

Bolesław Augustyniak, Leszek Piotrowski, Marek Chmielewski
Politechnika Gdańska, Wydział Fizyki Technicznej i Matematyki Stosowanej
 Zbigniew Kowalewski
IPPT PAN, Warszawa

Właściwości magneto-akustyczne degradowanych próbek stali 13HMF oraz P91

Przeprowadzone badania miały na celu zbadanie charakteru i dynamiki zmian właściwości magneto-akustycznych próbek stali 13HMF oraz P91. Próbkę tych stali zostały degradowane w warunkach laboratoryjnych w trakcie trzech rodzajów prób: 1 – próba wytrzymałości na rozciąganie w temperaturze pokojowej, 2 – próba pełzania i 3 – próba zmęczeniowa. Wyniki tych badań mają być wykorzystane w opracowaniu nieniszczącej metody diagnozowania stanu mikrostruktury degradowanych stali. Wyniki dotychczasowych badań nad tym zagadnieniem wskazują na potencjalne znaczenie metody wykorzystującej zjawisko emisji magneto-akustycznej (EMA)[1]. W metodzie tej badany obiekt jest magnesowany za pomocą elektromagnesu jarzmowego (pole przemienne), a za pomocą przetwornika piezoelektrycznego mierzone jest natężenie fali ultradźwiękowej emitowanej podczas przeskoków granic domem magnetycznych typu 90°. Metoda ta ma szereg zalet istotnych dla diagnostyki. Natężenie EMA maleje znacząco (o kilkadziesiąt procent) dla materiałów ferromagnetycznych eksploatowanych w kotłach energetycznych (przegrzewacze pary, przewody pary świeżej) i zmiana ta wydaje się mieć charakter monotoniczny. Sygnał EMA dotyczy względnie dużego obszaru (rzędu cm³) w strefie przypowierzchniowej magnesowanego obiektu i uzyskana informacja o stanie zmian w mikrostrukturze ma walor informacji „uśrednionej” z tej objętości a to zmniejsza niepewność diagnozy. Uzasadnia to kontynuowanie prac nad wprowadzeniem techniki EMA do praktyki przemysłowej

Badania próbek degradowanych w warunkach laboratoryjnych umożliwiają „kalibrację” techniki EMA. Obok EMA badano także pętlę histerezy magnetycznej B(H) oraz właściwości polowego efektu Barkhausena (BE). Z pętli histerezy B(H) wyznacza się wartość pola koercji Hc. Jest to parametr, który charakteryzuje syntetycznie siłę kotwiczenia granic domen magnetycznych przez defekty mikrostruktury. Wzrost Hc wiązać należy z przyrostem liczby wydzieleni czy też wzrostem gęstości dyslokacji lub pustek. Pomiar pętli histerezy magnetycznej w warunkach przemysłowych nie jest praktycznie możliwy i dlatego pomiar Hc ma znaczenie głównie poznawcze, głównie dla charakteryzowania zależności Hc od zmian w mikrostrukturze próbek wzorcowych i następnie dla oceny stanu mikrostruktury wycinków pobranych z instalacji przemysłowej.

Polowy efekt Barkhausena, podobnie jak EMA, związany jest ze skokowym ruchem granic domen magnetycznych. Skoki te wynikają z odkotwiczenia granic domen magnetycznych od lokalnych defektów mikrostruktury podczas magnesowania. Lokalne, szybkie zmiany namagnesowania są „zauważane” w postaci impulsów napięcia indukowanego w cewce otaczającej lub zbliżonej do magnesowanego materiału. Natężenie EB jest zatem ściśle związane ze stanem mikrostruktury. Polowy efekt Barkhausena może być badany

w warunkach przemysłowych. W przypadku stali eksploatowanych zmiany natężenia EB okazały się jednak nie być monotoniczną funkcją stopnia zdegradowania. Nie jest też „znaczący” przedział tych zmian (rzędu kilku procent). Natężenie EB zmienia się natomiast bardzo mocno pod wpływem naprężeń. Te właściwości powodują, że EB jest wykorzystywany w nieniszczącej metodzie badania naprężeń konstrukcji stalowych.

Można przypuszczać, że badanie komplementarne EMA i EB powinno zwiększyć szansę na poprawną diagnostykę stanu mikrostruktury materiałów konstrukcyjnych.

Należy zaznaczyć, że degradacja mikrostruktury wytwarzana w przeprowadzonych próbach wytrzymałościowych dotyczy głównie zmian w strukturze dyslokacyjnej. Ta zmiana powinna też mieć wpływ na właściwości magneto-akustyczne. W tych badaniach zmiany właściwości magneto-akustycznych odnoszone są do poziomu deformacji plastycznej (dla próby wytrzymałościowej i pełzania) oraz – dla próby zmęczeniowej – do liczby cykli.

Badany materiał

W tabeli 1 przedstawiono wyniki badań dla pięciu serii próbek stali 13HMF oraz jednej ze stali P91.

Podano również nazwy serii oraz informacje o stanie wyjściowym materiału i rodzaju próby.

Tabela 1

Opis serii próbek

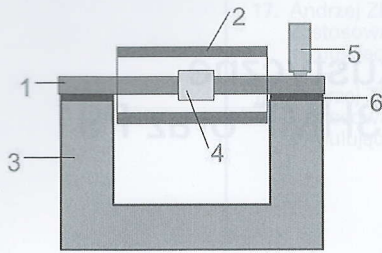
Seria	S1	S3	S4	S5	S9	S8
Stal	13HMF	13HMF	13HMF	13HMF	13HMF	P91
Stan	E	NE	E	NE	E	NE
Czas ekspl.	76	0	144	0	86	0
Próba	P	PW	P	P	Z1	Z2

Stan wyjściowy materiału określono za pomocą etykiet: E – eksploatowany i NE – nie eksploatowany. Dla materiału eksploatowanego podano także czas eksploatacji (w tys. godzin). Rodzaj próby zakodowany jest za pomocą liter: P – pełzanie, PW – próba wytrzymałościowa i Z – próba zmęczeniowa. Próba pełzania wykonana była w temperaturze T = 500°C przy naprężeniu $\sigma = 180$ MPa. W przypadku próby zmęczeniowej Z1 stosowano amplitudę naprężenia $\sigma_a = 230$ MPa a dla próby Z2 amplituda ta wynosiła $\sigma_a = 350$ MPa.

