

Leszek Piotrowski

AUTOREFERAT

Diagnostyka stanu materiałów
konstrukcyjnych z wykorzystaniem zjawisk
magnetostrykcyjnych

1.	Imię i Nazwisko.....	3
2.	Wykształcenie, posiadane dyplomy i stopnie naukowe.....	3
3.	Zatrudnienie.....	3
4.	Wskazanie osiągnięcia naukowego	3
	A) Tytuł osiągnięcia naukowego:	3
	B) Wykaz prac wchodzących w skład osiągnięcia naukowego.....	3
	C) Omówienie celu naukowego wyżej wymienionych prac i osiągniętych wyników.	4
	C. 1 Wprowadzenie.....	4
	C. 2 Cel prowadzonych badań.....	6
	C. 3 Diagnozowanie procesów pełzania w stalach wykorzystywanych w energetyce.....	6
	C.3.1 Wykorzystanie efektu emisji magnetoakustycznej do diagnozowania elementów grubościennych w warunkach przemysłowych. [H1].....	7
	C.3.2 Analiza zmian właściwości sygnałów emisji magnetoakustycznej dla stali P91 po przyspieszonym pełzaniu i deformacji plastycznej [H2].....	8
	C. 4 Analiza wpływu czasu odpuszczania stali martenzytycznej (P91) na jej własności magnetosprężyste [H3].....	10
	C. 5 Wykorzystanie efektów magnetosprężystych do oceny stopnia deformacji plastycznej materiałów konstrukcyjnych.....	11
	C.5.1 Wpływ deformacji plastycznej na właściwości magnetosprężyste stali CSN 12021 [H4]	12
	C.5.2 Analiza możliwości wykorzystania efektów magnetosprężystych do oceny stopnia deformacji stali elektrotechnicznych. [H5,H6].....	13
	C.5.3 Analiza zmian sygnałów emisji magnetoakustycznej i klasycznego efektu Barkhausena wywołanych deformacją plastyczną żelaza Armco. [H7]	16
	C.5.4 Zastosowanie wieloparametrowej analizy sygnału szumu Barkhausena do oceny stopnia deformacji stali 13HMF. [H8]	18
	C.5.5 Analiza możliwości zastosowania emisji magnetoakustycznej do oceny stopnia deformacji plastycznej. [H9]	19
	C. 6 Wykorzystanie efektów magnetosprężystych do oceny stanu odkształceń sprężystych w materiałach ferromagnetycznych.....	21
	C.6.1 Wpływ odkształceń sprężystych na właściwości sygnału emisji magnetoakustycznej w stalach elektrotechnicznych o teksturze Gossa. [H9]	22
	C.6.2 Wyznaczanie anizotropii stanu naprężeń z wykorzystaniem sondy efektu Barkhausena o regulowanym kierunku magnesowania. [H9].....	24
5.	Omówienie pozostałych osiągnięć naukowo – badawczych	27
	A) Przed uzyskaniem tytułu doktora.....	27
	B) Po uzyskaniu stopnia doktora	28
	C) Projekty naukowe:	30
6.	Wykaz pozostałych prac naukowych.....	31
	A) Publikacje w czasopismach naukowych z bazy Journal Citation Report	31

A.1 Przed uzyskaniem stopnia doktora	31
A.2 Po uzyskaniu stopnia doktora	31
B) Publikacje w czasopismach naukowych i naukowo-technicznych nie ujętych w bazie Journal Citation Report	32
B.1 Przed uzyskaniem stopnia doktora.....	32
B.2 Po uzyskaniu stopnia doktora	33
C) Udział w konferencjach międzynarodowych i krajowych.....	35
C.1 Konferencje międzynarodowe:	35
C.1.1 Przed uzyskaniem stopnia doktora.....	35
C.1.2 Po uzyskaniu stopnia doktora	35
C.2 Konferencje krajowe:.....	36
C.2.1 Przed uzyskaniem stopnia doktora.....	36
C.2.2 Po uzyskaniu stopnia doktora	36

1. Imię i Nazwisko

Leszek Piotrowski

2. Wykształcenie, posiadane dyplomy i stopnie naukowe

1994 – 1999 Politechnika Gdańska, Wydział Fizyki Technicznej i Matematyki Stosowanej

1999 magister inżynier, w zakresie fizyki technicznej

Tytuł pracy: „Wykorzystanie efektu emisji magnetoakustycznej dla oceny jakości stali konstrukcyjnych.”

Promotor: dr Bolesław Augustyniak

2004 doktor nauk fizycznych w zakresie fizyki

Wydział Fizyki Technicznej i Matematyki Stosowanej, Politechnika Gdańska

Tytuł rozprawy doktorskiej: „Badanie przydatności efektu emisji magnetoakustycznej do diagnozowania stali eksploatowanej w energetyce”

Promotor: prof. dr hab. inż. Leon Murawski,

3. Zatrudnienie

2002 – 2004 **Asystent naukowo-dydaktyczny** Wydział Fizyki technicznej i Matematyki stosowanej, Politechnika Gdańska, Gdańsk

2004 – obecnie **Adiunkt** Wydział Fizyki technicznej i Matematyki stosowanej, Politechnika Gdańska,

4. Wskazanie osiągnięcia naukowego

(Wynikającego z art. 16 ust. 2 ustawy z dnia 14 marca 2003 r. o stopniach naukowych i tytule naukowym oraz stopniach i tytule w zakresie sztuki (Dz. U. Nr 65, poz. 595 ze zm.))

A) Tytuł osiągnięcia naukowego:

„Diagnostyka stanu materiałów konstrukcyjnych z wykorzystaniem zjawisk magnetosprężystych”

B) Wykaz prac wchodzących w skład osiągnięcia naukowego

[H1] **L. Piotrowski**, B. Augustyniak, M Chmielewski; On the possibility of application of the magnetoacoustic emission intensity measurements for the diagnosis of thick-walled objects in the industrial environment; *Meas. Sci. Technol.* (2010) **21** 035702 (8pp); **IF = 1,353**

[H2] B. Augustyniak, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**; Z. Kowalewski; Comparison of properties of magnetoacoustic emission and mechanical Barkhausen effects for P91 steel after plastic flow and creep; *IEEE Trans. Magn.*; vol. 44, no. 11 (2008) pp. 3273-76; **IF = 1,129**

[H3] **L. Piotrowski**, B. Augustyniak, M. Chmielewski, J. Labanowski, M. Lech-Grega; Study on the applicability of the measurements of magnetoelastic properties for a nondestructive evaluation of thermally induced microstructure changes in the P91 grade steel; *NDT&E International*; vol. 47 (2012) pp. 157-162; **IF = 1,744**

[H4] L. Piotrowski, B. Augustyniak, M. Chmielewski, I. Tomaš; The influence of plastic deformation on the magnetoelastic properties of the CSN12021 grade steel; *J. Magn. Magn. Mater.*; vol. 321 (2009) pp. 2331-2335; **IF = 1,204**

[H5] L. Piotrowski, B. Augustyniak, M. Chmielewski, F.J.G. Landgraf, M.J. Sablik; Impact of plastic deformation on magnetoacoustic properties of Fe-2%Si alloy; *NDT&E International*; vol. 42 (2009) pp. 92-96; **IF = 1,323**

[H6] L. Piotrowski, B. Augustyniak, M. Chmielewski, F.J.G. Landgraf; An In-depth Study of the Barkhausen Emission Signal Properties of the Plastically Deformed Fe-2%Si Alloy; *IEEE Trans. Magn.*; vol. 44, no. 11 (2008) pp. 3828-31; **IF = 1,129**

[H7] L. Piotrowski, B. Augustyniak, M. Chmielewski, E. Hristoforou, K. Kosmas; Evaluation of Barkhausen noise and magnetoacoustic emission signals properties for plastically deformed Armco iron; *IEEE Trans. Magn.*; vol. 46, no. 2 (2010) pp. 239-242; **IF = 1,053**

[H8] L. Piotrowski, B. Augustyniak, M. Chmielewski, Z. Kowalewski; Multiparameter analysis of the Barkhausen noise signal and its application for the assessment of a plastic deformation level in the 13HMF grade steel; *Meas. Sci. Technol.* (2010) **21** 115702 (7pp); **IF = 1.353**

[H9] L. Piotrowski, B. Augustyniak, M. Chmielewski, Z. Kowalewski; Possibility of Application of Magnetoacoustic Emission for the Assessment of Plastic Deformation Level in Ferrous Materials; *IEEE Trans. Magn.*; vol. 47, no. 8 (2011) pp. 2087-2092; **IF = 1,363**

[H10] L. Piotrowski, M. Chmielewski, B. Augustyniak; The influence of elastic deformation on the properties of the magnetoacoustic emission (MAE) signal for GO electrical steel; *J. Magn. Magn. Mater.*; vol. 324 (2012) pp. 2496-2500; **IF = 1,826**

[H11] L. Piotrowski, M. Chmielewski, B. Augustyniak, P. Maciakowski, K. Prokop; Stress anisotropy characterisation with the help of Barkhausen effect detector with adjustable magnetic field direction; *International Journal of Applied Electromagnetics and Mechanics* vol. 48 (2-3) pp. 163-170 (2015) ; **IF = 0,690** (5-letni, 2015 jeszcze niedostępny IF(2014) = 0,815)

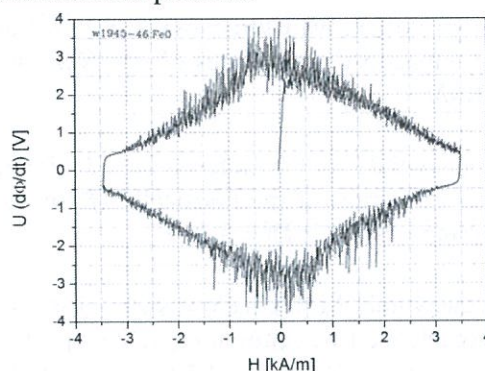
Sumaryczny *Impact Factor* publikacji wchodzących w skład powyższej listy wynosi 14,167.

C) Omówienie celu naukowego wyżej wymienionych prac i osiągniętych wyników.

C. 1 Wprowadzenie

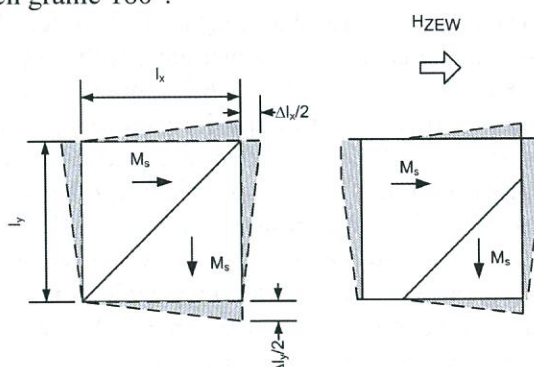
Istnieją dwa najważniejsze zjawiska magnetosprężyste, które znajdują zastosowanie w nieniszczącej diagnostyce materiałów konstrukcyjnych. Są to klasyczny (polowy) efekt Barkhausena (*ang. Barkhausen effect - BE*) oraz emisja magnetoakustyczna (*ang. magnetoacoustic emission - MAE*). Oba te zjawiska związane są z ruchem granic domenowych w materiałach ferromagnetycznych. Ruch taki w materiałach rzeczywistych zawsze odbywa się w sposób skokowy, ponieważ granice domenowe kotwiczone są przez różnego rodzaju defekty i niedoskonałości struktury takie jak granice ziaren, wydzielenia czy skupiska dyslokacji (pojedyncze dyslokacje są uznawane za posiadające zbyt małe rozmiary aby efektywnie kotwiczyć ściany domenowe). Dodatkowo za kotwiczenie granic odpowiadać mogą lokalne pola naprężeń. Podstawową różnicą pomiędzy omawianymi dwoma efektami jest efekt wywierany przez ruch granic domenowych. W klasycznym efekcie Barkhausena obserwowalny efekt przeskoku granicy domenowej wyraża się skokową zmianą strumienia magnetycznego, która to zmiana może zostać wykryta (zgodnie z prawem indukcji Faraday'a) za pomocą ceki obejmującej badaną próbkę lub zbliżonej do jej powierzchni. Przykład sygnału z cewki detekcyjnej

przedstawiono na Rys. 1, jest to sygnał otrzymany dla cienkich próbek z czystego żelaza, dla których obserwuje się stosunkowo silne impulsy Barkhausena. Na ogół analizie poddaje się sygnał uzyskany po odfiltrowaniu składowej wolnozmiennnej, co pozwala na znaczące jego wzmocnienie i poprawę rozdzielczości pomiaru.



Rys. 1 Szybkość zmian strumienia magnetycznego w próbce z czystego żelaza mierzona z wykorzystaniem cewki obwodowej.

Zmiana ta jednak może być wykryta tylko jeżeli zachodzi w warstwie przy powierzchni materiału. Dzieje się tak dlatego, że w materiałach przewodzących siła elektromotoryczna będąca skutkiem lokalnej zmiany strumienia magnetycznego powoduje przepływ prądów wirowych, które tłumią generowany sygnał. Ponieważ typowo widmo sygnału szumowego BE zawiera się w przedziale od kilku do kilkudziesięciu kiloherców przyjmuje się na ogół, że głębokość detekcji jest rzędu dziesiątych części milimetra. W przypadku emisji magnetoakustycznej obserwuje się impulsy akustyczne o częstotliwości ultradźwiękowej od kilkudziesięciu do około dwustu kiloherców. Impulsy takie są stosunkowo słabo tłumione w typowych stalach wykorzystywanych w przemyśle, co pozwala przyjąć że do powierzchni materiału docierają impulsy generowane praktycznie w całej objętości przemagnesowywanego materiału. Podczas gdy klasyczny BE generowany jest zarówno przez ruch 180° i nie- 180° (w stalach są to granice 90°) granic domenowych, tylko granice drugiego rodzaju mogą być źródłem emisji magnetoakustycznej (kąt odnosi się do wzajemnej orientacji wektorów namagnesowania w sąsiednich domenach). Dzieje się tak dlatego, że warunkiem koniecznym wystąpienia efektu MAE jest lokalna zmiana objętości przemagnesowanego obszaru w wyniku zjawiska magnetostrykcji. Efekt ten jest niezależny od zwrotu wektora namagnesowania a jedynie od jego kierunku (jest to zjawisko parzyste) tak więc jedynie zmiana lokalnego namagnesowania o kąt różny od 180° powoduje lokalne odkształcenie. Zostało to symbolicznie przedstawione na rysunku Rys. 2. Można więc stwierdzić, że MAE związane jest jedynie z zachowaniem subpopulacji domen magnetycznych których aktywność jest największa podczas ich kreacji i anihilacji, które mają miejsce dla wartości pól magnetycznych przy których obserwuje się zagięcie pętli histerezy (tzw. „kolana” pętli histerezy). Dla odróżnienia efekt Barkhausena jest z reguły najsilniejszy dla pól zbliżonych do pola koercji, przy których dominuje ruch granic 180° .



Rys. 2 Schematyczne przedstawienie ruchu 90° granicy domenowej i odpowiadającej mu zmiany stanu odkształcenia.

C. 2 Cel prowadzonych badań

Prowadzone przeze mnie badania miały na celu wykorzystanie zjawisk omówionych w poprzednim paragrafie do oceny stanu materiałów konstrukcyjnych. Za punkt wyjścia posłużyło mi doświadczenie zdobyte na etapie przygotowania rozprawy doktorskiej która opisywała możliwość zastosowania zjawiska emisji magnetoakustycznej do oceny stopnia degradacji stali wykorzystywanych w energetyce takich jak stal 10H2M (wraz z jej amerykańskim odpowiednikiem P/T22) czy stal 15HM. Stan materiału jest naturalnie pojęciem bardzo szerokim. W mojej pracy skupiłem się na czterech podstawowych zagadnieniach, które były wypadkową zainteresowań i możliwości badawczych (ograniczonych głównie dostępem do dobrze zdefiniowanych próbek). Były to następujące zagadnienia:

- Pełzanie – Badania w tym temacie w okresie po doktoracie skupiły się na dwóch zagadnieniach. Pierwszym z nich była analiza możliwości zastosowania metody bazującej na efekcie MAE w warunkach przemysłowych, do diagnozowania obiektów grubościennych. Drugie zagadnienie dotyczyło możliwości rozszerzenia zakresu stosowalności metody (której skuteczność została uprzednio wykazana w odniesieniu do stali ferrytyczno – perlitycznych/bainitycznych) o nowoczesne stale martenzytyczne.
- Procesy odpuszczania stali martenzytycznych – Była to logiczna konsekwencja badań wpływu pełzania na właściwości magnetosprężyste stali martenzytycznych. Aby poprawnie zdiagnozować zmiany zachodzące w tym procesie niezbędna jest wiedza o możliwych właściwościach elementów w stanie dostawy.
- Deformacja plastyczna – Temat ten pojawił się w moich pracach jako zagadnienie odróżniania zmian we właściwościach materiału wywołanych odkształceniem plastycznym na zimno od zmian spowodowanych pełzaniem. W trakcie badań okazało się że wpływ deformacji plastycznej na wykorzystywane przeze mnie zjawiska jest złożony i silnie zależny od rodzaju badanego materiału. Zasadniczą część moich badań skupiła się na poszukiwaniu parametrów badanych sygnałów umożliwiających możliwie najlepszy opis stopnia deformacji.
- Stan naprężeń/odkształceń w materiale – Zarówno klasyczny efekt Barkhausena jak i emisja magnetoakustyczna są silnie modyfikowane przez stan naprężeń obecnych w materiale. Dzieje się tak, dlatego że naprężenia te modyfikują strukturę domenową. Ocena stanu naprężeń jest niezbędna w celu oceny możliwości bezpiecznej pracy elementów konstrukcji i może pozwolić na określenie miejsc szczególnie narażonych na wystąpienie różnego rodzaju procesów uszkodzeniowych.

W dalszej części omówione zostały najważniejsze prace i prezentowane w nich wyniki związane z realizacją wyżej wymienionych zagadnień badawczych.

C. 3 Diagnozowanie procesów pełzania w stalach wykorzystywanych w energetyce

Procesy pełzania związane są z długotrwałą eksploatacją obiektów konstrukcyjnych w wysokich temperaturach. Jedną z najważniejszych gałęzi gospodarki w której ten problem odgrywa ogromne znaczenie jest energetyka. Prace nad możliwością diagnozowania tych procesów rozpocząłem pod koniec studiów magisterskich i kontynuowałem podczas realizacji doktoratu. Ten okres badań zakończył się jednoznacznym stwierdzeniem, że w przypadku względnie cienkościennych elementów (takich jak przegrzewacze pary) wykonanych ze stali ferrytyczno – perlitycznych/bainitycznych taka diagnostyka jest jak najbardziej możliwa. Problem ten nie jest jednak obecnie uznawany w energetyce za kluczowy. Dużo większe znacznie praktyczne miałaby możliwość diagnozowania elementów grubościennych (takich jak rurociągi pary świeżej) wykonywanych za równo ze starszych gatunków stali (13HMF) jak i obecnie wprowadzanych do eksploatacji stali martenzytycznych (P91). Próby podjęte w celu oceny przydatności efektów magnetosprężystych w tych zagadnieniach omówione zostały w opisanych poniżej publikacjach.

