Wiesław WILCZYŃSKI

WPŁYW TECHNOLOGII NA WŁAŚCIWOŚCI MAGNETYCZNE RDZENI MASZYN ELEKTRYCZNYCH

Pracę dedykuję pamięci prof. Zbigniewa Matheisela

STRESZCZENIE *W pracy przedstawiono rozważania nad wpływem niektórych operacji technologicznych podczas wytwarzania rdzeni maszyn elektrycznych na ich właściwości magnetyczne. Badania wykonano na wybranych gatunkach orientowanych i nieorientowanych blach elektrotechnicznych. Zbadano wpływ wykrawania mechanicznego i cięcia za pomocą lasera oraz różnych sposobów pakietowania na straty i charakterystyki magnesowania. Wpływ wykrawania i cięcia badano za pomocą znormalizowanej metody, natomiast wpływ pakietowania, na gotowych rdzeniach magnetycznych stojanów i wirników o różnych wielkościach i kształtach, za pomocą specjalnej opatentowanej metody różnicowej. Szczególnie interesujące są wyniki badań wpływu wycinania laserem. Są to jedne z pierwszych wyników na ten temat na świecie. Inne osiągnięcia autora, to określenie metodą analityczną, szerokości strefy naprężonej wzdłuż linii wykrawania i cięcia oraz wykazanie wpływu różnych sposobów pakietowania na właściwości magnetyczne poprzez badania gotowych pakietów stojanów i wirników.*

Zaproponowano różne możliwości regeneracji utraconych właściwości magnetycznych za pomocą różnych wyżarzeń, zarówno całych pakietów jak i tylko tych obszarów, które zostały w procesie wytwarzania magnetowodu najbardziej naprężone (strefy zębowo - żłobkowej).

Wyniki pracy pozwolą na stosowanie, po uwzględnieniu ekonomicznych aspektów, tylko takich operacji, które zapewnią wykonanie rdzenia magnetycznego powodujące możliwie jak najmniejsze pogorszenie właściwości magnetycznych.

Stwierdzono, że stosując odpowiednie technologie wytwarzania magnetowodów, dbając jednocześnie o kulturę techniczną, można zminimalizować ich szkodliwy wpływ, a przez odpowiednio dobrany sposób wyżarzania całkowicie lub częściowo usunąć. Wyniki pracy umożliwiają ocenę wpływu technologii wytwarzania rdzeni magnetycznych na ich rzeczywiste właściwości magnetyczne oraz możliwości regeneracji poprzez odpowiednie wyżarzanie.

Dla taśm amorficznych i nanokrystalicznych, potwierdzono możliwość sterowania rzeczywistymi właściwościami magnetycznymi poprzez ich wyżarzanie, co powinno zwiększyć zainteresowanie się nimi i ich zastosowanie. Przedstawiono możliwości poprawiania właściwości magnetycznych taśm amorficznych i nanokrystalicznych za pomocą wyżarzania.

1. WSTĘP

Materiały magnetyczne, ze względu na swoje właściwości dzielą się na magnetycznie miękkie i twarde. Materiały magnetycznie miękkie to takie, które magnesują się i rozmagnesowują w stosunkowo słabych polach magnetycznych. Natomiast materiały magnetycznie twarde, wymagają w procesie magnesowania dużej energii zewnętrznego pola magnetycznego. Materiały magnetycznie miękkie odznaczają się wąską pętlą histerezy o małej koercji, twarde odwrotnie, szeroką pętlą i dużą koercją. W przeciwieństwie do miękkich, materiały magnetycznie twarde po namagnesowaniu wykazują silniejsze lub słabsze zewnętrzne pola magnetyczne, na które inne zewnętrzne pola wpływają w znikomym stopniu. Wobec powyższego przyjmuje się, że materiały magnetycznie miękkie to takie, które posiadają koercję ${}_JH_C < 10$ A/m, natomiast twarde ${}_JH_C > 100$ A/m. Materiały, których $10 \text{ A/m} < {}_JH_C < 100 \text{ A/m}$ uważa się za tzw. półtwarde (semi – hard) [93, 94].

Materiały magnetycznie miękkie produkuje się na świecie w dużych ilościach i o różnych właściwościach. Uważa się, że na rynku europejskim istnieje możliwość zbycia każdego roku materiałów magnetycznie miękkich na łączna sumę ok. 6,5 mld euro. Tylko w Europie każdego roku stosowane są w wyrobach i urządzeniach o wartości 250 mld euro [62].

Wymagania stawiane materiałom magnetycznie miękkim wynikają z przyszłego ich zastosowania. Różne wymagania stawia się materiałom magnetycznym stosowanym w energetyce, w elektrotechnice czy elektronice.

W przypadku zastosowania dla potrzeb energetyki, decydują głównie małe straty i duża indukcja magnetyczna. Obwody magnetyczne w energetyce cechują się dużymi rozmiarami i masą (transformatory i generatory o dużych mocach). Dlatego niezmiernie ważne jest aby straty na przemagnesowywanie rdzeni były możliwie jak najmniejsze. Większa indukcja pozwala natomiast zmniejszyć przekrój rdzenia a tym samym jego masę, lub przy tych samych gabarytach zwiększyć moc urządzenia. Materiałami stosowanymi w energetyce są głównie: niskostratne blachy prądnicowe, transformatorowe „konwencjonalne" i o udoskonalonej teksturze (tzw. blachy superorientowane), o dużej indukcji $B_{10} \cong 1{,}95$ T. Coraz większe zastosowanie znajdują taśmy amorficzne i nanokrystaliczne na bazie żelaza i kobaltu [1 – 14, 22 - 26, 28 - 32, 105, 110, 117, 118, 128, 133].

Od materiałów magnetycznie miękkich stosowanych w elektrotechnice z uwagi na mniejsze rozmiary rdzeni magnetycznych, ich większą różnorodność

kształtu i wielkość (maszyny elektryczne, transformatory, dławiki itp.) wymaga się także małych strat i dużej indukcji oraz niskiej ceny. Sprawa małych strat nie jest tak priorytetowa jak w przypadku zastosowań w energetyce. Znaczącym czynnikiem staje się cena, dlatego stosowane materiały cechują się większą różnorodnością właściwości i ceny. Z tego względu największe zastosowanie znalazły: blachy elektrotechniczne nieorientowane o małej i dużej zawartości krzemu o bardziej zróżnicowanych stratach i cenie, a także orientowane, jak również stopy żelaza z niklem i stopy mikrokrystaliczne. W elektronice, wymaganiami, które stawia się, to małe straty, szczególnie w zakresie wysokich częstotliwości, duża indukcja oraz duża przenikalność magnetyczna. Materiałami tymi są stopy żelaza z niklem i kobaltem, ferryty magnetycznie miękkie, stopy amorficzne (na bazie Fe, Ni lub Co) oraz stopy nanokrystaliczne. Stopy nanokrystaliczne ze względu na swoje właściwości i obniżającą się cenę w coraz większym stopniu wypierać będą stopy permalojowe [10, 24, 25, 26, 29, 30, 105, 110, 128, 133].

Z powyższego widać, że większość wymagań, które stawia się materiałom magnetycznie miękkim dotyczy małych strat na jednostkę masy oraz dużej indukcji. Spowodowało to, że prace badawczo – rozwojowe nad materiałami magnetycznie miękkimi rozwijały się w dwóch kierunkach:

– udoskonalania technologii produkcji materiałów konwencjonalnych, takich jak blachy elektrotechniczne, w celu poprawy właściwości magnetycznych (obniżenia strat i wzrostu indukcji). Efektem tych prac było: wzrost czystości stopów, odejście od walcowania na gorąco i walcowanie blach na zimno na coraz mniejsze grubości, produkcja blach orientowanych wg technologii Gossa, opracowanie technologii produkcji blach superorientowanych w celu poprawy stopnia steksturowania oraz rozdrobnienie struktury domenowej w blasze wskutek wprowadzenia powierzchniowych naprężeń mechanicznych za pomocą np. wiązki laserowej [16, 18, 19, 123, 124].
– opracowania nowych materiałów takich jak: stopy amorficzne, mikrokrystaliczne i nanokrystaliczne. Efektem było powstanie rodziny materiałów o najmniejszych stratach nawet przy dużych częstotliwościach i większej indukcji w porównaniu do ferrytów.

Obniżenie strat w rdzeniach magnetycznych stało się możliwe poprzez opracowanie nowych technologii i gatunków materiałów magnetycznie miękkich. Szacuje się bowiem, że na przełomie XX i XXI wieku ok. 5% energii wytworzonej w Europie tracona jest w rdzeniach z materiałów magnetycznie miękkich [62]. Materiały magnetycznie miękkie, stosowane w największych

ilościach, ich technologia produkcji i podstawowe właściwości zostały przedstawione szerzej w rozdziale 2.

Spośród wszystkich materiałów magnetycznie miękkich blachy elektrotechniczne produkowane są na świecie w największych ilościach. W Europie około 80 % wartości wyprodukowanych materiałów magnetycznie miękkich stanowią blachy elektrotechniczne. Pozostałe 20 % stanowią stopy żelaza z niklem, kobaltem, ferryty, stopy amorficzne i nanokrystaliczne oraz kompozyty z proszków żelaza [62]. Najważniejsze parametry blach elektrotechnicznych to: magnetyzacja, straty całkowite, straty histerezowe i wiroprądowe, przenikalność magnetyczna, indukcja szczątkowa, koercja, anizotropia i magnetostrykcja. Jednakże o jakości rdzeni magnetycznych maszyn elektrycznych decydują przede wszystkim charakterystyki magnesowania i strat [15].

Blachy elektrotechniczne są podstawowym materiałem magnetycznie czynnym stosowanym do produkcji magnetowodów maszyn elektrycznych, a ich właściwości mają znaczący wpływ na jakość maszyn i ich koszt [15]. Wszystkie gatunki blach anizotropowych, a także zdecydowana większość blach izotropowych (z wyjątkiem blach bezkrzemowych i o bardzo małej zawartości krzemu) dostarczane są po końcowej obróbce cieplnej, w stanie wolnym od naprężeń wewnętrznych. Blachy od chwili opuszczenia huty są narażone na pogarszanie się właściwości magnetycznych w kolejnych operacjach technologicznych wytwarzania rdzeni. Powstają wtedy naprężenia wywołane przez uderzenia, zginanie i ściskanie w czasie transportu i składowania, przez nieuniknione deformacje struktury w czasie cięcia, wykrawania oraz ściskania przy pakietowaniu. Straty histerezowe zwiększają się przede wszystkim w strefach zdeformowanych, a więc w pobliżu wykrawanych krawędzi. Dotyczy to głównie zębów o małych szerokościach. Na krawędziach cięcia powstają mikrozadziory, które mogą zwierać blachy rdzenia zwiększając straty wiroprądowe. Duży wpływ na straty histerezowe mają również styczne naprężenia mechaniczne wywołane przez ściskanie podczas pakietowania rdzeni np. przy wciskaniu pakietów w kadłub silnika, a także oblewanie pakietów stopem aluminium.

Wszystkie te operacje powodują w różnym stopniu pogorszenie własności magnetycznych tych materiałów, a tym samym i gotowego obwodu magnetycznego. Wobec powyższego, podczas projektowania i wytwarzania pakietowanych i zwijanych z blach rdzeni magnetycznych, należy brać pod uwagę zarówno ich parametry w stanie wyjściowym tzw. katalogowe, jak i w stanie spakietowanym w rdzenie. Aby zminimalizować szkodliwy wpływ tych operacji, należy wystrzegać się takich procesów, które powodują większą ich degradację zastępując takimi, które są mniej szkodliwe. W celu regeneracji właściwości należy wykonać odpowiednie obróbki cieplne, które przywrócą właściwości do stanu pierwotnego lub do niego zbliżonego. Odpowiednio

dobrana obróbka cieplna powinna zapewnić przede wszystkim odzyskanie utraconych właściwości, oraz powinna być możliwie tania.

Inny rodzaj obróbek cieplnych stanowią te, które są niezbędne do tego, aby w procesie wytwarzania materiału magnetycznego zapewnić optymalne właściwości, strukturę krystaliczną lub anizotropię magnetyczną (np. w hucie – walcowni w procesie wytwarzania blach elektrotechnicznych lub taśm amorficznych po procesie odlewania).

Parametry obróbek cieplnych tj. temperatura, czas i szybkość nagrzewania, czas i szybkość studzenia, rodzaj atmosfery gazowej oraz sposób nagrzewania zależą od materiału obrabianego cieplnie oraz celu obróbki.

Taśmy amorficzne i nanokrystaliczne w procesie ich wytwarzania zwijane są w gotowe rdzenie. Dopiero wówczas poddawane są odpowiedniej obróbce cieplnej, której celem jest nadanie rdzeniom ostatecznych właściwości magnetycznych. Tak przygotowany rdzeń często jest zamknięty w obudowie z tworzywa, które zabezpiecza materiał przed utlenianiem i zewnętrznymi naprężeniami mechanicznymi. Rozwijanie rdzenia jest praktycznie niemożliwe. Materiał jest bardzo kruchy (z uwagi na skład chemiczny – dużą zawartość krzemu).

Aktualnie produkowane na świecie materiały magnetycznie miękkie posiadają różne właściwości. Jedne posiadają dużą indukcję nasycenia (Fe oraz stopy Fe – Co i Fe – Si), czasami okupione większymi stratami (np. blachy elektrotechniczne izotropowe i anizotropowe), inne materiały posiadają małe straty nawet przy podwyższonych częstotliwościach ale kosztem mniejszej indukcji nasycenia (taśmy amorficzne, nanokrystaliczne, mikrokrystaliczne, stopy Ni – Fe, ferryty miękkie). Inne ważne właściwości, które decydują o ich zastosowaniu to: koercja, przenikalność magnetyczna, magnetostrykcja, indukcja szczątkowa, itp. podobnie jak dwie poprzednie tj. indukcja i straty nie idą z sobą w parze. Nie ma takiego materiału, który posiadałby jednocześnie wszystkie najlepsze właściwości tj. dużą indukcję nasycenia, małe straty, dużą przenikalność magnetyczną, zerową magnetostrykcję i anizotropię, wąską pętlę histerezy – małą koercję i dużą indukcję szczątkową. Wskazane byłoby przy tym, aby taki materiał magnetyczny posiadał szereg zalet mechanicznych: odpowiednią wytrzymałość, twardość, grubość, dobrą wykrawalność itp. Istnieje grupa materiałów, które mają jedną lub kilka bardzo dobrych wymienionych właściwości lecz pozostałe są gorsze. Blachy elektrotechniczne mają stosunkowo dużą indukcję i przenikalność, dobrą wykrawalność, lecz duże straty przy podwyższonych częstotliwościach. Niektóre np. taśmy amorficzne i nanokrystaliczne ze względu na swoją małą grubość i dużą twardość, pomimo bardzo niskich strat i dużej przenikalności z trudem torują sobie drogę do zastosowania na obwody wirujących maszyn elektrycznych [1, 24, 97, 105, 110].

Właściwości magnetyczne materiału są zdeterminowane w procesie jego produkcji. Najważniejszymi czynnikami, które decydują o jego przyszłych właściwościach są: skład chemiczny, oraz proces technologiczny wytwarzania. Końcowym etapem podczas produkcji jest obróbka cieplna. Zarówno proces technologiczny i ewentualna obróbka cieplna o odpowiednio dobranych parametrach decydują, czy przy danym składzie chemicznym materiał będzie miał małe straty i dużą stromość krzywej magnesowania czyli dużą przenikalność, dużą lub małą anizotropię.

Konstruktor maszyny elektrycznej kieruje się przede wszystkim jej przeznaczeniem, kosztami produkcji i eksploatacji. Pierwszy warunek tj. przeznaczenie maszyny elektrycznej, pozwala określić jej moc, moment, prędkość obrotową, sprawność, zasilanie: prądem stałym lub przemiennym. Drugi, ekonomiczny, decyduje o zastosowanych materiałach, a w efekcie o ilości i cenie zastosowanych materiałów. Oba warunki wzajemnie wykluczają się, dlatego konstruktor najczęściej decyduje się na kompromis.

Konstruktor do obliczeń przyjmuje indukcję i całkowite straty blachy z katalogu producenta lub odpowiedniej normy, bez rozgraniczenia na straty histerezowe i wiroprądowe. Straty w rdzeniu magnetycznym silnika oblicza się wprost ze strat całkowitych zakładając kwadratową ich zależność od indukcji, stosując empiryczne współczynniki wzrostu strat w rdzeniu w stosunku do tych zmierzonych np. w aparacie Epsteina 25 cm. Współczynniki te uwzględniają wpływ technologii wytwarzania rdzenia magnetycznego na jego właściwości magnetyczne, w wyniku której właściwości pogarszają się, ujmują one również różne sposoby jego przemagnesowywania. Zazwyczaj ze względu na różniący się zasadniczo charakter przemagnesowywania straty te koryguje się współczynnikami strat w zębach k_{Fe}^{Z} i w jarzmie k_{Fe}^{J}. Zęby przemagnesowywane są bowiem przemiennie wzdłuż osi zęba z częstotliwością harmonicznej podstawowej, chociaż występują i harmoniczne nieparzyste o znacznie mniejszych amplitudach indukcji. U nasady zębów jarzmo stojana jest przemagnesowywane obrotowo o przebiegu kołowym, w środku wysokości jarzma – eliptycznie, na zewnątrz powierzchni jarzma jednokierunkowo przemiennie [15, 70, 95, 119 – 122]. Wyniki obliczeń weryfikuje za pomocą badań prototypów maszyn elektrycznych i w razie różnic pomiędzy stratami zmierzonymi i obliczonymi korygowane są wartości współczynników k_{Fe}^{Z} i k_{Fe}^{J}.

Przyczyną rozbieżności pomiędzy obliczonymi i zmierzonymi parametrami silników są: niedoskonałość algorytmów obliczeniowych, zmiany właściwości stosowanych materiałów elektrotechnicznych w warunkach pracy magnetowodu wskutek nierównomiernego rozkładu pola i innego niż w próbkach przemagnesowywania, zmiany właściwości pod wpływem temperatury oraz pogarszanie się właściwości magnetycznych w procesie wytwarzania

obwodu magnetycznego [40, 43, 50, 53, 65 - 69, 72, 99 – 104, 129, 130, 135, 145 – 148, 159, 167, 175 - 177]. Dlatego od konstruktora oczekuje się dużego doświadczenia i wiedzy z dziedziny teorii pola elektromagnetycznego, konstrukcji i budowy maszyn oraz materiałoznawstwa elektrotechnicznego.

1.1. Cele pracy

Stwierdzono, że istnieje negatywny wpływ wykrawania blach elektrotechnicznych na ich właściwości magnetyczne i rozkład strumienia magnetycznego [43, 50, 65 - 67, 69, 78, 99 – 101, 103, 130, 175 - 177]. Różne są poglądy co do szerokości powstałej strefy naprężeń w materiale wzdłuż linii wykrawania. Szerokość strefy naprężeń w materiale wyznaczano zwykle metodami inwazyjnymi (np. przez nawiercenie szeregu małych otworów, przez które, nawijano uzwojenia pomiarowe). Nie są znane bezinwazyjne metody jej wyznaczenia. Z uwagi na zastosowanie nowych sposobów wycinania blach za pomocą lasera oraz strumieniem wody pod dużym ciśnieniem (ten ostatni stosowany jest na razie jedynie w warunkach laboratoryjnych) problem wpływu wykrawania blach elektrotechnicznych na właściwości magnetyczne jest ciągle aktualny.

Drugim, dotychczas nie zbadanym zagadnieniem, jest wpływ różnych sposobów scalania wykrojów w pakiety stojanów i wirników. W literaturze można spotkać wyniki badań różnych sposobów scalania jedynie na próbkach pierścieniowych lub paskach [67, 68, 129].

Cel naukowy niniejszej pracy sprowadza się zatem do ustalenia w jakim stopniu różne operacje technologiczne wytwarzania rdzeni magnetycznych z blach elektrotechnicznych pogarszają właściwości magnetyczne. W odróżnieniu od badań innych autorów, w tej pracy wykonano badania wpływu wykrawania za pomocą wykrojnika i lasera na arkuszach 500×500 mm za pomocą znormalizowanej metody. Jako próbkę wyjściową przyjęto do badań celowo tak duży arkusz, albowiem pozwala ze względu na odległości pomiędzy jego krawędziami pominąć ich wpływ na początkowe właściwości magnetyczne. Badanie wpływu cięcia laserem na właściwości magnetyczne blach elektrotechnicznych nie jest dotychczas rozpoznane. Dlatego wyniki badań zamieszczone w tej pracy mają charakter pionierski.

Natomiast badania wpływu różnych sposobów scalania wykrojów w magnetowód, np. za pomocą klamrowania, nitowania, spawania, klejenia, zaciskania itp., wykonano na gotowych wykrojach stojana i wirnika o różnych wielkościach z różnych gatunków blach elektrotechnicznych. Do tego celu opracowano i opatentowano różnicową metodę pomiarową.

Autor zaproponował możliwości regeneracji utraconych właściwości magnetycznych za pomocą różnych obróbek cieplnych zarówno całych pakietów jak i tylko tych obszarów, które zostały w procesie wytwarzania magnetowodu najbardziej naprężone (strefy zębowo - żłobkowej).

W przypadku taśm amorficznych i nanokrystalicznych obróbka cieplna jest nieodłącznym procesem produkcyjnym. Taśmy amorficzne po odlaniu poddawane są wyżarzaniu często w polu magnetycznym, dzięki któremu uzyskują ostateczne właściwości magnetyczne. Natomiast taśmy nanokrystaliczne, uzyskiwane są dzięki wyżarzaniu taśmy amorficznej, w wyniku którego dochodzi do kontrolowanej krystalizacji i rozrostu ziaren do optymalnych wielkości ok. 10...20 nm. W pracy przedstawiono wyniki wpływu obróbki cieplnej na właściwości magnetyczne i krystalizację.

Cel utylitarny dla blach elektrotechnicznych sprowadza się do możliwości wykorzystania wyników badań, tj. wpływu technologii wytwarzania rdzeni magnetycznych maszyn elektrycznych na ich właściwości magnetyczne przez producentów maszyn elektrycznych. Wyniki pracy pozwolą na stosowanie po uwzględnieniu ekonomicznych aspektów tylko takie operacje, które zapewnią wykonanie obwodu, przy możliwie jak najmniejszym pogorszeniu właściwości magnetycznych. Zastosowanie energo- i materiałooszczędnych indukcyjnych obróbek cieplnych powinno przyczynić do wzrostu jakości rdzeni magnetycznych wirujących maszyn elektrycznych.

Dzięki wykazaniu możliwości sterowania końcowymi właściwościami magnetycznymi można zwiększyć zainteresowanie zastosowaniem taśm amorficznych i nanokrystalicznych.

1.2. Zakres pracy

W rozdziale 2 pracy przedstawiono charakterystyki i właściwości blach elektrotechnicznych, podstawowego materiału do produkcji magnetowodów maszyn elektrycznych. Stanowią one największą pozycję w kosztach produkcji, a ich właściwości mają istotny wpływ na poziom techniczny maszyn elektrycznych i ich ekonomiczność [15]. W kolejnych rozdziałach dokonano przeglądu destrukcyjnego wpływu operacji technologicznych wytwarzania rdzeni magnetycznych maszyn elektrycznych na ich właściwości magnetyczne, oraz możliwości ich regeneracji. W rozdziale 3 przedstawiono wpływ wykrawania i wycinania laserem, oraz różnych sposobów pakietowania, na straty i krzywą magnesowania blach elektrotechnicznych. W następnych rozdziałach przedstawiono różne sposoby całkowitej lub częściowej regeneracji właściwości magne-

tycznych, np.: za pomocą wyżarzania z nagrzewaniem indukcyjnym najbardziej zdeformowanej strefy zębowej (rozdz. 4), oraz tzw. obróbki uproszczonej wykrojów. Zbadano również wpływ tego rodzaju obróbek cieplnych na parametry ruchowe silników elektrycznych, których rdzenie magnetyczne wykonano z wykrojów wyżarzonych w różny sposób (rozdz. 5). W rozdziale 6 przedstawiono rolę obróbki cieplnej i jej parametrów jako nieodłącznego procesu technologicznego wytwarzania rdzeni z taśm amorficznych i nanokrystalicznych na ich końcowe właściwości magnetyczne. Końcowe podsumowanie i wnioski przedstawiono w rozdziale 7.

1.3. Metody badań

Tradycyjne metody badań właściwości materiałów magnetycznych stosowane są najczęściej na ściśle określonych obwodach probierczych opisanych w normach krajowych i międzynarodowych. Wyniki takich badań znaleźć można w normach i katalogach wyrobów.

Pomiary właściwości magnetycznych wykonuje się:

- w stałym polu magnetycznym (tzw. charakterystyki statyczne)
- w okresowo przemiennym (tzw. charakterystyki dynamiczne)

Badana próbka w układzie pomiarowym tworzy całość lub część obwodu magnetycznego magnesowanego, najczęściej za pomocą zwojnic z prądem [80, 81]. Ze względu na kształt badanej próbki i obwodu magnetycznego, układy do pomiarów właściwości dzieli się na:

- układy do badania próbek zamkniętych,
- układy do badania próbek otwartych w zamkniętym obwodzie magnetycznym,
- układy do badania próbek otwartych,

Badania najczęściej wykonuje się:

- na próbkach zamkniętych lub prostych w zamkniętym obwodzie magnetycznym. Do pierwszych zaliczamy próbkę pierścieniową, natomiast do drugich aparat Epsteina [34 – 37, 46], permeametry (np. przyrząd do badania pojedynczego arkusza tzw. Single Sheet Tester (SST) [38, 39, 45, 82, 113]). W aparacie Epsteina próbki mają postać pasków, ale ich ułożenie w ramie w kształcie kwadratu powoduje zamknięcie obwodu. W SST próbki mają postać pasów lub arkusza, lecz w tym przypadku

zamknięcie obwodu magnetycznego następuje poprzez dwa jarzma w kształcie litery C.

– w otwartym obwodzie magnetycznym na próbkach prostych umieszczonych w długiej cewce [80, 81].

W celu otrzymania poprawnych wartości charakteryzujących badany materiał magnetyczny, zamknięta próbka pomiarowa powinna spełniać następujące warunki:

– mieć kształt zamknięty o jednostajnym najlepiej kołowym lub prostokątnym przekroju na całym obwodzie,
– pierścień powinien być całkowicie zamknięty bez szczeliny, nie spawany, ani nie łączony w inny sposób,
– materiał próbki powinien być jednorodny,
– dla pierścienia szerokość powinna być mała w stosunku do jego średnicy wewnętrznej. Aby rozkład pola w przekroju był możliwie równomierny stosunek szerokości pierścienia do jego średnicy wewnętrznej powinien wynosić 0,1 – 0,2 [80, 81].

Wadą próbek pierścieniowych jest pracochłonność wykonania, konieczność ich uzwojenia oraz możliwość nadmiernego nagrzewania się uzwojenia i próbek podczas pomiarów w polach magnetycznych o dużych natężeniach..

Wad tych nie posiadają urządzenia, w których już wykonano gotowe uzwojenia. Zaliczamy do nich metody bezjarzmowe, w których zamknięty obwód magnetyczny utworzony jest z pasków badanej próbki np. aparat Epsteina 25 cm, oraz metody jarzmowe, których zamknięty obwód tworzy razem z próbką jarzmo magnetyczne (np. SST). Dzięki tym metodom możemy stosować próbki proste, łatwiejsze do wykonania. Nie jest konieczne również uzwajanie. To spowodowało, że urządzenia te (szczególnie aparat Epsteina 25 cm) znalazły największe zastosowanie przy pomiarach technicznych i seryjnych. Producenci blach elektrotechnicznych określają właściwości magnetyczne swoich wyrobów za pomocą aparatu Epsteina 25 cm, a wyniki zamieszczają w katalogach. Wszystkie ewentualne rozbieżności właściwości magnetycznych powstałe podczas kontroli dostaw blach elektrotechnicznych u odbiorcy, np. w fabryce maszyn elektrycznych, wyjaśniane są w oparciu o wyniki badań za pomocą aparatu Epsteina 25 cm. Oba urządzenia posiadają też i wady. W aparacie Epsteina nie uwzględnia się szczelin w narożach badanej próbki (dodatkowy spadek napięcia magnetycznego) i strumienia rozproszenia, natomiast w SST zakłada się, że spadek napięcia magnetycznego na jarzmach

zwierających i na styku jarzmo - badana blacha stanowił będzie nie więcej niż 3 % [80 - 83, 113, 153].

Wyznaczenie charakterystyk magnesowania w stałym polu magnetycznym polega na magnesowaniu próbki kolejno różnymi co do wartości natężeniami pól i pomiarze odpowiadającej temu indukcji (lub magnetyzacji).

Rozróżnia się trzy metody pomiaru indukcji (magnetyzacji) w próbce:

– metodę balistyczną,
– metodę składowej normalnej (pomiar indukcji w szczelinie),
– metodę magnetometryczną.

Natężenie pola magnetycznego w próbce wyznacza się metodą pośrednią z prądu magnesującego, lub metodą pomiaru bezpośredniego.

Użytkownika najczęściej interesują charakterystyki dynamiczne. Pełne scharakteryzowanie dynamicznych własności magnetycznych wymaga podania rodziny pętli dynamicznych histerezy przy ustalonej jednocześnie grubości próbki, częstotliwości, ustalonym kształcie i czasowym przebiegu pola magnetycznego lub indukcji magnetycznej. Oprócz charakterystyk magnesowania wyznacza się charakterystyki strat najczęściej w funkcji indukcji maksymalnej i częstotliwości.

Bez względu na sposób pomiaru natężenia pola magnetycznego będzie to jego wartość na powierzchni próbki [84]. Najczęściej, w metodach znormalizowanych pomiaru właściwości magnetycznych blach, natężenie pola wyznaczane jest pośrednio z prądu magnesującego zgodnie z prawem przepływu:

$$H(t) \cdot l = i(t) \cdot z_1 \tag{1.1}$$

w którym:

l – jest długością drogi magnetycznej,
z_1 – ilość zwojów w cewce magnesującej,
$H(t)$, $i(t)$ – wartości chwilowe natężenia pola i prądu magnesującego.

W metodzie bezpośredniej najczęściej stosuje się czujniki indukcyjne, rzadziej półprzewodnikowe (hallotrony, magnetorezystory) [81, 85, 86, 87]. Czujniki indukcyjne generują siłę elektromotoryczną, proporcjonalną do pochodnej strumienia magnetycznego skojarzonego z uzwojeniem czujnika w powietrzu zgodnie z prawem indukcji elektromagnetycznej:

$$e_H(t) = -\frac{d\Psi}{dt} = -(zS)_{cz}\,\mu_0\,\frac{dH(t)}{dt} \tag{1.2}$$

w którym:

Ψ – strumień magnetyczny skojarzony z uzwojeniem czujnika,
z – ilość zwojów czujnika,
S_{cz} – przekrój poprzeczny czujnika,
$\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ H/m.

W czujnikach półprzewodnikowych jest wykorzystywane zjawisko wpływu pola magnetycznego na przepływający prąd (hallotrony) lub na opór właściwy (magnetorezystory).

Drugą wielkością jest indukcja magnetyczna, którą wyznacza się najczęściej z siły elektromotorycznej e_B wygenerowanej przez zwoje obejmujące przekrój badanej próbki lub rzadziej za pomocą elektrod stykających się z powierzchnią próbki [85]. Zgodnie z prawem indukcji elektromagnetycznej wartość e_B wyniesie:

$$e_B(t) = -z_2\,\frac{d\phi(t)}{dt} = -z_2 S_{Fe}\,\frac{dB(t)}{dt} \tag{1.3}$$

gdzie:

z_2 – liczba zwojów pomiarowych,
S_{Fe} – przekrój poprzeczny próbki objęty zwojami z_2,
$B(t)$, $\phi(t)$ – chwilowe wartości indukcji i strumienia magnetycznego w próbce.

Moc pola elektromagnetycznego w próbce określa strumień wektora Poyntinga przechodzący przez powierzchnię zamykającą ograniczoną objętość

$$\int_V div(\vec{E} \times \vec{H})dV = \oint_S (\vec{E} \times \vec{H})d\vec{S} \tag{1.4}$$

gdzie:

$\vec{E}, \vec{H}$ – wektory natężenia pola elektrycznego i magnetycznego,
S – powierzchnia próbki.

Z tego równania wynika wzór na gęstość mocy traconej w badanej próbce tzw. straty całkowite na jednostkę masy:

$$P_S = \frac{f}{\gamma} \oint HdB \tag{1.5}$$

w którym:

γ – gęstość materiału,
f – częstotliwość pola magnesującego,
H – składowa styczna pola magnetycznego do powierzchni próbki,
B – średnia wartość indukcji w przekroju poprzecznym próbki.

Wzór 1.5 pozwala określić straty całkowite na jednostkę masy z pola powierzchni pętli histerezy.

Uwzględniając równania 1.1 – 1.3 otrzymujemy:

$$P_S = \frac{1}{m}\frac{z_1}{z_2}\frac{1}{T}\int_0^T i(t)e_B(t)dt \tag{1.6}$$

w którym m – jest zredukowaną masą próbki. W przypadku pomiaru natężenia pola metodą bezpośrednią np. za pomocą czujnika indukcyjnego, straty całkowite na jednostkę masy określone będą wzorem:

$$P_S = \frac{1}{\mu_0 (zS)_{CZ}}\frac{1}{z_2 S_{Fe}}\frac{f}{\gamma}\int_0^T (\int e_H(t)dt)e_B(t)dt \frac{1}{\mu_0 (zS)_{CZ}}\frac{1}{z_2 S_{Fe}}\frac{f}{\gamma}\int_0^T \Psi_H(t)e_H(t)dt \tag{1.7}$$

w którym $\Psi_H(t) = (zS)_{CZ}\mu_O H(t)$ – jest chwilową wartością strumienia skojarzonego z czujnikiem natężenia pola magnetycznego [87].

Pomiar strat może być realizowany poprzez określenie powierzchni pętli histerezy (1.5) lub za pomocą iloczynu skalarnego wielkości elektrycznych [89] lub magnetycznych i elektrycznych [88, 90, 95]. Najczęściej stosowana jest znormalizowana metoda iloczynu skalarnego prądu magnesującego i siły elektromotorycznej indukowanej w uzwojeniu pomiarowym, jest to tzw. metoda

watomierzowa [89, 91, 92]. Oprócz przedstawionych metod pomiaru strat istnieje kilka innych np.: kalorymetryczna, rezonansowa, mostkowa, kompensatorowa. Stosowane są jednak rzadko. Metoda kalorymetryczna pomimo dużej dokładności, wymaga stosowania specjalnego wyposażenia, nie nadaje się do stosowania w warunkach przemysłowych. Metody rezonansowa i mostkowa są mało dokładne i stosowane są rzadko. Metoda kompensatorowa jest mało dokładna. Stosuje się głównie do szybkiej oceny i bieżącej kontroli [91].

Ze względu na nieliniową zależność między indukcją i natężeniem pola magnetycznego w ferromagnetyku, obie wielkości nie mogą mieć takiego samego przebiegu w czasie. W większości urządzeń elektrycznych rdzeń magnetyczny przemagnesowywany jest przy sinusoidalnym przebiegu indukcji i odpowiednio zniekształconym w porównaniu z sinusoidą przebiegiem natężenia pola magnetycznego, albo przy sinusoidalnym przebiegu natężenia pola i „spłaszczonym" przebiegu indukcji. Z tego względu, w zależności od przeznaczenia blachy, pomiary magnetyczne powinno wykonywać się przy odpowiednio wymuszonych przebiegach strumienia magnetycznego lub przepływu [91]. Zapewnienie takich warunków, szczególnie przy dużym nasyceniu próbki ferromagnetycznej jest zadaniem trudnym. Obecnie istnieje możliwość generowania dowolnych przebiegów indukcji i natężenia pola magnetycznego oraz ciągłej kontroli przebiegu. Rozwój przetworników analogowo – cyfrowych zapewnił przekształcenie wartości chwilowej przebiegu analogowego w postać cyfrową łatwą do przesyłania, prezentacji i dokumentacji. Możliwości obliczeniowe procesorów pozwalają na wykonanie złożonych operacji funkcyjnych i cyfrowej prezentacji przebiegów czasowych. Badanie właściwości magnetycznych blach elektrotechnicznych sprowadza się do pomiaru odpowiednich przebiegów metodą próbkowania a wyznaczenie wielkości charakteryzujących właściwości magnetyczne odbywa się na drodze analitycznych przekształceń, analiz i obliczeń numerycznych.

W przedstawionej pracy badania właściwości magnetycznych próbek blach elektrotechnicznych wykonano za pomocą przyrządu do badań pojedynczego arkusza (SST), w aparacie Epsteina 25 cm oraz na gotowych pakietach stojanów i wirników. W pakietach stojanów i wirników z uwagi na ich kształt i wymiary, przekrój poprzeczny na drodze strumienia ulega zmianie. Powoduje to nierównomierne namagnesowanie różnych fragmentów rdzenia pakietu. Dlatego wyniki tych badań należy traktować głównie porównawczo. Sposób wykonania tych badań opisano dokładnie w rozdziale 3.2.

Badania materiałów amorficznych i nanokrystalicznych wykonano na próbkach pierścieniowych.

Wszystkie pomiary właściwości magnetycznych próbek blach elektrotechnicznych, pakietów i próbek pierścieniowych wykonano przy sinusoidalnym

przebiegu indukcji magnetycznej. Pomiary wykonano za pomocą skomputeryzowanego stanowiska MAG – 3.0 i jedynie największe pakiety stojanów o średnicy zewnętrznej powyżej 100 mm za pomocą ferrometru firmy Siemens.

W stanowisku skomputeryzowanym MAG – 3.0 mierzonymi sygnałami były: spadek napięcia $u(t)$ na rezystorze R w obwodzie magnesowania próbki w celu wyznaczenia natężenia pola magnesującego $H_m(t)$ oraz siła elektromotoryczna $e(t)$ indukowana w uzwojeniu pomiarowym próbki. Mierzone sygnały pozwalały na drodze odpowiedniej obróbki, wyznaczyć wielkości charakteryzujące właściwości magnetyczne badanego obiektu. W procesie przetwarzania podawane są na wzmacniacze wejściowe, dopasowujące poziomy analogowych sygnałów wejściowych do poziomów wymaganych przez układy cyfrowe. Po dopasowaniu, sygnały poddawane są próbkowaniu w przetwornikach próbkująco – pamiętających, a następnie kwantowaniu w przetworniku A/C przełączanym na kolejne kanały pomiarowe przez multiplekser. Uzyskane przebiegi mierzonych sygnałów w postaci cyfrowej poddawane są określonym procedurom obliczeniowym i na ich podstawie wyznaczane są odpowiednie parametry wymaganych wielkości. System pracuje w trybie „on line", w którym komputer za pomocą specjalnego oprogramowania kieruje procesem pomiarowym, wykonuje obliczenia, steruje wymuszeniem odpowiedniego namagnesowania badanej próbki, prezentacją wyników i ich dokumentowaniem. Wymuszenie namagnesowania badanej próbki odbywało się na drodze syntezy cyfrowej [111]. Sposób ten pozwala wygenerować przebieg praktycznie o dowolnym kształcie, który poprzez wzmacniacz mocy powoduje namagnesowanie próbki.

1.3.1. Niepewność pomiarów właściwości magnetycznych [138]

Pomiary właściwości magnetycznych są trudne i złożone. Wyznaczenie strat całkowitych na jednostkę masy blachy elektrotechnicznej odbywa się przy określonej częstotliwości, indukcji w próbce oraz przy sinusoidalnym wymuszeniu strumienia magnetycznego. Spełnienie tych warunków bywa czasami trudne, zwłaszcza zapewnienie przemagnesowywania przy wymuszonym sinusoidalnie zmiennym strumieniu magnetycznym. Wyznaczenie indukcji w przemagnesowywanej próbce za pomocą ferrometru Siemensa odbywało się pośrednio na podstawie pomiaru skutecznej i średniej wartości napięcia U_2 w uzwojeniu wtórnym. W przypadku pomiarów wykonywanych na stanowisku skomputeryzowanym MAG – 3.0 wymuszenie namagnesowania realizowano na drodze syntezy cyfrowej. Sposób ten pozwolił wygenerować przebieg sinusoidalny w badanej próbce z dokładnością $\pm$ 0,01 % [111].

Wyznaczenie częstotliwości podstawowej harmonicznej pola magnetycznego w próbce polegało na bezpośrednim pomiarze częstotliwości napięcia zasilającego uzwojenie pierwotne – magnesujące.

Wartość maksymalnej indukcji w badanej próbce wyraża się wzorem:

$$B_{Fe} = \frac{\Phi_{Fe}}{S_{Fe}} = \frac{U_2}{4 f z_2 S_{Fe}} \quad [\mathrm{T}] \tag{1.8}$$

w którym:

U_2 – wartość średnia wyprostowanego napięcia wtórnego [V],
z_2 – liczba zwojów uzwojenia wtórnego,
S_{Fe} – przekrój poprzeczny badanej próbki [m^2].

Pole przekroju badanej próbki oblicza się na podstawie pomiaru masy, długości próbki oraz jej gęstości ze wzorów:

$$S_{Fe} = \frac{m}{4 l \rho} \quad [\mathrm{m}^2] \text{ dla aparatu Epsteina 25 cm} \tag{1.9}$$

$$S_{Fe} = \frac{m}{l \rho} \quad [\mathrm{m}^2] \text{ dla SST} \tag{1.10}$$

w których:

m – masa badanej próbki [kg],
l – długość próbki [m],
ρ – gęstość próbki [kg/m^3].

Moc tracona w badanej próbce po uwzględnieniu mocy wydzielającej się w obwodzie pomiarowym i założeniu, że reaktancja rozproszenia uzwojenia wtórnego X_2 jest bardzo mała wynosi:

$$P_{Fe} = \frac{z_1}{z_2} P_m - \frac{(1{,}111 U_2)^2}{R_i} \quad [\mathrm{W}] \tag{1.11}$$

gdzie:

P_m – moc mierzona np. przez watomierz [W],
z_1 i z_2 – liczba zwojów uzwojeń pierwotnego i wtórnego [Ω],
U_2 – wartość średnia wyprostowanego napięcia wtórnego [V],
R_i – łączna rezystancja przyrządów pomiarowych w obwodzie wtórnym [Ω].

Natomiast straty całkowite na jednostkę masy dla SST równe są:

$$P_S = \frac{P_{Fe}}{m_a} = \frac{l}{ml_m} P_{Fe} \text{ [W/kg]} \tag{1.12}$$

gdzie:

m – masa próbki [kg],
l_m – umowna efektywna długość drogi strumienia magnetycznego [m],
l – długość próbki [m],
m_a – masa efektywna badanej próbki [kg].

Natężenie pola magnesującego wyznacza się ze spadku napięcia $u(t)$ na rezystorze R w obwodzie magnesującym próbkę:

$$u(t) = \frac{l_m}{z_1 R} H(t) \tag{1.13}$$

Wartość maksymalną natężenia pola magnetycznego oblicza się ze wzoru:

$$U_H = \frac{l_m H_m}{z_1 R} \tag{1.14}$$

w którym:

l_m – jest umowną długością drogi magnetycznej w badanej próbce (dla SST $l_n = 0{,}45$ m, dla aparatu Epsteina 25 cm $l_m = 0{,}94$ cm),
z_1 – liczba zwojów uzwojenia magnesującego,
R – wartość rezystancji dokładnego rezystora [Ω].

Przy pomiarach pośrednich wielkości Y związanej z wielkościami $X_1 \ldots X_i$ wynik pomiaru jest więc funkcją wielu zmiennych:

$$Y = f(X_1 \ldots X_i) \tag{1.15}$$

W której X_i są wynikami cząstkowymi nieskorelowanymi. Niepewność złożoną standardową oblicza się wówczas ze wzoru:

$$\Delta_{SC} Y = \pm \sqrt{\left(\sum_{i=1}^{m} \frac{\partial Y}{\partial X_i} \Delta_{SC} X_i \right)^2} \tag{1.16}$$

gdzie $\Delta_{SC} X_i$ są niepewnościami standardowymi cząstkowymi pomiarów poszczególnych wartości X_i.

Niepewność rozszerzoną pomiarów magnetycznych oblicza się ze wzoru:

$$\Delta_C Y = k \Delta_{SC} Y \tag{1.17}$$

w którym współczynnik k zależy od poziomu ufności. Dla poziomu ufności $p = 0{,}95$ współczynnik $k = 2$, natomiast dla $p = 0{,}99$; $k = 3$.

Dla pomiarów realizowanych za pomocą stanowiska komputerowego, niepewność bezwzględną rozszerzoną na poziomie ufności $p = 0{,}95$ ($k = 2$) obliczano ze wzorów:

$$\Delta_{SC} B_m = k \sqrt{\left(\frac{\partial B_m}{\partial m} \Delta m \right)^2 + \left(\frac{\partial B_m}{\partial l} \Delta l \right)^2 + \left(\frac{\partial B_m}{\partial U_2} \Delta U_2 \right)^2 + \left(\frac{\partial B_m}{\partial f} \Delta f \right)^2} \tag{1.18}$$

$$\Delta_{SC} P_s = k \sqrt{\left(\frac{\partial P_s}{\partial P_m} \Delta P_m \right)^2 + \left(\frac{\partial P_s}{\partial l} \Delta l \right)^2 + \left(\frac{\partial P_s}{\partial m} \Delta m \right)^2} \tag{1.19}$$

$$\Delta_{SC} H_m = k \sqrt{\left(\frac{\partial H_m}{\partial U_H} \Delta U_H \right)^2 + \left(\frac{\partial H_m}{\partial R_m} \Delta R_m \right)^2} \tag{1.20}$$

Niepewność długości Δl i masy Δm określono ze wzoru: $\Delta(\overline{X}) = tS(\overline{X})$. W którym t jest parametrem rozkładu t - Studenta zależnym od poziomu ufności p i liczby stopni swobody, $S(\overline{X})$ średnie odchylenie kwadratowe długości lub masy. Natomiast niepewność wskazań napięcia, prądu i mocy określono ze wzoru: $\Delta X = \frac{\Delta_g X}{\sqrt{3}}$. W którym $\Delta_g X$ jest niedokładnością graniczną przyrządu.

Natomiast względna niepewność rozszerzona wynosi:

– dla indukcji magnetycznej

$$\delta B_m = \frac{\Delta_{SC} B_m}{B_m} \cdot 100\% \le 1\% \tag{1.21}$$

– strat całkowitych na jednostkę masy

$$\delta P_s = \frac{\Delta_{SC} P_s}{P_{Fe}} \cdot 100\% \le 1{,}5\% \tag{1.22}$$

– natężenia pola magnesującego

$$\delta H_m = \frac{\Delta_{SC} H_m}{H_m} \cdot 100\% \le 0{,}5\% \tag{1.23}$$

Dla pomiarów właściwości pakietów realizowanych za pomocą ferrometru Siemensa wartość niepewności bezwzględnej rozszerzonej na poziomie ufności $p = 0{,}95$ obliczano dla wartości indukcji magnetycznej ze wzoru (1.18), wartości natężenia pola magnetycznego ze wzoru (1.20). Natomiast straty całkowite ze względu na dodatkowe straty w obwodzie pomiarowym obliczono ze wzoru:

$$\Delta_{SC} P_s = k\sqrt{\left(\frac{\partial P_s}{\partial P_W}\Delta P_W\right)^2 + \left(\frac{\partial P_s}{\partial l}\Delta l\right)^2 + \left(\frac{\partial P_s}{\partial m}\Delta m\right)^2 + \left(\frac{\partial P_s}{\partial U_2}\Delta U_2\right)^2 + \left(\frac{\partial P_s}{\partial R_i}\Delta R_i\right)^2} \tag{1.24}$$

Względna niepewność rozszerzona dla wyników pomiarów wyniosła:

– dla natężenia pola magnesującego

$$\delta H_m = \frac{\Delta_{SC} H_m}{H_m} \cdot 100\% \le 3\% \tag{1.25}$$

– dla indukcji magnetycznej

$$\delta B_m = \frac{\Delta_{SC} B_m}{B_m} \cdot 100\% \le 2\% \tag{1.26}$$

– dla strat całkowitych na jednostkę masy

$$\delta P_s = \frac{\Delta_{SC} P_s}{P_{Fe}} \cdot 100\% \le 3\% \tag{1.27}$$

2. MATERIAŁY MAGNETYCZNIE MIĘKKIE

Z uwagi na dużą różnorodność produkowanych i stosowanych materiałów magnetycznie miękkich w rozdziale omówiono jedynie te, które produkowane są w największych ilościach oraz znalazły najszersze zastosowanie.

2.1. Blachy elektrotechniczne

Blachy elektrotechniczne są podstawowym materiałem magnetycznie czynnym stosowanym w produkcji magnetowodów maszyn elektrycznych, a ich właściwości mają znaczący wpływ na jakość maszyn i ich koszt [15]. Od początku lat dziewięćdziesiątych do chwili obecnej produkcja światowa tych materiałów ustabilizowała się na poziomie ok. 5,0 mln ton rocznie. Pomimo dającego się zauważyć spadku produkcji w przemyśle hutniczym na świecie, który nie ominął blach elektrotechnicznych, materiał ten ciągle produkowany jest w największych ilościach pośród wszystkich materiałów magnetycznie miękkich.

Do lat siedemdziesiątych w wielu zakładach blachy elektrotechniczne wytwarzano poprzez walcowanie na gorąco. Polegało to na odlewaniu wlewków i walcowaniu ich na gorąco na pasma, które po cięciu na tzw. blachówki przewalcowywano poprzecznie na grubość 2-3 mm. Uzyskane tzw. „placki" walcowane były na grubość końcową 0,35 - 0,5 mm w kolejnych kilku walcowaniach. Zawartość Si w blachach wynosiła od 0,5 do 4,5 %. Blachy o najwyższej zawartości krzemu mające straty na jednostkę masy $P_{1,0/50}$ ok. 1,3 W/kg i $P_{1,5/50}$ ok. 3,3 W/kg oraz indukcję B_{2500} ok. 1,4 T, przeznaczone były do budowy transformatorów (blachy transformatorowe), zaś blachy o mniejszej zawartości krzemu i większych stratach służyły głównie do produkcji obwodów magnetycznych maszyn wirujących (tzw. blachy nieorientowane lub prądnicowe).

Obecnie, blachy elektrotechnicznie produkuje się metodą walcowania na zimno z pominięciem walcowania wlewków na gorąco. Technologia wytwarzania walcowanych na zimno blach elektrotechnicznych wykorzystuje procesy ciągłe. Wlewki, walcuje się na kęsiska płaskie o grubości 150 – 220 mm i szerokości 800...1200 mm. Następnie walcuje się najczęściej na wieloklatkowej walcowni ciągłej do grubości 2 - 2,2 mm i zwija w kręgi. Walcowanie na zimno wykonuje się na walcarkach nawrotnych lub wielo-

klatkowych. Parametry walcowania na zimno: gniot, prędkość, smarowanie, oraz warunki końcowej obróbki cieplnej zależą głównie od składu chemicznego i rodzaju blachy (anizotropowa, izotropowa). W latach osiemdziesiątych wprowadzono technologię ciągłego odlewania. Polega ona na odlewaniu blach na grubość od kilku do kilkunastu milimetrów a następnie kilkakrotnemu walcowaniu na zimno z określonym zgniotem.

W latach trzydziestych, w oparciu o patent N.P. Gossa (1934 r.) rozpoczęto produkcję blach transformatorowych o ziarnie orientowanym [16, 17]. Polega ona na walcowaniu na zimno w dwóch etapach stali o zawartości 3 % Si. Po pierwszym walcowaniu materiał jest poddany wyżarzaniu rekrystalizującemu, po drugim, wyżarzaniu w temperaturze ok. 1100 °C. Podczas tego drugiego wyżarzania zachodzi rekrystalizacja wtórna. Dzięki obecności bardzo drobnych wydzieleń obcych faz (azotków, glinu, krzemu), które na początku nagrzewania hamują rozrost ziaren, potem w trakcie dalszego nagrzewania ulegają rozpuszczeniu i umożliwiają rozrost ziaren o orientacji bliskiej (110) [001], kosztem otaczających je innych drobnych ziaren. Wynikiem jest powstanie ziaren o wymiarach 1...5 mm i orientacji zbliżonej do kierunku walcowania. Średnie odchylenie kierunku łatwego magnesowania krystalitów od położenia idealnego wynosi 7°. Magnetyczna struktura domenowa charakteryzuje się domenami o wymiarach zbliżonych do grubości blachy a rozdzielające je ściany Blocha przechodzą przez całą grubość blachy i są równoległe do kierunku walcowania [78]. Powstała tekstura związana jest z bardzo silną anizotropią i najlepszymi właściwościami magnetycznymi wzdłuż kierunku walcowania. Pierwszymi walcowniami, które uruchomiły produkcję blach według tego patentu były firmy amerykańskie: Allegheny Ludlum Steel Corp., Armco Steel Corp. i United States Steel Corp. Pod koniec lat pięćdziesiątych i w sześćdziesiątych rozpoczęto produkcję blach transformatorowych w niektórych krajach Europy zachodniej oraz w Japonii w oparciu o licencję firmy Armco [17]. W kraju produkcję blach orientowanych walcowanych na zimno uruchomiono w połowie lat siedemdziesiątych na licencji Allegheny Ludlum Steel Corp. (USA).

Jakość blach elektrotechnicznych jest stale udoskonalana. Od 25 lat zdecydowany prymat w produkcji i udoskonalaniu blach posiadają Japończycy. Osiągnięciem producentów japońskich jest wytwarzanie od lat siedemdziesiątych tzw. blach superorientowanych. Dzięki coraz większej czystości materiału i zmniejszeniu średniego odchylenia kierunku łatwego magnesowania blach orientowanych (z 7° do 3° w stosunku do kierunku walcowania), uzyskano wzrost indukcji (B_{1000} ~ 1,95 T) i obniżkę strat całkowitych do $P_{1,5/50}$ = 0,6 W/kg i $P_{1,7/50}$ = 0,90 W/kg [18, 96].

Kolejnym czynnikiem, który pozwolił znacznie zmniejszyć straty w blachach anizotropowych było wywołanie na powierzchni blach niewielkich

naprężeń mechanicznych, które w sposób istotny wpłynęły na strukturę domenową i w konsekwencji na wielkość magnetostrykcji oraz straty. Naprężenia ściskające działają niekorzystnie, natomiast niewielkie naprężenia rozciągające powodują zmniejszenie szerokości domen domykających. Nakładając na powierzchnię blachy odpowiednie powłoki naprężające lub działając skoncentrowanym promieniem lasera, uzyskuje się na całej powierzchni lub lokalnie wzrost gęstości dyslokacji. Efektem tego, może być 3...4 krotne zmniejszenie szerokości domen o orientacji 180°, zmniejszenie strat całkowitych na jednostkę masy nawet o 0,2 W/kg ($P_{1,7/50} \leq 0,80$ W/kg i wzrost indukcji do $B_{1000} \geq 1,95$ T [17, 48, 96, 109, 123, 124].

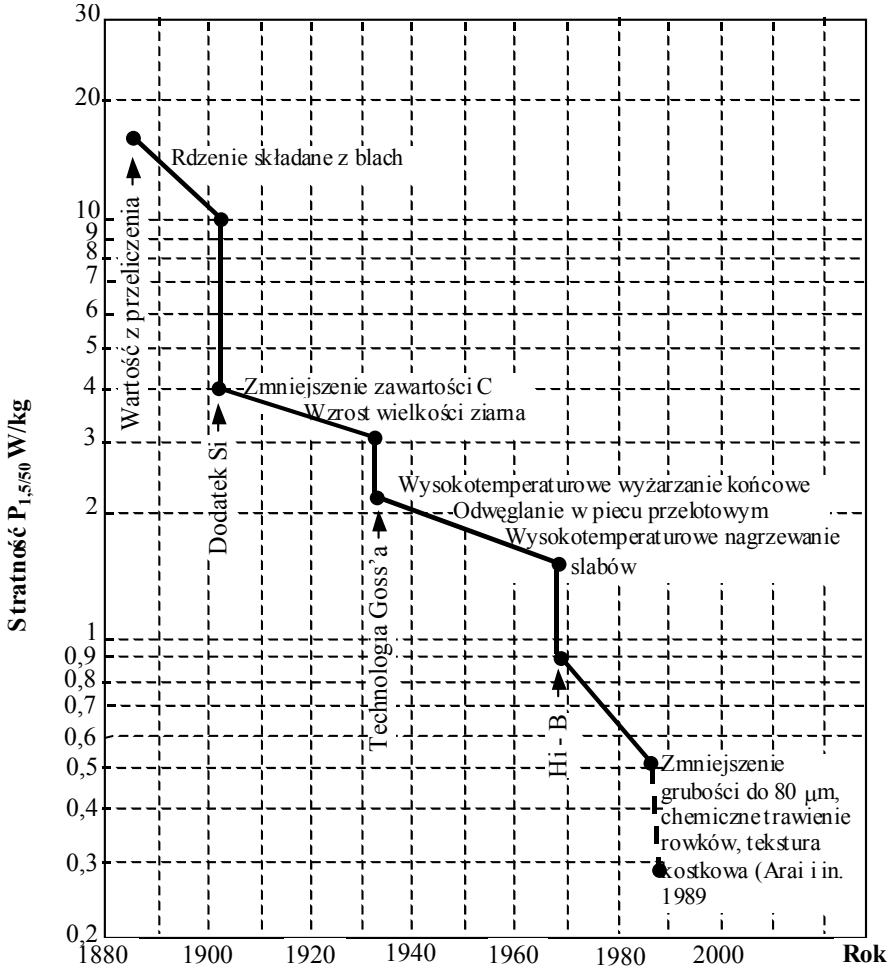
Lokalne, punktowe nagrzewanie powierzchni blachy wiązką laserową nie powinno powodować uszkodzenia powłoki elektroizolacyjnej poprzez jej odparowanie. Albowiem po nałożeniu uzupełniającej powłoki, należałoby zastosować jej wypalenie w temperaturze poniżej 550 °C. Blachy po takiej obróbce nie mogą być poddawane wyżarzaniu odprężającemu, ponieważ struktura domenowa powraca wówczas do stanu pierwotnego i efekt obróbki laserowej zostaje zniweczony. Problem rozdrobnienia struktury domenowej w blachach wymagających wyżarzania odprężającego rozwiązano za pomocą wprowadzenia do blachy lokalnych liniowych odkształceń przy użyciu specjalnych profilowanych walców lub stosując wąski strumień plazmy. Po wyżarzaniu odprężającym w blasze o doskonałej orientacji powstają odmiennie zorientowane mikroziarna w sąsiedztwie których obserwuje się domeny o odwrotnej magnetyzacji, dzięki czemu struktura domenowa ulega rozdrobnieniu.

