej oraz
- natężenia własnego magnetycznego pola rozproszenia.

W przypadku pomiarów polowego efektu Barkhausena otrzymuje się bardzo dużą ilość danych. Zawierają one informacje diagnostyczne, które należy wyekstrahować poprzez ich cyfrową analizę. Stąd też kolejnym celem pracy było opracowanie własnej aplikacji zaprojektowanej i przystosowanej pod względem potrzebnych funkcjonalności do szybkiej, zautomatyzowanej analizy dużej ilości danych pomiarowych.

Zakres pracy obejmuje omówienie wybranych zagadnień fizyki, umożliwiających zrozumienie podstaw stosowanych metod badawczych – rozdział 2, opis sygnałów diagnostycznych i opartych na nich metod badawczych oraz wybrane zagadnienia dotyczące analizy niepewności i analiz statystycznych – rozdział 3. W rozdziale 3 zawarto również, opis ilościowej analizy sygnału polowego efektu Barkhausena oraz opracowanej w ramach niniejszego doktoratu aplikacji przeznaczonej do realizacji pomiaru, prezentacji graficznej i wielowariantowej analizy danych pomiarowych sygnału napięciowego efektu Barkhausena. W kolejnych rozdziałach przedstawiono wyniki badań własnych.

Rozdział 4 stanowi podsumowanie prac badawczych, których celem była ocena możliwości wykorzystania metod magnetycznych badań nieniszczących do identyfikacji stanu naprężenia i odkształcenia w różnych materiałach. Wykorzystano tutaj wszystkie dostępne metody badawcze czyli pomiar polowego efektu Barkhausena, pomiar składowych impedancji oraz pomiar składowych własnego magnetycznego pola rozproszenia.

W rozdziale 5 przedstawiono wyniki prac badawczych, dotyczących analizy możliwości oceny twardości. Badano próbki w których różnice twardości wynikały z umocnienia odkształceniowego oraz obróbki cieplno-chemicznej. Analizowanym sygnałem diagnostycznym był polowy efekt Barkhausena.

Rozdział 6 zawiera wyniki badań mających na celu identyfikację stanu zaawansowania procesu pełzania. Badania przeprowadzono na próbkach ze stali X12CrMoWVNbN10-1-1 dla dwóch skrajnych stanów tworzywa (stan dostawy, stan po pełzaniu).

W rozdziale 7 podsumowano pracę.

3. SYGNAŁY DIAGNOSTYCZNE I OPARTE NA NICH METODY BADAWCZE

Magnetyczne metody diagnostyki materiałów konstrukcyjnych, zwłaszcza ferromagnetycznych, można podzielić na dwie grupy [23]:

- aktywne z wytworzeniem w badanym materiale silnego pola magnetycznego o określonej orientacji, wykorzystuje się źródło pola magnetycznego,
- pasywne wykorzystujące namagnesowanie szczątkowe resztkowe elementu, wpływające na rozkład własnego magnetycznego pola rozproszenia.

Z rozpatrywanych metod badawczych do metod aktywnych należą pomiary polowego efektu Barkhausena i pomiary impedancji, natomiast do pasywnych pomiary własnego magnetycznego pola rozproszenia. Metody badawcze wykorzystujące powyższe sygnały diagnostyczne opisano w kolejnych punktach.

3.1. POLOWY EFEKT BARKHAUSENA MBN

W niniejszym punkcie skupiono się na opisie aparatury pomiarowej oraz sposobach ilościowej analizy sygnału.

3.1.1. System MEB4-C

Do pomiarów polowego efektu Barkhausena wykorzystano system MEB4-C. Jest to niezależny system pomiaru, analizy i rejestracji impulsów napięciowych polowego efektu Barkhausena (MBN). Producentem urządzenia jest firma Mag-Lab s.c. z Gdańska. W przypadku pomiaru polowego efektu Barkhausena mierzony jest szybkozmienny sygnał napięciowy, który może być rozpatrywany jako funkcja zmienna w czasie, którą w celu otrzymania użytecznej informacji można analizować z wykorzystaniem metod cyfrowego przetwarzania sygnałów.

Ze względu na stochastyczny charakter efektu Barkhausena proces przemagnesowania powinien być zrealizowany i zarejestrowany wielokrotnie w tym samym punkcie pomiarowym, przy zachowaniu tych samych warunków, do których zaliczamy chropowatość powierzchni, mikrostrukturę badanego materiału, stan naprężenia w materiale oraz współczynnik sprzężenia magnetycznego. Taki zarejestrowany fragment sygnału będzie nosił nazwę pomiaru, którego przykładowy zapis przedstawiono na rysunku 3.1.



Rys. 3.1. Wynik pojedynczego pomiaru polowego efektu Barkhausena zarejestrowany dla 9 cykli przemagnesowania

Podstawową jednostką informacji w tym przypadku jest pojedynczy cykl przemagnesowania, który szczegółowo przedstawiono na rysunku 3.2. W pełnym cyklu przemagnesowania można wyróżnić połowę cyklu w którym wartość natężenia prądu maleje (oznaczenie I) i połowę cyklu w którym natężenie prądu rośnie (oznaczenie I).

W celu pozyskania informacji z pojedynczego cyklu przemagnesowania sygnał poddaje się różnego rodzaju przetworzeniom. W wyniku czego otrzymujemy pojedynczą wartość liczbową poszczególnych parametrów opisujących ilościowo polowy efekt Barkhausena. Dla wielokrotnej liczby cykli przemagnesowania otrzymujemy wielokrotną liczbę wartości danego parametru, dla których należy przeprowadzić analizę statystyczną. W jej wyniku otrzymuje się wartość średnią parametru oraz wartość odchylenia standardowego będące miarą zmienności analizowanych parametrów.



Rys. 3.2. Szczegółowy opis pojedynczego cyklu przemagnesowania

Sygnał polowego efektu Barkhausena można poddać:

- 1. analizie w dziedzinie czasu, w wyniku której można wyekstrahować parametry takie jak:
 - wartość skuteczna U_{RMS};
 - energia sygnału E_{BN};
 - obwiednia czasowego przebiegu sygnału oraz jej ekstrema lokalne charakteryzowane przez wartość napięcia ekstremum PEAK_{VAL} oraz przez współrzędną ich wystąpienia odpowiadającą natężeniu prądu magnesującego PEAK_{POS}. W niektórych przypadkach obserwuje się wielokrotną liczbę ekstremów lokalnych, które powinny być analizowane niezależnie;
 - rozkład całkowitej liczby zdarzeń NoE_{TOT} sygnału.
- analizie w dziedzinie częstotliwości, polegającej na transformacji sygnału z dziedziny czasu do dziedziny częstotliwości. Jej zadaniem jest badanie parametrów i właściwości sygnału pod względem jego struktury częstotliwościowej, umożliwioną dzięki zastosowaniu transformacji Fouriera.
- 3. analizom czasowo-częstotliwościowym sygnału, pozwalającym na obserwację zmian składowych częstotliwości sygnału w funkcji czasu. W rozprawie wykorzystano następujące reprezentacje czasowo-częstotliwościowe sygnału:
 - krótkoczasową transformację Fouriera (STFT Short Time Fourier Transform),
 - transformację falkową.

3.1.2. Opis aplikacji narzędziowej BEATa

Aplikacja **BEAT**a (Barkhausen Emission Analysis Toolkit) opracowana przez autora, przeznaczona jest do realizacji pomiaru, prezentacji graficznej i wielowariantowej analizy danych pomiarowych sygnału napięciowego efektu Barkhausena. Została ona napisana w środowisku programistycznych LabVIEW 2017 64-bit z wykorzystaniem kolejkowanej maszyny stanów z architekturą typu producent-konsument sterowanej zdarzeniami (Queued State Machine with Event-Driven Producer/Consumer Design Pattern). Architektura ta umożliwia realizowanie sekwencji wcześniej zaprogramowanych stanów z zachowaniem przez użytkownika możliwości dynamicznej interakcji. Umożliwia również łatwą implementację przyszłych dodatkowych funkcji (procedur). Na rysunku 3.3 przedstawiono diagram blokowy stanowiący kod aplikacji narzędziowej BEATa.



Rys. 3.3. Diagram blokowy kodu aplikacji narzędziowej BEATa

Na rysunku 3.4 przedstawiono strukturę graficznego interfejsu użytkownika GUI wraz z opisem jego części składowych. GUI aplikacji BEATa składa się z następujących składników:

- 1. Ścieżka dostępu folderu roboczego zawierającego pliki z danymi pomiarowymi, wynikami przeprowadzonych analiz.
- 2. Narzędzie filtrowania nazw plików, umożliwiające pozostawienie na liście plików znajdujących się w folderze (3), plików o nazwach zawierających konkretne frazy. Możliwe jest filtrowanie wielofrazowe przy czym kolejne frazy powinny być oddzielone od siebie znakiem ";"
- 3. Lista plików znajdujących się w folderze zdefiniowanym w (1). W celu odświeżenia stanu należy wcisnąć przycisk 💷. Lista ta umożliwia zaznaczanie wielu plików i przydatne w tym celu jest wykorzystanie narzędzia filtrowania nazw plików (2)
- 4. Nazwa aktualnie analizowanego pliku wybranego z listy (3).
- 5. Historia zarejestrowanych stanów programu. Długotrwała praca programu będzie powodować powiększanie się rejestru stanów, co może spowolnić pracę programu. Aby tego uniknąć możliwe jest wyłączenie i włączenie rejestru stanów przy pomocy przycisku i oraz wyzerowanie rejestru przy pomocy przycisku.
- 6. Przycisk zatrzymania aplikacji.

- 7. Przycisk przerwania aktualnie obsługiwanego stanu, powodujący przejście programu w stan oczekiwania "IDLE".
- 8. Pasek stanu informujący o obecnym statusie (IDLE stan oczekiwania, BUSY obsługa stanu) oraz o aktualnym stanie procesu analizy sygnału.
- 9. Pasek opcji pozwalający on na wybranie głównych funkcji programu takich jak:
 - Podgląd danych wyświetlanie danych z pliku (plików) których nazwy zaznaczone zostały na liście (3).
 - Analiza początkowa przeprowadzenie analizy parametrów charakterystycznych półcykli i cykli przemagnesowania.
 - Analiza właściwa przeprowadzenie analiz związanych z wyznaczaniem wielkości opisujących ilościowo efekt Barkhausena.
 - Korelacja liniowa przeprowadzenie analizy korelacyjnej.
 - Wyznaczania modułu wartości otrzymanych dla dwóch wzajemnie prostopadłych do siebie kierunków magnesowania,
 - narzędzia dodatkowe narzędzia przydatne we wstępnej analizie plików (m.in. zamiana separatora dziesiętnego w pliku tekstowym, zapis pliku pomiarowego w wybranych zakresie wierszy).

Wybranie opcji głównej wpływa na zawartość okna (10).

- 10. Okno opcji szczegółowych pozwalających w zależności od wybranej opcji głównej na wyświetlanie wyników, dostosowywanie ustawień, uruchamianie analiz, zapis plików.
- 11. Pasek notatek własnych, pozwalających na zapis informacji charakterystycznych dla danej przeprowadzanej analizy potencjalnie do wykorzystania w przyszłości.



Rys. 3.4. Struktura graficznego interfejsu użytkownika aplikacji narzędziowej BEATa

Analiza początkowa wyników pomiarów

Danymi wejściowymi do przeprowadzenia analizy początkowej do programu są dwa pliki otrzymane podczas pomiaru zrealizowanego przy pomocy systemu MEB4-C. Pierwszy z nich zawiera konfigurację ustawień pomiaru (patrz tablica 3.1) a drugi dane pomiarowe w postaci prądu magnesującego i odpowiadającego temu prądowi napięcia cewki pomiarowej.

Pierwszymi operacjami na surowym pliku jest detekcja punktów rozpoczęcia i zakończenia rekordu dla połowy cyklu w którym wartość natężenia prądu maleje (oznaczenie I), połowy cyklu w którym natężenie prądu rośnie (oznaczenie I). Jednocześnie przeprowadzona jest taka analiza dla pełnych cykli magnesowania wraz z określeniem ich liczby. Wynikiem tych działań jest nowy plik zawierający dane z pliku konfiguracyjnego MEB4-C, dane pomiarowe

oraz wyniki detekcji cykli magnesowania. Zrzuty ekranu prezentujące GUI aplikacji BEATa podczas analizy początkowej przedstawiono na rysunkach 3.5 i 3.6.



Rys. 3.5. Zrzut ekranu graficznego interfejsu użytkownika aplikacji narzędziowej BEATa. Opcja główna: Analiza początkowa. Opcja szczegółowa: Ustawienia parametrów początkowej analizy parametrów charakterystycznych półcykli i cykli przemagnesowania.