Układ pomiarowy

Badane były trzy wielkości: 1) pętla histerezy indukcji magnetycznej, 2) natężenie efektu Barkhausena (EB) i 3) natężenie emisji magneto-akustycznej (EMA).

Magnesowanie próbek odbywało się za pomocą solenoidu z użyciem zwory strumienia magnetycznego w formie rdzenia w kształcie C. Schemat układu magnesowania i detekcji sygnałów przedstawiono na rysunku 1.



Rys. 1. Schemat układu pomiarowego:

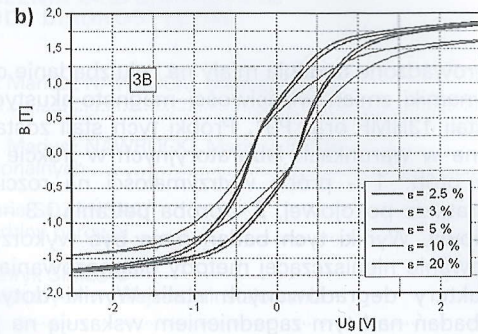
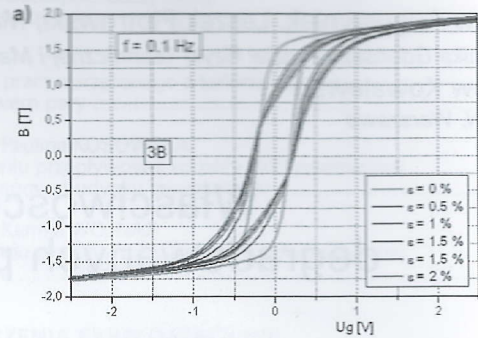
- 1 – próbka, 2 – cewka magnesująca, 3 – zwora magnetyczna, 4 – cewka detekcyjna, 5 – czujnik EMA, 6 – izolacja akustyczna

Próbka (1) jest magnesowana przez cewkę (2). Zwora (3) zamyka strumień indukcji magnetycznej generowany przez próbkę. Chwilowa zmiana indukcji magnetycznej próbki skutkuje indukowaniem się napięcia U w cewce detekcyjnej (4). Napięcie to zawiera dwie składowe: składową wolno zmienną (U_w), proporcjonalną do „uśrednionej” po objętości zmian strumienia indukcji magnetycznej oraz składową szybkozmienną (U_s) – proporcjonalną do „skokowych” zmian strumienia indukcji magnetycznej od nieodwracalnych granic domen magnetycznych. Ta druga składowa określana jest jako sygnał napięciowy efektu Barkhausena. Z sygnału wolnozmiennego $U_w(t)$ wylicza się – metodą całkowania – pętlę histerezy indukcji magnetycznej $B(H)$ a następnie pole koercji H_c . Natężenie prądu płynącego przez cewkę zmienia się ze stałą szybkością dzięki zastosowaniu generatora prądu. Generator ten zawiera generator napięcia piłokształtnego oraz wzmacniacz prądowy. Natężenie prądu płynącego przez cewkę jest proporcjonalne do napięcia U_g z generatora. Napięcie to zmienia się zadaną szybkością zmian ($dU/dt = \text{const}$) i amplitudą. Częstotliwość magnesowania była rzędu 1 Hz. Emisja magnetoakustyczna (EMA) była badana za pomocą szerokopasmowego przetwornika emisji akustycznej (typ WD produkowany przez *Physical Acoustic Corporation*). Sygnał z przetwornika był wzmacniony za pomocą wzmacniacza. Do rejestracji i analizy sygnałów napięciowych z generatora napięcia (U_g) oraz tych z cewki detekcyjnej i przetwornika EMA wykorzystywano cyfrowy analizator sygnałów (stację operatorską SO). Analizator ten zawiera precyzyjną (16 bit) i szybką kartę przetwornika analogowo-cyfrowego (AD) oraz mikrokomputer. Rejestrowane sygnały napięciowe były analizowane za pomocą oprogramowania opracowanego w systemie LabView. Właściwości sygnału napięciowego efektu Barkhausena opisywane są głównie poprzez zależność napięcia chwilowego (napięcie skuteczne U_b) od napięcia generatora U_g oraz przez całkę po jednym okresie magnesowania z napięcia $U_b - \text{Int}(U_b)$. Zazwyczaj całki te są normowane do wartości uzyskanej dla umownie przyjętego stanu odniesienia np. próbka w stanie dostawy. Analogicznie przedstawiane są wyniki pomiaru EMA.

Wyniki badań

Wyniki badań dla próby wytrzymałościowej stali 13HMF

Przykładowe, szczegółowe wyniki badania właściwości magneto-akustycznej pokazano dla próbek serii S3 poddanych próbie wytrzymałości w temperaturze pokojowej. Dla tej próby stwierdzono największe zmiany badanych wielkości.



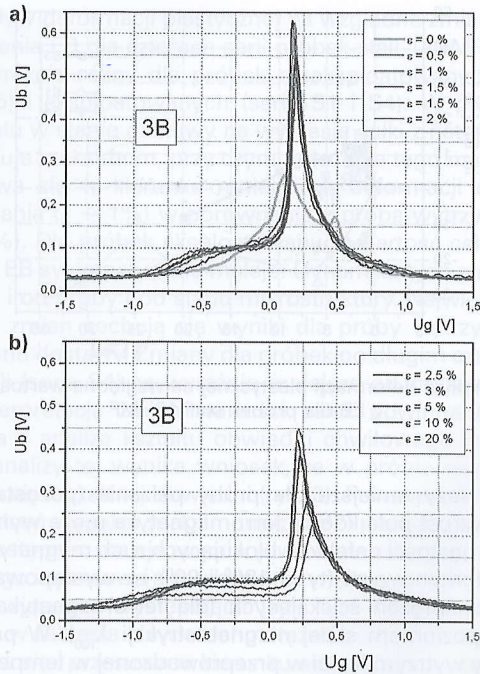
Rys. 2. Wpływ deformacji plastycznej na pętlę histerezy $B(U_g)$ dla serii S3,