Rozwój i postęp w produkcji blach orientowanych na świecie przedstawiono na rys.2.1.

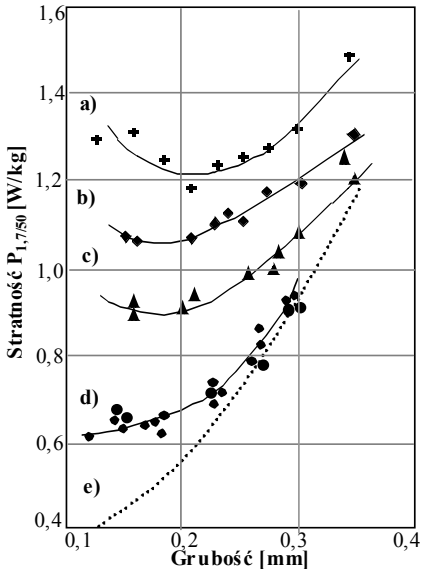
Gatunek blach transformatorowych superorientowanych jest różnie oznaczany przez producentów; Nippon Steel Corp. oznacza tego typu blachy symbolem Hi-B, Kawasaki Steel Corp. - symbolem RGH, EBG Bochum - symbolem ORSI ®H lub ORSI ®HL; bywa też stosowana nazwa HGO (high grain oriented).

Innym parametrem, który umożliwia obniżenie strat całkowitych jest zmniejszanie grubości blach. Na rysunku 2.2 pokazano wpływ grubości na straty blachy orientowanej i superorientowanej.

W blachach orientowanych jakość jest związana z nadaniem materiałowi zorientowanej struktury, powodującej powstanie korzystnej anizotropii właściwości i obniżenie strat w kierunku walcowania oraz zmniejszeniem grubości. W blachach nieorientowanych postęp jakościowy należy przypisać głównie opanowaniu produkcji blach oraz większej czystości chemicznej [17].



Rys.2.1. Wpływ usprawnień technologicznych na straty całkowite na jednostkę masy blach elektrotechnicznych [18]



Rys.2.2. Zależność strat całkowitych na jednostkę masy od grubości blachy dla różnych rodzajów blach elektrotechnicznych [19]:

a) blacha z Huty T. Sendzimira, b) blacha konwencjonalna, c) blacha o ziarnie super-orientowanym, d) materiał wytworzony laboratoryjnie, e) krzywa teoretyczna

Tabela 2.1

Właściwości blach o ziarnie zorientowanym prod. Stalprodukt S.A. wg katalogu 98]

Gatunek w IEC 404g-8-7	Grubość [mm]	Maksymalna stratność zmierzona przy 1,5 T [W/kg]	1,7 T	Minimalna indukcja magnetyczna [T] przy H=800 A/m	Minimalna wartość współczynnika zapełnienia
Materiał o normalnych własnościach					
089-27-N5	0,27	0,89	1,40	1,75	0,950
097-30-N5	0,30	0,97	1,50	1,75	0,955
111-35-N5	0,35	1,11	1,65	1,75	0,960
Materiał o obniżonej stratności					
130-27-S5	0,27		1,30	1,78	0,950
140-30-S5	0,30		1,40	1,78	0,955
155-35-S5	0,35		1,55	1,78	0,960

Tabela 2.2

Właściwości blach izotropowych krzemowych prod. Stalprodukt S.A. wg katalogu [98]

Gatunek	Grubość [mm]	Maksymalna stratność (W/kg) przy 1,5 T	1,0T	Minimalna indukcja (T) przy natężeniu pola H 2500 [A/m]	5000 [A/m]	Anizo-tropia stratności [%]	Współ-czynnik zapełnienia	Teoretyczna gęstość materiału [kg/dm^3]
EP 330-50A	0,35	3,30	1,30	1,49	1,60	+ 18	0,95	7,65
EP 350-50A	0,50	3,50	1,50	1,50	1,60	+ 14	0,97	7,65
EP 400-50A		4,00	1,70	1,51	1,61			
EP 470-50A		4,70	2,00	1,52	1,62	+12		7,70
EP 530-50A		5,30	2,30	1,54	1,64			7,75
EP 600-50A		6,00	2,60	1,55	1,65			
EP 700-50A		7,00	3,00	1,58	1,68			7,80
EP 800-50A		8,00	3,60	1,58	1,68			
EP 530-65A	0,65	5,30	2,30	1,52	1,62	+14	0,97	7,70
EP 600-65A		6,00	2,60	1,54	1,64	+12		
EP 700-65A		7,00	3,00	1,55	1,65			7,80
EP 800-65A		8,00	3,60	1,58	1,68			

Wprowadzenie procesu ciągłego odlewania blach przyczyniło się do obniżenia kosztów i zwiększenia produkcji.

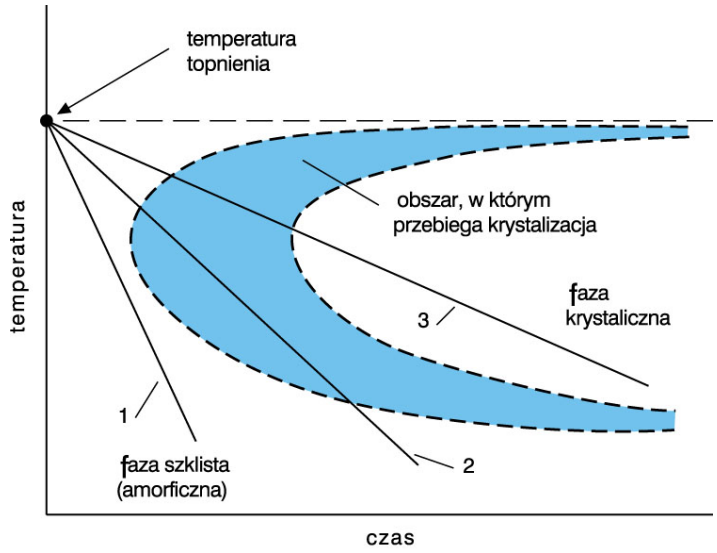
W kraju jedynym producentem blach elektrotechnicznych krzemowych orientowanych i nieorientowanych są Zakłady Przetwórstwa Hutniczego Stalprodukt S.A. w Bochni. W tabelach 2.1 i 2.2 przedstawiono typowe właściwości blach elektrotechnicznych produkcji krajowej. Asortyment blach elektrotechnicznych produkowanych w kraju jest uboższy od tych produkowanych przez przodujących wytwórców na świecie [96, 109]. Poszerzenie asortymentu produkcyjnego wymaga znacznych inwestycji na modernizację i rozbudowę mocno wyeksploatowanych linii produkcyjnych.

2.2. Taśmy amorficzne i drobnokrystaliczne

Coraz szersze zastosowanie w elektrotechnice i elektronice znajdują stopy amorficzne i drobnokrystaliczne [1 - 10, 13, 14, 21 – 29, 30, 105, 110, 127, 128, 133, 158, 171, 173, 174, 178]. Głównymi składnikami są metale przejściowe (T) Fe, Co, Ni lub ich kombinacja i metaloidy (M) jak B, P, C, Si, ponadto układy stopowe metal - metal oraz stopy metali z grupy lantanowców. Skład tych stopów przedstawić ogólnie można wzorem:

$$T_{70\text{-}80}\ M_{30\text{-}20}$$

Taśmy amorficzne uzyskuje się poprzez gwałtowne schłodzenie stopu ze stanu ciekłego. Duża szybkość studzenia ok. 10^6 K/s uniemożliwia krystalizację, dzięki czemu w materiale nie występuje uporządkowanie dalekiego zasięgu (brak struktury krystalicznej) (rys.2.3). Stąd w stopach amorficznych nie ma granic ziaren, dyslokacji i innych defektów typowych dla ciał krystalicznych. Tak szybkie studzenie ciekłych stopów metali uzyskać można poprzez rozpylanie ciekłego stopu lub chłodzenie przez kontakt z podłożem dobrze odprowadzającym ciepło (rys.2.4). W drugiej metodzie ciecz rozpływa się na powierzchni bębna i bardzo szybko krzepnie w postaci cienkiej taśmy o grubości 20...40 μm.

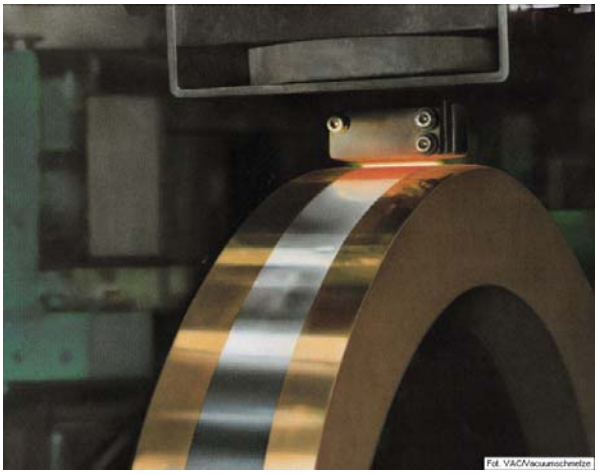


Rys.2.3. Temperaturowo-czasowa charakterystyka krystalizacji materiału [24]:

1 - charakterystyka schładzania (duża prędkość) dla uzyskania materiału amorficznego; 2 - częściowo skrystalizowanego; 3 - skrystalizowanego całkowicie.

Brak struktury krystalicznej jest powodem nieporządku w budowie stopu. Rozróżnia się dwa rodzaje nieporządku struktury amorficznej: topologiczny i chemiczny. Nieporządek topologiczny wynika z różnych odległości międzycząsteczkowych spowodowanych brakiem powtarzającego się ułożenia geometrycznego atomów. Natomiast nieporządek chemiczny spowodowany jest przypadkowym rozkładem poszczególnych składników stopu amorficznego.

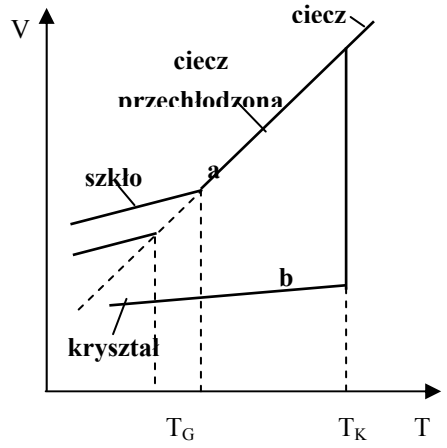
W procesie produkcji taśmy amorficznej powstają różnego rodzaju naprężenia. Te, które powstały wskutek różnych szybkości krzepnięcia w różnych obszarach stopu amorficznego, określa się jako naprężenia lokalne dalekiego zasięgu o rozmiarach 1...200 μm. Rozchodzą się promieniście i mogą mieć charakter ściskający i rozciągający. Naprężenia bliskiego zasięgu o rozmiarach 5...300 nm mają charakter dipolowy. Naprężenia me-



Rys.2.4. Produkcja taśmy amorficznej poprzez gwałtowne schłodzenie stopu ze stanu ciekłego w Vacuumschmelze [24].

chaniczne dalekiego zasięgu silnie wpływają na rodzaj i konfigurację struktury domenowej. Natomiast naprężenia bliskiego zasięgu będą centrami, o które zaczepiać się mogą ściany domen. Oba rodzaje naprężeń w znacznym stopniu utrudniają proces magnesowania i przyczyniają się do wzrostu koercji i strat oraz zmniejszenia przenikalności magnetycznej. Aby te właściwości poprawić, należy taśmę amorficzną poddać wyżarzaniu odprężającemu, najlepiej w obecności pola magnetycznego w celu utworzenia anizotropii indukowanej.

Powstałe szkła metaliczne są stopami termodynamicznie niestabilnymi i dążą do przejścia w stan równowagowy – krystaliczny. Przejście to, ma miejsce w temperaturze krystalizacji i nazywa się krystalizacją. Na rysunku 2.5. przedstawiono zmiany objętości stopu podczas zeszklenia w temperaturze T_G (krzywa a), oraz podczas krystalizacji w temperaturze T_K.



Rys.2.5. Zmiany objętości stopu wykazującego skłonności do zeszklenia podczas:
a) chłodzenia szybkiego do stanu amorficznego, b) powolnego do stanu krystalicznego (T_G temperatura zeszklenia, T_K temperatura krystalizacji) [110, 139].

Produkcja taśm amorficznych jest prostsza od produkcji blach elektrotechnicznych. Obejmuje bowiem proces topienia, odlewania i końcowej obróbki cieplnej, bez stosowania walcowania i wyżarzania międzyoperacyjnego. Według szacunkowych ocen producentów taśm amorficznych zużycie energii podczas ich produkcji jest ok. 4...5 razy mniejsze w porównaniu do klasycznych metod produkcji blach elektrotechnicznych [11, 24].

Ograniczeniami w szerokim rozpowszechnianiu tych materiałów są: konieczność obróbki cieplnej gotowych rdzeni zwijanych, duża twardość i kruchość oraz ich mała grubość (ok. 25μm).

Spośród znanych stopów amorficznych, których produkcja opanowana została na skalę przemysłową, największe zastosowanie znalazł stop magnetycznie miękki FeSiB. Produkcję tego stopu pod nazwą Metglas 2605 TCA uruchomiła firma Allied Signal Incorporation (USA) [27]. Produkowane taśmy mają szerokość 215 mm i grubość 25 μm. Produkcja w 1994 r. wyniosła ok. 20 tys. ton, ale możliwości produkcyjne tej firmy są trzykrotnie większe. Stop ten posiada wysoką jakość (gładką i równą powierzchnię) jak i bardzo dobre właściwości magnetyczne: indukcję nasycenia B_s = 1,5 T, koercję H_c < 5 A/m,

przenikalność maksymalną μ_{max} = 120000, przenikalność początkową $\mu_{0,4}$ = 80000, straty całkowite P = 0,2 W/kg przy f = 50 Hz i B = 1,45 T [4, 6, 27, 28].

Dzięki takim właściwościom, a szczególnie dużej indukcji i małym stratom, stop ten znajduje coraz szersze zastosowanie w elektroenergetyce, elektrotechnice i elektronice. Tak dobre właściwości materiału uzyskuje się po obróbce cieplnej w temperaturze ok. 640 K w podłużnym polu magnetycznym o natężeniu $H \geq 800$ A/m. Bardzo ważną właściwością szkieł metalicznych jest niewielki wzrost strat całkowitych na jednostkę masy w zakresie podwyższonych częstotliwości [154, 161 – 165].

Materiały amorficzne ze względu na dużą zawartość Si (do 15 %) nie nadają się do wykrawania metodami klasycznymi. Dopiero opracowanie sposobu cięcia podłużnego i poprzecznego taśm pozwoliło w coraz większym stopniu wykorzystać je do produkcji rdzeni transformatorów pracujących przy częstotliwości do 20 kHz. W latach 1992...94 w USA i Japonii co dziesiąty kupowany transformator miał rdzeń amorficzny [29].

W przypadku bardziej skomplikowanych obwodów magnetycznych maszyn wirujących, w których linie cięcia składają się z łuków i licznych wycięć żłobków oraz zębów, dotychczas znane sposoby nie znalazły zastosowania. Wycinanie wykrojnikiem powoduje kruszenie materiału amorficznego co jest powodem uzyskania postrzępionej linii wycinania a z uwagi na dużą twardość materiału szybkie niszczenie wykrojników. Opatentowana w Australii metoda cięcia taśm amorficznych polega na cięciu strumieniem cieczy kształtów w grubym wcześniej zlaminowanym pakiecie [97]. Metoda ta nie wymaga żadnego grzania (nie stwarza zagrożenia krystalizacji taśmy amorficznej), nie zmienia fizycznych i chemicznych właściwości ciętego materiału. Płaszczyzna cięcia jest bardzo gładka, przez co nie występują lokalne zwarcia pomiędzy laminowanymi warstwami.

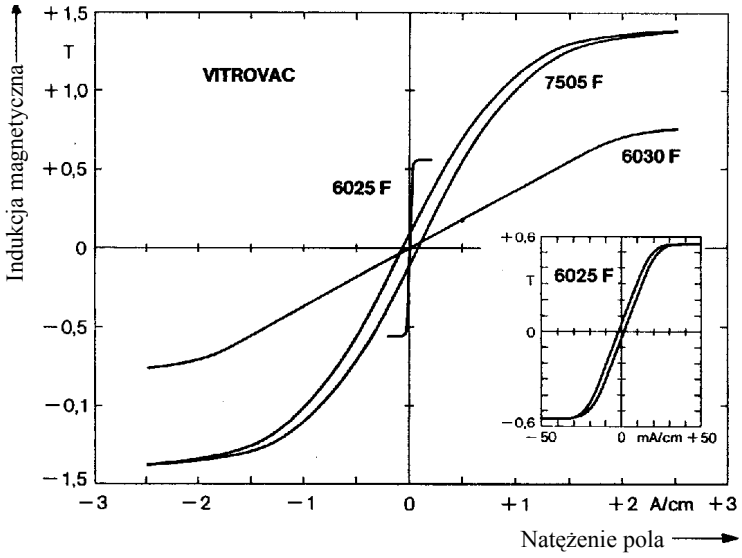
Światowy system energetyczny, w tym i polski wykorzystuje głównie maszyny i transformatory trójfazowe. Specyfika taśm amorficznych, oraz rdzeni z nich wytwarzanych stwarza pewne trudności konstrukcyjne, co w konsekwencji nieco obniża atrakcyjność tego materiału w jednostkach trójfazowych. Trudność wykrawania taśm tradycyjnymi metodami mechanicznymi spowodowała, że rdzenie transformatorów produkuje się w większości metodą zwijania. Takie rdzenie stanowią rozplatane jarzma, w celu umożliwienia otwarcia ich podczas montażu lub demontażu uzwojeń. Rdzenie wymagają mechanicznego usztywnienia i wzmocnienia. Uzwojenia stanowią konstrukcję nośną dla rdzeni zwijanych z taśm amorficznych [172].

Jednakże możliwość 3...4-krotnego obniżenia strat biegu jałowego w stosunku do konstrukcji klasycznej, wykorzystującą blachę krzemową

orientowaną, przy malejącej cenie taśm amorficznych, skłania coraz więcej producentów do stosowania w kolejnych prototypach trójfazowych transformatorów rozdzielczych [166]. W kraju do końca 2000 r. zainstalowano 8 transformatorów rozdzielczych o łącznej mocy ponad 1600 kVA.

Jednymi z największych producentów taśm amorficznych, głównie dla potrzeb elektroniki są Vacuumschmelze GmbH w RFN i Hitachi w Japonii.

Na rysunku 2.6 przedstawiono statyczne pętle histerezy stopów amorficznych prod. Vacuumschmelze GmbH.

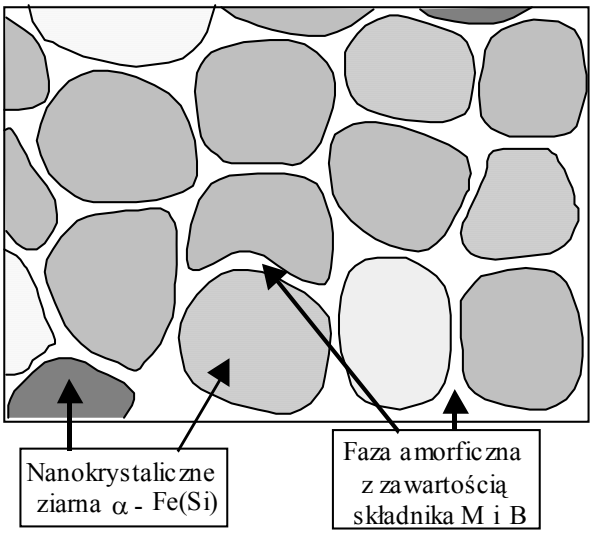


Rys.2.6. Statyczne pętle histerezy stopu amorficznego Vitrovac: 7505F na bazie Fe i 6025F, 6030F na bazie Co [30].

Produkowane taśmy w Vacuumschmelze na bazie Fe pod nazwą Vitrovac 7505 posiadają dużą indukcję nasycenia ok. 1,45 T, natomiast na bazie, Co Vitrovac 6025, 6030, 6150 od 0,55 do 1,0 T. Taśmy amorficzne, z Co posiadają małą magnetostrykcję $\lambda_s < 0{,}2 \cdot 10^{-6}$, natomiast $24 \cdot 10^{-6}$ z Fe. Straty przy częstotliwości 100 kHz i indukcji B = 0,3 T dla stopów z Co wynoszą 100...130 W/kg, natomiast z Fe 150 W/kg.

Krajowym producentem taśm amorficznych na skalę półtechniczną na bazie żelaza, kobaltu i niklu, jest Instytut Metali Nieżelaznych w Gliwicach. Szerokość produkowanych taśm wynosi ok 15 mm, grubość ok. 15 μm. Właściwości taśm amorficznych na bazie żelaza zbliżone są do Metglas 2605 TCA.

Nanokrystaliczne stopy magnetycznie miękkie uzyskuje się poprzez kontrolowaną krystalizację szkieł metalicznych o składzie Fe – M – B (M = Nb, Cu, Hf, Zr, Si). Stopy nanokrystaliczne wytwarzane są w dwóch etapach. W pierwszym wytwarza się taśmę amorficzną o zadanym składzie chemicznym metodą szybkiego chłodzenia. W drugim uzyskane szkło metaliczne wyżarza się w temperaturze 770...870 K. W efekcie uzyskuje się dwufazowy stop żelaza, złożony z kryształów roztworu stałego Si w żelazie α-Fe o średnicach 10...20 nm i przypadkowej orientacji w przestrzeni oraz osnowy amorficznej (zawierającej Fe, M i B) (rys.2.7.). W przypadku najbardziej znanego stopu $Fe_{73,5}Cu_1Nb_3Si_{13,5}B_9$ powstanie krystalitów roztworu α–Fe(Si) o wielkościach 10...20 nm stało się możliwe dzięki obecności w wyjściowym stopie amorficznym atomów Cu i Nb. Mają one różny wpływ na wzrost krystalitów. Atomy Cu stają się centrami zarodkowania, natomiast atomy Nb, o stosunkowo dużym promieniu hamują rozrost ziaren. Nanoziarna tworzą stały roztwór α-Fe(Si), natomiast osnowę amorficzną tworzy stop FeNbB.

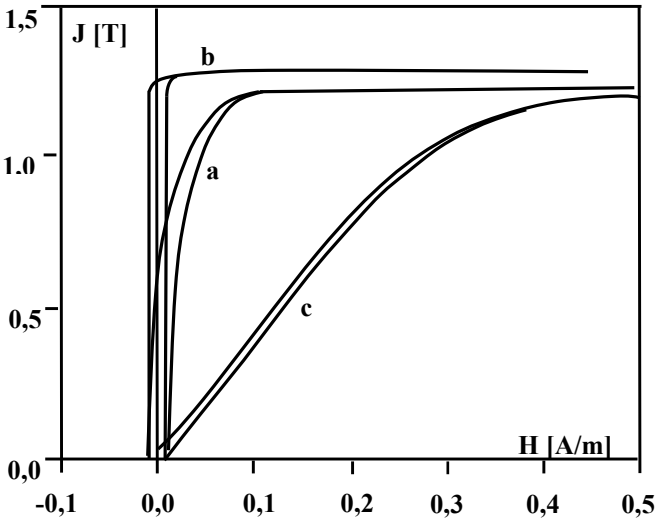


Rys.2.7. Ilustracja faz drobnoziarnistej krystalizacji stopu Fe-M-B (M = Nb, Zr, Hf, Si) wg [14, 31].

W efekcie, właściwości magnetyczne nowego materiału są znacznie lepsze od wyjściowego stopu amorficznego [14, 28, 31, 57, 125 - 127, 149, 150, 179].

Materiał ten posiada małą koercję ($H_C < 1$ A/m), dużą wartość przenikalności magnetycznej początkowej ($\mu_i \approx 100\,000$) i magnetostrykcję bliską zera ($\lambda_s \approx 10^{-6}$). Tak mała koercja i duża przenikalność magnetyczna świadczy, że anizotropia całkowita jest bardzo mała. Dzieje się tak dzięki zmniejszeniu anizotropii magnetokrystalicznej powstałego stopu nanokrystalicznego. Wskutek tak małych rozmiarów ziaren występują między nimi silne oddziały-wania wymienne, obejmujące kilka sąsiednich kryształów. Wymuszają one wzajemnie równoległe położenia momentów magnetycznych. Z kolei anizotropia magnetosprężysta ulega zmniejszeniu wskutek powstania materiału dwufazowego. Wypadkowa magnetostrykcja jest bowiem sumą dwóch magnetostrykcji o przeciwnych znakach. Faza α-Fe(Si), zawierająca kilkanaście % at. Si posiada magnetostrykcję ujemną, natomiast osnowa amorficzna dodatnią [126].

Na końcowe właściwości magnetyczne materiału nanokrystalicznego można wpływać poprzez indukowaną anizotropię magnetyczną stosując wyżarzanie w polu magnetycznym. Rezultatem będzie zmiana kształtu krzywych magnesowania. Pętle histerezy tych materiałów będą mieć różny kształt i nachylenie, a więc różną przenikalność względną od 25000 do 200000 (rys.2.8).

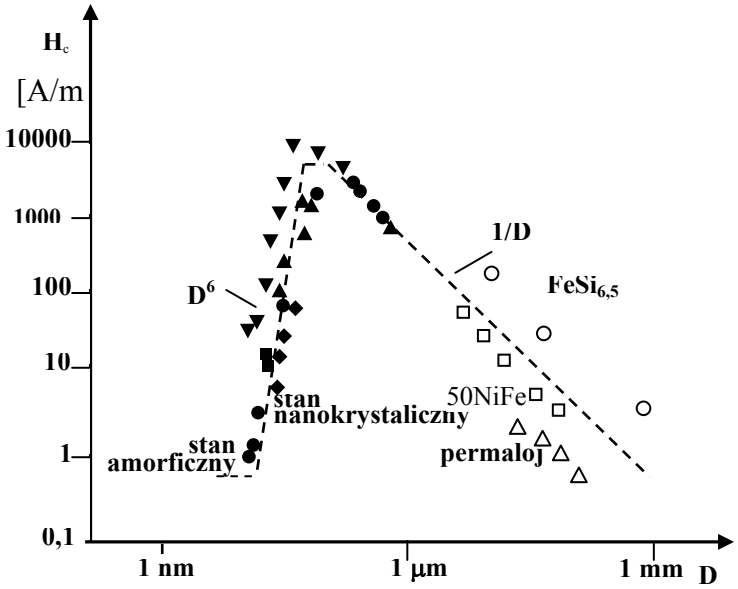


Rys.2.8. Pętle histerezy magnetycznej stopu $Fe_{73,5}Cu_1Nb_3Si_{13,5}B_9$ po wyżarzaniu: w polu magnetycznym [126],

a) podłużnym, c) prostopadłym do osi taśmy, b) bez pola. Temperatura wyżarzania 813 K, czas 3600 s.

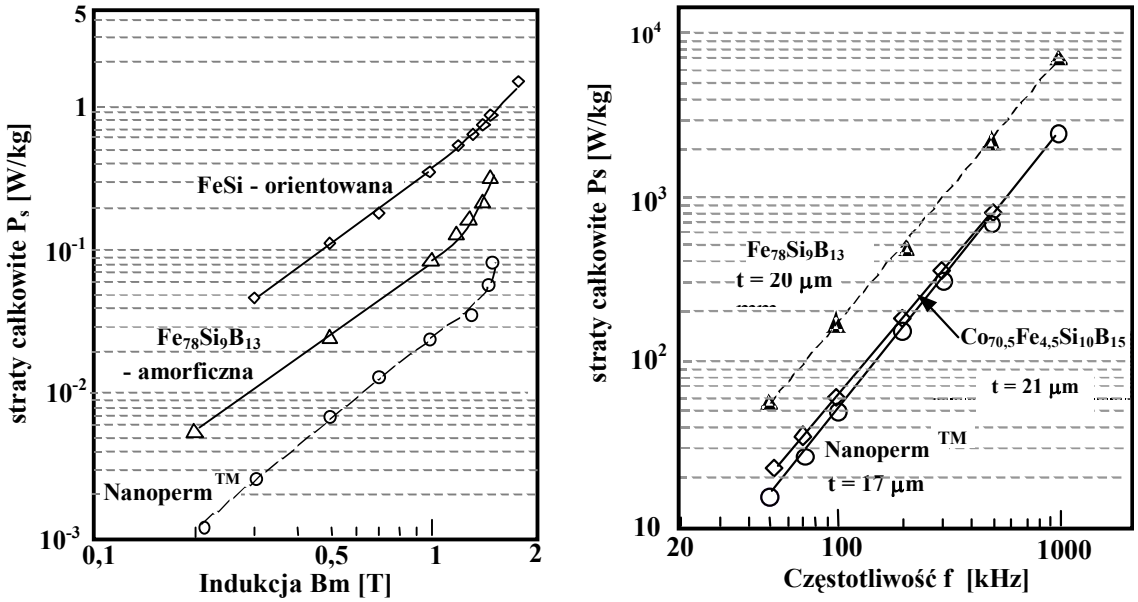
W konwencjonalnych materiałach magnetycznie miękkich, zmniejszenie średnicy ziarna prowadzi do wzrostu koercji, a tym samym wzrostu strat histerezowych (straty wiroprądowe zależą w tych materiałach od rezystywności i jego grubości). Jak wynika z rys.2.9 koercja H_c w stopach nanokrystalicznych do wielkości ziaren $D < 100$ nm, zmienia się według zależności $H_c = f(D^6)$, natomiast dla stopów krystalicznych według $H_c = f(D^{-1})$ [31, 57].

Dzięki dużej zawartości Si posiadają dużą rezystywność (ok. 1 $\mu\Omega$m) co przy jednocześnie ma-



Rys.2.9. Zależność koercji od wielkości ziarna od wielkości ziarna materiału magnetycznie miękkiego [31, 57].

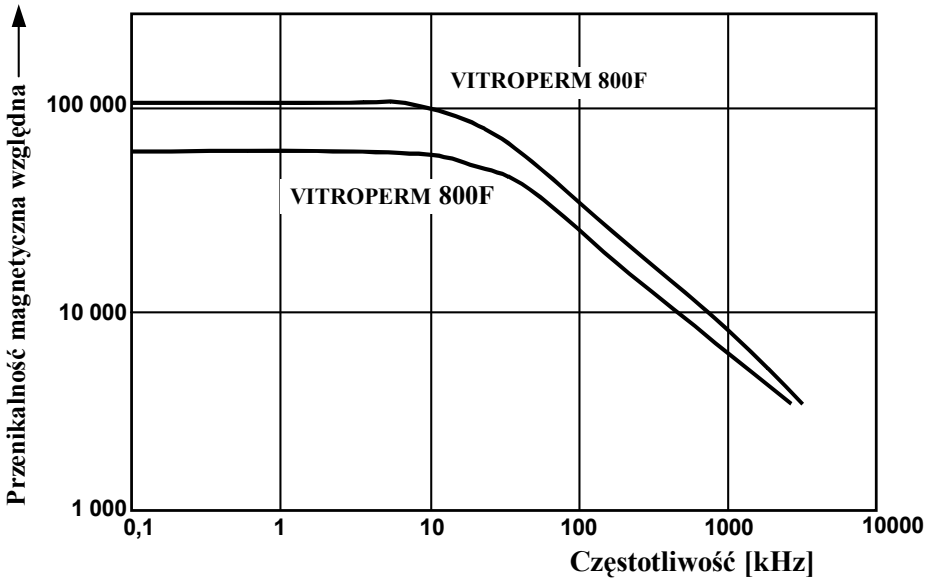
łej grubości taśmy, sprawia, że materiały te wykazują małe straty wiroprądowe nawet podczas przemagnesowywania przy średnich i dużych częstotliwościach (rys.2.10) [14].



Rys.2.10. Straty całkowite stopu nanokrystalicznego Nanoperm ($Fe_{85,6}Nb_{3,3}Zr_{3,3}B_{6,8}Cu_1$), stopów amorficznych $Fe_{78}Si_9B_{13}$ i $Co_{70,5}Fe_{4,5}Si_{10}B_{15}$ [14].

Głównym producentem taśm nanokrystalicznych typu FeSiB(NbCu) w Europie jest Vacuumschmelze GmbH, pod handlową nazwą Vitroperm 800F lub 500F [6]. Materiały te posiadają stosunkowo wysoką indukcję nasycenia B_S = 1,20 T, przenikalność początkową $\mu_{0,4}$ = 30000...120000, wysoką temperaturę Curie ≈ 600 °C, małą koercję H_c = 5 mA/cm, małą magnetostrykcję $\lambda_s < 5 \cdot 10^{-6}$, nadzwyczaj małe straty i stabilność przenikalności w szerokim zakresie częstotliwości (rys.2.11).

W Japonii stopy nanokrystaliczne typu FeSiB(NbCu) produkuje się pod nazwą handlową Finemet. Drugi rodzaj stopów nanokrystalicznych znany pod nazwą handlową Nanoperm, można przedstawić wzorem Fe-M-B, gdzie M jest ciężkim metalem przejściowym (Zr, Hf, Nb, Cu). Stopy te dzięki większej zawartości Fe (powyżej 80% at.) posiadają wyższą indukcję nasycenia niż stopy pierwszej grupy, lecz większe natężenie koercji, mniejszą przenikalność początkową [126, 128, 179]. W tabeli 2.3 przedstawiono dla porównania zestawienie właściwości magnetycznych taśm amorficznych, nanokrystalicznych i taśmy orientowanej elektrotechnicznej.



Rys.2.11. Zależność przenikalności magnetycznej od częstotliwości [6].

Tabela 2.3

Przykładowe wartości indukcji nasycenia B_s, przenikalności $\mu_{0,4}$, koercji H_c, magnetostrykcji różnych materiałów magnetycznie miękkich [14, 126, 128].

Stop	Struktura	B_s [T]	$\mu_{0,4}$ (dla 1 kHz)	H_c [A/m]	$\lambda_s \times 10^{-6}$
$Fe_{73,5}Cu_1Nb_3Si_{13,5}B_9$	nanokrystaliczna	1,24	100 000	0,53	1
$Fe_{87}Nb_{3,25}Zr_{3,25}B_{6,5}$	nanokrystaliczna	1,6	30 000	4,5	0,4
Fe – B - Si	amorficzna	1,41	6 000	6,9	25
Co – Fe – Si - B	amorficzna	0,53	80 000	0,32	< 1
Fe – 3,5% wag. Si	krystaliczna orientowana	1,95	1000 (dla 50 Hz)	30 (przy 1,7 T)	4,5

W kraju niewielkie ilości tych materiałów produkuje się w Instytucie Metali Nieżelaznych w Gliwicach.

Taśmy mikrokrystaliczne o zawartości 6,5 % Si i grubościach od 0,05 do 0,30 mm produkowane są metodą nakrzemiania chemicznego taśm o zawartości wyjściowej 3 % Si. Uzyskany materiał jest materiałem nieorientowanym o wielkości ziaren od 0,1 do 10 μm. Taśmy te posiadają dla często-

tliwości powyżej 400 Hz mniejsze straty niż blacha orientowana 3 % Si, lecz większą niż taśmy amorficzne i nanokrystaliczne (tabela 2.4.) [64]. Z tego względu oraz z faktu, że grubości tych taśm są zbliżone do blach elektrotechnicznych, należy spodziewać się, że znajdą zastosowanie na pakietowane obwody magnetyczne, przemagnesowywane w podwyższonych częstotliwościach w zakresie od 400 Hz do 10 kHz.

Tabela 2.4

Podstawowe właściwości taśm mikrokrystalicznych [10]

Materiał	Grubość [mm]	Rezystywność [μΩm]	Indukcja B_s [T]	Straty całkowite na jednostkę masy [W/kg]				Przenikalność względna μ_{max}	Magnetostrykcja $\lambda_{1,0/400}$ $\times 10^{-6}$
				$P_{1,0/50}$	$P_{1,0/400}$	$P_{1,0/1000}$	$P_{0,1/10000}$		
NK Super	0,10		1,29	0,51	5,7	18,7	8,3	23 000	
E-Core	0,20	0,82	1,29	0,44	6,8	26,6	15,7	32 000	0,1
6,5 % SiFe	0,30		1,30	0,49	9,0	39,0	20,8	28 000	
Taśma	0,10		1,85	0,22	7,2	23,5	18,0	24 000	
orientowana	0,23	0,48	1,92	0,29	7,8	35,0	30,0	92 000	- 0,8
3 % Fe-Si	0,35		1,93	0,40	12,3	55,0	47,0	94 000	
Taśma amorficzna FeBSi	0,03	1,30	1,38	0,11	1,5	5,5	3,6	300 000	27,0

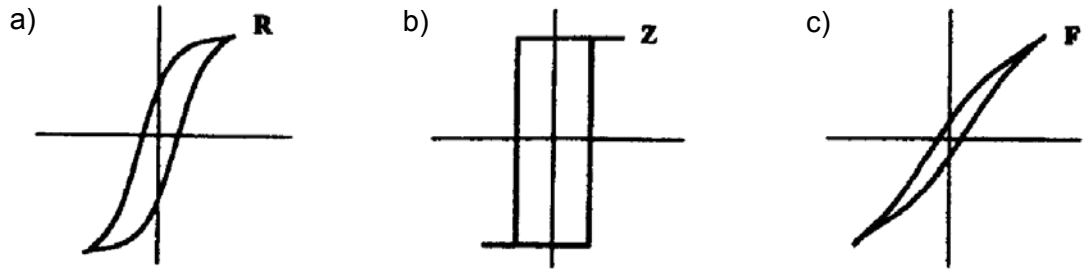
Inną zaletą tych materiałów jest bardzo mała magnetostrykcja ok. $\lambda_s = 0,1 \cdot 10^{-6}$ przy B = 1,0 T i f = 400 Hz. Ta właściwość jest powodem obniżenia emisji hałasu podczas przemagnesowywania rdzenia.

Z porównania właściwości blach elektrotechnicznych 3 % Si-Fe i mikrokrystalicznych 6,5 % Si-Fe wynika, że zastosowanie taśm mikrokrystalicznych na rdzenie może spowodować obniżenie masy całkowitej, ograniczenie emisji hałasu i znaczne zmniejszenie strat w rdzeniu. Taśmy te, powinny znaleźć zastosowanie na rdzenie transformatorów zwijanych i pakietowanych dla $f \geq 400$ Hz, obwody magnetyczne silników elektrycznych zasilanych i sterowanych z urządzeń energoelektronicznych, generatory mocy i dławiki energetyczne.

2.3. Stopy żelaza z niklem i kobaltem

Stopy Ni - Fe

Stopy żelaza z niklem należą do grupy materiałów najbardziej miękkich magnetycznie. Stopy na bazie niklu dzielą się na cztery podstawowe grupy: 1) o zawartości 72...83 % Ni, 2) 54...68 % Ni, 3) 45...50 % Ni, oraz 4) 35...40 % Ni. Stopy pierwszej grupy charakteryzują się wysoką początkową przenikalnością magnetyczną 30000...120000 (wyznaczoną przy prądzie stałym), małą koercją, oraz stosunkowo niską indukcją nasycenia 0,7...0,8 T. Stosowane są na magnetowody przekładników prądowych, czułych przekaźników, precyzyjnych induktorów, transformatorów i przyrządów pomiarowych. Wadą ich jest nieliniowa charakterystyka przenikalności w funkcji temperatury. W pozostałych grupach coraz większy udział stanowi Fe przy malejącej zawartości Ni (z niewielkimi dodatkami Mo, Cu, Cr i Si). Dodatki zwiększają rezystywność i poprawiają dynamiczne właściwości magnetyczne. Wartość indukcji nasycenia zależy od zawartości niklu. Dla zawartości 72...83 % Ni indukcja nasycenia wynosi 0,7...0,8 T, dla 54...68 % Ni wzrasta do 1,2...1,5 T, natomiast dla 5...50 % Ni do 1,5...1,6 T. Produkowane rdzenie z tych materiałów mogą mieć prostokątną, płaską i zaokrągloną pętlę histerezy w zależności od procesu technologicznego, obróbki cieplnej materiału i składu chemicznego (rys.2.12).

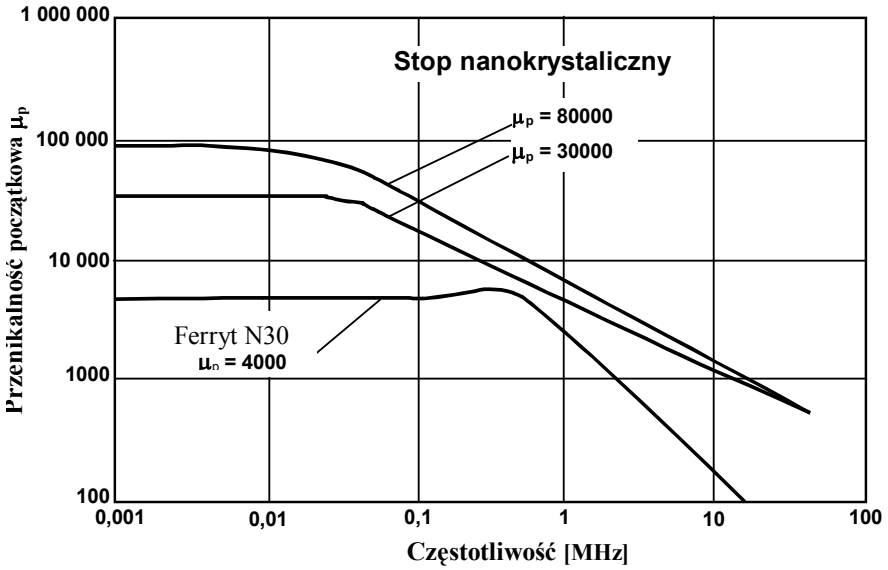


Rys.2.12. Różne rodzaje histerez stopów Fe-Ni:
a) zaokrąglona, b) prostokątna, c) płaska

Stopy Ni-Fe produkowane są w postaci taśm o grubości od 0,05 do 0,3 mm, arkuszy, prętów, drutów. Materiały te znalazły zastosowanie w transformatorach, przekaźnikach, przetwornikach pomiarowych, dławikach, przekładnikach, w silnikach krokowych, itp.

Przez wiele lat krystaliczne stopy Ni-Fe wykorzystywane były w urządzeniach, których rdzenie pracowały w podwyższonych częstotliwościach (cienkie blachy transformatorowe o grubości 0,05...0,20 mm posiadają za duże straty histerezowe). W chwili obecnej materiał wypierany jest powoli przez rdzenie z taśmy amorficznej i nanokrystalicznej, co może oznaczać stopniowe

odchodzenie od zastosowań w elektronice rdzeni permalojowych na korzyść rdzeni z taśm nanokrystalicznych. Z danych przedstawionych na rys.2.13 wynika, że rdzenie nanokrystaliczne posiadają znacznie wyższą przenikalność magnetyczną w szerokim zakresie częstotliwości niż ferrytowe.



Rys.2.13. Zależność przenikalności magnetycznej od częstotliwości [10].

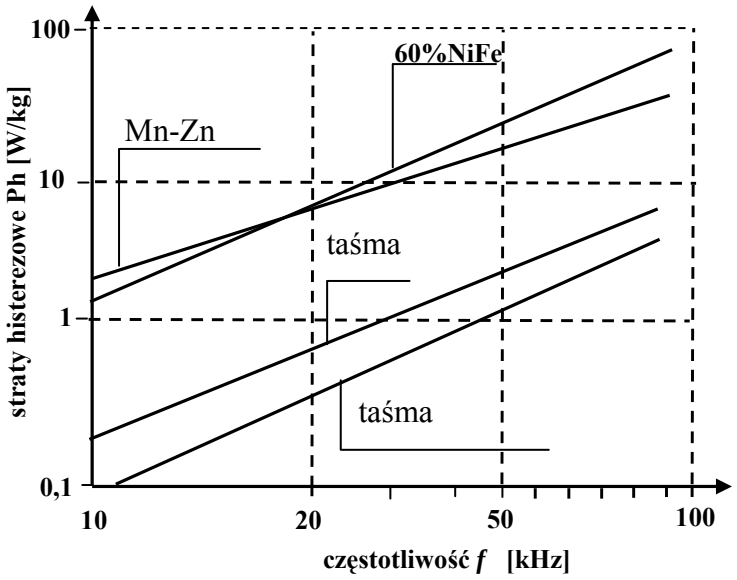
Podstawowe właściwości tych stopów przedstawiono w tabeli 2.4.

Tabela 2.4

Zestawienie wybranych właściwości magnetycznych dla różnych materiałów [10]

Materiał	Straty dla 25kHz, 0,2T, 100°C [W/kg]	Indukcja nasycenia [T]	Temperatura Curie [°C]	Magnetostrykcja $\lambda_s \times 10^{-6}$
Ferryty miękkie	17	< 0,5	220	-
$Ni_{80}Fe_{20}$; 30 μm	14	0,8	400	1
$Ni_{60}Fe_{40}$; 50 μm	45	1,2	500	10
CoSiB amorf.; 25μm	5	0,8	480	0,2
FeCuNbSiB nanokrystaliczny 17 - 20 μm	3 – 4	1,2 –1,7	600	0,1

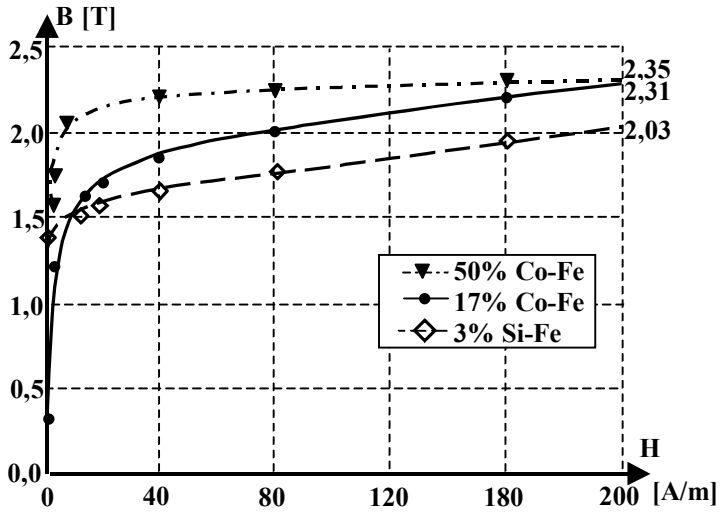
Porównanie strat histerezowych ferrytów Mn–Zn i taśm amorficznych oraz nanokrystalicznych przedstawiono na rys.2.14. Małe straty przy jednocześnie większej indukcji dla taśm amorficznych i nanokrystalicznych są powodem, że rdzenie magnetyczne zasilaczy mogą mieć mniejszą masę od wykonanych z krystalicznego permaloju.



Rys.2.14. Straty histerezowe ferrytu $Ni_{60}Fe_{40}$, taśmy amorficznej CoSiB i nanokrystalicznej FeCuNbB [3].

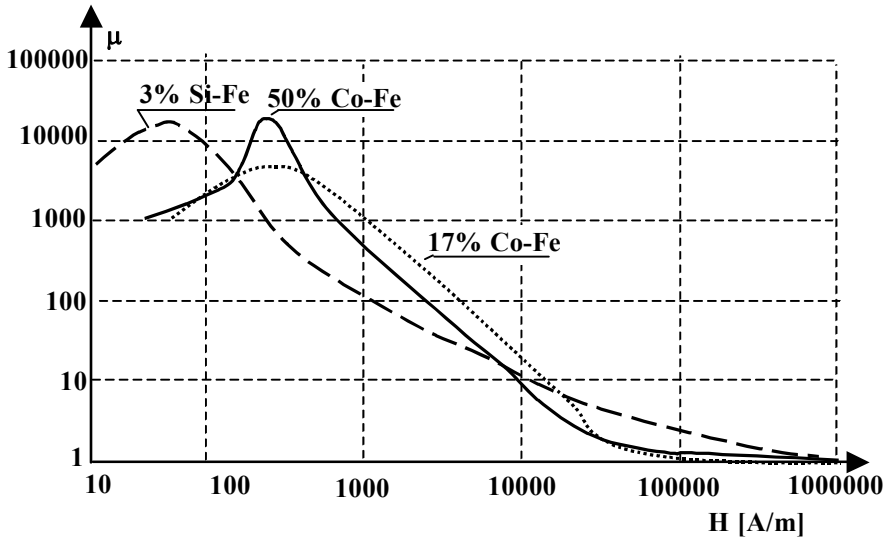
Stopy Co - Fe

Stopy żelaza z kobaltem posiadają największą indukcję nasycenia ze wszystkich znanych materiałów magnetycznie miękkich, dochodzącą do 2,42 T [134]. Stopy te o zawartości ponad 25% kobaltu są kruche i nie nadają się do obróbki plastycznej np. walcowania. Aby poprawić plastyczność dodaje się niewielkie ilości chromu lub wanadu. Skutkiem tego jest poprawa plastyczności, lecz także obniżenie indukcji nasycenia. Na rysunku 2.15 przedstawiono krzywe magnesowana stopów żelaza z kobaltem.



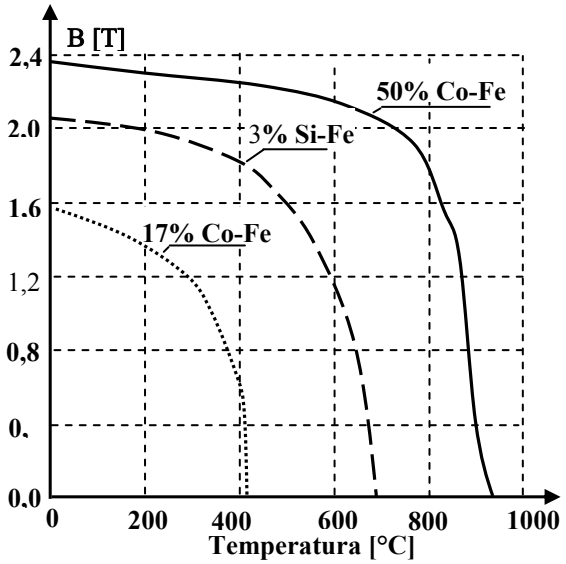
Rys.2.15. Krzywe magnesowania stopów Fe-Co oraz Fe-Si [10].

Materiał ten odznacza się dużą wartością stałej anizotropii oraz co z tym jest związane z szerszą pętlą histerezy magnetycznej i niewielką przenikalnością magnetyczną [12]. Przenikalność tych materiałów jest większa od stopu 3 % Fe-Si dopiero powyżej H = 100 A/m (rys.2.16).



Rys.2.16. Zależność przenikalności od natężenia pola magnetycznego dla: 3 % Fe-Si, 50 % Co-Fe i 17 % Fe-Co [10, 12].

Dzięki temu, oraz niewielkim stratom całkowitym stopy te znalazły zastosowanie na nabiegunniki w maszynach elektrycznych, w transformatorach specjalnych, w których wymaga się wysokiej indukcji rdzenia i niskich strat. Wadą tych krystalicznych stopów jest wysoka cena pomimo znacznego obniżenia zawartości kobaltu z 48 – 50 % do 17% [32]. W porównaniu ze stopami 3 % Si-Fe i (40...50) % Ni-Fe posiadają większą odporność cieplną na wysokie temperatury (rys.2.17). Wynika stąd, że istnieje niewielka utrata właściwości w temperaturach nawet ok. 400 °C.



Rys.2.17. Zmiany indukcji magnetycznej w funkcji temperatury dla stopów 50% Co-Fe, 3 % Si-Fe oraz (40-50) % Ni-Fe [32].

Typowe właściwości stopów Co-Fe przedstawiono w tabeli 2.5.

Tabela 2.5
Dynamiczne właściwości magnetyczne stopów Co-Fe (dla 50 Hz) [10, 32].

Stop	Przenikalność początkowa $\mu_{0,4}$	Przenikalność maksymalna μ_{max}	H_C [A/cm]	Indukcja B_S [T]	Magnetostrykcja $\times 10^{-6}$	Straty całkowite przy 2 T [W/kg]
50 % Co-Fe	1000	12 000	1,1	2,35	70	5,5
48 % Co-Fe	1200	20 000	0,4	2,35	70	1,8
24 % Co-Fe	250	2200	1,0	2,35	70	-
17 % Co-Fe	100	4000	1,2	2,28	25	7,8

3. WPŁYW TECHNOLOGII WYTWARZANIA RDZENI MAGNETYCZNYCH Z BLACH ELEKTROTECHNICZNYCH NA WŁAŚCIWOŚCI MAGNETYCZNE I MIKROSTRUKTURĘ

Ze wszystkich operacji technologicznych w procesie wytwarzania rdzeni magnetycznych jedynie wykrawanie, pakietowanie oraz wciskanie pakietu w obudowę powodują największe pogorszenie właściwości magnetycznych [20, 65 – 69, 99 –104, 106, 129, 130, 175 – 177, 180, 184 - 186]. Pozostałe takie jak: wkładanie izolacji żłobkowej, uzwajanie, jego impregnacja itp., nie powodują szkodliwego wpływu na ich końcowe właściwości magnetyczne. Dlatego badania ograniczono jedynie do tych trzech operacji technologicznych. W odróżnieniu od wielu autorów, którzy zajmowali się lub zajmują wpływem naprężeń na właściwości magnetyczne blach elektrotechnicznych, autor wykonał badania wpływu wykrawania na arkuszach i pasach posługując się znormalizowaną metodą [38, 39], natomiast wpływ pakietowania badał na wykrojach oraz pakietach różnych stojanów i wirników [33, 40, 104, 135, 146, 185].

3.1. Wykrawanie elementów obwodu magnetycznego

3.1.1. Wykrawanie za pomocą wykrojników

Obecnie w fabrykach przemysłu elektrotechnicznego elementy obwodów magnetycznych maszyn elektrycznych, niezmiennie od dziesiątków lat wykrawane są za pomocą wykrojników na szybkotnących prasach (ponad 300 ude-

rzeń na minutę). Proces wykrawania jest szybki, natomiast czas niezbędny do przygotowania bardzo długi. Wykonanie skomplikowanych wielotaktowych wykrojników jest bardzo pracochłonne i kosztowne. Koszt takiego wykrojnika z węglików spiekanych lub stali narzędziowej wynosi kilkadziesiąt tysięcy złotych. Czas niezbędny na jego wykonanie, szczególnie w fabrykach, które nie posiadają specjalistycznych maszyn i urządzeń do ich produkcji wynosić może kilka tygodni.

Aby nie dopuścić do powstania nadmiernego gratu – zadziorów wzdłuż linii wykrawania należy wykrojnik co pewien czas ostrzyć. Uważa się bowiem, że wykrawanie z gratem - zadziorami, których wysokość nie przekracza 20 μm przyjmuje się jako „bezzadziorowe". Dopuszczalna wysokość gratu wynosi zazwyczaj 20...30 μm [78]. Większy grat należy usunąć metodą szlifowania na specjalnych szlifierkach tzw. gratownicach. Wielkość gratu można zmniejszyć poprzez odpowiednio dobrane odległości pomiędzy krawędziami tnącymi dolnego i górnego stempla wykrojnika oraz częste ostrzenie ostrzy. Konieczność ostrzenia wykrojników ogranicza ich żywotność. Dlatego projektując wykrojnik należy to uwzględnić i odpowiednio wydłużyć część tnącą aby można było w razie stępienia poddać kilkukrotnemu ostrzeniu.

Podczas cięcia i wykrawania blach elektrotechnicznych można wyróżnić różne fazy odkształceń: sprężyste, plastyczne, pękanie blachy i rozdzielanie elementu od pozostałej blachy [77]. Najpierw krawędzie tnące powodują odkształcenie sprężyste materiału. Zostaje on początkowo silnie ściśnięty – w pobliżu krawędzi tnących następuje koncentracja naprężeń i odkształceń sprężystych w wyniku sprężystego wygięcia materiału ciętego. Przy dalszym wzroście obciążenia w pobliżu krawędzi tnącej powstają odkształcenia plastyczne. Obszar ten szybko powiększa się do całej grubości materiału. Szerokość strefy odkształconej w której widoczne są zmiany struktury i utwardzenie na skutek zgniotu wynosi po obu stronach powierzchni cięcia ok. 0,6...0,9 grubości blachy [78, 100]. W tej fazie krawędzie górnego i dolnego noża stempla zagłębiają się w materiale i przesuwają obie jego części. Gdy luz pomiędzy krawędziami tnącymi jest większy od dopuszczalnego to w wyniku rozsunięcia się krawędzi zwiększa się moment zginający powodując nadmierne wygięcie brzegów materiału ciętego. W efekcie tego wraz ze ścinaniem występuje nadmierne rozciąganie materiału w szczelinie pomiędzy krawędziami tnącymi, co jest powodem powstania grubego wygiętego zadzioru. Podobne zjawiska występują wówczas, gdy wykrojnik będzie stępiony i na krawędziach tnących wystąpią zaokrąglenia i wyszczerbienia. W blachach ciętych za pomocą narzędzi zużytych lub źle nastawionym luzie powstanie strefa znacznie szersza i w efekcie tego większe pogorszenie właściwości magnetycznych i mechanicznych [41, 42, 78, 99, 100, 103, 130, 184].