Rys. 3.6. Zrzut ekranu graficznego interfejsu użytkownika aplikacji narzędziowej BEATa. Opcja główna: Analiza początkowa. Opcja szczegółowa: Wyniki analizy parametrów charakterystycznych półcykli i cykli przemagnesowania

Plik otrzymany w wyniku analizy wstępnej jest podstawą analizy właściwej, w wyniku której otrzymujemy wartości wielkości ilościowo opisujących polowy efekt Barkhausena. Wyniki tych analiz zapisywane są w plikach tekstowych zawierających w zależności od rodzaju analizowanej wielkości, dla wielkości skalarnych wartości indywidualne oraz ich wartości średnie wraz z wynikami analizy statystycznej dla pojedynczych połówek i cykli magnesowania, a dla wielkości tablicowych wartości średnie z wynikami analizy statystycznej. Wyniki te są podstawą dla analiz korelacyjnych opartych na wyznaczaniu wartości współczynnika determinacji korelacji liniowej R^2 .

3.2. WŁASNE MAGNETYCZNE POLE ROZPROSZENIA

Własne magnetyczne pole rozproszenia (WMPR) to pole magnetyczne w pobliżu obiektu magnetycznego, które jest wypadkową jednoczesnego działania zewnętrznego pola magnetycznego oraz pola rozmagnesowania, związanego z namagnesowaniem obiektu i jego kształtem. WMPR ferromagnetyka jest wielkością, na wartość której wpływa współdziałanie kilku efektów fizycznych. Są to efekty magnetomechaniczne, efekt rozproszenia zewnętrznych pól magnetycznych, spowodowany nieciągłością lub strukturalnymi niejednorodnościami materiału oraz procesy wzajemnego oddziaływania pól magnetycznych z dyslokacjami i ich kumulacją, polegające na kotwiczeniu ścianek domen na skupiskach dyslokacji.

W procesie produkcji dowolnych wyrobów ferromagnetycznych, mechanizm pojawiania się tekstury magnetycznej przebiega w warunkach jednoczesnego działania pola magnetycznego Ziemi (lub innych pól magnetycznych, związanych z bezpośrednim otoczeniem) i zmian naprężenia wewnętrznego. Wówczas odbywa się proces wymiany energii pomiędzy sąsiednimi warstwami metalu. Według podczas tego procesu ścianki domen umiejscawiają się na defektach siatki krystalicznej – płaszczyznach poślizgu dyslokacji. W miejscach największych koncentracji defektów i domieszek, pod działaniem zewnętrznego pola magnetycznego wykształcają się węzły zamocowania domen, które tworzą sumaryczne pole defektów, odzwierciedlające się na powierzchni wyrobu w postaci anomalii w rozkładzie własnego magnetycznego pola rozproszenia.

Wpływ naprężenia na własności magnetyczne opisuje efekty magnetomechaniczne [3, 10, 42, 63, 82]. Stopień namagnesowania zależny jest od rodzaju materiału, natężenia pola magnetycznego, historii magnesowania, odkształcenia i temperatury. Jeżeli w ferromagnetyku wystąpią lokalne zmiany obciążenia, to będą miały miejsce odpowiednie lokalne zmiany stopnia namagnesowania. Stąd też rozkład własnego pola magnetycznego jest pewnym odzwierciedleniem rozkładu odkształcenia (naprężenia) badanego elementu [4, 8, 29, 31].

Do pomiarów WMPR wykorzystano miernik koncentracji naprężeń (Tester of Stress Concentration) TSC-1M-4 firmy Energodiagnostika Co. Ltd Moscow. Pełna identyfikacja WMPR wymaga pomiaru trzech składowych pola. Analiza sygnału polega na analizie rozkładu ich wartości oraz analizie gradientów zmian w danym kierunku.

3.3. IMPEDANCJA W OBWODACH POMIAROWYCH RLC

Ideą pomiarów jest wykorzystanie zmian impedancji uzwojenia pomiarowego w wyniku sprzęgnięcia magnetycznego z badanym tworzywem. Zmiany parametrów uzwojenia pomiarowego będą zależały od właściwości elektrycznych i magnetycznych tworzywa. Charakterystyki częstotliwościowe właściwości elektrycznych i magnetycznych ulegają zmianie pod wpływem [28]:

- degradacji eksploatacyjnej (wzrostu gęstości dyslokacji, zmian ilościowych fazy podstawowej struktury, wydzieleniu węglików i pojawieniu się mikroi makropęknięć),
- zmian stanu wytężenia materiału i parametrów warstwy wierzchniej [10, 13, 15],
- zmian temperatury materiału,
- zmian natężenia zewnętrznego pola magnetycznego (materiały ferromagnetyczne).

Gdy cewka znajduje się w pobliżu badanego elementu i nie jest galwanicznie z nim połączona, to główny strumień magnetyczny Φ_g przenika przez badany materiał indukując w nim siłę elektromotoryczną ε i prądy wirowe i_{PW} .

Prądy wirowe zmieniają rozkład dotychczasowego pola magnetycznego w materiale i w jego pobliżu, co można wykryć przy pomocy czułego magnetometru lub pomiaru zmian impedancji cewki pomiarowej.

W metodzie opartej na pomiarach składowych impedancji w obwodach RLC stan tworzywa opisywany jest za pomocą trzech parametrów [10]:

- znormalizowana składowa impedancji $\omega L/\omega L_0$,
- znormalizowana składowa impedancji $(R-R_0)/\omega L_0$,
- częstotliwość napięcia testowego f.
- gdzie: $\omega = 2\pi f$ częstość kątowa, L_0 indukcyjność cewki bez rdzenia, L indukcyjność cewki z rdzeniem, R_0 rezystancja cewki bez rdzenia, R rezystancja cewki z rdzeniem.

Opis zmian właściwości elektrycznych i magnetycznych badanych tworzyw w przestrzeni trójwymiarowej $\omega L/\omega L_0$, $(R-R_0)/\omega L_0$, f w teorii powinien zapewnić jednoznaczną identyfikację stanu tworzywa na podstawie, której można rozróżnić krańcowo odmienne stany tworzywa, co w przypadku metod opartych na pomiarze tylko jednej wielkości diagnostycznej stanowi problem. Wynikiem pomiaru jest przebieg znormalizowanych składowych impedancji dla wybranych częstotliwości testowych.

Do mierzenia impedancji i oporności badanych próbek wykorzystano mostek pomiarowy RLC CEM DT-9935. Miernik ten to mostek do pomiaru składowych impedancji (pojemności, rezystancji i indukcyjności) oraz wyznaczania dodatkowo takich parametrów jak: współczynnik rozproszenia Df, zastępcza rezystancja szeregowa ESR lub równoległa R_p , dobroć cewki Q, kąt fazowy θ . W zależności od typu testowanego obiektu użytkownik ma możliwość ustawiania kilku rożnych częstotliwości testowych: 100 Hz, 120 Hz, 1 kHz, 10 kHz, 100 kHz.

4. IDENTYFIKACJA STANU NAPRĘŻENIA I ODKSZTAŁCENIA

W ramach niniejszego rozdziału skupiono się na analizie możliwości oceny stanu naprężenia i odkształcenia z wykorzystaniem pomiaru:

- polowego efektu Barkhausena,
- składowych impedancji w obwodach szeregowych RLC,
- składowych własnego magnetycznego pola rozproszenia WMPR.

W celu określenia stanu naprężeń czynnych analizowano wielkości ilościowo opisujące polowy efekt Barkhausena, zmiany składowych impedancji szeregowego obwodu RLC oraz składowe WMPR. Analizę możliwości identyfikacji stanu odkształcenia plastycznego przeprowadzono wykorzystując pomiar składowych WMPR dla najtrudniejszego przypadku stali austenitycznych, które tylko w wyjątkowych przypadkach wykazują właściwości ferromagnetyczne.

4.1. OCENA STANU NAPRĘŻENIA Z WYKORZYSTANIEM EFEKTU BARKHAUSENA [27]

Celem przeprowadzonych badań była analiza możliwości opracowania korelacji diagnostycznej pomiędzy wartością naprężenia a wybranymi parametrami opisu ilościowego polowego efektu Barkhausena. Dodatkowo przeprowadzono analizę wpływu grubości próbek oraz historii obciążania na otrzymywane wielkości ilościowo opisującymi polowy efekt Barkhausena a stanem naprężenia.

4.1.1. Szczegóły badań

Badania przeprowadzono na próbkach ze stali S235JR, która jest powszechnie wykorzystywaną stalą konstrukcyjną. Skład chemiczny i właściwości wytrzymałościowe stali przedstawiono w tablicy 4.1. W ramach badań wykorzystano próbki płytowe z przewężeniem o grubościach odpowiednio 3, 4 i 5 *mm*.

		Skład c					
	u	działy n					
C Mn P S N Cu						$D [MD_{\alpha}]$	$D [MD_{\alpha}]$
\mathbf{c}	TATT	L	6	1 N	Cu	$\mathbf{n}_e \left[mra \right]$	$\mathbf{n}_m [\mathbf{M} \mathbf{r} \mathbf{a}]$

Tablica 4.1. Skład chemiczny i właściwości wytrzymałościowe stali S235JR [37]

Obciążenia rozciągające dobrano tak, by wartości naprężenia uzyskiwanego w najmniejszych przekrojach próbek o różnych grubościach były jednakowe dla każdego z kroków obciążania. Przyrost naprężenia w przekroju próbki wynosił w każdym przypadku 25 *MPa*. W ramach analizy wpływu historii obciążania zaplanowano dwa schematy obciążenia próbek. Pierwszy schemat obciążania SO1 zaplanowano w taki sposób, aby wzrost obciążenia rozciągającego przykładanego do próbki odbywał się do momentu osiągnięcia zadanej wartości naprężenia, wykonaniu pomiarów przy ustalonej wartości naprężenia a następnie zwiększeniu obciążenia do osiągnięcia następnej, planowanej, wyższej wartości naprężenia (rysunek 4.1). W drugim schemacie obciążania SO2 dodano etap odciążania próbki po osiągnięciu planowanej wartości naprężenia w przekroju próbki. W kolejnych

zaplanowanych krokach zwiększano wartość naprężenia (rysunek 4.2). Wpływ historii obciążenia został przeanalizowany na 2 seriach próbek o grubości 5 *mm*.



W ramach schematu obciążania SO1 badano próbki o grubościach 3, 4 i 5. W ramach schematu obciążania SO2 przebadano jedynie próbki o grubości 5 *mm*.

Pomiary efektu Barkhausena wykonywano przy użyciu systemu MEB-4C (patrz punkt 3.1.1) stosując głowicę powierzchniową. Konfiguracja ustawień systemu była następująca: amplituda prądu magnesującego: 200 *mA*, częstotliwość prądu magnesującego: 2,04 *Hz*, częstotliwość próbkowania: 800 *kHz*, wzmocnienie przedwzmacniacza *PWI*: x1, wzmocnienie wzmacniacza głównego *WG1*: 35 *dB*.

Pomiary efektu Barkhausena wykonywano w dwóch kierunkach – równoległym i prostopadłym do kierunku zadawanego obciążenia.

4.1.2. Analiza wyników

Analizowano następujące parametry sygnału polowego efektu Barkhausena:

- energia polowego efektu Barkhausena E_{BN} ;
- wartość skuteczna U_{RMS} ;
- współrzędne $PEAK_{VAL}$ i $PEAK_{POS}$ ekstremów obwiedni szumu Barkhausena dla połowy cyklu przemagnesowania I_{Σ} ;
- rozkłady całkowitej liczby zdarzeń *NoE_{TOT}*.

Analizowano wartości średnie parametrów obliczone na podstawie 10 cykli przemagnesowania.

4.1.3. Korelacje diagnostyczne

Wielkością ilościowo opisującą polowy efekt Barkhausena dającą największą możliwość opracowania korelacji diagnostycznych (duży zakres naprężeń, wysoka wartość współczynnik determinacji R^2 korelacji liniowej) jest całkowita liczba zdarzeń NoE_{TOT} wyznaczona dla różnych progów napięciowych. W pewnych zakresach naprężeń wielkościami uzupełniającymi mogą być energia E_{BN} , wartość skuteczna U_{RMS} i wartość maksymalna obwiedni $PEAK_{VAL}$ polowego efektu Barkhausena.

Korelacje przedstawione na rysunkach 4.3 i 4.4 umożliwiają określenie stanu naprężenia w zakresie od 0 do 275 *MPa* na podstawie pomiarów wykonanych w kierunku magnesowania równoległym do kierunku zadawanego obciążenia. W tym zakresie naprężenia wpływ grubości próbek (rysunek 4.3) jest niewielki i jest on znacząco mniejszy od wpływu historii obciążania (rysunek 4.4).