C.3.1 Wykorzystanie efektu emisji magnetoakustycznej do diagnozowania elementów grubościennych w warunkach przemysłowych. [H1]

Użyteczność zjawiska emisji magnetoakustycznej w diagnozowaniu stanu materiałów poddanych procesowi pełzania, takich jak stal 10H2M oraz stal 15HM została już wcześniej opisana. Materiały te jednak nie są wykorzystywane do wytwarzania elementów wielkogabarytowych takich jak na przykład rurociągi pary świeżej. W przypadku konstrukcji krajowych starszego typu powszechnie wykorzystywana była stal 13HMF, w związku z tym podjęto próbę oceny możliwości diagnozowania stopnia degradacji w przypadku tej stali. Pierwsza część eksperymentu omówionego w publikacji [H1] polegała na testach laboratoryjnych na wycinkach pozyskanych z instalacji po różnym czasie eksploatacji. Badania te wykazały około 25% spadek natężenia sygnału MAE (względem próbki odniesienia) dla próbek pobranych z instalacji eksploatowanej przez 150 tys. godzin. Wynik ten potwierdził wstępne założenia i pozwolił na przejście do testów w warunkach przemysłowych.

Pomiary w warunkach przemysłowych na obiektach grubościennych wiążą się jednak z szeregiem komplikacji. Po pierwsze sygnał emisji magnetoakustycznej osiąga duże natężenie dla stosunkowo wysokich natężeń pola magnetycznego (przy kreacji/anihilacji domen domykających) co nie jest łatwe do uzyskania w dużych obiektach z uwagi na tendencję do rozptywania się strumienia magnetycznego na dużym obszarze. Po drugie w dużych obiektach wygenerowany sygnał rozchodzi się w całej ich objętości i nie wykrywa się praktycznie żadnych impulsów odbitych, co znacząco obniża natężenie mierzonego sygnału. Trzeci problem nie jest bezpośrednio związany z gabarytami badanych obiektów, lecz ze środowiskiem w którym prowadzone są pomiary. Obiekty przemysłowe dostępne są do badań w okresie ich odstawienia, kiedy prowadzona jest również akcja remontowa. Prace remontowe są na ogół źródłem trudnego do usunięcia szumu tła który silnie zakłóca sygnał mierzony.

Pierwsze dwa problemy wiązały się z koniecznością skonstruowania odpowiednio dużego elektromagnesu i wydajnego generatora prądowego do jego zasilenia. Pominę szczegóły tej konstrukcji (opisane w artykule) gdyż nie była ona mojego autorstwa. Kolejną fazę testów stanowiły pomiary na wycinku z rurociągu pary świeżej (o długości $L = 30$ cm) na którym symulowano, podczas pomiarów sygnału MAE, akcje remontową. Jako źródła zakłóceń posłużyły takie czynności jak szlifowanie papierem ściernym czy szlifierką kątową. Badania wykazały, że sztucznie wygenerowane zakłócenia były bardzo silne, ich natężenie było znacząco większe niż sygnału użytecznego. Analiza widmowa (z wykorzystaniem szybkiej transformaty Fouriera – FFT) wykazała jednak, że spektra sygnałów zakłócających mają maksima dla znacznie niższych częstotliwości niż widmo sygnału MAE. Dało to podstawę do przypuszczeń że możliwa jest skuteczna filtracja sygnałów mierzonych w warunkach przemysłowych z wykorzystaniem filtrów analogowych lub cyfrowej obróbki sygnału z wykorzystaniem transformaty FFT czy też analizy falkowej.

Pomiary w warunkach przemysłowych przeprowadzone zostały w elektrociepłowni gdańskiej w trakcie letniej przerwy remontowej. Pierwszy pomiar, bez zastosowania filtracji, dał wynik „negatywny” - sygnał nie różnił się praktycznie od sygnału tła. Wstępna analiza widma sygnału wykazała, że zgodnie z oczekiwaniami różnice pomiędzy sygnałem tła a sygnałem MAE występują w zakresie około 200-300 kHz. Po dołączeniu filtra górnoprzepustowego i zastosowaniu filtracji cyfrowej uzyskano mierzony sygnał znacząco różny od sygnału zakłóceń.

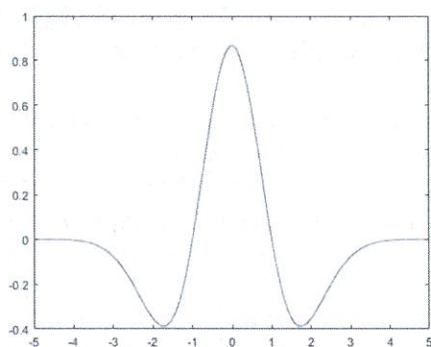
W celu dokładniejszej analizy sygnału dokonano pomiaru sygnału szumowego w sytuacji gdy filtr analogowy był załączony i bez filtra. Jako pierwszą zastosowano procedurę polegającą na wyznaczeniu widma FFT (w środowisku LabVIEW), wycięciu jedynie użytecznego zakresu widma (górna częstotliwość była stała $f = 315$ kHz, zmieniano natomiast częstotliwość dolną) a następnie wyznaczaniu transformaty odwrotnej. Następnie wyznaczane były obwiednie (krótkookresowy rms) sygnału i analizowano ich amplitudę (rozumianą jako różnicę pomiędzy maksimum sygnału MAE a poziomem sygnału zakłóceń dla danego zakresu częstotliwości) oraz stosunek sygnał/szum (z angielskiego *SNR – signal to noise ratio*).

Amplituda sygnału była znacząca w dość szerokim zakresie dolnych częstotliwości odcięcia (60-240 kHz) natomiast SNR rósł do około 240 kHz. Z uwagi na to, że pożądany jest zarówno duży SNR jak i amplituda (zbyt mała amplituda powoduje znaczące pogorszenie dokładności pomiarów) oszacowano, że dolna częstotliwość odcięcia powinna zawierać się w zakresie 200-240kHz. Analiza sygnału zmierzonego z wykorzystaniem filtra analogowego wykazała, że również w tym przypadku uzyskuje się znaczącą poprawę SNR, i jest on lepszy niż w przypadku jedynie filtracji cyfrowej.

Jako drugi możliwy sposób separacji użytecznego sygnału od sygnału zakłóceń wykorzystano analizę falkową. Analiza falkowa jest w sposób naturalny lepiej dostosowana do analizy sygnałów aperiodycznych (impulsowych) niż transformata Fouriera gdyż funkcje (falki - Ψ) wykorzystywane przy jej wyznaczaniu mają charakter ograniczony w czasie, w trakcie wyznaczania współczynników falkowych są one przesuwane „wzdłuż” sygnału $s(t)$:

$$s_{\Psi}(a, b) = \frac{1}{\sqrt{a}} \int_{-\infty}^{\infty} s(t) \Psi\left(\frac{t-b}{a}\right) dt,$$

gdzie a określa skalę falki a b to parametr przesunięcia. Po dokonaniu pełnego „przesunięcia” wzdłuż sygnału skala falki jest zmieniana i procedura jest powtarzana. Współczynniki falkowe niosą informację zarówno o zmienności w czasie analizowanych impulsów jak też i o czasie, w którym są one mierzone. Dodatkową zaletą transformaty falkowej jest fakt, że użyteczne informacje można uzyskiwać na podstawie bezpośredniej analizy wyznaczonych współczynników, bez konieczności wyznaczania transformaty odwrotnej (co nie zawsze jest możliwe). Przykład falki przedstawiono na Rys. 3 – jest to falka Mexican Hat.



Rys. 3 Falka Mexican Hat

Do analizy falkowej wykorzystano sygnał nie poddany filtracji analogowej. Przeprowadzono testy dla różnych typów falek, okazało się, że zdecydowanie najlepsze rezultaty uzyskać można z wykorzystaniem falek typu Daubechies (db2) i biortogonalnych (bior3_3). Analizowano obwiednie współczynników falkowych dla wybranych skali i porównywano podobnie jak poprzednio amplitudy i SNR. Wyniki były do pewnego stopnia podobne do uzyskanych dla filtracji FFT (oczywiście z tą różnicą że małe skale odpowiadają wysokim częstotliwościom).

Obserwuje się maksimum w funkcji skali falek zarówno dla amplitud jak i dla stosunku SNR, przy czym korzystne jest to, że maksima te nie są od siebie zbyt odległe, można więc bez problemu dobrać skalę tak aby uzyskać duże wartości obu parametrów. Maksima te występują dla niskich skali (5-9 dla db2 czy 4-6 dla bior3.3) co ułatwia korzystanie z gotowych bibliotek programistycznych w LabVIEW, które wyznaczają transformatę falkową od pierwszej do zadanej skali.

W pracy przeprowadzono również próbę rozwiązania problemu wynikającego z propagacji generowanego sygnału MAE wydłuż rurociągu co skutkuje znaczącym obniżeniem natężenia sygnału w analizowanym fragmencie. Jako rozwiązanie zaproponowano wykorzystanie sztucznego źródła sygnału w postaci strumienia powietrza generowanego przez mały kompresor. Dokonano pomiarów na rurociągu i w laboratorium i zaobserwowano zbliżony spadek natężenia tak wygenerowanego sygnału (~50%) do spadku natężenia sygnału MAE (~35%) co może sugerować użyteczność takiego podejścia. Nie można oczekiwać pełnej zgodności, gdyż wycięty fragment nie pochodził dokładnie z badanego fragmentu rurociągu.

Podsumowując, w omawianym artykule wykazano techniczną możliwość pomiarów natężenia sygnału MAE w warunkach przemysłowych.

C.3.2 Analiza zmian właściwości sygnałów emisji magnetoakustycznej dla stali P91 po przyspieszonym pełzaniu i deformacji plastycznej [H2]

Stal P91 jest stałą martenzytyczną o bardzo wysokiej wytrzymałości na pełzanie i jest obecnie powszechnie wprowadzana do eksploatacji w energetyce krajowej. Może być

wykorzystywana zarówno do produkcji elementów o mniejszych przekrojach (przegrzewacze pary) jak i elementów wielkogabarytowych (rurociągi pary). Z tego względu możliwość nieniszczącego monitorowania stanu takich elementów byłaby bardzo pożądana. Niestety z uwagi na bardzo długi obliczeniowy czas eksploatacji elementów instalacji energetycznych dostępność próbek o dużym stopniu degradacji, wytworzonych w warunkach przemysłowych jest praktycznie zerowa. W związku z tym do badań wstępnych, mających określić potencjalną przydatność metody opartej o analizę sygnału MAE, wykorzystano próbki poddane przyspieszonemu pełzaniu w warunkach laboratoryjnych. Próbki te zostały wykonane w instytucie IPPPT PAN w Warszawie. Pełzanie prowadzone było przez okres do 445 godzin. W temperaturze 773 K, pod naprężeniem $\sigma = 290$ MPa. W rezultacie otrzymano serię próbek o maksymalnym stopniu odkształcenia $\varepsilon_{max} = 10\%$. Dla porównania przeprowadzono również badania polegające na deformacji plastycznej na zimno (rozciąganie jednoosiowe) uzyskując serię próbek o zbliżonych wartościach odkształcenia ($\varepsilon_{max} = 10,5\%$).

Oprócz pomiarów sygnału emisji magnetoakustycznej przeprowadzono również badania z wykorzystaniem mechanicznego efektu Barkhausena (MBE). Efekt ten występuje w materiale podczas dynamicznego odkształcania i jest wynikiem ruchu granic domenowych spowodowanego naprężeniami. Z punktu widzenia sygnału odbieranego jest on zbliżony do klasycznego efektu Barkhausena (sygnał indukowany w cewce detekcyjnej) lecz charakteryzuje się znacząco niższym natężeniem. Dzieje się tak dlatego, że źródłem MBE (analogicznie jak MAE) jest ruch granic nie-180°, ponieważ tylko one są wrażliwe na działanie naprężeń. Do generacji zmiennego stanu odkształceń wykorzystano układ odwróconego wahadła torsyjnego – na końcach badanych próbek mocowana była poprzeczka o dużym momencie bezwładności co pozwolił na uzyskanie drgań o stosunkowo dużej dobroci i częstotliwości około 0,5 Hz.

Pomiary pola koercji badanych próbek wykazały znaczny wzrost wartości pola koercji dla obu sposobów deformacji, przy czym dla próbek po pełzaniu wzrost ten był o około połowę mniejszy (odpowiednio 60 i 30%). W przypadku deformacji plastycznej przyczyną jest niewątpliwie wzrost gęstości dyslokacji, natomiast w przypadku przyspieszonego pełzania z uwagi na wysoką temperaturę dyslokacje mają możliwość anihilacji i należy spodziewać się znacznie mniejszej ich gęstości.

Znacząco różne jest zachowanie sygnału MAE w obu przypadkach. Deformacja plastyczna skutkuje praktycznie natychmiastowym spadkiem amplitudy sygnału. Początkowo widoczne są dwa, słabo zarysowane maksima, które zanikają po deformacji. Obserwuje się praktycznie jedno szerokie maksimum, przesunięte ku dużym natężeniom pola, poprzedzone słabo zarysowanym plateau. Takie zachowanie świadczy o bardzo silnym spadku dynamiki ruchu granic domenowych, silnie kotwiczonych przez powstające skupiska dyslokacji. W przypadku przyspieszonego pełzania zmiana amplitudy obwiedni sygnału MAE jest znacznie mniejsza, ulega ona jednak silnemu zawężeniu i maksimum obserwuje się w położeniu pomiędzy maksimami dla próbki w stanie wyjściowym. Świadczy to o znacząco innym mechanizmie kotwiczenia granic domenowych w tym przypadku, może tu wchodzić w rachubę kotwiczenie na wydzieleniach węglików. W obu przypadkach spadek natężenia emisji magnetoakustycznej jest najsilniejszy w początkowym stadium deformacji, przy czym dla deformacji plastycznej zmiana ta jest kontynuowana dla wysokich deformacji podczas gdy przy przyspieszonym pełzaniu proces się nasycza.

Badania sygnałów MBN wykazały podobną prawidłowość, to znaczy spadek natężenia, najsilniejszy w początkowym stadium deformacji. Podobnie jak poprzednio spadek ten jest wyraźniejszy dla próbek po deformacji plastycznej. Analiza obwiedni sygnału MBN dostarcza ponadto informacji o rozkładzie naprężeń wewnętrznych – położenie maksimum odpowiada w przybliżeniu średniemu poziomowi naprężeń resztkowych. Dzieje się tak dlatego, że do przeskoku granicy dochodzi wtedy gdy naprężenia zewnętrzne pokonuje lokalne naprężenie w materiale i powoduje odkotwiczenie granicy domenowej. Zaobserwowano, że w przypadku próbek po pełzaniu poziom naprężeń wewnętrznych nie ulega znaczącej zmianie dla wyższych stopni deformacji, natomiast w przypadku deformacji plastycznej naprężenia te wzrastają systematycznie. Dla większych stopni deformacji stają się na tyle duże, że w eksperymencie nie obserwuje się maksimum obwiedni. Wyjaśnić może to fakt, że pomimo podobieństwa

w charakterze zmian natężenia sygnałów MAE i MBN w tym drugim przypadku dynamika jest znacząco większa. Wynika ona nie tylko ze spadku dynamiki procesu, ale również z faktu, że podczas gdy pole magnetyczne jest w stanie wymusić ruch granic w pełnym zakresie, o tyle w przypadku naprężeń zakres tego ruchu systematycznie maleje ze wzrostem deformacji.

Przeprowadzone po zakończeniu badań nieniszczących próby wytrzymałościowe potwierdziły jakościowo różne mechanizmy deformacji w obu przypadkach. W próbkach po deformacji plastycznej obserwuje się widoczne umocnienie wynikające ze wzrostu gęstości dyslokacji, podczas gdy próbki po pełzaniu różnią się jedynie maksymalnym wydłużeniem do zerwania.

Wyniki uzyskane nie są w pełni jednoznaczne. Dla dużych odkształceń dużo prostsza wydaje się być detekcja procesów związanych z deformacją plastyczną niż z pełzaniem. Analiza jedynie natężenia sygnału MAE nie daje jednoznacznych wyników, niezbędna jest dokładna analiza obwiedni. Może to być jednak wynikiem tego, że analizowany proces przyspieszonego pełzania nie odzwierciedla w pełni procesów rzeczywistych. Zastosowano stosunkowo duży poziom naprężeń, przy temperaturze zbliżonej do temperatury eksploatacyjnej, co może powodować że zachodzą procesy deformacji plastycznej połączone z dynamicznym zdrowieniem, podczas gdy struktura wydzieleniowa pozostaje praktycznie niezmienną. W warunkach rzeczywistych to na ogół procesy wydzieleniowe są przyczyną spadku wytrzymałości na pełzanie. Niezbędne są więc dalsze badania na próbkach pozyskanych z instalacji.

C. 4 Analiza wpływu czasu odpuszczania stali martenzytycznej (P91) na jej własności magnetyczne [H3].

Aby możliwa była diagnoza stanu materiału poddanego procesom pełzania istotne jest poznanie właściwości materiałów w stanie dostawy. Wysokochromowa stal martenzytyczna P91 swoją wysoką odporność na pełzanie zawdzięcza odpowiedniej mikrostrukturze, uzyskiwanej w procesie obróbki termicznej. Typowy proces jest procesem dwustopniowym, w pierwszej kolejności przeprowadza się austenityzację w temperaturze 1050°C (1 godzina, chłodzenie w powietrzu) a następnie prowadzi się odpuszczanie w temperaturze 730-780°C przez jedną do dwóch godzin. Po austenityzacji uzyskuje się strukturę martenzytyczną o bardzo wysokiej gęstości dyslokacji, która to gęstość stopniowo maleje w procesie odpuszczania. Uzyskuje się dzięki temu bardzo mały zakres odkształceń w pierwszym okresie pełzania.

W pracy przebadano trzy serie próbek, austenitizowanych w tych samych warunkach (1050°C/1h) i odpuszczanych w trzech różnych temperaturach (720, 750 i 780°C) w czasie od 15 do 240 minut. Pierwsza część badań miała na celu sprawdzenie poprawności przeprowadzonego procesu i polegała na pomiarze twardości (HV 30) oraz szerokości połówkowej rentgenowskich maksimów dyfrakcyjnych. Zaobserwowano znaczący, systematyczny spadek twardości próbek (od 350 do poniżej 200 HV dla najwyższej temperatury i najdłuższego czasu odpuszczania). Podobny systematyczny spadek obserwuje się dla szerokości połówkowej maksimów dyfrakcyjnych. Oba te parametry są bezpośrednio związane z gęstością dyslokacji i ich zmiana świadczy o systematycznym spadku gęstości dyslokacji zgodnym z oczekiwaniami. Parametrem magnetycznym bezpośrednio związanym z gęstością dyslokacji jest pole koercji (określające „twardość” magnetyczną). Dla jego wyznaczenia wykonano pomiary pętli histerezy. Zgodnie z przewidywanymi zaobserwowano znaczące zwężenie pętli histerezy (spadek pola koercji) tym silniejsze im dłuższy czas wygrzewania i im wyższa temperatura. Jedyne odstępstwo od tej reguły obserwuje się dla wygrzewania w temperaturze 780°C, gdzie dla najdłuższego czasu pole koercji nieznacznie rośnie. Wynika to najprawdopodobniej z faktu, że znaczącą rolę zaczynają odgrywać procesy wydzieleniowe, a w szczególności procesy wzrostu węglików $M_{23}C_6$. Procesy kotwiczenia granic domenowych są szczególnie efektywne w przypadku wydzieleń o rozmiarach porównywalnych z grubością granic (około 100nm) a takiego rzędu wymiary mają właśnie wspomniane węgliki w stali P91 w typowym stanie dostawy.