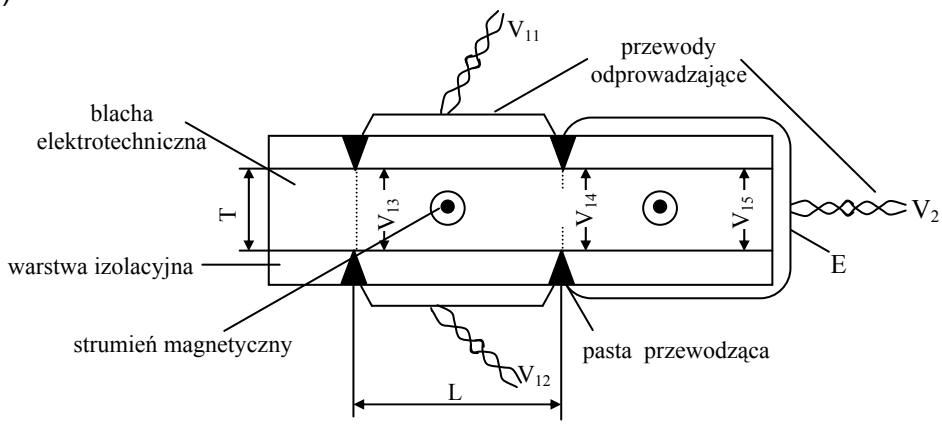
Według wielu autorów, powodem pogorszenia się właściwości magnetycznych jest zmiana rozkładu gęstości strumienia wskutek naprężeń i deformacji materiału [65 - 67, 69, 78, 99 – 101, 103, 117, 135, 168, 175, 176]. Według Carlberga strefa deformacji plastycznej wynosi co najmniej 0,1 mm, która szybko rośnie wraz z zużyciem narzędzi tnących [78, 99]. Deformacje te wzdłuż linii wykrawania są z kolei powodem powstania w głębi materiału strefy naprężeń sprężystych przylegającej do obszaru odkształconego plastycznie. W efekcie tego obie strefy silnie wpływają na właściwości magnetyczne. Carlberg uważa, że strefa o głębokości około 3 mm ma „złe" właściwości magnetyczne. Zainteresowania Carlberga były jednak skierowane głównie na mechaniczne aspekty wykrawania, między innymi na wpływ izolacji oraz konstrukcji wykrojnika i jego stopnia stępienia na wysokość gratu, liczby wykrojeń pomiędzy kolejnymi ostrzeniami stempli czyli na tzw. żywotność wykrojników. Stwierdził on, że po 44000 wykrawaniach blachy krzemowej na paski o szerokości 30 mm straty rosną o 18 % natomiast wysokość gratu wzrasta z 7 do 55 μm. Schmidt badał wpływ rozcinania blach na właściwości mechaniczne i magnetyczne. Próbkami były paski przeznaczone do ramy Epsteina, które rozcinano na coraz węższe [100]. Szerokość badanych pasków wynosiła: 30 mm, 15 mm, 10 mm, 7,5 mm, 6 mm oraz 5 mm. Aby dokładniej opisać rozcinane paski wprowadził współczynnik $L = l/m$, który wiązał długość linii wykrawania l z masą paska m. Do wykrawania autor użył specjalnie wykonane wykrojniki o dwóch różnych wielkościach szczeliny 20 μm i 40 μm pomiędzy górnym i dolnym stemplem. Schmidt stwierdził wzrost strat całkowitych o ok. 30...40 % i obniżenie przenikalności magnetycznej dla pasków o szerokości 5 mm (największy współczynnik L) w stosunku do tych o szerokości 30 mm (najmniejszy współczynnik L). Pogorszenie właściwości było większe dla wykrojnika o większej szczelinie wynoszącej 40 μm, który dawał również większy grat. Pogorszenie właściwości według autora związane było z powstaniem utwardzonej i zdeformowanej strefy o szerokości 0,35 mm. Twardość wzrosła od 220 HV w odległości 350 μm do 340 HV w odległości 25 μm a w przypadku tępego wykrojnika nawet do 360 HV. Badania Schmidta potwierdzili Schoppa inni [69]. Oni również stwierdzili dla blach nieorientowanych wzrost strat całkowitych od 25 do 50 % i spłaszczenie charakterystyk magnesowania po wykrawaniu. Badając różne gatunki blach krzemowych o różnej zawartości Si i wielkości ziarna stwierdzili, że najmniejszy przyrost strat całkowitych i natężenia pola magnesującego wystąpił dla blach niskokrzemowych. Wraz ze wzrostem krzemu w blasze wykrawanie powodowało coraz większe przyrosty strat i prądu magnesującego.

Natomiast Nakata twierdzi, że strefa o pogorszonych właściwościach magnetycznych sięgać może nawet do 10 mm w głąb materiału [101]. W celu

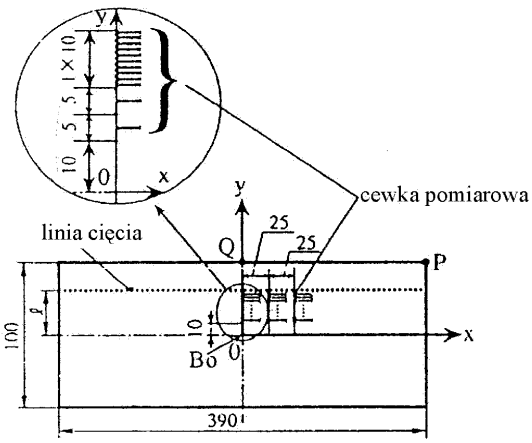
zbadania zmian rozkładu strumienia magnetycznego wraz z oddalaniem się od krawędzi cięcia nawiercał szereg otworów stożkowych poprzez warstwę izolacyjną aż do powierzchni blachy w różnych odległościach od krawędzi wykrawania (rys.3.1).

Otwory wypełniono pastą przewodzącą. Siła elektromotoryczna indukowana na odcinku L powierzchni blachy określona jest przez strumień magnetyczny przepływający przez przekrój L × T (rys.3.1). Strumień ten autor wyznaczał z sumy z wartości sił elektromotorycznych V_{11} i V_{12} z niezależnych czujników indukcyjnych umieszczonych na powierzchni badanej blachy. Na końcu badanej próbki – paska, strumień wyznaczał z wartości siły elektromotorycznej V_2 z czujnika indukcyjnego obejmującego cały badany przekrój. Według Nakaty błąd pomiaru strumienia na odległości L = 1 mm jest mniejszy od 1 %.

a)



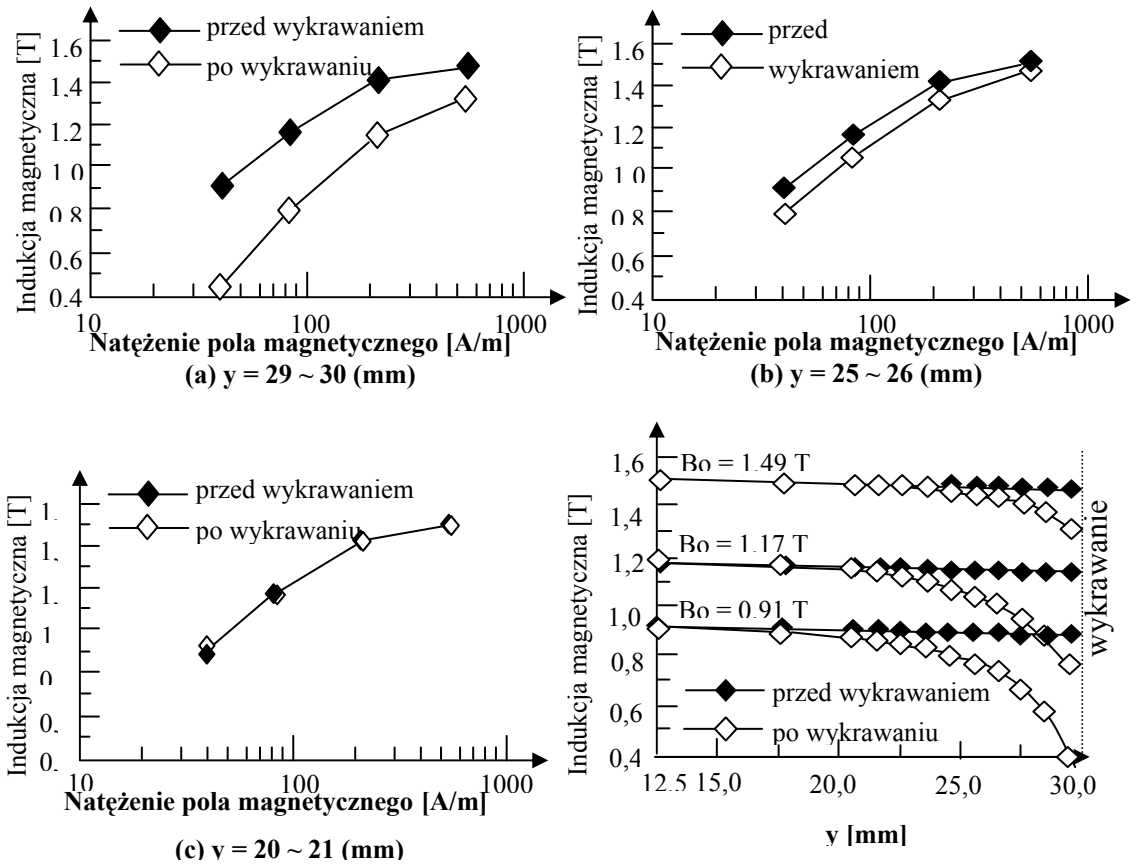
b)



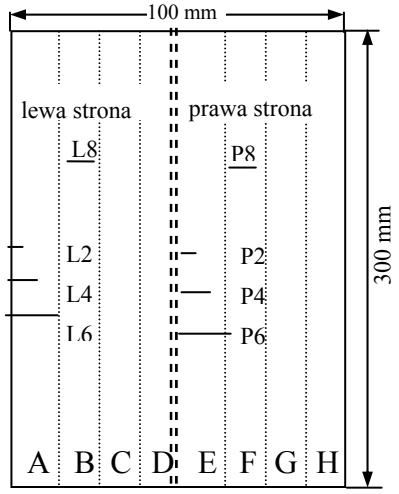
Rys.3.1. Metoda pomiaru rozkładu strumienia wg Nakaty [101].

a) pomiar strumienia magnetycznego, b) miejsca pomiaru na badanym arkuszu blachy

Aby można było stwierdzić wpływ wykrawania na rozkład strumienia i charakterystyki magnesowania, natężenie pola magnesującego wyznaczano przy założeniu, że siła magnetomotoryczna jest stała dla zadanej wartości indukcji magnetycznej. Wyniki badań Nakaty przedstawiono na rys.3.2.



Rys.3.2. Zmiana charakterystyk magnesowania i rozkładu strumienia w kierunku prostopadłym do linii wykrawania [101].



W pracach [65, 66, 67] wpływ wykrawania autorzy badali rozcinając wzdłuż arkusz 100×300 mm na coraz węższe paski. Rozkład strumienia magnetycznego badali za pomocą cewek indukcyjnych rozmieszczonych na paskach A, B, E i F w różnych odległościach od krawędzi wykrawania (rys.3.3). Najpierw nawiercone zostały otwory ϕ = 0,3 mm, w których

Rys.3.3. Położenie cewek pomiarowych (L2,…L8, P2…P8) [65, 66].

umieszczono pomiarowe cewki indukcyjne o z = 10 zwojów wykonane z izolowanego przewodu o średnicy 0,15 mm. Badania wykonano na blachach krzemowych nie-orientowanych. Rozcięcie arkusza o szerokości 100 mm na osiem pasków o szerokości 12,5 mm spowodował wzrost strat całkowitych o ok. 50 % dla B = 1,5 T przy f = 50 Hz, natomiast przy f = 400 Hz wzrost o 30 %. Autorzy stwierdzili jednocześnie wyraźne spłaszczenie charakterystyk magnesowania oraz duże zmiany rozkładu strumienia magnetycznego w pobliży linii wykrawania. Wykazali, że tuż przy krawędzi strumień magnetyczny praktycznie nie płynie.

Autorzy [65, 66, 67, 101] badając zmiany rozkładu strumienia magnetycznego po wykrawaniu posługiwali się metodami „inwazyjnymi". Nawiercanie otworów przelotowych lub nieprzelotowych jedynie poprzez warstwę izolacji naruszając powierzchnię blachy, powodowało wprowadzenie dodatkowych naprężeń, które jeszcze bardziej pogarszały rozkład strumienia [115, 116, 136]. W związku z tym jest trudno jednoznacznie stwierdzić jaki jest wpływ samego wykrawania a jaki wiercenia.

3.1.2. Wycinanie za pomocą lasera

Duży koszt i długi czas wykonania wykrojników, konieczność ostrzenia, oraz ograniczony czas ich „życia" stał się między innymi powodem poszukiwania innych sposobów wycinania wykrojów, np. za pomocą lasera lub strumieniem cieczy [20, 103, 106, 130, 180].

Od 1996 roku w ABB Dolmel Ltd a obecnie w Alstom Power Generators we Wrocławiu do wycinania elementów obwodów magnetycznych generatorów stosuje się impulsowy laser gazowy CO_2. Jak dotąd brak jest danych literaturowych o zastosowaniu tego rodzaju wycinania wykrojów obwodów magnetycznych z blach elektrotechnicznych w innych krajach.

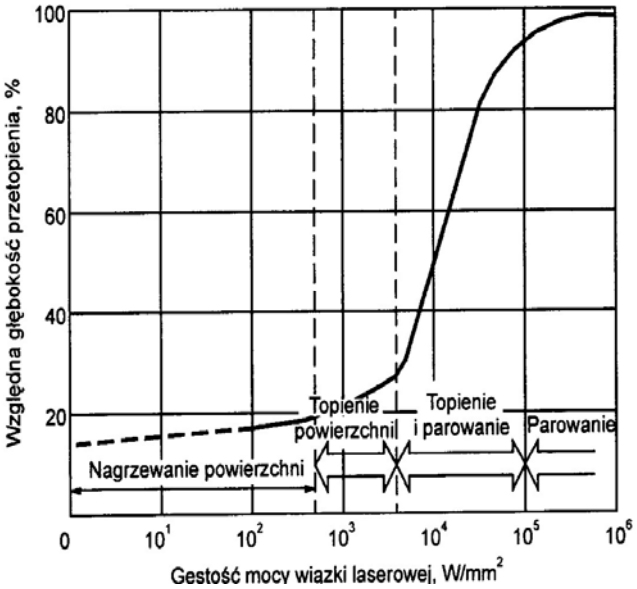
Cięcie laserowe jest procesem, w którym energia wiązki promieniowania laserowego, ciągłego lub impulsowego, powoduje miejscowe stopienie i odparowanie ciętego materiału. Dodatkowo jest stosowany współosiowy z wiązką laserową przepływ gazu reaktywnego lub obojętnego wydmuchującego ze szczeliny cięcia ciekły metal i pary materiału. W procesie cięcia w zależności od rodzaju materiału ciętego i jego grubości wymagane są gęstości mocy wiązki 10^4 –10^6 W/mm^2 [79]. Mechanizm cięcia laserowego jest złożony i w dużym stopniu zależy od właściwości fizycznych ciętego materiału oraz parametrów wiązki laserowej. Wiązka laserowa działa jak liniowe źródło ciepła, które tworzy stabilne oczko cięcia, a strumień gazu towarzyszącego procesowi cięcia

wyrzuca metal ze szczeliny. Zaletami cięcia laserowego są: duża dokładność i prędkość cięcia (do 15 m/s), minimalne odkształcenie wycinanych przedmiotów, wąska szczelina cięcia, dobra jakość ciętych krawędzi. Do cięcia stosowane są lasery gazowe i stałe, które dostarczają energię w postaci impulsów lub jako ciągłą wiązkę energii.

Proces wycinania laserowego z uwagi na stosowane układy automatyki sterowany jest najczęściej komputerowo. Podstawowe parametry cięcia laserowego wg [79] to:

- gęstość mocy wiązki laserowej w W/mm^2,
- rodzaj gazu towarzyszącego procesowi cięcia i jego ciśnienie,
- średnica ogniska wiązki w mm,
- długość ogniska wiązki w mm,
- prędkość cięcia m/min

Szczególnie ważne przy wycinaniu profili z blach jest ogniskowanie wiązki i jej stabilność. Zdolność przekazywania energii wiązki do ciętego materiału zależy od współczynnika odbicia jego powierzchni. Współczynnik absorpcji energii jest proporcjonalny do temperatury ciętego materiału, stąd w miarę wzrostu temperatury obszaru cięcia zwiększa się ilość zaabsorbowanej energii, aż metal przejdzie w stan ciekły i zacznie parować. Współczynnik absorpcji par metali wynosi ponad 90 % i wówczas prawie cała energia wiązki zamienia się w ciepło cięcia. Im większa jest gęstość mocy wiązki laserowej, tym większa jest głębokość oczka wiązki laserowej i krótszy czas potrzebny na jego utworzenie (rys. 3.4).



Rys.3.4. Wpływ gęstości mocy wiązki laserowej na głębokość przetopienia oraz zjawisko topienia i parowania metali w szczelinie cięcia [79].

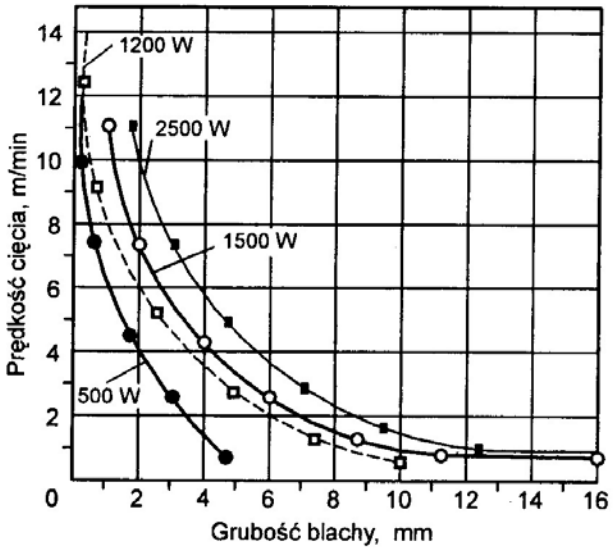
W celu utworzenia oczka cięcia w zależności od rodzaju ciętego metalu, konieczne jest zapewnienie gęstości mocy wiązki ponad 10^4 – 10^5 W/mm^2. Wtedy procesowi cięcia towarzyszy natychmiastowe topienie i odparowanie ciętego metalu w szczelinie cięcia. Do utworzenia oczka cięcia wiązka laserowa działa jako liniowe źródło energii cięcia, przetapiające cięty materiał na całej grubości, a ścianki tego kanału pokryte są cienką warstwą ciekłego metalu, utrzymywanego siłami napięcia powierzchniowego i zjawiska kapilarnego.

Ważna jest polaryzacja wiązki, która decyduje o sprawności procesu cięcia. W zależności od konstrukcji lasera, polaryzacja może być: eliptyczna, kołowa i liniowa. Od rodzaju polaryzacji zależy jakość cięcia. Polaryzacja kołowa zapewnia jednakową jakość cięcia w każdym kierunku, natomiast dla liniowej i eliptycznej jakość cięcia zależy od kierunku [79].

Bardzo ważną rolę spełnia gaz podawany wzdłuż osi wiązki pod odpowiednim ciśnieniem. Po pierwsze wydmuchuje ciekły metal ze szczeliny cięcia zapobiegając jego zakrzepnięciu na krawędziach, pozostawiając na nich jedynie bardzo cienką warstewkę zakrzepłego metalu. Po drugie chroni układ optyczny lasera przed zanieczyszczeniem parami i rozpryskiem metalu z obszaru cięcia. Najczęściej stosowanymi gazami są: powietrze, tlen, azot i argon. Zastosowaniu powietrza i tlenu w procesie cięcia towarzyszy reakcja egzotermiczna tlenu z żelazem, która dostarcza dodatkową porcję ciepła i powoduje zwiększenie prędkości cięcia. Zastosowanie tlenu do cięcia stali niskowęglowych oprócz dużych prędkości zapewnia najwyższą jakość ciętych powierzchni, lecz pokrytych warstwą tlenków. Azot jest najczęściej stosowany do cięcia laserowego stali odpornych na korozję, stopów niklu i aluminium, natomiast argon, stali specjalnych, wysokostopowych, metali trudnotopliwych takich jak tytan, niob, tantal [79]. Ciśnienie gazu podawanego zależy od rodzaju ciętego materiału i jego grubości. Mieści się w granicach od kilku kPa do 800 kPa.

Podczas cięcia laserowego bardzo ważne jest aby szczelina cięcia była jak najwęższa. Wymaga to stosowanie dysz gazowych o jak najmniejszej średnicy i precyzyjnego sterowania odległością dyszy od ciętego materiału. Odległość wynosi najczęściej od 0,5...2,0 mm, natomiast średnica dyszy zależy od grubości materiału i najczęściej wynosi od 0,75 do 3,0 mm. Za duża średnica powoduje większe zużycie gazu i pogarsza jakość cięcia.

Aby można było uzyskać gęstości mocy wiązki ok. 10^4...10^6 W/mm^2, niezbędnej do cięcia, wymaga się jak najdokładniejszego zogniskowania z polaryzowanej wiązki laserowej. Ogniskowanie odbywa się za pomocą układu optycznego składającego się z soczewek i zwierciadeł. Przy cięciu zaleca się ogniskowanie wiązki laserowej na górnej powierzchni materiału.



Rys.3.5. Wpływ mocy wiązki laserowej na prędkość cięcia blach ze stali C – Mn i niskostopowych [79].

Duża szybkość cięcia laserowego przy jednocześnie jego wysokiej jakości jest jedną z podstawowych zalet. Prędkość cięcia zależy od gęstości mocy wiązki i grubości ciętego materiału (rys. 3.5).

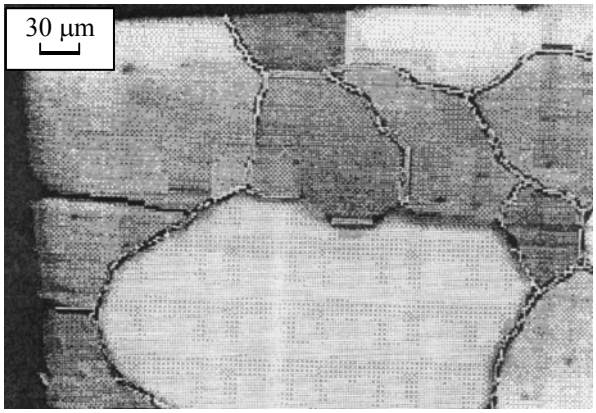
Zbyt mała prędkość cięcia może uszkodzić cięte krawędzie. Nadmierna prędkość prowadzi początkowo do powstawania i gromadzenia się nacieków metalu i żużla przy dolnej krawędzi, w ostateczności do braku przecięcia na całej grubości materiału.

Przy cięciu skomplikowanych kształtów np. wykrojów stojanów lub wirników niezbędne jest komputerowe sterowanie prędkością cięcia i gęstością mocy wiązki laserowej, zwłaszcza przy narożach, aby uniknąć miejscowego pogorszenia jakości cięcia. W miejscach tych występuje znaczne zmniejszenie prędkości cięcia i gęstości mocy wiązki lasera.

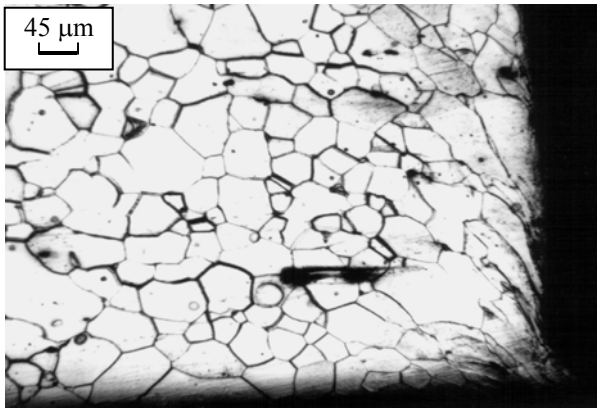
3.1.3. Wpływ wykrawania i wycinania

Wykrawanie za pomocą wykrojników wskutek odkształcenia materiału wzdłuż linii wykrawania wprowadza naprężenia mechaniczne i powoduje deformację struktury krystalicznej. Wielkość deformacji zależy od wielu czynników: gatunku blachy, jej grubości i twardości, od rodzaju zastosowanego sposobu wykrawania, jak ostre są wykrojniki, ich konstrukcji i materiału z którego zostały wykonane [41, 42, 47, 69, 78, 99, 100, 101]. W przypadku wycinania laserowego, do materiału wprowadzone zostają naprężenia cieplne. Na niewielkiej powierzchni i w ciągu ułamka sekund na głębokości materiału wzdłuż linii wycinania występuje gradient temperatury ok. 5000°C [140].

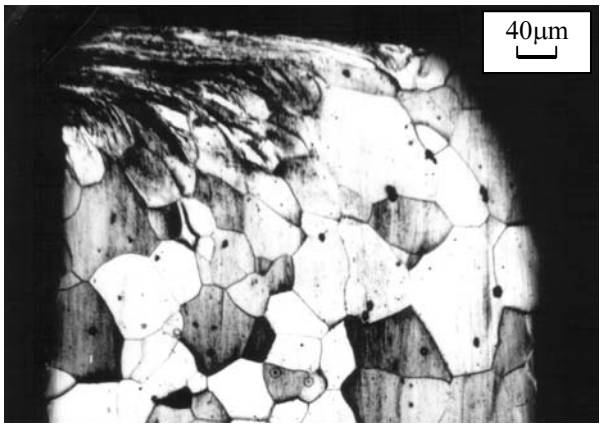
Na rysunkach 3.6, 3.7 i 3.8 przedstawiono stopień deformacji struktury krystalicznej narożnika zęba wykroju stojana po wykrawaniu wykrojnikiem tępym, ostrym oraz po wycinaniu laserem.



Rys.3.6. Mikrostruktura narożnika zęba z blachy EP 330 - 50A wycinanej laserem.



Rys.3.7. Mikrostruktura narożnika zęba z blachy EP 600 - 50A po wykrawaniu wykrojnikiem ostrym.



Rys.3.8. Mikrostruktura narożnika zęba z blachy EP 600 -50A po wykrawaniu tępym wykrojnikiem.

Na fotografiach przedstawiających narożnik zęba stojana po wykrawaniu wykrojnikiem widoczne jest znaczne odkształcenie plastyczne materiału. Ziarna są rozdrobnione i zniekształcone do głębokości nawet 0,3 mm. Po wycinaniu laserem nie widać strefy zdeformowanej lub jest ona nieznaczna. Ziarna przecięte nie zmieniły swego kształtu ani nie uległy rozdrobnieniu lub zaistniałe zmiany są niewielkie.

Aby określić wpływ wykrawania za pomocą wykrojników i wycinania laserem na straty i krzywą magnesowania blach elektrotechnicznych wykonano pomiary z użyciem przyrządu do badań pojedynczego arkusza wg norm [38, 39]. Badania wykonano na blachach nieorientowanych gatunku EP600-50A o zawartości 1,0 % Si i średniej wielkości ziarna ok. 40 μm, EP330-50A i EP300-50A o zawartości 3 % Si i średniej wielkości ziarna ok. 140 μm, oraz orientowanych 111-35N5 i 097-30N5 o zawartości 3% Si i wielkości ziarna ≥ 1 mm produkcji Stalprodukt S.A. w Bochni [98]. Badania rozpoczęto od pomiarów na arkuszach blach o wymiarach 500×500 mm (wzdłuż i w poprzek kierunku walcowania). Po skończonym pomiarze próbka była następnie rozcinana na dwie połowy tj. dwa pasy o szerokości 250 mm i długości 500 mm. Następne pomiary wykonywano na coraz węższych pasach o szerokościach: 125 mm, 62,5 mm, 31,25 mm i ok. 16 mm.

Długość pasków przez cały czas wynosiła 500 mm. Wykrawanie blach wykonywano na nożycy gilotynowej. Użyta nożyca gilotynowa przed rozcinaniem była naostrzona aby grat był możliwie jak najmniejszy. Wielkość gratu mierzono metodą optyczną i nie przekraczała ona 8 μm.

Badania wpływu wykrawania i wycinania autor celowo rozpoczął na arkuszach 500×500 mm. Tak duże rozmiary arkuszy pozwalają przyjąć założenie, że próbka pozbawiona jest naprężeń w związku z jej przygotowaniem, z uwagi na duże oddalenie krawędzi wykrawania w próbce wyjściowej a tym samym mały udział strefy zdeformowanej w całkowitej masie i objętości.

Pomiary wykonano za pomocą skomputeryzowanego stanowiska pomiarowego MAG–RJJ-3.0. Sygnały napięciowe po próbkowaniu i po odpowiednich obliczeniach numerycznych zapewniają cyfrowe prezentacje B i H. Uzyskane przebiegi sygnałów poddane są odpowiedniej procedurze obliczeniowej. Pozwala ona wyznaczyć pętlę histerezy, uwzględniając zmierzoną wartość indukcji w próbce i natężenie pola magnetycznego dla określonych parametrów badanej próbki, [111].

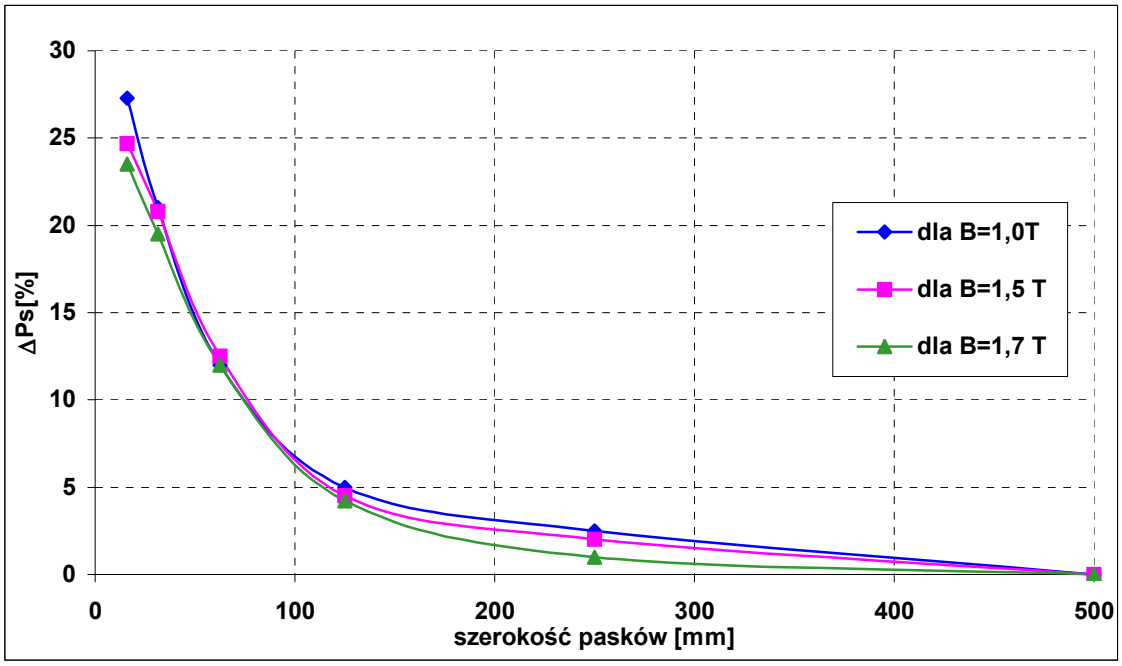
Aby stwierdzić czy istnieje wpływ pokrycia elektroizolacyjnego na właściwości magnetyczne rozcinanych pasów, wykrawanie i badane blachy miały różne izolacje:

- C2 – C5 (MgO + ceramiczna fosforanowa tzw. karlit, stosowana jest wyłącznie dla blach orientowanych) o grubości 1...2 μm / stronę.
- C2 – C6 (MgO + powłoka organiczno – nieorganiczna na bazie lakieru z wypełniaczem organicznym) o grubości ok. 3 μm / stronę (specjalnie przygotowane pokrycie izolacyjne do badań)

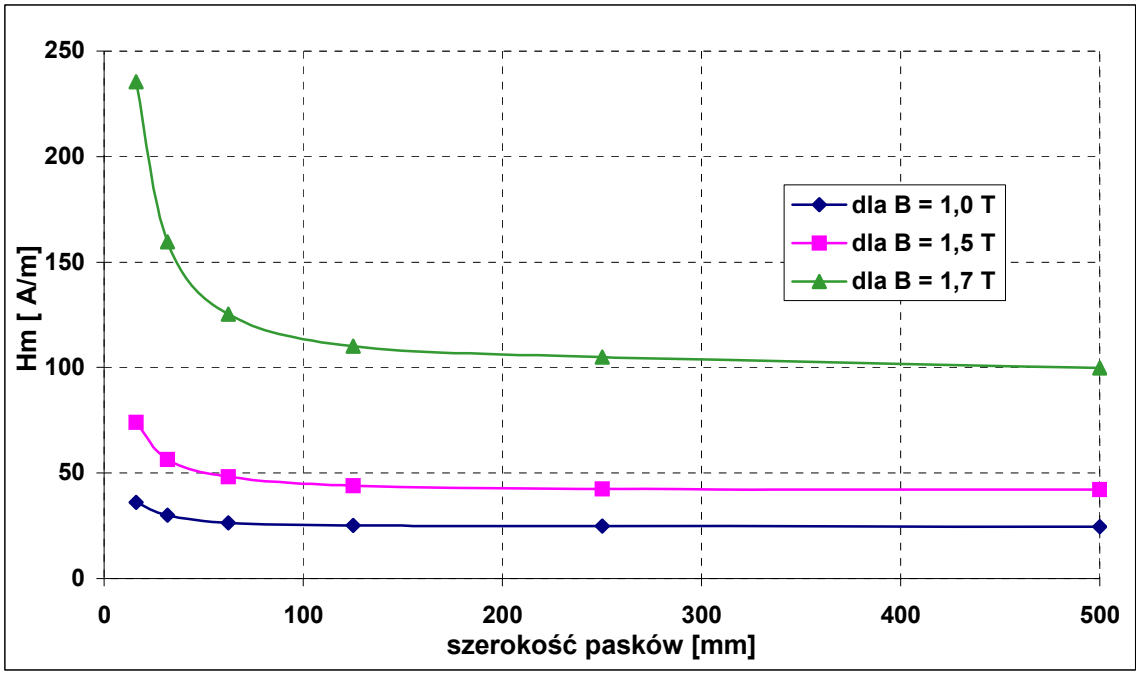
– dodatkowe pokrycie lakierem (Dynophen) na już wcześniej istniejące C2 – C5 (dla blachy orientowanej) lub na C6 (dla blachy nieorientowanej) o łącznej grubości < 8 μm / stronę. (Dodatkowe pokrycie lakierem stosuje się jedynie w fabrykach produkujących maszyny elektryczne dużej mocy).

Na rysunkach 3.9...3.17 przedstawiono zmiany strat całkowitych i krzywej magnesowania po wykrawaniu dla blachy orientowanej gat. 111 35N5 o trzech różnych pokryciach elektroizolacyjnych. Na rysunkach 3.9...3.11 z izolacją C2 – C5 (karlitową), na rys. 3.12...3.14 z izolacją C2 – C6 natomiast na rys. 3.15...3.17 z dodatkową warstwą lakieru (Dynophen) nałożoną na C2 – C6.

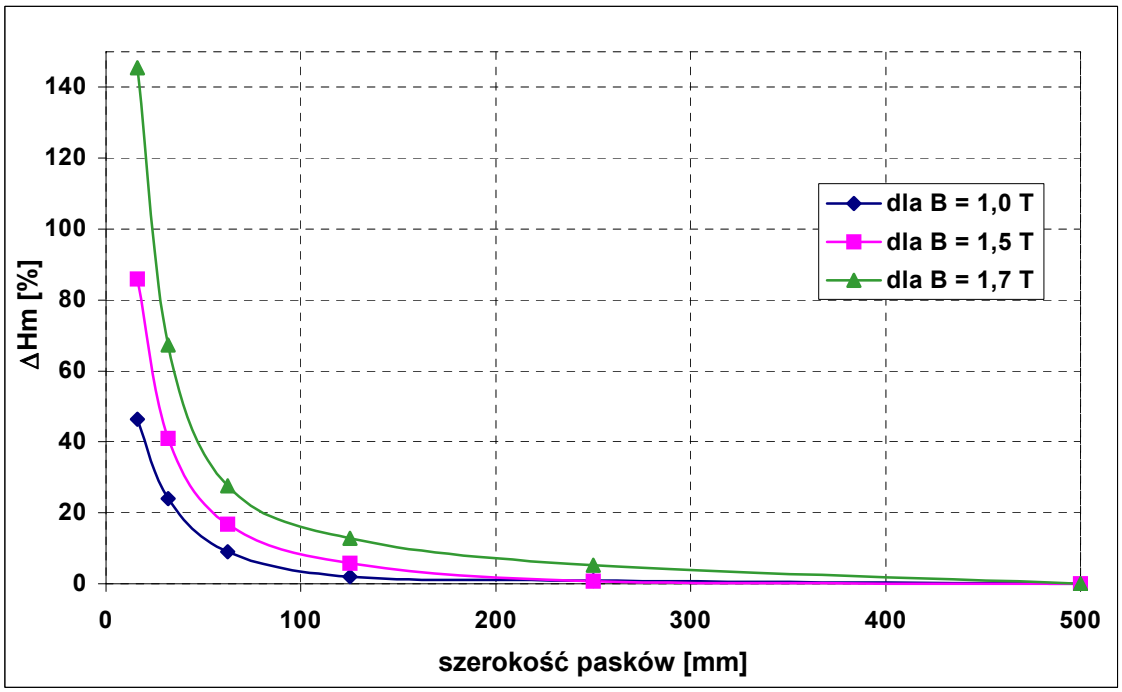
W obwodach magnetycznych wykonanych z blach orientowanych wykorzystuje się najlepsze kierunkowe właściwości wzdłuż walcowania. Jednak czasami zdarza się tak, że pewne części tych obwodów są magnesowane w kierunku prostopadłym np. segmenty stojanów generatorów. W segmentach tych wytworzonych z blachy orientowanej, jarzma magnesowane są wzdłuż a zęby w prostopadle do kierunku walcowania. Na rysunkach 3.18...3.19 przedstawiono zmiany strat i krzywej magnesowania blachy orientowanej z izolacją karlitową dla kierunku prostopadłego.



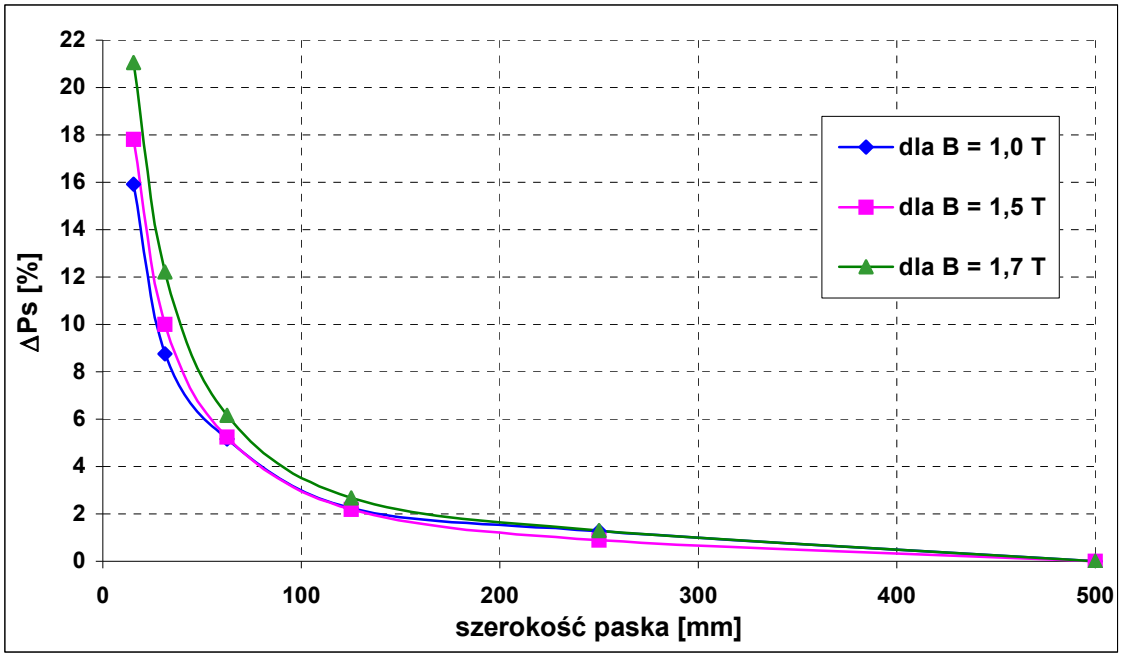
Rys.3.9 Względna zmiana strat całkowitych po wykrawaniu blachy orientowanej wzdłuż kierunku walcowania z izolacją karlitową [43, 186].



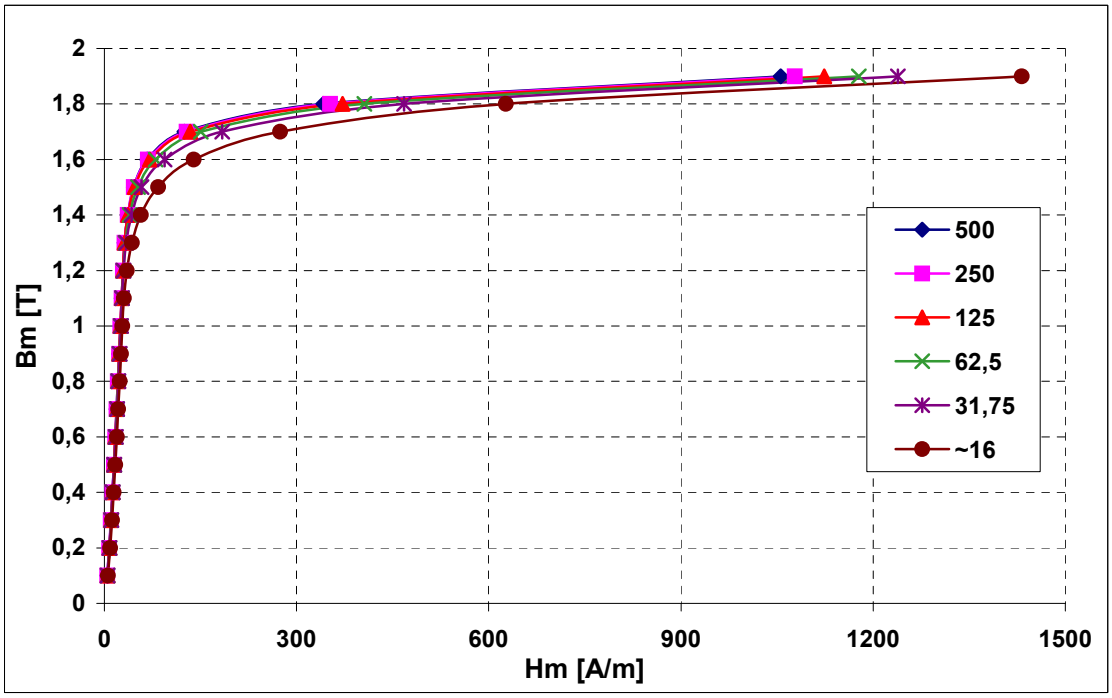
Rys.3.10. Zmiana natężenia pola magnesującego po wykrawaniu blachy orientowanej z izolacją karlitową wzdłuż kierunku walcowania [43, 186].



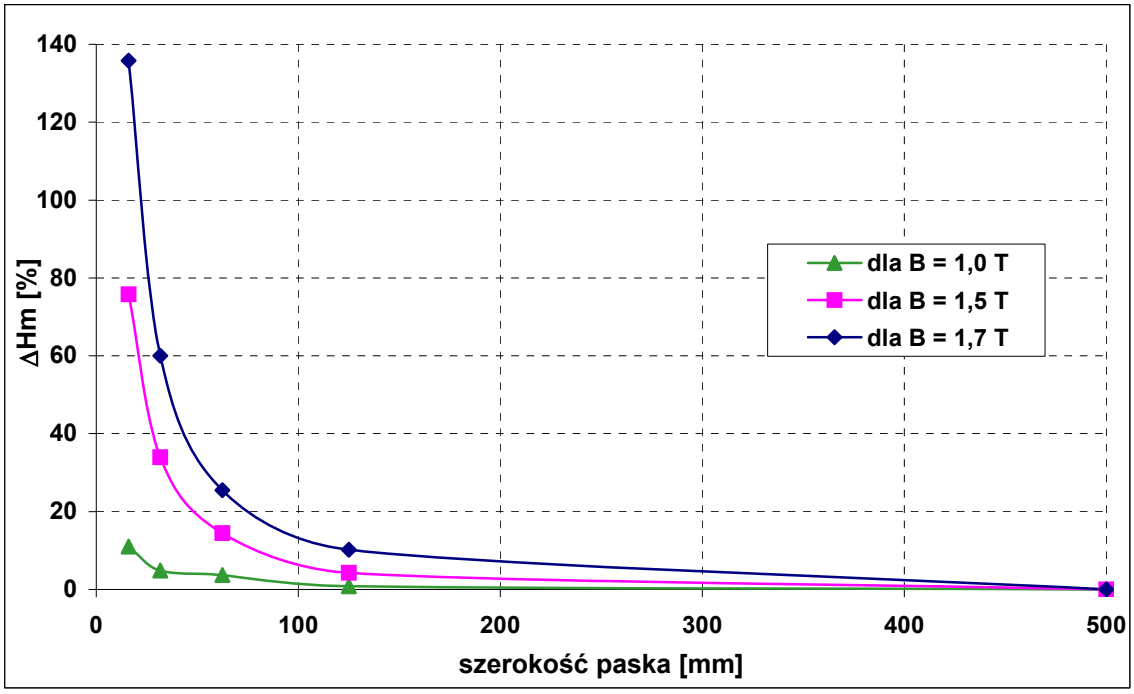
Rys.3.11 Względna zmiana natężenia pola magnesującego po wykrawaniu blachy orientowanej wzdłuż kierunku walcowania z izolacją karlitową [43, 186].



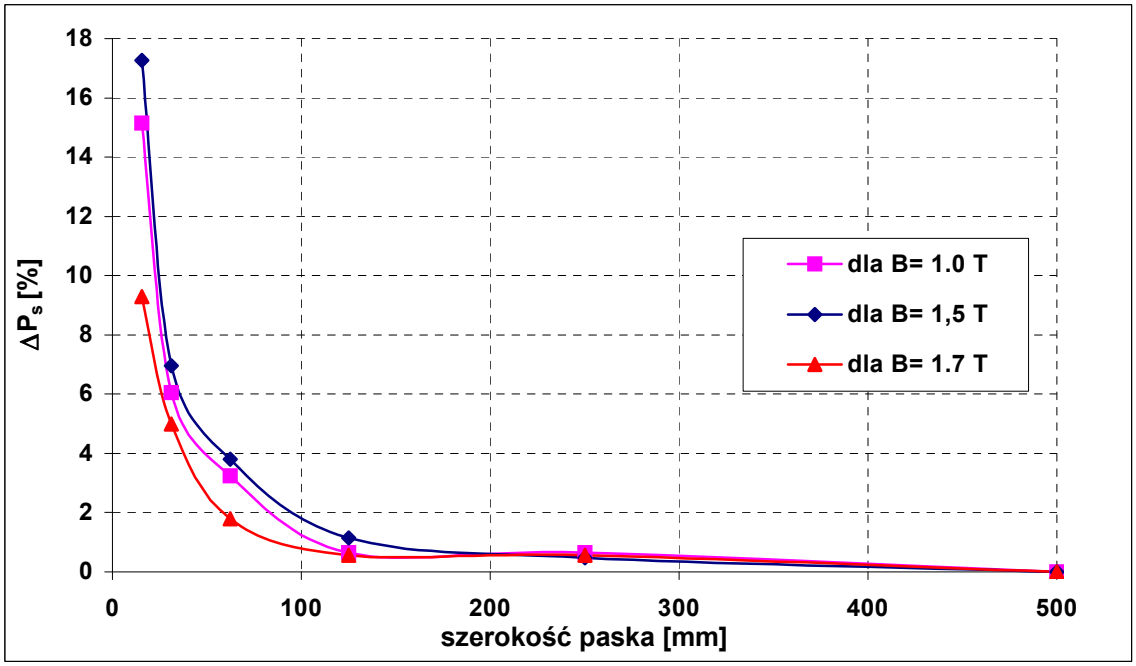
Rys.3.12. Względna zmiana strat całkowitych po wykrawaniu blachy orientowanej wzdłuż kierunku walcowania z izolacją C2 – C6 [186]



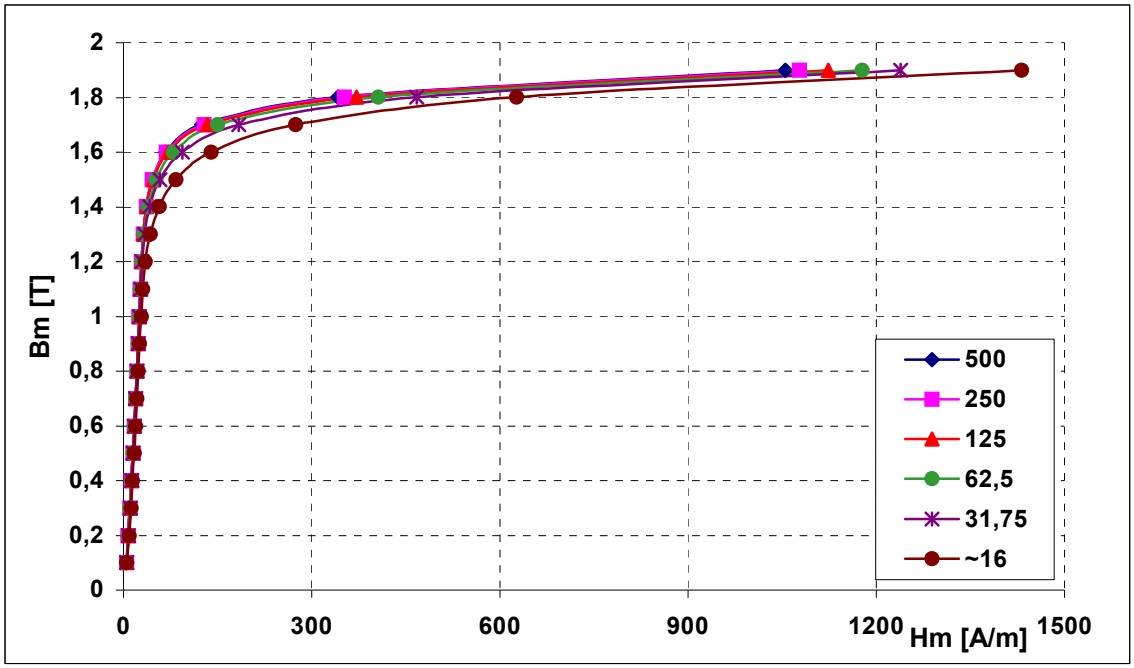
Rys.3.13. Charakterystyki magnesowania po wykrawaniu blachy orientowanej wzdłuż kierunku walcowania z izolacją C2 – C6 [186].



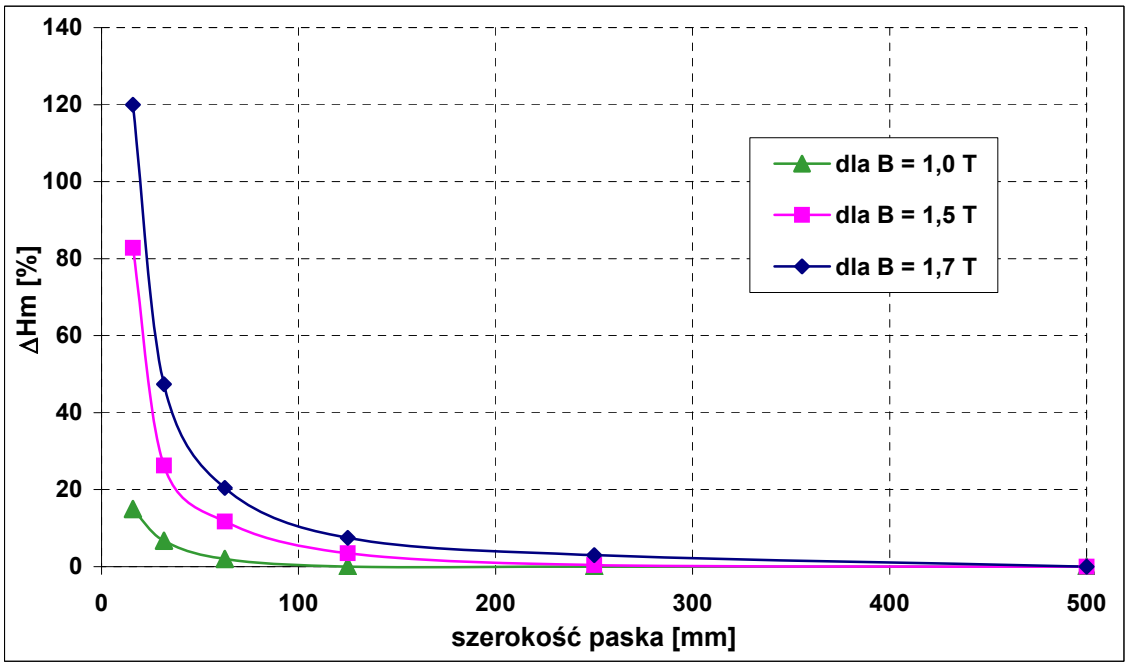
Rys.3.14. Względna zmiana natężenia pola magnesującego po wykrawaniu blachy orientowanej wzdłuż kierunku walcowania z izolacją lakierową C2 – C6 [186].



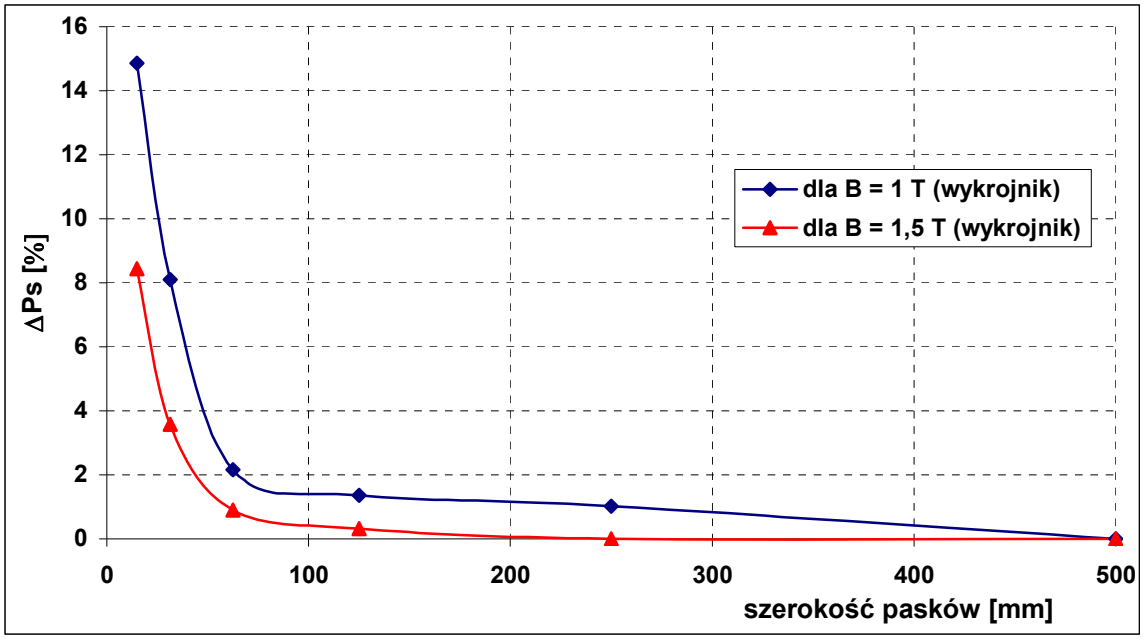
Rys.3.15. Względna zmiana strat całkowitych po wykrawaniu blachy orientowanej wzdłuż kierunku walcowania z dodatkową warstwą lakierową (Dynophen) [186].