Rys. 4.3. Korelacja pomiędzy całkowitą liczbą zdarzeń NoE_{TOT} dla progu napięciowego 0,6 V i naprężeniem σ opracowana na podstawie próbek o różnych grubościach – kierunek równoległy



Rys. 4.4. Korelacja pomiędzy całkowitą liczbą zdarzeń NoE_{TOT} dla progu napięciowego 0,6 V i naprężeniem σ opracowana na podstawie próbek o różnych historiach obciążania – kierunek równoległy

Na podstawie wyników pomiarów wykonanych w kierunku magnesowania prostopadłym do kierunku zadawanego obciążenia przedstawionych na rysunkach 4.5 i 4.6 możliwe jest oszacowanie stanu naprężenia w zakresie od 200 do 400 *MPa*. W tym zakresie naprężenia zarówno wpływ grubości próbek oraz wpływ historii obciążania zwiększa się wraz ze wzrostem naprężenia. Dodatkowo otrzymane wyniki dają możliwość jakościowej oceny wystąpienia w badanym elemencie odkształceń plastycznych, co w większości przypadków eksploatacyjnych jest zjawiskiem niepożądanym.



Rys. 4.5. Korelacja pomiędzy całkowitą liczbą zdarzeń NoE_{TOT} dla progu napięciowego 1,6 V i naprężeniem σ opracowana na podstawie próbek o różnych grubościach – kierunek prostopadły



Rys. 4.6. Korelacja pomiędzy całkowitą liczbą zdarzeń NoE_{TOT} dla progu napięciowego 1,6 V i naprężeniem σ opracowana na podstawie próbek o różnych historiach obciążania – kierunek prostopadły

Przeprowadzone analizy dla jednoosiowego stanu obciążenia, wykazały, że możliwa jest identyfikacja stanu naprężenia na podstawie parametrów opisu ilościowego polowego efektu Barkhausena. Przy opracowywaniu ilościowych korelacji diagnostycznych należy wziąć pod uwagę szereg czynników wpływu. Zaliczyć do nich należy:

- geometria elementu (grubość oraz wpływ zaburzeń pola magnetycznego w pobliżu krawędzi elementu),
- stan naprężenia w elemencie i możliwość identyfikacji kierunku naprężeń głównych,
- stan powierzchni (chropowatość, powłoki),
- mikrostrukturę materiału i stan naprężeń własnych,
- sposób eksploatacji rozumiany jako historia obciążania badanego elementu.

Opracowaną w ten sposób korelację diagnostyczną należy traktować jako unikatową dla konkretnej konfiguracji powyższych czynników wpływu.

4.2. OCENA STANU NAPRĘŻENIA Z WYKORZYSTANIEM POMIARU SKŁADOWYCH IMPEDANCJI SZEREGOWEGO OBWODU RLC [10, 28]

Celem wykonanych prac badawczych była analiza możliwości monitorowania stanu wytężenia obiektów wykonanych z materiałów ferromagnetycznych z wykorzystaniem metody pomiaru składowych impedancji szeregowego obwodu RLC, której metodyka została opisana w punkcie 3.3. Badania laboratoryjne zostały przeprowadzone na próbkach walcowych o średnicy 4 *mm* i długości 140 *mm* wykonanych ze stopu niklowo-chromowego, którego skład chemiczny podano w tablicy 4.2.

Tablica 4.2. Skład chemiczny badanego materiału [42]

Skład chemiczny	С	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb	Co	Fe
udziały masowe [%]	0.04	0.4	5.0	19.0	≥ 67.0	≤ 1.5	≤ 0.5	2.0	≤0.08	3.0

Wyniki statycznej próby rozciągania badanego materiału przedstawiono na rysunku 4.7.



Rys. 4.7. Krzywa rozciągania badanego tworzywa

W badaniach stosowano podręczny, automatyczny mostek LCR typ DT-9935 firmy CEM opisany w punkcie 3.3. Uzwojenie pomiarowe zostało nawinięte na karkasie o średnicy wewnętrznej umożliwiającej umieszczenie badanej próbki. Parametry uzwojenia pomiarowego: ilość zwojów n = 1500, grubość drutu nawojowego $d_d = 0.28$ mm, długość cewki l = 15 mm. Wartości składowych impedancji uzwojenia pomiarowego bez wpływu badanego elementu przedstawiono w tablicy 4.3.

Tablica 4.3. Wartości indukcyjności L_0 i rezystancji R_0 cewki bez wpływu badanego elementu (rdzenia) [10]

f[kHz]	0,1	0,12	1	10	100
$L_0 [mH]$	4,246	4,226	4,237	4,237	4,592
$R_{ heta}\left[arOmega ight]$	10,46	10,46	10,487	12,498	245,8

Badana próbka poddana obciążeniom stanowiła rdzeń uzwojenia pomiarowego. W trakcie badań naprężenie w przekroju próbki wzrastało od wartości zerowej do wartości powodującej zerwanie próbki, a pomiary składowych impedancji były wykonywane, gdy naprężenie osiągało wartość stanowiącą wielokrotność 50 *MPa*. Podczas wykonywania tych pomiarów

wartość naprężenia była utrzymywana na stałym, zadanym poziomie. Badania przeprowadzono na trzech próbkach materiału oznaczonych odpowiednio jako S1, S2 i S3.

4.2.1. Wyniki pomiarów

Podczas przeprowadzonych prób uzyskano różne wartości maksymalne napreżenia przy którym możliwe było przeprowadzenie pomiaru - w przypadku próbki S1 naprężenie maksymalne osiągnęło wartość 750 MPa a w przypadku próbek S2 i S3 wartość maksymalna naprężenia wyniosła 700 MPa. Wzrost obciążenia powyżej tych wartości skutkował zerwaniem próbki.

Na podstawie uzyskanych wyników pomiarów można stwierdzić, że w przypadku indukcyjności L największy wpływ wzrostu naprężenia w przekroju próbki na zmianę wartości obserwowany jest w przypadku niskich wartości częstotliwości testowych (0,1 i 0,12 kHz) – rysunek 4.8 a w przypadku rezystancji R największe wpływ na zmiany jej wartości zaobserwowano przy częstotliwości testowej równej 100 kHz - rysunek 4.9.

Zaobserwowane znaczne spadki wartości indukcyjności L i rezystancji R w ostatnim etapie obciążania mogą być spowodowane dużą zmianą współczynnika sprzężenia cewki k wskutek zmian średnicy próbki spowodowanych jej odkształceniem plastycznym.





Rys. 4.8. Zmiana indukcyjności L cewki z próbką S1 w funkcji naprężenia



0 MPa

100 MPa

150 MPa

200 MPa

250 MPa

300 MPa

350 MPa

400 MPa

450 MPa

-D- 600 MPa

E 650 MPa

700 MPa

2 50 MPa

3

5

6

7

8

9

A

в 500 MPa

С 550 MPa

F

2.6

R-R

2.2

Na podstawie wyników pomiarów indukcyjności L i rezystancji R opracowano krzywe znormalizowanych składowych impedancji dla każdego stanu naprężenia. Krzywe te otrzymane dla próbek S1 i S2 przedstawiono na rysunkach 4.10 i 4.11.



Każdemu stanu naprężenia odpowiada unikatowy przebieg znormalizowanych składowych impedancji. Największe zmiany ilościowe znormalizowanych składowych impedancji odpowiadające kolejnym wartościom naprężenia obserwowane są w przypadku każdej z badanych próbek dla częstotliwości testowych 0,1 i 0,12 kHz. Zmiany zachodzące dla wyższych częstotliwości nie są widoczne na rysunkach w tej skali.

4.2.2. Podsumowanie

W każdym badanym przypadku i dla każdej częstotliwości testowej obserwuje się znaczące odsunięcie punktów dla końcowych wartości naprężeń przy których biorąc pod uwagę wyniki statycznej próby rozciągania (rysunek 4.7) prawdopodobnie występował zakres odkształceń plastycznych materiału.

Brak podobieństwa jakościowego w przebiegu zmian znormalizowanych składowych impedancji widoczny dla niskich częstotliwości testowych jest prawdopodobnie spowodowany różnicą w stanie początkowym właściwości elektrycznych i magnetycznych próbek, które nie były uwzględnianie w eksperymencie.

Stwierdzono, że istnieje wpływ naprężenia na parametry obwodu RLC w którym rdzeniem uzwojenia pomiarowego jest obciążana próbka. Identyfikację stanu naprężenia można prowadzić analizując wszystkie mierzone częstotliwości lub skupiając się na jednej lub dwóch wykazujące największe zmiany znormalizowanych składowych impedancji.

Założenia metody są słuszne – w wyniku pomiaru indukcyjności L i rezystancji R dla kilku częstotliwości testowych uzyskano unikalne przebiegi krzywych znormalizowanych impedancji w pełni rozróżnialne pomiędzy stanami naprężenia występującego w przekroju badanych próbek.

Zjawisko znacząco wyróżniającego się przebiegu krzywej znormalizowanych składowych impedancji uzyskanego dla końcowych wartości naprężenia powinny być rozpatrzone pod kątem potencjalnego wykorzystania do identyfikacji obszarów w których wystąpiły odkształcenia plastyczne materiału, choć może być również spowodowana zmianą współczynnika wypełnienia cewki.

Różnice w uzyskanych zależnościach wpływu naprężenia na parametry impedancji elektrycznej uzwojenia pomiarowego zaobserwowane w przypadku przeprowadzonych prób są prawdopodobnie wynikiem niejednorodności początkowych parametrów elektrycznych i magnetycznych badanego materiału.

Zagadnienie powtarzalności wyników badań wymaga dalszych prac, w których powinno przeanalizować się wpływ stanu początkowego próbek, parametrów uzwojenia pomiarowego oraz wpływ zmiany współczynnika sprzężenia *k* spowodowanego zmianą przekroju próbki na uzyskane wyniki pomiarów składowych impedancji, które w przeprowadzonych analizach nie zostały uwzględnione.

4.3. ANALIZA MOŻLIWOŚCI IDENTYFIKACJI STANU NAPRĘŻEŃ CZYNNYCH NA PODSTAWIE WŁASNEGO MAGNETYCZNEGO POLA ROZPROSZENIA [24]

Przeprowadzono badania mające na celu analizę możliwości wykorzystania własnego magnetycznego pola rozproszenia WMPR do szacowania naprężeń czynnych. Badano wpływ historii obciążania na WMPR elementu.

Pomiary przeprowadzono na powierzchni próbek płytowych ze stali ferrytycznej do głębokiego tłoczenia. Jedna grupa próbek poddana została narastającym w sposób ciągły obciążeniom rozciągającym, natomiast drugą grupę próbek poddano cyklom obciążenie-

odciążenie z narastającą w kolejnych cyklach wartością naprężenia maksymalnego. Stwierdzono, że naprężenia czynne wpływają na wartości składowych WMPR. Dla narastającego w sposób ciągły obciążenia możliwe jest opracowanie korelacji naprężenie - wartości składowych WMPR. Dla narastających obciążeń cyklicznych, które są sytuacją najczęściej spotykaną w praktyce, opracowanie takiej korelacji nie jest możliwe.

4.3.1. Szczegóły badań

Badano próbki płytowe ze stali do głębokiego tłoczenia, której skład chemiczny oraz własności mechaniczne podano w tablicy 4.4.

C Si Mn Cr Cu Al V W P S										Re [<i>MPa</i>]	Rm [<i>MPa</i>]
0,046	<0,006	0,260	0,010	0,052	0,053	0,009	0,094	<0,002	0,019	150	310

Tablica 4.4. Skład chemiczny i własności mechaniczne badanej stali

Jedna grupa próbek poddana została narastającym w sposób ciągły obciążeniom rozciągającym, natomiast drugą grupę próbek poddano cyklom obciążenie-odciążenie z narastającą w kolejnych cyklach wartością naprężenia maksymalnego.

Do badań wykorzystywano magnetometr TSC-1M-4 z głowicą pomiarową TSC-2M dostarczony przez Energodiagnostika Co. Ltd Moscow.

Prowadzono pomiar punktowy dwóch składowych WMPR na powierzchni próbki (rysunek 4.12):

- H_T składowa styczna mierzona w kierunku równoległym do kierunku zadawanego obciążenia,
- H_N składowa normalna.



Rys. 4.12. Oznaczenia kierunków składowych WMPR oraz kierunku zadawanego obciążenia

4.3.2. Omówienie wyników badań i wnioski

Na rysunku 4.13 pokazano uśrednione dla grupy badanych próbek, zmiany wartości składowych WMPR (pomiar punktowy) na skutek działania czynnych naprężeń rozciągających, które narastały w sposób ciągły. Analizując te zmiany, można stwierdzić, że składowa styczna H_T (rysunek 4.13a) nie wykazuje jednolitego trendu zmian. Do osiągnięcia naprężeń zbliżonych do granicy plastyczności występują zarówno spadki jak i wzrosty wartości. Dopiero po jej przekroczeniu ustala się stały trend wzrostowy. W prowadzonych pomiarach składowa normalna H_N (rysunek 4.13b) wykazuje trend spadkowy, z niewielkim jego zaburzeniem w okolicach granicy plastyczności.