- a) – zakres małych deformacji, b) – zakres dużych deformacji

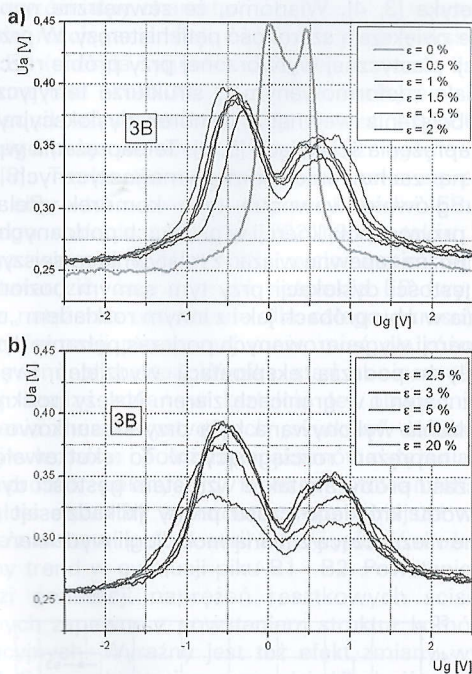
Na rysunku 2a pokazano pętle histerezy magnetycznej B w funkcji napięcia generatora (U_g) uzyskane dla próbek z deformacją plastyczną w zakresie do 20%. Jak widać, od najmniejszych deformacji plastycznych następuje i powiększa się obniżenie nachylenia wykresów (maleje przenikalność magnetyczna) oraz wzrasta poszerzenie pętli a więc i pole koercji. Względny przyrost pola koercji jest najwyższy dla odkształceń do poziomu 2,5% i osiąga poziom około +40%. W zakresie większych deformacji H_c wzrasta nadal ale o około +10%. Całkowity przyrost pola koercji wynosi zatem około +50%. Zmiany w obwiedniach natężenia EB dla kolejnych próbek serii S3 są przedstawione na rysunku 3. Dla stanu wyjściowego wyróżnić można w obwiedni sygnału EB dwa maksima, oznaczone umownie jako A1 (dla $U_g = 0,12$ V) oraz jako A2 dla $U_g = 0,5$ V. Maksima te można traktować jako wynik przeskoków granic domen (GD) odpowiednio w fazie miękkiej magnetycznie (ziarna ferrytu) – pik A, i w fazie twardej (perlit lub bainit) – pik B. Skutkiem deformacji plastycznej jest całkowita rekonstrukcja kształtu obwiedni. Począwszy od najmniejszych odkształceń występują dwa wyraźnie „inne” maksima: B1 – szerokie i niskie maksimum w okolicy ujemnych wartości U_g oraz B2 – wąskie i wysokie maksimum w zakresie niewielkich wartości dodatnich U_g . Maksimum B1 systematycznie poszerza się i maleje dla dużych odkształceń plastycznych ($\epsilon > 10\%$) natomiast maksimum B2 wzrasta dla małych deformacji ($\epsilon = 1\%$), a następnie maleje, przesuując się w stronę większych wartości U_g .

Ten złożony charakter zmian obwiedni EB ma niewątpliwie związek z generacją i modyfikacją struktur dyslokacyjnych. Należy też uwzględnić wpływ na natężenie EB lokalnych względem GD naprężeń wewnętrznych generowanych podczas deformacji plastycznej. W przypadku próby rozciągania są to naprężenia ściskające.

Wykresy obwiedni natężenia EMA dla serii S3 przedstawiono na rysunku 4. W stanie wyjściowym natężenie EMA charakteryzuje się dwoma niewielkimi pikami, które



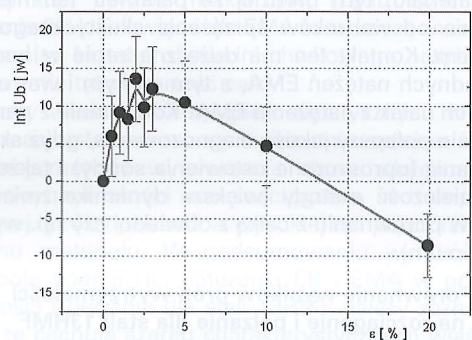
Rys. 3. Wpływ deformacji plastycznej na obwiednie natężenia EB dla serii S3, a) – zakres małych deformacji, b) – zakres dużych deformacji



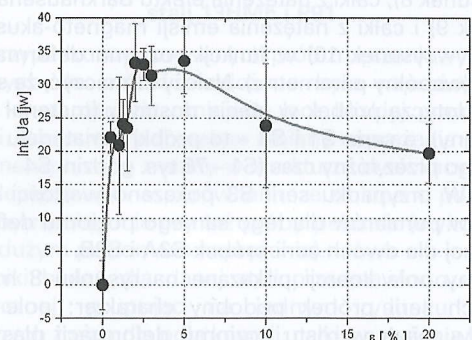
Rys. 4. Wpływ deformacji plastycznej na obwiednie natężenia EMA dla serii S3, a) – zakres małych deformacji, b) – zakres dużych deformacji

występują w przedziale ujemnych oraz dodatnich wartości napięcia U_g . Deformacja plastyczna (i to o najmniejszej wartości) skutkuje powstaniem dwóch szerszych maksimumów o amplitudach początkowo wzrastających (do $\epsilon = 2,5\%$), a następnie malejących. Odległość między tymi maksimumami wydaje się systematycznie zwiększać w miarę wzrostu odkształcenia plastycznego.