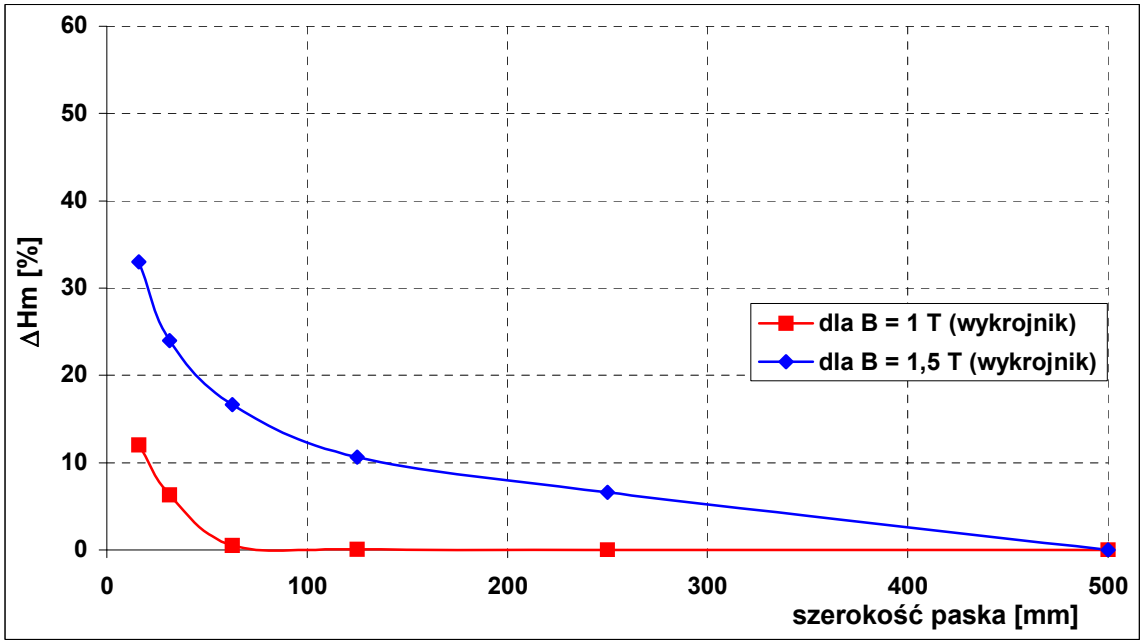
Rys.3.16. Charakterystyki magnesowania po wykrawaniu blachy orientowanej wzdłuż kierunku walcowania warstwą lakierową (Dynophen) [186].



Rys.3.17. Względna zmiana natężenia pola magnesującego po wykrawaniu blachy orientowanej wzdłuż kierunku walcowania z dodatkową izolacją lakierową (Dynophen) [186].



Rys.3.18. Względna zmiana strat całkowitych po wykrawaniu blachy orientowanej w kierunku prostopadłym do walcowania z izolacją C2-C5 (karlitową) [186].



Rys.3.19. Względne zmiany natężenia pola magnesującego po wykrawaniu blachy orientowanej w kierunku prostopadłym do walcowania z izolacją C2-C5 (karlitową) [186].

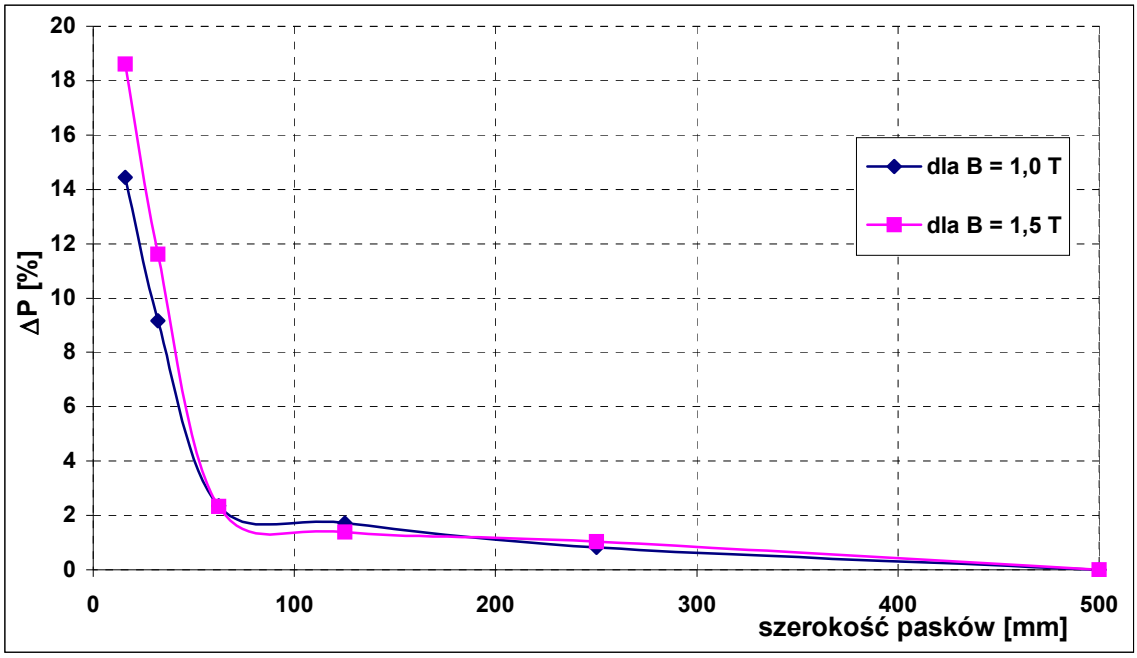
Przedstawione wyniki badań wpływu rodzaju pokrycia elektroizolacyjnego blach elektrotechnicznych na właściwości magnetyczne wskutek wykrawania pozwalają sformułować następujące wnioski:

1. Wykrawanie bez względu na rodzaj pokrycia elektroizolacyjnego powoduje bardzo znaczący wzrost strat całkowitych na jednostkę masy badanych gatunków blach elektrotechnicznych i zmniejszenie stromości krzywej magnesowania.
2. Podczas rozcinania arkusza 500 × 500 mm na pasy aż do szerokości ~ 16 mm straty całkowite na jednostkę masy blach orientowanych z izolacją C2 - C5 wzrosły, w zależności od wartości indukcji magnetycznej przy której były mierzone, średnio o ok. 25 %, z izolacją C2 – C6 o 16...21 %, natomiast z dodatkowo nałożoną warstwą lakieru Dynophen wzrosła najmniej tj. ok. 9...17 %. Przyrost strat szczególnie zmalał przy B = 1 T z ok. 27% dla izolacji karlitowej C2 – C5, zmalał do 16 % z pokryciem lakierowym C2 – C6 i C2 – C6 + Dynophen.
3. Rozcinanie arkusza 500 × 500 mm na pasy aż do szerokości ~16 mm z izolacją karlitową C2 – C5 spowodowało ok. 140 % wzrost natężenia pola magnesującego do indukcji B_m = 1,7 T, ok. 85 % do indukcji B_m = 1,5 T i ok. 45 % dla B_m = 1,0 T. Natomiast dla arkusza z izolacją C2 – C6 wzrosło o ok. 135 % dla B_m= 1,7 T, 75 % dla B_m = 1,5 T i 10% dla B_m = 1,0 T. Z dodatkowym pokryciem lakierowym (Dynophen) przyrosty natężenia pola magnesującego są mniejsze; dla B_m = 1,7 T wzrosło 120 %, natomiast dla B_m = 1,5 T wzrosło 85%, a dla B_m = 1,0 T o ok. 15 %.
4. Największe przyrosty strat całkowitych i zmniejszenie stromości krzywej magnesowania występują w badanych blachach orientowanych gdy szerokość pasków jest mniejsza od ~100 mm.
5. Powłoka lakierowa, jak spodziewano się spowodowała mniejszy przyrost strat całkowitych (szczególnie dodatkowo naniesiona warstwa lakieru Dynophen), oraz przyczyniła się do zmniejszenia spłaszczenia krzywej magnesowania. Jest to jednak okupione pogorszeniem się współczynnika wypełnienia.

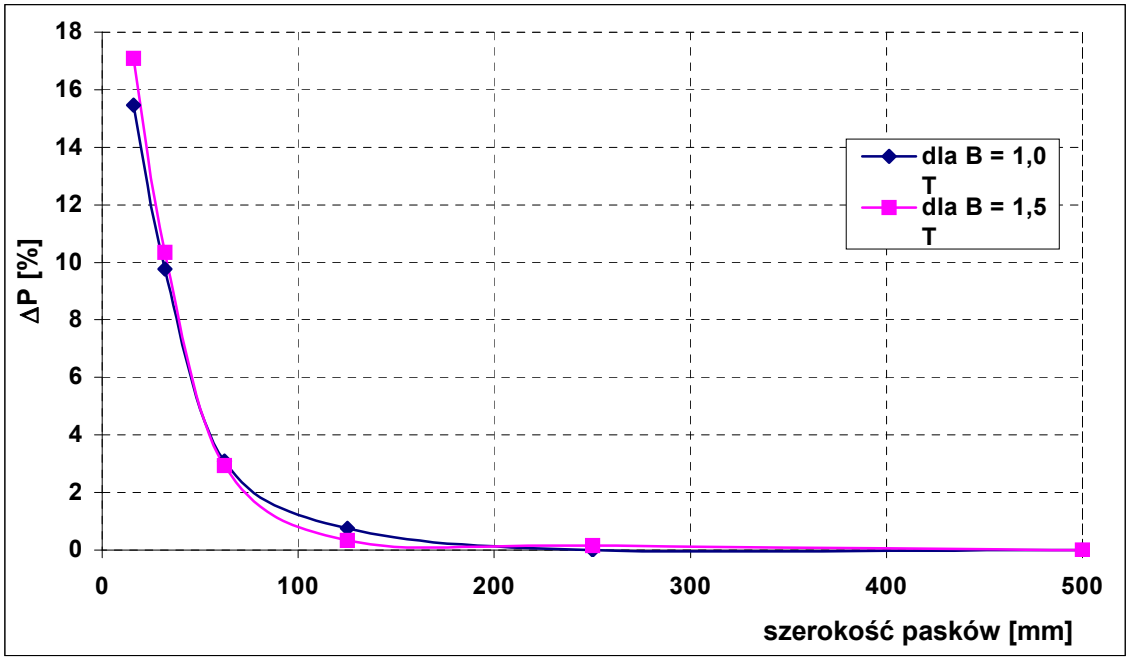
Podobne badania wykonano dla blach nieorientowanych. Na rysunkach 3.20...3.31 przedstawiono wpływ wykrawania na właściwości magnetyczne blachy nieorientowanej gat. EP330 – 50A z izolacją lakierową C6 naniesioną przez producenta Stalprodukt S.A. i z dodatkową izolacją lakierową (Dynophen). Badania wykonano wzdłuż i w poprzek kierunku walcowania. Nie wykonano badań blach nieorientowanych z izolacją karlitową (C2 – C5) albowiem dla tego gatunku nie jest stosowana.

Na rysunkach 3.20...3.25 przedstawiono wpływ wykrawania blachy nieorientowanej gat. EP330-50A o zawartości 3 % Si z izolacją lakierową C6 naniesioną przez producenta, natomiast na rys.3.26...3.31 z dodatkową warstwą lakieru Dynophen. Aby stwierdzić jaki wpływ ma zawartość krzemu i średnia wielkość ziarna na właściwości po wykrawaniu wykonano badania dla blachy

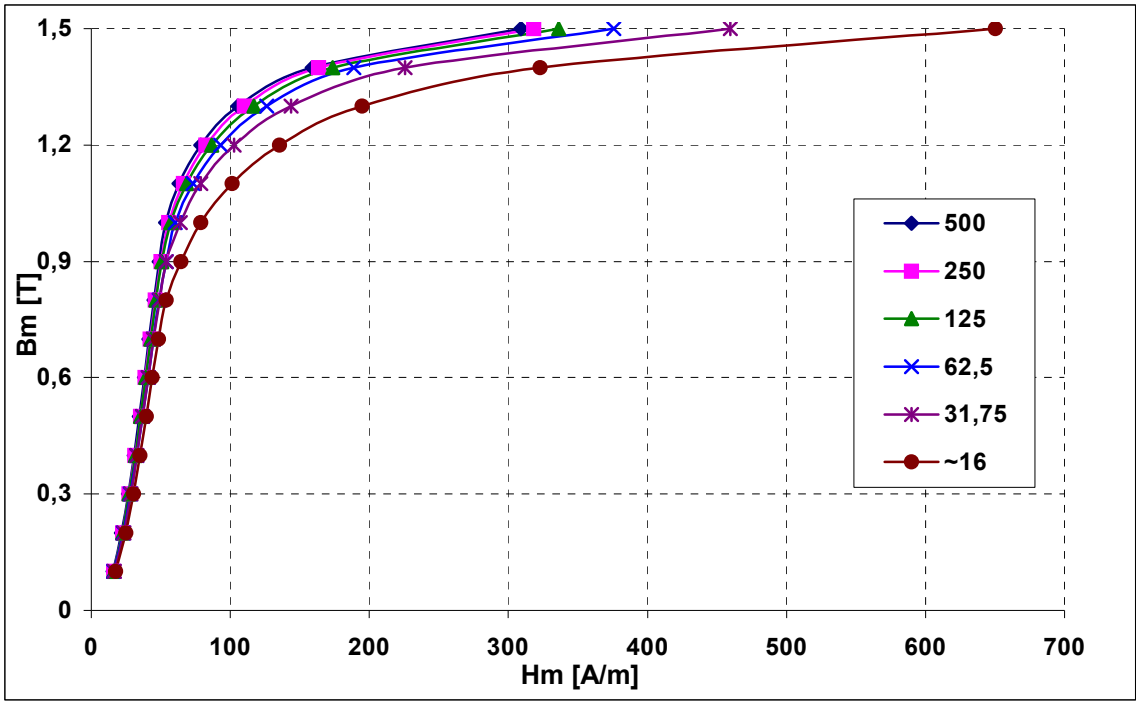
nieorientowanej gat. EP600-50A o zawartości 1 % Si. Wyniki przedstawiono na rys. 3.32...3.35.



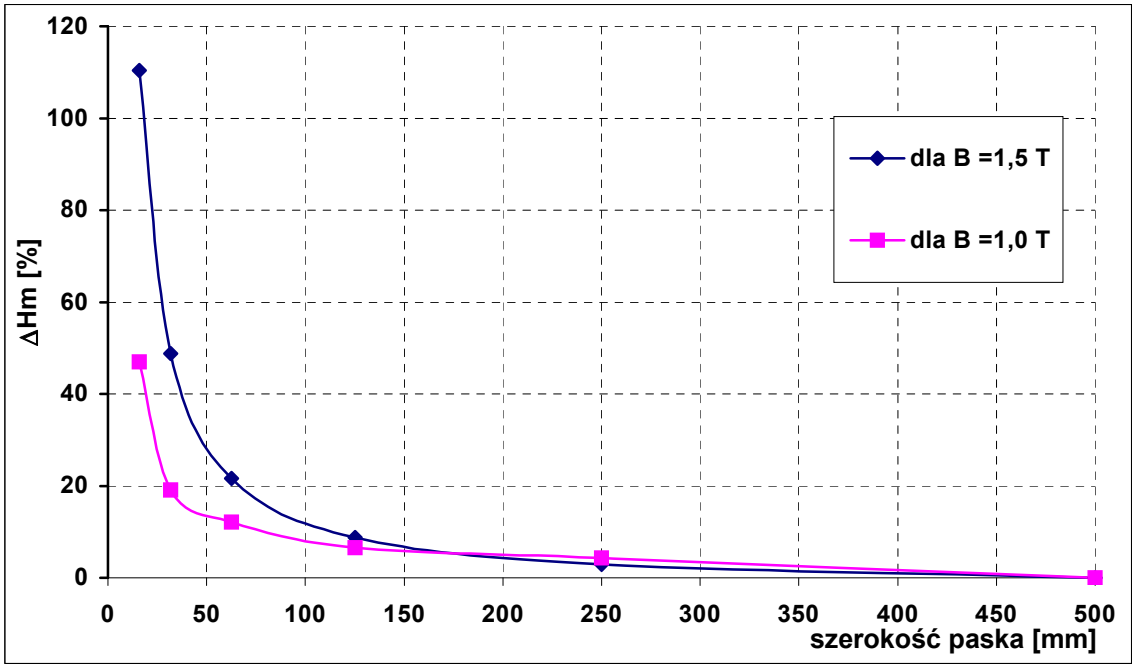
Rys.3.20. Względna zmiana strat całkowitych po wykrawaniu blachy nieorientowanej EP330-50 A o zawartości 3% Si wzdłuż kierunku walcowania z izolacją C6 [186].



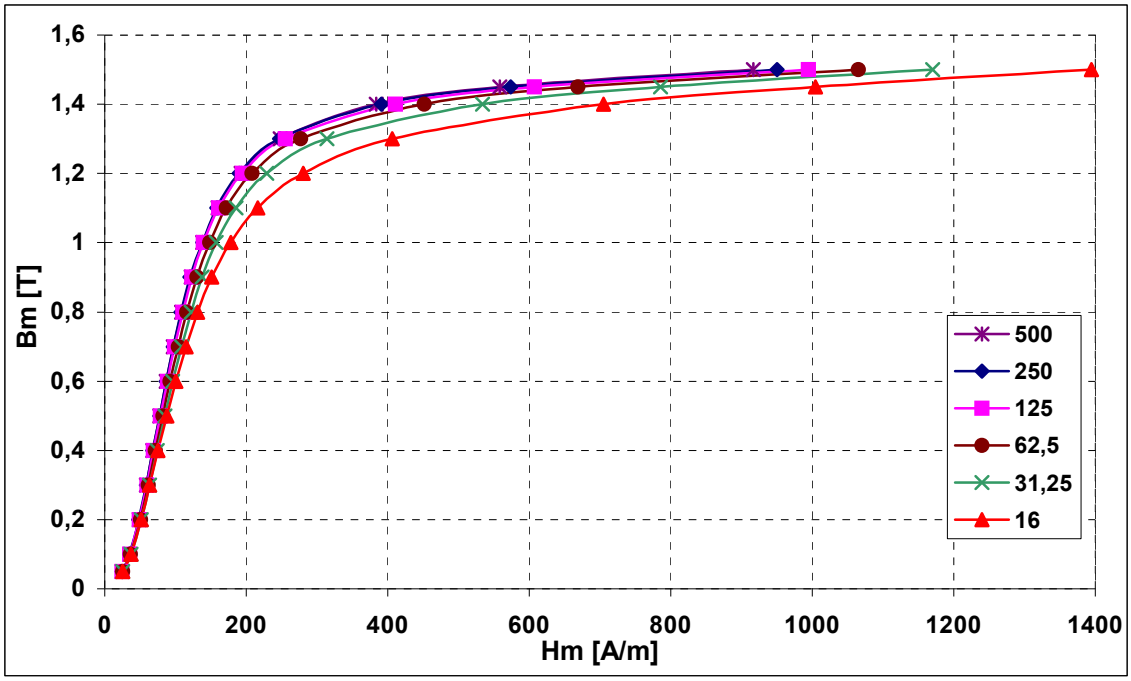
Rys.3.21. Względna zmiana strat całkowitych po wykrawaniu blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3% Si w kierunku prostopadłym do walcowania z izolacją C6 [186].



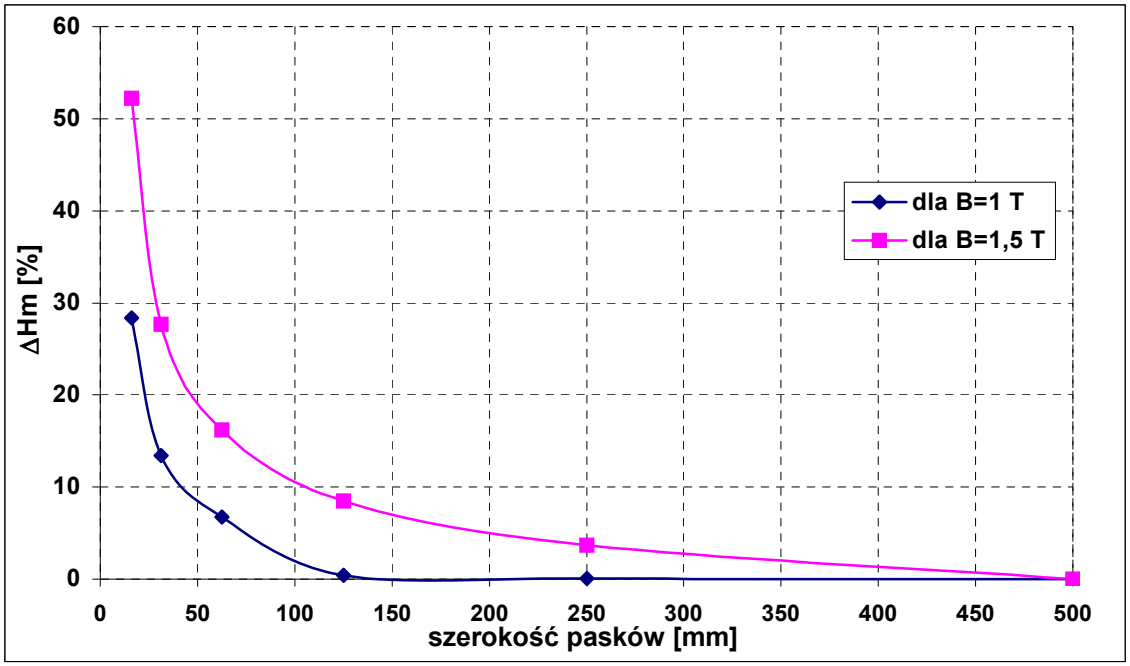
Rys.3.22. Charakterystyki magnesowania po wykrawaniu blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3 % Si wzdłuż kierunku walcowania z izolacją C6 w zależności od szerokości pasków [186].



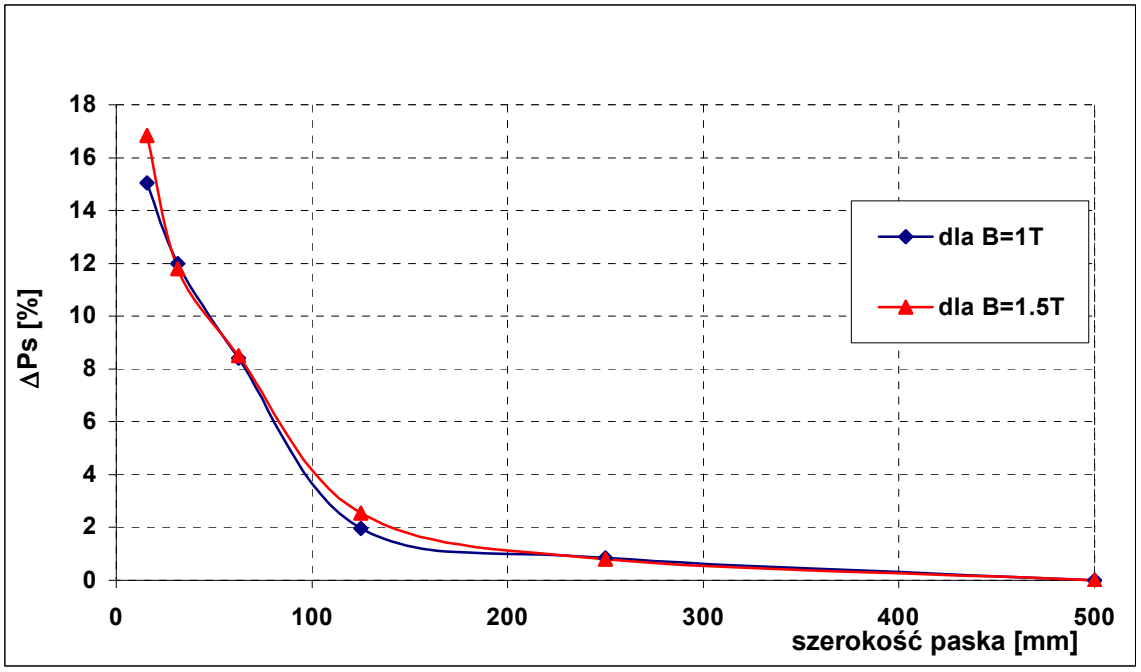
Rys.3.23. Względna zmiana natężenia pola magnesującego po wykrawaniu blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3 % Si wzdłuż kierunku walcowania z izolacją C6 [186].



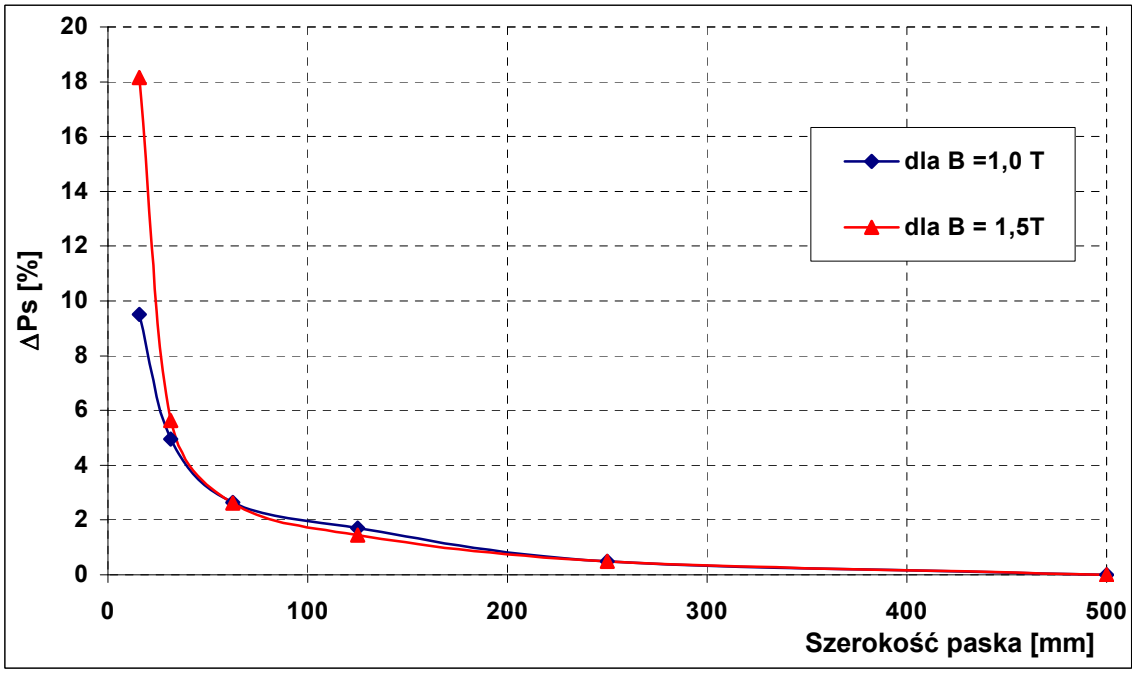
Rys.3.24. Charakterystyki magnesowania po wykrawaniu blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3 % Si w kierunku prostopadłym do walcowania z izolacją C6 w zależności od szerokości pasków [186].



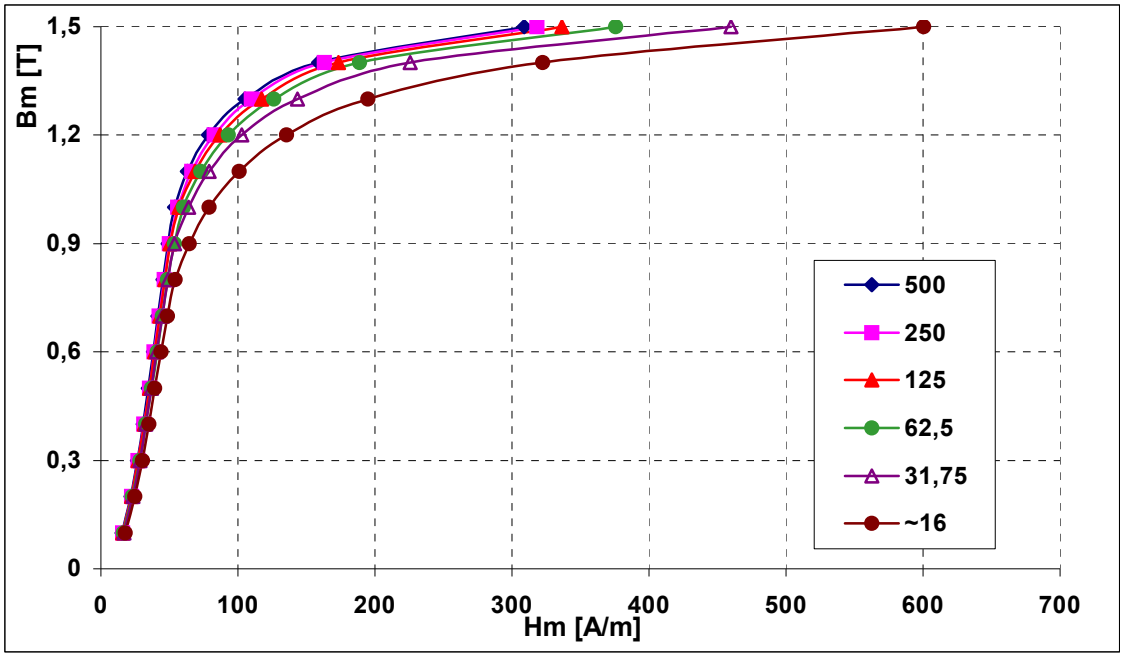
Rys.3.25. Względna zmiana natężenia pola magnesującego po wykrawaniu blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3 % Si z izolacją C6 w kierunku prostopadłym do walcowania [186].



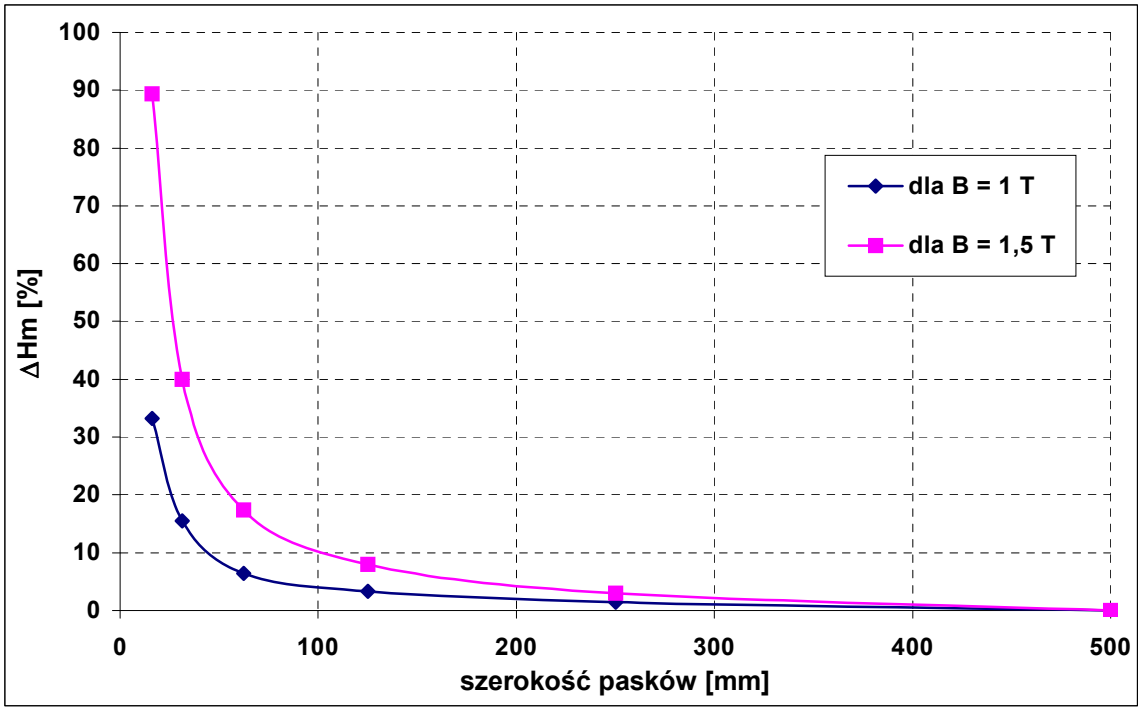
Rys.3.26.Względna zmiana strat całkowitych po wykrawaniu blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3 % Si z izolacją C6 i dodatkowo z lakierem Dynophen wzdłuż kierunku walcowania [186].



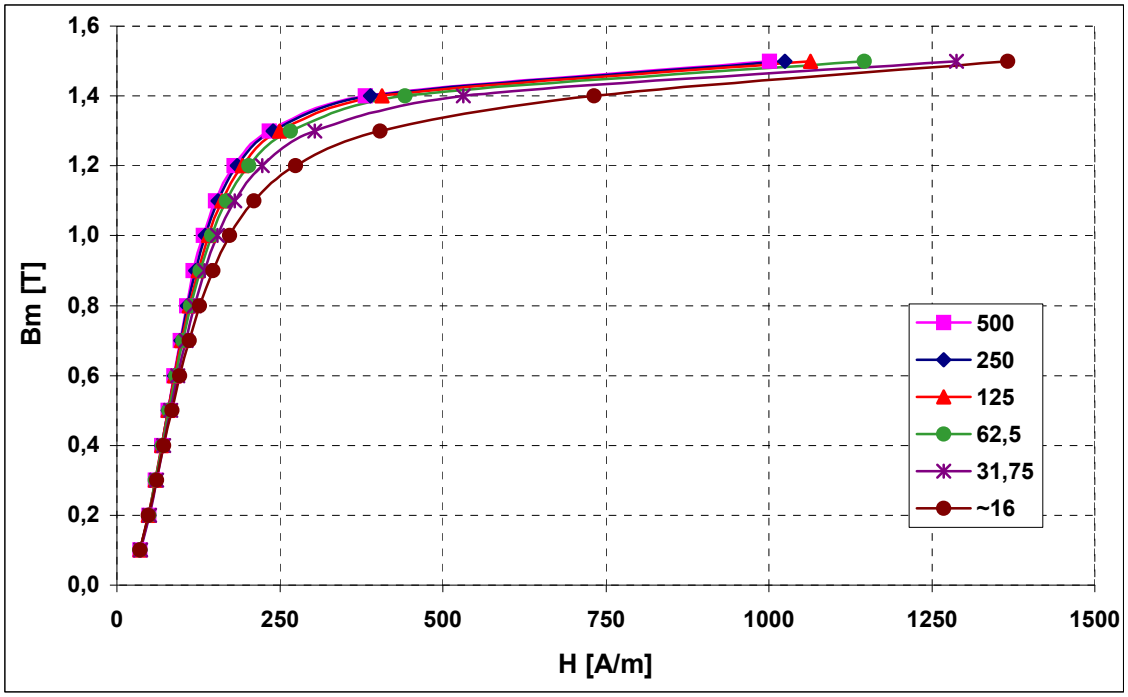
Rys.3.27. Względna zmiana strat całkowitych po wykrawaniu blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3 % Si z izolacją C6 i dodatkowo z lakierem Dynophen w kierunku prostopadłym do walcowania [186].



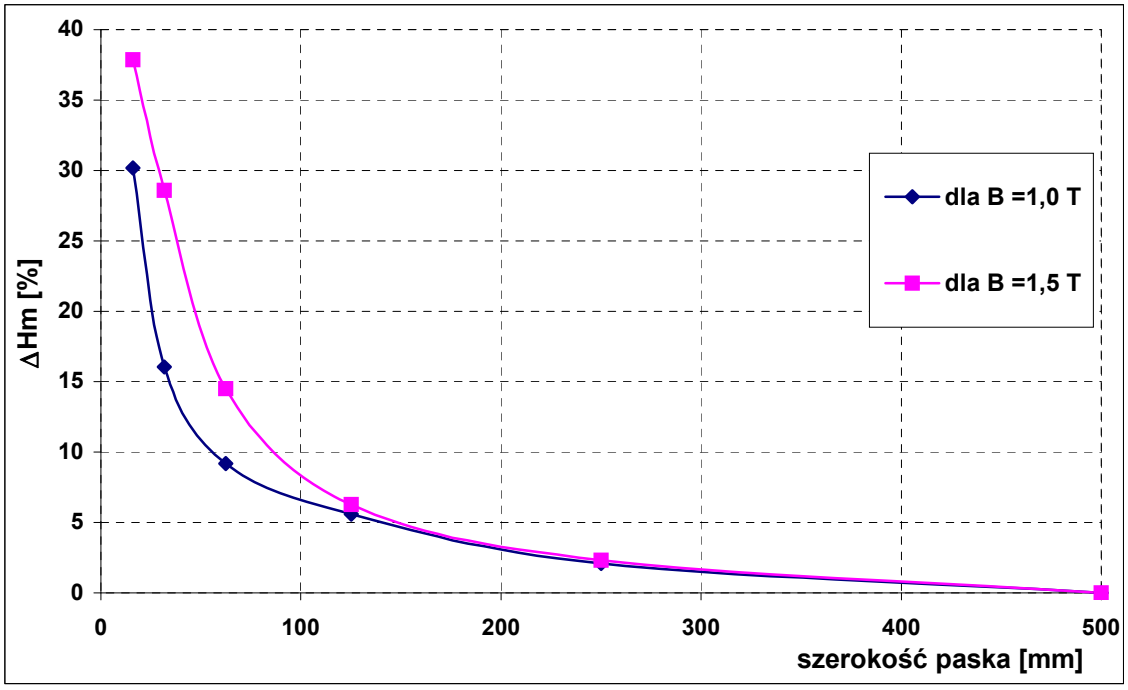
Rys.3.28. Charakterystyki magnesowania po wykrawaniu blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3 % Si z izolacją C6 i dodatkowo z lakierem Dynophen wzdłuż kierunku walcowania dla różnych szerokości pasków [186].



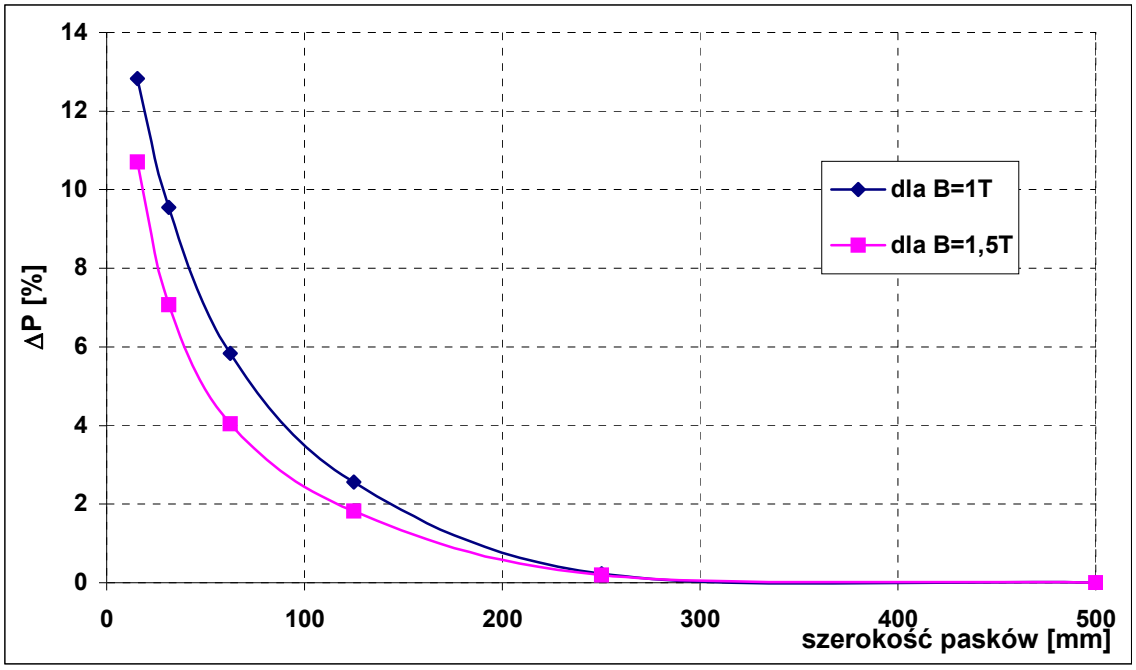
Rys.3.29. Względna zmiana natężenia pola magnesującego po wykrawaniu blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3 % Si z izolacją C6 i dodatkową izolacją lakierową (Dynophen) wzdłuż kierunku walcowania [186].



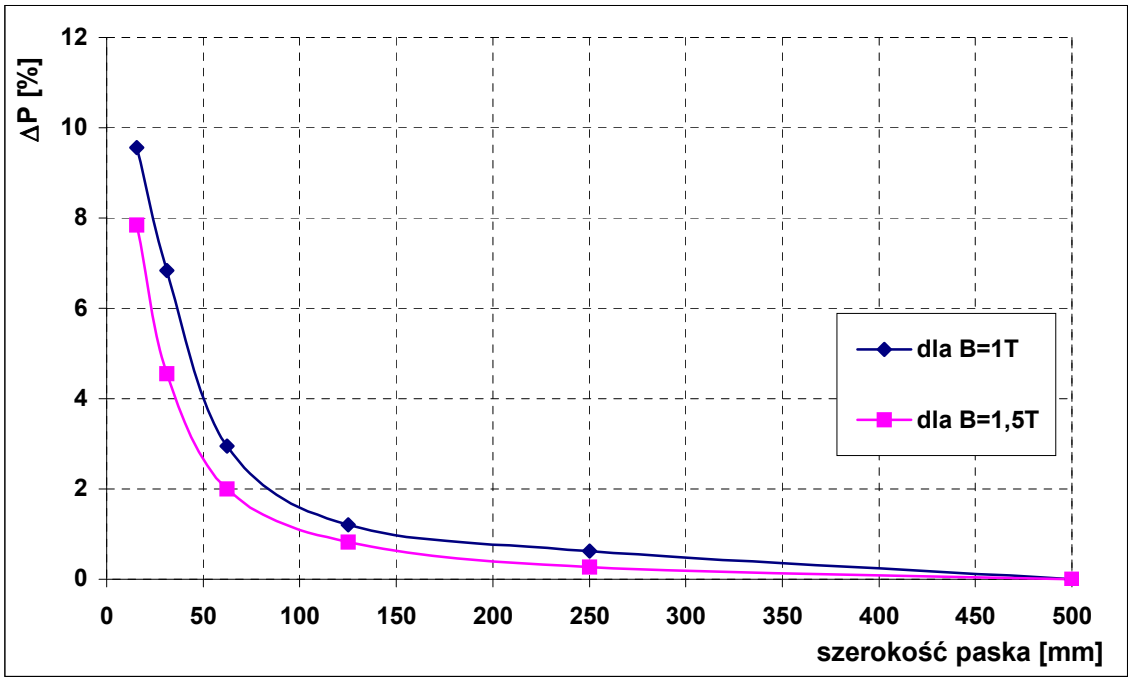
Rys.3.30. Charakterystyki magnesowania po wykrawaniu blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3 % Si z izolacją C6 i dodatkową izolacją lakierową (Dynophen) w kierunku prostopadłym do walcowania dla różnych szerokości pasków [186].



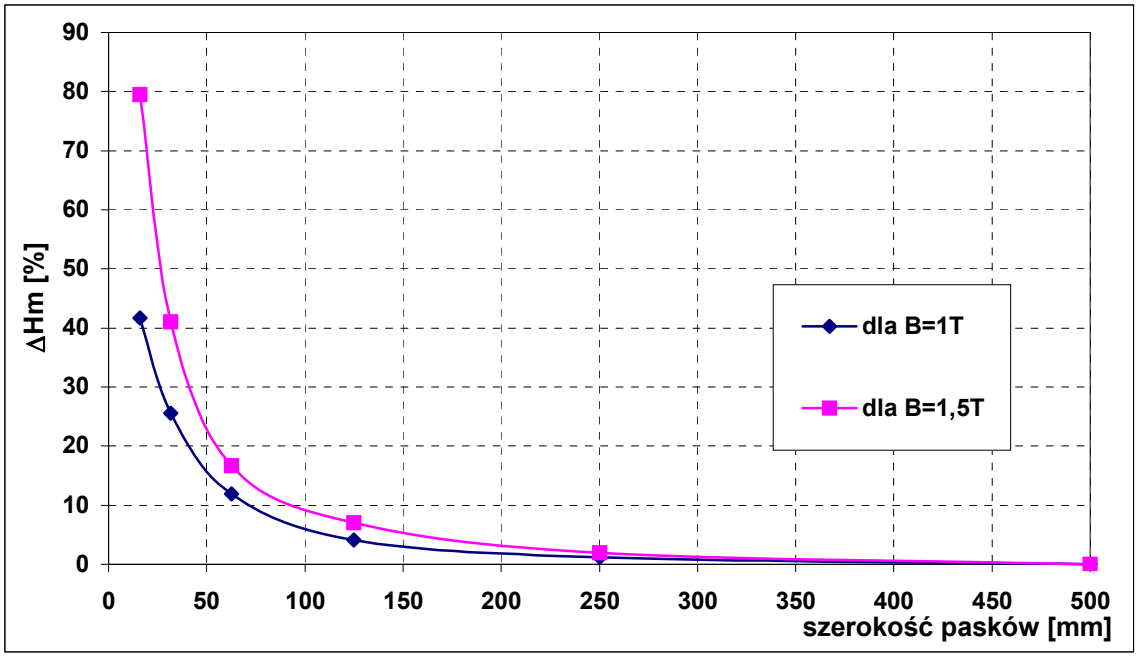
Rys.3.31. Względna zmiana natężenia pola magnesującego po wykrawaniu blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3 % Si z izolacją C6 i dodatkową izolacją lakierową (Dynophen) w kierunku prostopadłym do walcowania [186].



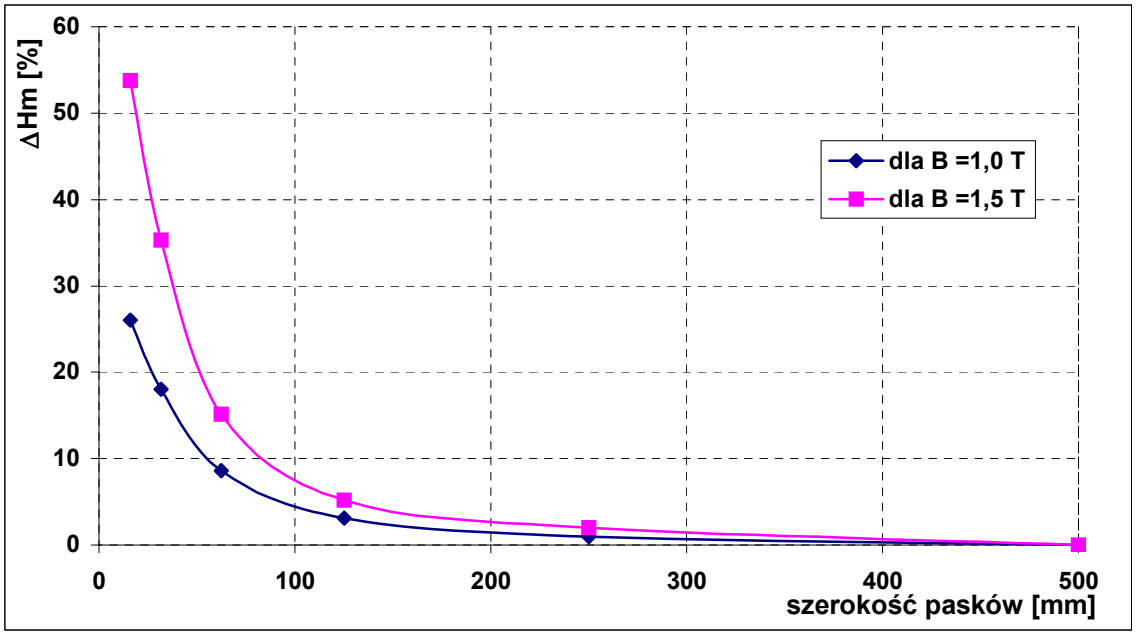
Rys.3.32. Względna zmiana strat całkowitych po wykrawaniu blachy nieorientowanej EP600-50A o zawartości 1 % Si z izolacją lakierową C6 wzdłuż kierunku walcowania [186].



Rys.3.33. Względna zmiana strat całkowitych po wykrawaniu blachy nieorientowanej EP600-50A o zawartości 1 % Si z izolacją C6 w kierunku prostopadłym do walcowania [186].



Rys.3.34. Względna zmiana natężenia pola magnesującego po wykrawaniu blachy nieorientowanej EP600-50A o zawartości 1 % Si z izolacją C6 wzdłuż kierunku walcowania [186].



Rys.3.35. Względna zmiana natężenia pola magnesującego po wykrawaniu blachy nieorientowanej EP600-50A o zawartości 1 % Si z izolacją C6 w poprzek kierunku walcowania [186].

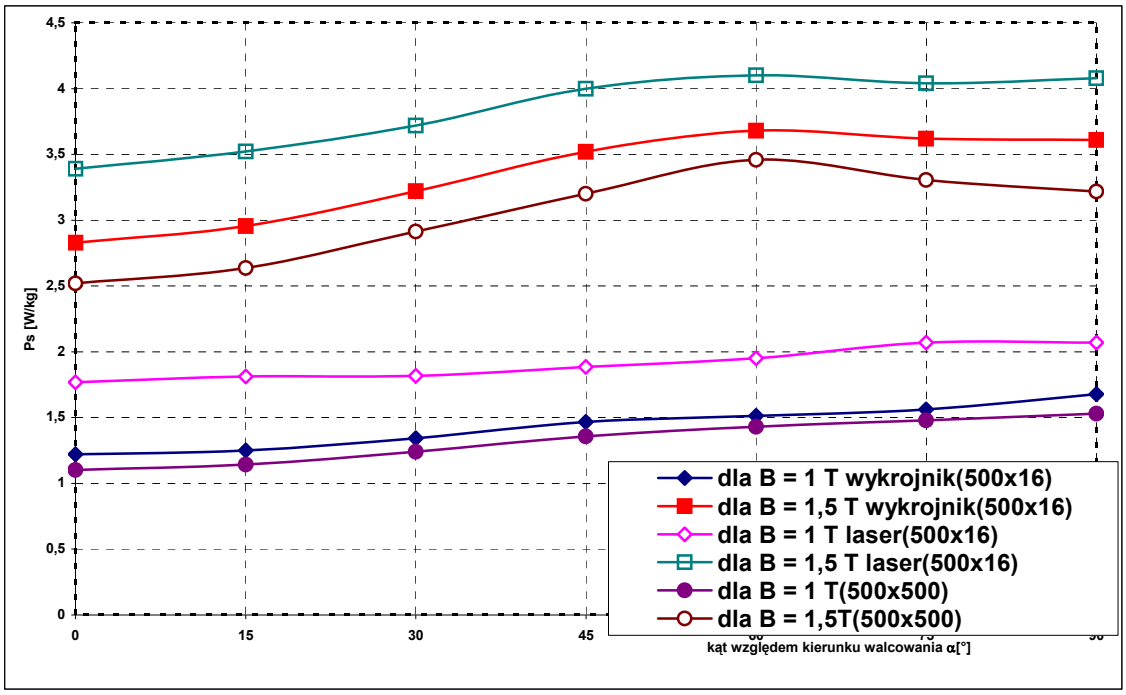
Przedstawione na rysunkach 3.20...3.31 wyniki pozwalają stwierdzić, że istnieje niewielki wpływ dodatkowej izolacji lakierowej Dynophen na straty całkowite oraz krzywą magnesowania izotropowej blachy gat. EP330 – 50A. Różnice przyrostu strat wahają się w granicach paru procent. Aby zastosować dodatkową powłokę lakierową, należy wziąć pod uwagę zmniejszenie współczynnika zapełnienia oraz koszt lakieru i jego nałożenia na powierzchnie blachy. Dla większości producentów maszyn elektrycznych w kraju, czynnikiem decydującym pozostaje zmniejszenie zużycia się wykrojników wskutek właściwości smarnych lakieru, dlatego stosują blachy z pokryciem C6 [41, 42, 47, 99]. Dodatkowe lakierowanie stosuje się jedynie w przypadku segmentów rdzeni magnetycznych dużych maszyn np. generatorów. Dodatkowe lakierowanie segmentów - wykrojów rdzenia wykonuje się wówczas w celu zwiększenia rezystywności powłoki elektroizolacyjnej.

Wyniki przedstawione na rysunkach 3.32...3.35 świadczą, że blacha elektrotechniczna nieorientowana EP600-50A o zawartości 1 % Si jest mniej podatna na szkodliwy wpływ wykrawania niż blacha EP330-50A o większej zawartości krzemu (ok. 3 % Si). Dla blachy o mniejszej zawartości krzemu stwierdzono o kilka procent mniejszy wzrost strat całkowitych dla kierunków: wzdłużnego i prostopadłego do walcowania. Podobnie i natężenie pola magnetycznego dla 1 T i 1,5 T wzrosło mniej aniżeli dla blachy o zawartości 3 % Si.

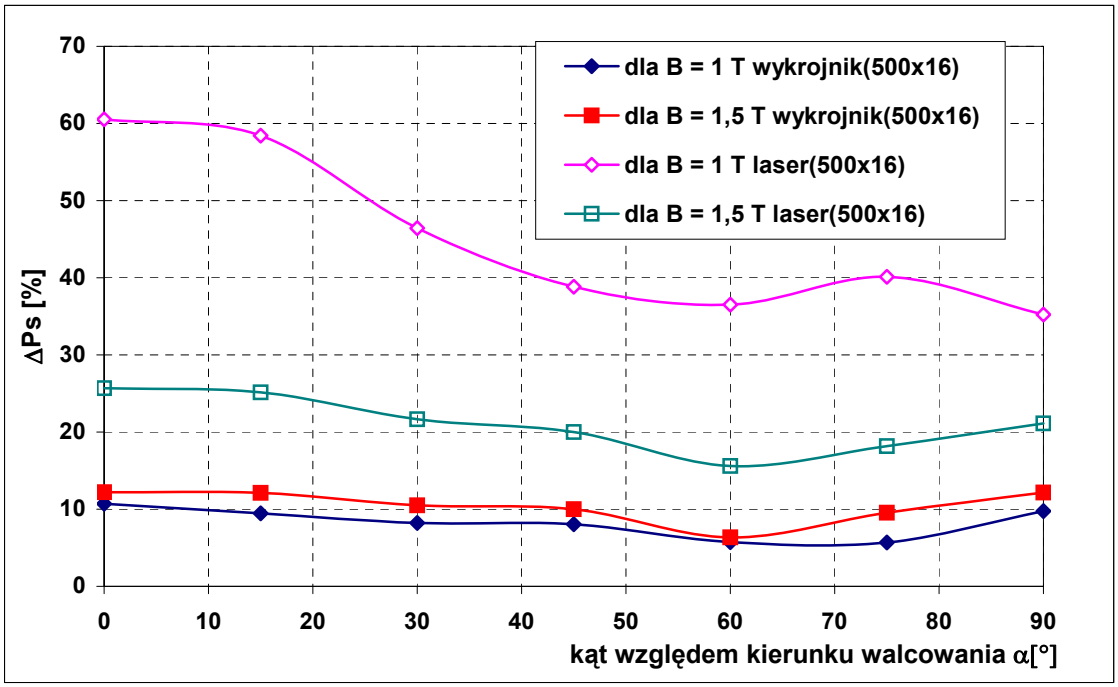
Aby stwierdzić jak pogarszają się właściwości magnetyczne po wykrawaniu i wycinaniu laserem, wykonano badania dla blachy nieorientowanej gat. EP330–50A o zawartości ok. 3 % Si i grubości 0,5 mm oraz blachy orientowanej gat. 111-35N5 o grubości 0,35 mm i o zawartości 3 % Si. Badania dla blachy nieorientowanej wykonano dla kierunków magnesowania 0°, 15°, 30° 45°, 60°, 75°, 90° w stosunku do walcowania, natomiast badania blachy orientowanej wykonano wzdłuż i w poprzek kierunku walcowania. Wszystkie blachy nieorientowane posiadały pokrycie elektroizolacyjne C6, natomiast orientowane C2 – C5. Dla blach nieorientowanych wyniki przedstawiono dla indukcji B = 1,0 T, 1,5 T, natomiast dla blach orientowanych dla B = 1,0 T, 1,5 T i 1,7 T.

Przez wykrawanie przyjęto nazywać rozcinanie badanego arkusza za pomocą gilotyny mimośrodowej. Ostrze tnące poruszało się pionowo w dół. Podczas cięcia blacha dociskana była do stołu gilotyny z siłą ok. 500 N. Szczelina pomiędzy nieruchomym ostrzem dolnym i ruchomym ostrzem górnym wynosiła ok. 0,03 mm. Promień na ostrzu noży gilotyny $R \leq 0{,}02$ mm. Natomiast wycinanie realizowano za pomocą lasera impulsowego CO_2 o częstotliwości od 5 do 10 kHz na specjalnym z automatyzowanym i skomputeryzowanym stanowisku w Alstom Power Generators we Wrocławiu. Gęstość mocy wiązki laserowej wynosiła ok. $2{,}5 \cdot 10^5$ W/cm^2, natomiast średnica ogniska wiązki lasera 64 μm. Podczas cięcia wzdłuż wiązki laserowej podawany był azot. Prędkość cięcia we wszystkich przypadkach była jednakowa i wynosiła ok. 1 m/s [140].