Widać, że w przypadku pomiarów punktowych, dla opracowania jednoznacznej korelacji umożliwiającej identyfikację stanu naprężeń czynnych konieczne jest wykorzystanie obydwu mierzonych składowych WMPR.

Na rysunkach 4.14 i 4.15 pokazano przykładowe, reprezentatywne dla badanego tworzywa zmiany wartości składowych WMPR dla próbki poddanej cyklom obciążania i odciążania

z narastającą wartością naprężenia maksymalnego cyklu. Zmiany wartości składowej stycznej H_T dla wartości naprężenia maksymalnego w cyklu od 30 do 150 *MPa* pokazano na rysunku 4.14a, a dla wartości naprężenia maksymalnego w cyklu od 180 do 300 *MPa* na rysunku 4.14b. Analogiczny podział obowiązuje dla składowej normalnej H_N, której zmiany pokazano na rysunkach 4.15 a i b.

Przebiegi zmian składowych WMPR podczas obciążania pokazują linie grube których początek i koniec opisane są kolejnymi liczbami naturalnymi (cykl dziesiąty – punkty oznaczone jako A), natomiast podczas odciążania zmiany wartości reprezentują linie cienkie. Identyfikacja przebiegów zmian wartości składowych WMPR podczas kolejnych cykli obciążania możliwa jest również poprzez maksymalne naprężenie w cyklu. Stan początkowy wartości składowych H_N i H_T oznaczony jest symbolem "0".



W analizowanym przypadku w cyklu obciążenie - odciążenie przebiegi zmian wartości WMPR nie pokrywają się, a ponadto występuje trwała zmiana wartości w stosunku do początku cyklu. Ogólnie przebieg zmian wartości składowych WMPR można opisać następująco: do osiągnięcia wartości naprężeń maksymalnych z poprzedniego cyklu, zmiany wartości składowej WMPR zbliżone są do zmian w trakcie odciążania, a po przekroczeniu tej wartości trend zmienia się na zbliżony do trendu występującego podczas obciążania w cyklu poprzednim. Przy czym, zarówno podczas obciążania, jak i odciążania trendy zmian nie są jednakowe i zmieniają się w zależności od wartości naprężeń.

Analizując otrzymane wyniki pod kątem możliwości oceny stanu naprężeń czynnych widoczny jest znaczący wpływ historii obciążania na wartość składowych WMPR.

Tej samej wartości naprężenia w kolejnych cyklach obciążenia odpowiadają różne wartości składowych H_T i H_N . Przykładowo dla czynnego naprężenia rozciągającego równego 150 *MPa* składowa styczna przyjmuje wartości od ok. 20 do ok. 100 *A/m*, natomiast składowa normalna H_N - 315 do -370 *A/m*. Niemożliwa jest jednoznaczna identyfikacja stanu naprężeń czynnych.







Przeprowadzono badania mające na celu analizę możliwości wykorzystania WMPR do oszacowania naprężeń czynnych. Badano wpływ historii obciążania na WMPR elementu. Stwierdzono, że naprężenia czynne wpływają na wartości składowych WMPR. Dla narastającego w sposób ciągły obciążenia możliwe jest opracowanie korelacji naprężenie - wartości składowych WMPR. Dla obciążeń narastających w sposób inny niż ciągły, sytuacja taka jest najczęściej spotykaną w praktyce, opracowanie korelacji nie jest możliwe.

4.4. ANALIZA MOŻLIWOŚCI OCENY STOPNIA ODKSZTAŁCENIA PLASTYCZNEGO STALI AUSTENITYCZNYCH NA PODSTAWIE POMIARÓW WŁASNEGO MAGNETYCZNEGO POLA ROZPROSZENIA

Celem badań przedstawionych w niniejszym punkcie była analiza możliwości identyfikacji obszarów odkształconych plastycznie oraz ilościowej oceny stopnia deformacji plastycznej na podstawie pomiarów własnego magnetycznego pola rozproszenia WMPR.

4.4.1. Przemiany struktur austenitycznych [30]

W wysokostopowych stalach chromowo-niklowych typu 18-8, zależnie od stężenia Cr oraz Ni oraz innych dodatków stopowych, w temperaturze pokojowej występuje struktura austenityczna, może też pojawiać się pewna zawartość ferromagnetycznego ferrytu δ . Strukturę stali można dość dobrze ocenić na podstawie składu chemicznego posługując się równoważnikami pierwiastków austenitotwórczych i ferrytotworczych. W tym przypadku wykorzystuje się wykresy Schaefflera, De Longa, Hulla oraz inne.

Stale austenityczne Fe-Cr-Ni po przesycaniu zachowują w temperaturze otoczenia bazową strukturę austenityczną o sieci regularnej płasko centrycznej (γ). Zależnie od składu chemicznego austenit taki może być fazą metastabilną ulegającą przemianie martenzytycznej przy ochłodzeniu poniżej temperatury M_s lub pod wpływem krytycznego odkształcenia plastycznego przy temperaturach wyższych od M_s . Stale austenityczne są materiałami szeroko stosowanymi, a występująca w nich odkształceniowa przemiana martenzytyczna może mieć zarówno pozytywne następstwa powodując umocnienie materiału jak i niepożądane powodując spadek odporności na korozję oraz pojawienie się fazy ferromagnetycznej [19, 21, 32, 34].

Austenityczne stale chromowo – niklowe pod wpływem odkształcenia plastycznego na zimno ulegają znacznemu umocnieniu, zależnie od składu chemicznego, wielkości zgniotu i temperatury odkształcenia.

4.4.2. Szczegóły badań

Badania przeprowadzono na próbkach płytowych ze stali austenitycznych X15CrNiSi20-12 według [38] oraz X2CrNi18-9 według [39]. Skład chemiczny badanych stali przedstawiono w tablicy 4.5. Na podstawie wykresu Schaefflera ustalono, że stal X15CrNiSi20-12 ma strukturę austenityczną, a stal X2CrNi18-9 strukturę austenityczną z udziałem ferrytu i martenzytu (przy szybkim chłodzeniu dla spoin).

Geometryczną cechę konstrukcyjną próbek przedstawiono na rysunku 4.16.



Rys. 4.16. Geometria próbki wykorzystanej w badaniach [30]

Na podstawie wykresu Schaefflera ustalono, że stal X15CrNiSi20-12 ma strukturę austenityczną, a stal X2CrNi18-9 strukturę austenityczną z udziałem ferrytu i martenzytu (przy szybkim chłodzeniu dla spoin).

		Skład chemiczny udziały masowe [%]											
Oznaczenie stali	С	Si	Mn	Р	G	N	Cn	Мо	NIL	NI	т		
	max	max	max	max	מ	max	CI	IVIO	IND	191	11		
		1,50					19,0			11,0			
X15CrNiSi20-12	$\leq 0,20$	÷	$\leq 2,00$	0,045	0,015	$\leq 0,11$	÷	-	-	÷	-		
		2,50					21,0			13,0			
X2CrNi18-9	0,02	0,45	1,43	0,031	0,008	-	18	0,3	0,017	7,94	0,01		

Tablica 4.5. Skład chemiczny badanych stali

Próbki obciążano przy użyciu maszyny wytrzymałościowej Galdabini Sun 10P. Po osiągnięciu zadanych obciążeń próbki były odciążane i badane poza maszyną. Odkształcenie względne zostało zdefiniowane dla odcinka próbki o długości 80 *mm* (pomiędzy 60-tym a 140-tym punktem pomiarowym –patrz rysunek 4.16).

Do badań wykorzystywano magnetometr TSC-1M-4 z głowicą pomiarową TSC-2M dostarczony przez Energodiagnostika Co. Ltd Moscow. Aparatura pomiarowa została wykalibrowana w polu magnetycznym Ziemi do założonej wartości 40 *A/m*. Pomiary prowadzono zawsze na stanowisku w tym samym miejscu, przy takim samym położeniu próbki. Składowe pola magnetycznego w miejscu wykonywania pomiarów miały wartości $H_{T,X} = 8 A/m$, $H_{T,Y} = 8 A/m$, $H_{N,Z} = 40 A/m$. Pomiary natężenia pola magnetycznego wykonywano wzdłuż linii pomiarowej (rysunek 4.16) w 200 punktach. Odległości między tymi punktami w stanie początkowym wynosiły 1 *mm* i zwiększały się wraz ze wzrostem odkształcenia plastycznego.

Mierzono dwie składowe WMPR na powierzchni próbki (rysunek 4.16):

- $H_{T,Y}$ składowa styczna mierzona w kierunku równoległym do kierunku zadawanego obciążenia,
- $H_{N,Z}$ składowa normalna.

4.4.3. Analiza wyników badań i wnioski

Przykładowe wyniki w postaci rozkładów składowych WMPR zmierzonych wzdłuż linii pomiarowej próbek, dla stanu początkowego i dla stanu w którym obserwowano wyraźne odkształcenia plastyczne (odkształcenie względne $\varepsilon_p \approx 40\%$) przedstawiono dla stali 5CrNiSi20-12 na rysunkach 4.17 a i b oraz na rysunkach 4.18 a i b dla stali X2CrNi18-9.

Dla stali X15CrNiSi20-12 nie zaobserwowano znaczących różnic pomiędzy stanem początkowym a stanem dla 40 %-owego odkształcenia plastycznego. Obszar próbki odkształcony plastycznie nie jest widoczny na rozkładach składowych WMPR. Wynika z tego, że dla stali X15CrNiSi20-12 ocena stopnia deformacji plastycznej na podstawie WMPR jest niemożliwa.

Natomiast dla stali X2CrNi18-9 zauważalna jest wyraźna różnica wartości składowych WMPR pomiędzy stanem początkowym a stanem 40 %-owego odkształcenia plastycznego. Odkształcony plastycznie obszar próbki o mniejszym przekroju, leżący pomiędzy 40-tym a 160-tym punktem pomiarowym wyróżnia się na rozkładach obydwu analizowanych składowych WMPR. Na granicach obszaru odkształconego plastycznie stwierdzono występowanie ekstremów zarówno składowej stycznej $H_{T,Y}$ jak i składowej normalnej $H_{N,Z}$. Przyjmują one zdecydowanie inne wartości i mają inny trend zmian niż w pozostałej części próbki.



Rys. 4.17. Rozkłady składowych WMPR w stanie początkowym i w stanie znacznego odkształcenia plastycznego dla stali X15CrNiSi20-12

Duża zmienność wartości składowych WMPR w obszarze odkształconym plastycznie uniemożliwia opracowanie relacji diagnostycznej pomiędzy stanem odkształcenia a wartościami składowych WMPR. W związku z tym skupiono się na analizie gradientów składowych WMPR.

Gradienty te wyznaczono jako wartości bezwzględne pochodnych funkcji otrzymanej poprzez zastosowanie filtru Savitzkiego-Golaya z wykorzystaniem funkcji wielomianowej 3-go stopnia. Przykładowe rozkłady gradientów, odpowiadające rozkładom składowych WMPR przedstawionych na rysunkach 4.18 a i b, pokazano na rysunkach 4.19 a i b. W rozkładzie gradientów dominują dwa maksima w strefach zmiany przekroju.

Analizie poddano wpływ stopnia odkształcenia plastycznego na wartości maksymalne gradientów składowych WMPR, występujących w strefach zmiany przekroju oraz na wartości średnie gradientów składowych WMPR wyznaczone dla obszaru o stałym przekroju na odcinku pomiędzy 90-tym a 110-tym punktem na linii pomiarowej próbki (rysunek 4.16).







a) gradient składowej stycznej *grad* $H_{T,Y}$ b) gradient składowej normalnej *grad* $H_{N,Z}$ Rys. 4.19. Rozkłady gradientów składowych WMPR w stanie początkowym i w stanie znacznego odkształcenia plastycznego dla stali X2CrNi18-9

Na rysunkach 4.20 a i b oraz 4.21 a i b przedstawiono korelacje dla próbek ze stali X2CrNi18-9 odpowiednio pomiędzy stopniem trwałej deformacji a maksymalnymi gradientami składowych WMPR (rysunki 4.20 a i b) oraz pomiędzy stopniem trwałej deformacji a średnimi gradientami składowych WMPR (rysunki 4.21 a i b).



Rys. 4.20. Relacje pomiędzy stopniem trwałej deformacji a gradientami maksymalnymi w miejscu zmiany przekroju dla stali X2CrNi18-9



Widać, że wraz ze wzrostem stopnia deformacji plastycznej rosną zarówno wartości maksymalne, jak i średnie gradientów składowych WMPR. Niestety, dla badanej stali X2CrNi18-9 opracowanie w miarę jednoznacznej zależności pomiędzy stopniem odkształcenia plastycznego a wartościami gradientów WMPR jest możliwe dopiero po przekroczeniu wartości 10% odkształcenia plastycznego. Dla mniejszych wartości odkształcenia plastycznego wartości gradientów nie ulegają obserwowalnym zmianom.