Uproszczonym, ale syntetycznym parametrem opisującym natężenie EB czy też EMA są całki z obwiedni natężenia tych wielkości. Wykresy zależności tych całek od poziomu deformacji plastycznej pokazane są na rysunku 5 – dla EB i na rysunku 6 dla EMA. Wykres ten dla efektu EB, po unormowaniu do stanu wyjściowego, świadczy o występowaniu maksimum przyrostu natężenia ($12 \pm 2\%$) dla odkształceń na poziomie około 2,5%. Dla odkształceń większych – natężenie EB maleje, osiągając poziom o około 15% mniejszy względem stanu wyjściowego dla $\epsilon = 20\%$ (maksymalny poziom odkształcenia dla tych serii). Malenie natężenia EB dla dużych odkształceń (powyżej 5%) ujawniły także poprzednie badania (seria S1). Z porównawczej analizy wykresów obwiedni na rysunku 3 wynika wniosek, że ten spadek wartości całek spowodowany jest obniżeniem maksimum B2, a następnie – dla dużych deformacji – także obniżeniem maksimum B1.



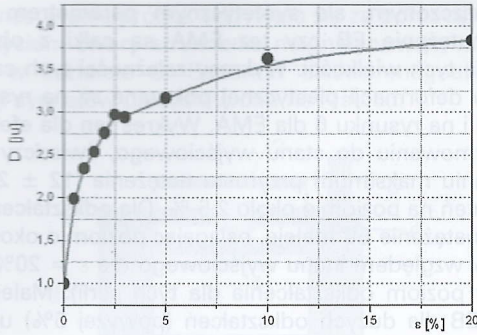
Rys. 5. Zależność całek z natężenia EB od poziomu deformacji plastycznej; seria S3



Rys. 6. Zależność całek z natężenia EMA od poziomu deformacji plastycznej; seria S3

Całki z obwiedni natężenia EMA (rys. 6) wzrastają dla małych odkształceń aż o około 35% i dla $\epsilon > 2,5\%$ monotonicznie maleją, osiągając poziom o około 20% większy od stanu wyjściowego dla największych odkształceń ($\epsilon = 20\%$). Jest to zatem zmiana o dużej dynamice, ale – podobnie jak dla całek z natężenia EB – nie monotoniczna, a tym samym trudna dla wykorzystania w praktyce diagnostycznej, gdy tylko całki z EMA byłyby podstawą do diagnozowania stanu degradacji po obciążeniach mechanicznych powodujących deformację plastyczną.

Bardzo dobrym parametrem dla takich potrzeb okazuje się być odległość między ekstremami (parametr D). Pokazana na rysunku 7 zależność D od poziomu odkształceń jest funkcją i monotoniczną i o bardzo dużej dynamice zmian. Wzrost wartości tego parametru o około 350% stanowi



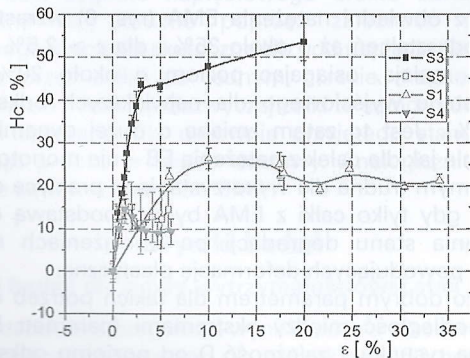
Rys. 7. Zależność względných zmian parametru D (odległości między maksimumami obwiedni natężenia EMA) od poziomu deformacji plastycznej; seria S3

o wyjątkowej użyteczności tego parametru dla diagnostyki stanu materiału, tym bardziej że parametr ten nie zależy praktycznie od warunków sprężenia akustycznego sondy z podłożem. Kontakt ten ma duże znaczenie w badaniach bezwzględnych natężeń EMA, a tym samym i wartości wyznaczanych całek z natężenia EMA. Korzystanie z parametru D zapewne polepszy jakość diagnozowania, gdyż skróci się czas badania (uproszczone ustawienia sondy) i także zwiększy rozdzielczość metody (większa dynamika zmian parametru D w porównaniu z całką z obwiedni czy np. wysokością maksimum).

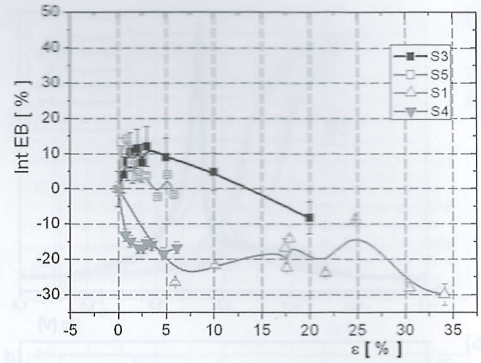
Porównanie wyników prób wytrzymałości na rozciąganie i pełzanie dla stali 13HMF

Przedstawione wyniki zostały zestawione w sposób syntetyczny na trzech rysunkach w postaci wykresów względných zmian trzech wielkości fizycznych: pola koercji (H_c – rysunek 8), całki z natężenia efektu Barkhausena (Int EB – rysunek 9) i całki z natężenia emisji magneto-akustycznej (Int EMA – rysunek 10) w funkcji poziomu deformacji plastycznej (wspólny parametr ϵ). Należy zaznaczyć, że serie S3 oraz S5 dotyczą próbek w stanie dostawy (materiał nieeksploatowany), a serie S1 i S4 – to próbki z materiału eksploatowanego przez różny czas (S1 – 76 tys. godzin, S4 – 144 tys. godzin). W przypadku serii S3 pokazano wartości średnie z wyników pomiarów dla tego samego poziomu deformacji plastycznej dla dwóch serii próbek S3A i S3B.

Zmiany pola koercji pokazane na rysunku 8 mają dla wszystkich serii próbek podobny charakter: pole koercji wzrasta w miarę wzrostu poziomu deformacji plastycznej, przy czym zmiany te są największe dla materiału w stanie dostawy (seria S3, wzrost o około 50%). Zmiany te są

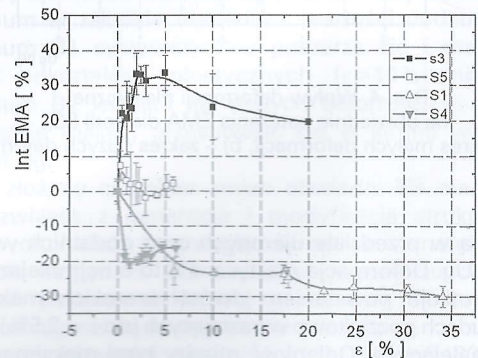


Rys. 8. Wpływ deformacji plastycznej na względne wartości pola koercji próbek stali 13HMF