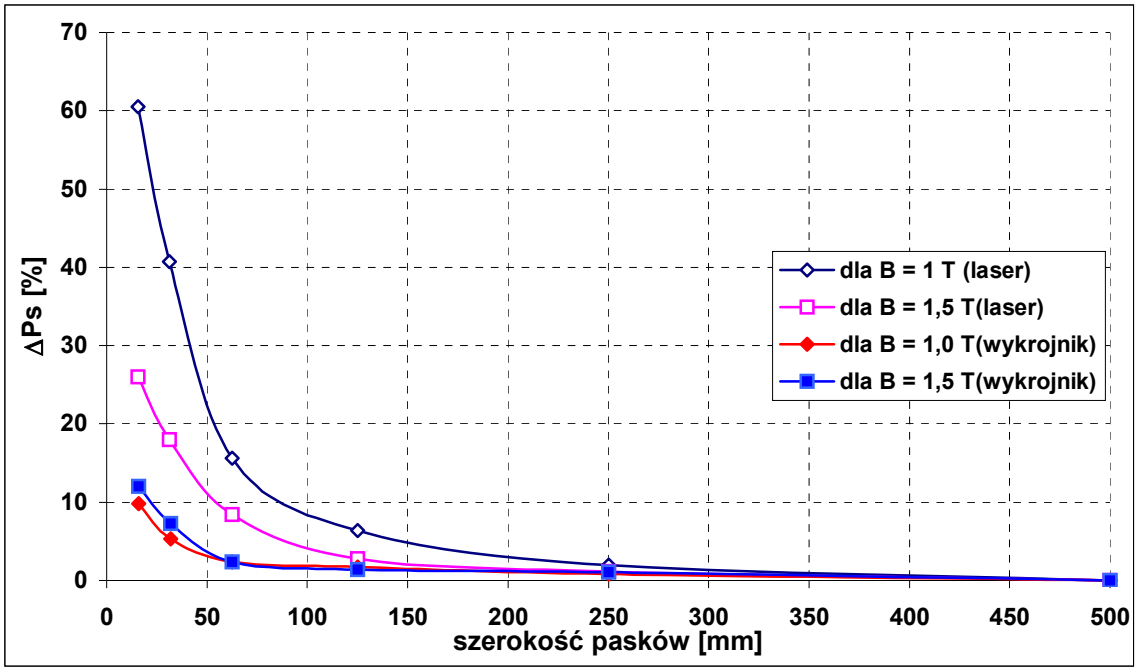
Charakterystyki strat całkowitych i krzywych magnesowania w badanych próbkach w postaci arkusza 500×500 i pasków wyznaczano przy częstotliwości 50 Hz. Wyniki pomiarów przedstawiono na rys. 3.36 –3.49.



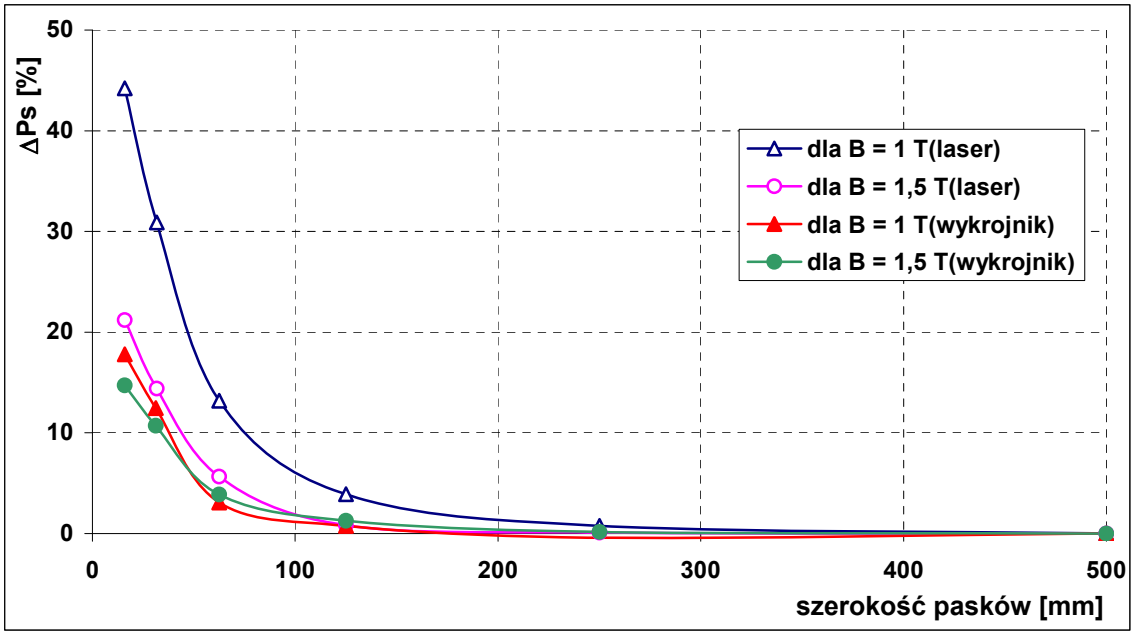
Rys.3.36. Zmiana strat całkowitych blachy nieorientowanej EP330-50A po wykrawaniu wykrojnikiem i za pomocą lasera pod różnymi kątami względem walcowania [103].



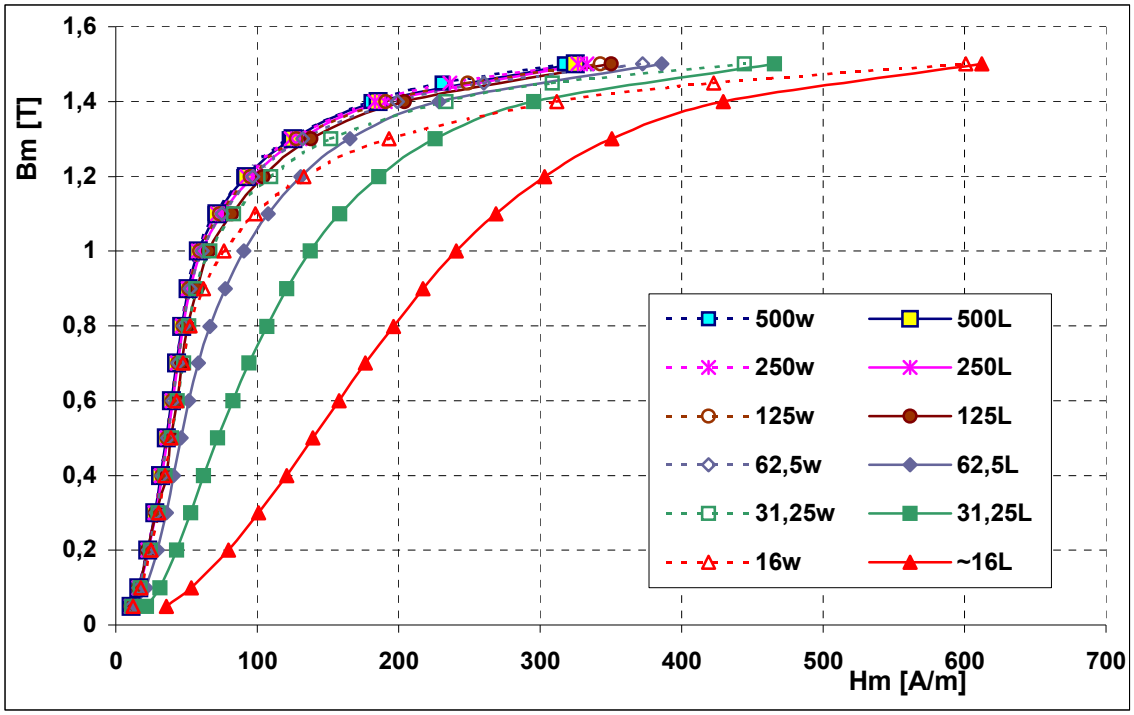
Rys.3.37. Względna zmiana strat całkowitych blachy nieorientowanej EP330-50A po wykrawaniu wykrojnikiem i za pomocą lasera pod różnymi kątami względem walcowania [103].



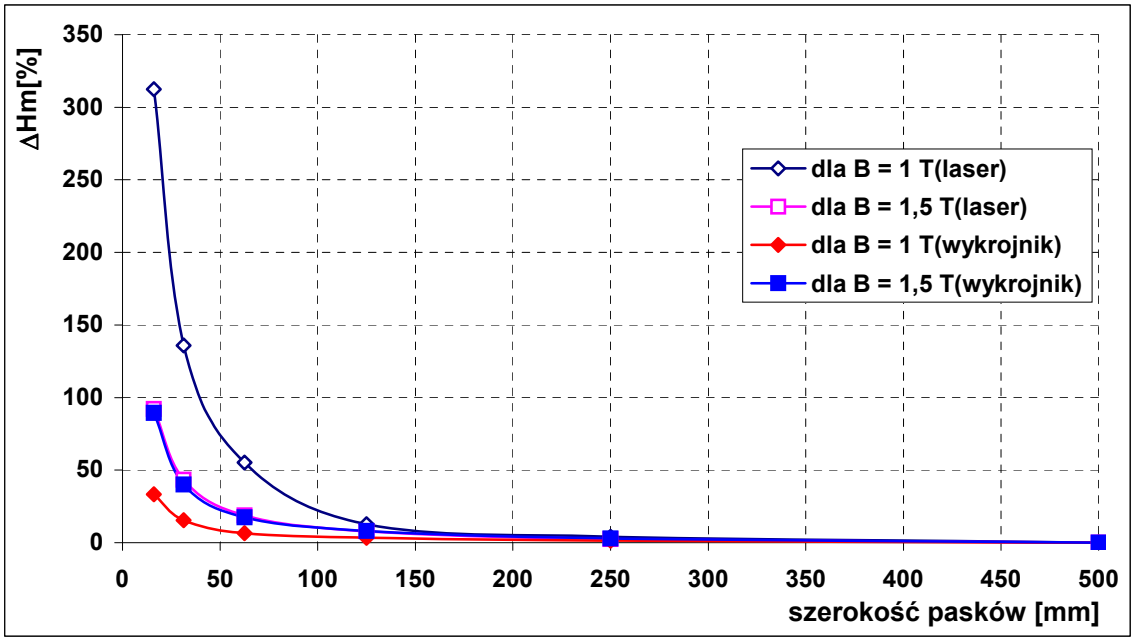
Rys.3.38. Względna zmiana strat całkowitych blachy nieorientowanej EP330-50A po wykrawaniu wykrojnikiem i za pomocą lasera wzdłuż kierunku walcowania [103, 131, 180].



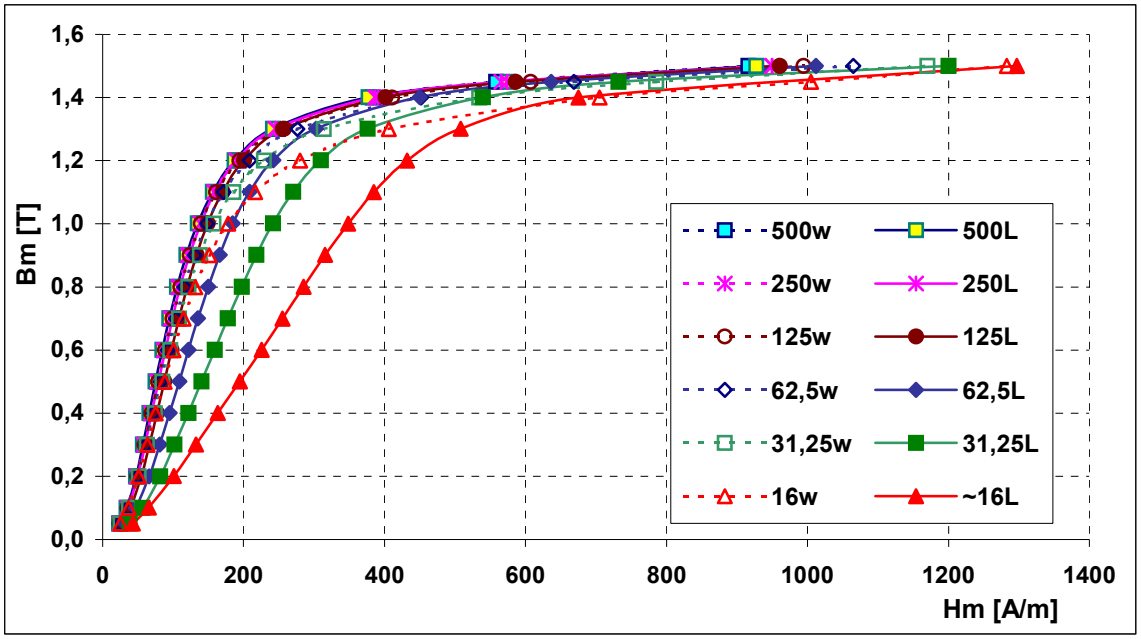
Rys.3.39. Względna zmiana strat całkowitych blachy nieorientowanej EP330-50A po wykrawaniu za pomocą wykrojnika i lasera w kierunku prostopadłym do walcowania [103, 131, 180].



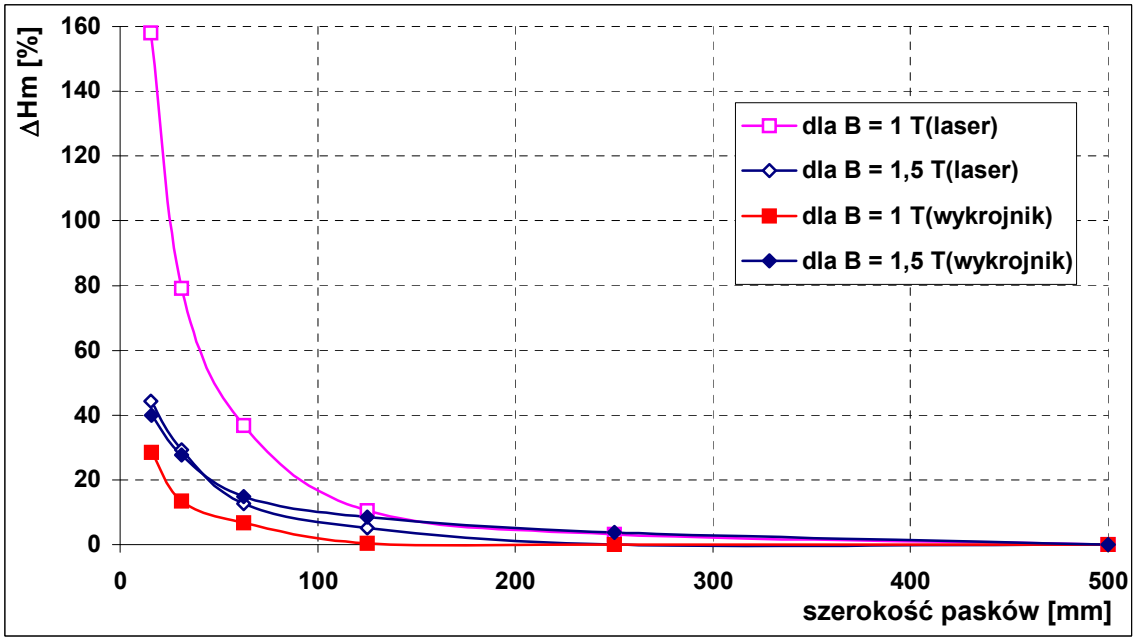
Rys.3.40. Charakterystyki magnesowania dla różnych szerokości pasków blachy nieorientowanej EP330-50A po wycinaniu laserem (L) i wykrawaniu (w) wzdłuż kierunku walcowania [103, 131, 180].



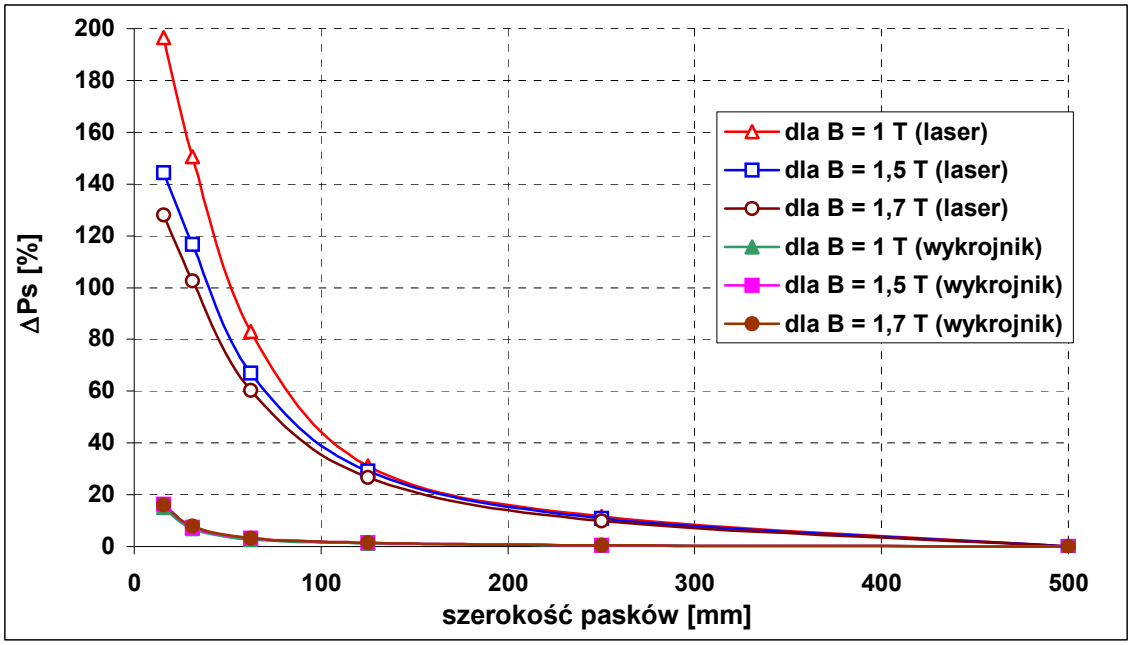
Rys.3.41. Względna zmiana natężenia pola magnesującego po wykrawaniu wykrojnikiem i wycinaniu laserem blachy nieorientowanej EP330-50A w kierunku równoległym do walcowania [103, 131, 180].



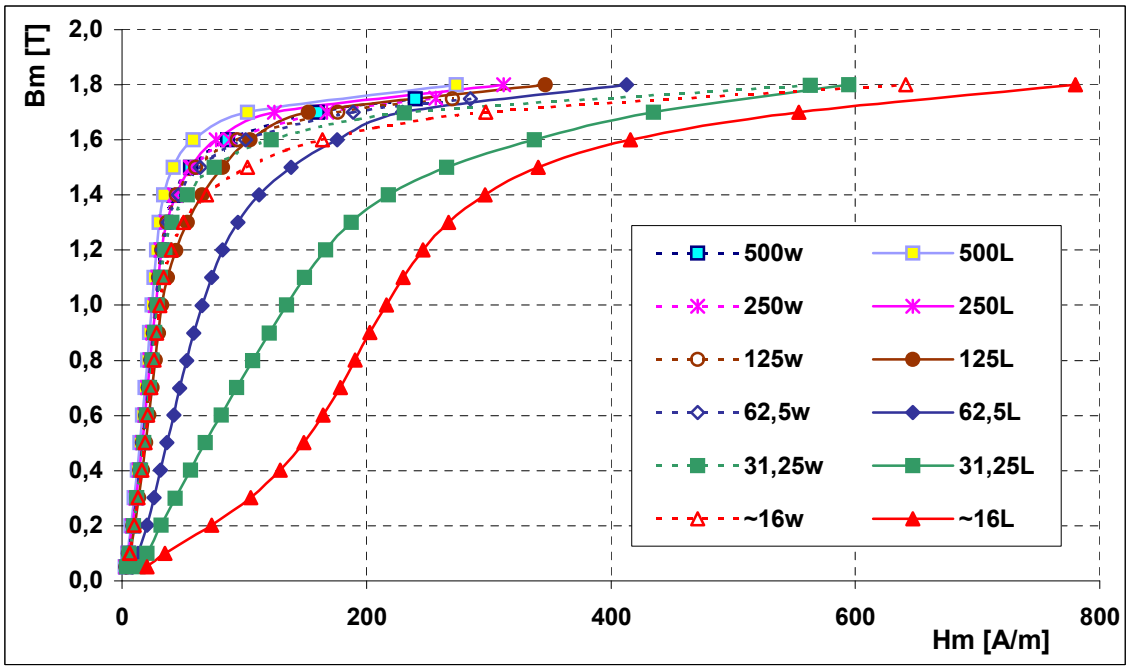
Rys.3.42. Charakterystyki magnesowania po wycinaniu laserem (L) i wykrawaniu (w) dla różnych szerokości pasków blachy nieorientowanej EP330-50A w kierunku prostopadłym do walcowania [103, 131, 180].



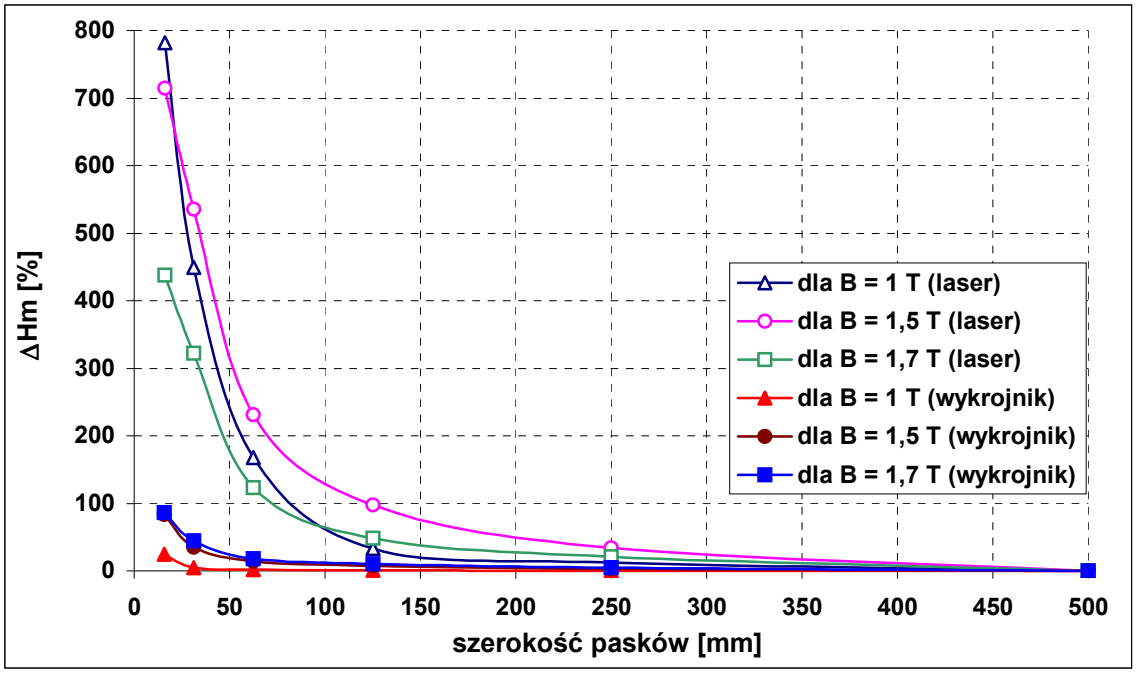
Rys.3.43. Względna zmiana natężenia pola magnesującego po wykrawaniu wykrojnikiem i wycinaniu laserem blachy nieorientowanej EP330-50A w kierunku prostopadłym do walcowania [103, 131, 180].



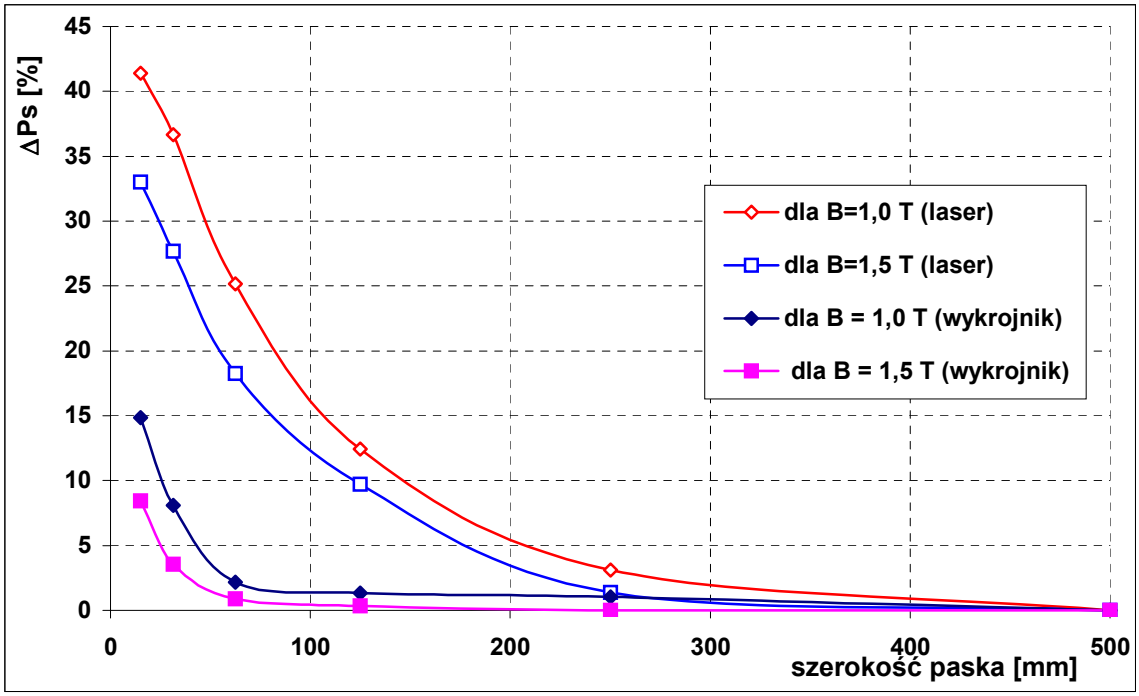
Rys.3.44. Względna zmiana strat całkowitych blachy orientowanej 111-35N5 po wykrawaniu i wycinaniu laserem wzdłuż kierunku walcowania [103, 131, 180].



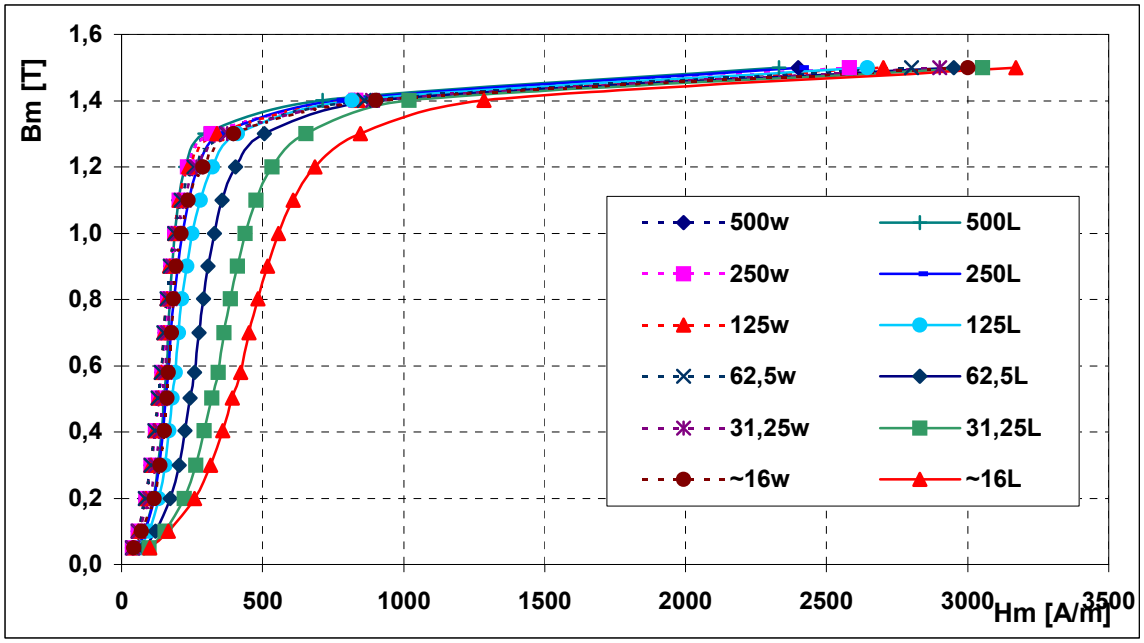
Rys.3.45. Charakterystyki magnesowania dla różnych szerokości pasków blachy orientowanej 111-35N5 po wycinaniu laserem (L) i wykrawaniu (w) wzdłuż kierunku walcowania [103, 131, 180].



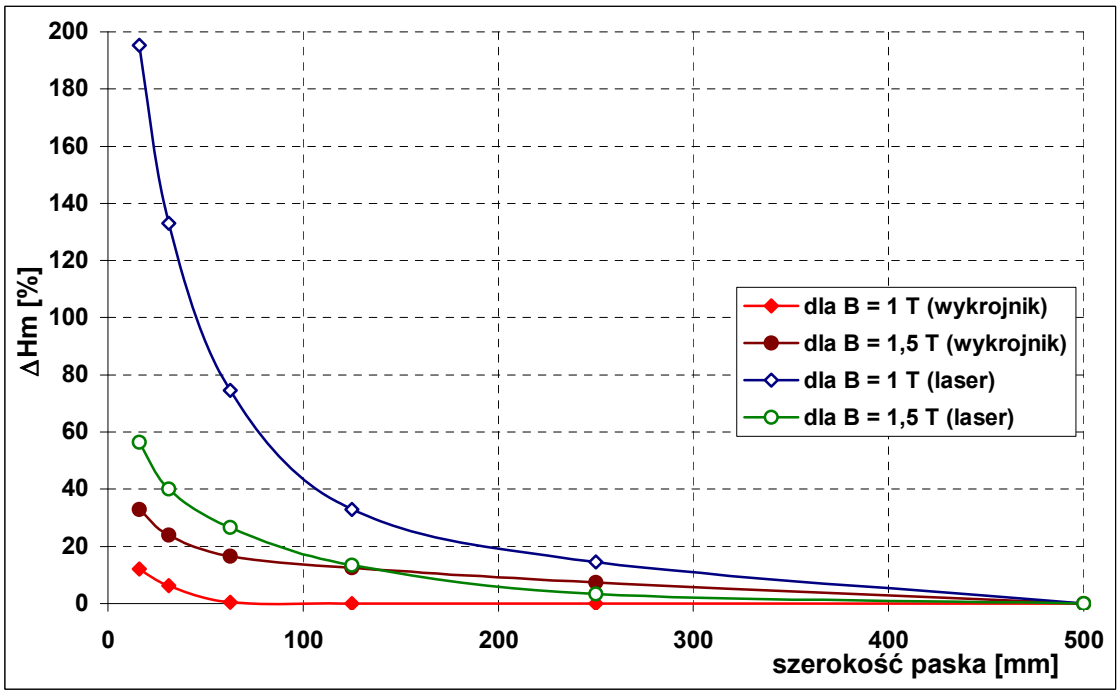
Rys.3.46. Względne zmiany natężenia pola magnesującego po wycinaniu laserem i wykrawaniu blachy orientowanej 111-35N5 wzdłuż kierunku walcowania [103, 131, 180].



Rys.3.47. Względna zmiana strat całkowitych po wykrawaniu za pomocą wykrojnika i lasera blachy orientowanej 111-35N5 w kierunku prostopadłym do walcowania [103, 131, 180].



Rys.3.48. Charakterystyki magnesowania dla różnych szerokości pasków blachy orientowanej 111-35N5 po wycinaniu laserem (L) i wykrawaniu (w) prostopadle do kierunku walcowania [103, 131, 180].



Rys.3.49. Względne zmiany natężenia pola magnesującego po wycinaniu laserem i wykrawaniu blachy orientowanej 111-35N5 w kierunku prostopadłym do walcowania [103, 131, 180].

Wyniki badań wskazują jednoznacznie, że od szerokości poniżej 200 mm cięcie laserem blach elektrotechnicznych powoduje znacznie większy przyrost strat całkowitych i spłaszczenie charakterystyk magnesowania badanych próbek niż wykrawanie za pomocą wykrojnika.

Straty całkowite na jednostkę masy blachy nieorientowanej po cięciu laserem do szerokości 16 mm dla kierunku równoległego do walcowania wzrastają o 60 % dla indukcji 1,0 T i ok. 25 % dla 1,5 T. Po wykrawaniu wykrojnikiem przyrosty strat są znacznie mniejsze i wynoszą ok. 15 % dla 1,0 T oraz ok. 20 % dla 1,5 T (rys.3.37 i 3.38). Zgodnie z oczekiwaniami mniejsze przyrosty strat stwierdzono dla pozostałych kierunków w stosunku do walcowania. Przyrosty strat całkowitych wyniosły po cięciu laserem dla kierunku prostopadłego ok. 45 % dla 1,0 T i ponad 20 % dla 1,5 T, podczas gdy po wykrawaniu ok. 18 % dla indukcji 1,0 T i ok. 15 % dla 1,5 T (rys. 3.37, 3.39). Dla kierunku 60° przyrosty po cięciu laserem wyniosły ponad 35 % dla 1,0 T i ponad 15 % dla 1,5 T, natomiast po wykrawaniu 7 % dla 1,0 i 1,5 T (rys.3.37).

Charakterystyki magnesowania również uległy po cięciu laserem znacznie większemu pogorszeniu niż po wykrawaniu. Dla blachy nieorientowanej po cięciu laserem wzdłuż kierunku walcowania natężenie pola magnesującego dla indukcji 1,0 T wzrosło ponad 300 %, natomiast dla indukcji 1,5 T ok. 95 %. Po wykrawaniu przyrosty natężeń pól magnesujących są znacznie mniejsze. Dla 1,0 T wzrost wyniósł ok. 30 % natomiast dla 1,5 T ok. 90 % (rys. 3.40 i 3.41). Dla kierunku prostopadłego przyrosty natężeń pola magnetycznego wyniosły po cięciu laserem ok. 160 % dla 1,0 T i 45 % dla 1,5 T. Natomiast po wykrawaniu odpowiednio ok. 25 % dla 1,0 T i 40 % dla 1,5 T (rys.3.42 i 3.43).

Dla blach orientowanych wpływ wykrawania i wycinania laserem wzdłuż kierunku walcowania jest jeszcze większy (rys.3.44, 3.45 i 3.46). Rozcinanie na pasy laserem blachy gat. 111 – 35N5 od szerokości 500 mm do ok. 16 mm spowodowało wzrost strat na jednostkę masy o blisko 200 % dla 1,0 T, 145 % dla 1,5 T i ok. 130 % dla 1,7 T. Po wykrawaniu przyrost okazał się znacznie mniejszy. Wyniósł on poniżej 20 % dla tych samych wartości indukcji (rys.3.44). Wpływ wycinania laserem okazał się bardziej szkodliwy również i na krzywą magnesowania (rys.3.45, 3,46). Namagnesowanie pasków szerokości ok. 16 mm do indukcji 1,0 T po cięciu laserem, wymagało bowiem wzrostu natężenia pola magnetycznego o blisko 800 %. Namagnesowanie do indukcji 1,5 T wymagało wzrostu natężenia pola magnesującego o ponad 700 %, natomiast do 1,0 T ok. 450 %. Wpływ wykrawania okazał się nieporównywalnie mniejszy. Dla indukcji magnetycznej 1,0 T wyniósł ok. 25 %, natomiast dla 1,5 i 1,7 T ok. 90 % (rys.3.46).

Szkodliwy wpływ wycinania blach orientowanych w kierunku prostopadłym do walcowania okazał się znacznie mniejszy (rys.3.47...3.49). Przyrosty strat całkowitych na jednostkę masy i natężenia pola magnesującego są kilka razy mniejsze niż dla kierunku zgodnego z walcowaniem.

Powodem tak znacznego pogorszenia właściwości magnetycznych są naprężenia mechaniczne po wykrawaniu i deformacja mikrostruktury (rys.3.7 i 3.8). Znacznie gorsze właściwości magnetyczne pasków po wycinaniu laserem wskazują na wprowadzenie jeszcze większych wewnętrznych naprężeń (termicznych) w większej objętości badanych próbek.

Aby stwierdzić jaki jest wpływ tego rodzaju naprężeń i tak znacznego pogorszenia się właściwości blach elektrotechnicznych w wyniku wykrawania mechanicznego i cięcia laserem na straty histerezowe i wiroprądowe dokonano rozdziału strat metodą dwóch częstotliwości (1 Hz i 50 Hz) przy stałej indukcji maksymalnej B_m i stałym współczynniku kształtu napięcia wtórnego. Natomiast straty wiroprądowe klasyczne wyznaczono ze wzoru [107, 108]:

$$P_{WK} = 0{,}1645 \frac{d^2 f^2 B_m^2}{\rho\gamma} \quad \text{[W/kg]} \tag{3.1}$$

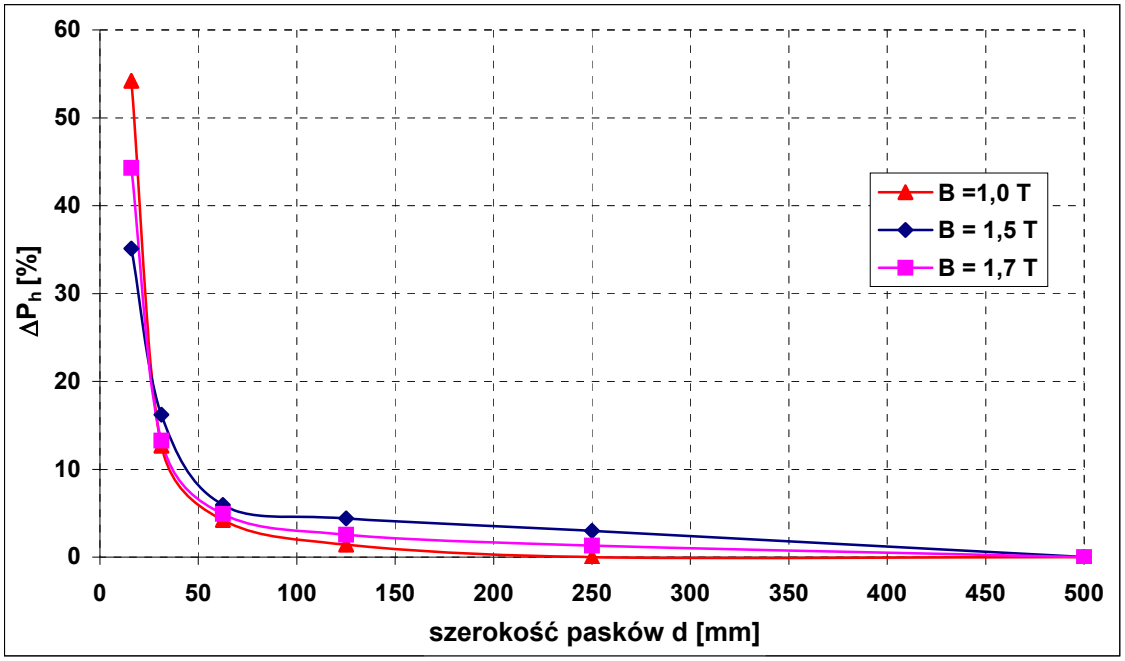
w którym:

d – grubość blachy w mm,

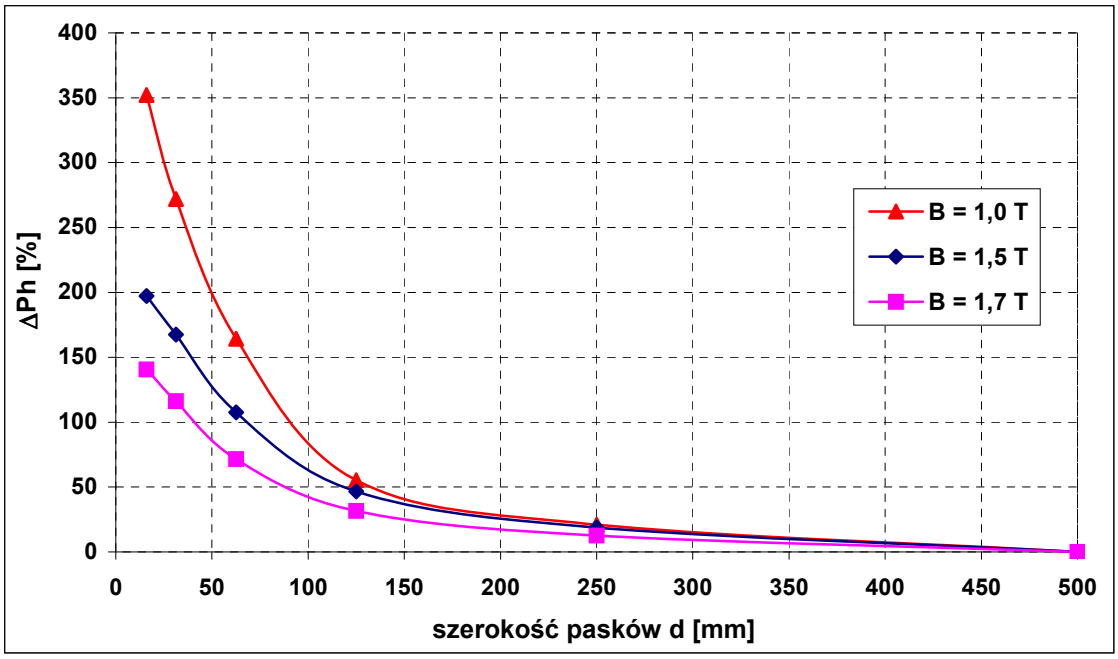
ρ - 48 $\mu\Omega$cm – rezystywność blachy,

γ - 7,65 g/cm^3.

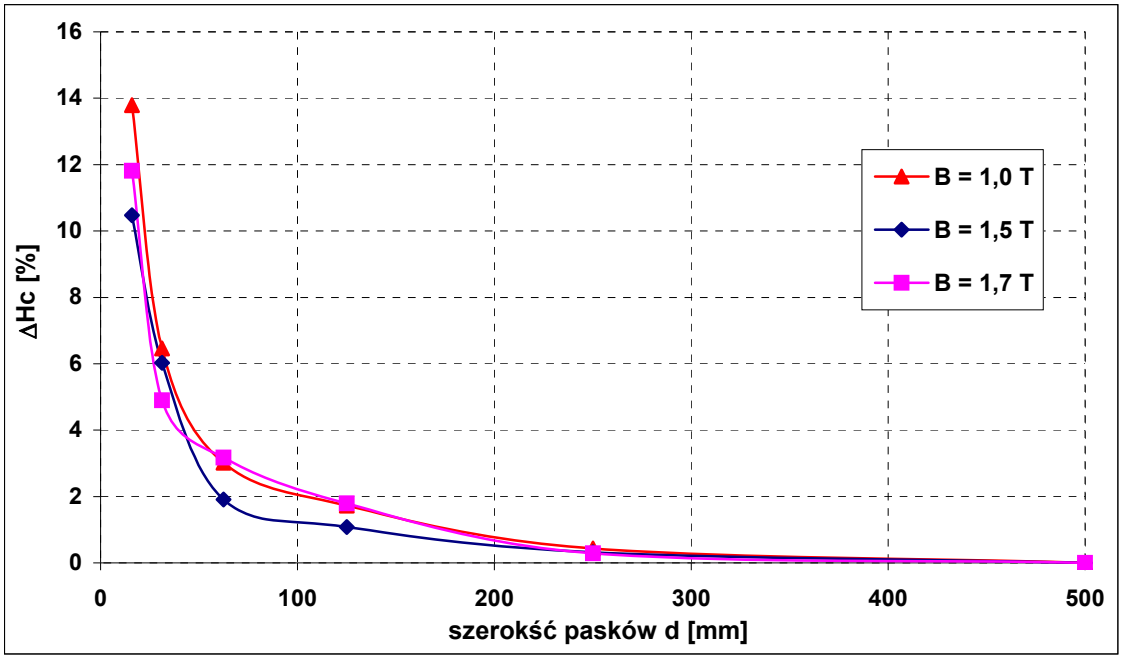
Straty wiroprądowe pozostałe wyznaczono jako różnicę strat całkowitych oraz sumy strat wiroprądowych klasycznych i histerezowych. Pomiary wykonano dla blachy nieorientowanej w zakresie indukcji od 0,1 do 1,5 T, natomiast dla orientowanej od 0,1 do 1,7 T. Blachy nieorientowane gat. EP330–50A posiadały izolację lakierową C6, natomiast orientowane gat. 111-35N5 karlitową (C2-C5). Wyniki przedstawiono na rys.3.50...3.55. Z uwagi na duży materiał badawczy na wykresach przedstawiono zmiany strat dla indukcji 1,0 i 1,5 T dla blach nieorientowanych oraz orientowanych dla 1,0, 1,5 i 1,7 T.



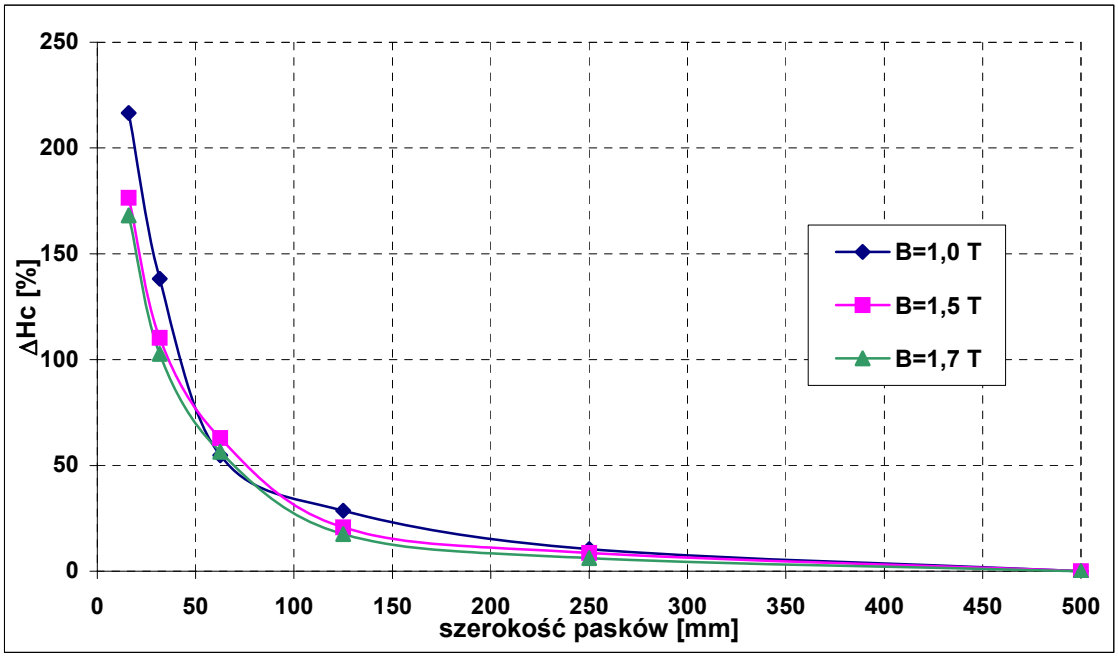
Rys.3.50. Względna zmiana strat histerezowych blachy orientowanej 111-35N5 po wykrawaniu [103, 180].



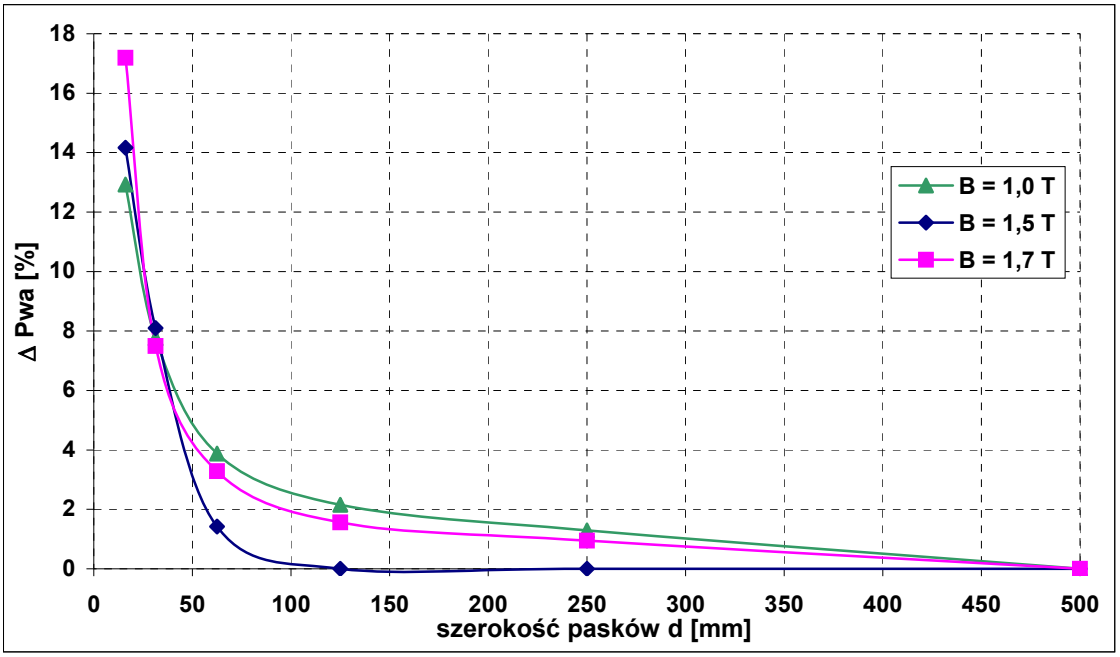
Rys.3.51. Względna zmiana strat histerezowych blachy orientowanej 111-35N5 po cięciu laserem [103, 180].



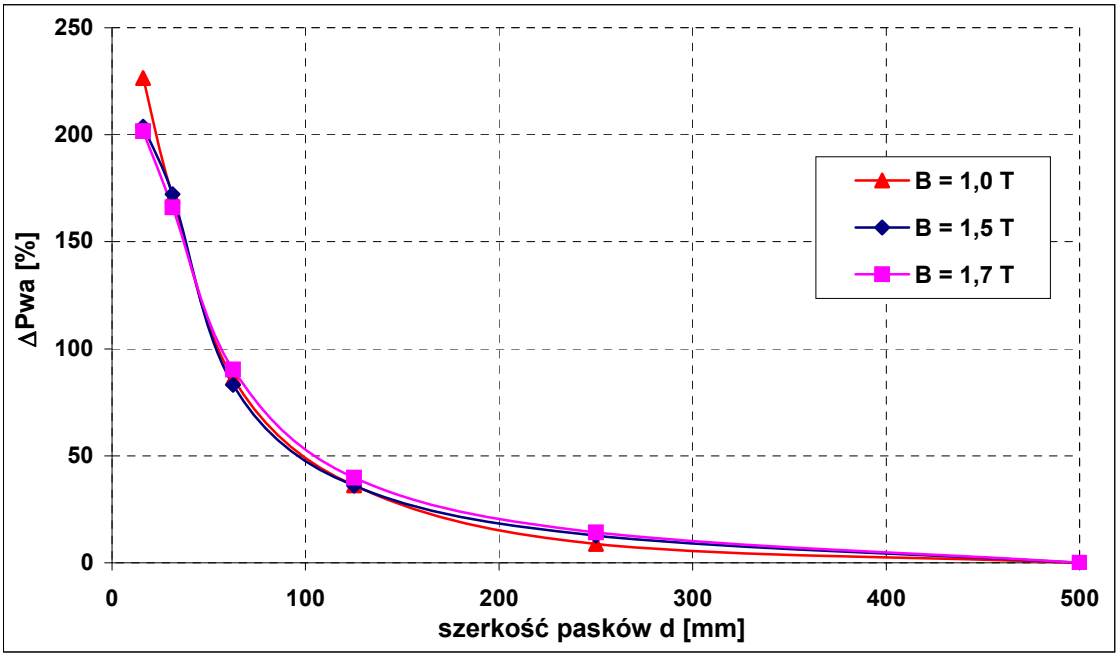
Rys.3.52. Względna zmiana koercji blachy orientowanej 111-35N5 po wykrawaniu [103, 180].



Rys.3.53. Względna zmiana koercji blachy orientowanej111-35N5 po cięciu laserem [103, 180].



Rys.3.54. Względna zmiana strat pozostałych w blasze orientowanej 111-35N5 po wykrawaniu [103, 180].



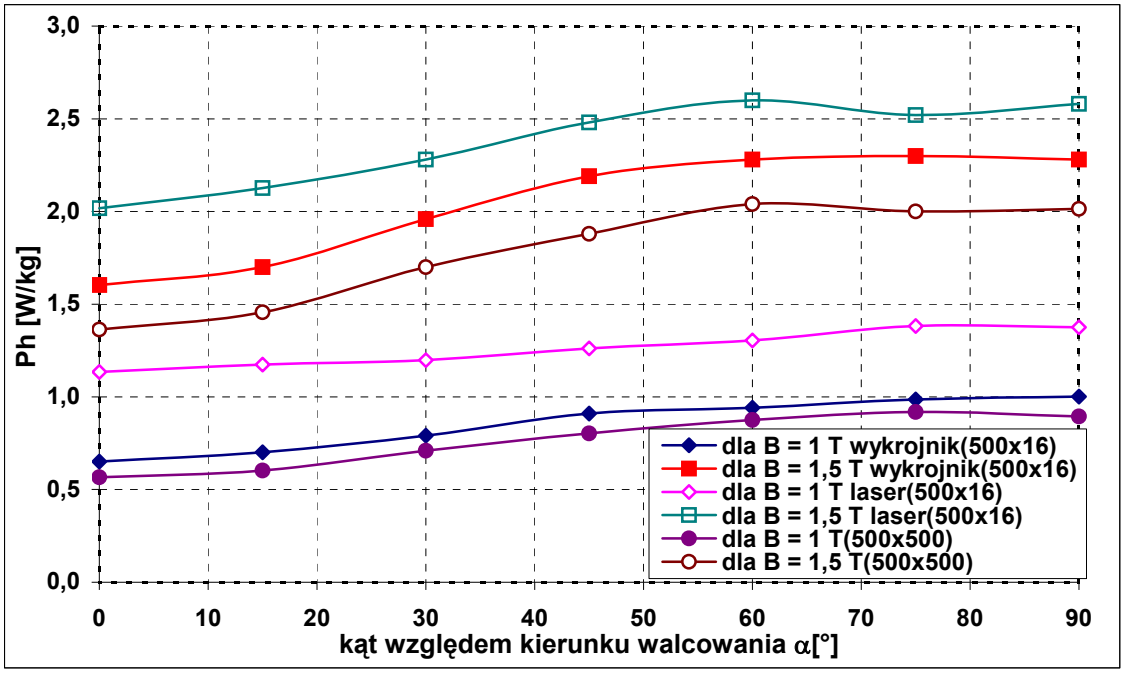
Rys.3.55. Względna zmiana strat pozostałych w blasze orientowanej 111-35N5 po cięciu laserem [103, 180].

Straty histerezowe blachy orientowanej gat. 111-35N5 po cięciu laserem wzrosły bardziej niż po wykrawaniu. Jak pokazano na wykresach (rys.3.51) straty histerezowe po cięciu laserem na paski o szerokości ~ 16 mm wzrosły ok. 350 % dla 1 T, ok. 200 % dla 1,5 T i ok. 140 % dla 1,7 T, podczas gdy po wykrawaniu 55 % dla 1 T, 45 % dla 1,5 T i 35 % dla 1,7 T (rys.3.50). Konsekwentnie po cięciu laserem i koercja wzrosła bardziej, aniżeli po cięciu za pomocą wykrojnika (rys.3.52, 3.53). Również wzrost strat pozostałych w blasze orientowanej po cięciu laserem jest znacznie większy niż po wykrawaniu. Po cięciu laserem stwierdzono wzrost ok. 200 % podczas gdy po wykrawaniu od 13 % do 17 % (rys.3.54 i 3.55).

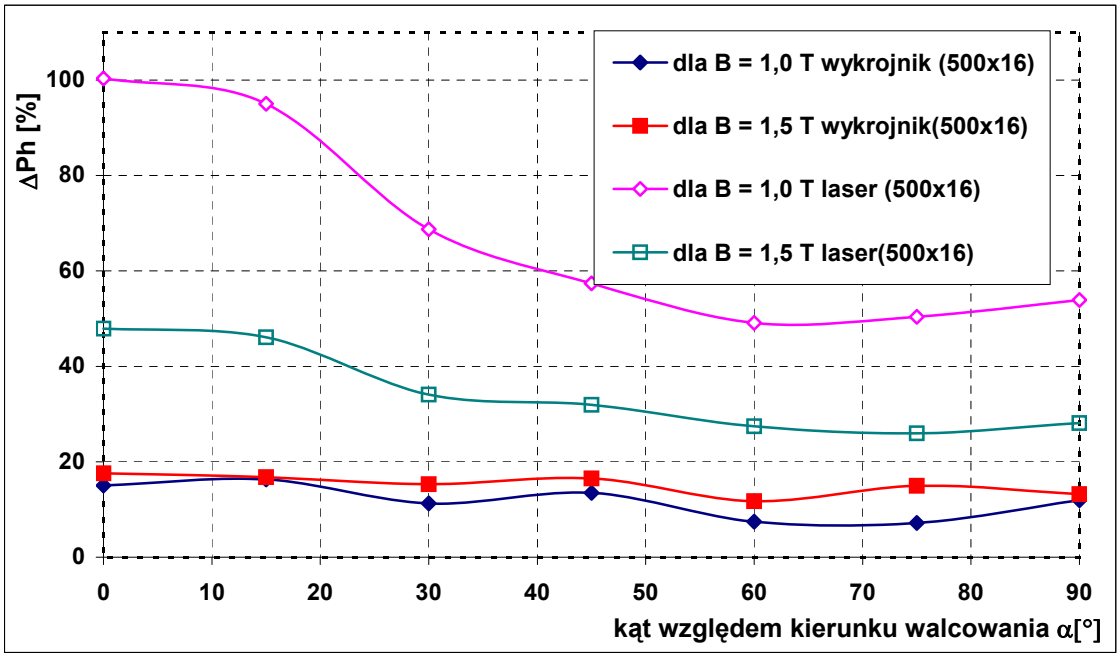
Po wykrawaniu mechanicznym i cięciu za pomocą lasera, wskutek naprężeń ściskających zmienia się struktura magnetyczna, wzrasta objętość domen 90° kosztem domen 180° [147]. Podczas przemagnesowywania proces wymagał będzie większej energii zewnętrznego pola magnesującego wskutek utrudnienia procesu przebudowy struktury domenowej w obszarze naprężonym wzdłuż linii wykrawania. Fakt ten jest powodem wzrostu strat histerezowych i strat pozostałych [147]. Ruchy ścian domen następują przy indukcjach niższych i są one w tym zakresie odpowiedzialne za straty histerezowe. Tak ogromny wzrost strat histerezowych po cięciu laserem prawie 7 – krotnie większy niż przyrost po wykrawaniu dowodzi, że obszar naprężeń termicznych jak i same naprężenia są większe. Przy indukcjach wyższych w procesie przemagnesowywania większą rolę odgrywają procesy związane z obrotami wektorów magnetycznych domen i wpływ ich na straty histerezowe jest mniejszy.