Istotne znaczenie w diagnostyce i zmianach sygnału pomiarowego badanych stali austenitycznych ma obecność i zmiany ilościowe tworzącej się fazy ferromagnetycznej podczas odkształcenia plastycznego. W stali X2CrNi18-9 faza ferromagnetyczna – ferryt δ w niewielkiej ilości występuje już w stanie nieodkształconym, a następnie w miarę wzrostu odkształcenia i po przekroczeniu pewnego odkształcenia krytycznego występuje wyraźny przyrost sumarycznego udziału faz ferromagnetycznych na skutek występowania przemiany martenzytycznej i tworzenia martenzytu α ' [30].

5. OCENA TWARDOŚCI

Twardość jest właściwością, której nie można zdefiniować jednoznacznie. W różnych próbach których celem jest pomiar twardości, w rzeczywistości mierzy się różne inne właściwości. Próby te można sklasyfikować w zależności od rodzaju oporu materiału, stawianego podczas próby. Są to [7]:

- statyczne próby twardości, podczas których opór materiału spowodowany działaniem obciążenia statycznego jest związany z odkształceniem plastycznym,
- dynamiczne próby twardości, podczas których opór materiału wywołany działaniem obciążenia udarowego jest związany z odkształceniem plastycznym lub sprężystym,
- próby zarysowania, w których opór jest związany z jego zarysowaniem,
- próby twardości, o której decyduje ścieralność materiału.

Metody statyczne pomiaru twardości polegają na wciskaniu wgłębnika w badany materiał poza granicę sprężystości, do spowodowania odkształceń trwałych. Przy zastosowaniu tych metod twardość można określić jako miarę odporności materiału na odkształcenie trwałe, powstające w wyniku wciskania wgłębnika.

Przykładowo pomiar twardości metodą Vickersa [40] polega na wciśnięciu w metal diamentowego ostrosłupa o podstawie kwadratu i kącie między przeciwległymi ścianami równym 136° [7].

W trakcie tradycyjnego pomiaru twardości wgłębnik twardościomierza odkształca plastycznie fragment powierzchni na której dokonywany jest pomiar. W przypadkach niektórych elementów takie uszkodzenie powierzchni jest niedopuszczalne. W innych przypadkach odkształcenie plastyczne powierzchni nie stanowi problemu eksploatacyjnego natomiast uniemożliwia przeprowadzania pomiaru twardości dokładnie w tym samym miejscu co stanowi problem diagnostyczny. Rozwiązanie tych problemów jest możliwe przez zastosowanie tzw. zagadnień odwrotnych badań nieniszczących, w których właściwości mechaniczne określane są na podstawie innych wielkości fizycznych [9].

W rozdziale przedstawiono próbę opracowania korelacji diagnostycznych, pomiędzy twardością i wielkościami opisującymi ilościowo polowy efekt Barkhausena. Analizowano możliwości oceny zmian twardości wskutek umocnienia odkształceniowego oraz wskutek obróbki cieplno-chemicznej z wykorzystaniem pomiaru efektu Barkhausena [25].

Efekt Barkhausena zależy od stanu mikrostruktury materiału i od stanu naprężenia. Rozdzielenie wpływu obu czynników na efekt Barkhausena jest możliwe przy założeniu, iż oba te czynniki nie są zmieniane równocześnie. Zmianom twardości wskutek umocnienia odkształceniowego towarzyszy zmiana naprężeń własnych (resztkowych). Podobnie zmianom twardości wskutek obróbki cieplno-chemicznej oprócz zmian mikrostruktury występuje zmiana stanu naprężeń resztkowych. W prowadzonych badaniach w trakcie analizy wyników nie uwzględniano wpływu naprężeń własnych. W wyniku tego opracowane korelacje diagnostyczne są mniej uniwersalne, ponieważ związane są z cechami konstrukcyjnymi próbek.

5.1. ZMIANY TWARDOŚCI NA SKUTEK ODKSZTAŁCENIA PLASTYCZNEGO NA ZIMNO

Skutkiem odkształcenia plastycznego jest zaburzenie sieci krystalicznej – atomy zostają wytrącone ze swoich położeń równowagi, a także następuje wzrost energii wewnętrznej materiału w postaci zwiększonej gęstości defektów sieciowych (liniowych i punktowych).

Zmiany właściwości jakie zachodzą w materiale pod wpływem odkształcenia związane są z generacją i wzajemnym oddziaływaniem defektów sieciowych. Na właściwości fizyczne silniej wpływa wzrost koncentracji błędów punktowych, natomiast właściwości mechaniczne ulegają zmianie w wyniku zwiększenia ilości defektów liniowych - dyslokacji.

Wzrost gęstości dyslokacji (o 4÷5 rzędów wielkości) w wyniku odkształcenia plastycznego, powoduje umocnienie materiału, gdyż maleją odległości pomiędzy dyslokacjami, a tym samym rosną siły ich wzajemnego oddziaływania. Na skutek zmniejszenia odległości, dyslokacje blokują się wzajemnie, a do ich dalszego ruchu (dalszego odkształcania materiału) potrzebne jest przyłożenie większego naprężenia zewnętrznego – zjawisko to nazywane jest umocnieniem odkształceniowym. Materiał w stanie odkształconym cechuje więc wzrost właściwości wytrzymałościowych (twardość, granica plastyczności) z jednoczesnym obniżeniem własności plastycznych (wydłużenie, przewężenie) [22].

5.1.1. Szczegóły badań

Badania przeprowadzono na próbkach płytowych wykonanych ze stali S235 oraz DC01, które były poddane jednoosiowemu rozciąganiu. Właściwości stali S235 przedstawiono w tablicy 4.1 a właściwości stali DC01 przedstawiono w tablicy 5.1. Obciążanie próbek przerywano w momencie pojawienia się wyraźnego lokalnego przewężenia. W obszarze tym na skutek umocnienia materiału zachodzi zmiana twardości materiału. Nierównomierne odkształcenie plastyczne spowodowane przez geometrię próbki, prowadzi do powstania szczególnego profilu twardości na powierzchni próbki [25].

С	Mn	Р	R_{eH} lub $R_{p0,2min}$	R_m		
	% n	nasowy	[<i>MPa</i>]	[<i>MPa</i>]		
≤ 0,12	$\leq 0,60$	≤ 0,045	≤ 0,045	140 - 280	270-410	

Tablica 5.1. Skład chemiczny i właściwości mechaniczne stali DC01 [41]

Pomiary efektu Barkhausena przeprowadzono z wykorzystaniem systemu pomiarowego MEB4-C. Na wstępnym etapie badań przeprowadzono pomiary zmieniając kierunek magnesowania co 30°, przy czym kąt 0° i 180° odpowiadają głównemu kierunkowi odkształcenia. Przykładowe otrzymane wyniki przedstawiono na rysunku 5.1. Potwierdzają one dane pojawiające się w literaturze [5, 18], że wartości maksymalne sygnału otrzymuje się dla kierunku maksymalnych odkształceń a wartości minimalne dla kierunku prostopadłego.



Rys. 5.1. Wykres biegunowy średniej energii polowego efektu Barkhausena E_{BN} w miejscu przewężenia próbki (0°-180° - kierunek równoległy kierunku obciążenia rozciągającego, 90°-270° - kierunek prostopadły do kierunku obciążenia rozciągającego)

Wobec powyższego ograniczono się do pomiarów efektu Barkhausena w dwóch wzajemnie prostopadłych kierunkach, tj. w kierunku *X* prostopadłym do kierunku zadawanego obciążenia i kierunku *Y* równoległym do kierunku zadawanego obciążenia. Pomiary wykonywano wzdłuż linii pomiarowej będącą osią symetrii próbki.

Częstotliwość próbkowania sygnału wynosiła 800 kHz a próbki były magnesowane prądem wzbudzenia o częstotliwości 2 Hz i amplitudzie 2 A. Po przeprowadzeniu pomiarów efektu Barkhausena w tych samych punktach pomiarowych wykonano pomiary twardości HV5 przy użyciu twardościomierza Krautkramer TIV. Przykładowe wyniki badań dla odkształconej plastycznie próbki ze stali S235 pokazano na rysunku 5.2, a dla próbek ze stali DC01 na rysunku 5.3.

5.1.2. Analiza wyników badań

W celu opracowania relacji diagnostycznych z twardością HV5, zmierzony sygnał został przetworzony w celu otrzymania jego charakterystycznych wielkości.

Przeprowadzono analizę ilościową efektu Barkhausena wykorzystując [25]:

- energię efektu Barkhausena E_{BN} ,
- maksymalne napięcie obwiedni *PEAK*_{VAL},
- periodogramy szybkiej transformaty Fouriera FFT,
- rozkłady całkowitej liczby zdarzeń NoE_{TOT},
- spektrogramy krótkoczasowej transformacji Fouriera STFT.

W praktyce inżynierskiej, relacje diagnostyczne powinny być niezależne od kierunku naprężeń resztkowych w materiale, które są zazwyczaj nieznane. Propozycją uproszczonego rozwiązania jest moduły wartości wielkości opisujących ilościowo polowy efekt Barkhausena:

$$V = \sqrt{V_X^2 + V_Y^2}$$
(5.1)

gdzie: V_X i V_Y to odpowiednio wartości parametru dla dwóch prostopadłych do siebie kierunków przyłożenia zewnętrznego pola magnetycznego dla których otrzymano najbardziej skrajne wartości



Wartości modułów poszczególnych wielkości punktowych (E_{BN} , $PEAK_{VAL}$) i wektorowych (periodogramy FFT, rozkłady NoE_{TOT}) obliczone przy pomocy (5.1) poddano analizie korelacyjnej.

5.1.3. Wnioski

Otrzymano interesujące wyniki , które świadczą o dużym potencjale wykorzystania efektu Barkhausena do opracowania zależności korelacyjnych umożliwiających określenie twardości. Szczególnie wysokim współczynnikiem determinacji R^2 charakteryzują się rozkłady całkowitej liczby zdarzeń NoE_{TOT} w wybranych przedziałach napięcia progowego U_g (rysunki 5.4 i 5.5) oraz amplitudy periodogramów A_{FFT} dla wybranych przedziałów częstotliwości (rysunki 5.6 i 5.7).



Rys. 5.4. Wartość współczynnika determinacji R₂ w funkcji napięcia progowego U_g dla stali S235



Rys. 5.6. Wartość współczynnika determinacji R^2 w funkcji częstotliwości f dla stali S235



Rys. 5.5. Wartość współczynnika determinacji R₂ w funkcji napięcia progowego U_g dla stali DC01



Rys. 5.7. Wartość współczynnika determinacji R^2 w funkcji częstotliwości f dla stali DC01

Wartość współczynnika R^2 osiąga w tych przedziałach wartości 0,8 – 0,9, co można ocenić jako dobrą korelację tych parametrów z twardością *HV5*. Parametry te pozwalają z określoną dokładnością oszacować twardość elementów wykonanych ze stali S235 i DC01. W przypadku pozostałych parametrów takich jak energia efektu Barkhausena E_{BN} oraz maksymalne napięcie obwiedni *PEAK*_{VAL} nie uzyskano tak dobrej korelacji [25].

Analiza czasowo-częstotliwościowa STFT wykazała, że wzrost twardości zwiększa obszar występowania niezerowych wartości współczynników skalogramów zarówno w dziedzinie częstotliwości jak i w dziedzinie czasu. Różnice te, wykorzystując metody analizy obrazu lub algorytmy sztucznych sieci neuronowych, mogą zostać wykorzystane do opracowania korelacji diagnostycznych.

5.2. ZMIANY TWARDOŚCI WSKUTEK NAWĘGLANIA I HARTOWANIA INDUKCYJNEGO [9]

Celem badań była analiza możliwości opracowania zależności diagnostycznych pomiędzy wielkościami ilościowo opisującymi polowy efekt Barkhausena a twardością Vickersa HV0,5

zmierzoną na powierzchni zestawu trzech próbek, ze stali AMS 6414 o różnej twardości. Badania dotyczące wykorzystania efektu Barkhausena w ocenie twardości prowadzone są obecnie w ośrodkach badawczych i obejmują analizy rozkładu twardości w funkcji odległości od powierzchni próbki [20, 33], rozkładu twardości w spoinie i w strefie wpływu ciepła [35] oraz wpływu odkształcenia plastycznego oraz wpływu eksploatacji na zmiany twardości [25].