Rys. 9. Wpływ deformacji plastycznej na względne wartości całek z EB dla próbek stali 13HMF

około 2 razy mniejsze dla próby pełzania (pozostałe trzy serie). Wzrost pola koercji ferromagnetyka może wynikać ze wzrostu gęstości defektów blokujących ruch magnetycznych granic domenowych (typu 180° i 90°) i z występowania lokalnych naprężeń ściskających (dla ferromagnetyka z dodatnim poziomem stałej magnetostrykcji λ_{100}). W przypadku próby wytrzymałości w przeprowadzonej w temperaturze pokojowej można założyć, że defektami odpowiedzialnymi za przyrost pola koercji są głównie skupiska dyslokacji [1, 2]. Udział „wewnętrznych naprężeń ściskających” na właściwości magnetyczne, a w szczególności na wzrost pola koercji ma związek z właściwościami magnetosprężystymi ferromagnetyka [3, 4]. Wiadomo, że zewnętrzne naprężenia ściskające zwiększają szerokość pętli histerezy. W przypadku deformacji plastycznej wytworzonej przy próbie rozciągania w materiale zdeformowanym o strukturze ferrytycznej po zdjęciu obciążenia wewnątrz komórek dyslokacyjnych pozostają naprężenia ściskające [5, 6]. Te naprężenia wpływają właśnie na zachowanie domen magnetycznych występujących głównie wewnątrz tych komórek. Relatywnie mniejszy przyrost pola koercji w próbkach poddanych próbie pełzania można zapewne wiązać z relatywnie mniejszym przyrostem gęstości dyslokacji przy tym samym poziomie odkształcenia w obu próbach jak i z innym rozkładem „udziału” w polu koercji wygenerowanych podczas pełzania dyslokacji i powstałych podczas eksploatacji wydzielen (węglików) wewnątrz ziaren i w granicach ziaren. Należy podkreślić, iż próba pełzania wykonywana była przy stosunkowo dużym poziomie naprężeń rozciągających. To skutkowało skróceniem czasu próby, ale także wzrostem gęstości dyslokacji i – z powodu krótkiego czasu próby (kilkadziesiąt godzin) – zapewne nieznaczącą zmianą morfologii wydzielen.



Rys. 10. Wpływ deformacji plastycznej na względne wartości całek z EMA próbek stali 13HMF

Wpływ deformacji plastycznej na względne zmiany całek z natężenia EB dla czterech serii próbek stali 13HMF (rys. 9) jest wyraźnie różny dla próbek nieeksploatowanych (seria S3 i S5) i eksploatowanych (serie S1 i S4). W przypadku materiału w stanie dostawy na wykresie całki z natężenia EB występuje maksimum, przy czym położenie tego maksimum przesuwają się w kierunku mniejszych deformacji dla próby pełzania ($\epsilon \sim 1\%$) w porównaniu z próbą wytrzymałości ($\epsilon \sim 5\%$). Dla próbek eksploatowanych wartość całek z natężenia EB systematycznie maleje. Dynamika tych zmian jest zależna i od próby i od stanu mikrostruktury. Największą dynamiką zmian cechują się wyniki dla próby wytrzymałości i dla stanu dostawy. Zmiany dla próbek po długim czasie eksploatacji (seria S4) są wyraźnie mniejsze od zmian dla serii S1. Interpretacja zmian wartości całek powinna być powiązana z analizą kształtu obwiedni chwilowego natężenia EB. Z analizy tej wynika wniosek, że w próbie rozciągania zmienia się kształt tej obwiedni (rys. 3). Powstałe dla małych odkształceń wysokie maksimum (pik B2) początkowo wzrasta, a następnie maleje w miarę wzrostu odkształcenia plastycznego i przesuwają się w kierunku większych wartości pola magnesującego. Występujące przy tym nowe maksimum (pik B1) w zakresie niewielkich natężeń pola magnetycznego poszerza się i przesuwają w kierunku mniejszych wartości pola magnetycznego. Suma powierzchni tych pików najpierw wzrasta, a dla odkształceń powyżej około 3% – systematycznie maleje. Pik B2 można wiązać z „nowymi” dyslokacjami, a pik B1 z naprężeniami resztkowymi. Jak widać, udział obu „czynników” na sumaryczne natężenie EB ma złożony i łatwo wyróżnialny charakter. Doniesiono o występowaniu w próbie rozciągania stali niskowęglowej maksimum natężenia EB (energia sygnału) w funkcji poziomu deformacji plastycznej (dla około 3%)[7]. Maksyma natężenia EB (całki z obwiedni) uzyskano także dla żelaza ARMCO deformowanego przez walcowanie i przez rozciąganie (dla około 4%)[8]. Trzeba też zaznaczyć, że znane są przypadki innego charakteru zmian całki z obwiedni EB: monotonicznego malenia (stal CSN12021)[9], a także monotonicznego wzrostu (stal Fe-2Si, walcowanie)[10]. Można zatem twierdzić, że zależność natężenia EB (wyrażanego poprzez natężenie uśrednione dla całego okresu) od poziomu deformacji plastycznej może mieć dla różnych stali bardzo różny charakter. Wynika stąd konieczność szczegółowej analizy zmian w kształcie tej obwiedni w celu zauważenia charakterystycznych „skutków” deformacji plastycznej w kształcie i położeniu maksimum natężenia. W przypadku próbek pełzających i nieeksploatowanych zmiany w kształcie obwiedni są istotnie dużo mniejsze w porównaniu ze zmianami próbek serii S3 – wyróżnić można jednak podobny trend w ewolucji pików B1 i B2. Powstanie pików B1 dowodzi generacji naprężeń resztkowych ściskających związanych zapewne z powstaniem struktur komórkowych dyslokacyjnych. Wyraźny jest też efekt zmiany wysokości pików B2. Suma obu zmian prowadzi do obniżenia wartości całki. Obwiednie dla serii S4 (długi czas eksploatacji) ujawniają „zwężenie” maksimum B2 i bardzo nieznaczną zmianę w kształcie maksimum B1. Oznacza to zapewne, że powstała podczas pełzania deformacja plastyczna nie jest skojarzona z generacją struktur komórkowych dyslokacji tak intensywnie, jak to ma miejsce w przypadku próby wytrzymałości w temperaturze pokojowej. Tłumaczy to tym samym obserwowane relatywnie małe zmiany w poziomie natężenia EB (spadek rzędu 15%). Pokazane na rysunku 9 zmiany natężenia emisji magneto-akustycznej w funkcji deformacji plastycznej mają również różny charakter w zależności od rodzaju próby i od stanu materiału. Dla stanu