Pomiary klasycznego EB wykazały, że kształt obwiedni sygnału ulega gwałtownej zmianie już w najbardziej początkowej fazie procesu odpuszczania. Charakterystyczne dla fazy martenzytycznej szerokie maksimum przechodzi w wysokie, wąskie maksimum występujące w okolicy pola koercji. Pojawia się też drugie, znacznie mniejsze maksimum dla dużych natężeń pól. Pochodzenie tego drugiego maksimum nie jest oczywiste, jego obecność może świadczyć o strukturze dwufazowej. W literaturze można znaleźć informacje wskazujące na pojawianie się w odpuszczanych stalach subziaren o bardzo małej gęstości dyslokacji występujących jednocześnie z obszarami o znacznie większej ich gęstości. Pomimo, że kształt obwiedni zmienia się bardzo wyraźnie, całkowite natężenie sygnału pozostaje w całym procesie na zbliżonym poziomie, a zmiany mają charakter niemonotoniczny. Jako element charakteryzujący stopień odpuszczenia można natomiast przyjąć położenie pierwszego maksimum sygnału EB. W trakcie odpuszczania przesuwa się ono systematycznie w kierunku mniejszych natężeń pola magnetycznego, przy czym najsilniejsze przesunięcie obserwuje się dla najwyższych temperatur odpuszczania. Dla wyższych temperatur odpuszczania położenie maksimum przechodzi w obszar ujemnych natężeń prądu magnesującego co wydaje się wynikiem niefizycznym, jednakże wynika to z faktu przesunięcia fazowego namagnesowania warstw przypowierzchniowych względem średniego namagnesowania w próbce (namagnesowanie powierzchni wyprzedza w fazie prąd magnesujący).

Sygnał emisji magnetoakustycznej mierzony dla fazy martenzytycznej jest bardzo słaby, na poziomie zbliżonym do poziomu tła. Świadczy to o bardzo niskiej dynamice ruchu granic domenowych (w badaniach porównawczych magnetostrykcji przeprowadzonych na wybranych próbkach zaobserwowano że przyrost długości w funkcji natężenia pola magnetycznego jest znacznie powolniejszy niż dla próbek odpuszczanych [A15]). Już w początkowym etapie procesu odpuszczania obserwuje się znaczący wzrost natężenia sygnału, który dla długich czasów odpuszczania skutkuje około ośmiokrotnym wzrostem natężenia (dla wyższych temperatur odpuszczania). Jedynie w przypadku najwyższej temperatury odpuszczania obserwuje się nieznaczny spadek natężenia sygnału dla najdłuższego czasu trwania procesu. Wynik ten koreluje ze zmianami pola koercji (wzrost pola koercji dla tej próbki) i potwierdza przypuszczenie, że w tych warunkach zaczynają dochodzić do głosu procesy inne niż spadek gęstości dyslokacji.

Jak widać procesy odpuszczania bardzo silnie wpływają na właściwości magnetoelastyczne stali P91 i analiza sygnałów szumu Barkhausena czy emisji magnetoakustycznej mogą być wykorzystane do oceny stanu wyjściowego elementów konstrukcji. W przypadku efektu Barkhausena użytecznym parametrem może być położenie maksimum, wadą jednak tego rodzaju sygnału jest jego powierzchniowy charakter, co w przypadku elementów rzeczywistych konstrukcji może być istotnym ograniczeniem. Wady tej pozbawiony jest sygnał MAE, a ponadto w tym przypadku użytecznym parametrem jest całkowite natężenie sygnału, który to parametr, jak wskazuje doświadczenie, cechuje dobrą stabilnością i powtarzalnością. Kwestią otwartą pozostaje monitoring próbek poddanych pełzaniu, można jednak przypuszczać, że procesem który może mieć dominujące znaczenie będzie koagulacja węglików $M_{23}C_6$ co powinno skutkować spadkiem natężenia sygnału.

C. 5 Wykorzystanie efektów magnetoelastycznych do oceny stopnia deformacji plastycznej materiałów konstrukcyjnych.

Proces deformacji plastycznej (na zimno) stali jest powodowany ruchem dyslokacji. Po rozpoczęciu procesu w ziarnach o korzystnej orientacji krystalograficznej pojawiają się śpiętrzenia dyslokacji, które z kolei uaktywniają źródła dyslokacji w sąsiadujących ziarnach. Efektem końcowym postępującego odkształcenia jest silny wzrost gęstości dyslokacji. Początkowo powstałe śpiętrzenia (skupiska) dyslokacji przekształcają się w strukturę komórkową o charakterze dwufazowym. Koegzystują obszary ścian o bardzo dużej gęstości dyslokacji oraz wnętrza komórek o relatywnie niskiej gęstości dyslokacji.

Temat oceny stopnia deformacji plastycznej pojawił się w obszarze moich zainteresowań w sposób do pewnego stopnia przypadkowy. Pierwsze badania jakie przeprowadziłem miały charakter porównawczy, chodziło bowiem o odróżnienie deformacji na zimno od

odkształcenia wywołanego procesami pełzania (wyniki te zostały opisane wcześniej w paragrafie omawiającym artykuł [H2]). Okazało się, że temat ten budzi zainteresowanie różnych grup badawczych na świecie, co zaowocowało nawiązaniem współpracy z kilkoma ośrodkami na świecie (Institute of Physics, ASCR, Czech Republic; National Technical University of Athens, Greece; University of Sao Paulo, Brazil). Wyniki tej współpracy zostały przedstawione w pracach, które zostaną omówione poniżej.

C.5.1 Wpływ deformacji plastycznej na właściwości magnetoelastyczne stali CSN 12021 [H4]

Próbki ze stali CSN 12021 (stal zbliżona do polskiej stali K10) zostały dostarczone do badań przez profesora Ivana Tomaša z Instytutu Fizyki Czeskiej Akademii Nauk. Stopień deformacji badanych próbek zawierał się w przedziale od 1,9 do 18,2 % (plus próbka odniesienia). Jako pierwsze przeprowadzono pomiary pętli histerezy. Ponieważ próbki miały niezbyt sprzyjający kształt (duży stosunek przekroju poprzecznego do długości) uzyskane kształty pętli histerezy miały jedynie charakter orientacyjny, jednakże mogły być bez problemu wykorzystane do celów porównawczych. Wszystkie pętle histerezy charakteryzowała stosunkowo niewielka stromość (co wynikało w dużej mierze z kształtu próbek), jednakże zaobserwowano znaczący spadek ich nachylenia po deformacji jak również systematyczny wzrost szerokości pętli. Ilościowo obserwacje te można wyrazić poprzez zmianę różniczkowej przenikalności magnetycznej (jej maksymalnej wartości) oraz pola koercji. Zgodnie z obserwacjami jakościowymi wyznaczono około 40% spadek przenikalności oraz około 50% wzrost pola koercji. W obu przypadkach mamy jednak do czynienia ze zmianami zachodzącymi w początkowym stadium deformacji – powyżej około 6% deformacji zmiany są praktycznie niemierzalne. Dokładne pomiary właściwości magnetycznych z wykorzystaniem metody adaptacyjnej przeprowadzone przez profesora Tomaša pokazały, że możliwe jest znalezienie magnetycznego parametru na bazie analizy mniejszych pętli histerezy, który cechuje duża dynamika zmian i zmienność w całym zakresie deformacji (odwrotność przenikalności dla pewnej, mniejszej pętli histerezy). Metoda ta jest jednak na razie w fazie testów, cechuje ją dość złożony proces analizy wyników i duża wrażliwość na warunki pomiarowe.

Pomiary emisji magnetoakustycznej wykazały dużą zmianę kształtu obwiedni sygnału. Początkowo praktycznie nierozróżnialne maksima stają się w wyniku deformacji wyraźnie odseparowane. Niestety kwantyfikacja obserwowanych zmian nie jest oczywista – amplituda sygnału (jak również natężenie) rośnie w początkowej fazie nieznacznie (w przypadku natężenia jest to około 17%) po czym, dla wyższych odkształceń, maleje (o około 10% względem stanu wyjściowego). Parametrem, który mógłby być wykorzystany do opisu sygnału MAE jest natężenie pola magnetycznego dla którego pojawia się maksimum sygnału (a dokładniej jego wartość bezwzględna). Położenie to odpowiada występowaniu „kolan” pętli histerezy, ponieważ jest to obszar, w którym zachodzą procesy kreacji/anihilacji domen domykających, które są głównym źródłem sygnału MAE. Zachowanie tego parametru jest zbliżone do zachowania pola koercji, obserwowany jest dość znaczący wzrost w początkowej fazie, po czym wartość ta stabilizuje się.

Sygnał klasycznego efektu Barkhausena mierzony był z wykorzystaniem cewki stykowej, ponieważ, z uwagi na duży przekrój poprzeczny próbki, nie było możliwe wykorzystanie cewki obwodowej. Pomiary dokonywane były w czterech punktach na powierzchni próbki aby zniwelować wpływ możliwych lokalnych niejednorodności. Obwiednie sygnału ulegają bardzo istotnym zmianom w trakcie deformacji. Początkowo obserwuje się bardzo silny wzrost amplitudy, a wyraźne maksimum jest bardzo wąskie i występuje dla niskich wartości natężenia pola magnetycznego. Jest to spowodowane najprawdopodobniej wzrostem efektywności kotwiczenia granic domenowych na nowo powstających skupiskach dyslokacji. W miarę wzrostu stopnia deformacji maksimum obniża się i przesuwa w kierunku wyższych pól. Takie zachowanie może świadczyć o rosnącym wpływie resztkowych naprężeń ściskających, które na ogół skutkują spadkiem natężenia efektu Barkhausena oraz pojawieniem się mierzalnych sygnałów dla silnie ujemnych natężenia pola (nie

obserwowanych przy początkowej deformacji). Do ilościowej analizy wykorzystano całkowite natężenie sygnału, które jak się okazało monotonicznie maleje ze wzrostem stopnia deformacji osiągając poziom o około 25% mniejszy od wyjściowego dla najwyższych analizowanych poziomów deformacji. Dla próbki o najniższym stopniu deformacji uzyskano dość duży rozrzut wyników co świadczy o niejednorodności próbki, jak również o dużej zmienności sygnału dla wczesnych etapów deformacji. Nie można wykluczyć wystąpienia dla niskich poziomów deformacji lokalnego maksimum sygnału.

Oprócz pomiarów przy magnesowaniu całej próbki, przeprowadzono badania z wykorzystaniem małej sondy z rdzeniem magnesującym o niewielkich rozmiarach, magnesującą próbkę lokalnie w celu określenia rozkładu kąтового sygnału Barkhausena (pomiar prowadzono ze skokiem $22,5^\circ$). Okazało się, że próbki w stanie wyjściowym posiadały wyraźną anizotropię (prawdopodobnie będącą wynikiem procesów produkcyjnych). W miarę wzrostu deformacji, głównie z uwagi na spadek natężenia w kierunku wzdłużnym, obserwuje się początkowy zanik anizotropii, a następnie ustala się anizotropia o orientacji prostopadłej do kierunku deformacji plastycznej. Potwierdza to założenie o występowaniu naprężeń ściskających wzdłuż osi próbki. Dynamika zmian sygnału jest inna niż w przypadku pomiarów sondą stykową, ponieważ w przypadku małego rdzenia strumień magnetyczny jest niewielki i wraz ze wzrostem pola koercji analizuje się coraz mniejszy fragment pętli histerezy (a co za tym idzie tylko fragment obwiedni sygnału Barkhausena).

Podsumowując, badania omówione w pracy sugerują możliwość wykorzystania efektów magnetosprężystych do oceny stopnia deformacji stali CSN 12021, przy czym istotny jest odpowiedni dobór analizowanych parametrów – może to być natężenie sygnału Barkhausena, położenie maksimum emisji magnetoakustycznej lub najlepiej analiza obu parametrów. Ponadto analiza rozkładu kąтового natężenia efektu Barkhausena może umożliwić detekcję kierunku deformacji, w przypadku gdy ten nie jest z góry określony.

C.5.2 Analiza możliwości wykorzystania efektów magnetosprężystych do oceny stopnia deformacji stali elektrotechnicznych. [H5,H6]

Stale wykorzystywane do produkcji rdzeni transformatorów, silników i innych tego rodzaju urządzeń spełniać muszą wyśrubowane kryteria odnośnie strat w rdzeniu. Z uwagi na ciągły charakter pracy nawet niewielkie zwiększenie stratności pociąga za sobą istotne straty materialne. Niestety nawet najdoskonalsze materiały w procesie montażu rdzeni mogą ulec lokalnej deformacji plastycznej co może skutkować istotnym pogorszeniem ich własności. Okazuje się że za wzrost stratności odpowiedzialne są w tym przypadku starty histerezy (straty klasyczne oraz nadmiarowe pozostają bez zmian lub ulegają nieznacznemu obniżeniu). Już bardzo niewielka deformacja ($\sim 0,5\%$) powoduje bardzo silną zmianę kształtu pętli histerezy, zarówno w okolicy pola koercji jak i „kolan” pętli histerezy. Ponieważ w pierwszym obszarze dominuje ruch granic 180° (odpowiedzialny za efekt Barkhausena) a w drugim procesy kreacji i anihilacji oraz ruch granic nie- 180° (będący głównym źródłem emisji magnetoakustycznej), wykorzystanie obu wspomnianych zjawisk magnetosprężystych powinno umożliwić charakteryzację zmian pętli histerezy a co za tym idzie strat histerezy.

Przedmiotem badań opisanych w pracy [H5] były próbki ze stali elektrotechnicznej o zawartości 2% Si poddane walcowaniu na zimno, które skutkowało wydłużeniem od 0,5 do 8%. Pomiar pętli histerezy, zgodnie z oczekiwaniami wykazały bardzo silną zmianę kształtu już dla próbki o najmniejszym odkształceniu (0,5%). Pętle zmniejszają swoje nachylenie w części centralnej, a w okolicach kolan przejście staje się dużo bardziej łagodne. Zmiany te stają się jednak powyżej 2% deformacji bardzo nieznaczne. Analiza ilościowa wykazała około 60% wzrost pola koercji (zachodzący do około 2-3% deformacji) oraz bardzo znaczny, około 80% spadek maksymalnej różniczkowej przenikalności magnetycznej (również w początkowej fazie).

Obwiednie sygnału Barkhausena zmieniają swój kształt również już w początkowej fazie procesu. Początkowo obwiednia posiada dwa słabo rozdzielone maksima, co świadczy o istotnej roli procesów kreacji/anihilacji granic domenowych również w przypadku efektu

Barkhausena. Sugeruje to, że dla próbki niezdeformowanej wnętrza ziaren nie zawierają dużej liczby przeszkód blokujących ruch granic, który jest stosunkowo płynny, co skutkuje spadkiem sygnału w zakresie natężeń pola magnetycznego dla których ten ruch jest czynnikiem odpowiedzialnym za procesy przemagnesowania. Jednakże już najmniejszy z badanych poziomów deformacji powoduje pojawienie się centralnego maksimum, które systematycznie rośnie wraz z postępem procesu deformacji. Świadczy to o rosnącym znaczeniu procesów kotwiczenia będącym bezpośrednią konsekwencją wzrostu gęstości dyslokacji. Obserwowany jest również charakterystyczny wzrost sygnału w obszarze ujemnych natężeń pola. Wzrost taki obserwowany jest dla wielu materiałów po deformacji plastycznej i świadczyć może o różnej dynamice przebudowy struktury domenowej w przypadku kreacji i anihilacji granic domenowych w materiałach o dużej gęstości dyslokacji. Całkowite natężenie sygnału EB systematycznie rośnie w miarę wzrostu stopnia deformacji, przy czym zmiana ta jest bardzo znacząca – sięga 80% dla próbek o największej deformacji.

Obwiednia sygnału emisji magnetoakustycznej dla próbki niezdeformowanej ma charakter zbliżony do sygnału Barkhausena, co sugeruje, że w tym przypadku źródłem jego są te same procesy. Po deformacji uwidaczniają się jednak znaczące różnice w charakterze zmian sygnału, amplituda bardzo silnie maleje, i nie pojawia się centralne maksimum. Charakter obwiedni z dwoma wyraźnymi maksimami jest zachowany, przy czym widoczna jest również asymetria sygnału – pierwsze maksimum jest znacząco szersze od drugiego. Natężenie sygnału emisji magnetoakustycznej początkowo rośnie (około 15% dla próbki o 2% deformacji) po czym spada osiągając wartości zbliżone do obserwowanych dla stanu wyjściowego dla największej deformacji. Jako dodatkowy parametr oszacowano średnią wielkość impulsów MAE, za jego miarę przyjmując iloraz natężenia sygnału przez liczbę zliczeń. Okazało się, że tak zdefiniowana wielkość maleje ze wzrostem stopnia deformacji co świadczy o rozdrobnieniu struktury domenowej dla próbek poddanych deformacji.

Podjęto również próbę porównania wyników eksperymentu z wynikami modelowania zarówno efektu Barkhausena jaki i emisji magnetoakustycznej jako podstawowy parametr przyjmując rosnącą podczas deformacji gęstość dyslokacji. W swojej wcześniejszej pracy¹ Sablik wyprowadził wyrażenie na natężenie efektu Barkhausena:

$$I_B = \frac{A_d(\mu_{irr}/\mu_0)(\mu_{irr}-\mu_0)}{(G/\rho)[(\mu_{irr}/\mu_0)(\mu_{irr}-\mu_0)/\xi + \rho/S^2 G \bar{H}]}$$

W wyrażeniu tym G oznacza bezwymiarowy współczynnik ($G = 0,1356$), A_d jest parametrem, który opisuje przestrzenne fluktuacje krótkozasięgowych oddziaływań kotwiczących granice domenowe (powiązanych z gęstością dyslokacji ζ_d), μ_{irr} oznacza składową nieodwracalną przenikalności magnetycznej, ρ oporność właściwą, S powierzchnię granic domenowych a ξ oznacza długość korelacji oddziaływań granic domenowych z centrami kotwiczenia proporcjonalną do gęstości dyslokacji. W modelu przyjęto że rosnąca zmiana gęstości dyslokacji modyfikuje parametr A_d zgodnie z zależnością:

$$A_d = A_{d0}(\zeta_d/\zeta_{d0})^{1/2}.$$

Wyniki modelowania dają rezultat jakościowo zgodny z pomiarami, przy czym dynamika zmian przewidziana przez model jest większa, co może wynikać z faktu, że materiał w stanie wyjściowym nie jest całkowicie wolny od dyslokacji. Otrzymana jakościowa zgodność wskazuje na poprawność założenia, że modyfikacja struktury dyslokacyjnej materiału jest najważniejszym czynnikiem decydującym o zmianie obserwowanego natężenia efektu Barkhausena.

W celu podjęcia próby modelowania natężenia sygnału MAE profesor Sablik wprowadził modyfikacje do modelu ABBM aby uwzględnić fakt, że znaczenie mają jedynie granice 90°, w wyniku czego otrzymał wyrażenie:

$$I_{MAE} = \frac{A_d(\mu_{irr}/\mu_0)(\mu_{irr}-\mu_0)F(M)}{(G/\rho)[F(M)(\mu_{irr}/\mu_0)(\mu_{irr}-\mu_0)/\xi + \rho/S_0^2 G \bar{H}]}, \text{ gdzie } F(M) = \left[\frac{3\sigma}{2\mu_0} \right] \left(\frac{d^2\lambda}{dM dH} \right).$$

¹ M.J. Sablik, A model for the Barkhausen noise power as a function of applied magnetic field and stress. J. Appl. Phys. 19993;74(9):5898-900

Dodatkowo przyjęte zostało założenie, że powyżej pewnego poziomu deformacji liczba granic 90° przestaje wzrastać (gdy pojawiają się struktury komórkowe). W związku z tym przyjęto na parametr A_d wyrażenia:

$$A_d = A_{d0}(\zeta_d/\zeta_{d0})^{1/2} \text{ dla } \varepsilon \leq \varepsilon_c$$

$$A_d = A_{d0}(\zeta_{dc}/\zeta_{d0})^{1/2} \text{ dla } \varepsilon > \varepsilon_c.$$

Wielkość ζ_{dc} oznacza gęstość dyslokacji dla odkształcenia ε_c przy którym przestaje wzrastać liczba granic 90° . Model ten jednak nie daje tak dobrego dopasowania jak model dla efektu Barkhausena. Wynika to w dużej mierze z faktu, że opiera się on na mechanizmie oddziaływania granic domenowych z polami naprężeń pochodzącymi od dyslokacji, który dla zerowych odkształceń przewiduje brak emisji magnetoakustycznej.