5.2.1. Szczegóły badań

Badania przeprowadzono na zestawie trzech próbek, ze stali AMS 6414, poddanych procesowi nawęglania, w atmosferze o różnym stężeniu węgla, a następnie hartowaniu. W wyniku tych procesów otrzymano próbki o różnej twardości i stałej grubości warstwy nawęglanej równej 1,2 *mm*. Powierzchnia próbek została przygotowana do badań poprzez szlifowanie [14]. Rdzeń próbek ma strukturę martenzytyczną. W przypadku warstw, widoczne jest coraz większe rozdrobnienie martenzytu wraz ze wzrostem twardości. Wynika to z faktu zwiększenia ilości miejsc zarodkowania martenzytu podczas hartowania wraz ze wzrostem zawartości węgla w warstwie nawęglonej, co w konsekwencji prowadzi do ograniczenia jego rozrostu. Dodatkowo w najtwardszej warstwie można odnotować obecność wydzieleń cementytu [14].

Pomiary efektu Barkhausena przeprowadzono z wykorzystaniem systemu MEB-4C. Pomiary przeprowadzono dla kierunku magnesowania równoległego i prostopadłego do kierunku śladów szlifowania dla trzech konfiguracji ustawień urządzenia pomiarowego – szczegółowe informacje zawarto w tablicy 5.3. Wartości parametrów punktowych $(E_{BN}, PEAK_{VAL})$ i wektorowych (periodogramy FFT, rozkłady NoE_{TOT}) poddano analizie korelacyjnej.



Rys. 5.8. Szczegóły badań efektu Barkhausena przeprowadzonych na próbkach stali AMS 6414

			U 1
oznaczonia konfiguracij	Konfiguracja	Konfiguracja	Konfiguracja
oznaczenie koninguracji	C1	C2	C3
częstotliwość próbkowania f _p [kHz]	800	800	800
amplituda prądu magnesującego [mA]	200	200	200
częstotliwość prądu magnesującego [Hz]	2,02	5,31	10,4
wzmocnienie sygnału [dB]	50	50	25
liczba cykli przemagnesowania	5	15	25

Tablica 5.3. Szczegóły konfiguracji pomiarowej

Badania mikrotwardości na powierzchni warstw nawęglanych próbek wykonano przy pomocy mikrotwardościomierza Zwick Roel a wyniki pomiarów pokazano w tablicy 5.4 [9].

Oznaczenie próbki		Wyniki pomiarów <i>HV 0,5</i>										Odchylenie standardowe
1	757	749	746	768	748	757	740	757	757	753	753,2	7,40
2	815	800	809	789	801	809	803	814	815	803	805,8	7,82
3	834	827	827	821	851	846	821	853	846	836	836,2	11,53

Tablica 5.4. Wyniki pomiarów twardości HV 0.5

5.2.2. Analiza wyników i wnioski

Uzyskano interesujące korelacje diagnostyczne mogące posłużyć w rozwiązywaniu zagadnień odwrotnych badań nieniszczących. Dobre i bardzo dobre korelacje uzyskano dla energii (rysunki 5.9 do 5.11) i wartości skutecznej efektu Barkhausena, całkowitej liczby zdarzeń dla wybranych wartości napięcia dyskryminacji (rysunki od 5.12 do 5.15). Umożliwia to wielowariantową analizę sygnału diagnostycznego a przez to zwiększa pewność wyznaczania twardości na podstawie pomiarów efektu Barkhausena. W potencjalnych aplikacjach tych korelacji należy pamiętać o uwzględnieniu czynników wpływających na sygnał diagnostyczny, np. chropowatość i kształt powierzchni, wpływ krawędzi elementu.







6. ANALIZA MOŻLIWOŚCI OCENY STANU ZAAWANSOWANIA PROCESU PEŁZANIA

O wysokotemperaturowej wytrzymałości i trwałości elementów konstrukcyjnych decydują trzy główne parametry tj.: temperatura, naprężenie i czas. Pojawia się wówczas proces utraty trwałości zwany pełzaniem. Pełzanie jest to proces polegający na powolnym, ciągłym wzroście odkształceń elementu pod wpływem jednoczesnego oddziaływania długotrwałych obciążeń i wysokiej temperatury (powyżej 1/3 temperatury topnienia). Wartości naprężeń zwykle nie przekraczają 25% wartości granicy plastyczności w danej temperaturze.

Istnieją dwa główne fizyczne mechanizmy pełzania: pełzanie dyslokacyjne oraz pełzanie dyfuzyjne. Większość elementów pracujących w wysokiej temperaturze charakteryzuje się pełzaniem dyslokacyjnym, które charakteryzuje się znaczną nieliniową zależnością od naprężeń [2]. W procesie pełzania można wyróżnić trzy etapy [7]:

- etap I pełzanie nieustalone, w którym po przyłożeniu obciążenia szybkość odkształcenia maleje w miarę _{POS}tępu procesu w wyniku zwiększenia gęstości dyslokacji, przy równoczesnym tworzeniu się granic niskokątowych i podziarn,
- etap II pełzanie ustalone, w którym szybkość pełzania jest prawie stała i nazywana jest minimalną szybkością pełzania,
- etap III pełzanie przyspieszone, w którym szybkość odkształcenia stopniowo zwiększa się aż do zerwania wraz z rozwojem procesu pękania.

Zależność pomiędzy odkształceniem a czasem przy pełzaniu wysokotemperaturowym przedstawia się w postaci krzywej pełzania. Przykład takich krzywych przedstawiono na rysunku 6.1 [7].



Rys. 6.1. Krzywe pełzania a) w stałej temperaturze b) przy stałym obciążeniu [12]

Wytrzymałość na pełzanie jest to stałe naprężenie, które po upływie określonego czasu działania przy stałej temperaturze powoduje utratę spójności materiału. Parametr ten określa się na podstawie prób pełzania materiału. Czas trwania długotrwałych prób pełzania wynosi od minimum kilku tysięcy do kilkudziesięciu tysięcy godzin to i czas oczekiwania na wynik wynosi minimum kilka lat. W celu skrócenia czasu wykonywania badań pełzania i oceny trwałości lub trwałości resztkowej stosowane są w praktyce inżynierskiej tzw. skrócone próby pełzania o czasie trwania od kilkudziesięciu godzin do kilku tysięcy godzin [12].

Przyspieszenie procesu a zatem skrócenie czasu trwania prób pełzania do zerwania uzyskuje się przez prowadzenie prób [12]:

• przy stałym naprężeniu badania i różnych poziomach temperatury badania znacznie wyższej od temperatury eksploatacyjnej,

• w stałej temperaturze badania odpowiadającej eksploatacyjnej i przy różnych poziomach naprężenia badania znacznie wyższych od naprężeń roboczych.

W celu oceny stanu zaawansowania procesu pełzania prowadzi się badania metalograficzne na zgładach lub replikach (są to badania nieniszczące) oraz przyspieszone próby pełzania na próbkach wyciętych z eksploatowanych w warunkach pełzania elementów (badania niszczące). Prowadzone są również badania zmierzające do opracowania nieniszczących metod oceny procesu pełzania na podstawie pomiaru różnych wielkości fizycznych [1, 16].

W niniejszym rozdziale przedstawiono próbę analizy możliwości oceny stanu zaawansowania procesu pełzania stali X12CrMoWVNbN10-1-1 na podstawie analizy zmian wielkości ilościowo opisujących polowy efekt Barkhausena.

6.1. SZCZEGÓŁY BADAŃ

6.1.1. Specyfikacja próbek wykorzystanych w badaniach

Stal X12CrMoWVNbN10-1-1 jest nowoczesną stalą martenzytyczną przeznaczoną do ulepszania cieplnego stosowaną, jako materiał wirników turbin bloków węglowych na parametry ultranadkrytyczne.

Tablica 6.1. Skład chemiczny oraz właściwości mechaniczne stali X12CrMoWVNbN10-1-1 [43]

			R _{0.2%} (20 °C)	<i>R</i> _{0.2%} (500° <i>C</i>)	$\begin{array}{c} R_m \\ (20^{\circ}C) \end{array}$							
С	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W	Nb	Ν		MPa	
0.12	0.09	0.45	10.4	1.1	0.75	0.2	1	0.05	0.05	750	550	870 ÷
												1020

W typowych zastosowaniach, podstawowym procesem utraty trwałości tej stali, obok obciążeń zmiennych, jest pełzanie. Badania przeprowadzono na próbkach stali X12CrWMoVNbN10-1-1 w stanie dostarczenia oraz po próbach pełzania w zakresie temperatur 660 – 700°C przy naprężeniu 120 *MPa*.

Tablica 6.2. Szczegóły dotyczące przeprowadzonych prób pełzania

Oznaczenie próbki	Temperatura próby pelzania [°C]	Naprężenie [<i>MPa</i>]	Czas do zniszczenia [godz.]
P1	660	120	1296
P2	680	120	239
P3	700	120	41

W stanie dostarczenia materiał poddany był obróbce cieplnej wg specyfikacji: 1065 °C / 4,75 godz. / polimer 680 °C / 4,5 godz. / powietrze 690 °C / 8,75 godz. / powietrze [26].

Badania mikrostruktury próbek stali przeprowadzono z wykorzystaniem [36]:

- mikroskopu świetlnego w zakresie powiększeń ×200 do ×1000 oraz
- wysokorozdzielczego mikroskopu skaningowego SUPRA 35 firmy ZEISS w zakresie powiększeń do ×150 tys.

W wybranych obszarach próbek wykonywano mikroanalizy składu chemicznego EDS. Do analizy składu chemicznego wykorzystano spektrometr dyspersji energii promieniowania rentgenowskiego EDS firmy EDAX TRIDENT XM4 [36].

Stan dostawy

Badana stal w stanie dostarczenia posiada strukturę martenzytu wysokoodpuszczonego z wydzieleniami węglików w obrębie bloków martenzytu oraz na ich granicach z niewielką ilością tlenkowych wtrąceń niemetalicznych. Badania składu chemicznego i rozkładu pierwiastków dla badanej stali w stanie dostarczenia wykazały, że rozkład obszarów o większym stężeniu chromu jest bardzo jednorodny, a większe stężenie chromu występuje w obszarach odpowiadających wydzieleniom węglików. Badania składu chemicznego wydzieleń wskazują, że węgliki charakteryzują się większą oraz mniejszą zawartością węgla oraz wzajemnie rozpuszczonymi pierwiastkami wynikającymi ze składu chemicznego stali, co wskazuje, że są to prawdopodobnie węgliki typu $M_{23}C_6$ (gdzie M – Cr, Fe, Mo, W, V) oraz węgliki typu MC (gdzie M – W, V, Nb), lub MX (gdzie X – C, N), co potwierdzają dane literaturowe [3, 11].

Stan po próbach pelzania

Dla próbek po przeprowadzonej próbie pełzania w temperaturze 660°C stwierdzono występowanie struktury martenzytu wysokoodpuszczonego i niewielkiej liczby wtrąceń niemetalicznych głownie tlenkowych. W strukturze stali ujawniono niewielkie pory pełzaniowe oraz pustki o nieregularnym rozmieszczeniu. Nie stwierdzono znaczących zmian morfologii struktury martenzytu wysokoodpuszczonego w porównaniu do stanu dostarczenia za wyjątkiem dodatkowego procesu wydzieleniowego drobnych faz bogatych w W (ok. 15%) i Mo (ok. 14%) odpowiadających składowi fazie Lavesa typu (Fe,Cr)₂(W,Mo). Faza Lavesa w przeważającym udziale wydziela się na granic ziaren i bloków, lokalnie jedynie wewnątrz bloków martenzytu odpuszczonego. Faza ta wydziela się niezależnie na granicach, lub jest bezpośrednio przyległa i związana z węglikiem M₂₃C₆, na którym zarodkuje.

W obszarze przewężenia próbki (szyjki) stwierdzono obecność pustek i porów oraz mikropęknięć rozchodzących się od wtrąceń niemetalicznych oraz porów niezależnych od wtrąceń. W miarę zbliżania się do strefy przełomu zaobserwowane zostały wyraźnie odkształcone bloki, oraz pory, pustki i mikroszczeliny [36].

Dla próbek po przeprowadzonej próbie pełzania w temperaturze 680 oraz 700°C stwierdzono występowanie struktury martenzytu wysokoodpuszczonego z wydzieleniami węglików, których skład chemicznych wskazuje na węgliki typu $M_{23}C_6$ oraz MC oraz obecność porów i pustek pełzaniowych. Proces wygrzewania w tych temperaturach spowodował dość słabo zauważalną koagulację węglików wewnątrz bloków oraz tworzenie bardziej ciągłej siatki wydzieleń na granicach, przy czym w przypadku próbki po próbie pełzania przeprowadzonej w 700°C proces koagulacji węglików jest bardziej zaawansowany. Stwierdzono również pojawienie się węglików o większych rozmiarach w wyniku ich częściowego rozrostu. Obszar szyjki próbki po pełzaniu wykazuje w miarę zbliżania się do przełomu wyraźne odkształcone bloki z wydzieleniami weglików na granicach i wewnątrz bloków, mikropęknięcia oraz pory [36].