wyjściowego obserwuje się, analogicznie do zmian dla EB, wystąpienie maksimum natężenia EMA i w przypadku rozciągania w temperaturze pokojowej (dla odkształcenia rzędu 3 – 5% wzrost o około 10%, seria S3) i dla próby pełzania (maksimum dla odkształcenia rzędu 2%, wzrost o około 5%, seria S5). W przypadku próbek eksploatowanych i poddanych próbie pełzania natężenie EMA maleje dla obu serii (S1 i S4), przy czym dla materiału bardziej eksploatowanego (seria S4) zaznacza się szybszy spadek z następującym „nasyceniem” spadku dla odkształceń rzędu 2%.

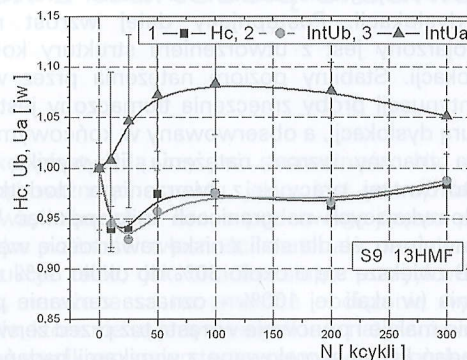
Wyniki badania wpływu deformacji plastycznej na natężenie EMA dla innych materiałów pokazują, że następuje wyraźne poszerzenie obu maksimum obwiedni EMA przy czym całka z tych obwiedni albo wyraźnie maleje (stal P91, spadek o około 40%)[11] albo przechodzi przez maksimum: przypadek stali CSN12021 (maksimum rzędu 10% dla odkształcenia 2%)[9], przypadek żelaza ARMCO (maksimum rzędu 20% dla odkształcenia 5%)[8] oraz przypadek walcowanej stali Fe-2Si (maksimum rzędu 20% dla odkształcenia 2%). Tak więc i dla EMA zasadnicze znaczenia ma analiza zmian kształtu obwiedni chwilowego natężenia tego zjawiska a nie tylko wartość całki.

Zmiany właściwości magneto-akustycznych wynikające z deformacji plastycznej są ewidentnie zależne i od zastosowanej metody wytworzenia stanu zdeformowanego (próba wytrzymałości na rozciąganie w temperaturze pokojowej i próby pełzania w wysokiej temperaturze), a także od stanu materiału. W podsumowaniu wyników badań zmian pola koercji H_c , natężenia EB i EMA w próbie wytrzymałości i pełzania dla stali 13HMF należy zaznaczyć, że zmiany te cechuje szereg charakterystycznych właściwości, ważnych dla diagnostyki procesu uszkodzenia mikrostruktury skutkujących powstaniem deformacji plastycznej.

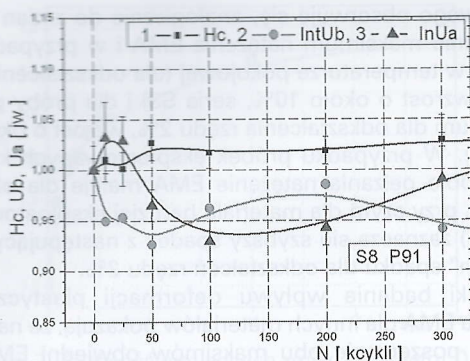
Wyniki badań dla próby zmęczeniowej stali 13HMF i P91

W przypadku wykonywanych prób zmęczeniowych niskocyklicznych do próbki przyłożone było naprężenie przemienne o amplitudzie mniejszej lecz bliskiej granicy sprężystości. Przemienność charakteru zmiany naprężenia powinien mieć i ma wpływ na zmiany w strukturze dyslokacyjnej podczas kolejnych cykli w porównaniu ze zmianami powstałymi dla próby rozciągania czy też próby pełzania (wykonywanej także z dużym poziomem naprężenia).

Wyniki badań dla danej stali przedstawiono w formie syntetycznej, grupując na jednym rysunku wykresy względnych zmian dla pola koercji, całki z natężenia EB i całki z natężenia EMA. Rysunek 11 przedstawia te zależności dla stali 13HMF, a rysunek 12 – dla stali P91.



Rys. 11. Wpływ liczby cykli na: 1 – pole koercji, 2 – natężenie EB, 3 – natężenie Ua; stal 13HMF



Rys. 12. Wpływ liczby cykli na:
1 – pole koercji, 2 – natężenie EB, 3 – natężenie Ua; stal P91