Podsumowując, gwałtowne zmiany kształtu pętli histerezy magnetycznej wywołane procesami deformacji stali elektrotechnicznych, skutkujące istotnym zwiększeniem strat histereзовych, mają swoje odzwierciedlenie w zmianach natężenia sygnałów efektu Barkhausena oraz emisji magnetoakustycznej. Z punktu widzenia możliwości diagnostyki stopnia deformacji w blachach transformatorowych korzystne właściwości posiada zwłaszcza ten pierwszy efekt, gdyż jego zmiany mają charakter monotoniczny, nawet dla zakresu deformacji, w którym właściwości pętli histerezy praktycznie przestają być mierzalne.

Ponieważ to sygnał Barkhausena okazał się najbardziej korzystny z punktu widzenia przydatności do analizy stopnia deformacji w przypadku stali transformatorowej w pracy [H6] podjęto próbę szczegółowej analizy jego właściwości (chronologia publikacji prac [H5] i [H6] nie pokrywa się z kolejnością przeprowadzonych badań). W celu uzyskania możliwie dużej ilości informacji o właściwościach szumu Barkhausena w przypadku badanych próbek, przeprowadzono badania w nietypowej konfiguracji. Nie zastosowano zwory magnetycznej i przeprowadzono pomiary w konfiguracji „otwartej”. Z uwagi na wystąpienie zjawiska demagnetyzacji proces magnesowania (w funkcji natężenia prądu magnesującego) uległ znacznemu spowolnieniu, co pozwoliło na lepsze rozseparowanie impulsów sygnału EB. Jednocześnie z uwagi na niską „twardość” magnetyczną stali transformatorowej nie było problemem wystarczające namagnesowanie próbek. Dodatkowo, w celu zminimalizowania sygnału szumów tła cały układ pomiarowy umieszczono we wnętrzu uziemionego ekranu. Wykorzystano również szybką kartę pomiarową (10MHz) aby uzyskać odpowiednią rozdzielczość czasową, pozwalającą scharakteryzować analizowane impulsy napięciowe.

Jako pierwszą przeprowadzono krótkookresową analizę Fourierowską ($\Delta t = 0,5$ ms; $\Delta f = 10$ kHz). W przypadku próbki nie poddanej deformacji obserwowano dwa wyraźne maksima (w funkcji czasu, który z uwagi na liniowy charakter zmian prądu magnesującego, był proporcjonalny do natężenia pola magnetycznego w cewce magnesującej) praktycznie dla wszystkich składowych częstotliwościowych. Potwierdza to tezę, że dla tego rodzaju materiałów (względnie wolnych od przeszkód hamujących ruch granic domenowych) dominującym mechanizmem generacji sygnału EB są procesy kreacji/anihilacji granic domenowych. W celu łatwiejszego porównania wyników uzyskanych dla różnych stopni deformacji wyznaczone dla nich dwuwymiarowe (w funkcji czasu i częstotliwości) mapy rozkładu amplitudy FFT przecięto przekrojami odpowiadającymi różnym częstotliwościom i tak otrzymane przekroje zestawiono na wykresach odpowiadających niskim ($f = 10$ kHz) i wysokim (częstotliwościom $f = 250$ kHz).

Dla częstotliwości niskich uzyskano charakter zmian zbliżony do charakteru zmian obwiedni sygnału (patrz [H5]), tzn. w trakcie deformacji coraz wyraźniej zarysowuje się centralne maksimum świadczące o rosnącym wpływie procesów kotwiczenia granic domenowych. Sytuacja wygląda zupełnie inaczej dla składowych wysokoczęstotliwościowych – dla wszystkich próbek obserwuje się dwa wyraźne maksima i brak jest maksimum centralnego. Świadczy to o tym, że procesy związane z kreacją/anihilacją charakteryzują znacznie mniejsze stałe czasowe niż procesy propagacji/kotwiczenia ścian domenowych. Z punktu widzenia analizy ilościowej, w procesie deformacji stwierdza się wzrost praktycznie wszystkich składowych częstotliwościowych sygnału.

Kolejnym krokiem było sporządzenie wykresów rozkładu szybkości zliczania impulsów w funkcji czasu i progu odcięcia (wartości napięcia powyżej której zliczane były impulsy). Podobnie jak poprzednio i tym razem dla próbki nie deformowanej wyraźnie widoczne były dwa maksima praktycznie dla wszystkich analizowanych progów napięciowych. Analizę porównawczą przeprowadzono dla dwóch różnych progów odcięcia. Dolny próg ($U_0 = 0,25V$) wybrano jako najniższy dla którego liczba zliczeń spada do zera dla obszarów bliskich maksymalnemu natężeniu pola. Dla małych impulsów zmiany w funkcji deformacji nie są znaczące, obserwuje się jedynie nieznaczny wzrost ogólnej szybkości zliczania i zanik minimum dla małych natężeń pola. W przypadku dużych impulsów ($U_0 \sim 1,25V$) różnica jest znacznie wyraźniejsza. W stanie wyjściowym praktycznie nie obserwuje się impulsów dla niskich natężeń pola (zanikają one już dla progów odcięcia rzędu $0,5V$) natomiast w miarę wzrostu deformacji liczba zliczeń w tym zakresie silnie wzrasta, obserwuje się całkowity zanik centralnego minimum. Można by spodziewać się pojawienia maksimum dla odpowiednio dużych progów odcięcia, jednakże liczba zliczeń maleje wraz ze wzrostem progu i wiarygodność wyników ulega pogorszeniu.

Do ilościowego porównania sygnałów uzyskanych dla próbek o różnym stopniu deformacji dobrze nadaje się całkowita liczba zliczeń w jednym półokresie magnesowania (maksymalna szybkość zliczeń charakteryzuje się dość dużym rozrzutem). Przeprowadzono takie porównanie dla dwóch progów $U_0 = 0,5V$ i $U_0 = 1,5V$. W pierwszym przypadku uzyskano przebieg liczby zliczeń w funkcji deformacji bardzo zbliżony do przebiegu jaki obserwuje się dla natężenia sygnału [H5], tzn. liczba zliczeń wzrosła o około 80%, a największa zmiana miała miejsce na początku deformacji. Inaczej jest w przypadku dużych impulsów, zmiany zachodzą niemalże liniowo w całym zakresie badanych deformacji, a liczba zliczeń wzrost ponad trzykrotnie. Wzrost liczby zliczeń dużych impulsów w liczbach bezwzględnych odpowiada za ponad połowę całkowitego wzrostu impulsów (obserwowanego dla niskich progów), co potwierdza przypuszczenie, że to właśnie duże impulsy, będące wynikiem procesu kotwiczenia/odkotwiczania granic domenowych są odpowiedzialne za obserwowany wzrost natężenia sygnału EB.

W celu znalezienia optymalnych, z punktu widzenia możliwości detekcji analizowanych zmian mikrostruktury, parametrów impulsów przeprowadzono kompleksową analizę rozkładu impulsów wyznaczając liczby impulsów w przedziałach napięciowych (rozkłady wysokości impulsów). Procedurę taką wykonano następnie dla różnych czasów trwania impulsów. Następnie od tak uzyskanych rozkładów dla próbek po deformacji odjęto rozkład uzyskany dla próbki w stanie wyjściowym. Analiza tak uzyskanej mapy różnic pozwoliła na wyznaczenie optymalnego progu napięciowego – progu, dla którego silne są zmiany w obszarze odpowiadającym ruchowi granic, ale liczba zliczeń pozostaje wysoka. Jednocześnie stwierdzono, że dobre wyniki uzyskuje się analizując impulsy o długości minimalnej nie przekraczającej $2\mu s$, co sugeruje, w przypadku stosowania analizy impulsowej, używanie kart pomiarowych o częstotliwości próbkowania co najmniej 1 MHz.

Można jednoznacznie stwierdzić, że w przypadku deformacji plastycznej stali elektrotechnicznych możliwa jest ocena stopnia deformacji plastycznej metodami magnetycznymi, przy czym najbardziej odpowiednia do tego celu wydaje się być zaawansowana analiza impulsowa.

C.5.3 Analiza zmian sygnałów emisji magnetoakustycznej i klasycznego efektu Barkhausena wywołanych deformacją plastyczną żelaza Armco. [H7]

Materiały konstrukcyjne, takie jak stal, mają na ogół w stanie dostawy złożoną mikrostrukturę. Występują w nich różnego rodzaju wydzielania, skupiska dyslokacji czy nawet różne fazy. Analiza procesów deformacji w takich materiałach jest skomplikowana i nie zawsze jednoznaczna. Z uwagi na to podjęto próbę oceny wpływu różnych rodzajów deformacji plastycznej na właściwości materiału modelowego jakim było żelazo Armco poddane wstępnemu wygrzewaniu a następnie walcowaniu skutkującemu różnym stopniem wydłużenia. Dla porównania przebadano również próbki w stanie dostawy poddane

rozciąganiu, ten drugi przypadek miał bardziej utylitarne znaczenie, gdyż bliższy jest procesom zachodzącym w realnych zastosowaniach.

Pomiary efektu Barkhausena dla próbek po wygrzewaniu dały bardzo interesujący rezultat – zaobserwowano dwa wyraźnie rozdzielone maksima odpowiadające położeniom „kolan” pętli histerezy. Nie jest to typowe zachowanie, jednakże dobrze pasujące do założenia o braku miejsc kotwiczenia granic domenowych w materiale jakim jest wygrzane żelazo Armco. W takiej sytuacji ruch granic domenowych odbywa się płynnie i sygnał BE w zakresie pól dla którego dominuje ruch granic domenowych jest bardzo słaby. Najsilniejsze zmiany struktury granic domenowych zachodzą w momencie kreacji/anihilacji domen domykających, który to proces w czystym materiale jest stosunkowo gwałtowny. Skutkuje to jednoczesnym wystąpieniem maksymalnych natężeń sygnału BE i MAE. Zgodnie z oczekiwaniami wpływ deformacji plastycznej jest w takim przypadku wyraźnie widoczny. Początkowo zanika centralne minimum, a jednocześnie maleją wysokości obu skrajnych maksimów. Wynika to z faktu, że wzrost gęstości dyslokacji tworzących skupiska zaczyna aktywować mechanizm kotwiczenia, a jednocześnie z uwagi na możliwość tworzenia dodatkowych domen domykających powoduje zmniejszenie dynamiki procesów kreacji/anihilacji domen. Dla wyższych deformacji zaczyna się ujawniać środkowe maksimum co świadczy, że proces kotwiczenia staje się dominującym źródłem efektu Barkhausena.

W przypadku emisji magnetoakustycznej zmiany kształtu obwiedni nie są tak wyraźnie zarysowane, dla wszystkich poziomów deformacji obwiednie posiadają dwa maksima, przy czym zwiększa się ich odstęp. Próba oceny ilościowej zmian natężenia obu sygnałów (BE i MAE) z wykorzystaniem parametru jakim jest natężenie sygnału dała wyniki nie pozwalające na jednoznaczną ocenę stopnia deformacji. Natężenie zarówno BE jak i MAE osiąga maksimum, przy czym w przypadku MAE jest ono osiągane dla wyższych deformacji. W przypadku MAE jest to zachowanie typowe, dla sygnału BE sytuacja jest różna dla różnych materiałów. Takie zachowanie sugeruje, że początkowo dominuje wzrost natężenia wynikający ze wzrostu liczby miejsc kotwiczenia (rośnie centralne maksimum) po czym dominować zaczyna spadek efektywności procesów kreacji/anihilacji (maleje sygnał w zakresie dużych pól). Ponadto może zaczynać ujawniać się wpływ resztkowych naprężeń ściskających.

W przypadku próbek „w stanie dostawy” nie obserwuje się tak silnych zmian charakteru obwiedni sygnału Barkhausena jak w przypadku próbek wygrzanych. Wynika to zapewne z faktu, że od samego początku istotnym mechanizmem odpowiedzialnym za generację tego sygnału są procesy kotwiczenia granic domenowych. Na skutek wzrostu gęstości dyslokacji w procesie deformacji proces ten ulega jedynie modyfikacji, obserwuje się wzrost amplitudy centralnego maksimum. Ponadto obserwuje się wzrost intensywności sygnału w zakresie ujemnych natężeń pola magnetycznego, czyli zachowanie charakterystyczne dla obecności resztkowych naprężeń ściskających. W przypadku emisji magnetoakustycznej charakter zmian jest zbliżony do obserwowanego dla próbek wygrzewanych – zwiększa się odstęp pomiędzy maksimami, przy czym zauważyć można że w stanie wyjściowym był on większy niż poprzednio. Analiza natężenia obu sygnałów wykazuje inny charakter zmienności w funkcji odkształcenia. O ile w przypadku MAE różnica polega na szybszym osiągnięciu maksimum o tyle w przypadku EB różnica jest dużo bardziej znacząca – obserwuje się monotoniczny wzrost natężenia sygnału. Taki charakter zmian sygnału sugeruje możliwość jego wykorzystania do analizy stopnia deformacji w tym przypadku. W celu lepszego opisanie procesu i znalezienia innego możliwego parametru o być może lepszej dynamice zmian niż całkowite natężenie sygnału przeprowadzono krótkookresową analizę Fouriera (FFT), analizę falkową oraz analizę impulsową. Analiza FFT wykazała, że za wzrost sygnału dla ujemnych wartości pola magnesującego odpowiada składowa o niższej częstotliwości (dla przykładu pokazano wyniki dla $f=40\text{kHz}$) podczas gdy w przypadku składowej wysokoczęstotliwościowej ($f=200\text{kHz}$) zmiany w tym obszarze są praktycznie niezauważalne. Analiza intensywności składowych częstotliwościowych dla całego półokresu wykazała że dla niższych częstotliwości wzrost jest silniejszy ($\sim 40\%$) niż dla wyższych ($\sim 30\%$) co wynika właśnie ze wzrostu sygnału dla ujemnych pól. Ponadto intensywność składowej o wyższej częstotliwości spada dla najwyższych deformacji, co przekreśla

możliwość jej wykorzystania w ocenie stopnia deformacji. Zamiast analizy Fourierowskiej wykorzystać można analizę falkową, która lepiej pasuje do charakteru sygnału. Wyniki dla falek o małych skalach (co odpowiada szybkozmiennym sygnałom) wykazały mniejszy wzrost całkowitej intensywności współczynników falkowych (~25%) niż w przypadku dużych skali (~40%). Jak widać obie analizy dają jakościowo podobne wyniki.

Ostatnim typem analizy była analiza impulsowa – badano liczbę zliczeń impulsów (całkowitą i dla krótkich przedziałów czasowych) dla różnych progów odcięcia (wartości napięcia powyżej której mierzony impuls był zliczany). Wykazano, że sygnał w zakresie ujemnych natężeń pola magnetycznego składał się głównie z małych impulsów, natomiast centralne maksimum zawierało również duże impulsy. Skutkiem tego dla małych impulsów wzrost całkowitej liczby zliczeń był monotoniczny w całym zakresie badanych deformacji (~45%) podczas gdy dla dużych impulsów wzrost ten, choć znaczący (~55%) zachodził w pierwszej fazie procesu deformacji (poziom zbliżony do maksymalnego wykazała już najmniej zdeformowana próbka).

Podsumowując, w przypadku badań próbek odpuszczanych udało się zaobserwować jakościową zmianę procesów kotwiczenia granic domenowych. W przypadku próbek komercyjnie dostępnych zmiany mają charakter jedynie ilościowy, jednakże monotoniczny charakter zmian parametrów sygnału BE pozwala na jednoznaczne określenie stanu materiału po deformacji.

C.5.4 Zastosowanie wieloparametrowej analizy sygnału szumu Barkhausena do oceny stopnia deformacji stali 13HMF. [H8]

Stal 13HMF jest powszechnie stosowana w energetyce krajowej. Problem oceny stopnia deformacji stali 13HMF pojawił się w wyniku próby odróżnienia wpływu deformacji plastycznej (związanej z procesami wzrostu gęstości dyslokacji) na własności magnetosprężyste tej stali od efektów spowodowanych przyspieszonym pełzaniem. Badaniu poddano dwie serie próbek o deformacji w zakresie od 0,5 do 20%. Niestety wstępna analiza wykazała, że natężenie sygnału EB zmienia się w trakcie procesu w sposób niemonotoniczny. Tak więc niezbędne było znalezienie innych parametrów sygnału, które mogłyby stanowić podstawę oceny stopnia deformacji w omawianym przypadku.

Silnym zmianom w trakcie deformacji ulega kształt obwiedni sygnału BE (zmiany te mają podobny charakter jak w przypadku stali CSN 12021 opisanej w pracy [H4]). Początkowo silnie rośnie amplituda, co wynika ze wzrostu skuteczności kotwiczenia na skupiskach dyslokacji. Następnie zaczyna ona spadać, czemu towarzyszy wzrost natężenia sygnału w obszarze ujemnych natężeń pola. Świadczy to o silnym wpływie resztkowych naprężeń ściskających. Jednocześnie obserwuje się systematyczne przesuwanie położenia maksimum sygnału w kierunku większych natężeń pola. Ponieważ charakter zmian obwiedni jest różny dla różnych natężeń pola magnetycznego podjęto próbę analizy zmian natężenia efektu Barkhausena dla różnych amplitud pola magnesującego. Przebadano amplitudy w zakresie 0,2-2V, gdzie amplituda maksymalna odpowiadała całkowitemu przemagnesowaniu próbki. Okazuje się, że największą dynamikę zmian uzyskuje się dla najmniejszych amplitud prądu magnesującego, dominującym efektem staje się spadek jakości magnesowania materiału wynikający z systematycznego wzrostu twardości magnetycznej. Niestety zmiany te mają charakter niemonotoniczny, (początkowo obserwuje się dość znaczny wzrost) i w rezultacie pomiar taki pozwala jedynie na rozróżnienie próbek o stosunkowo dużym poziomie deformacji. Jako dodatkowy parametr wyznaczono stosunek natężenia sygnału mierzonego przy dużej amplitudzie prądu do sygnału mierzonego przy amplitudzie małej (parametr taki jest niezależny od wzmocnienia toru pomiarowego, a więc potencjalnie mógłby być wygodny w użyciu). Również w tym przypadku parametr daje odpowiedzi jednoznaczne dopiero dla odkształceń względnych większych niż 2%.

Kolejnym krokiem była analiza impulsowa sygnału EB, wyznaczane były rozkłady czasowe szybkości zliczania impulsów dla różnych progów odcięcia. Pozwoliły one na rozróżnienie charakteru zmian sygnału w różnych zakresach pól magnesujących. Na podstawie rozkładu uzyskanego dla najmniejszych progów odcięcia widać wyraźnie że

w obszarze ujemnych natężeń pola magnetycznego najsilniejszym efektem jest wzrost liczby małych impulsów co świadczy o tym że proces kreacji domen domykających jest związany z powstawaniem dużej ilości małych obszarów o zmienionym namagnesowaniu. Dla wyższych progów stopniowo coraz większe znaczenie zaczynają odgrywać zmiany liczby zliczeń w obszarze małych natężeń pola magnetycznego (w obszarze silnie ujemnych pól praktycznie nie obserwuje się dużych impulsów). Po raz kolejny potwierdza się teza, że centralne maksimum składa się z dużych impulsów będących wynikiem gwałtownych procesów odkotwiczania granic domenowych. Procesy te są najefektywniejsze w początkowym etapie procesu deformacji, po czym, najprawdopodobniej na skutek tworzenia się dyslokacyjnych struktur komórkowych, liczba zliczeń odpowiadających centralnemu maksimum spada. Co ciekawe dla próbki o najniższym stopniu deformacji maksymalna szybkość zliczeń impulsów (w obszarze centralnego maksimum) dla dużych i małych progów jest niemalże identyczna, co świadczy o tym że małe impulsy praktycznie nie występują w mierzonym sygnale w tym zakresie prądów magnesujących. Porównanie całkowitej liczby zliczeń dla małych i dużych progów pokazuje, że łączna analiza tych dwóch parametrów pozwala na jednoznaczne oszacowanie stopnia deformacji. Dzieje się tak dlatego, że do około 5% deformacji obserwuje się znaczący (około 40%) i systematyczny wzrost liczby zliczeń małych impulsów, który przechodzi w nasycenie (a następnie bardzo łagodny spadek). W przypadku impulsów dużych następuje silny (około 60%) systematyczny spadek ich liczby dla próbek o deformacji większej niż 1%.