6.1.2. Pomiar efektu Barkhausena oraz pętli histerezy magnetycznej

Badania prowadzono na próbkach stali w kształcie walca o wysokości 15 *mm* i średnicy 4 *mm*. Zbadano 3 próbki w stanie dostawy (oznaczenie: N1, N2 i N3) oraz trzy próbki po próbach pełzania. (oznaczenia P1, P2, P3 – szczegóły w tablicy 6.2) [26].

Schemat stanowiska badawczego przedstawiono na rysunku 6.2. Pomiary przeprowadzono dla dwóch konfiguracji ustawień urządzenia pomiarowego – szczegółowe informacje zawarto w tablicy 6.3.



Rys. 6.2. Schemat stanowiska badawczego: 1 – cewka pomiarowa, 2 – cewka magnesująca, 3 – badana próbka, 4 – rdzeń z stali krzemowej w kształcie litery I, 5 – rdzeń z stali krzemowej w kształcie litery C

T 11' C O	TT 7 1 / /	1 0 , .	, ,	•
Tablica 6 3	Wykaz parametrow	i konfiguracii ustawie	en systemu	nomiarowego
raomea o.o.	in ginaz parametro i	noningaraoji abtavite	ii oyoteina	pointaro n ego

oznaczenie konfiguracji	konfiguracja C1	konfiguracja C2
częstotliwość próbkowania f _p [kHz]	800	800
liczba punktów pomiarowych ($\cdot 10^3$)	394	158
amplituda prądu magnesującego [A]	2	2
częstotliwość prądu magnesującego [Hz]	2,03	5,06
maks. wartość napięcia dyskryminacji [V]	10	10
wzmocnienie przedwzmacniacza	10-krotne	100-krotne
wzmocnienie wzmacniacza głównego [dB]	20	35

Dla każdej konfiguracji pomiarowej przeprowadzono pomiar polowego efektu Barkhausena zawierający 10 cykli przemagnesowania.

6.2. ANALIZA WYNIKÓW POMIARÓW I WNIOSKI

W celu określenia możliwości oceny stanu zaawansowania procesu pełzania przeprowadzono analizy:

- obwiedni efektu Barkhausena,
- całkowitej liczby zdarzeń impulsów efektu Barkhausena NoE_{TOT},
- periodogramów FFT efektu Barkhausena,
- energii efektu Barkhausena E_{BN} ,
- punktów charakterystycznych pętli histerezy magnetycznej,
- skalogramów otrzymanych w wyniku analizy falkowej efektu Barkhausena.

Przeprowadzone badania oraz analiza ilościowa polowego efektu Barkhausena oraz punktów charakterystycznych pętli histerezy magnetycznej wykazały możliwość rozróżnienia stanów dostawy i po pełzaniu próbek wykonanych ze stali X12CrMoWVNbN10-1-1.

• Uogólniając można stwierdzić, że ilościowo lepsze wyniki uzyskano dla konfiguracji C1.

Największą różnicę między stanami stwierdzono dla wartości amplitudy A_{FFT} periodogramów FFT. Próbki w stanie po pełzaniu mają wyraźnie wyższe wartości amplitudy A_{FFT} i różnice pomiędzy skrajnymi stanami są większe niż różnice w przypadku próbek danego stanu (rysunki 6.3 i 6.4),









Proces pełzania powoduje spadek wartości pola koercji H_C (rysunki 6.5 a i b). Dla obydwu konfiguracji występują wyraźne różnice wartości pola koercji H_C pomiędzy tworzywem w stanie dostawy i tworzywem po próbie pełzania, przy czym różnice te dla konfiguracji C1 są większe,



- Rys. 6.5. Wartości pola koercji H_C dla dwóch konfiguracji testowych
- Różnice wartości energii *E_{BN}* dla tworzywa w stanie dostawy i po procesie pełzania występują dla konfiguracji C1. Próbki w stanie dostawy mają niższe wartości energii niż próbki po procesie pełzania, co umożliwia odróżnienie obu stanów. Jednak rozrzut wyników zarówno dla stanu dostawy jak i stanu po procesie pełzania jest znaczny

i większy pomiędzy próbkami z tego samego stanu niż pomiędzy wartościami energii dla próbek ze skrajnych stanów.

- Widoczny jest pewien zakres napięć progowych U_g , w których zaznaczają się różnice pomiędzy stanami. Próbki w stanie dostawy charakteryzują się wyższą liczbą zdarzeń niż próbki po procesie pełzania, co umożliwia odróżnienie obu stanów. Podobnie jak dla energii E_{BN} rozrzut wyników zarówno dla stanu dostawy jak i stanu po procesie pełzania jest znaczny i większy pomiędzy próbkami z tego samego stanu niż pomiędzy wartościami liczby zdarzeń dla próbek ze skrajnych stanów,
- analiza czasowo-częstotliwościowa z wykorzystaniem ciągłej transfomracji falkowej wykazała, że sygnały dla próbki w stanie dostawy cechują się większą regularnością, niż sygnały dla próbek po pełzaniu. Świadczą również o tym większe wartości współczynników falkowych uzyskanych dla sygnałów z próbki w stanie dostawy w stosunku do sygnałów z próbek po pełzaniu. Dla próbek po pełzaniu wysokie wartości współczynników falkowych (jaśniejsze kolory) są obserwowane dla wyższych parametrów skali. Jednak wykorzystanie otrzymanych skalogramów do rozróżniania stanu tworzywa wymaga opracowania narzędzi umożliwiających maszynową analizę obrazu.
- Wykazano możliwość rozróżniania stanów skrajnych tworzywa stanu dostawy i stanu po procesie pełzania. Jednak z diagnostycznego punktu widzenia najbardziej istotnym jest problem określenia stanu zaawansowania procesu pełzania, a czy jest to możliwe na podstawie analizowanych sygnałów wymaga dalszych badań.

7. PODSUMOWANIE

W ramach badań przedstawionych w pracy dążono do opracowania metodyki pozwalającej na opracowanie zależności korelacyjnych dla zagadnień odwrotnych magnetycznych metod badań nieniszczących. Głównym celem badań była analiza możliwości opracowania korelacji diagnostycznych umożliwiających określenie:

- stanu naprężenia i deformacji,
- twardości,
- stanu zaawansowania procesu pełzania

na podstawie pomiarów zmian własności magnetycznych i elektrycznych oraz opracowanie aplikacji dedykowanej do obróbki sygnału pomiarowego.

We wszystkich analizach podstawowym sygnałem diagnostycznym był efekt Barkhausena, a składowe impedancji elektrycznej oraz natężenie własnego magnetycznego pola rozproszenia wykorzystano jedynie w przypadku określenia stanu naprężenia i deformacji.

Aplikacja BEATa

Skupiając się na analizie efektu Barkhausena opracowano aplikację **BEAT**a (**B**arkhausen **E**mission **A**nalysis **T**oolkit), przeznaczoną do realizacji pomiaru, prezentacji graficznej i wielowariantowej analizy danych pomiarowych sygnału napięciowego efektu Barkhausena. Została ona napisana w środowisku programistycznych LabVIEW 2017 64-bit z architekturą umożliwiającą realizowanie sekwencji wcześniej zaprogramowanych stanów z zachowaniem możliwości dynamicznej interakcji użytkownika. W chwili obecnej aplikacja BEATa umożliwia wyznaczenie takich ilościowych cech efektu Barkhausena jak:

- wartość skuteczna U_{RMS} ,
- energia E_{BN} ,
- obwiednia przebiegu czasowego MBN wraz z jej charakterystycznymi punktami takimi jak maksymalna wartość obwiedni *PEAK*_{VAL} oraz jej położenie *PEAK*_{POS},
- rozkład całkowitej *NoE_{TOT}* oraz międzyprogowej *NoE_{INT}* liczby zdarzeń,
- periodogram FFT,
- krótkoczasowa transformacja Fouriera STFT,
- transformacja falkowa.

Aplikacja BEATa umożliwia dalszy jej rozwój poprzez implementację kolejnych, dodatkowych funkcji (procedur) obróbki sygnału pomiarowego.

Ocena stanu naprężenia

Parametry opisu ilościowego **polowego efektu Barkhausena** umożliwiają identyfikację stanu naprężenia. Wielkością ilościowo opisującą polowy efekt Barkhausena dającą największą możliwość opracowania korelacji diagnostycznych (duży zakres wartości naprężenia, wysoka wartość współczynnik determinacji R^2 korelacji liniowej) jest całkowita liczba zdarzeń NoE_{TOT} wyznaczona dla różnych progów napięciowych. W pewnych zakresach naprężenia wielkościami uzupełniającymi mogą być energia E_{BN} , wartość skuteczna U_{RMS} i wartość maksymalna obwiedni $PEAK_{VAL}$ polowego efektu Barkhausena. Można stwierdzić, że opracowano metodykę określania stanu naprężenia czynnego na podstawie wybranych parametrów ilościowo opisujących efekt Barkhausena. Przy opracowywaniu ilościowych korelacji diagnostycznych należy wziąć pod uwagę szereg czynników wpływu. Zaliczyć do nich należy:

- geometrię elementu (grubość oraz wpływ zaburzeń pola magnetycznego w pobliżu krawędzi elementu),
- stan naprężenia w elemencie i możliwość identyfikacji kierunku naprężeń głównych,
- stan powierzchni (chropowatość, powłoki),
- mikrostrukturę materiału i stan naprężeń własnych,
- sposób eksploatacji rozumiany jako historia obciążania badanego elementu.

Opracowaną w ten sposób korelację diagnostyczną należy traktować jako unikatową dla konkretnej konfiguracji powyższych czynników wpływu.

Stwierdzono również możliwość jakościowej oceny wystąpienia w badanym elemencie odkształceń plastycznych, co w większości przypadków eksploatacyjnych jest zjawiskiem niepożądanym.

Pomiary parametrów obwodu RLC w którym rdzeniem uzwojenia pomiarowego jest obciążana próbka wykazały wpływ naprężenia na wartości **składowych impedancji.** Wpływ ten stwierdzono dla wszystkich częstotliwości pomiarowych, a dla niektórych z nich występuje jednoznaczna korelacja umożliwiająca określenia stanu naprężenia. Niestety, wyniki pomiarów uzyskane dla poszczególnych próbek różnią się między sobą ilościowo w sposób znaczny. Na obecnym etapie badań trudno stwierdzić czy opracowanie korelacji diagnostycznych jest możliwe.

Wartości składowych natężenia **własnego magnetycznego pola rozproszenia WMPR** zmieniają się wskutek działania naprężenia czynnego. W przypadku sytuacji typowo laboratoryjnej, obciążenia narastającego w jednym cyklu w sposób ciągły, występuje korelacja naprężenie - wartości składowych WMPR. Natomiast dla narastających obciążeń cyklicznych takiej korelacji brak. Można stwierdzić, że w praktyce inżynierskiej wykorzystanie pomiaru składowych WMPR do identyfikacji stanu naprężenia czynnego jest na obecnym etapie badań niemożliwe.

Ocena stanu odkształcenia plastycznego stali austenitycznych

Analizę możliwości identyfikacji stanu odkształcenia plastycznego stali austenitycznych przeprowadzono wykorzystując pomiar składowych własnego magnetycznego pola rozproszenia WMPR.

W stalach austenitycznych w zależności od składu chemicznego i stanu dostawy (obróbka cieplno-chemiczna) faza ferromagnetyczna – ferryt δ w niewielkiej ilości występuje już w stanie nieodkształconym, a następnie w miarę wzrostu odkształcenia i po przekroczeniu pewnego odkształcenia krytycznego występuje wyraźny przyrost sumarycznego udziału faz ferromagnetycznych na skutek występowania przemiany martenzytycznej i tworzenia martenzytu α '. Dla badanej stali (X2CrNi18-9) obszary odkształcone plastycznie można rozróżnić na rozkładach składowych WMPR oraz jest możliwa ich identyfikacja. Jednoznaczne określenie stopnia deformacji jest możliwe powyżej 10%-owego odkształcenia plastycznego, co jest istotnym ograniczeniem możliwości praktycznego zastosowania pomiarów składowych WMPR do identyfikacji stanu odkształcenia plastycznego.

Jednak nie we wszystkich stalach austenitycznych wskutek odkształcenia plastycznego pojawia się faza ferromagnetyczna, co w ich przypadku całkowicie wyklucza zastosowanie pomiarów WMPR do oceny stopnia deformacji plastycznej.