Podobnie i dla blachy nieorientowanej gat. EP330 – 50A (o średniej wielkości ziarna 140 μm) z izolacją C6, cięcie laserem powoduje znacznie większy przyrost strat histerezowych niż po wykrawaniu. Największy przyrost strat histerezowych wystąpił dla kierunku walcowania; wyniósł 100 % dla 1 T i ponad 45 % dla 1,5 T. Po wykrawaniu największy przyrost strat histerezowych wystąpił także dla kierunku walcowania jednak był on znacznie mniejszy. Dla 1 T wyniósł 25 % i 18 % dla 1,5 T (rys.3.56...3.59). Również dla pozostałych kierunków po cięciu laserem straty histerezowe wzrosły, lecz w mniejszym stopniu. Po cięciu laserem pod kątem 90° względem kierunku walcowania wzrosły ok. 50 % dla 1 T i ponad 20 % dla 1,5T podczas gdy po wykrawaniu ok. 10 % dla 1 T i 1,5 T.

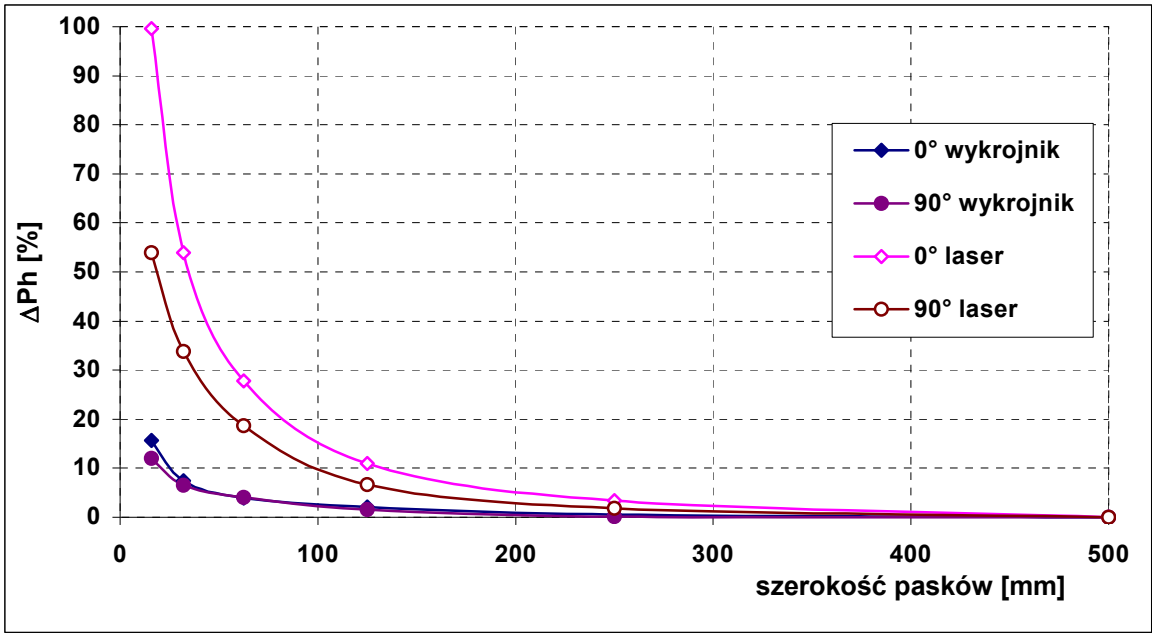
Podobnie za wzrostem strat histerezowych wzrosła koercja. Po cięciu laserem wzrost koercji dla kierunku walcowania był największy, wyniósł on prawie 90 % dla 1 T i 75 % dla 1,5 T podczas gdy po wykrawaniu zwiększyła się ok. 10 % (rys.5.60, 3.61).



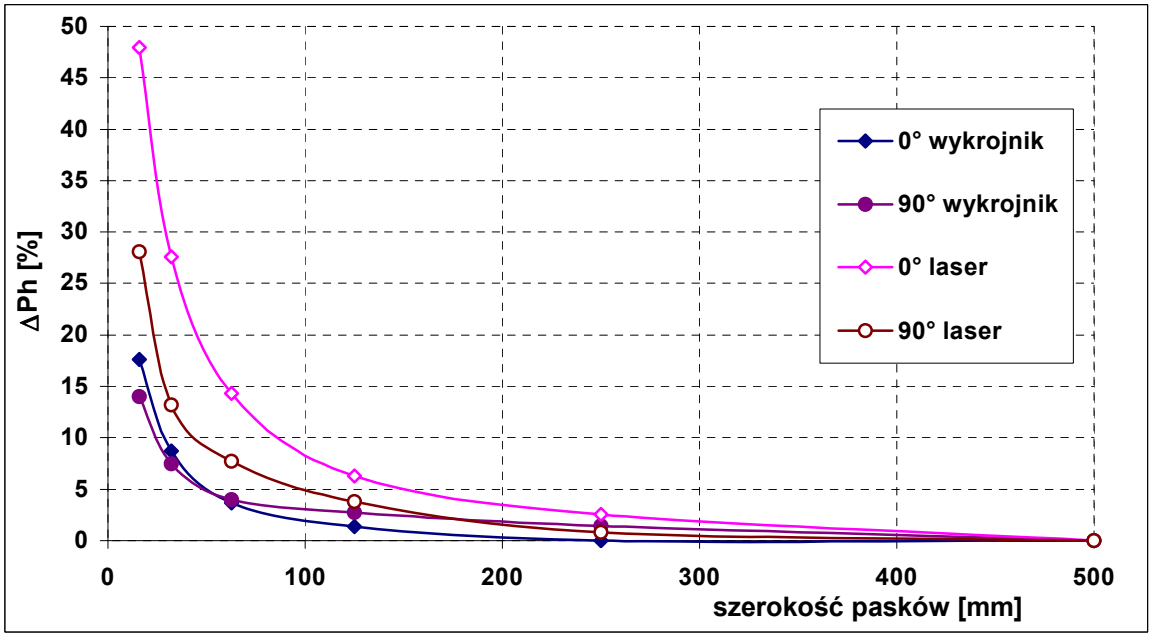
Rys.3.56. Zmiana strat histerezowych blachy nieorientowanej EP330-50A po wykrawaniu wykrojnikiem i za pomocą lasera pod różnymi kątami względem walcowania [103].



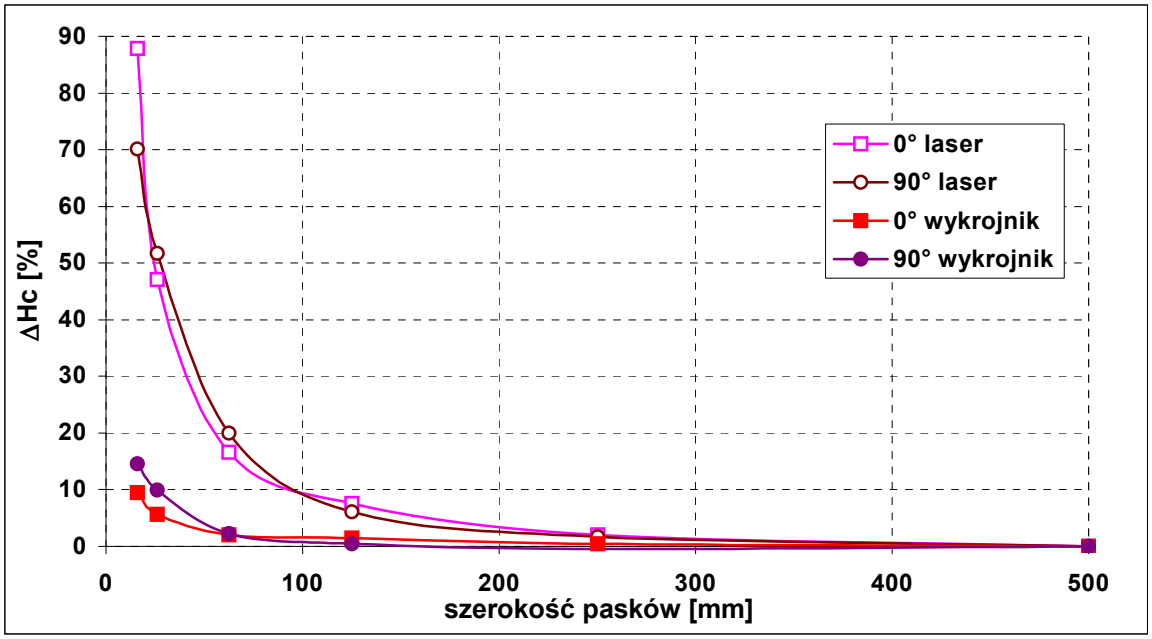
Rys.3.57 Względna zmiana strat histerezowych blachy nieorientowanej EP330-50A po wykrawaniu wykrojnikiem i za pomocą lasera pod różnymi kątami względem walcowania [103].



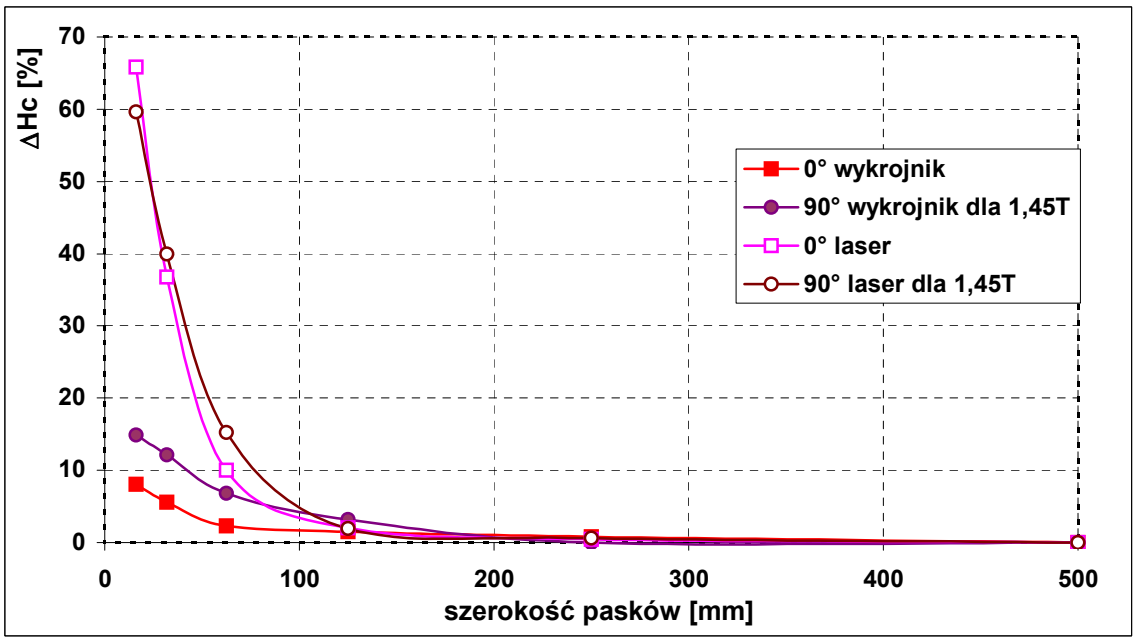
Rys.3.58. Względna zmiana strat histerezowych dla Bm = 1,0 T po wykrawaniu i cięciu laserem blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3 % Si dla kierunku równoległego i prostopadłego do walcowania [103, 180].



Rys.3.59. Względna zmiana strat histerezowych dla Bm = 1,5 T po wykrawaniu i cięciu laserem blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3 % Si dla kierunku równoległego i prostopadłego do walcowania [103, 180].



Rys.3.60. Względna zmiana koercji dla *Bm* = 1,0 T po wykrawaniu i cięciu laserem blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3 % Si dla kierunku równoległego i prostopadłego do walcowania [103, 180].

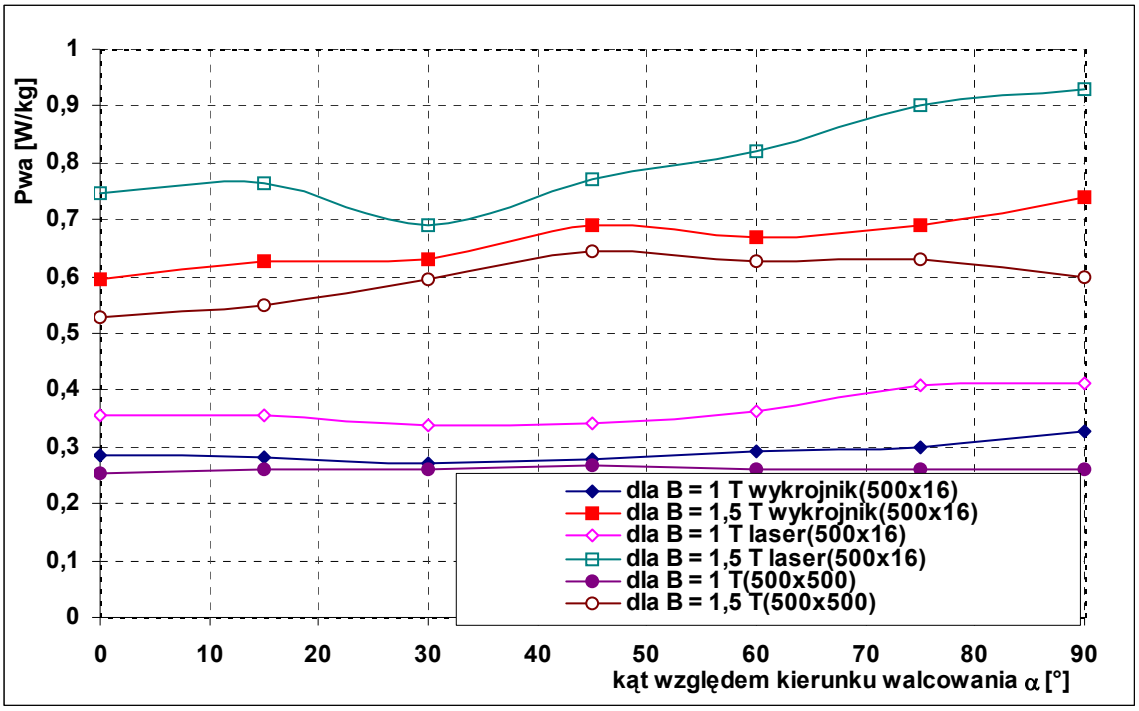


Rys.3.61. Względna zmiana koercji dla *Bm* = 1,5 T blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3 % Si po wykrawaniu i cięciu laserem dla kierunku równoległego i prostopadłego do walcowania [103, 180].

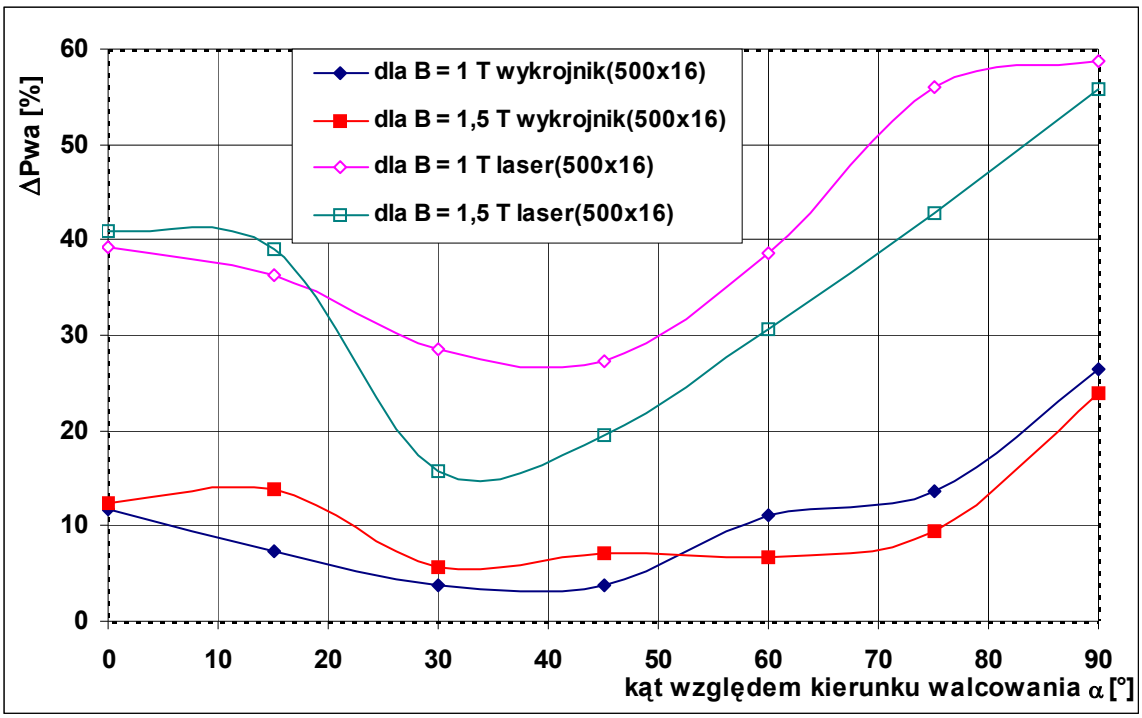
Jak wynika z przedstawionych wyników badań (rys.3.50...3.61) znaczący wzrost strat histerezowych i koercji po wykrawaniu rozpoczyna się od szerokości pasków ok. 60 mm natomiast po wycinaniu laserem wcześniej, już od szerokości ok.120...130 mm

Podczas wycinania laserem w wyniku krótkotrwałego działania wysokotemperaturowego pola cieplnego w cienkiej warstwie przy krawędzi powstaje duży gradient temperatury. Na niewielkiej szerokości wzdłuż linii cięcia, temperatura zmienia się od temperatury wrzenia blachy, do pokojowej, wskutek ochładzania miejsca cięcia przez strumień azotu, który wydmuchuje ciekły metal i jego pary ze szczeliny. W tak wysokiej temperaturze w tej warstwie mają miejsce przemieszczenia atomów. W ziarnach wzdłuż linii cięcia przemieszczanie się atomów powodować może spinanie się dyslokacji krawędziowych. Natomiast na granicach ziaren może powodować ślizganie się jednego ziarna po drugim. Może to być nawet powodem powstania mikropęknięć. Zjawiska te mogą być powodem znacznego wzrostu dyslokacji i naprężeń przy krawędzi materiału, zmniejszenia się krystalitów i w efekcie tego pogorszenia właściwości magnetycznych.

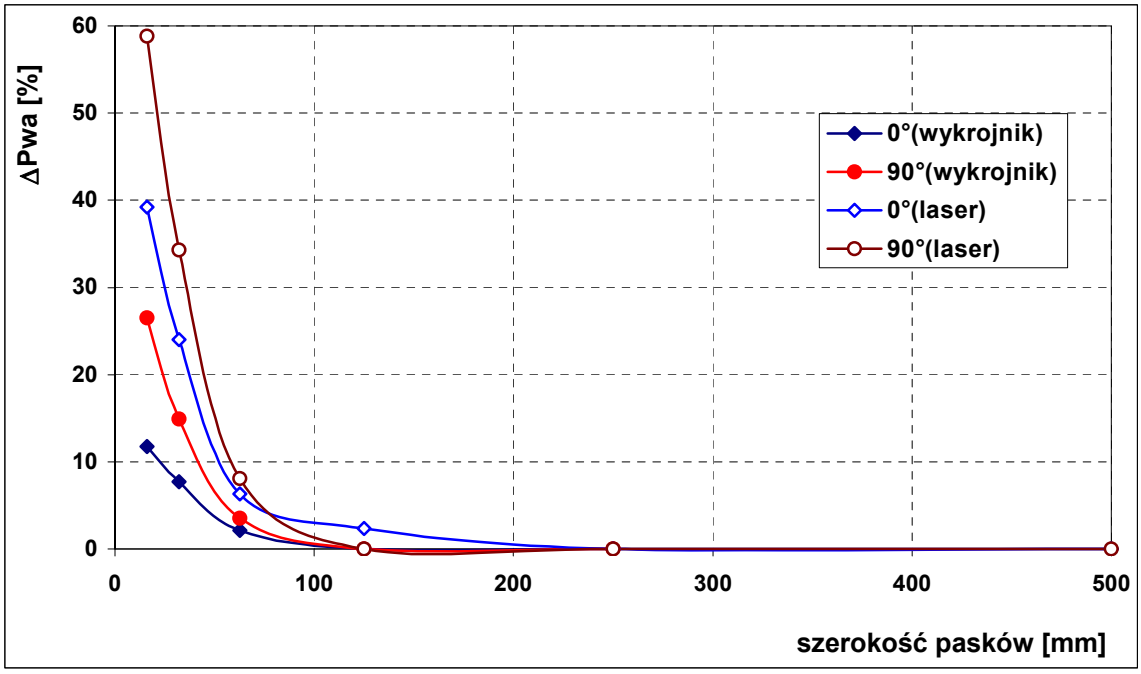
Na rysunkach 3.62 i 3.65 przedstawiono zmiany strat pozostałych dla blachy nieorientowanej gat. EP330-50A z izolacją C6.



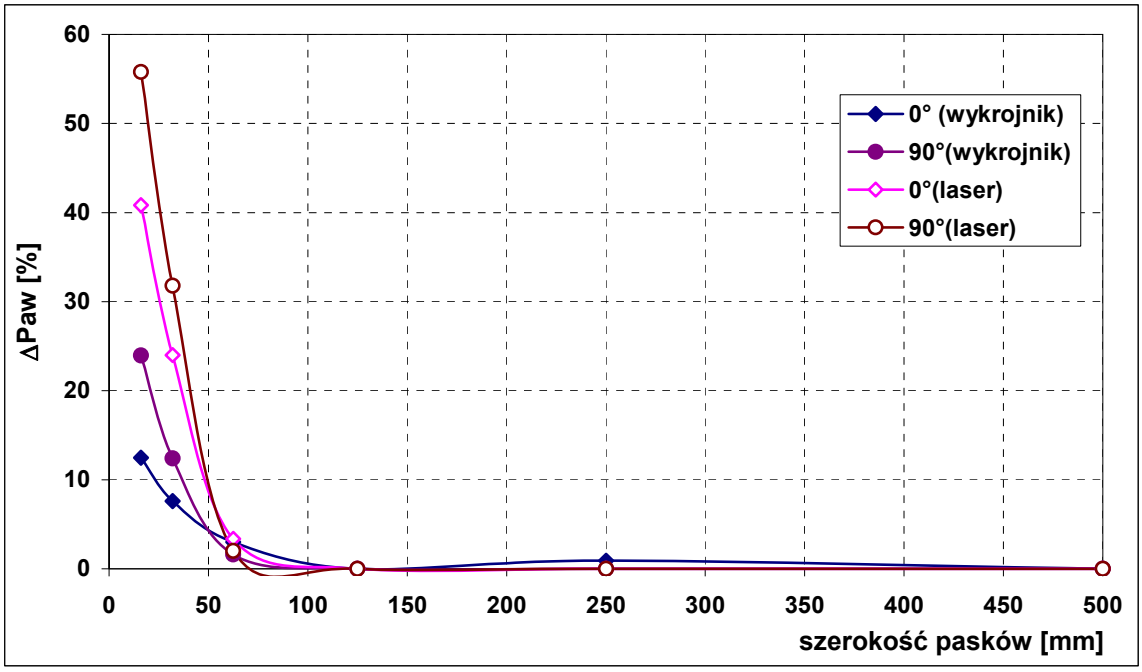
Rys.3.62. Zmiana strat pozostałych blachy nieorientowanej EP330-50A po wykrawaniu i za pomocą lasera pod różnymi kątami względem walcowania [103].



Rys.3.63. Względna zmiana strat pozostałych blachy nieorientowanej EP330-50A po wykrawaniu i za pomocą lasera pod różnymi kątami względem walcowania [103].



Rys.3.64. Względne zmiany strat pozostałych dla B_m = 1,0 T po wykrawaniu i cięciu laserem blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3 % Si dla kierunku równoległego i prostopadłego do walcowania [103, 180].



Rys.3.65. Względne zmiany strat pozostałych B_m = 1,5 T po wkrawaniu i cięciu laserem blachy nieorientowanej EP330-50A o zawartości 3 % Si dla kierunku równoległego i prostopadłego do walcowania [103, 180].

Większe przyrosty strat histerezowych i pozostałych wskutek rozcinania dla blach orientowanych niż nieorientowanych należy tłumaczyć inną teksturą tych blach. W blachach orientowanych teksturę rekrystalizacji stanowią głównie dwa typy orientacji: (110)[001] tzw. tekstura krawędziowa oraz (001)[100] tzw. kostkowa. Udział procentowy tekstury krawędziowej w blachach orientowanych wynosi średnio ponad 90 %, resztę objętości zajmują pozostałości tekstur walcowniczych, głównie typu (001)[110] oraz (111)[110] [16, 17, 78]. Powstałe w blasze naprężenia wewnętrzne wzdłuż linii wykrawania zakłócają teksturę, utrudniają tym samym proces magnesowania i powodują wzrost strat. Maleje w tej strefie udział tekstury krawędziowej i (001)[100], natomiast wzrasta innych tekstur walcowniczych. W przypadku blach nieorientowanych w których ziarna są mniejsze, nie można wyszczególnić żadnej uprzywilejowanej tekstury. W różnych miejscach blachy wypadkowa tekstura wynikająca z orientacji uprzywilejowanej wielu ziaren będzie różna. Najczęściej jednak są to (001)[110], $(1\ \bar{1}2)[110]$, $(111)[11\ \bar{2}]$, $(111)[11\ \bar{2}]$ oraz $(111)[1\ \bar{1}0]$. Dlatego też wpływ naprężeń wewnętrznych na własności magnetyczne jest mniejszy. Pomimo to w blachach nieorientowanych właściwości magnetyczne wzdłuż kierunku walcowania są lepsze niż dla kierunku prostopadłego, co świadczy, że w tym kierunku udział obszarów o orientacji ułatwiającej magnesowanie jest większy. Z tego też względu w kierunku walcowania wskutek naprężeń wewnętrznych wystąpiły większe przyrosty strat całkowitych i histerezowych. Z tego

samego względu dla kierunków bardziej odległych od kierunku walcowania więcej rosną straty pozostałe.

Wyniki badań rentgenowskich

Pomiary wykonano na dyfraktometrze proszkowym DRON 2 stosując promieniowanie Co filtrowane metodą rejestracji krokowej podczas obrotu badanej próbki. Obszar naświetlany miał średnicę około 15 mm. Badane próbki w postaci blaszek charakteryzowały się nierównomiernymi, dużymi zorientowanymi ziarnami, co było powodem braku proporcjonalności intensywności refleksów w porównaniu z danymi tablicowymi Fe dla badanych próbek: przed wykrawaniem, po wykrawaniu oraz cięciu za pomocą lasera. O niejednorodności badanego materiału świadczą również zmiany w proporcjach refleksów dla próbek w miejscu cięcia i po za nim.

W celu ujednorodnienia warunków pomiarowych próbka podczas pomiaru była obracana w płaszczyźnie prostopadłej do osi goniometru. W celu eliminacji wpływu niejednorodności materiału pomiary wykonano w tych samych miejscach na próbce przed i po cięciu. Zmierzone średnie wielkości kryształów przedstawiono w tabeli 3.1.

Tabela 3.1

Średnie wielkości krystalitów próbki gatunku EP330-50A.

	Wielkość krystalitu [Å]
Przed wykrawaniem	530 - 537
Po wykrawaniu	520 - 532
Po cięciu laserem	453

Po wykrawaniu stwierdzono minimalne zmniejszenie się wielkości krystalitów do 520 Å. Próbka cięta laserem wskutek silnego zdefektowania wykazała zmniejszenie się wielkości krystalitów do 453 Å. Wymiary komórki krystalicznej nie uległy zmianie, z dokładnością do 0,001 Å.

Aby potwierdzić, że rzeczywiście powodem tak znacznego pogorszenia się właściwości magnetycznych są naprężenia wewnętrzne, paski o szerokości ok. 16 mm po wykrawaniu i wycinaniu poddano wyżarzaniu odprężającemu w temperaturze 810 °C w ciągu 2 godzin w atmosferze H_2 + N_2 [112]. Wyniki ponownych pomiarów tych samych właściwości wykazały praktycznie powrót do wartości wyjściowych dla arkusza 500 × 500 mm (tabela 3.2, rys. 3.66...3.72).

Wartości liczbowe strat całkowitych przed i po wyżarzaniu przedstawiono w tabeli 3.2.

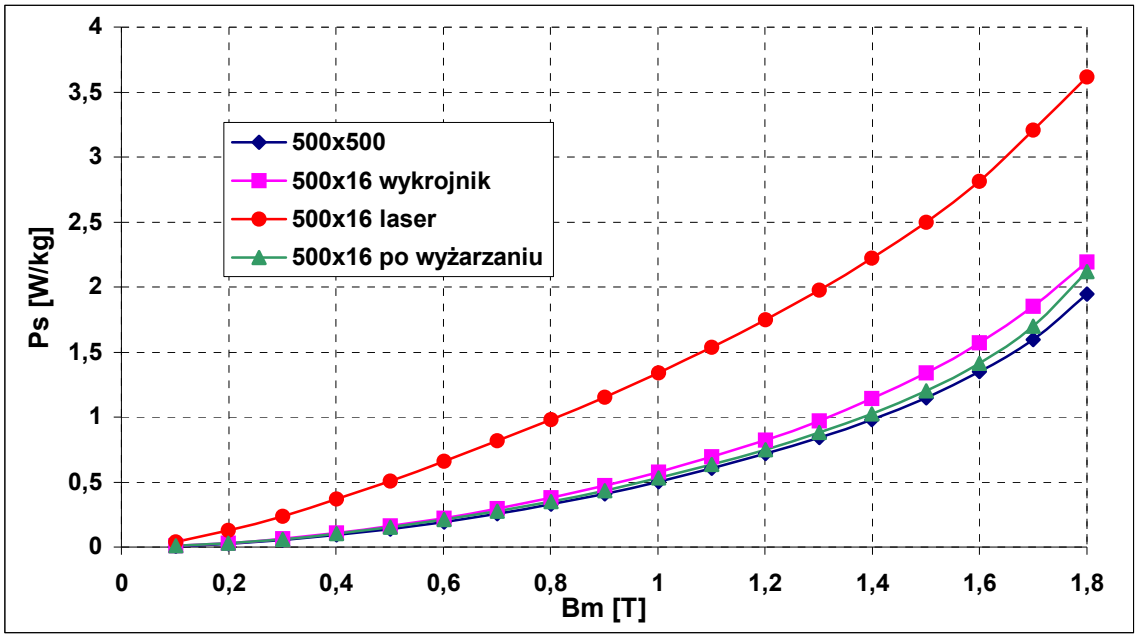
Dla blachy nieorientowanej po obróbce cieplnej straty całkowite po wyżarzaniu okazały się nieco mniejsze niż dla arkusza 500 × 500 mm (rys.3.71 ....3.72).

Dowodzi to, że usunięte zostały naprężenia nie tylko ze strefy brzegowej wzdłuż linii wycinania, ale także z całej objętości badanej próbki w postaci pasków. Wyjątek stanowiły paski blach orientowanych. Przyczyną większych strat całkowitych po wyżarzaniu jest najprawdopodobniej powstanie w strefie wykrawania nowych ziaren nieorientowanych lub o większym średnim odchyleniu kierunku łatwego magnesowania od kierunku walcowania. Brak zorientowanej struktury w tym obszarze jest powodem braku korzystnej anizotropii własności i niewielkiego wzrostu strat w kierunku walcowania (rys.3.66 i 3.67) oraz mniejszej stromości charakterystyki magnesowania (3.68 i 3.69).

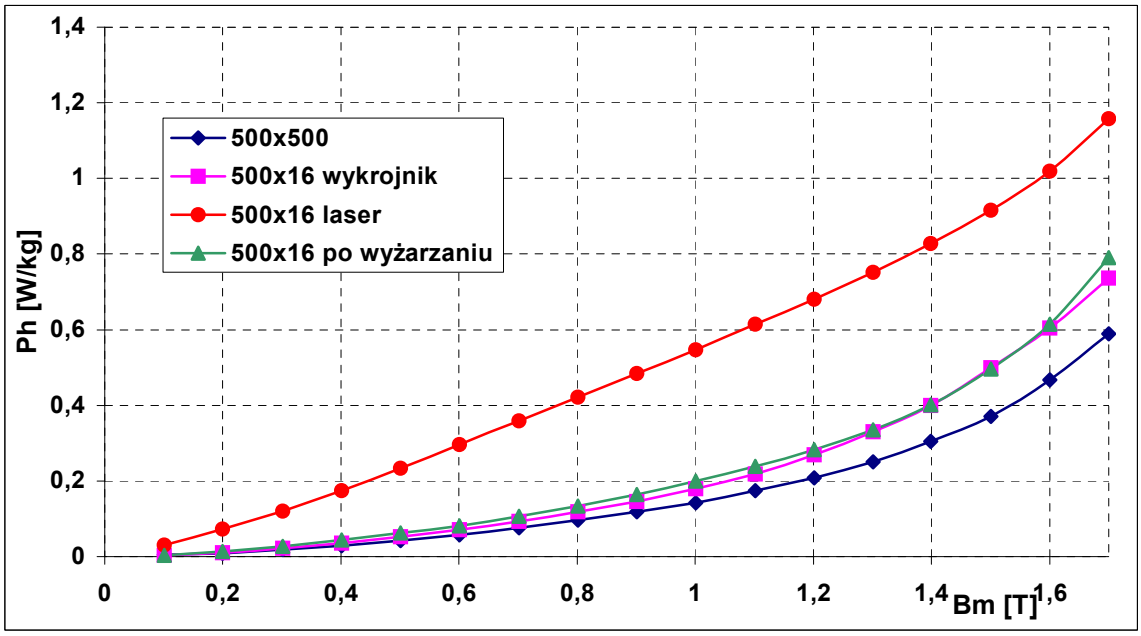
Tabela 3.2

Zmiany strat całkowitych na jednostkę masy blach elektrotechnicznych po wykrawaniu i cięciu, przed i po wyżarzaniu odprężającym.

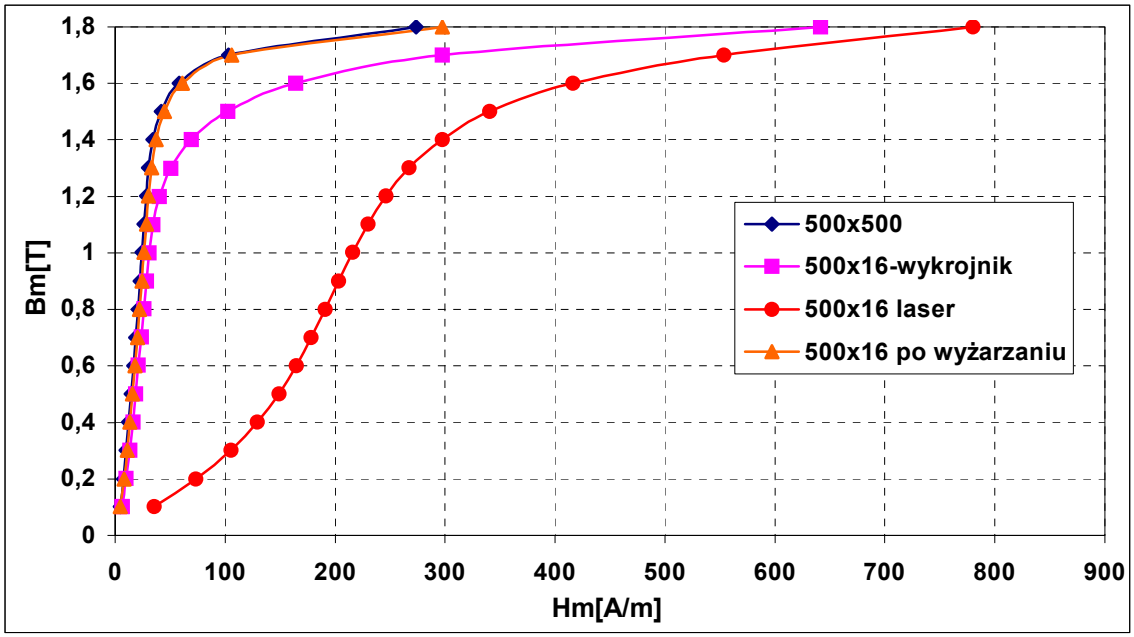
Gatunek Kierunek	Straty całkowite [W/kg]									Uwagi
	Arkusz 500×500			Paski 500×16 przed wyżarzaniem			Paski 500×16 po wyżarzaniu			
	$P_{1,0/50}$	$P_{1,5/50}$	$P_{1,7/50}$	$P_{1,0/50}$	$P_{1,5/50}$	$P_{1,7/50}$	$P_{1,0/50}$	$P_{1,5/50}$	$P_{1,7/50}$	
111-35N5	0,502	1,150	1,597	0,578	1,338	1,854	0,530	1,200	1,699	po wykrawaniu
	0,452	1,022	1,406	1,340	2,498	3,207	0,450	1,023	1,407	po cięciu laserem
EP330-50A równoległy	1,102	2,526	-	1,769	3,392	-	1,092	2,547	-	po cięciu laserem
	1,101	2,521	-	1,260	2,990	-	1,089	2,566	-	po wykrawaniu
EP330-50A prostopadły	1,434	3,240	-	2,069	4,200	-	1,371	3,219		po cięciu laserem
	1,454	3,225	-	1,679	3,776	-	1,348	3,252		po wykrawaniu



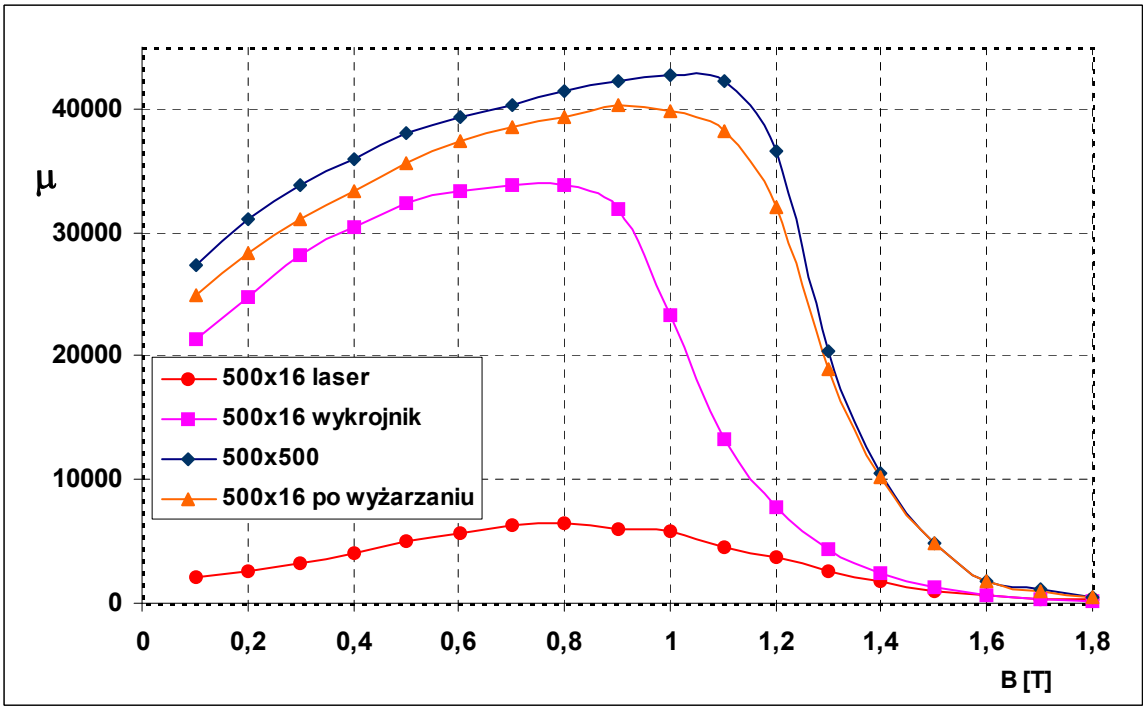
Rys.3.66. Charakterystyki strat całkowitych blachy orientowanej 111-35N5 w stanie wyjściowym (arkusz 500×500) po wykrawaniu i cięciu na paski szerokości 16 mm (500×16) oraz po ich wyżarzeniu [103, 180].



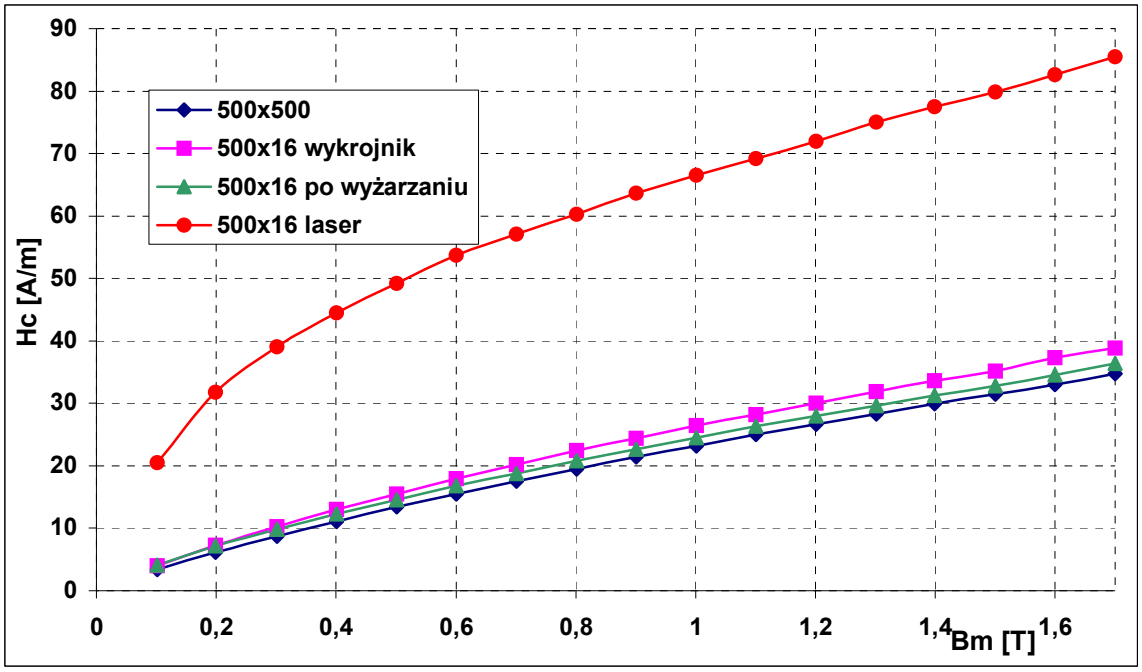
Rys.3.67. Charakterystyka strat histerezowych blachy orientowanej 111-35N5 w stanie wyjściowym (arkusz 500×500) po wykrawaniu i cięciu na paski szerokości 16 mm (500×16) oraz po ich wyżarzeniu [103, 180].



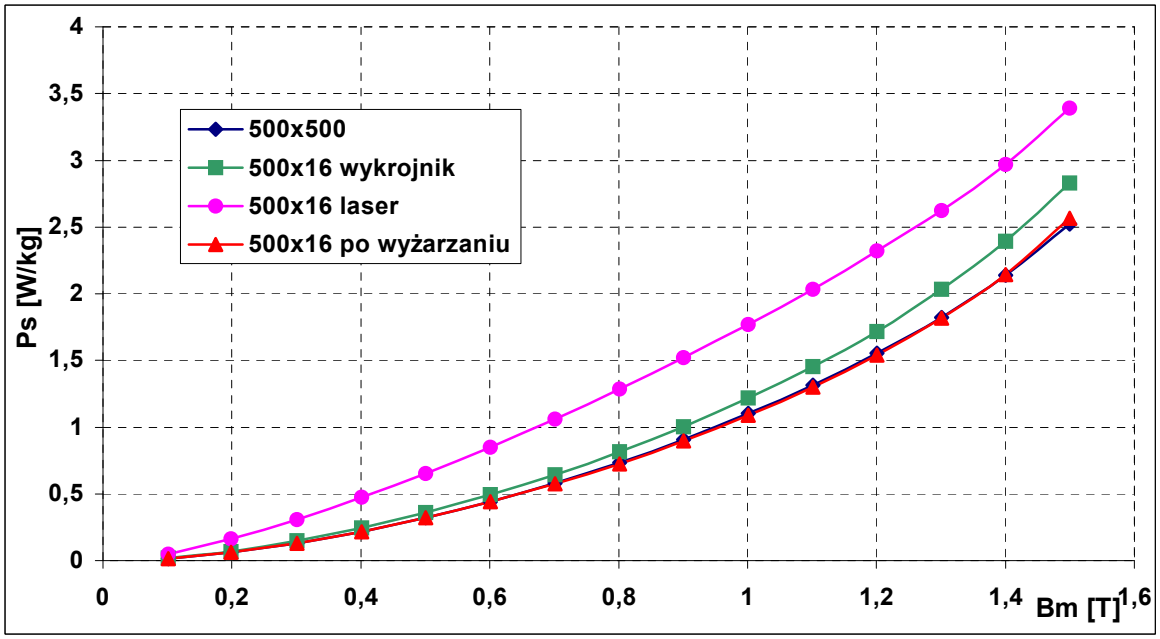
Rys.3.68. Charakterystyki magnesowania blachy orientowanej 111-35N5 w stanie wyjściowym (arkusz 500×500) po wykrawaniu na paski szerokości 16 mm (500×16) oraz po ich wyżarzeniu [103, 180].



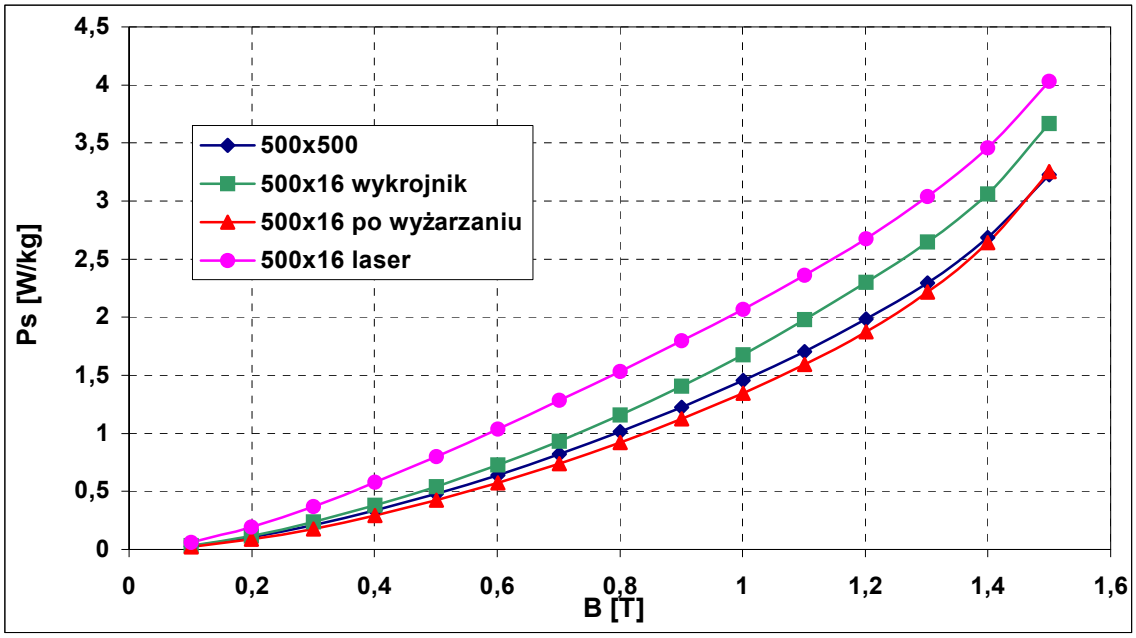
Rys.3.69. Charakterystyki przenikalności różniczkowej względnej blachy orientowanej 111-35N5 w stanie wyjściowym (arkusz 500×500) po wykrawaniu na paski szerokości 16 mm (500×16) oraz po ich wyżarzeniu [103, 180].



Rys.3.70. Zmiana koercji blachy orientowanej 111-35N5 w stanie wyjściowym (arkusz 500×500) po wykrawaniu na paski szerokości 16 mm (500×16) oraz po ich wyżarzeniu.

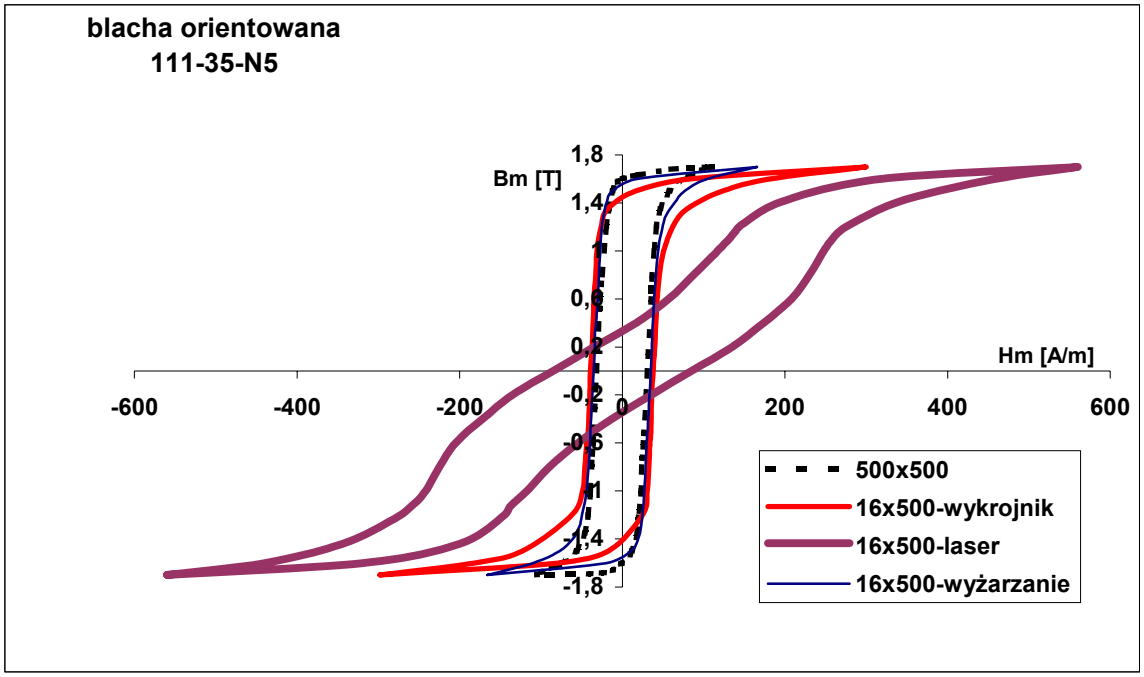


Rys.3.71. Charakterystyki strat całkowitych blachy nieorientowanej EP330-50A w stanie wyjściowym (arkusz 500×500) po wykrawaniu na paski szerokości 16 (500×16) mm oraz po ich wyżarzeniu [103, 180].

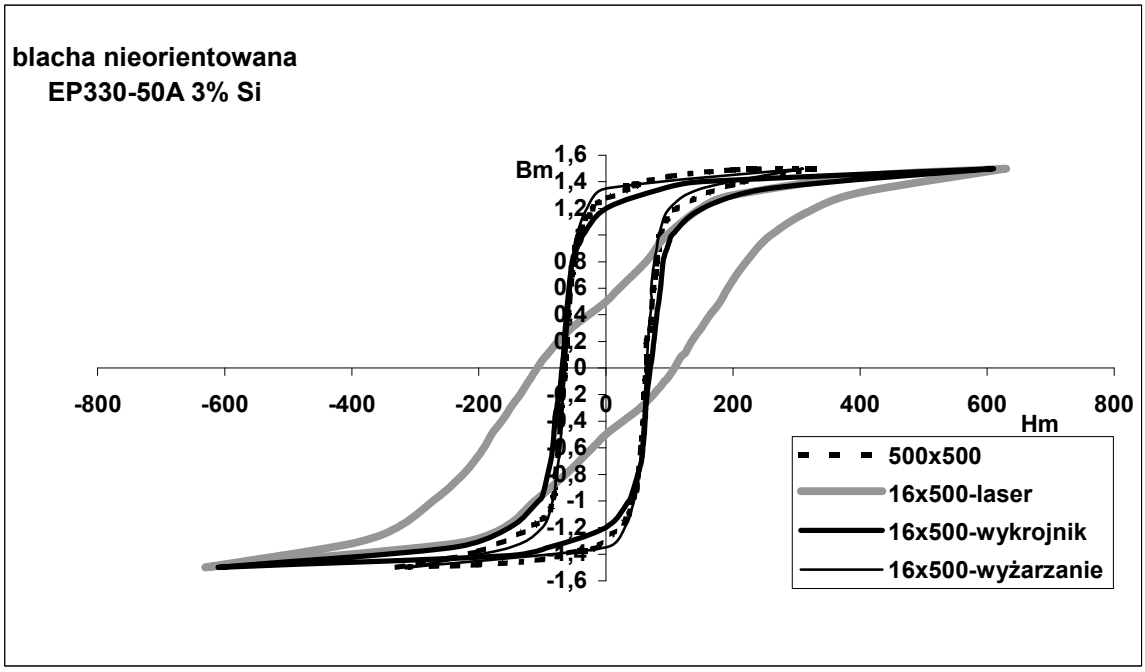


Rys.3.72. Charakterystyki strat całkowitych blachy nieorientowanej gat. EP330-50A w kierunku prostopadłym do walcowania w stanie wyjściowym (arkusz 500×500) po wykrawaniu na paski szerokości 16 mm (500×16) oraz po ich wyżarzeniu [103, 180].

Na rysunku 3.73 przedstawiono zmiany kształtu pętli histerezy blachy orientowanej gat. 111-35-N5 przy B_m = 1,7 T i 50 Hz. Pętla histerezy próbki po cięciu laserem wskutek dużych naprężeń wewnętrznych jest silnie odkształcona i posiada największą powierzchnię wewnętrzną, czyli straty całkowite. Największe zniekształcenie pętli histerezy dla pasków 16×500 po cięciu laserem, objawiające się wygięciem, stwierdzono dla mniejszych natężeń pól magnesujących. Na rysunku 3.74 przedstawiono podobne zmiany dla blachy nieorientowanej gat. EP330-50A.



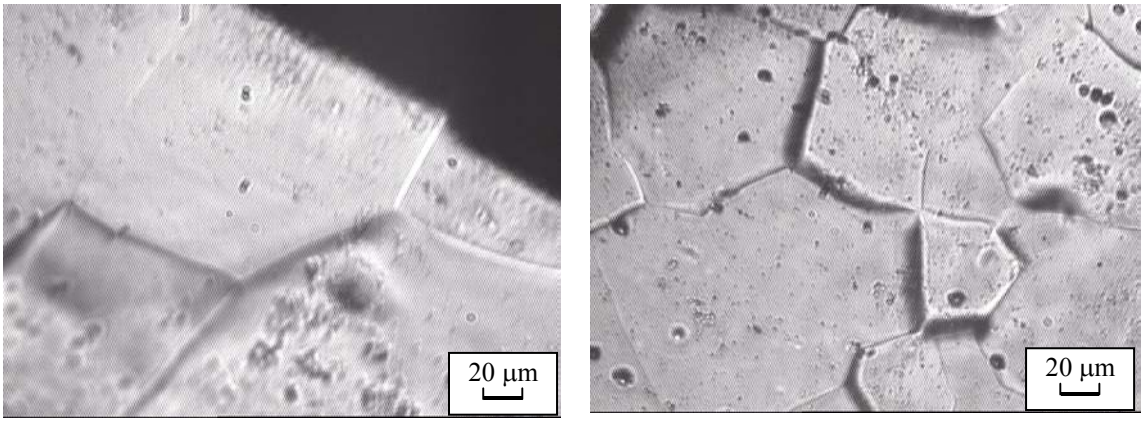
Rys.3.73. Pętle histerezy (dla B = 1,7 T i 50 Hz) blachy orientowanej gat. 111-35-N5 wzdłuż kierunku walcowania; w stanie wyjściowym (arkusz 500×500) po wykrawaniu i cięciu na paski szerokości 16mm (500×16) oraz po ich wyżarzeniu [103, 180].



Rys.3.74. Pętle histerezy (dla B = 1,5 T i 50 Hz) blachy nieorientowanej EP330-50A wzdłuż kierunku walcowania w stanie wyjściowym (arkusz 500×500), po wykrawaniu i cięciu na paski oraz po ich wyżarzeniu [103, 180].