Możliwe jest wyznaczenie parametru będącego ilorazem liczby zliczeń dla dużych i małych progów który cechuje się bardzo dużą dynamiką zmian i pozwala jednoznacznie odróżnić stopień deformacji próbek w zakresie powyżej 0,5% odkształcenia. Zmiany w strukturze impulsów (na skutek zmiany czasu ich trwania) mają swoje odzwierciedlenie również w zmianach widma mierzonego sygnału. Ze wzrostem stopnia deformacji uwiadcza się wpływ krótkozasięgowych, szybkich przeskoków i obserwuje się nieznaczne przesunięcie maksimum widma mierzonego sygnału w kierunku wyższych częstotliwości. Wzrost ten jest systematyczny i jako taki mógłby być potencjalnie użyteczny do oceny stopnia deformacji. Problemem jest jednak fakt, że maksimum widma jest dość szerokie i dokładne określenie jego położenia jest problematyczne.

Potencjalnie użytecznym parametrem może być również odległość (w dziedzinie prądu magnesującego) między położeniami dla których występuje maksimum sygnału EB przy rosnącym i malejącym natężeniu prądu magnesującego. Ponieważ maksimum to występuje dla pól zbliżonych do pola koercji, które to pole w procesie deformacji systematycznie rośnie, obserwuje się wzrost separacji maksimów. Wzrost ten można zaobserwować dla każdej praktycznie amplitudy prądu magnesującego (nie jest wymagane użycie dużych natężeń pola magnesującego). Nieco większy wzrost separacji obserwuje się wprawdzie dla większych amplitud prądu magnesującego, różnica jednak sprowadza się głównie do gwałtownego wzrostu obserwowanego dla dużych amplitud w początkowym okresie deformacji, dla dalszych stadiów deformacji wzrost jest w obu przypadkach bardzo zbliżony. Z praktycznego punktu widzenia ten właśnie parametr wydaje się być optymalny do detekcji stopnia deformacji plastycznej.

C.5.5 Analiza możliwości zastosowania emisji magnetoakustycznej do oceny stopnia deformacji plastycznej. [H9]

Jak wykazały opisane we wcześniejszych paragrafach badania możliwe jest zastosowanie efektu Barkhausena do oceny stopnia deformacji plastycznej materiałów ferromagnetycznych. W niektórych przypadkach wykorzystać można prostą analizę natężenia, czasami wymagana jest analiza bardziej szczegółowa. Pomiary sygnału Barkhausena mają jednak jedną bardzo istotną wadę z punktu widzenia możliwych zastosowań w warunkach przemysłowych. Jest on bardzo wrażliwy na stan powierzchni, ponieważ efektywny sygnał mierzony pochodzi z głębokości rzędu dziesiątej części milimetra. Lokalna deformacja spowodowana na przykład punktowym uderzeniem może sugerować stan zagrożenia konstrukcji. Sygnałem, który niesie informację z całej objętości materiału jest emisja magnetoakustyczna. Z tego względu

możliwość zastosowania MAE do pomiaru stopnia deformacji plastycznej byłaby bardzo pożądana. Niestety w większości przypadków zmiana natężenia sygnału MAE ma charakter niemonotoniczny, w początkowym okresie obserwuje się nieznaczny wzrost a następnie spadek natężenia. Ponieważ w przypadku efektu Barkhausena cechą wspólną wszystkich deformowanych materiałów jest wzrost twardości magnetycznej pociągający za sobą systematyczne zmiany położenia maksimum, przeanalizowano zmiany położenia maksimów sygnału MAE, przy czym z uwagi na to, że w przeważającej części analizowanych przypadków obserwuje się dwa wyraźnie odseparowane maksima pod uwagę wzięto odległość między tymi maksimami dla jednego półokresu magnesowania. Omawiana praca przedstawia wyniki uzyskane dla stali 13HMF (dwie serie próbek o deformacji 0,5-20%) jak również wyniki dodatkowej analizy danych uzyskanych we wcześniejszych badaniach materiałów opisanych w paragrafach powyżej. Natężenie sygnału MAE w przypadku stali 13HMF zmieniało się w sposób typowy, po szybkim początkowym wzroście o około 35% nastąpił spadek do wartości około 20 % wyższej od wartości dla stanu niezdeformowanego. Zgodnie z przewidywaniami jednak obserwuje się wyraźny wzrost separacji maksimów sygnału MAE. Dzieje się tak z uwagi na fakt systematycznego spadku nachylenia pętli histerezy a co za tym idzie na wzrost odległości między „kolanami” pętli histerezy, które są skorelowane z zakresami natężeń pola magnetycznego dla których zachodzi gwałtowna przebudowa struktury domen domykających skutkująca generacją sygnału MAE. Kształt maksimów nie jest jednak idealnie regularny i wyznaczenie ich położenia obarczone może być stosunkowo dużą niepewnością. Aby poprawić dokładność określenia położenia maksimów wykorzystano procedurę dopasowania maksimów funkcją Gaussa i określenia na podstawie różnicy między centrami tych maksimów wartości separacji (w jednostkach prądu magnesującego). Taka procedura, chociaż bardziej czasochłonna dała znacznie mniejszy rozrzut wyników uzyskanych dla obu serii analizowanych próbek. Ponieważ w przypadku stali 13HMF oba maksima były wyraźnie zarysowane uzyskano bardzo gładki i monotoniczny charakter zmian separacji. Dla próbki o najwyższym stopniu deformacji ($\varepsilon = 20\%$) wzrost ten był niemal czterokrotny (i co może nawet ważniejsze, dwukrotny względem próbki o małym stopniu deformacji $\varepsilon = 0,5\%$). Przeprowadzone pomiary były wykonywane w konfiguracji, w której źródłem strumienia magnetycznego w próbce była cewka obejmująca próbkę (strumień zamykany był za pomocą zwory magnetycznej). Z praktycznego punktu widzenia konfiguracja taka jest trudna do implementacji jeżeli elementem badanym jest fragment konstrukcji. W takiej sytuacji jedynym możliwym rozwiązaniem jest zastosowanie źródła strumienia magnetycznego w postaci elektromagnesu. W związku z tym przeprowadzono badania mające na celu określenie czy w takiej konfiguracji również zaobserwuje się znaczące zmiany analizowanego parametru. Badania te dały odpowiedź w pewni pozytywną, maksymalny obserwowany wzrost separacji był wprawdzie mniejszy (trzykrotny), jednakże monotoniczny charakter zmian został zachowany a próbki o poszczególnych stopniach deformacji pozostały w pełni rozróżnialne. Tak zachęcające rezultaty dały impuls do ponownego przeanalizowania wyników pomiarów sygnału MAE otrzymanych dla żelaza Armco i stali CN 12021. W przypadku żelaza Armco zaobserwowano wzrost separacji maksimów o około 40% (dla $\varepsilon = 20\%$). Wzrost ten był znacząco mniejszy niż w przypadku stali 13HMF, co może być wynikiem faktu, że jako stan wyjściowy traktowano próbki wycięte z komercyjnie dostępnego arkusza blachy, w którym występował już zapewne pewien poziom deformacji plastycznej. Wyniki uzyskane dla stali CSN 12021 są w dużej mierze podobne, obserwuje się systematyczny wzrost separacji w miarę wzrostu stopnia deformacji, przy czym maksymalny wzrost jest rzędu 80%. Wszystkie te wyniki sugerują że taka analiza sygnału MAE może być wykorzystana do oceny stopnia deformacji wielu materiałów ze stosunkowo dużą dokładnością. Trzeba jednak pamiętać o tym, że separacja maksimów jest również funkcją geometrii próbek (grubości) więc w celu zastosowania jej na obiektach przemysłowych konieczne może być wyznaczanie funkcji korekcyjnej określającej wpływ grubości na separację.

Nie dla każdego materiału jest jednak możliwe zastosowanie takiej metody z uwagi na fakt, że nie zawsze występują dwa wyraźne maksima. Tak jest na przykład w przypadku stali P91 dla której już w początkowej fazie procesu deformacji dochodzi do zaniku pierwszego

maksimum (odpowiadającemu „kolanu” pętli histerezy dla ujemnych natężeń pola magnetycznego). Możliwe jest jednak wyznaczenie parametru analogicznego do tego wykorzystywanego przy analizie sygnału EB, a mianowicie różnicy pomiędzy natężeniem pola dla którego występuje maksimum sygnału MAE przy rosnącym namagnesowaniu a natężeniem odpowiadającym maksimum przy malejącym namagnesowaniu (w przypadku stali w stanie dostawy, dla której występowały oba maksima wykorzystano do analizy drugie maksima). Niestety obwódnie sygnału w przypadku stali P91 miały kształt, który nie nadawał się do dopasowania funkcją Gaussa, w związku z czym położenie maksimum określone było bezpośrednio po wygładzeniu mierzonego sygnału. Wyniki takiej analizy dały wynik analogiczny do wyników uzyskanych dla pozostałych materiałów. Separacja maksimów systematycznie rośnie wraz ze wzrostem stopnia deformacji osiągając dla deformacji $\varepsilon \approx 6\%$ przyrost o 80%. Dla wyższych deformacji wzrost ulega jednak nasyceniu i rozróżnienie próbek przestaje być możliwe.

W pracy przedyskutowano również zagadnienia metrologiczne związane z pomiarem sygnału MAE. Mimo potencjalnych zalet tego sygnału w porównaniu z sygnałem klasycznego efektu Barkhausena to ten drugi jest znacznie powszechniej stosowany w praktyce. Dzieje się tak w dużej mierze dlatego, że pomiar MAE jest trudniejszy z uwagi na bardzo silną zależność natężenia mierzonego sygnału od jakości kontaktu między sondą pomiarową a podłożem. W celu uzyskania powtarzalnych wyników wymagany jest doświadczony eksperymentator. Problemem tym nie powinien być jednak obarczony pomiar w przypadku gdy analizowanym parametrem jest położenie maksimum, które jest niezależne od jakości kontaktu sondy z podłożem. Aby potwierdzić tę hipotezę wykonano pomiary celowo pogarszając jakość kontaktu sondy z podłożem a następnie wyznaczono wartości natężenia sygnałów oraz położenia maksimów. Zgodnie z oczekiwaniami zakres zmienności natężenia był bardzo duży i wynosił około 47% wartości średniej, co jest wartością większą niż na ogół obserwowana w praktyce zmienność wywołana procesem deformacji. Równocześnie przeprowadzona analiza separacji maksimów sygnału dała wyniki różniące się maksymalnie o około 4% co, wzięwszy pod uwagę, że w procesie deformacji separacja zmienia się nawet kilkukrotnie, wskazuje na zdecydowaną przewagę tego typu analizy. Drugą z przyczyn jakie mogą wpływać na trudność pomiaru sygnału MAE jest występowanie szumów tła zakłócających sygnał użyteczny. Szумы te na ogół można usunąć poprzez proces filtrowania (są one na ogół skoncentrowane w zakresie niskoczęstotliwościowej części widma FFT). Pomiary ze sztucznie generowanym szumem zakłócającym (o natężeniu znacznie przekraczającym sygnał użyteczny) i bez po odfiltrowaniu dały wyniki dla których natężenia różniły się o niecałe 4%. Jednakże i w tym przypadku różnica w separacji maksimów była mniejsza i wynosiła maksymalnie 1%.

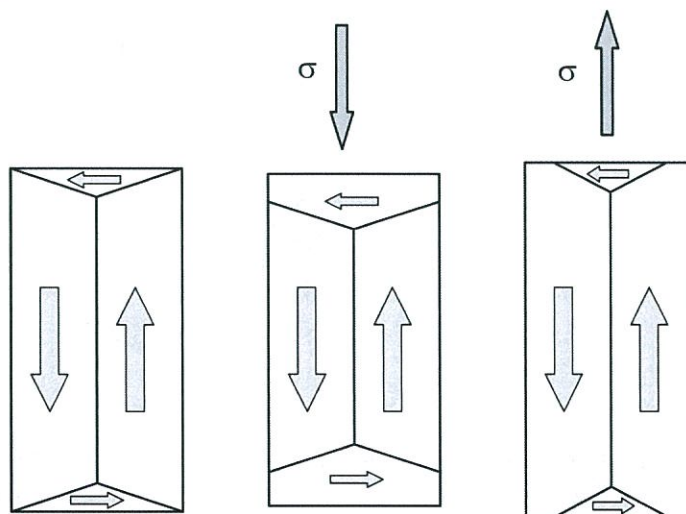
Podsumowując można jednoznacznie stwierdzić, że możliwe jest wykorzystanie emisji magnetoakustycznej do pomiaru stopnia deformacji, a parametrem najbardziej użytecznym do tego celu jest pomiar separacji maksimów sygnału.

C. 6 Wykorzystanie efektów magnetosprężystych do oceny stanu odkształceń sprężystych w materiałach ferromagnetycznych

Wpływ naprężeń na strukturę domenową materiałów ferromagnetycznych jest zjawiskiem znanym i szeroko opisywanym w literaturze. Wiąże się on bezpośrednio ze zjawiskiem magnetostrykcji (zmiana wymiarów ciała pod wpływem pola magnetycznego) i jest efektem sprzężenia spin-orbita. Modyfikacje odległości między atomami w sieci powodują modyfikacje stałych anizotropii magnetokrystalicznej, które to stałe są odpowiedzialne za osiągnięcie równowagi przez strukturę domenową. W praktyce jednak wpływ naprężeń uwzględnia się na ogół poprzez dodanie do bilansu energii struktur domenowych dodatkowego czynnika nazywanego energia magnetosprężystą, której gęstość przybliżyć można wyrażeniem:

$$F_S = -\frac{3}{2}\lambda_S\sigma\cos^2\theta,$$

Gdzie λ_s oznacza magnetostrykcję nasycenia, σ naprężenie a kąt θ jest liczony między kierunkiem namagnesowania i naprężeń. Dla materiałów o dodatniej magnetostrykcji (np. żelazo) powoduje to obniżenie energii obszarów o kierunku namagnesowania zgodnym z kierunkiem naprężeń w przypadku rozciągania. W efekcie zwiększa się objętość domen o kierunku namagnesowania wzdłuż kierunku naprężeń a maleje objętość domen zorientowanych prostopadle. W przypadku naprężeń ściskających sytuacja jest odwrotna (w przypadku ujemnej magnetostrykcji, jak na przykład dla niklu, rozciąganie powoduje wzrost objętości domen poprzecznie namagnesowanych). Modelowo takie zachowanie przedstawia Rys. 4.



Rys. 4 Wpływ naprężeń na strukturę domenową materiału o dodatniej magnetostrykcji.

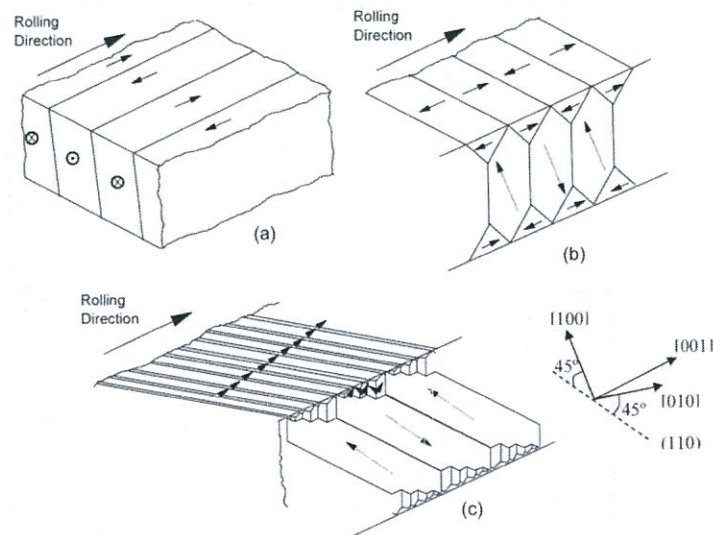
Ponieważ zjawiska magnetoelastyczne, takie jak efekt Barkhausena czy emisja magnetoakustyczna są bezpośrednio związane ze strukturą domenową są one również czułe na stan naprężeń w materiale badanym. Wpływ naprężeń na efekt Barkhausena jest zjawiskiem stosunkowo dobrze poznanym więc w mojej pracy zajmowałem się problematyką zaawansowanej analizy sygnału pozwalającej na zautomatyzowane wyznaczanie kierunków głównych naprężeń z wykorzystaniem sondy z obracającym się sekwencyjnie kierunkiem magnesowania, opracowanej przez doktora Chmielewskiego z Wydziału Fizyki Politechniki Gdańskiej. Ponadto zająłem się analizą możliwości wykorzystania emisji magnetoakustycznej do analizy zmian struktury domenowej w stali elektrotechnicznej. Zmiany te są bardzo silne zwłaszcza w przypadku naprężeń ściskających i stanowią poważny problem z punktu widzenia zapewnienia odpowiednio małych strat energii w rzeczywistych urządzeniach z rdzeniami ferromagnetycznymi.

C.6.1 Wpływ odkształceń sprężystych na właściwości sygnału emisji magnetoakustycznej w stalach elektrotechnicznych o teksturze Gossa. [H9]

Naprężenia występujące w rdzeniach transformatorów, wirnikach silników itp. mogą być wynikiem mocowania, pasowania na wcisk czy innych procesów technologicznych. O ile naprężenia rozciągające mają na ogół niewielki wpływ na właściwości tych elementów o tyle naprężenia ściskające, nawet niewielkie, skutkują bardzo silną przebudową struktury domenowej a co za tym idzie wzrostem strat histerezowych. Już dla naprężeń o wartości kilku megapaskali obserwuje się pojawienie w centralnej części pętli histerezy obszarów o bardzo małym nachyleniu, które są jak gdyby „wstawione” do pętli o znacznie większym nachyleniu.

Dzieje się tak ponieważ struktura wyjściowa, która dla stali o teksturze Gossa składa się z długich domen zorientowanych równolegle do kierunku [001] (Rys 5a - kierunek ten pokrywa się z kierunkiem walcowania blach transformatorowych), ulega gruntownej przebudowie do struktury składającej się z domen które we wnętrzu próbki zorientowane są niemal prostopadle do powierzchni oraz z domen domykających namagnesowanych

w kierunku [001] (Rys 5b). Dalszy wzrost naprężeń nie ma już tak poważnych skutków gdyż uważa się, że skutkuje głównie rozdrobnieniem domen domykających (Rys 5c). Centralna część pętli histerezy związana jest głównie z modyfikacją struktury domen domykających, a jej małe nachylenie wynika ze stosunkowo niewielkiej objętości tego rodzaju domen.