Jak widać, zmiany właściwości magnetycznych w funkcji liczby cykli próby zmęczeniowej i dla stali P91 i dla stali 13HMF cechuje bardzo mała dynamika (na poziomie kilku %) i zmiany te w funkcji liczby cykli nie mają (w większości przypadków) charakteru zmian monotonicznych. Świadczy to o złożonym mechanizmie zmian mikrostruktury dyslokacyjnej. Porównując zmiany danej wielkości fizycznej dla obu gatunków stali w funkcji liczby cykli próby zmęczeniowej można formalnie stwierdzić co następuje. Pole koercji dla stali 13HMF zmienia się oscylując w zakresie spadków (maksymalne obniżenie o około 6%) a dla stali P91 monotonicznie wzrasta (do około 4%). Natężenie EB (całka z obwiedni) dla obu typów stali oscyluje w zakresie spadków i to w bardzo podobny sposób. Pierwsze minimum ma poziom około 7% dla 13 HMF i 8% dla P91, a następujące po tym ekstremum ma wartość podobną dla obu stali (około 3%). Natężenie EMA (całka z obwiedni) zmienia się „łagodnie” dla stali 13HMF – z jednym szerokim maksimum o wartości około 8 % oraz oscylacyjnie dla stali P91 (najpierw występuje „ostre” maksimum o wartości 2%, a następujące po tym szerokie minimum ma wartość minimalną około 7%). W literaturze znaleźć można doniesienia o zmianie pola koercji w trakcie próby zmęczeniowej. W [12] pokazano trzyetapowy, ale systematyczny wzrost pola koercji na poziomie 200% dla stali konstrukcyjnej. Autorzy powiązali te zmiany z bardzo ogólnikowo określonymi trzema stadiami deformacji (małe, średnie i duże). Wyniki badań natężenia EB podczas prób zmęczeniowych świadczą także o oscylacyjnych (nie monotonicznych) zmianach, a zmiany te tłumaczone są specyficznymi zmianami w strukturze dyslokacji. W przypadku stali P91 [13] uzyskano zmiany natężenia EB o charakterze bardzo zbliżonym do naszych wyników. Pierwsze obniżenie natężenia EB tłumaczone jest maleniem drogi swobodnej granic domen na skutek tworzenia się skupisk dyslokacji. Postępujący dalej wzrost natężenia EB kojarzony jest z utworzeniem struktury komórkowej dyslokacji. Stabilny poziom natężenia przez większy okres kontynuacji próby zmęczenia tłumaczony jest stabilną strukturą dyslokacji, a obserwowany w końcowym etapie zmęczenia znaczny wzrost natężenia EB wynika – zdaniem autorów tej pracy – z tworzeniem dodatkowych domen domykających na granicach mikropęknięć. W pracy [15] ujawniono, że dla stali z niską zawartością węgla natężenie EB zwiększa się o około 30% do około 80% zakresu uszkodzenia (w skali tej 100% – oznacza zerwanie próbki), a następnie maleje i ponownie wzrasta tuż przed zerwaniem. Wyniki badań EB są skorelowane z wynikami badań mikrostruktury dyslokacyjnej. Autorzy początkowy wzrost EB tłumaczą reorganizacją dyslokacji i tworzeniem struktur

komórkowych dyslokacyjnych. Następujące dalej malenie natężenia EB wiąże ze zmniejszeniem rozmiarów komórek dyslokacyjnych i dalszym ogólnym wzrostem gęstości dyslokacji i tworzeniem pasm poślizgów, a następujący w końcu próby wzrost natężenia – w trzecim etapie zmęczenia – z tworzeniem mikropęknięć. W miarę jednoznaczny charakter zmian natężenia EB – systematyczne malenie (o około 40%) podczas całej próby zmęczeniowej i wzrost w ostatniej fazie próby uzyskano dla stali EN36 z warstwą nawęglaną [16]. Malenie natężenia EB skojarzone jest ze wzrostem gęstości dyslokacji i tworzeniem skupisk, a także ogólnym wzrostem naprężeń resztkowych o ujemnym znaku (ściskanie) w warstwie nawęglanej. Takie zmiany potwierdziły badania naprężeń metodą dyfrakcji promieni rentgenowskich. Wzrost natężenia w drugim etapie próby zmęczenia ma wynikać z tworzenia struktury komórkowej.

Zmiany w natężeniu EMA podczas prób zmęczeniowych są badane tylko przez ośrodek Gdański. Z tych badań wynika, że natężenie to może obniżyć swoją wartość (stal P91) lub wykazywać w pierwszym okresie tendencję rosnącą, a następnym okresie tendencję malejącą (stal 13HMF). Te różnice mają zapewne związek ze specyfiką struktur dyslokacyjnych obu stali oraz związanym z tymi strukturami stanem naprężeń wewnętrznych. Stal P91 to martenzyt z małym ziarnem i bardzo dużą koncentracją dyslokacji w stanie wyjściowym, a więc dużym poziomem naprężeń wewnętrznych. Stal 13HMF charakteryzuje się strukturą ferrytyczno-perlityczno-bainityczną o względnie dużym ziarnie i małej koncentracji dyslokacji w stanie dostawy, a tym samym niskim poziomem naprężeń wewnętrznych. Jak widać charakter zmian natężenia EB w próbach zmęczeniowych nie jest w pełni wyjaśniony.

Podsumowanie i wnioski

Wyniki badań zmian właściwości magnetycznych w wyniku deformacji plastycznej powstałej w próbie wytrzymałości i próbie pełzania oraz próbie wytrzymałości niskocyklicznej są bardzo złożone w swoim charakterze. Należy przyjąć, że zmiany właściwości magneto-akustycznych są związane ze zmianami w mikrostrukturze, w tym głównie w strukturze dyslokacyjnej. Obie badane stale charakteryzują się specyficznymi właściwościami mechanicznymi i mikrostrukturą. Badano stale w stanie dostawy i w stanie po eksploatacji. Zmiany właściwości magnetycznych w próbach pełzania okazały się być zależne od tego, czy stal była już eksploatowana. Wydaje się to dobrym prognozą dla opracowania magnetycznej metody diagnozowania zmian w mikrostrukturze stali poddanej mechanicznym próbom „uszkodzenia” mikrostruktury. Ze względu na złożoność zmian tych właściwości należy zatem skorzystać z wyników badań „kalibrujących” wykonanych dla danego gatunku stali i to o ściśle zdefiniowanej mikrostrukturze w stanie wyjściowym. Diagnostyka magnetyczna zmian mikrostruktury powstałych w warunkach eksploatacji wymaga także analogicznych kalibracji. Interpretacja związku przyczynowo-skutkowego zmian właściwości magnetycznych ze zmianami w mikrostrukturze (a w szczególności struktury dyslokacyjnej) stali degradowanych w próbach mechanicznych jest zagadnieniem nadal otwartym. Postęp w tym zakresie wiedzy wymaga przeprowadzenia systematycznych badań nie tylko w zakresie zmian w strukturze dyslokacyjnej, ale także i w strukturze magnetycznej badanych stali. Tego typu badania umożliwią jednoznaczną interpretację uzyskiwanych zależności. To zwiększy wiarygodność zaproponowanych procedur nieniszczącego sposobu diagnozowania stanu

materiału z wykorzystaniem technik magnetycznych. Na szczególną uwagę i wdrożenie zasługuje metoda wykorzystująca zjawisko EMA. Można również proponować prowadzenie badań komplementarnych z EMA – np. badanie twardości mechanicznej oraz twardości magnetycznej (jako informacja dodatkowa). Efekt Barkhausena – ze względu na swe mało wyraźne (kilka %) i niemonotoniczne zmiany może być np. użyty do kontroli poziomu naprężeń w badanej konstrukcji.