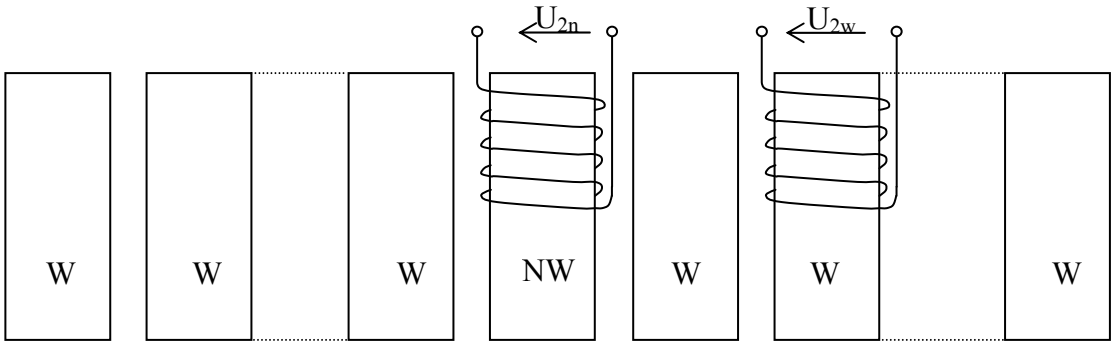
Wyniki pomiarów dowodzą, że naprężenia wewnętrzne po wyżarzaniu zostały usunięte i ziarna w strefie uległy rekrystalizacji (rys.3.75). Widać duże szerokokątne granice dużych zrekrystalizowanych ziaren typowych dla stali ferrytowej.

a) b)



Rys.3.75. Mikrostruktura blachy nieorientowanej gat. EP330-50A:
a) wzdłuż linii wycinania po wyżarzaniu, b) we wnętrzu paska (kilka milimetrów od linii wycinania).

Powodem pogorszenia się właściwości magnetycznych wąskich pasków są naprężenia wewnętrzne wzdłuż linii wycinania i powstanie strefy o gorszych właściwościach magnetycznych. Aby wykazać, że tak jest wykonano następujące badania: do SST włożono 31 pasków wyżarzonych o szerokości ~ 16mm i jeden o tej samej szerokości tego samego gatunku lecz bez obróbki cieplnej po rozcinaniu za pomocą wykrojnika lub lasera. Pasek niewyżarzony (NW) umieszczono w środku badanego pakietu równolegle do ułożonych pasków wyżarzonych (W). Na paskach: niewyżarzonym (NW) i sąsiednim wyżarzonym (W) w połowie ich długości nawinięto uzwojenia, które w trakcie pomiaru podłączone były do woltomierza (rys.3.76).



Rys.3.76. Ułożenie badanych pasków wyżarzonych i niewyżarzonego w cewce pomiarowej przyrządu jarzmowego (SST) [131].

Pomiar polegał na rejestracji napięcia u_{2nw} na uzwojeniu nawiniętym na pasku NW i napięcia u_{2w} na pasku W. Zmierzone wartości strumieni przepływające przez paski NW i W można zapisać jako:

$$\phi_n = \frac{1}{z}\int u_{2nw}dt\,; \qquad \phi_w = \frac{1}{z}\int u_{2w}dt \tag{3.2}$$

gdzie:

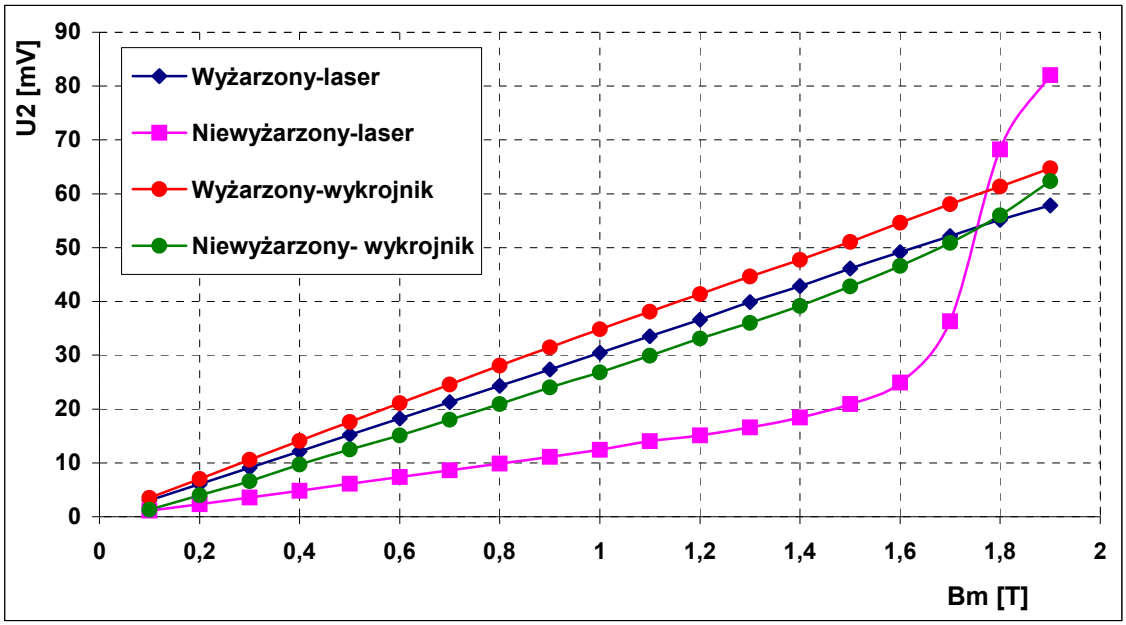
z – liczba zwojów uzwojenia pomiarowego nawiniętego na pojedynczy pasek.

Pomiary wykonano dla sinusoidalnego przebiegu strumienia w badanych 32 paskach (w tym 1 nie wyżarzonego):

$$\phi = \phi_m \sin \omega t\,; \qquad \phi = 31\phi_w + \phi_n \tag{3.3}$$

$$\Delta\phi = \phi_w - \phi_n = \frac{1}{z}\int \left(u_{2w} - u_{2nw}\right)dt \tag{3.4}$$

Na rysunku 3.77 przedstawiono zmiany wartości napięć na uzwojeniach nawiniętych na obu paskach w funkcji namagnesowania. Wyniki pomiarów przedstawiają rozkład strumienia magnetycznego w paskach. Wyniki pomiarów pozwalają stwierdzić, że dla paska wycinanego laserem aż do indukcji 1,5 T większość strumienia magnetycznego przepływa przez paski wyżarzone (W). Wzrost napięcia a więc i indukcji magnetycznej w pasku niewyżarzonym (NW) po cięciu laserem rozpoczyna się wówczas gdy przenikalność paska wyżarzonego dostatecznie zmaleje i jest zbliżona do tej w pasku niewyżarzonym (NW). Wówczas zrównują się opory magnetyczne poszczególnych pasków. Dalsze zwiększanie stopnia namagnesowania pasków powoduje zmniejszanie się przenikalności magnetycznej w paskach wyżarzonych przy jednoczesnym wzroście przenikalności w pasku niewyżarzonym (NW). Wzrost ten jest najpierw bardzo powolny. Gwałtownie rośnie i napięcia zrównują się gdy paski wyżarzone namagnesowane zostały do indukcji ~ 1,75 T a przenikalność wynosi ok. 2000. Dla próbki – niewyżarzonego paska wykrawanego wzrost napięcia jest bardziej równomierny, lecz wartości napięć na jego uzwojeniu są wyraźnie niższe.

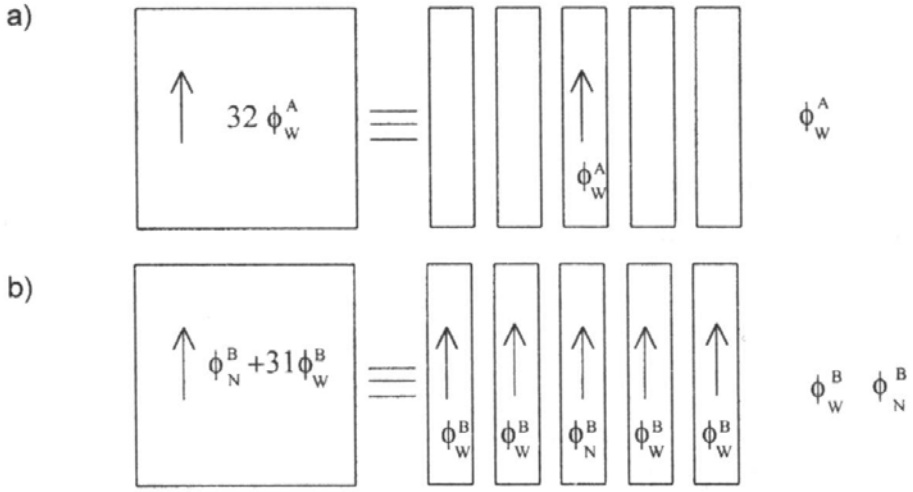


Rys.3.77. Zależność napięcia indukowanego w uzwojeniu nawiniętym na pasku wyżarzonym i niewyżarzonym o szerokości ~ 16 mm (po wykrawaniu i wycinaniu laserem) w blasze orientowanej gat. 111-35-N5 [131].

Powodem innego rozkładu strumienia w magnesowanych paskach NW i W są naprężenia na brzegach tych pierwszych. Dotychczasowi autorzy badali rozkład strumienia w strefie brzegowej za pomocą uzwojeń specjalnie nawiniętych prostopadle do krawędzi pasków. Wymagało to jednak wykonania licznych otworów o małych średnicach w różnych odległościach od brzegu, poprzez które następnie przewlekano uzwojenia [65, 66, 99, 100]. Otwory te same wprowadzały dodatkowe naprężenia w badanym materiale powodując tym samym dodatkowy błąd [115, 116, 136].

Autor wykonał analizę, która pozwala określić szerokość strefy zdeformowanej bez wprowadzenia do wnętrza dodatkowych naprężeń wewnętrznych. Założono, że na brzegach pasków niewyżarzonych przepływ strumienia jest inny aniżeli w paskach wyżarzonych i inny niż w jego wnętrzu. Aby określić szerokość strefy „słabo magnetycznej" wzdłuż linii wykrawania wykonano pomiary strumieni magnetycznych w przyrządzie do badania pojedynczego arkusza blachy tzw. SST, na dwóch rodzajach próbek pasków blach (rys.3.78):

– próbka A złożona z 32 pasków wyżarzonych (W) po wykrawaniu lub cięciu,
– próbka B złożona z 31 pasków wyżarzonych (W) i jednego paska niewyżarzonego (N).



Rys.3.78. Badane próbki złożone z pasków:
a) 32 wyżarzonych i b) 31 wyżarzonych i jednego niewyżarzonego.

Dla próbki A:

$$\phi = 32\phi_w^A = \phi_m \sin\omega t \qquad \text{stąd } \phi_w^A = \frac{1}{32}\phi_m \sin\omega t \tag{3.5}$$

Dla próbki B:

$$\phi = \phi_n^B + 31\phi_w^B = \phi_m \sin\omega t \tag{3.6}$$

$$\phi_w^B \neq \phi_w^A \tag{3.7}$$

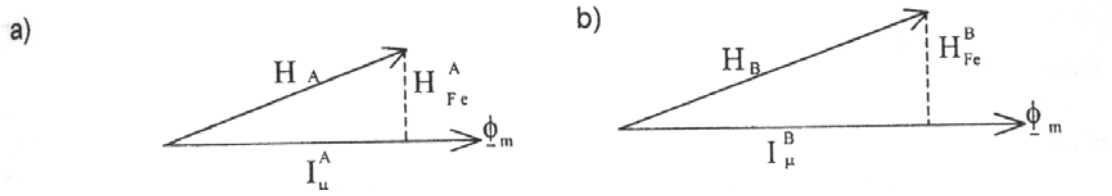
Dla tego samego strumienia całkowitego inne będą wartości pola magnesującego $H_A \neq H_B$ i inne będą straty. Całkowite straty w próbkach A i B wynoszą:

$$P_A = \oint sH_A d\phi = s\omega\phi_m \int_0^T H_A \cos\omega t dt; \qquad P_B = \oint sH_B d\phi = s\omega\phi_m \int_0^T H_B \cos\omega t dt \tag{3.8}$$

gdzie

s – jest polem przekroju porzecznego próbki A i B.

Wykresy wektorowe dla pierwszej harmonicznej pola magnesującego przedstawiono na rys.3.79



Rys.3.79. Wykresy wektorowe dla pierwszej harmonicznej pola magnesującego: a) paska wyżarzonego i b) niewyżarzonego (I_μ - natężenie prądu magnesującego, H_{Fe} – składowa czynna natężenia pola magnetycznego w badanej próbce, H_A, H_B – natężenie pola całkowitego).

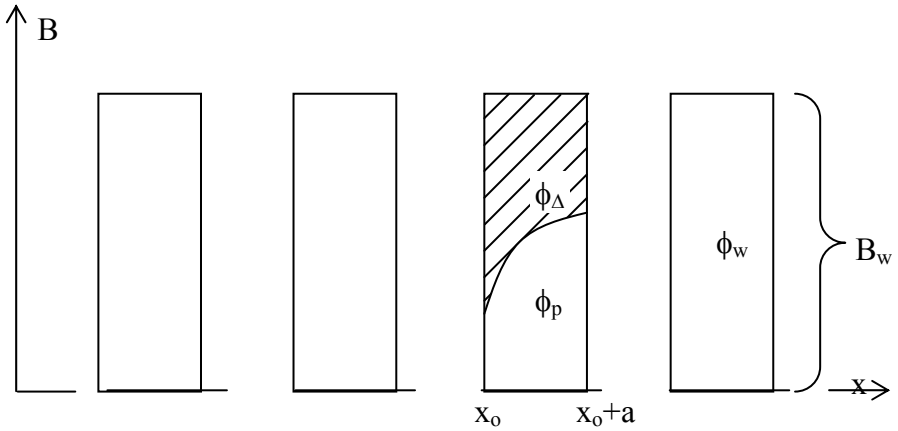
gdzie:

$$H_{Fe}^{A} = \frac{2}{T}\int_0^T H_A \cos\omega t dt \; ; \quad H_{Fe}^{B} = \frac{2}{T}\int_0^T H_B \cos\omega t dt \tag{3.9}$$

stąd całkowite straty można zapisać:

$$P_A = 2\pi s \phi_m H_{Fe}^{A}; \quad P_B = 2\pi s \phi_m H_{Fe}^{B} \tag{3.10}$$

Zakładając, że rozkład strumienia magnetycznego ϕ_p w tzw. paskach półwyżarzonych będzie inny niż w wyżarzonych (rys.3.80). Paski półwyżarzone powstają z przecięcia wzdłuż wyżarzonego paska np. o szerokości 62,5 mm na dwa po 31,25 mm z jedną krawędzią cięcia niewyżarzoną i drugą wyżarzoną.



Rys.3.80. Rozkład indukcji magnetycznej w tzw. pasku półwyżarzonym.

Rozkład indukcji magnetycznej w takim pasku będzie więc można przedstawić za pomocą wzoru:

$$B = B_w - B_\Delta e^{-\frac{x-x_o}{\lambda}}; \qquad x_o < x < x_o + a \tag{3.11}$$

gdzie:

λ – jest szerokością strefy „słabo magnetycznej”,
a – szerokość paska,
b – grubość paska.

$$B_w = \frac{\phi_w}{ab}; \qquad B_\Delta = \frac{\phi_\Delta}{b\lambda\left(1 - e^{-\frac{a}{\lambda}}\right)} \tag{3.12}$$

$$\phi_w - \phi_p = \frac{1}{z}\int\left(u_{2w} - u_{2p}\right)dt = \phi_\Delta \quad \phi_w = b\int_{x_o}^{x_o+a} B_w dx = abB_w \qquad \phi_p = b\int_{x_o}^{x_o+a} B dx \tag{3.13}$$

ϕ_w; ϕ_p – strumień w pasku wyżarzonym i półwyżarzonym,
z – liczba zwojów nawinięta na pasku wyżarzonym i półwyżarzonym,
u_{2w}; u_{2p} – napięcie wyindukowane w zwojach nawiniętych na pasku wyżarzonym i półwyżarzonym.

Przyjmując, że B_Δ oraz λ nie zależą od szerokości paska wyznaczono wielkość szerokość strefy „słabo magnetycznej”. W tym celu należy wykonać pomiary ϕ_w i ϕ_p dla wybranych wartości B_w np. 1,0 T dla pasków o różnych szerokościach a_1 i a_2 a następnie wyznaczyć λ z równania:

$$B_\Delta = \frac{\phi_{\Delta 1}}{b\lambda\left(1 - e^{-\frac{a_1}{\lambda}}\right)} = \frac{\phi_{\Delta 2}}{b\lambda\left(1 - e^{-\frac{a_2}{\lambda}}\right)} \tag{3.14}$$

Wyliczone wartości λ dla blachy orientowanej gat. 111-35-N5 po wykrawaniu wyniosły ok. 1,2 mm natomiast po cięciu za laserem ok. 8,0...9,0 mm. Dla

blachy nieorientowanej gat. EP330-50A o zawartości 3 % Si wynosiły ok. 0,6 mm po wykrawaniu i 4,0 mm po cięciu laserem. Wyliczone szerokości stref naprężonych są znacznie szersze od szerokości deformacji struktury krystalicznej.

Innym sposobem regeneracji właściwości magnetycznych pasków może być zeszlifowanie wzdłuż krawędzi. Wyniki regeneracji właściwości magnetycznych poprzez wyżarzanie i zeszlifowanie po 0,25 mm na stronę wzdłuż krawędzi przedstawiono w tabeli 3.3

Przedstawione wyniki w tabeli potwierdzają, że najlepszym sposobem usunięcia naprężeń w strefie wycinania jest wyżarzanie. Następuje wówczas w przypadku blach nieorientowanych rekrystalizacja strefy wykrawania oraz pełne odprężenie całego materiału. Metoda szlifowania na głębokość 0,25 mm na stronę, po cięciu laserem nie spowodowała tak znacznej poprawy właściwości jak wyżarzanie. Wyniki potwierdzają, że strefa naprężeń i deformacji jest szersza.

Tabela 3.3
Właściwości magnetyczne blachy gat. EP 330 — 50A w postaci pasków do aparatu Epsteina 25 cm (305 × 30) dla próbki mieszanej, po wykrawaniu, cięciu oraz wyżarzaniu i zeszlifowaniu krawędzi.

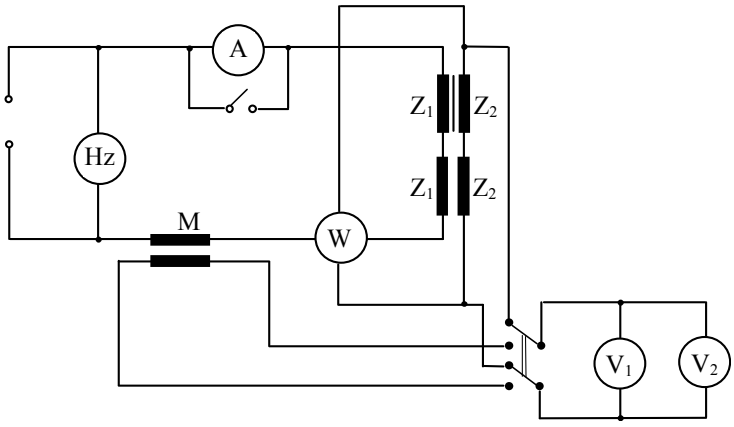
Gatunek blachy		Straty całkowite [W/kg]		Indukcja magnetyczna [T]		
		$P_{1,0/50}$	$P_{1,5/50}$	B_{2500}	B_{5000}	B_{10000}
EP330–50A	dane z katalogu [98]	1,35	3,30	1,49	1,60	1,70
	po wycinaniu laserem	1,49	3,28	1,53	1,62	1,74
	po wykrawaniu	1,32	3,07	1,52	1,61	1,74
	po wyżarzaniu	1,20	2,91	1,56	1,63	1,76
	po zeszlifowaniu	1,28	3,00	1,53	1,67	1,76
EP350-50A	dane z katalogu [98]	1,50	3,50	1,50	1,60	1,71
	po wycinaniu laserem	1,63	3,62	1,57	1,67	1,78
	po wykrawaniu	1,53	3,58	1,56	1,65	1,77
	po wyżarzaniu	1,30	3,24	1,58	1,72	1,79
	po zeszlifowaniu	1,58	3,45	1,57	1,67	1,79

Poprawa właściwości (wzrost stromości krzywej magnesowania oraz zmniejszenie strat) po wyżarzaniu świadczyć może, że jedynym skutecznym sposobem, który w pełni gwarantuje regenerację właściwości magnetycznych jest właściwie wykonane wyżarzanie rekrystalizująco – odprężające [112, 183].

3.2 Pakietowanie obwodów magnetycznych

W Instytucie Elektrotechniki we Wrocławiu opracowano sposób kontroli międzyoperacyjnej procesu wytwarzania stojanów i wirników silników indukcyjnych od blachy elektrotechnicznej do gotowego rdzenia [33, 155]. Charakterystyki magnesowania i strat lub tylko wybrane parametry np. B_{2500} oraz $P_{1,0/50}$ i $P_{1,5/50}$ blachy w stanie dostawy kontroluje się najczęściej wg norm za pomocą aparatu Epsteina 25cm lub przyrządu do badań pojedynczego arkusza tzw. Single Sheet Tester (SST) [34 - 39, 45]. W przypadku SST próbkę stanowi pojedynczy arkusz o wymiarach 500×500 mm lub kilka pasów blachy o długości minimum 500 mm i praktycznie dowolnej szerokości, np. technologicznej, zamawianej przez fabrykę w zależności od średnicy stojana lub wirnika. Pomiar jest szybki, metoda nieniszcząca, a stosowane do pomiaru mierniki mogą pochodzić z wyposażenia aparatu Epsteina 25cm.

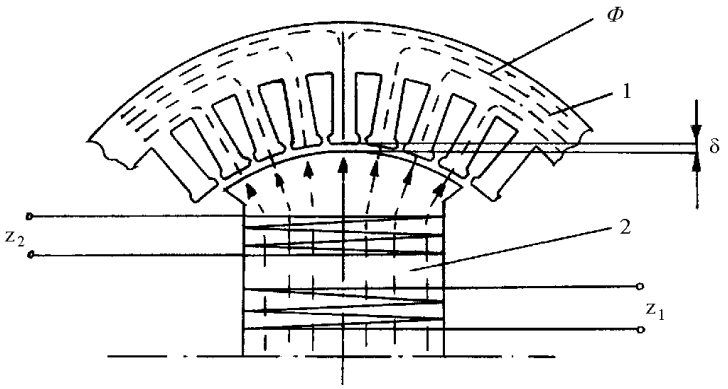
Badania zmian właściwości magnetycznych zarówno wykrojów luźnych stojana, jak i wykrojów spakietowanych zrealizowano metodą różnicową (rys. 3.81).



Rys.3.81. Schemat układu pomiarowego [33].

Głównym elementem tej metody są dwa identyczne rdzenie o geometrii zbliżonej do wirnika i średnicy takiej samej jak wirnik. Każdy z rdzeni posiada dwa uzwojenia: pierwotne - magnesujące i wtórne - pomiarowe. Uzwojenia pierwotne obu rdzeni połączone są szeregowo, natomiast uzwojenia wtórne szeregowo przeciwsobnie. Dzięki temu oba rdzenie są w jednakowym stopniu magnesowane, ale napięcia indukowane w uzwojeniach wtórnych wzajemnie kompensują się. Po włożeniu rdzenia pomiarowego do badanego pakietu strumień magnetyczny przepływać będzie przez szczelinę powietrzną (o tej samej

wielkości co w silniku), dalej wzdłuż osi zębów stojana i zamyka się przez jarzmo pakietu badanego stojana. W przemagnesowywaniu biorą udział tylko te zęby, które znajdują się bezpośrednio pod biegunem magnesującym rdzenia pomiarowego (rys.3.82).



Rys.3.82. Przepływ strumienia magnetycznego w badanym pakiecie.
δ - szczelina powietrzna, z_1 - uzwojenie magnesujące, z_2 - uzwojenie pomiarowe, 1- badany pakiet, 2 - sonda pomiarowa [33]

Po włożeniu rdzenia pomiarowego do badanego pakietu stojana, równowaga obu napięć w uzwojeniach wtórnych zostaje zakłócona. Zmierzona wielkość napięcia U_2 będzie różnicą napięć na uzwojeniach wtórnych obu rdzeni. Wartość jego będzie wynosić:

$$U_2 = 4f \cdot z_2 \frac{R_i}{R_i + R_1} S_{Fe} \cdot B_m \tag{3.15}$$

gdzie:

U_2 – średnia wartość napięcia w uzwojeniu pomiarowym [V],
f – częstotliwość [Hz],
z_2 – liczba zwojów w uzwojeniu wtórnym,
S_{Fe} – przekrój poprzeczny pakietu stojana (np. jarzma $S_{Fe} = 2a \cdot h \cdot \alpha$;
a – szerokość jarzma [m],
h – wysokość pakietu [m],
α - współczynnik wypełnienia,
R_i – całkowita rezystancja przyrządów pomiarowych w obwodzie wtórnym [Ω],
R_1 – rezystancja uzwojeń pomiarowych sondy pomiarowej i kompensacyjnej oraz uzwojenia wtórnego indukcyjności wzajemnej [Ω],
B_m – wartość maksymalna indukcji magnetycznej [T];

Wartość natężenia pola magnetycznego wyznaczyć można ze wzoru:

$$H_m = \frac{z_1}{4f \cdot M \cdot l_m} \frac{R_V + R_M}{R_V} \tag{3.16}$$

w którym:

H_m – wartość maksymalna pola magnetycznego [A/m],
z_1 – liczba zwojów uzwojenia magnesującego,
M – indukcyjność wzajemna (rys. 3.82) [H],
l_m – umowna efektywna długość drogi strumienia magnetycznego w badanym pakiecie [m],
R_V – rezystancja woltomierza wartości średniej [Ω],
R_M – rezystancja uzwojenia wtórnego indukcyjności wzajemnej M [Ω];

Moc tracona w badanym pakiecie po uwzględnieniu mocy wydzielającej się w obwodzie pomiarowym równa się:

$$P_{Fe} = \frac{z_1}{z_2} P_m - \frac{(1{,}111 U_2)^2}{R_i} \tag{3.17}$$

gdzie:

P_m – moc mierzona np. przez watomierz [W],
z_1 i z_2 – liczba zwojów uzwojeń pierwotnego i wtórnego,
U_2 – wartość średnia wyprostowanego napięcia wtórnego [V],
R_i – łączna rezystancja przyrządów pomiarowych w obwodzie wtórnym [Ω].

Natomiast straty całkowite na jednostkę masy będą się równać:

$$P_S = \frac{P_{Fe}}{m_a} \tag{3.18}$$

gdzie:

m_a – masa efektywna badanej próbki [kg]. Jest to masa jarzma pakietu i tylko tych zębów, które biorą udział w przemagnesowywaniu.

Opisana metoda pomiarowa umożliwia zmierzenie podstawowych właściwości magnetycznych na rdzeniach z luźnych wykrojów (w przypadku blach

bezkrzemowych przed i po obróbce cieplnej), w rdzeniach klamrowanych, spawanych, nitowanych, zaciskanych, klejonych lub oblanych aluminium, a także na rdzeniach uzwojonych w celu wykrycia ewentualnych zwojów zwartych. Niezależnie od tego można badać anizotropię magnetyzacji i strat stojana przez jego obrót od 0° do 180°.

Opisana metoda pomiarowa nadaje się głównie do badań porównawczych jak zmieniają się właściwości magnetyczne stojana w procesie jego powstawania. Strumień magnetyczny główny wytworzony przez sondę pomiarową przepływa przez szczelinę, następnie wzdłuż zębów znajdujących się na wprost rdzenia pomiarowego i zamyka się poprzez jarzmo badanego pakietu (rys. 3.82). Strumień na swojej drodze napotyka ciągle zmieniający się przekrój poprzeczny, co jest powodem, że badany pakiet w różnych miejscach jest w różnym stopniu namagnesowany. Zarówno nierównomierność namagnesowania badanych pakietów wzdłuż drogi strumienia magnetycznego jak i szczelina powietrzna są głównymi powodami, że wyniki pomiarów różnią się od uzyskanych za pomocą np. aparatu Epsteina 25cm. Badanymi obiektami mogą być wykroje lub stojany o różnych kształtach i wymiarach, dlatego do każdego typu stojana o różnych kształtach i wymiarach należy wykonać odpowiednie rdzenie pomiarowe. Podczas pomiaru magnesowanie badanych pakietów i stojanów odbywa się w przybliżony sposób do rzeczywistego w stojanie silnika elektrycznego.

Uzyskane wyniki badań wpływu kolejnych operacji wytwarzania stojanów na ich właściwości magnetyczne stały się podstawą do opracowania metody kontroli międzyoperacyjnej również pakietów wirnikowych [33]. Rola magnetowodu wirnika w silnikach indukcyjnych jest inna i inne są cele wprowadzenia kontroli ich wytwarzania. Jak wiadomo straty podstawowe powstają głównie w rdzeniu stojana, ponieważ wirnik obraca się z prędkością niewiele różniącą się od prędkości pola głównego, dlatego w wirniku przeważają straty histerezowe. Straty wiroprądowe mogą być duże na powierzchni zębów wirnika, powstałych w wyniku lokalnych zwarć wykrojów.

Również technologia wytwarzania wirników ma znaczny wpływ na wartość tych strat. Sonda różnicowa do badań rdzeni wirnikowych oparta jest na tej samej zasadzie działania jak sonda do stojanów, z tą różnicą, że badany pakiet wirnika umieszcza się w szczelinie powietrznej elektromagnesu o biegunach ukształtowanych tak aby zachować kołową równomierną szczelinę powietrzną pomiędzy stojanem i wirnikiem.

Badania zmian charakterystyk magnesowania i strat całkowitych na jednostkę masy w procesie wytwarzania stojanów wykonano na blachach elektrotechnicznych bezkrzemowych gat. EB650-50 i krzemowych gat. EP530-

50A produkcji polskiej [98]. W tabeli 3.4 przedstawiono wpływ wytwarzania stojanów silnika Sg80-6A na indukcję i straty całkowite z blachy krzemowej gat. EP530-50A, natomiast w tabeli 3.5 z blachy bezkrzemowej gat. EB650-50. Średnica zewnętrzna wykroju stojana wynosiła 120 mm, średnica wewnętrzna 80 mm, szerokość jarzma 12 mm, liczba zębów 36, szerokość zęba 3 mm. W tabelach 3.4 i 3.5 przedstawiono procentowy wzrost strat całkowitych na jednostkę masy $P_{1,5/50}$ pakietów po różnych operacjach technologicznych w stosunku do pakietu luźnego tj. jedynie po wykrawaniu. W tabelach zamieszczono wyniki pomiarów tych samych właściwości zmierzonych za pomocą aparatu Epsteina 25 cm dla tego samego gatunku blachy. Ze względu na inny obwód badany i brak szczeliny powietrznej wyniki te mają wyłącznie charakter informacyjny.

Tabela 3.4

Wyniki pomiarów pakietów stojana silnika Sg80-4B z blachy krzemowej gat. EP530-50A po różnych operacjach technologicznych [40, 104].

Badany obiekt	Straty całkowite na jednostkę masy [W/kg]			Indukcja [T]	Wzrost $P_{1,5/50}$ [%]	Ilość próbek
	$P_{1,0/50}$	$P_{1,5/50}$	$P_{1,7/50}$	B_{2500}		
paski Epsteina 25 cm	2,23	4,83	6,32	1,64	-	1
wykroje luźne	2,68	5,93	7,19	1,60	-	5
pakiet klamrowany wciśnięty w korpus aluminiowy	2,89	6,42	8,46	1,59	8	5
pakiet oblany stopem aluminium	3,56	7,12	8,60	1,56	20	5

Wyniki badań wskazują, że największy przyrost strat całkowitych na jednostkę masy mają pakiety stojanów oblane stopem aluminium. Dla blachy bezkrzemowej wzrost $P_{1,5/50}$ wyniósł aż 43 %, natomiast dla blachy krzemowej gat. EP530-50A wyniósł 20 %. Zdecydowanie korzystniejszą operacją jest wstępne klamrowanie pakietu a dopiero potem wciskanie go w odlew korpusu silnika. Przyrost strat wyraźnie zmniejszył się ale i tak pozostał duży. Dla pakietu z blachy bezkrzemowej wyniósł tym razem 24% a krzemowej 8 %.

Tabela 3.5

Wyniki pomiarów magnetyzacji i strat całkowitych stojanów silnika Sg80-4B z blachy bezkrzemowej gat. EB650-50 po różnych operacjach technologicznych [40, 104].

Badany obiekt	Straty całkowite na jednostkę masy [W/kg]			Indukcja [T]	Wzrost $P_{1,5/50}$[%]	Ilość próbek
	$P_{1,0/50}$	$P_{1,5/50}$	$P_{1,7/50}$	B_{2500}		-
paski Epsteina 25 cm	2,73	6,16	7,38	1,64	-	1
wykroje luźne stojana po obróbce cieplnej 780 °C, 2h, H_2+N_2+H_2O	2,94	6,29	8,90	1,63	-	10
pakiet stojana klamrowany	3,20	6,93	10.00	1,61	10	10
pakiet klamrowany wciśnięty w korpus aluminiowy	3,75	7,80	10.50	1,61	24	10
pakiet oblany stopem aluminium	4,47	9.05	12,20	1,58	43	100

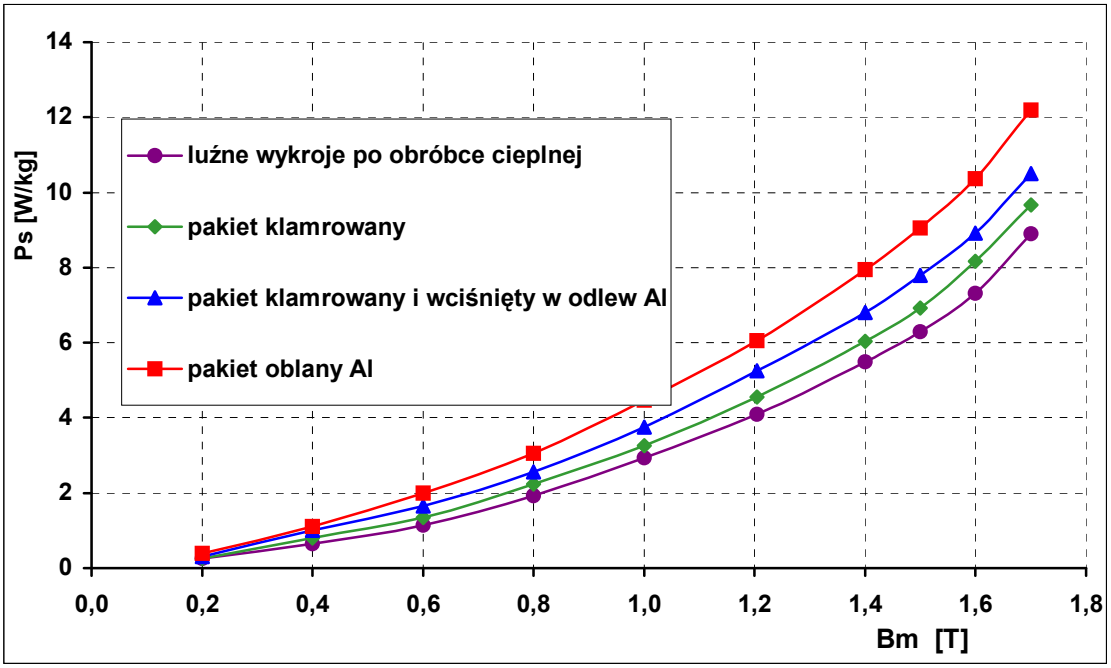
Pakiety stojana silnika Sg80-4B z blachy gat. EB650-50 oblane stopem aluminium poddano obróbce cieplnej w temperaturze 450 °C w ciągu 1 godz. Po obróbce nie zauważono zmian właściwości magnetycznych. Powodem tego była zbyt niska temperatura wyżarzania, której nie można było przekroczyć, by nie spowodować trwałego odkształcenia korpusu aluminiowego. Całkowite usunięcie korpusu aluminiowego odlanego bezpośrednio na pakiecie nie spowodowało powrotu właściwości magnetycznych do stanu wyjściowego tj. do jakości wykrojów luźnych. Straty całkowite $P_{1,0/50}$ zmalały z 4,47 W/kg na 3,18 W/kg. Powodem tego są naprężenia plastyczne (poosiowe i promieniowe) w jarzmie pakietu stojana powstałe w pakiecie w wyniku skurczu stygnącego aluminium.

Z uwagi na to, że oblewanie pakietów powoduje największy wzrost strat całkowitych, fabryka silników elektrycznych po zmianie blachy magnetycznej z bezkrzemowej gat. EB650-50 na krzemową gat. EP530-50A zmieniła technologię z bezpośredniego oblewania pakietu na jego klamrowanie a dopiero potem wciskanie w korpus aluminiowy odlany wcześniej. Wyniki badania wpływu tej technologii na indukcję i straty całkowite przedstawiono dodatkowo na przykładzie wykrojów mniejszego silnika Sg 71-4B przedstawiono w tabeli 3.6. Wymiary wykrojów były następujące: średnica zewnętrzna 106 mm wewnętrzna 58 mm szerokość jarzma 11 mm liczba zębów 24, szerokość zęba 3,0 mm.

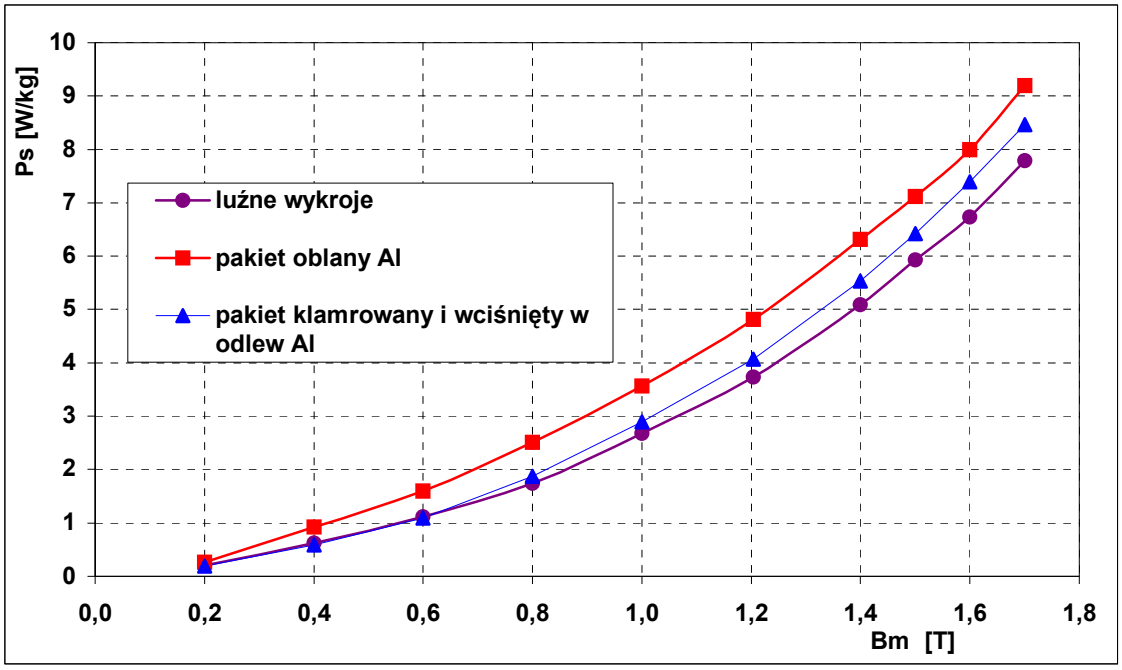
Tabela 3.6
Wyniki pomiarów pakietów stojana silnika Sg71-4B z blachy gat. EP530-50A [40, 104].

Badany obiekt	Straty całkowite na jednostkę masy [W/kg]			Indukcja [T]	Wzrost $P_{1,5/50}$ [%]	Ilość próbek
	$P_{1,0/50}$	$P_{1,5/50}$	$P_{1,7/50}$	B_{2500}		
paski Epsteina	2,23	4,83	6,32	1,64	-	1
wykroje luźne	2,52	5,21	7,36	1,61	-	5
pakiet stojana klamrowany	2,54	5,67	8,63	1,60	4	5
pakiet stojana klamrowany i wciśnięty w korpus aluminiowy	2,86	6,06	11,00	1,56	16	5

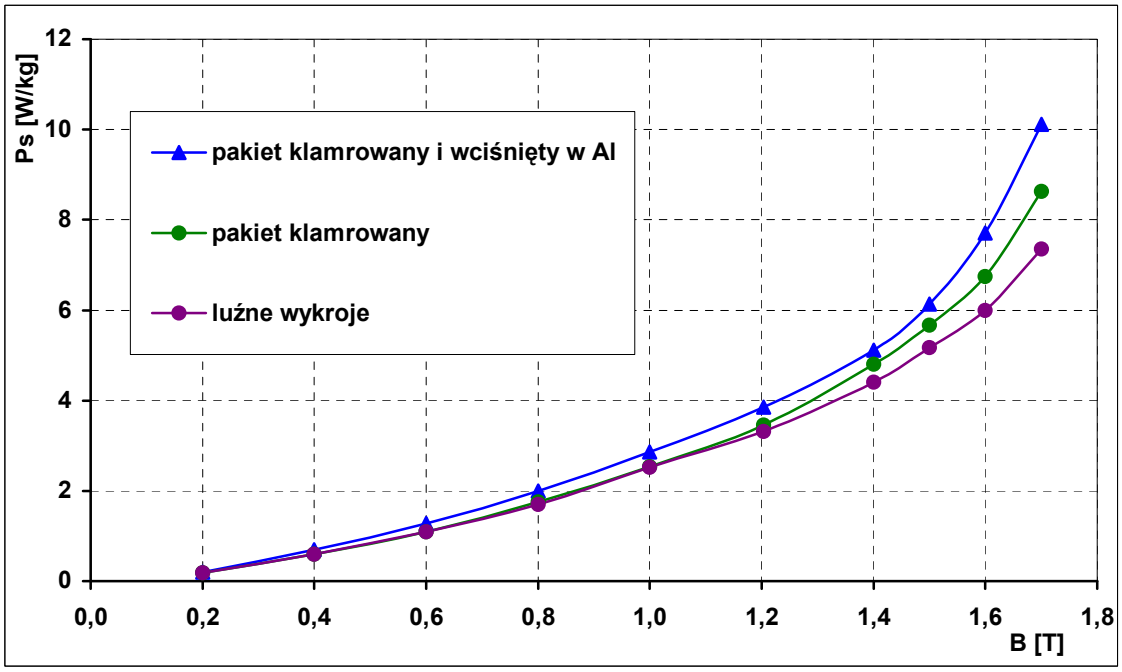
Zmiany strat całkowitych i indukcji pakietów stojanów po różnych sposobach pakietowania w krajowej fabryce maszyn elektrycznych przedstawiono na rys. 3.83...3.88 [40, 104, 117, 118, 135, 185].



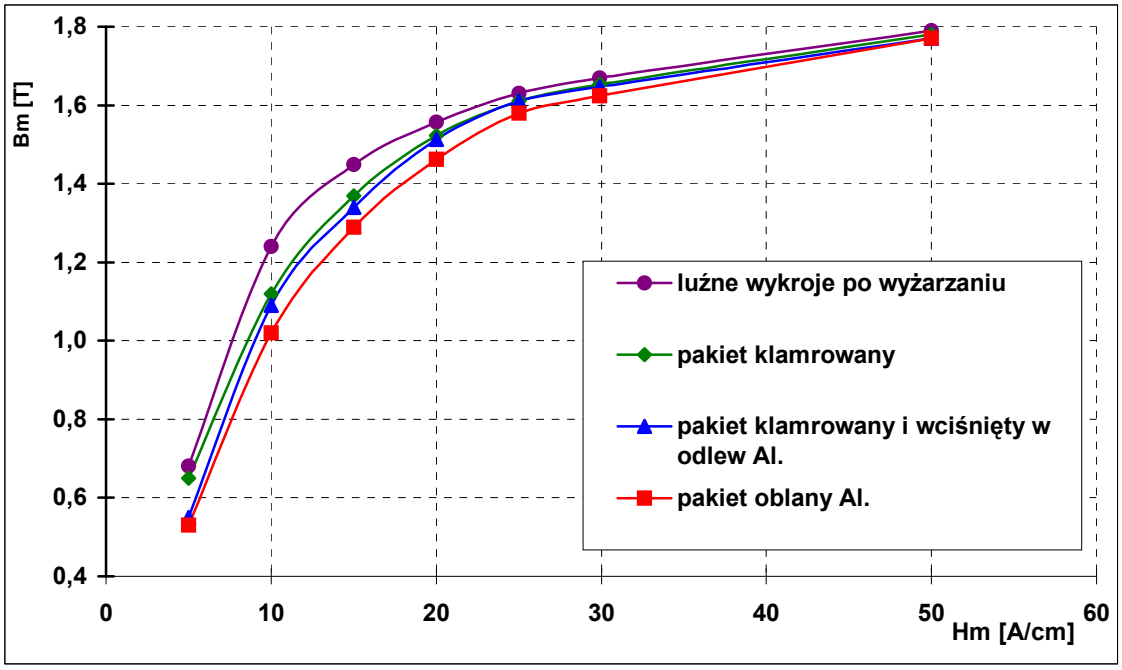
Rys.3.83. Zmiana strat całkowitych po różnych sposobach pakietowania wykrojów stojana silnika indukcyjnego typu Sg80-4B z blachy bezkrzemowej gat. EB650-50 [104, 185].



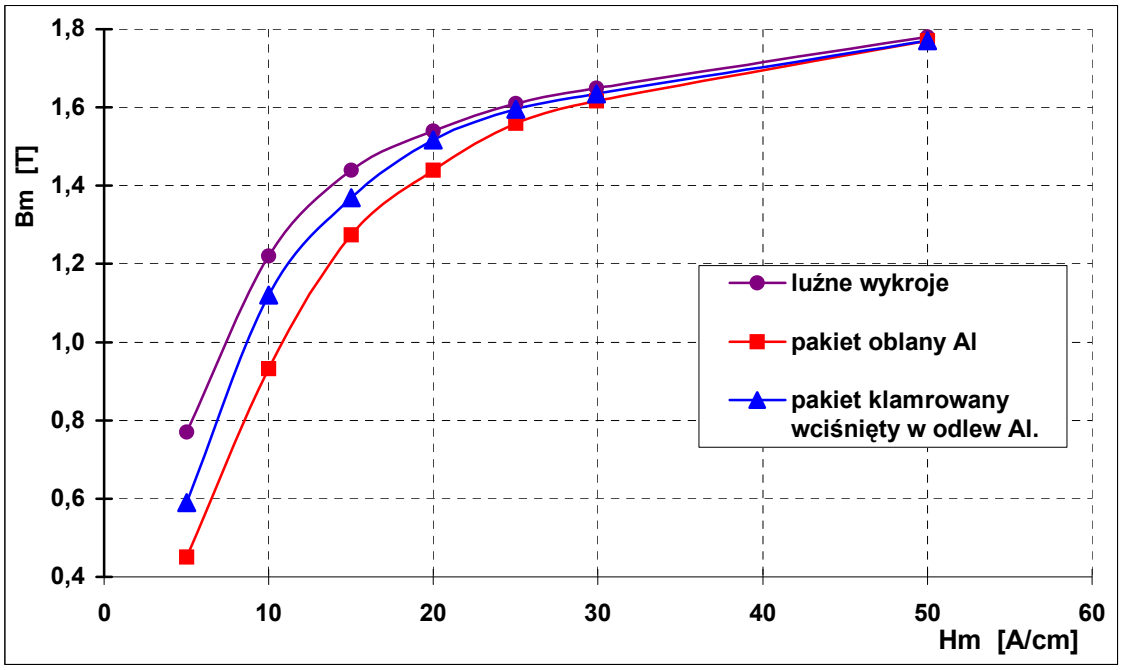
Rys.3.84. Zmiana strat całkowitych po różnych sposobach pakietowania wykrojów stojana silnika indukcyjnego typu Sg80-4B z blachy krzemowej gat. EP530-50A [104, 185].



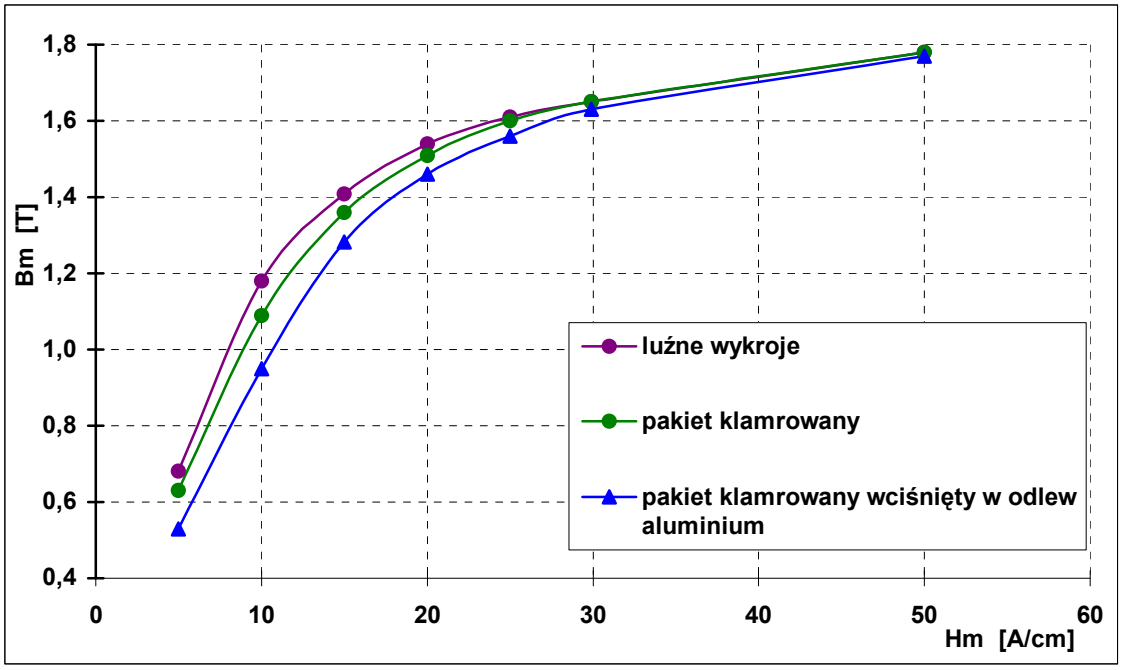
Rys.3.85. Zmiana strat całkowitych po różnych sposobach pakietowania wykrojów stojana silnika indukcyjnego typu Sg71-4B z blachy krzemowej gat. EP 530-50A [104, 185].



Rys.3.86. Charakterystyki magnesowania wykrojów stojana silnika indukcyjnego typu Sg80-4B z blachy bezkrzemowej gat. EB 650-50A po różnych sposobach pakietowania [104, 185].

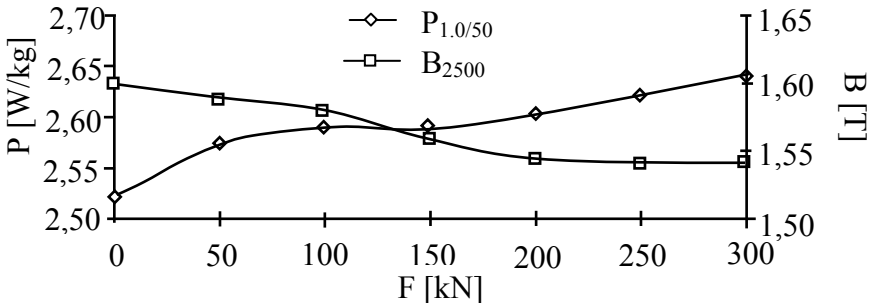


Rys.3.87. Charakterystyki magnesowania wykrojów stojana silnika indukcyjnego typu Sg80-4B z blachy krzemowej gat. EP 530-50A po różnych sposobach pakietowania [104, 185].



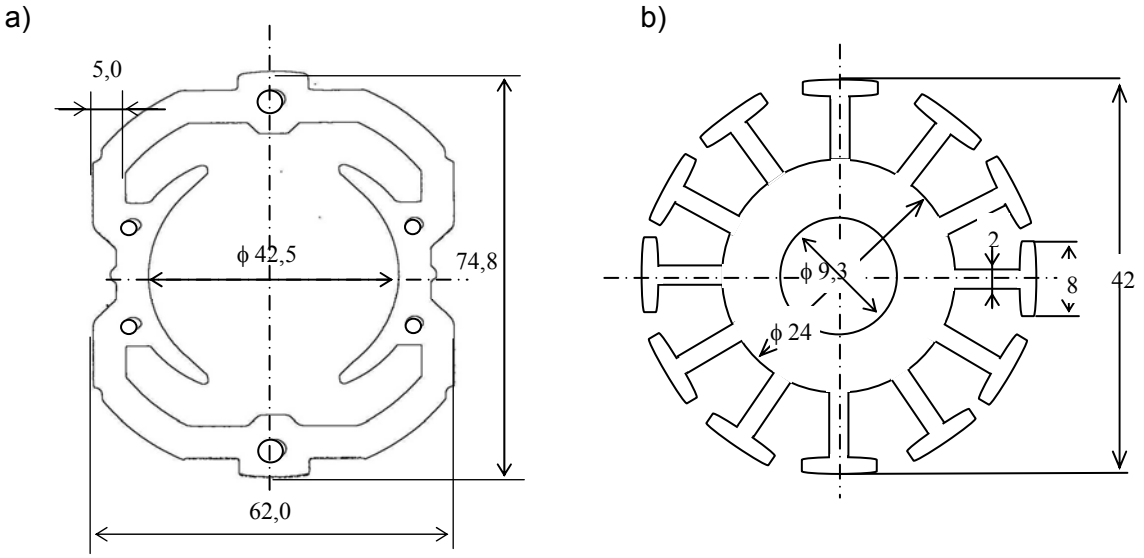
Rys.3.88. Charakterystyka magnesowania wykrojów stojana silnika indukcyjnego typu Sg71-4B z blachy krzemowej gat. EP530-50A po różnych sposobach pakietowania [104, 185].

Najczęściej stosowane metody pakietowania wykrojów luźnych stojana to klamrowanie, nitowanie i spawanie, rzadziej klejenie i zaciskanie. Metody te mają jedną wspólną cechę, powodują znaczne naprężenia wzdłuż osi pakietu stojana, wskutek odpowiednio dobranego docisku wykrojów. Odpowiednio dobrany docisk nie powinien wprowadzać nadmiernych naprężeń mechanicznych w pakiecie. Optymalnie dobrany docisk powinien je do minimum zmniejszyć, ale jednocześnie zapewnić pewne zespolenie wykrojów w pakiet. W tym celu wykonano pomiary wpływu ściskania pakietu stojana silnika Sg 71- 4B z blachy gat. EP 530-50A na indukcję B_{2500}, i straty całkowite $P_{1,0/50}$ (przy B_m = 1,0 T i 50 Hz). Wyniki pomiarów przedstawiono na rys.3.89.



Rys.3.89. Zależność indukcji i strat całkowitych pakietu od siły nacisku dla EP530-50A [40].

Aby sprawdzić jak wpływają inne sposoby scalania wykrojów w pakiet stojana i wirnika wykonano badania na wykrojach małego 1-fazowego silnika komutatorowego, o kształcie i wymiarach podanych na rys. 3.90 z blachy gat. M530-50A produkcji RFN. Średnia szerokość jarzma stojana wynosiła 5,0 mm natomiast szerokość zębów w wykrojach wirnika 2 mm.



Rys.3.90. Kształt i wymiary magnetowodu silnika 1-fazowego szeregowego:
a) wykroju stojana, b) wirnika

Oprócz najczęściej stosowanych sposobów scalania za pomocą nitowania czy spawania badano wpływ klejenia lakierem termoutwardzalnym i zaciskania. Badane pakiety pochodziły od niemieckiego producenta obwodów maszyn elektrycznych. Wyniki badań przedstawiono na rys. 3.92 – 3.95.

Aby można było porównywać krzywe magnesowania zmierzone za pomocą aparatu Epsteina 25cm i metody różnicowej na gotowych rdzeniach magnetycznych stojanów uwzględniono wpływ szczeliny powietrznej. W tym celu za pomocą metody charakterystyki wypadkowej wyznaczono oddzielnie charakterystyki rdzenia i szczeliny $\Phi = f(I\dot{z}) = f(U_{\mu})$ [114].

Potrzebna ilość amperozwojów aby w uzyskać żądany strumień lub indukcję w rdzeniu i w szczelinie obliczamy ze wzoru:

$$Iz = H_{Fe}\, l_{Fe} + H_p\, \delta \tag{3.19}$$

gdzie:

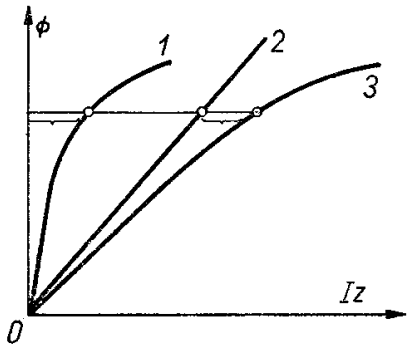
H_{Fe} – natężenie pola magnetycznego w rdzeniu odpowiadające wartości indukcji w rdzeniu $B_{Fe} = \Phi / S_{Fe}$; $\Phi = B_{Fe} \cdot S_{Fe}$ odczytujemy z wykresu (dla aparatu Epsteina 25 cm).

H_p – natężenie pola magnetycznego w szczelinie;

$H_p \approx B_p / \mu_o = B_p / 4\pi \cdot 10^{-7}$; gdzie $B_p = \Phi / S_p$ gdzie

$$S_p \approx (a + \delta)(b + \delta) \tag{3.20}$$

δ – szczelina.