Ocena twardości

Zmiany twardości wpływają na ilościowe cechy efektu Barkhausena. Zarówno w przypadku zmian twardości wskutek umocnienia odkształceniowego jak i obróbki cieplnochemicznej szczególnie wysokim współczynnikiem determinacji R^2 charakteryzują się rozkłady całkowitej liczby zdarzeń NoE_{TOT} w wybranych przedziałach napięcia progowego U_g oraz amplitudy periodogramów A_{FFT} dla wybranych przedziałów częstotliwości. W przypadku pozostałych parametrów takich jak energia efektu Barkhausena E_{BN} oraz maksymalne napięcie obwiedni $PEAK_{VAL}$ dla zmian twardości wskutek umocnienia nie uzyskano tak dobrej korelacji, natomiast dla zmian twardości wskutek obróbki cieplno-chemicznej otrzymane korelacje charakteryzują się dużą wartością współczynnika determinacji R^2 .

Analiza czasowo-częstotliwościowa STFT wykazała, że wzrost twardości zwiększa obszar występowania niezerowych wartości współczynników skalogramów zarówno w dziedzinie częstotliwości jak i w dziedzinie czasu. Różnice te, wykorzystując metody analizy obrazu lub algorytmy sztucznych sieci neuronowych, mogą zostać wykorzystane do opracowania korelacji diagnostycznych.

Przedstawione wyniki w połączeniu z aplikacją BEATa pozwalają na stwierdzenie, że opracowano metodykę określania korelacji diagnostycznych mogących posłużyć w rozwiązywaniu zagadnień odwrotnych badań nieniszczących, polegających na określaniu twardości na podstawie wybranych parametrów ilościowo opisujących efekt Barkhausena. Możliwa jest wielowariantowa analiza sygnału diagnostycznego, co zwiększa pewność uzyskania prawidłowej wartości twardości. Należy pamiętać o uwzględnieniu czynników wpływających na polowy efekt Barkhausena, które zostały przedstawione w akapicie dotyczącym oceny stanu naprężenia.

Ocena stanu zaawansowania procesu pelzania

W przypadku próbek wykonanych ze stali X12CrMoWVNbN10-1-1 proces pełzania wpływa na ilościowe cechy efektu Barkhausena i możliwe jest rozróżnienia dwóch skrajnych stanów tworzywa (stan dostawy, stan po pełzaniu). Pomiary przeprowadzono dla dwóch konfiguracji urządzenia pomiarowego różniących się częstotliwością prądu wzbudzenia. Ilościowo lepsze wyniki uzyskano dla konfiguracji o niższej częstotliwości. Największą różnicę między stanami stwierdzono dla wartości amplitudy A_{FFT} periodogramów FFT, przy czym próbki w stanie po pełzaniu mają wyraźnie wyższe wartości. Występują również wyraźne różnice wartości pola koercji H_C pomiędzy tworzywem w stanie dostawy i tworzywem po próbie pełzania. Proces pełzania powoduje spadek wartości pola koercji H_C .

Pozostałe analizowane wielkości tzn. wartości energii E_{BN} oraz całkowita liczba zdarzeń NoE_{TOT} również się różnią jednak rozrzut wyników zarówno dla stanu dostawy jak i stanu po procesie pełzania jest znaczny i większy pomiędzy próbkami z tego samego stanu niż pomiędzy wartościami energii dla próbek ze skrajnych stanów.

Przeprowadzona analiza czasowo-częstotliwościowa z wykorzystaniem ciągłej transfomracji falkowej wykazała, że sygnały dla próbki w stanie dostawy cechują się większą regularnością, niż sygnały dla próbek po pełzaniu. Jednak wykorzystanie otrzymanych skalogramów do rozróżniania stanu tworzywa wymaga opracowania narzędzi umożliwiających maszynową analizę obrazu.

Wykazano możliwość rozróżniania stanów skrajnych tworzywa – stanu dostawy i stanu po procesie pełzania. Jednak z diagnostycznego punktu widzenia najbardziej istotnym jest problem określenia stanu zaawansowania procesu pełzania, a czy jest to możliwe na podstawie analizowanych sygnałów wymaga dalszych badań.

LITERATURA

- Augustyniak B., Piotrowski L., Chmielewski M.: Ocena stanu trójnika rurociągu pary świeżej ze stali 13HMF metodą emisji magnetoakustycznej, Przegląd Spawalnictwa, vol. 83, nr 13, 2011, s. 13–17.
- [2] Chmielniak T., Kosman G., Rusin A.: Pełzanie elementów turbin cieplnych, WNT, Warszawa, 1990.
- [3] Cui H., Sun F., Chen K., Zhang L., Wan R., Shan A., Wu J.: Precipitation behavior of Laves phase in 10%Cr steel X12CrMoWVNbN10-1-1 during short-term creep exposure, Materials Science and Engineering: A, vol. 527, nr 29–30, 2010, s. 7505–7509.
- [4] Deputat J.: Podstawy metody magnetycznej pamięci metalu, Dozór Techniczny, vol. 5, 2002, s. 97–105.
- [5] Dhar A., Clapham L., Atherton D. L.: Influence of uniaxial plastic deformation on magnetic Barkhausen noise in steel, NDT&E Int., vol. 34, nr 8, 2001, s. 507–514.
- [6] Dietrych J.: System i konstrukcja, WNT, Warszawa, 1978.
- [7] Dobrzański L. A.: Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwo, WNT, Warszawa, 2002.
- [8] Dubov A. A., Kołokolnikov S. M.: Metoda Magnetycznej Pamięci Metalu Podręcznik, Tisso, Moskwa, 2006.
- [9] Fryczowski K., Roskosz M., Kukla D., Szwed M.: Wykorzystanie szumu Barkhausena w ocenie twardości warstw nawęglanych oraz hartowanych indukcyjnie na stali AMS 6414, Przegląd Spawalnictwa, vol. 89, nr 11, 2017, s. 70–75.
- [10] Fryczowski K., Roskosz M., Żurek Z. H.: Badania wstępne wpływu obciążeń rozciągających na parametry obwodu RLC, Przegląd Spawalnictwa, vol. R. 87, nr, 2015, s. 45–49.
- [11] Götz G., Blum W.: Influence of thermal history on precipitation of hardening phases in tempered martensite steel of type X12CrMoWVNbN10-1-1, Materials Science and Engineering A, vol. 348, nr 1–2, 2003, s. 201–207.
- [12] Hernas A., Dobrzański J.: Trwałość i niszczenie elementów kotłów i turbin parowych, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2003.
- Junker W. R., Clark W. G.: Eddy Current Characterization of Applied and Residual Stresses.
 W: Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation: Volume 2A. Boston, MA: Springer US, 1983. s. 1269–1286.
- [14] Kukla D., Piotrowski L., Szwed M.: Ocena twardości warstw nawęglanych i hartowanych indukcyjnie na stali AMS 6414 z zastosowaniem magnetycznych technik nieniszczących, Przegląd Spawalnictwa, vol. 88, nr 10, 2016, s. 46–50.
- [15] Liu J.-G., Becker W.-J.: Force and Stress Measurements with Eddy Current Sensors. W: materialy konferencyjne the 10. International Sensor fairs and Conference, Nuremberg, Germany, May 8-10, 2001, S.1.: s.n.,
- [16] Mackiewicz S., Szelążek J., Gutkiewicz P.: Badania ultradźwiękowe procesu degradacji stali eksploatowanych w energetyce, Energetyka, vol. 10, 2013, s. 736–744.
- [17] Maharaj C., Dear J. P., Morris A.: A review of methods to estimate creep damage in low-alloy steel power station steam pipes, Strain, vol. 45, nr 4, 2009, s. 316–331.
- [18] Martínez-Ortiz P., Pérez-Benítez J. A., Espina-Hernández J. H., Caleyo F., Mehboob N., Grössinger R., Hallen J. M.: Influence of the maximum applied magnetic field on the angular dependence of Magnetic Barkhausen Noise in API5L steels, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 401, nr April, 2016, s. 108–115.
- [19] Milad M., Zreiba N., Elhalouani F., Baradai C.: The effect of cold work on structure and

properties of AISI 304 stainless steel, Journal of Materials Processing Technology, vol. 203, nr 1, 2008, s. 80–85.

- [20] Moorthy V., Shaw B. A., Evans J. T.: Evaluation of tempering induced changes in the hardness profile of case-carburised EN36 steel using magnetic Barkhausen noise analysis, NDT&E Int., vol. 36, nr 1, 2003, s. 43–49.
- [21] Nagy E., Mertinger V., Tranta F., Sólyom J.: Deformation induced martensitic transformation in stainless steels, Materials Science and Engineering: A, vol. 378, nr 1, 2004, s. 308–313.
- [22] Przybyłowicz K.: Strukturalne aspekty odkształcania metali, WNT, Warszawa, 2007.
- [23] Roskosz M.: Wykorzystanie własnego magnetycznego pola rozproszenia w diagnostyce elementów ferromagnetycznych, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2014.
- [24] Roskosz M., Fryczowski K.: Analiza możliwości identyfikacji stanu naprężeń czynnych na podstawie własnego magnetycznego pola rozproszenia ferromagnetyka, Przegląd Spawalnictwa, vol. 87, nr 12, 2015, s. 75–77.
- [25] Roskosz M., Fryczowski K.: Wykorzystanie szumu Barkhausena jako metody pomiaru twardości materiału ferromagnetycznego, Przegląd Spawalnictwa, vol. 88, nr 10, 2016, s. 143– 146.
- [26] Roskosz M., Fryczowski K., Griner S., Katunin A.: Analiza możliwości oceny procesu pełzania stali X12CrMoWVNbN10-1-1 na podstawie szumu Barkhausena, Przegląd Spawalnictwa, vol. 86, nr 11, 2014, s. 35–40.
- [27] Roskosz M., Fryczowski K., Kocur M.: Analiza czynników wpływających na identyfikację stanu wytężenia z wykorzystaniem szumu Barkhausena na przykładzie stali S235JR, Przegląd Spawalnictwa, vol. 89, nr 11, 2017, s. 76–80.
- [28] Roskosz M., Fryczowski K., Witoś M.: Badanie relacji między stanem wytężenia a parametrami impedancji niskoczęstotliwościowej, Przegląd Spawalnictwa, vol. 88, nr 10, 2016, s. 81–85.
- [29] Roskosz M., Gawrilenko P.: Analysis of changes in residual magnetic field in loaded notched samples, NDT&E Int., vol. 41, nr 7, 2008, s. 570–576.
- [30] Roskosz M., Griner S., Sosnowski P.: Analiza możliwości oceny stopnia deformacji plastycznej stali austenitycznych metodą magnetycznej pamięci metalu, Przegląd Spawalnictwa, vol. 85, nr 12, 2013, s. 130–135.
- [31] Roskosz M., Rusin A., Bieniek M.: Analysis of relationships between residual magnetic field and residual stress, Meccanica, vol. 48, nr 1, 2013, s. 45–55.
- [32] Shin H. C., Ha T. K., Chang Y. W.: Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel, Scripta Materialia, vol. 45, nr 7, 2001, s. 823–829.
- [33] Stupakov O., Perevertov O., Tom I., Skrbek B.: Evaluation of surface decarburization depth by magnetic Barkhausen noise technique, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 323, nr 12, 2011, s. 1692–1697.
- [34] Takahashi S., Echigoya J., Ueda T., Li X., Hatafuku H.: Martensitic transformation due to plastic deformation and magnetic properties in SUS 304 stainless steel, Journal of Materials Processing Technology, vol. 108, nr 2, 2001, s. 213–216.
- [35] Vourna P., Ktena A., Tsakiridis P. E., Hristoforou E.: A novel approach of accurately evaluating residual stress and microstructure of welded electrical steels, NDT&E Int., vol. 71, nr April 2015, 2015, s. 33–42.
- [36] Sprawozdanie merytoryczne z Strategicznego Programu Badawczego Zaawansowane technologie pozyskiwania energii. Nr 14-III.1.4. Rozwój nowych technik badań diagnostycznych turbin. Politechnika Śląska. Instytut Maszyn i Urządzeń Energetycznych, Gliwice, 2013-2014.
- [37] PN-EN 10025-2:2007 Wyroby walcowane na gorąco ze stali konstrukcyjnych Część 2: Warunki techniczne dostawy stali konstrukcyjnych niestopowych.

- [38] PN-EN 10095:2002 Stale i stopy niklu żaroodporne.
- [39] PN-EN 10088-1:2014-12 Stale odporne na korozję Część 1: Wykaz stali odpornych na korozję.
- [40] PN-EN ISO 6507-1:1999 Pomiar twardości.
- [41] PN-EN 10130:2009 Wyroby płaskie walcowane na zimno ze stali niskowęglowych do obróbki plastycznej na zimno Warunki techniczne dostawy.
- [42] Materiały informacyjne firmy BÖHLER Welding Technical Handbook of BÖHLER Welding Products, dostępne online:

http://www.bohler-uddeholm.cz/media/Prirucka_Bohler_AJ.pdf.

[43] Materiały informacyjne firmy BÖHLER EDELSTAHL dostępne online: https://www.bohleredelstahl.com/media/productdb/downloads/T505SCDE.pdf.