Literatura

- [1] Micromagnetism and the microstructure of ferromagnetic solids; H. Kronmüller, M. Fähnle; Cambridge University Press, Cambridge, 2003
- [2] Physics of Ferromagnetism, S. Chikazumi, Ed. University Press, Oxford, 1997
- [3] Augustyniak B.: Zjawiska magnetoelastyczne i ich wykorzystanie w nieniszczących badaniach materiałów, Monografia 38, Wyd. Politechnika Gdańska, Gdańsk, 2003
- [4] Augustyniak B.: Podstawy fizyczne wykorzystania własności magnetoelastycznych dla oceny naprężeń wewnętrznych i zewnętrznych materiałów ferromagnetycznych. I Krajowa Konferencja Podstawy Fizyczne Badań Nieniszczących, Gliwice 6 – 8.09.1995; Instytut Fizyki Polit. Gliw.; (1995) s. 5 – 23
- [5] Cleber X., Vincent A.: On the role of residual stresses and dislocations on Barkhausen noise in plastically deformed steel; *NDT&E International*; 37 (2004); s. 439 – 445
- [6] Pal'a J., Stupakov O., Budzovsky J., Tomas I., Novak V.: Magnetic behavior of low-carbon steel parallel and perpendicular directions to tensile deformation; *J. Mag. Mag. Mat.*, 310 (2007) s. 57 – 62
- [7] Dhar A., Clapham L., Atheron D. L.: Influence of plastic deformation on magnetic Barkhausen noise in steel; *NDT&E International*, 34 (2001) s. 507 – 514
- [8] Piotrowski L., Augustyniak B., Chmielewski M., Hristoforou E., Kosmas K.: Evaluation of Barkhausen noise and magnetoacoustic emission signals properties for plastically deformed Armco iron; *IEEE Trans. Magn.*; vol. 46, no. 2 (2010) s. 239 – 242

- [9] Piotrowski L., Augustyniak B., Chmielewski M., Tomas I.: The influence of plastic deformation on the magnetic properties of the CSN123021 grade steel, *J. of Magn. and Magn. Materials*, 321 (2009) s. 2331 – 2335
- [10] Piotrowski L., Augustyniak B., Chmielewski M., Landgraf F. J. G., Sablik M. J.: Impact of plastic deformation on magnetoacoustic properties of Fe-2%Si alloy; *NDT&E International*, 42 (2009) 92 – 96
- [11] Augustyniak B., Chmielewski M., Piotrowski L., Kowalewski Z.: Comparison of properties of magnetoacoustic emission and mechanical Barkhausen effects for P91 steel after plastic flow and creep; *IEEE Transaction on Magnetism*; vol. 44., no 11 (2008) s. 3273 – 3276
- [12] Gorkunov E. S., Savrai R. A., Makarov A. V., Zadvorikin S. M., Smironov S. V., Rogovaya S. A., Solomein M. N.: Application of magnetic and electromagnetic-acoustic methods for assessing plastic deformation under cyclic loading of annealed intermediate – carbon steel; *Russian Journal of Nondestructive Testing*, vol.42, no. 5 (2006) s. 309 – 314
- [13] Baldev R., Jayakumar T., Moorthy V., Vaidynathan S.: Characterisation of microstructures, deformation and fatigue damage of different steels using magnetic Barkhausen emission technique; *Russian Journal of Nondestructive Testing*, vol.37, no. 11 (2001) s. 789 – 798
- [14] Sagar S. P., Parida N., Dobmann S., Bhattacharya D. K.: Magnetic Barkhausen emission to evaluate fatigue damage in low carbon structural steel; *International Journal of Fatigue*, vol. 27 (2005) s. 317 – 322
- [15] Palma E. S., Mansur T. M., Silva Jr S. F., Alverenga Jr A.: Fatigue damage assessment in AISI 8620 steel using Barkhausen noise; *International Journal of Fatigue*, vol. 27 (2005) s. 659 – 665
- [16] Moorthy V., Shaw B. A., Hopkins P.: Magnetic Barkhausen emission technique for detecting the overstressing during bending fatigue in case-carburized En36 steel; *NDE&E International*, vol. 38 (2005) s. 159 – 166

Michał Böhmi, Adam Niestony

Politechnika Opolska, Wydział Mechaniczny, Katedra Mechaniki i Podstaw Konstrukcji Maszyn

Wytrzymałość zmęczeniowa stali S355JR w warunkach obciążeń losowych z wartością średnią

Z uwagi na ciągły rozwój przemysłu energetycznego i aplikację idei „lekkich i bezpiecznych konstrukcji” zauważa się w ostatnich latach znaczące zainteresowanie tematyką doboru materiałów stosowanych na konstrukcje urządzeń, jak również aparatury wpływając pośrednio na własności eksploatacyjne i koszty inwestycji w przemyśle energetycznym. Materiały dobierane są między innymi na podstawie odporności na warunki atmosferyczne, wytrzymałości na możliwie maksymalne obciążenia występujące w danej konstrukcji lub choćby ze względu na dobrą spawalność,

obróbkę plastyczną czy też skrawalność. Nie można tu pominąć ważnego aspektu, jakim jest wytrzymałość zmęczeniowa, która choć brana pod uwagę często plasuje się w randze ważności własności materiału na dalszej pozycji. Konstrukcje takie, jak choćby słupy przesyłowe czy też maszty, narażone są na zmienne obciążenia występujące w czasie, które nie są jedynie wynikiem natężenia wiatru, lecz również wynikiem zmian temperaturowych pomiędzy dniem i nocą lub okresem letnim a zimowym. Wpływ temperatury oraz obciążenia jako wspólnych czynników wpływających