Rys. 5 Struktura domenowa blach transformatorowych z teksturą Gossa: a) stan nienaprężony b) stan dla niewielkich naprężeń ściskających, c) stan dla dużych naprężeń ściskających.
P.I. Anderson, A.J. Moses, H.J. Stanbury, IEEE Transactions on Magnetics 43 (8) (2007) 3467–3476.

Pomiary zostały przeprowadzone na próbkach ze stali M140-30S GO wyciętych równolegle (oznaczenie RD) i prostopadłe do kierunku walcowania (TD). Próbki miały standardową grubość 0,3 mm, długość 200 mm oraz szerokość 30 mm. O ile w przypadku efektu Barkhausena naprężenia rozciągające i ściskające można zadawać poprzez wyginanie próbek, gdyż mierzony jest tylko stan powierzchniowy o tyle w przypadku emisji magnetoakustycznej sygnał dociera z całej objętości i takie pomiary nie są możliwe. Aby móc w prosty sposób zadawać naprężenia w badanych próbkach przyklejono je do grubego (8 mm) płaskownika ze stali austenitycznej, który poddano zginaniu. Z uwagi na bardzo znaczną różnicę grubości próbki i płaskownika przyjąć można, że wytworzył się w niej niemal jednorodny stan naprężeń. Ponieważ płaskownik wykonany był ze stali austenitycznej, która jest niemagnetyczna, nie wpływał on ani na pomiar własności magnetycznych (pętla histerezy) ani na pomiary sygnału MAE (z uwagi na stosunkowo dużą objętość obniżał on jedynie natężenie tego sygnału). Zgodnie z przewidywaniami dla blach RD zaobserwowano przy ściskaniu pętla histerezy z charakterystyczną częścią centralną, natomiast wpływ rozciągania był bardzo niewielki. W przypadku blach TD zarówno ściskanie jak i rozciąganie skutkują deformacją pętli, przy czym przy rozciąganiu zachodzi ona w znacznie mniejszym stopniu. Analiza ilościowa wykazała, że odkształcenia ściskające skutkują znaczącym wzrostem pola koercji, natomiast przy rozciąganiu zmiany są niewielkie (dla próbek TD obserwuje się niewielki wzrost).

Pomiary sygnału emisji magnetoakustycznej cechowała bardzo silną zależność od stanu odkształcenia. W przypadku próbek RD rozciąganie nie zmieniało charakteru sygnału a jedynie powodowało jego bardzo silne osłabienie. Dzieje się tak dlatego, że w miarę wzrostu deformacji struktura domenowa nie ulega silnej przebudowie, obserwuje się jedynie systematyczny zanik małych domen przenikających próbkę na wskroś. Domeny te jako posiadające 90° granice są głównym źródłem sygnału MAE. Przyłożenie naprężeń ściskających ma dużo większy wpływ na kształt obwiedni sygnału MAE. Pojawia się struktura dwóch wyraźnie zarysowanych maksimów, które (jak okazało się po nałożeniu na wykresy pętli histerezy) występują w miejscach przejścia z obszaru centralnego do obszarów o znacznie większym nachyleniu pętli. Pozostaje to w zgodzie z faktem, że są to zakresy pól

dla których struktura domenowa podlega silnej przebudowie (dochodzi do kreacji/anihilacji dużej liczby domen domykających). W przypadku próbek TD zachowanie jest podobne, z tym wyjątkiem, że przy rozciąganiu maksimum ulega nieznacznemu rozszczepieniu. Tak silne zmiany kształtu obwiedni sygnału mają jednak niejednoznaczny wpływ na jego natężenie. Odształcania rozciągające powodują monotoniczny, około 40% spadek natężenia sygnału MAE. Ściskanie natomiast, mimo że bardzo silnie zmienia kształt obwiedni, z punktu widzenia natężenia sygnału pozostaje praktycznie bez wpływu. Takie zachowanie powoduje nieprzydatność pomiarów natężenia emisji magnetoakustycznej do określania stanu odształceń sprężystych. Możliwe jest natomiast określanie tą metodą stanu odształceń rozciągających, wykorzystując w przypadku naprężeń ściskających na przykład analizę położenia maksimum sygnału MAE (odległość między nimi systematycznie rośnie w funkcji naprężeń ściskających).

Interesujące efekty dała analiza impulsowa, która była przeprowadzona dla trzech poziomów napięcia progowego (przy czym najniższy był nieco powyżej poziomu szumów tła). Dla najniższego progu odcięcia charakter zmian jest bardzo podobny do obserwowanego w przypadku zmian natężenia. Zupełnie inaczej prezentuje się sytuacja w przypadku ściskania dla wyższych progów. Wraz ze wzrostem odształcenia liczba impulsów bardzo silnie maleje (dla najwyższego progu spadek jest zbliżony do obserwowanego przy rozciąganiu). Analiza liczby zliczeń dla małych i dużych napięć progowych pozwala jednoznacznie wyznaczyć stan odształcenia. Co więcej obserwowana przy ściskaniu bardzo silna zależność charakteru zmian liczby zliczeń od napięcia progowego potwierdza hipotezę o wzroście rozdrobnienia struktury domenowej w miarę wzrostu odształceń ściskających. Obserwacje bezpośrednie struktur domenowych dają jednoznaczną informację jedynie o strukturach powierzchniowych, tak więc pomiary MAE mogą stanowić komplementarne źródło informacji pozwalające na weryfikację hipotez dotyczących struktur domenowych we wnętrzu materiału.

Podsumowując, pomiary MAE w przypadku blach wykonanych ze stali ze strukturą Gossa nie tylko pozwalają na określenie stopnia odształceń plastycznych, ale również stanowią cenne źródło informacji o zmianach struktury domenowej wywołanych tymi odształceniami.

C.6.2 Wyznaczanie anizotropii stanu naprężeń z wykorzystaniem sondy efektu Barkhausena o regulowanym kierunku magnesowania. [H9]

W celu oceny płaskiego stanu naprężeń w materiale niezbędne jest określenie wartości naprężeń głównych oraz ich kierunku. Aby tego dokonać wymagany jest pomiar sygnału Barkhausena w co najmniej trzech kierunkach, jednak z uwagi na dość znaczący rozrzut wyników na ogół pożądane jest wykonanie pomiarów w pełnym zakresie rotacji sondy pomiarowej ze skokiem nie większym niż 30° . Takie pomiary są jednak czasochłonne, co powoduje, że są rzadko wykonywane. Aby przyspieszyć i zautomatyzować taki pomiar został w naszym zespole opracowany przyrząd umożliwiający automatyczną skokową zmianę kierunku magnesowania. Twórcą sprzętu był doktor Chmielewski a mi w udziale przypadło opracowanie oprogramowania kontrolno-pomiarowego i procedury pomiarowej pozwalającej na w pełni automatyczne wyznaczanie naprężeń na podstawie stabilizowanych krzywych skalujących. Najważniejszą cechą głowicy pomiarowej była możliwość zmiany kierunku pola magnetycznego poprzez zmianę amplitud prądów magnesujących w uzwojeniach nawiniętych na dwu wzajemnie prostopadłych rdzeniach. Poprzez odpowiedni dobór tych amplitud można było w centralnym punkcie sondy uzyskać zadany kierunek strumienia magnetycznego.

Do badań wykorzystano stal S235JR z której wykonane było złącze spawane złożone z dwóch arkuszy o wymiarach: długość $l = 500$ mm, szerokość $w = 180$ mm oraz grubość $h = 6$ mm. Stal ta w stanie wyjściowym była z dobrym przybliżeniem izotropowa, biorąc pod uwagę własności sygnału efektu Barkhausena. Spawanie wykonano na Wydziale Mechanicznym PG techniką MAG (ukosowanie V). Płyty po spawaniu uległy pewnej deplanacji co sugeruje wystąpienie niejednorodnych naprężeń resztkowych. Pierwszym etapem badań było wykonanie pomiarów kalibrujących z wykorzystaniem urządzenia do zadawania płaskiego stanu naprężeń poprzez zginanie próbki w dwu wzajemnie prostopadłych kierunkach (sygnał BE jako silnie tłumiony jest uzależniony jedynie od stanu naprężeń na

powierzchni badanej próbki). Procedura kalibracyjna (zakres kalibracji wynosił $\pm 800[10^{-6}]$) wykazała, że w przypadku badanej stali wpływ naprężeń przykładanych w kierunku prostopadłym względem kierunku pola magnetycznego miał bardzo mały wpływ na wyniki pomiaru natężenia sygnału EB (I_{EB}) i można go w praktyce pominąć. Fakt ten znacząco upraszcza analizę wyników pomiarowych, ponieważ pozwala na użycie takiej samej krzywej kalibrującej dla każdego stanu naprężeń poprzecznych (krzywa kalibrująca to zależność natężenia sygnału od stopnia deformacji). Dodatkowo, z uwagi na izotropowe własności analizowanych próbek, okazało się, że krzywe uzyskane dla wzajemnie prostopadłych kierunków przykładanego naprężenia są bardzo zbliżone. Z tego względu do dalszych analiz przyjęto jedną uniwersalną krzywą będącą średnią z pomiarów dla obu kierunków. Tak uzyskaną krzywą (w postaci tablicy punktów) poddano normalizacji (dzieląc wszystkie mierzone natężenia przez wartość uzyskaną dla zerowego stanu odkształceń) a następnie utworzono zależność odwrotną (odkształcenia od natężenia sygnału), która posłużyła do wyznaczania naprężeń w badanej płycie.

Pomiary na płycie spawanej wykonane zostały w 25 punktach, przy czym odstęp punktów pomiarowych w kierunku równoległym do spoiny wynosił $\Delta x = 100$ mm a w kierunku prostopadłym $\Delta y = 30$ mm. Wstępna analiza uzyskanych rozkładów kątowych wykazała że w części centralnej linii najbliższej spoiny obserwuje się znaczący wzrost sygnału w kierunku równoległym do spoiny, co świadczy o pojawieniu się naprężeń rozciągających o takiej orientacji. Dla punktów w narożach płyty bliskich spoiny obserwuje się pojawienie znaczącej anizotropii o orientacji ku środkowi płyty (dla lewego górnego narożnika odchylenie wynosi około 60° od kierunku normalnego do spoiny).

Dalsza analiza przeprowadzona została w sposób zautomatyzowany z wykorzystaniem dedykowanego oprogramowania, które wykonałem wykorzystując środowisko LabVIEW. W pierwszym kroku wyznaczone były wartości natężenia sygnału BE (we wszystkich punktach płyty) w kierunku równoległym (x) i prostopadłym do spoiny (y). Na podstawie tak otrzymanych wartości natężenia i wcześniej wyznaczonej zależności odkształcenia od natężenia sygnału obliczane były odkształcenia w obu kierunkach (x i y). Wartości w punktach pośrednich, nie zawartych w tablicy z danymi kalibracyjnymi, wyznaczone były poprzez interpolację liniową. Ponadto na podstawie wyniku pomiarów natężenia (I_{BE}) dla wszystkich kątów wyznaczana była oś główna rozkładu natężenia sygnału (która dla materiału izotropowego pokrywa się z osią główną rozkładu odkształceń). Kierunek tej osi wyznaczany był przez dopasowanie punktów pomiarowych do zależności:

$$I_{BE\alpha} = I_{BE_x} + (I_{BE_x} - I_{BE_y}) \cos^2 \alpha.$$

Znając wartości odkształceń w dwu wzajemnie prostopadłych kierunkach, możliwe jest wyznaczenie naprężeń (przy założeniu płaskiego stanu odkształceń):

$$\sigma_x = \frac{E}{1-\nu^2} (\epsilon_x + \nu \epsilon_y); \quad \sigma_y = \frac{E}{1-\nu^2} (\epsilon_y + \nu \epsilon_x).$$

Na podstawie tak wyznaczonych naprężeń i znając orientację osi głównej odkształceń (pokrywającej się dla materiału izotropowego z osią główną naprężeń) możliwe jest wyznaczenie naprężeń głównych:

$$\sigma_1 = \frac{\sigma_x \cos^2 \alpha - \sigma_y \sin^2 \alpha}{\cos 2\alpha}; \quad \sigma_2 = \frac{\sigma_y \cos^2 \alpha - \sigma_x \sin^2 \alpha}{\cos 2\alpha}.$$

Artykuł prezentuje jedynie wyniki pomiarów składowych naprężeń w kierunku równoległym i prostopadłym do spoiny, ponieważ są one łatwe w interpretacji po wykreśleniu ich w postaci map. Widać wyraźnie, że proces spawania wprowadził silne naprężenia rozciągające w pobliżu spoiny w kierunku do niej równoległym, co jest zgodne z przewidywaniami. W części odległej od spoiny pojawiają się naprężenia ściskające, co może wynikać z faktu wygięcia płyty. Warto podkreślić, że proces pomiarowy jest szybki a opracowanie wyników praktycznie natychmiastowe. Przy zachowaniu odpowiedniej konwencji w kwestii nazewnictwa plików pomiarowych proces obróbki danych sprowadza się jedynie do wczytania krzywych kalibracyjnych oraz podania katalogu zawierającego dane pomiarowe.

Nieco bardziej skomplikowana jest sytuacja w przypadku materiałów anizotropowych magnetycznie (w przypadku badanych przez nas, silnie anizotropowych magnetycznie materiałów anizotropia modułu Younga była niemierzalnie mała). Problem ten został jednak rozwiązany, a wyniki przygotowywane do publikacji. Najistotniejsza różnica polega na tym, że dla każdego kierunku, dla którego mierzony jest sygnał Barkhausena, dokonywane jest wyznaczenie odpowiadającego mu poziomu odkształcenia, przy czym wykorzystuje się w tym celu krzywe kalibrujące będące interpolacją wyników uzyskanych dla dwóch prostopadłych kierunków pokrywających się z osiami anizotropii magnetycznej. Tak wyznaczony rozkład odkształceń (a nie jak poprzednio rozkład natężeń sygnału) służy do wyznaczenia kierunku odkształceń głównych:

$$\varepsilon_{\alpha} = \varepsilon_x + (\varepsilon_x - \varepsilon_y) \cos^2 \alpha,$$

a kolejne kroki są już analogiczne. Zaletą takiej procedury jest to, że dwa naprężenia wyznaczane są z krzywych kalibracyjnych faktycznie zmierzonych, a krzywe interpolowane służą jedynie do wyznaczania kierunku odkształceń głównych za pomocą dopasowania funkcją, która to procedura ze swej natury wygładza możliwe przypadkowe odchylenia.

Podsumowując wyniki badań prezentowanych w omawianych publikacjach można stwierdzić, że udało się osiągnąć kilka bardzo ważnych rezultatów.

- Badania dotyczące pełzania wykazały możliwość stosowania metody bazującej na pomiarach sygnału MAE w warunkach przemysłowych. Zawansowane metody obróbki sygnału pozwalają na wyeliminowanie wpływu zakłóceń. Ponadto pomiary przeprowadzone na próbkach ze stali P91 wykazały, że również ta nowoczesna stal wykazuje silną zależność właściwości sygnału MAE od stopnia degradacji, co świadczy o możliwości monitorowania nowoczesnych urządzeń ciepłowniczych w których znajduje ona zastosowanie.
- Analiza procesu odpuszczania stali martenzytycznych wykazała możliwość oceny stanu wyjściowego elementów (stopnia odpuszczenia), co ma istotne znaczenie z uwagi na konieczność poprawnego określenia wartości referencyjnych sygnału.
- Analiza wpływu deformacji plastycznej na własności magnetoelastyczne wielu materiałów na bazie żelaza dowiodła możliwości zastosowania pomiarów emisji magnetoakustycznej i efektu Barkhausena do oceny stopnia deformacji wielu różnych materiałów ferromagnetycznych począwszy od czystego (technicznie) żelaza Armco, poprzez stale elektrotechniczne, stal 13 HMF, CSN 12021, aż po martenzytyczną stal P91. Zmiany natężenia obu sygnałów mają bardzo różny charakter dla analizowanych materiałów (rosnący, malejący, czy też z maksimum), jednakże możliwy jest zawsze dobór parametrów umożliwiających jednoznaczną ocenę stopnia degradacji.
- Badania wpływu naprężeń/odkształceń w stalach elektrotechnicznych na właściwości sygnału emisji magnetoakustycznej wykazały, że zastosowanie analizy progowej liczby zliczeń impulsów nie tylko pozwala jednoznacznie określić stan odkształcenia materiału, ale również potwierdza rozdrobnienie struktury domenowej spowodowane procesem ściskania. W przypadku efektu Barkhausena opracowany przeze mnie algorytm analizy danych uzyskanych za pomocą urządzenia ze zmienną orientacją osi magnesowania pozwala na bardzo szybkie jednoznaczne określenie wartości i kierunku naprężeń głównych

5. Omówienie pozostałych osiągnięć naukowo – badawczych

A) Przed uzyskaniem tytułu doktora

W okresie przed uzyskaniem tytułu doktora głównym obszarem moich zainteresowań były badania związane z wpływem procesów pełzania na właściwości sygnału emisji magnetoakustycznej. Wyniki tych prac zostały opublikowane m.in. w pracach o zasięgu międzynarodowym [A1,A2,A4] oraz kilku pracach o zasięgu krajowym. Badania obejmowały takie materiały jak stale K18, 15HM, 10H2M oraz jej amerykański odpowiednik T22. Badania te wykazały jednoznacznie silny wpływ procesu pełzania na natężenie sygnału emisji magnetoakustycznej. Dla wszystkich badanych materiałów zaobserwowano silny spadek natężenia sygnału w funkcji czasu eksploatacji. Badania porównawcze, opisane w pracy [B4], przeprowadzone na Wydziale Mechanicznym Politechniki Gdańskiej wykazały istnienie istotnej korelacji między pogorszeniem własności wytrzymałościowych eksploatowanej stali a spadkiem natężenia emisji magnetoakustycznej. Jeszcze lepszą zgodność uzyskuje się porównując wyniki badań degradacji mikrostruktury, próbki o najwyższym stopniu degradacji mikrostruktury (silny rozpad perlitu/bainitu, rozrost węglików na granicach ziaren) cechuje zdecydowanie najsilniejszy spadek natężenia sygnału MAE [B12]. Jednocześnie nie obserwuje się silnych zmian własności magnetycznych eksploatowanych materiałów. Pętla histerezy magnetycznej ulegają jedynie nieznacznej modyfikacji w obszarach części „kolanowych”, co pozostaje w zgodzie z założeniem, że za procesy generacji sygnału MAE odpowiadają procesy kreacji/anihilacji 90° granic domenowych, które to procesy są najbardziej aktywne właśnie w tych obszarach. Jak się okazuje, najbardziej istotne zmiany w mikrostrukturze badanych stali zachodzą w obszarach bliskich granicom ziaren w strukturze ferrytu. Dzieje się tak dlatego, że są to obszary występowania dużych ilości domen domykających. Procesy wzrostu węglików na granicach ziaren, którym towarzyszy spadek liczby wydzielen w obszarach tuż przy granicy skutkują istotną modyfikacją struktury domen domykających oraz wzrostem siły kotwiczącej granice domen i w rezultacie spadek natężenia MAE. Spadkowi natężenia sygnału MAE towarzyszy spadek magnetostrykcji badanych próbek, co jest zgodne z oczekiwaniami, ponieważ za magnetostrykcję odpowiada skumulowana zmiana objętości domen oddzielonych granicami 90° . Ruch granic 180° nie powoduje zmiany wydłużenia materiału ponieważ magnetostrykcja jest zjawiskiem parzystym.

Przeprowadzałem również badania mające na celu próbę oceny możliwości lokalnej detekcji sygnału MAE w celu określenia rozkładu stopnia degradacji po obwodzie badanego elementu (wyniki badań zostały opublikowane po doktoracie w [B27]). Badania prowadzone były na dwu rodzajach próbek, wyciętych z przylegających fragmentów badanych rur. Dla każdej z badanych rur wycięto próbkę w kształcie walca (którą następnie badano w ośmiu punktach na obwodzie) oraz zestaw sześciu próbek w kształcie wąskich pasków. Pomiar wykazały na występowanie dobrej zgodności pomiędzy rozkładem natężenia sygnału po obwodzie próbki cylindrycznej a natężeniami zmierzonymi dla odpowiednich próbek w kształcie pasków.

Badałem również wpływ przesunięcia fazowego wywołanego przez efekt prądów wirowych powstających w materiałach przewodzących podczas magnesowania [A5]. Powoduje ono przesunięcie w czasie pomiędzy impulsami MAE generowanymi na powierzchni i we wnętrzu materiału co skutkuje znaczącą modyfikacją obwiedni sygnału MAE dla materiałów grubościennych. Jest to o tyle istotne, że taka modyfikacja była przez niektórych autorów interpretowana jako występowanie dodatkowych (poza kreacją/anihilacją granic domenowych) mechanizmów generacji sygnału MAE. Opisane w pracy badania pokazują jednoznacznie, że przesunięcie fazowe między górną a dolną powierzchnią dużych płyt (które określić można z wykorzystaniem efektu Barkhausena) jest na tyle duże, że w pełni tłumaczy obserwowaną deformację obwiedni MAE.

W pracy [A3] opisane są wyniki badań o charakterze podstawowym, w których moja rola sprowadzała się do pomiaru i analizy sygnału MAE. Badania prowadzone były na dwu

rodzajach blach ze stali elektrotechnicznej – o ziarnach nieorientowanych (NO) i wykazujących tekturę Gossa (GO). Badania wykazały występowanie korelacji pomiędzy położeniami maksimów emisji magnetoakustycznej a „kolanami” pętli histerezy magnetycznej zarówno dla stali NO jak i GO, i to pomimo faktu, że pętle histerezy próbek wyciętych pod kątami nieodpowiadającymi kierunkowi łatwego magnesowania były silnie zdeformowane.

Ostatnim z zagadnień w pracach nad którym brałem udział w okresie przed doktoratem to analiza naprężeń w obiektach przemysłowych z wykorzystaniem efektu Barkhausen [B9, B13, B14]. Jak już było wspomniane w opisie zasadniczej części dorobku, naprężenia występujące w materiale silnie modyfikują strukturę domenową a o z tym idzie również własności sygnału klasycznego efektu Barkhausena. Badania, w których brałem udział przeprowadzane były na rurociągu ropy naftowej, który uległ deformacji. Wykazały one silną anizotropię sygnału Barkhausena, znacząco różną na górnej i dolnej powierzchni rurociągu. Świadczyło to o występowaniu naprężeń ściskających i rozciągających po przeciwległych stronach badanego rurociągu.

B) Po uzyskaniu stopnia doktora

Poza głównym tokiem badań ujętym w opisie artykułów stanowiących cykl publikacji prowadziłem też inne badania, których rezultaty zostały opublikowane w pozostałych pracach. Pierwsze z zagadnień dotyczyło mechanizmów fizycznych generacji sygnału MAE. W pracy [A8] opisane zostały wyniki badań na cienkich (0,1 mm) próbkach z nowoczesnego stopu żelaza wykorzystywanego na rdzenie transformatorowe, o zawartości 6,5% krzemu. Stop ten wyróżnia fakt, że występuje w nim praktycznie zerowa magnetostrykcja, co powoduje znaczące zmniejszanie zarówno strat histerezowych jak i hałasu generowanego w rdzeniu transformatora. Pomiary wykazały brak mierzalnego sygnału emisji magnetoakustycznej niezależnie od szybkości zmian pola magnesującego. Pomiary porównawcze wykonane w analogicznych warunkach na blachach elektrotechnicznych o zawartości 3% Si wykazały występowanie znaczącego sygnału. Próby naprężania próbki (naklejonej w tym celu na płaskownik ze stali austenitycznej umieszczony w wyginarce) nie wpłynęły w żaden sposób na obserwowany sygnał – rejestrowany był jedynie szum tła o stałym poziomie. Badania te wykazały jednoznacznie, że występowanie magnetostrykcji jest warunkiem koniecznym generacji sygnału MAE. Związki między sygnałem MAE a magnetostrykcją zostały przeanalizowane szczegółowo w pracy [A15]. W pracy tej zbadałem związek między szybkością zmian wydłużenia próbki (pochodna magnetostrykcji) a chwilowym natężeniem sygnału MAE. Przeanalizowałem dwie rodziny próbek – próbki ze stali martenzytycznej poddane procesowi odpuszczania oraz próbki poddane deformacji plastycznej. W pierwszym przypadku obserwuje się bardzo silne zmiany natężenia sygnału MAE, w drugim natomiast natężenie zmienia się stosunkowo nieznacznie, natomiast dużej zmianie ulega kształt obwiedni sygnału – pojawiają się dwa wyraźnie zarysowane maksima, których separacja stopniowo rośnie. W obu przypadkach występuje bardzo dobra zgodność położenia maksimów pochodnej magnetostrykcji i sygnału MAE co potwierdza tezę, o magnetostrykcyjnym pochodzeniu sygnału MAE. Okazało się ponadto, że w przypadku stali martenzytycznych bardzo silnie zmienia się nachylenie krzywych magnetostrykcji, a zależność pomiędzy maksymalną pochodną magnetostrykcji a amplitudą sygnału MAE jest liniowa. Nie ma natomiast bezpośredniej zależności pomiędzy maksymalną magnetostrykcją a całkowitym natężeniem sygnału MAE. W przypadku próbek po deformacji sytuacja jest bardziej skomplikowana, obserwuje się skokowy wzrost magnetostrykcji (oraz jej pochodnej) dla próbki o dużym stopniu deformacji, który nie znajduje odzwierciedlenia w zmianach sygnału MAE. Wynika to najprawdopodobniej z faktu powstania w materiale dyslokacyjnej struktury komórkowej, co pociąga za sobą silną przebudowę struktury domen domykających – głównego źródła magnetostrykcji. Można więc stwierdzić, że niewątpliwie magnetostrykcja, która jest zależna od objętości domen domykających ma istotny wpływ na natężenie sygnału MAE, jednakże nie mniej istotna jest siła kotwiczenia granic domenowych oraz rozkład punktów kotwiczenia które determinują szybkość i wielkość poszczególnych przeskoków granic. Jeżeli w materiale zachodzi skokowa przebudowa struktury (a nie systematyczna jej

ewolucja) nie można spodziewać się prostej zależności pomiędzy magnetostrycją a sygnałem MAE. Aby taką zależność zaobserwować niezbędne byłyby pomiary magnetostrykcji z rozdzielczością porównywalną ze zmianą długości wywołaną pojedynczym przeskokiem granicy domenowej.

Prowadziłem też badania właściwości sygnału MAE pod kątem wpływu grubości materiału i częstotliwości magnesowania [B35]. Część wyników opisanych w pracy jest zgodna z oczekiwaniami, przy magnesowaniu cewką obwodową nie obserwuje się istotnego wpływu grubości próbek (w zakresie 3-6mm, dla 10 mm występuje nieznaczna zmiana) co świadczy o w miarę jednorodnym magnesowaniu materiału. Wzrost częstotliwości powoduje wzrost natężenia sygnału, przy czym z uwagi na pogorszenie się namagnesowania wnętrza nie jest on liniowy. Interesujące wyniki daje natomiast analiza widmowa sygnału. Okazuje się, że różnica pomiędzy próbkami o grubości 3 i 10 milimetrów jest dużo bardziej znacząca niż różnica pomiędzy próbkami o tej samej grubości wykonanymi z dwóch znacząco różnych gatunków stali (St3 i 13HMF). Sugeruje to dużą ostrożność w odniesieniu do analizy widmowej sygnału MAE, który jest wynikiem pomiaru impulsów wielokrotnie odbitych we wnętrzu próbki i siłą rzeczy zależnym od jej geometrii.

Brałem również udział w projekcie mającym na celu opracowanie metody pozwalającej na ocenę stopnia degradacji stali austenitycznych [B22, B24, B25]. Badania wykazały wytrącanie się w strukturze badanych rur fazy ferromagnetycznej. Zawartość tej fazy może być wykorzystana jako wskaźnik stopnia degradacji przy czym jej określenie nie jest proste z uwagi na bardzo mały udział tej fazy. Testowane były pomiary siły magnetycznej i różnicowy pomiar przenikalności magnetycznej, oba wykazały jednoznaczny wzrost zawartości fazy magnetycznej, jednakże z uwagi na konieczność zapewnienia dużej precyzji pomiaru nie nadają się do pomiaru w warunkach przemysłowych. Okazało się że największe możliwości stwarza pomiar metodą prądów wirowych z zastosowaniem cewki różnicowej.

Współpracowałem z magistrem Pawłem Maciakowskim (w którego przewodzie doktorskim jestem obecnie promotorem pomocniczym) przy analizie wyników pomiarów mechanicznego efektu Barkhausena. Efekt ten jest podobny do klasycznego efektu Barkhausena pod tym względem, że może być mierzony z wykorzystaniem analogicznych cewek detekcyjnych (większe musi być jednak wzmocnienie toru pomiarowego). Ruch granic domenowych jest jednak w tym przypadku generowany zmiennym naprężeniem (odkształceniem materiału), w związku z czym, podobnie jak w przypadku efektu MAE dotyczy on głównie granic 90° (pośrednio może on również wywołać do pewnego stopnia przemieszczenie granic 180° , lecz jest to efekt wtórny). Przyjmuje się że położenie maksimum natężenia mechanicznego efektu Barkhausena uzyskanego przy odkształceniu ze stanu początkowego jest miarą naprężeń wewnętrznych w materiale. Makroskopowy stan naprężeń można określić poprzez analizę asymetrii sygnału mechanicznego EB uzyskanego przy cyklicznym odkształceniu. Badania wykonane na próbkach ze stali elektrotechnicznej [A10] wykazały występowanie naprężeń rozciągających wzdłuż kierunku łatwego namagnesowania. Taki stan naprężeń jest celowo wprowadzany poprzez odpowiednie nakładanie powłoki amorficznej w celu wymuszenia pożądanej struktury domenowej na powierzchni próbki. Mechaniczny efekt Barkhausena wykorzystany został również do analizy procesu odpuszczania martenzytycznej stali X20 [B43]. Obserwuje się systematyczny wzrost sygnału w procesie odpuszczania, analogiczny do obserwowanego wzrostu natężenia sygnału MAE. Dowodzi to podobieństwa w źródle obu sygnałów jakim jest ruch granic 90° . W procesie odpuszczania maleje gęstość dyslokacji oraz w konsekwencji siła kotwiczenia granic domenowych, rośnie też długość przeskoków granic domenowych. Dodatkowo obserwuje się przesunięcie położenia maksimum mechanicznego efektu Barkhausena w kierunku mniejszych odkształceń, co potwierdza spadek poziomu naprężeń wewnętrznych.

Przeprowadziłem udaną próbę implementacji metody magnetycznych badań adaptacyjnych, (z angielskiego *MAT* – *magnetic adaptive testing*) zaproponowanej przez profesora Tomaša z Czeskiej Akademii Nauk, której wyniki prezentuje praca [B44]. Metoda ta jest stosunkowo prosta z punktu widzenia metrologicznego, potrzebna jest jednak dość rozbudowana procedura analizy sygnału. Polega ona na pomiarze rodziny pętli histerezy dla każdej analizowanej próbki. Rodzinę tę otrzymuje się poprzez systematyczną zmianę

amplitudy prądu magnesującego. Wyniki pomiarów zapisuje się w postaci dwuwymiarowej tablicy w której każdy punkt opisują dwie współrzędne – amplituda prądu magnesującego oraz chwilowa wartość prądu magnesującego. Na podstawie zestawu tablic z danymi uszeregowanych w funkcji analizowanego parametru (na przykład stopnia deformacji plastycznej) dokonuje się identyfikacji punktu w analizowanych tablicach, który cechuje największa możliwa zmienność, przy czym odrzuca się punkty w których otoczeniu zmienność ta oscyluje co zwiększa znacząco niepewność pomiarową. Metoda ta gwarantuje znalezienie parametru o zmienności co najmniej nie gorszej niż parametr uzyskany z pomiarów pętli histerezy pełnym zakresie magnesowania. W pracy omówiono zastosowanie metody MAT do oceny stopnia odpuszczenia próbek ze stali martenzytycznej P91. Nie tylko udało się znaleźć parametr (jakim była różniczkowa przenikalność magnetyczna dla jednej z mniejszych pętli histerezy) którego wzrost był ponad piętnastokrotny, ale udało się zidentyfikować parametr, który cechowała duża zmienność dla wyższych czasów odpuszczania, dla których klasyczne parametry pętli histerezy zmieniają się bardzo słabo.

Brałem również udział w projekcie mającym na celu opracowanie inteligentnego tłoka do badania rurociągów cieczy i gazu wykorzystującego metodę pomiaru magnetycznego strumienia rozproszonego (z angielskiego *MFL* – *magnetic flux leakage*). W projekcie tym zadanie moje polegało na opracowaniu algorytmu detekcji wad. Wyniki tych analiz zostały zaprezentowane w dużej części w pracy [B47], w której omówiona została możliwość zastosowania analizy falkowej. Analiza taka ma kilka zalet, po pierwsze pozwala na automatyczne usunięcie linii bazowej sygnału MFL, poprzez dobór falki o odpowiednio małej skali, niewrażliwej na wolne zmiany sygnału tła. Ponadto przy wykorzystaniu algorytmów dostępnych w programie LabVIEW możliwa jest implementacja własnej falki w postaci tablicy punktów, która może odzwierciedlać dokładnie przebieg wycieku pola nad dowolną wadą zbadaną w warunkach laboratoryjnych. Współczynniki falkowe wyznaczone z wykorzystaniem tak zaprojektowanej falki posiadają bardzo dużą czułość na dany typ wady i pozwalają na łatwe jej wykrycie z wykorzystaniem na przykład analizy progowej sygnału.

C) Projekty naukowe:

Udział w realizacji projektu finansowanego przez Komitet Badań Naukowych: Grant Nr. 1133/T08/2005/29

Udział w realizacji dwóch projektów finansowanych przez NCBiR

- „Opracowanie magnetycznej metody oceny stanu naprężeń w materiałach konstrukcyjnych, zwłaszcza anizotropowych” - UMOWA Nr PBS1/A9/14/2012

- „Inteligentny tłok do badania i oceny stanu technicznego ścianki podziemnych stalowych rurociągów przesyłowych cieczy i gazu metodą rozproszenia strumienia magnetycznego (MFL)” - INNOTECH-K2/IN2/53/182767/NCBR/12

Ponadto byłem promotorem 5 prac magisterskich oraz 15 prac inżynierskich, pełnię również funkcje promotora pomocniczego w przewodzie doktorskim mgr inż. Pawła Maciakowskiego (*Tytuł rozprawy: Mechaniczny efekt Barkhausena. Właściwości, wykorzystanie do wyznaczania funkcji rozkładu naprężeń wewnętrznych*). Byłem ponadto autorem 5 recenzji artykułów do czasopism z bazy JCR.

Raport cytawalności na podstawie Web of ScienceSM (02.09.2016)

Liczba pozycji	27
Suma cytowań	165
Suma cytowań bez autocytowań	111
Średnia liczna cytowań na publikację	6,11
h - indeks (Indeks Hirscha)	7

6. Wykaz pozostałych prac naukowych

A) Publikacje w czasopismach naukowych z bazy Journal Citation Report

A.1 Przed uzyskaniem stopnia doktora

- [A1] B. Augustyniak, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**, M.J. Sablik; "Designing a Magnetoacoustic Emission Measurement Configuration for Measurement of Creep Damage in Power Plant Boiler Tubes"; *J. Appl. Phys.* vol. 91, (2002) pp. 8897-8899;
- [A2] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, and M. Sablik; Nondestructive Characterization of 2Cr-1Mo Steel Quality using Magnetoacoustic Emission, *IEEE Trans. Magn.*, vol. 38, no. 5, (2002) pp. 3207-3209,
- [A3] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Radczuk, M. Chmielewski, H. Hauser. Investigation of magnetic and magnetomechanical hysteresis properties of Fe-Si alloys with classical and mechanical Barkhausen effects and magnetoacoustic emission. *J. Appl. Phys.* vol.93, no.10, (2003) pp.7465-7.
- [A4] M.J. Sablik, B. Augustyniak, **L. Piotrowski**; Modeling incipient creep damage effects on Barkhausen noise and magnetoacoustic emission; *J. Magn. Magn. Mater.* vol. 272-276 (2004) pp. e523-e525.
- [A5] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Augustyniak, M. Chmielewski, M.J. Sablik; Impact of eddy currents on Barkhausen and magnetoacoustic emission intensity in a steel plate magnetized by a C-core electromagnet; *J. Magn. Magn. Mater.* vol. 272-276 (2004) pp. e543-e545.

A.2 Po uzyskaniu stopnia doktora

- [A6] M. Augustyniak, B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, W. Sadowski; Evaluation by means of magneto-acoustic emission and Barkhausen effect of time and space distribution of magnetic flux density in ferromagnetic plate magnetized by a C-core; *J. Magn. Magn. Mater.*; vol. 304 (2006) pp. e552-e554
- [A7] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, M. J. Sablik; Microscopic impact of creep damage incipience and development on the magnetic properties of ferromagnetic Cr-Mo steel; *J. Magn. Magn. Mater.*; vol. 304 (2006) pp. e555-e557
- [A8] B. Augustyniak, M.J. Sablik, F.J.G. Landgraf, D.C. Jiles, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**, A.J. Moses; Lack of magnetoacoustic emission in iron with 6.5% silicon; *J. Magn. Magn. Mater.*; vol. 320 (2008) pp. 2530-2533
- [A9] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski. Kosmas, E. Hristoforou; Barkhausen noise properties measured by different methods for deformed Armco samples; *IEEE Trans. Magn.*; vol. 46, no. 2 (2010) pp. 544-547
- [A10] B. Augustyniak, P. Maciakowski, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski; Assessment With Mechanical Barkhausen Effect of Residual Stress in Grain Oriented Polycrystalline 3% Si-Fe Sheet; *IEEE Trans. Magn.*; vol. 48, no. 4 (2012) pp. 1405-1408
- [A11] K. Makowska, Z. Kowalewski, B. Augustyniak, **L. Piotrowski**; Determination of mechanical properties of P91 steel by means of magnetic Barkhausen emission; *Journal of Theoretical and Applied Mechanics*; vol. 52 (1), pp. 181-188, (2014)
- [A12] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, P. Maciakowski, M. Chmielewski, M. Lech-Grega, J. Zelechowski; Study of microstress state of P91 steel using complementary mechanical Barkhausen, magnetoacoustic emission, and X-ray diffraction techniques; *J. Appl. Phys.* vol.115, 17E306, (2014)

- [A13] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, P. Jasnoch, M. Chmielewski; Impact of Tensile and Compressive Stress on Classical and Acoustic Barkhausen Effects in Grain-Oriented Electrical Steel; *IEEE Trans. Magn.*; vol. 50, no. 4, 6100304 (2014)
- [A14] M. Augustyniak B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski; Determination of Magnetisation Conditions in a Double-Core Barkhausen Noise Measurement Set-up; *Journal of Nondestructive Evaluation*; 34:16 (2015)
- [A15] **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, B. Augustyniak; On the correlation between magnetoacoustic emission and magnetostriction dependence on the applied magnetic field. *J. Magn. Magn. Mater.*; vol. 410 (2016) pp. 34-40

B) Publikacje w czasopismach naukowych i naukowo-technicznych nie ujętych w bazie Journal Citation Report

B.1 Przed uzyskaniem stopnia doktora

- [B1] B. Augustyniak, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**, M. Głowacka; Assessment of quality with three methods based on Barkhausen effect; Proc. of 9th International Scientific Conference AMME2000, Sopot 11.10.- 14.10.2000, ed. L. A. Dobrzański, (2000) 27-30.
- [B2] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski; Efekt emisji magnetoakustycznej i jego wykorzystanie w badaniach nieniszczących jakości materiału na przykładzie stali 15HM; *Zeszyty Problemowe - Badania nieniszczące*, Nr 5 (2000) 105-108.
- [B3] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, M. Głowacka, J. Ćwiek, J. Łabanowski; Badanie emisji magneto-akustycznej oraz własności mechanicznych i mikrostruktury stali 10H2M o różnym stopniu degradacji; *Mater. II Pomorska Konferencja Naukowa Inżynieria Materiałowa 2001*, Gdańsk-Sobieszewo; Politechnika Gdańska, red. M. Głowacka, W. Serbiński, 7-17 (2001).
- [B4] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, M. Głowacka, J. Ćwiek, J. Łabanowski; Correlation between magnetoacoustic effect, mechanical properties and microstructure of 2Cr-1Mo steel in service; *Inżynieria Materiałowa*, Nr 4 (123) 2001; Proc. Advanced Materials & Technologies ANT 2001, 16- 20 September, Gdańsk, Jurata ; (2001), 185-188.
- [B5] B. Augustyniak, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**, M. Głowacka, M. Sablik; Evaluation of steel quality using magnetoacoustic emission and the magnetic and mechanical Barkhausen effect; Proc. 3rd Int. Conf. on Barkhausen Noise and Micromagnetic Effects, Tampere, July 2-3, 2001, ed. A. Wojtas, s. 205-215.
- [B6] **L. Piotrowski**, B. Augustyniak, M. Chmielewski, Wykorzystanie efektu emisji magneto-akustycznej do oceny stopnia degradacji stali 10H2M; *Zeszyty Problemowe - Badania nieniszczące*, Nr 6 (2001) 223-226.
- [B7] M.J. Sablik,; B. Augustyniak, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**, M. Głowacka; Research on developing magnetoacoustic emission as a tool for detecting creep damage in power plant boiler tubes; International Conference on Advances in Life Assessment and Optimization of Fossil Power Plants; Proc. EPRI International Conference on Advances in Life Assessment and Optimization of Fossil Power Plants, Orlando, FL, ed. S. Viswanathan and D. Rosario (EPRI, June 2002), pp.10-96,
- [B8] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, M. Głowacka, J. Ćwiek; Badanie przyczyn wpływu procesu degradacji na zmiany własności magneto-sprężystych stali 10H2M ; *Mat. III Pomorska Konferencja Naukowa „Inżynieria Materiałowa 2002”* Wieżycza, 27-29 Maj 2002. P.G. Ed.: M. Głowacka, W. Serbiński, 7-8, (2002)
- [B9] B. Augustyniak, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**, T. Skibiński, D. Mężyk; Wyniki badania naprężeń własnych w rurociągu; *Zeszyty problemowe - Badania nieniszczące*, PTBNiDT,7, 173-178 (2002), *Mat. 31 KKBN*, Szczyrk 22-24 X 2002;
- [B10] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Radczuk, H. Hauser; Investigation of magnetic and magnetomechanical hysteresis properties of Fe-Si alloys with classical and mechanical

Barkhausen effects and magnetoacoustic emission; Abstr. of 3M Conference Tampa October 2002;

[B11] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Głowacka, M. Chmielewski, M. Sablik. Study on correlation between microstructure and magnetoacoustic properties of exploited 2.25Cr-1Mo steel tubes. In Proceedings of the 2003 International Conference on Environmental Degradation of Engineering Materials (EDEM'2003), Bordeaux, 29.06 – 2.07.2003;

[B12] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, M. Augustyniak; Ocena rozkładu namagnesowania wewnątrz płyty magnesowanej elektromagnesem jarzmowym; XXXII Krajowa Konferencja Badań Nieniszczących, Międzyzdroje, 28.10 – 30.10.2003; *Zeszyty Problemowe – Badania Nieniszczące*; no. 8 (2003) pp. 61-66.

[B13] **L. Piotrowski**, B. Augustyniak, M. Chmielewski, M. Głowacka; Badanie korelacji efektu emisji magnetoakustycznej ze zmianami mikrostruktury stali 10H2M w trakcie procesu degradacji; XXXII Krajowa Konferencja Badań Nieniszczących, Międzyzdroje, 28.10 – 30.10.2003; *Zeszyty Problemowe – Badania Nieniszczące*; no. 8 (2003) pp. 67-70.

[B14] B. Augustyniak, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**, M. Jaworski, T. Skibiński, D. Mężyk; Residual stress evaluation in oil pipeline, in Proc. of the 4th International Conference on Barkhausen Noise and Micromagnetic Testing, Brescia 3 – 4.07.2003, Edytor: G. Donzella, E. Sardini, A. S. Wojtas, T. Suortini-Suominen; Wydawca: Stresstech Oy, Tikkutehtaantie, Fin; (2003); s. 187-196;

[B15] T. Skibiński, D. Mężyk, K. Malesa, M. Jaworski, B. Augustyniak, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**; Badania naprężeń własnych w rurociągach przemysłowych; Materiały VI Krajowa Konferencja Techniczna pt. Zarządzanie Ryzykiem w Eksploatacji Rurociągów: 20-30.05. 2003, Płock; 75-81 (2003).

B.2 Po uzyskaniu stopnia doktora

[B16] **L. Piotrowski**, B. Augustyniak, M. Chmielewski, M. Głowacka; O możliwości stosowania magnetycznych nieniszczących metod badań stanu mikrostruktury stali P92; *Zeszyty Problemowe – Badania nieniszczące*, nr. 9., 2004, s. 199-204.

[B17] **L. Piotrowski**, B. Augustyniak, M. Głowacka; Nieniszcząca magnetyczna metoda oceny mikrostruktury stali 10H2M; *Materiały i Technologie*, Roczniki PO PTM, 2004, vol. 2, nr 2(2), s. 124-127,

[B18] B. Augustyniak, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**, Z. L. Kowalewski, S. Mackiewicz, J. Szelażek; Complementary study with magnetic and acoustic techniques of A336 steel damage state due to creep; Proc. of the 4th International Conference on Barkhausen Noise and Micromagnetic Testing, Petten, 2-3.06.2005, ed. A. Wojtas, (2005) 293-304

[B19] M. Augustyniak B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, M. J. Sablik; Evaluation of time and space distribution of magnetic flux density in a steel plate magnetized by a C-core; Proc. of the 4th International Conference on Barkhausen Noise and Micromagnetic Testing, Petten, 2-3.06.2005, ed. A. Wojtas, (2005) 191-198.

[B20] **L. Piotrowski**, B. Augustyniak, M. Chmielewski, M. Głowacka; Evaluation with micromagnetic methods of T22 and P92 steels microstructure modified by thermal treatment; Proc. of the 4th International Conference on Barkhausen Noise and Micromagnetic Testing, Petten, 2-3.06.2005, ed. A. Wojtas, (2005) 199-208

[B21] M. Augustyniak, B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski; Modelowanie efektu emisji magnetoakustycznej i efektu Barkhausena w płytach magnesowanych elektromagnesem jarzmowym, *Zeszyty Problemowe – Badania nieniszczące*, nr. 10 (2005) s. 165-167

[B22] B. Augustyniak, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**, M. Głowacka; Elektro-magnetyczna metoda badania procesu degradacji stali austenitycznych, *Zeszyty Problemowe – Badania nieniszczące*, nr. 10 (2005) s. 178-185

- [B23] B. Augustyniak, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**, M. Głowacka; Właściwości magnetoakustyczne stali X20CrMoV12.1.; Materiały Konf. Powierzchnie ogrzewalne kotłów – dobór, eksploatacja i modernizacje; Bełchatów 2006, ed. RAFAKO, (2006) s. 9
- [B24] B. Augustyniak, M. Chmielewski, M. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Sablik; O zastosowaniu metody prądów wirowych do technicznego pomiaru własności elektrycznych i magnetycznych metali, MIT 2006. Materiały i Technologie, no. 4., wyd. Wydział Mechaniczny PG, (2006), s. 13-16
- [B25] B. Augustyniak, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**, M. Głowacka, M. Sablik; ; Zmiany właściwości magnetycznych stali austenitycznych eksploatowanych w kotłach energetycznych; MIT 2006. Materiały i Technologie, nr. 4., wyd. Wydział Mechaniczny PG, (2006), s. 17 –20
- [B26] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski; Właściwości magnetoakustyczne stali 13HMF; *Zeszyty Problemowe – Badania nieniszczące*, nr. 11, Ed. PTBN i DT SIMP, Mat. 35 KKBN Szczyrk 2006, (2006) s. 145-152
- [B27] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, Z. Kowalewski; Właściwości magnetoakustyczne stali 40HNMA poddanej próbie pełzania; Mat. X Krajowa Konferencja Wytrzymałości i Badania Materiałów; Kudowa Zdrój , Wyd. Ośrodek Doskonalenia Kadr SIMP, Poznań (2006) s. 20-27
- [B28] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski; Ocena właściwości magnetoakustycznych próbek stali 13HMF o różnym czasie eksploatacji; *Badania Nieniszczące*, nr 3, (2006) s. 1 – 9;
- [B29] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, M. J. Sablik; Creep damage zone detection in exploited power plant tubes with magnetoacoustic emission; *Przegląd Elektrotechniczny*, nr 4 (2007), s. 93-98
- [B30] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, M. Głowacka, B. Manaj; Badania porównawcze magnetoakustycznych i akustycznych właściwości stali 13HMF *Zeszyty Problemowe Badania nieniszczące* : nr 12; Karkonosze 23-25 października 2007 - Warszawa: PTBNiDT SITMP, 2007. s. 276-282
- [B31] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, Z. Kowalewski; Magnetoacoustic properties of creep damage P91 alloy; Proc. 6th International Conference on Barkhausen noise and micromagnetic testing, July 9-10, 2007, Valencienne, France; Ed. Stresstech Oy, 2007, pp. 35-44
- [B32] B. Augustyniak, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**; Assessment of residual stress in electric power turbine blades with Barkhausen effect; Proc. 6th International Conference on Barkhausen noise and micromagnetic testing, July 9-10, 2007, Valencienne, France; Ed. Stresstech Oy, 2007, pp. 97-104
- [B33] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski; Impact of frequency and sample geometry on magnetoacoustic emission voltage properties for two steel grades; Conf. Magnetic measurements, , Budapest, 21-324 September, 2008; Book of Abstracts, p. 50;
- [B34] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, Z. Kowalewski; Wykorzystanie efektów magnetosprężystych do oceny stanu próbek ze stali 13HMF eksploatowanych i poddanych procesowi pełzania; *Energetyka*, ; Zeszyt tematyczny nr. XVIII, Listopad 2008; str. 7-9.
- [B35] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski; Impact of frequency and sample geometry on magnetoacoustic emission voltage properties for two steel grades, *J. of Electrical Engineering*, 7s, vol. 59 (2008) 33-36.
- [B36] B. Augustyniak, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**, T. Skibiński, M. Jaworski, D. Mężyk; Comparative measurements of the stress state in a power plant pipe using Barkhausen effect and Mathar's techniques; Proc. 7th International Conference on Barkhausen noise and micromagnetic testing, July 15-16, 2009, Aachen, Germany; Ed. Tuula Suortii-Suominen, Stresstech Oy, 2009, pp. 63-71
- [B37] B. Augustyniak, J. Łabanowski, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, Właściwości magnetyczne i mikrostruktura stali duplex poddanej obróbce termicznej; *Energetyka*; Zeszyt XIX, 2009, str. 5-7

- [B38] B. Augustyniak, Maciakowski P., **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, J. Łabanowski; Charakterystyki naprężeniowe stali X20; *Energetyka*; Zeszyt XXI, 2010, str. 1-4;
- [B39] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, E. Kułaga, J. Łabanowski; Diagnostyka metodą magnetyczną stanu naprężeń w złączu spawanym ze stali duplex; *Energetyka*; Zeszyt XXI, 2010, str. 5-8;
- [B40] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski; Ocena stanu trójkąta rurociągu pary świeżej ze stali 13HMF metodą emisji magneto akustycznej; *Przegląd spawalnictwa*; 13, 2011, str. 13-17
- [B41] **L. Piotrowski**, B. Augustyniak, M. Chmielewski; Stan rozwoju metody diagnozowania materiałów z wykorzystaniem efektu emisji magnetoakustycznej, *Przegląd spawalnictwa*, 13 (2012) 24 – 30
- [B42] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, Z. Kowalewski; Comparative study with magnetic techniques of P91 and 13HMF steels properties subjected to fatigue tests, *J. of Electrical Engineering*, 7s, vol. 63 (2012) 15-18
- [B43] P. Maciakowski, B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski; Application of mechanical Barkhausen noise in assessment of X20 steel properties after heat treatment, *J. of Electrical Engineering*, 7s, vol. 63 (2012) 102-105
- [B44] **L. Piotrowski**; Magnetyczne badania adaptacyjne – nieniszcząca metoda badania zmian w mikrostrukturze stali wykorzystywanych w energetyce. *Energetyka, Problemy Energetyki i Gospodarki Paliwowo Energetycznej*, vol. 10, pp. 767-772.
- [B45] B. Augustyniak, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**, W. Kiełczyński, K. Prokop, D. Kukła, Pomiar naprężeń własnych metodą Barkhausena za pomocą sondy z wirującym polem magnetycznym, *Energetyka, Problemy Energetyki i Gospodarki Paliwowo Energetycznej*, Vol.11, pp.641-643, 2014
- [B46] B. Augustyniak, P. Maciakowski, M. Chmielewski, **L. Piotrowski**, M. Gazda, J. Karczewski; Electro-Magnetic Sensors and Actuators 2014, Wiedeń, Austria, Application of Mechanical Barkhausen Noise for Internal Stress Evaluation In S235JR Steel
- [B47] **L. Piotrowski**, M. Chmielewski; Analysis of the magnetic flux leakage signal detected by a pipeline inspection gauge with the help of the continuous wavelet transform. *J. of Electrical Engineering*, Vol. 66. NO 7s, 2015, 182-185

C) Udział w konferencjach międzynarodowych i krajowych.

C.1 Konferencje międzynarodowe:

C.1.1 Przed uzyskaniem stopnia doktora

- [K1] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Augustyniak, M. Chmielewski, M.J. Sablik; Impact of eddy currents on Barkhausen and magnetoacoustic emission intensity in a steel plate magnetized by a C-core electromagnet; *International Conference on Magnetism (ICM)*; July 2003, Rome, Italy, (Poster)

C.1.2 Po uzyskaniu stopnia doktora

- [K2] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, M. J. Sablik; Creep damage zone detection in exploited power plant tubes with magnetoacoustic emission; *1&2 - Dimensional Magnetic Measurement and Testing*, 18-19 September 2006, Częstochowa; Poland; (Poster)
- [K2] **L. Piotrowski**, B. Augustyniak, M. Chmielewski, F. J. G. Landgraf, M. J. Sablik, Impact of plastic deformation on magnetoacoustic properties of Fe-2%Si alloy; *18th Soft Magnetic Materials Conference*, 1-3 September 2007, Cardiff, United Kingdom. (Poster)

[K3] **L. Piotrowski**, B. Augustyniak, M. Chmielewski, F. J. G. Landgraf; An in-depth study of the Barkhausen emission signal properties of the plastically deformed Fe-2%Si alloy; *INTERMAG*, May 2008, Madrid, Spain, (Referat)

[K4] **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, B. Augustyniak; The influence of elastic deformation on the properties of the magnetoacoustic emission (MAE) signal for GO electrical steel. *20th Soft Magnetic Materials Conference*, 18-22 September 2011 - Kos, Greece (Poster)

[K5] **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, B. Augustyniak, P. Maciakowski, K. Prokop; Stress anisotropy characterisation with the help of Barkhausen effect detector with adjustable magnetic field direction.; *2dm Conference*; 10 -12 September 2014, Torino, Italy (Referat)

[K6] **L. Piotrowski**, M. Chmielewski; Analysis of the magnetic flux leakage signal, detected by a pipeline inspection gauge (PIG), with the help of the continuous wavelet transform.; *International Scientific Conference - Magnetic Measurements*; 25th - 28th August 2015, Košice, Slovakia (Poster)

C.2 Konferencje krajowe:

C.2.1 Przed uzyskaniem stopnia doktora

[K7] B. Augustyniak, **L. Piotrowski**, M. Chmielewski; Efekt Emisji magnetoakustycznej i jego wykorzystanie w badaniach nieniszczących jakości materiału na przykładzie stali 15HM; *29 Krajowa Konferencja Badań Nieniszczących*, Krynica, 2000 (Referat)

[K8] **L. Piotrowski**, B. Augustyniak, M. Chmielewski; Wykorzystanie efektu emisji magnetoakustycznej do oceny stopnia degradacji stali 10H2M; *30 Krajowa Konferencja Badań Nieniszczących*, Szczyrk, 2001 (Referat)

[K9] **L. Piotrowski**, B. Augustyniak, M. Chmielewski, M. Głowacka; Badanie korelacji efektu emisji magnetoakustycznej ze zmianami mikrostruktury stali 10H2M w trakcie procesu degradacji; *32 Krajowa Konferencja Badań Nieniszczących*, Międzyzdroje, 2003 (Referat)

[K10] **L. Piotrowski**, B. Augustyniak, M. Chmielewski, M. Głowacka; O możliwości stosowania magnetycznych nieniszczących metod badań stanu mikrostruktury stali P92; *33 Krajowa Konferencja Badań Nieniszczących*, Poznań – Licheń, 2004 (Referat)

[K11] **L. Piotrowski**, B. Augustyniak, M. Chmielewski, M. Głowacka; O możliwości wykorzystania zjawisk magnetosprężystych do diagnozowania procesu degradacji. *I Konferencja Nowe materiały w energetyce: własności i badania*, Gdańsk 2004 (Referat)

C.2.2 Po uzyskaniu stopnia doktora

[K12] **L. Piotrowski**, B. Augustyniak, M. Chmielewski, I. Thomas; Badanie wpływu deformacji plastycznej na własności magnetosprężyste stali CSN 12021; *2 Konferencja i Warsztaty Metody badań stanu materiałów stosowanych w przemyśle*. Gdańsk, 2006 (Referat)

[K13] **L. Piotrowski**; Wpływ deformacji plastycznej na właściwości magnetosprężyste stali; *3 Konferencja Naukowo-Techniczna Diagnostyka Materiałów i Urządzeń Technicznych*, Gdańsk, 2010 (Referat)

[K14] **L. Piotrowski**; Wykorzystanie efektów magnetosprężystych do oceny jakości obróbki cieplnej stali P91; *4 Konferencja Naukowo-Techniczna Diagnostyka Materiałów i Urządzeń Technicznych*, Gdańsk, 2012 (Referat)

[K15] **L. Piotrowski**, B. Augustyniak, M. Chmielewski; Stan rozwoju metody diagnozowania materiałów z wykorzystaniem efektu emisji magnetoakustycznej 41 Krajowa Konferencja Badań Nieniszczących, Toruń, 2012 (Referat)

[K16] **L. Piotrowski**, M. Chmielewski, B. Augustyniak; Detekcja anizotropii naprężeniowej w materiałach konstrukcyjnych z wykorzystaniem miernika efektu Barkhausena o zmiennym kierunku magnesowania. *5 Konferencja Naukowo-Techniczna Diagnostyka Materiałów i Urządzeń Technicznych*, Gdańsk, 2014 (Poster)

Leszek Piotrowski