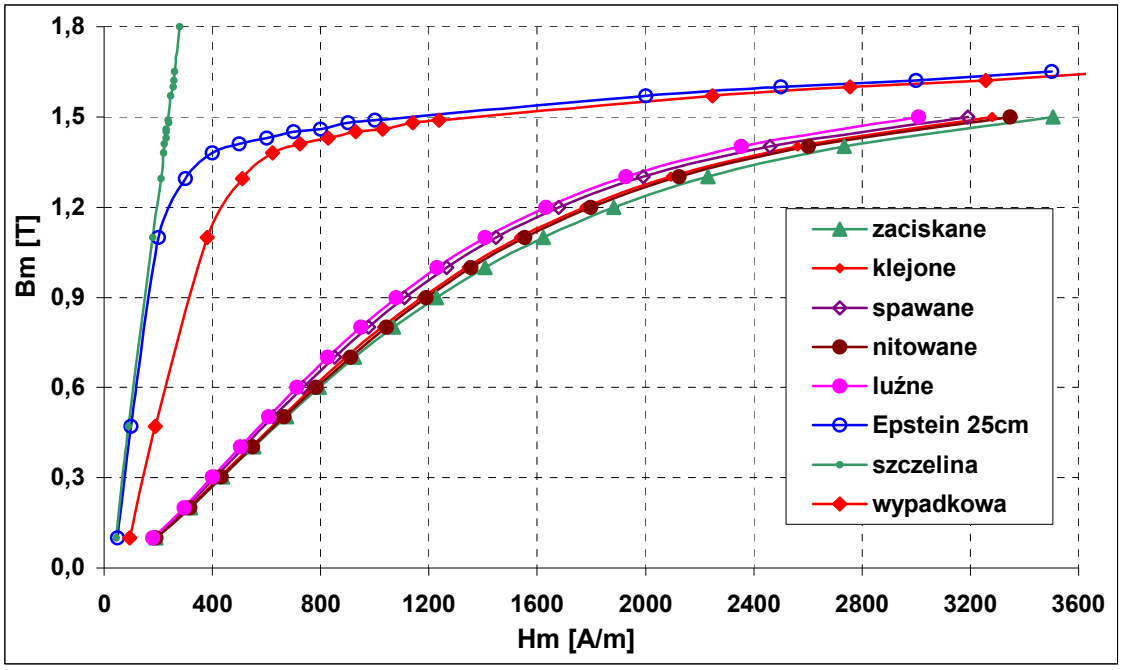


Rys.3.91. Krzywa 1 - charakterystyka magnesowania rdzenia, 2 – charakterystyka magnesowania szczeliny, 3 – charakterystyka wypadkowa [114].

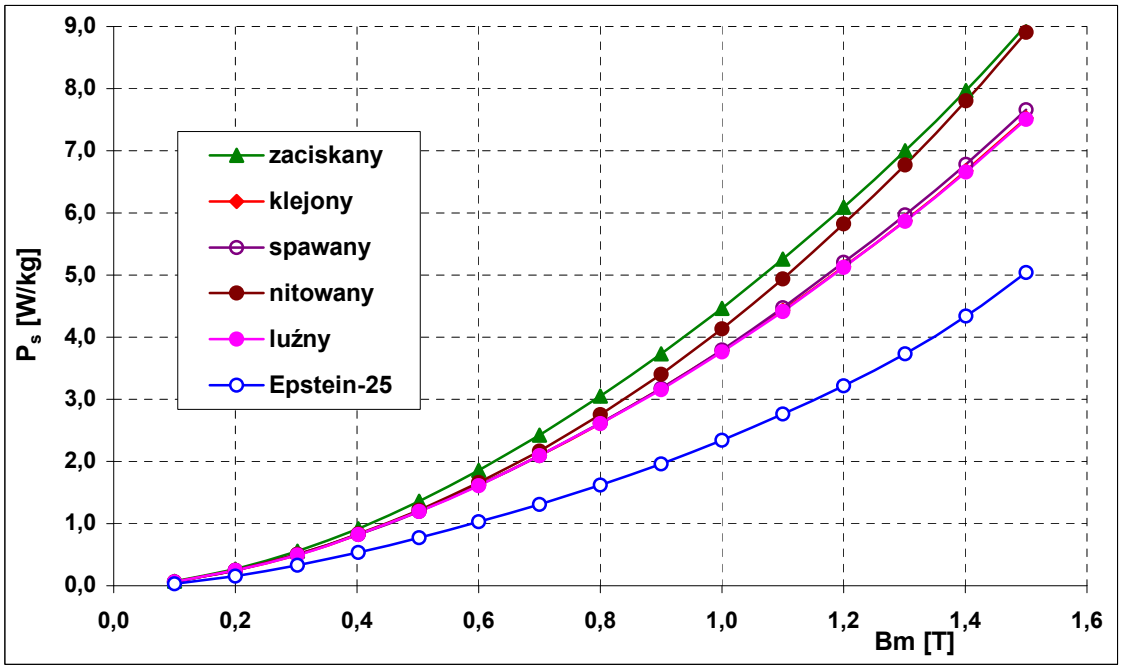
Charakterystyka magnesowania szczeliny jest linią prostą przechodzącą przez początek układu. Wystarczy zatem wyznaczyć jeden punkt tej prostej dla dowolnej wartości $\Phi \neq 0$.

Oblicza się dla przyjętego Φ indukcję $B_p = \Phi / S_p$, natężenie pola H_p i napięcie magnetyczne $U_\mu = H_p\, \delta$.

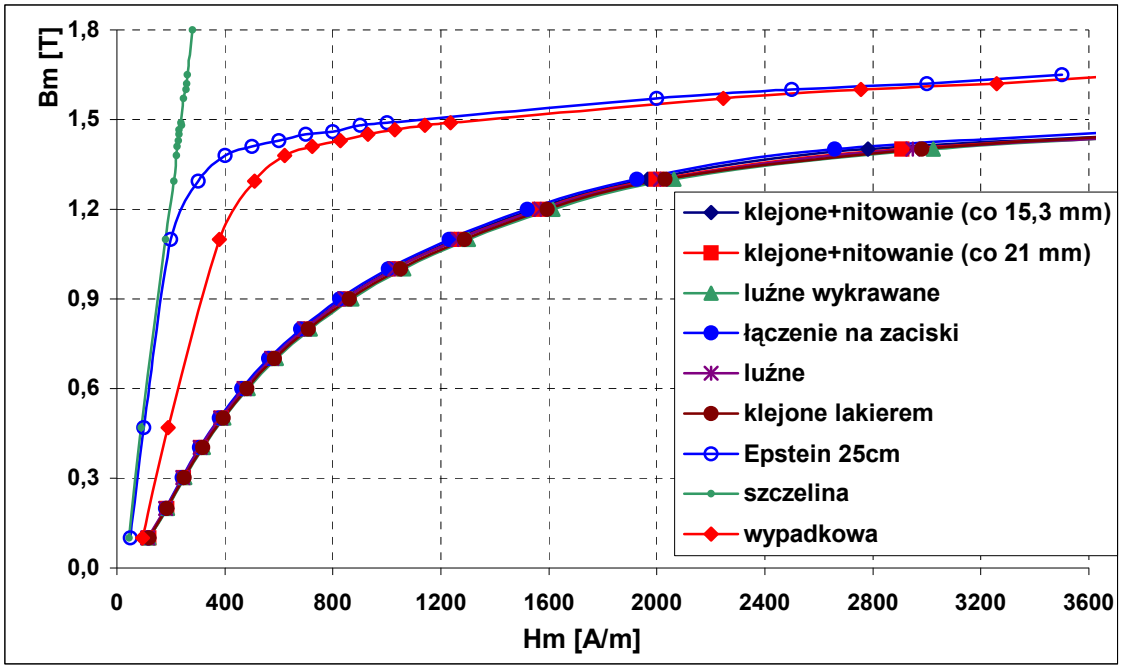
Charakterystykę wypadkową otrzymuje się sumując odcięte obu wymienionych charakterystyk tj. w rdzeniu i szczelinie.



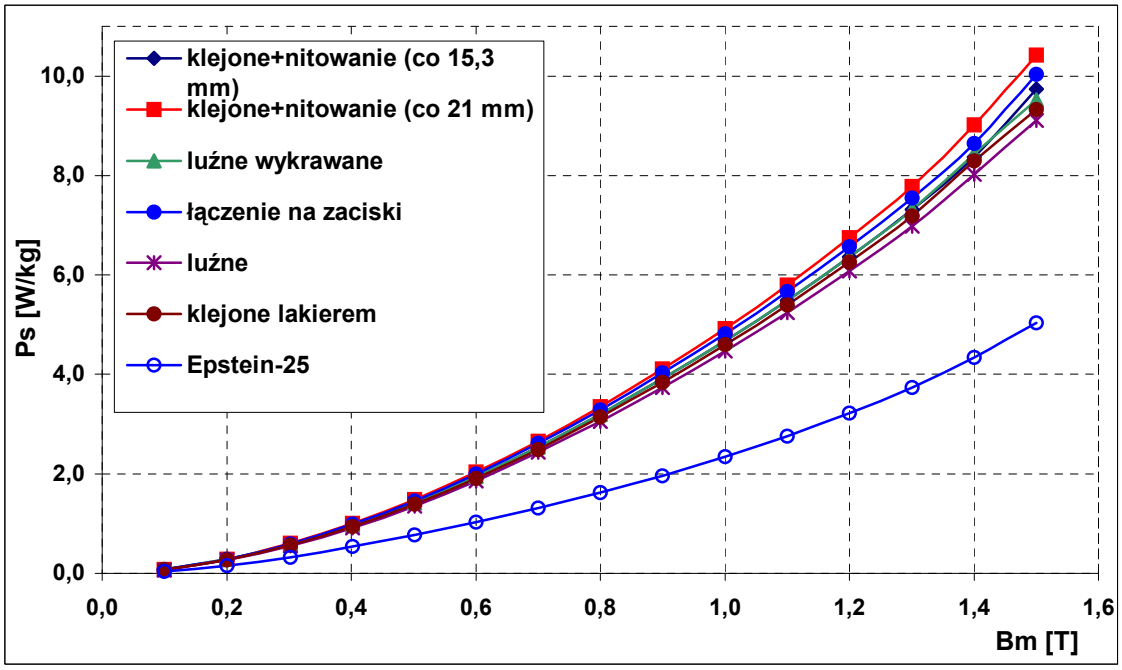
Rys.3.92. Wpływ różnych sposobów pakietowania na charakterystyki magnesowania rdzenia stojana z blachy gat. M530 – 50A [104, 185].



Rys.3.93. Wpływ różnych sposobów pakietowania na charakterystyki strat całkowitych rdzenia stojana z blachy gat. M530 – 50A [104, 185].



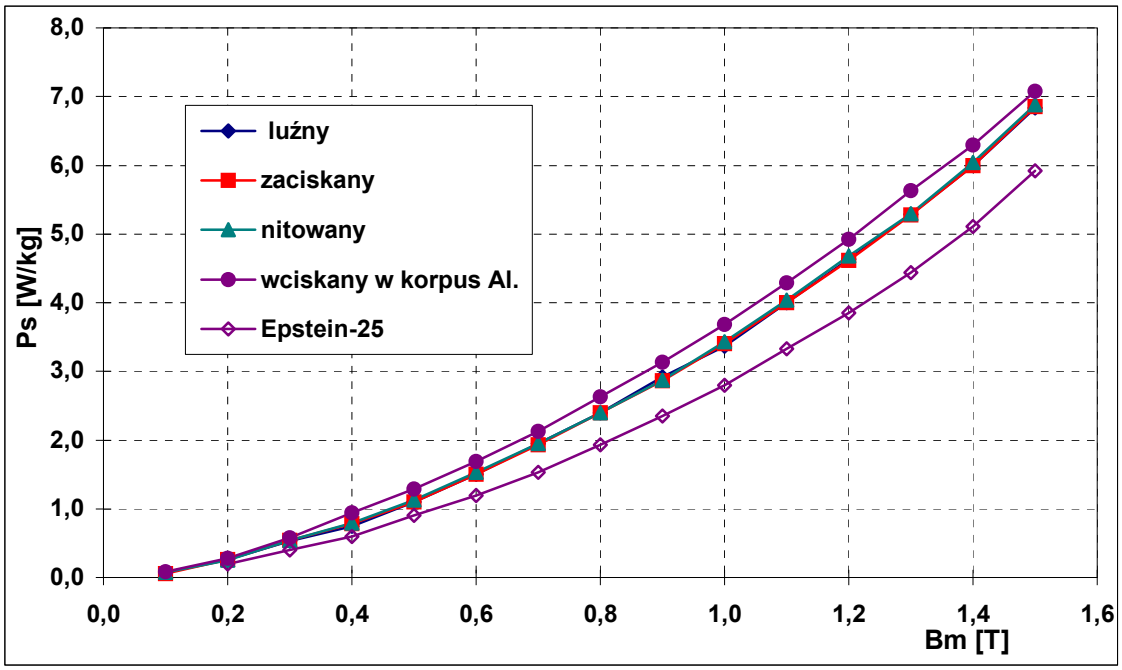
Rys.3.94. Wpływ różnych sposobów pakietowania na charakterystyki magnesowania rdzenia stojana z blachy gat. M530 – 50A [104, 185].



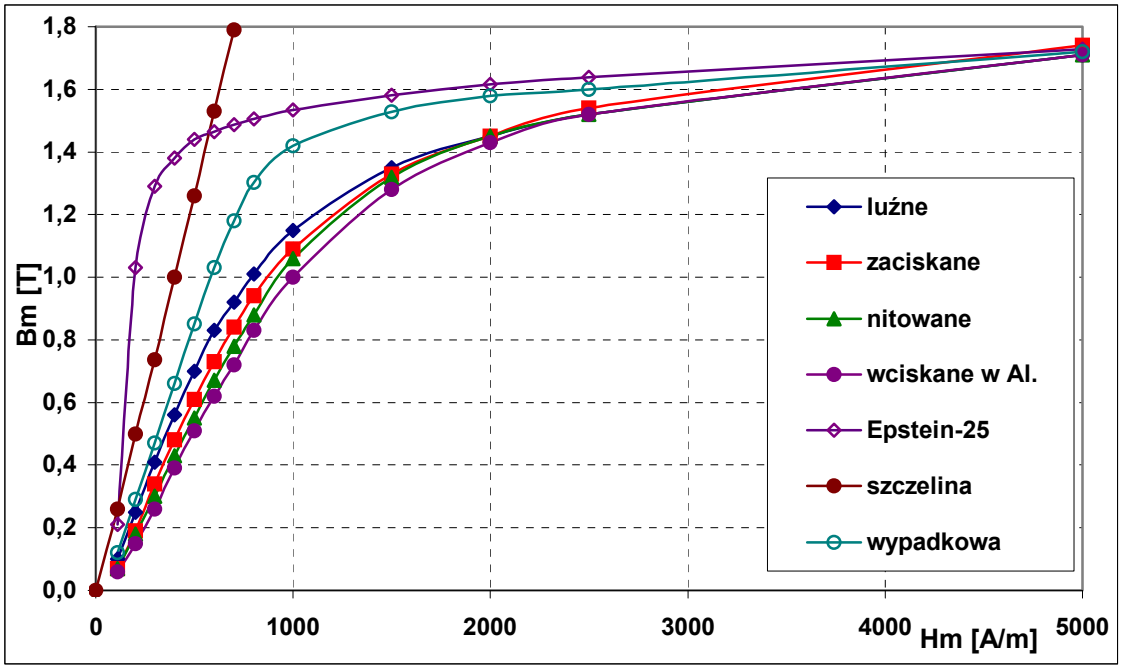
Rys.3.95. Wpływ różnych sposobów pakietowania na charakterystyki strat całkowitych rdzenia wirnika z blachy gat. M530 – 50A [104, 185].

Przedstawione wyniki badań wpływu pakietowania małych i wąskich wykrojów zawierają w sobie jednocześnie wpływ wykrawania (wykroje przed pakietowaniem nie były wyżarzane). Tym należy przede wszystkim tłumaczyć tak dużą różnicę pomiędzy właściwościami zmierzonymi za pomocą aparatu Epsteina i tymi na pakietach. Różnica strat całkowitych $P_{1,5/50}$ dla luźnych wykrojów stojana wzrosła ok. 50 %, natomiast dla wykrojów wirnika ok. 80 %. Powodem tego w wykrojach wirnika najprawdopodobniej są naprężenia w całym przekroju zębów, których szerokość wynosiła 2 mm. Wpływ badanych sposobów pakietowania okazał się mniejszy. Różnice strat całkowitych $P_{1,5/50}$ dla stojana pomiędzy najlepszym sposobem pakietowania za pomocą klejenia lakierem termoutwardzalnym, a najgorszym zaciskanym, wynoszą ok. 10 %. Podobnie dla wirnika różnica pomiędzy najlepszym sposobem pakietowania za pomocą klejenia lakierem termoutwardzalnym a najgorszym jednocześnie klejonym i nitowanym również wynosi ok. 10 %.

Dodatkowo, dla porównania zbadano wpływ różnych sposobów pakietowania stojana silnika asynchronicznego o mocy 1,1 kW, z niskokrzemowej blachy gat. M800-50A o znacznie większych wymiarach: średnicy zewnętrznej 136 mm i wewnętrznej 80 mm oraz szerokości zęba 3,5 mm i jarzma 12 mm. Wyniki przedstawiono na rys. 3.96 i 3.97.



Rys.3.96. Wpływ różnych sposobów pakietowania na charakterystyki strat całkowitych rdzenia stojana z blachy gat. M800 – 50A [104, 185].



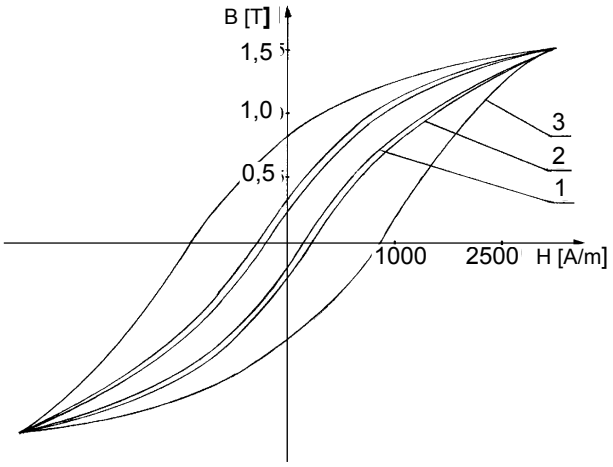
Rys.3.97. Wpływ różnych sposobów pakietowania na charakterystyki magnesowania rdzenia stojana z blachy gat. M800 – 50A [104, 185].

Wyniki potwierdzają, że dla większych pakietów stojana wciskanie w odlew aluminiowy jest również tą operacją technologiczną, która powoduje największe pogorszenie charakterystyk magnesowania i strat całkowitych na jednostkę masy.

Wyniki pomiarów pozwalają stwierdzić, że wszystkie badane sposoby scalania mają w różnym stopniu ujemny wpływ na straty całkowite i krzywą magnesowania.

Badane wykroje luźne nie były wyżarzane, dlatego stwierdzono tak znaczne różnice pomiędzy wynikami z aparatu Epsteina i wykrojami luźnymi po wykrawaniu. Różnice te biorą się nie tylko z powodu powstania strefy naprężeń wzdłuż linii wykrawania i znacznego jej udziału w objętości wykrojów (szerokość jarzma w niektórych miejscach była mniejsza od 3,5 mm a szerokość zębów wirnika silnika szeregowego wynosiła 2 mm), lecz także spowodowana została inną metodą pomiaru w której gęstość strumienia wzdłuż drogi nie była jednakowa.

Wykonano również badania wirników silnika typu Sg80-4B wykonanego z blachy bezkrzemowej gat. EB650-50 w zależności od stanu pakietu. Najpierw po wykrojeniu z blachy surowej przed obróbką cieplną odwęglającą, następnie po obróbce cieplnej odprężającej i w końcu po oblaniu aluminium tworzącym klatkę. Wyniki pomiarów statycznej pętli histerezy przedstawiono na rys.3.98.



Rys.3.98. Charakterystyki statycznych pętli histerezy wirnika silnika Sg-80-6B z bezkrzemowej blachy gat. EB650 - 50 [40, 104, 135, 185]:
1 - pakiet luźny złożony z wykrojów wyżarzonych,
2 - pakiet luźny złożony z wykrojów surowych (semi-finish),
3 - pakiet po oblaniu aluminium

Uzyskane wyniki pomiarów wykazały, że oblanie stopem aluminium wyżarzonego pakietu aluminium spowodowało wzrost strat z histerezy w porównaniu z wyżarzonym luźnym pakietem o ponad 200 %. Przyczyną tak dużego wzrostu strat i zmniejszenia się magnetyzacji podobnie jak dla stojanów są naprężenia wewnętrzne w pakiecie wirnika spowodowane skurczem stygnącego aluminium.

3.3 Podsumowanie

Przedstawione wyniki badań jednoznacznie wskazują na negatywny wpływ wykrawania i pakietowania wykrojów w rdzenie magnetyczne. Największy przyrost strat i pogorszenie charakterystyk magnesowania powoduje wykrawanie i wycinanie laserem. Ten drugi sposób powoduje wprowadzenie do wykroju naprężeń termicznych na znaczną głębokość od linii wycinania. Dzieje się tak wskutek działania wzdłuż linii cięcia impulsowej wiązki laserowej, która dzięki dużej gęstości mocy i krótkiego czasu działania, wytwarza niestacjonarne pole temperaturowe. Ekstremalnie szybkie i silne nagrzewanie doprowadza materiał do wrzenia. Kinetyka chłodzenia jest również duża, co w efekcie końcowym powoduje znaczne zmniejszenie krystalitów wzdłuż linii wycinania i może

powodować powstanie licznych dyslokacji, a tym samym wpływa na właściwości magnetyczne. Skutkiem tego jest znaczny przyrost strat i obniżenie przenikalności magnetycznej, szczególnie w blachach orientowanych. Wpływ tego rodzaju wycinania w blachach nieorientowanych jest mniejszy, choć też na tyle znaczący, że należy uwzględnić go podczas projektowania obwodów maszyn elektrycznych. Zgodnie z oczekiwaniami dla kierunku równoległego do walcowania wpływ wykrawania i wycinania jest zdecydowanie większy niż dla pozostałych.

Dla badanych gatunków blach elektrotechnicznych należy stwierdzić, że rodzaj powłoki elektroizolacyjnej na powierzchni ma niewielki wpływ na zmniejszenie pogorszenia się właściwości magnetycznych. Należy sądzić na podstawie danych literaturowych, że powłoki lakierowe będą powodem mniejszego zużywania i tępienia się wykrojników [41, 42, 78].

Wyniki badań wskazują, że blachy o większej zawartości krzemu i większym ziarnie są bardziej podatne na szkodliwy wpływ wykrawania. Z uwagi na fakt, że ze wzrostem zawartości krzemu wzrastają również ziarna, trudno stwierdzić, jaka jest tego jednoznaczna przyczyna. Wpływ ten można próbować wyjaśnić na podstawie procesów magnesowania i budowy domenowej. Ziarna blach nieorientowanych posiadają złożoną strukturę magnetyczną o domenach rozdzielonych przez granice jako 180° i 90° ścianki, zależnie od orientacji wektorów magnetyzacji po każdej stronie ściany. Po przyłożeniu pola magnesującego magnetyzacja zmieniać się będzie w wyniku ruchu ścian domenowych. Przy czym domeny, których wektory magnetyzacji są zbliżone do kierunku zewnętrznego przyłożonego pola, rosną szybciej kosztem pozostałych domen. Ściany 180° poruszają się łatwiej niż 90°. Magnesowanie w słabych i średnich polach odbywa się przez przesuwanie ścian, natomiast w silnych polach przez obroty wektora magnetyzacji. Obroty w blachach orientowanych występują przy indukcjach 1,9...2,0 T, natomiast w nieorientowanych o zawartości 3 % Si od 1,6...1,7 T [78]. Gdy wszystkie ścianki znikną, wektory magnetyzacji obracają się tak, aby nastąpiła całkowita zgodność ich kierunków z kierunkiem pola magnesującego. Proces obrotów w blachach nieorientowanych poprzedza złożona przebudowa struktury domenowej, podczas której mają miejsce nieodwracalne przesunięcia i obroty pojedynczych domen w nowe, trwałe położenia odpowiadające nie wykorzystanym wcześniej kierunkom łatwego magnesowania.

Blachy o dużych ziarnach w początkowej fazie łatwiej magnesują się ze względu na dużą ilość domen w obrębie jednego ziarna i możliwość łatwiejszego ich rozrastania się. Natomiast w fazie obrotów wektora magnetyzacji duże domeny o wielkości ziarna, wymagają silniejszego pola magnesującego

w celu zmiany kierunku wektora magnetyzacji, dlatego końcowa część charakterystyki magnesowania jest mniej stroma niż dla blach o małych ziarnach.

Straty całkowite związane są z ilością energii niezbędnej do przebudowy struktury magnetycznej. Dla blach o dużych ziarnach proces ten wymaga mniejszej energii, ponieważ przebudowa struktury domenowej w obrębie jednego ziarna wymaga mniejszej energii, aniżeli przebudowa dla wielu drobnych. Jednak ze wzrostem wielkości ziaren następuje wzrost strat wiroprądowych i pozostałych spowodowanych obecnością ścian Blocha. W nowoczesnych blachach nieorientowanych o zawartości 3 % Si straty pozostałe nie przekraczają 50 % strat całkowitych natomiast w blachach orientowanych i superorientowanych dochodzić mogą do 80 %. Dla porównania w materiałach nanokrystalicznych i amorficznych mogą być 30 razy większe od strat wiroprądowych [148].

Z chwilą, gdy pojawiają się w materiale ściskające naprężenia mechaniczne lub termiczne, czynnik ten najprawdopodobniej oddziałuje w obrębie całych ziaren. Fakt ten może tłumaczyć, to że w blachach bezkrzemowych występują większe przyrosty strat wskutek naprężeń ściskających niż w blachach krzemowych o mniejszych ziarnach. Średnia wielkość ziarna w blasze bezkrzemowej po wyżarzaniu odprężająco – odwęlającym wynosi ok. 200 μm, podczas gdy w badanych niskostratnych blachach gat. EP330–50A i EP300– 50A wynosi ok. 140 μm a dla niskokrzemowej gat. EP600–50A ok. 40 μm.

Straty całkowite na jednostkę masy wykonanego rdzenia są zawsze większe aniżeli samej blachy. Zwiększenie strat spowodowane jest między innymi nierównomiernym rozkładem pola magnetycznego i innym niż w próbkach blach przemagnesowywaniem np. kołowym lub eliptycznym. Duży wpływ na straty mają naprężenia mechaniczne i termiczne powstałe podczas procesu wytwarzania magnetowodu np. podczas wykrawania, cięcia laserem, różnych sposobów pakietowania [53, 95].

Powstałe w procesie wykrawania i cięcia laserem naprężenia wzdłuż krawędzi mają charakter naprężeń ściskających. Po wykrawaniu wskutek odkształceń plastycznych powstaje strefa materiału zdeformowanego (szerokość strefy mierzona od krawędzi wynosi od 0,1 mm dla ostrych ostrzy, do 0,23mm dla tępych [78]) oraz strefa naprężona, w której brak jest widocznych odkształceń ziaren. Natomiast po cięciu laserem wskutek najpierw gwałtownego nagrzania a następnie równie szybkiego studzenia powstaje skurcz materiału. Całkowita szerokość stref zdeformowanej i naprężonej jest znacznie szersza, tworząc tzw. strefę słabo magnetyczną o szerokości ok. 1,2 mm po wykrawaniu

i ok. 8,0...9,0 mm po cięciu laserem dla blachy orientowanej i ok. 0,6 mm po wykrawaniu i 4,0 mm po cięciu laserem dla blachy nieorientowanej.

W blachach krzemowych o dodatniej magnetostrykcji naprężenia ściskające powodują rozrost domen 90° kosztem 180°. Skutek tego jest taki, jakby osie łatwego magnesowania dla stanu odprężonego w siatce krystalicznej domeny, przybliżały się do kierunku prostopadłego jako energetycznie uprzywilejowanego [147, 168]. W wyniku tego podczas magnesowania przesunięcia ścian domenowych wymagają przyłożenia silniejszego pola magnetycznego. Rosną wówczas straty całkowite, histerezowe i pozostałe, maleje indukcja szczątkowa i przenikalność magnetyczna [134, 147].

Autorzy [54, 141 – 144] metodami matematycznymi starali się wyznaczyć przestrzenno czasowy rozkład pola w obszarze domeny przy uwzględnieniu wymuszonego sinusoidalnego strumienia przenikającego przekrój domeny i niesinusoidalnego ruchu ścian Blocha. Metoda umożliwiła dokonanie rozdziału strat w materiale na histerezowe i wiroprądowe przy danej mocy całkowitej czynnej i biernej. Według autorów wskutek naprężeń ściskających nastąpić mogą deformacje ścian domen i w konsekwencji zmniejszenie strumienia magnetyzacji domen ϕ_s oraz zwiększenie przesunięcia δ_1 pomiędzy strumieniem magnetyzacji i całkowitym. Zgodnie ze wzorem (3.21) nastąpi wzrost reluktancji:

$$\frac{R_{\mu_1}}{R_{\mu_0}} = \left(\frac{R_{\mu_1}}{R_{\mu_0}}\right)_{\eta_1=0} - \frac{\phi_s}{\phi_m} e^{-j\delta_1} \tag{3.21}$$

gdzie:

R_{μ_1} – reluktancja materiału na jednostkę długości domeny;

R_{μ_0} – reluktancja powietrza na jednostkę długości domeny;

$\phi_{m(t)} = \phi_m \cos \omega t$ całkowity strumień domeny;

$\phi_{s(t)} = \phi_s \cos(\omega t - \delta_1)$ strumień magnetyzacji domeny

δ_1 – kąt opóźnienia $\phi_{s(t)}$ względem $\phi_{m(t)}$;

η_1 – względne odchylenie ściany Blocha od położenia równowagi, (gdy $\eta_1 = 0$, brak wychylenia)

Zwiększenie kąta δ_1 zgodnie ze wzorem (3.22) spowoduje wzrost strat mocy.

$$P_1 = P_{1(\eta_1=0} + \frac{\omega B_m}{2\mu_0}\phi_s \sin\delta_1 \tag{3.22}$$

gdzie:

$B_m = \frac{\phi_m}{S}$;

S – jest powierzchnią domeny;

$P_{1(\eta=0)}$ – straty wiroprądowe dla $\eta_1 = 0$;

Odwrotne procesy zachodzić mogą podczas wyżarzania. Nastąpi wówczas zwiększenie domen. Wyżarzanie odprężająco – rekrystalizujące w temperaturze 810...820 °C w ciągu 1 h w atmosferze 90% N_2 + 10 % H_2 przywróciło pierwotne właściwości jedynie dla blach nieorienrowanych. W przypadku blach orientowanych wyżarzanie nie przywróciło orientacji ziaren w strefie wzdłuż linii cięcia, dlatego właściwości są gorsze [99, 101].

Autor posługując się znormalizowaną metodą pomiarową za pomocą SST wykazał ilościowe zmiany strat całkowitych, histerezowych, pozostałych i natężenia koercji oraz natężenia pola magnesującego. Następnie za pomocą modelu, w którym założył prawdopodobny rozkład strumienia magnetycznego wzdłuż krawędzi cięcia bez ingerencji w materiał obliczył szerokość strefy naprężonej tzw. „słabo magnetycznej”. Wyniki obliczeń wskazały jak duży jest to obszar dla różnych materiałów. Szerokość tej strefy jest większa niż wynika to z obserwacji mikroskopowych. Dowodzi to, ze strefa naprężeń jest szersza od strefy odkształceń i deformacji struktury krystalicznej.

Udział stref naprężonych, szczególnie jest widoczny w paskach węższych. Oznacza to, że wpływ ten będzie bardziej znaczący w wykrojach w których długość linii wycinania na jednostkę masy jest duża np. w małych maszynach elektrycznych. W tym przypadku bardziej wskazane będzie wykonanie wyżarzania odprężającego niż dla wykrojów o większych szerokościach zębów i jarzma dla magnetowodów dużych maszyn elektrycznych.

Cięcie laserowe blach elektrotechnicznych pomimo szeregu zalet: duża dokładność, łatwość obsługi, a przede wszystkim łatwość i szybkość dokonywania zmian w kształcie oraz w wielkości wycinanych wykrojów, posiada podstawową wadę – negatywnie wpływa na właściwości magnetyczne wykrojów. Dlatego powinna być stosowana tam gdzie wycinane są elementy o dużej szerokości (najlepiej powyżej 200 mm) oraz wymagana jest częsta zmiana kształtów i wielkości wykrojów.

Badania wpływu różnych sposobów pakietowania wykrojów w pakiety stojanów i wirników wskutek wprowadzenia ściskających naprężeń, również potwierdziły negatywny wpływ na właściwości magnetyczne. Badania wykonano celowo na wykrojach o różnych wielkościach i wymiarach z różnych gatunków blach zarówno bezkrzemowych jak i krzemowych o różnej zawartości Si. Taki dobór dokonano aby można było sprawdzić czy istnieje związek pomiędzy wielkością wykrojów dla tego samego sposobu pakietowania. Stwierdzono, że te same sposoby pakietowania na wykrojach z blach bezkrzemowych powodują większe pogorszenie właściwości. Wyniki badań wykazały, że oblewanie pakietów stojana stopem Al powodują największe pogorszenie właściwości magnetycznych. Oblewanie pakietu z blachy bezkrzemowej spowodowało o 43% wzrost strat całkowitych przy indukcji B_m = 1,5 T, natomiast dla blachy krzemowej gat. EP530-50A wzrost o 20% (rys.3.83 i 3.84). Powodem mniejszego wpływu na właściwości w blasze krzemowej są nie tylko mniejsze ziarna niż w blasze bezkrzemowej lecz także większa twardość oraz sprężystość spowodowana zawartością krzemu.

Wyniki pomiarów na pakietach stojana i wirnika 1 – fazowego silnika komutatorowego z blachy gat. M530-50A pozwalają stwierdzić, że wszystkie badane sposoby scalania mają w różnym stopniu ujemny wpływ na straty całkowite. W celu spakietowania stojana i wirnika ze względu na najmniejszy przyrost strat, najkorzystniej jest stosować klejenie klejem termoutwardzalnym. Wpływ różnych sposobów pakietowania na krzywe magnesowania okazał się niewielki.

Zgodnie z oczekiwaniami, wpływ pakietowania małych wykrojów dla tego samego gatunku blach okazał się bardziej znaczący niż dla większych wykrojów. W pakiecie stojana z blachy krzemowej gat. M800-50A zaciskanym na jarzmie o szerokości 12 mm następnie wciśniętym w odlew Al straty całkowite wzrosły niespełna o 10 % podczas gdy w pakietach klamrowanych o jarzmie o szerokości 8 mm, i też wciśniętych w odlew Al z blach gat. EP530-50A wzrosły o ponad 20 %. Świadczy to, że strefa naprężona najpierw w wyniku wykrawania a potem pakietowania zajmuje większą objętość przekroju jarzma magnetowodu.

Badane wykroje luźne z blach krzemowych mierzone były po wykrawaniu bez obróbki cieplnej, dlatego stwierdzono tak znaczne różnice pomiędzy wynikami z aparatu Epsteina. Różnice te biorą się nie tylko z powodu powstania strefy naprężeń wzdłuż linii wykrawania i znacznego jej udziału w objętości wykrojów (szerokość jarzma i zębów w niektórych miejscach była mniejsza od 3,5 mm), lecz także spowodowana została inną metodą pomiaru, w której gęstość strumienia była różna na swojej drodze przepływu.

Ostatnio w literaturze pojawiły się doniesienia o próbach laboratoryjnych zastosowania do cięcia blach elektrotechnicznych wysokociśnieniowej mieszaniny strumienia wody wraz ze ścierniwem [130]. Pierwsze próby wykazują podobnie szkodliwy wpływ na właściwości magnetyczne jak dotychczas najpowszechniej stosowane wykrawanie mechaniczne.

Przedstawione operacje wykrawania i różne sposoby pakietowania w różnym stopniu negatywnie wpływają na właściwości magnetyczne. Pamiętając o tym należy dobierać takie, które spowodują jak najmniejsze ich pogorszenie dla tego gatunku blachy. Należy ją przy tym wykonać jak najstaranniej zgodnie ze sztuką inżynierską. Blachy wyższej jakości, o większych ziarnach i większej zawartości Si tzw. wysokokrzemowe są bardziej podatne na pogorszenie się właściwości magnetycznych wskutek wykrawania i cięcia. Dlatego też, należy rozważyć czy powstały magnetowód z blachy o wyższej jakości nie będzie miał gorszych właściwości magnetycznych i nie będzie droższy od takiego samego, lecz wykonanego z gorszej jakościowo i jednocześnie tańszej blachy. Aby tak było, najlepiej wzorem innych krajów, np. RFN, należałoby utworzyć w kraju wytwórnie rdzeni magnetycznych, które produkowałyby je dla producentów maszyn elektrycznych. Zatrudniałyby one najlepszych fachowców: technologów, materiałoznawców i metrologów, którzy gwarantowaliby wyroby jak najwyższej jakości.

4. REGENERACJA WŁAŚCIWOŚCI MAGNETYCZNYCH I MIKROSTRUKTURY

W obwodach magnetycznych silników elektrycznych strefa zębowa jest najbardziej zdeformowana ze względu na liczbę zębów i ich wymiary. Powstałe naprężenia i deformacje powodują obniżenie indukcji magnetycznej i wzrost strat. Zjawisko to występuje przede wszystkim w rdzeniach magnetycznych małych i średnich maszyn elektrycznych, w których przekrój zębów jest mały a udział strefy zdeformowanej znaczny w stosunku do całej objętości zębów [43, 44, 45, 50].

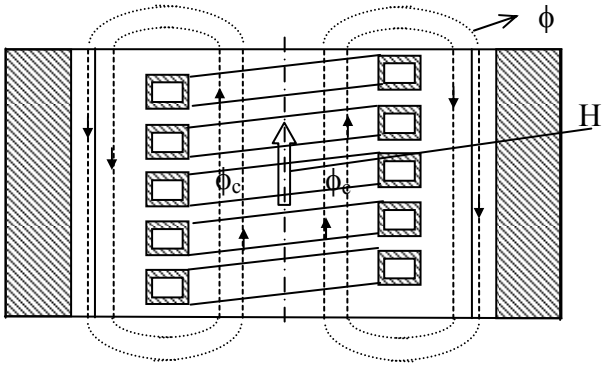
Wyeliminowanie tego zjawiska wymaga wykonania odprężającej obróbki cieplnej. Sposobem najbardziej ekonomicznym jest zastosowanie nagrzewania indukcyjnego w powietrzu, które przy minimalnych kosztach i krótkim czasie wyżarzania powoduje regenerację strefy zdeformowanej oraz korzystną oksydację powierzchni wzdłuż linii wykrawania.

Autor opracował model matematyczny 1-D rozkładu pola elektromagnetycznego i pola cieplnego w strefie zębowo-żłobkowej pakietu. Obliczenia sprowadzono do jednego wymiaru z uwagi na skomplikowany kształt i wymiary zębów, grubość blachy oraz wysoką częstotliwość pola elektromagnetycznego. Dają one przybliżony rozkład gęstości strat wiroprądowych w pakiecie jak dla modelu 2-D [181, 182]. Obliczenia pozwoliły zastosować odpowiedni wzbudnik pola elektromagnetycznego, który umieszczony we wnętrzu pakietu stojana, spowodował szybkie nagrzewanie zdeformowanej strefy zębowo-żłobkowej do temperatury wyżarzania [49, 132, 137].

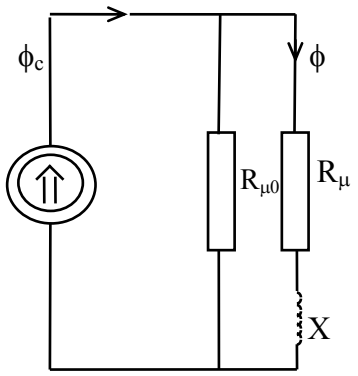
4.1 Wzbudnik pola elektromagnetycznego

4.1.1 Rozkład pola elektromagnetycznego w strefie zębowo-żłobkowej stojana [132]

Na rysunkach 4.1 i 4.2 przedstawiono schemat wzbudnika pola elektromagnetycznego i jego schemat zastępczy.



Rys.4.1. Schemat układu wzbudnik-stojan: Φ_c – strumień całkowity, Φ - strumień w pakiecie, H_0 – natężenie pola magnetycznego w powietrzu.



Rys.4.2. Schemat zastępczy nagrzewnicy: $R_{\mu 0}$ – reluktancja szczeliny, R_μ - reluktancja pakietu, X_μ - reaktancja pakietu

Do obliczeń przyjmuje się prostokątny układ współrzędnych, w którym oś X skierowana będzie w głąb zęba stojana. Wektor natężenia pola magnetycznego $\overline{H}$ będzie skierowany wówczas równolegle do powierzchni czołowej

strefy zębowo-żłobkowej stojana i $H = H_z$ (składowa wzdłuż osi z). Wektor indukcji magnetycznej $\overline{B}$ skierowany będzie zgodnie z $\overline{H}$, oraz jest funkcją natężenia pola magnetycznego spełniającą warunek $B(-H) = -B(H)$.

Pomimo, że przewodność właściwa σ jest funkcją temperatury, przyjmuje się, że w danym przedziale czasowym, np. 100 okresów zmienności pola elektromagnetycznego, temperatura będzie stała w części nagrzewanego pakietu stojana, dlatego $\sigma = \text{const}$. Zakłada się, że w tym samym przedziale czasowym charakterystyka $B = F(H)$ nie zmienia się.

Przyjmuje się, że cała energia pola elektromagnetycznego wydziela się w cienkiej przypowierzchniowej warstewce strefy zębowo-żłobkowej $(0 \le x \le l)$ o grubości l. Stąd też $\overline{E} = \frac{1}{\sigma}\text{rot}\overline{H} = 0$ dla $x \ge l$. Natomiast na samej powierzchni $(x = 0)$ nagrzewanej warstwy natężenie pola magnetycznego $H_{(x=0)} = H_0 = f(t)$.

Dokonano wyznaczenia przebiegu natężenia pola magnetycznego H_o, oraz rozkładu przestrzennego $H(x, t)$, który w stanie ustalonym będzie przebiegiem okresowym $H(x, t + T) = H(x, t)$.

Pole magnetyczne, którego źródłem jest nagrzewnica (rys.4.1, 4.2) jest opisane, oprócz równań Maxwella, równaniem

$$H_0 = \frac{1}{\mu_0 S_{\mu_0}}\left(\Phi_c - \Phi\right) \tag{4.1}$$

gdzie:

$$\Phi_c = \Phi_m \sin \omega t \tag{4.2}$$

$$\Phi = \int_0^l B\, dx \tag{4.3}$$

Φ_c – strumień całkowity wymuszony przez wzbudnik $\left[\frac{\text{Vs}}{\text{cm}}\right]$

Φ_m – amplituda strumienia całkowitego $\left[\frac{\text{Vs}}{\text{cm}}\right]$

Φ – strumień płynący przez cienką ($0 \le x \le l$), zewnętrzną warstwę żelaza pakietu w strefie zębowo-żłobkowej. Strumienie liczone są na jednostkę szerokości warstwy, stąd wymiar $\left[\frac{\text{Vs}}{\text{cm}}\right]$.

μ_0 – przenikalność magnetyczna próżni $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-9}$ $\left[\frac{\text{H}}{\text{cm}}\right]$

S_{μ_0} – powierzchnia szczeliny powietrznej pomiędzy nagrzewnicą a pakietem stojana na jednostkę szerokości $\left[S_{\mu_0}\right] = 1\ \text{cm}$.

Wartość stałych μ_0, S_{μ_0}, Φ_m, σ – przyjmowane są do obliczeń, podobnie jak charakterystyka magnesowania $B = F(H)$ w zależności od rodzaju stojana, jego wymiarów i gatunku blachy z której został wykonany, $\omega = \frac{2\pi}{T}$, T – okres.

Po kolejnym przyjętym przedziale czasowym (np. 100 okresów) przyjmuje się nową obliczoną wartość temperatury dla całej nagrzewanej warstwy. Pojawi się inna wartość σ i nowa charakterystyka magnesowania. Najwłaściwszy sposób obliczeń opierać się powinien na przemiennych obliczeniach stanu ustalonego pola magnetycznego i wartości temperatury dla przyjętych przedziałów czasowych. W celu uproszczenia przyjęto stałą wartość przewodności nagrzewanego materiału niezależnie od zmian temperatury.

Z równań Maxwella otrzymuje się

$$\frac{\partial^2 H}{\partial x^2} = \sigma \frac{\partial B}{\partial t} \tag{4.4}$$

w którym σ – jest przewodnością właściwą rdzenia stojana.

Przyjmując wartości bezwymiarowe:

$$\widetilde{H} = \frac{H}{H_{odn}} \; ; \; \widetilde{B} = \frac{B}{B_{odn}} \; ; \; \widetilde{x} = \frac{x}{x_{odn}} \; ; \; \widetilde{T} = 1;$$

w których wielkościami odniesienia są

$$H_{odn}, \; B_{odn}, \; x_{odn} = l, \; t_{odn} = \frac{2\pi}{\varpi};$$

l – głębokość strefy nagrzewania

Stąd równanie bezwymiarowe przyjmuje postać:

$$\frac{\partial^2 \widetilde{H}}{\partial \widetilde{x}^2} = a \frac{\partial \widetilde{B}}{\partial \widetilde{t}} \tag{4.5}$$

w którym

$$a = \frac{B_{odn}}{H_{odn}} \frac{\varpi \sigma l^2}{2\pi} \tag{4.6}$$

Podobnie, przyjmując $\widetilde{\Phi} = \dfrac{\Phi}{\Phi_{odn}}$; równanie (4.1) przyjmie postać:

$$\widetilde{H}_0 = \eta\left(\widetilde{\Phi}_m \, sin\, 2\pi\, \widetilde{t} - \widetilde{\Phi}\right) \tag{4.7}$$

gdzie

$$\widetilde{\Phi}_m = \frac{\Phi_m}{\Phi_{odn}}$$

w którym:

$$\eta = \frac{B_{odn}}{H_{odn}} \frac{l}{\mu_0 S_{\mu_0}} \tag{4.8}$$

$$\widetilde{\Phi} = \int_0^1 \widetilde{B}\, d\widetilde{x} \tag{4.9}$$

oraz

$$\Phi_{odn} = B_{odn} l$$

Uwaga: powierzchnia szczeliny powietrznej S_{μ_0} pomiędzy nagrzewnicą a pakietem stojana, oraz strumień magnetyczny Φ, odniesione są do jednostki szerokości warstwy, stąd S_{μ_0} wyrażone jest w jednostkach długości tj. [cm], natomiast Φ w [T· cm].

Charakterystykę magnesowania $B = F(H)$ wyznaczono dla pakietu blach elektrotechnicznych w aparacie Epsteina 25 cm. Blachę elektrotechniczną gatunku EP330-50 wybrano celowo, albowiem w dalszych rozważaniach obliczenia prowadzone będą dla pakietu stojana wykonanego z tego gatunku stali.

Dla zmierzonych wartości B_k i H_k obliczono przenikalność różniczkową

$$\mu_k = \left(\frac{dB}{dH}\right)_{H_k}$$

Do obliczeń przyjęto paraboliczną aproksymację krzywej magnesowania:

$$\mu_k = \left(\frac{B_{k+1} - B_k}{H_{k+1} - H_k}\right)\frac{H_k - H_{k-1}}{H_{k+1} - H_{k-1}} + \left(\frac{B_k - B_{k-1}}{H_k - H_{k-1}}\right)\frac{H_{k+1} - H_k}{H_{k+1} - H_{k-1}} \tag{4.10}$$

Dla zmierzonych wartości indukcji B_0, B_1, … B_{k-1}, B_k, B_{k+1}, … odpowiadających natężeniu pola magnetycznego H_0, H_1, … H_{k-1}, H_k, H_{k+1}, … oraz z charakterystyki $\mu = f(H)$ w postaci krzywej łamanej dowolną wartość indukcji $B_{(H)}$ z przedziału H_k , H_{k+1} obliczamy ze wzoru:

$$B = B_k + \frac{1}{2}(H - H_k)[\mu_k + \mu] \tag{4.11}$$

gdzie: μ – przyjęte może być z krzywej łamanej lub ze wzoru

$$\mu = \mu_k + \frac{\mu_{k+1} - \mu_k}{H_{k+1} - H_k}(H - H_k) \tag{4.12}$$

gdzie: μ_k – przenikalność magnetyczną różniczkową dla pola magnetycznego o natężeniu H_k obliczamy ze wzoru (4.10).

Funkcja $\tilde{B} = F(\tilde{H})$ jest nieparzysta, tzn. dla $\tilde{H} > 0$; $\tilde{B} = F(\tilde{H})$ natomiast dla $\tilde{H} < 0$; $\tilde{B} = -F(-\tilde{H})$. Funkcja $\mu = \frac{dB}{dH}$ jest parzysta tzn. dla $\tilde{H} > 0$; $\tilde{\mu} = f(\tilde{H})$, natomiast dla $\tilde{H} < 0$; $\tilde{\mu} = f(-\tilde{H})$.

Do obliczeń należy zdyskretyzować równania (4.5) i (4.7) oraz uwzględnić warunek końca strefy:

$$\left(\frac{\partial H}{\partial x}\right)_{x=l} = \left(\frac{\partial \tilde{H}}{\partial \tilde{x}}\right)_{x=l} = 0 \tag{4.13}$$

stąd równanie różnicowe dla zdyskretyzowanego czasu $\tilde{t} = \tilde{t}_k$ gdzie $k = 0, 1, 2, \ldots, n, \ldots$

$$\widetilde{H}_{i-1} - \left(2 + \frac{a\Delta\widetilde{x}^2}{\Delta\widetilde{t}}\widetilde{\mu}_i\right)\widetilde{H}_i + \widetilde{H}_{i+1} = -\frac{a\Delta\widetilde{x}^2}{\Delta\widetilde{t}}\widetilde{\mu}_i\widetilde{H}_{i_{(t_{k-1})}} \tag{4.14}$$

gdzie:

$$\Delta x = \frac{l}{N};\quad \Delta\widetilde{x} = \frac{1}{N};\quad \Delta t = \frac{T}{M};\quad \Delta\widetilde{t} = \frac{\widetilde{T}}{M} = \frac{1}{M}$$

T – okres

N – ilość odcinków na które dzielona jest głębokość strefy nagrzewania $l = x_{odn}$

M – ilość przedziałów czasu, na które dzielony jest okres T równania (4.7) i (4.13) przyjmą postać:

$$\widetilde{H}_0 = \eta\left(\widetilde{\Phi}_m \sin 2\pi\widetilde{t}_k - \sum_{i=o}^{N=1}\widetilde{B}_i \cdot \Delta\widetilde{x}\right); \widetilde{H}_{N-1} = \widetilde{H}_N \tag{4.15}$$

niewiadomymi są: $\widetilde{H}_0, \widetilde{H}_1, \widetilde{H}_2, \cdots \widetilde{H}_i, \cdots \widetilde{H}_{N-1}, \widetilde{H}_N$.

Wartości bezwymiarowe przenikalności różniczkowej $\widetilde{\mu}_i = \frac{\mu_i}{\mu_{\text{odn}}}$ obliczono za pomocą przenikalności odniesienia $\mu_{\text{odn}} = \frac{B_{\text{odn}}}{H_{\text{odn}}}$

Równanie (4.15) zapisać można w postaci:

$$\left[\frac{1}{\eta\Delta\widetilde{x}} + \left(\frac{\widetilde{B}_0}{\widetilde{H}_0}\right)_{t_{k-1}}\right]\widetilde{H}_0 + \left(\frac{\widetilde{B}_1}{\widetilde{H}_1}\right)_{t_{k-1}}\widetilde{H}_1 + \cdots + \left(\frac{\widetilde{B}_{N-1}}{\widetilde{H}_{N-1}}\right)_{t_{k-1}}\widetilde{H}_{N-1} = \frac{\widetilde{\Phi}_m}{\Delta\widetilde{x}}\sin 2\pi\widetilde{t}_k \tag{4.16}$$

Aby wyznaczyć przebieg okresowy natężenia pola magnetycznego należy rozwiązać układ równań:

$$
\begin{aligned}
&\left[\frac{1}{\eta\Delta\tilde{x}}+\left(\frac{\tilde{B}_0}{\tilde{H}_0}\right)_{t_{k-1}}\right]\tilde{H}_0+\left(\frac{\tilde{B}_1}{\tilde{H}_1}\right)_{t_{k-1}}\tilde{H}_1+\cdots+\left(\frac{\tilde{B}_{N-1}}{\tilde{H}_{N-1}}\right)_{t_{k-1}}\tilde{H}_{N-1}=\frac{\tilde{\Phi}_m}{\Delta\tilde{x}}\sin 2\pi\,\tilde{t}_k\\
&\tilde{H}_0-(2+\alpha\tilde{\mu}_1)\tilde{H}_1+\tilde{H}_2 &&=-\alpha\tilde{\mu}_1\tilde{H}_{1(t_{k-1})}\\
&\tilde{H}_1-(2+\alpha\tilde{\mu}_2)\tilde{H}_2+\tilde{H}_3 &&=-\alpha\tilde{\mu}_2\tilde{H}_{2(t_{t_{k-1}})}-\alpha\tilde{\mu}_2\tilde{H}_{2(t_{k-1})}\\
&\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\\
&\tilde{H}_{N-2}-(2+\alpha\tilde{\mu}_{N-1})\tilde{H}_{N-1}+\tilde{H}_N &&=-\alpha\tilde{\mu}_{N-1}\tilde{H}_{N-1(t_{k-1})}\\
&\tilde{H}_{N-1}-\tilde{H}_N=0
\end{aligned}
\tag{4.17}
$$

gdzie

$$\alpha=a\frac{(\Delta\tilde{x})^2}{\Delta\tilde{t}};\quad \tilde{\mu}_i=f(\tilde{H}_i);\quad \Delta\tilde{x}=\frac{1}{N};\quad \Delta\tilde{t}=\frac{1}{M};\quad \tilde{H}_{i_{(t_0=0)}}=0$$

Obliczenia prowadzone są w taki sposób, że wartości w kroku $t = t_k$ wyznaczane są na podstawie wyników kroku poprzedniego $t = t_{k-1}$.

Przyjmuje się, że wartości początkowe $t = t_0 = 0$, stąd w wyniku obliczeń otrzymujemy $\tilde{H}_i=\tilde{H}_{i(\tilde{t}_k)}$; a następnie $B_i=F(H_i)$. Z chwilą wyznaczenia okresowego przebiegu $\tilde{H}_0\left(\tilde{t}_k+\tilde{T}\right)=\tilde{H}_0\left(\tilde{t}_k+1\right)=\tilde{H}_0\left(\tilde{t}_k\right)$ należy obliczyć przebieg fizyczny tej funkcji tzn.

$$H_{0(t_k)}=H_{\text{odn}}\tilde{H}_0\left(\frac{t_k}{t_{\text{odn}}}\right);\quad \left[\frac{A}{cm}\right] \tag{4.18}$$

Do obliczeń przyjęto:

$$a=\frac{\sigma\,l^2\varpi}{2\pi}\frac{B_{\text{odn}}}{H_{\text{odn}}};\quad \eta=\frac{B_{\text{odn}}}{H_{\text{odn}}}\frac{l}{\mu_0 \mathrm{S}_{\mu_0}};$$

$$x_{\text{odn}}=l;\quad t_{\text{odn}}=\frac{2\pi}{\varpi};\quad \sigma=2\cdot10^{-4}\frac{\mathrm{s}}{\mathrm{cm}};\quad \Phi_{\text{odn}}=B_{\text{odn}}\cdot l;$$

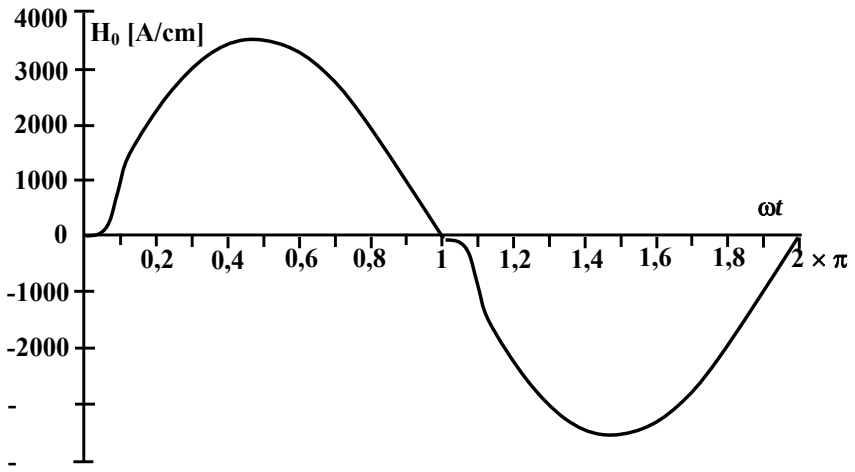
$$\alpha=a\frac{(\Delta\tilde{x})^2}{\Delta\tilde{t}};\quad \mathrm{S}_{\mu_0}=0{,}2\ \mathrm{cm};\quad \Delta\tilde{x}=\frac{1}{\mathrm{N}};\quad \Delta\tilde{t}=\frac{1}{\mathrm{M}};\quad \mu_0=4\pi\cdot10^{-9}\ \mathrm{H/cm}$$

Obliczenia przebiegu natężenia pola magnetycznego wykonano za pomocą programu specjalnie napisanego.

Przykład:

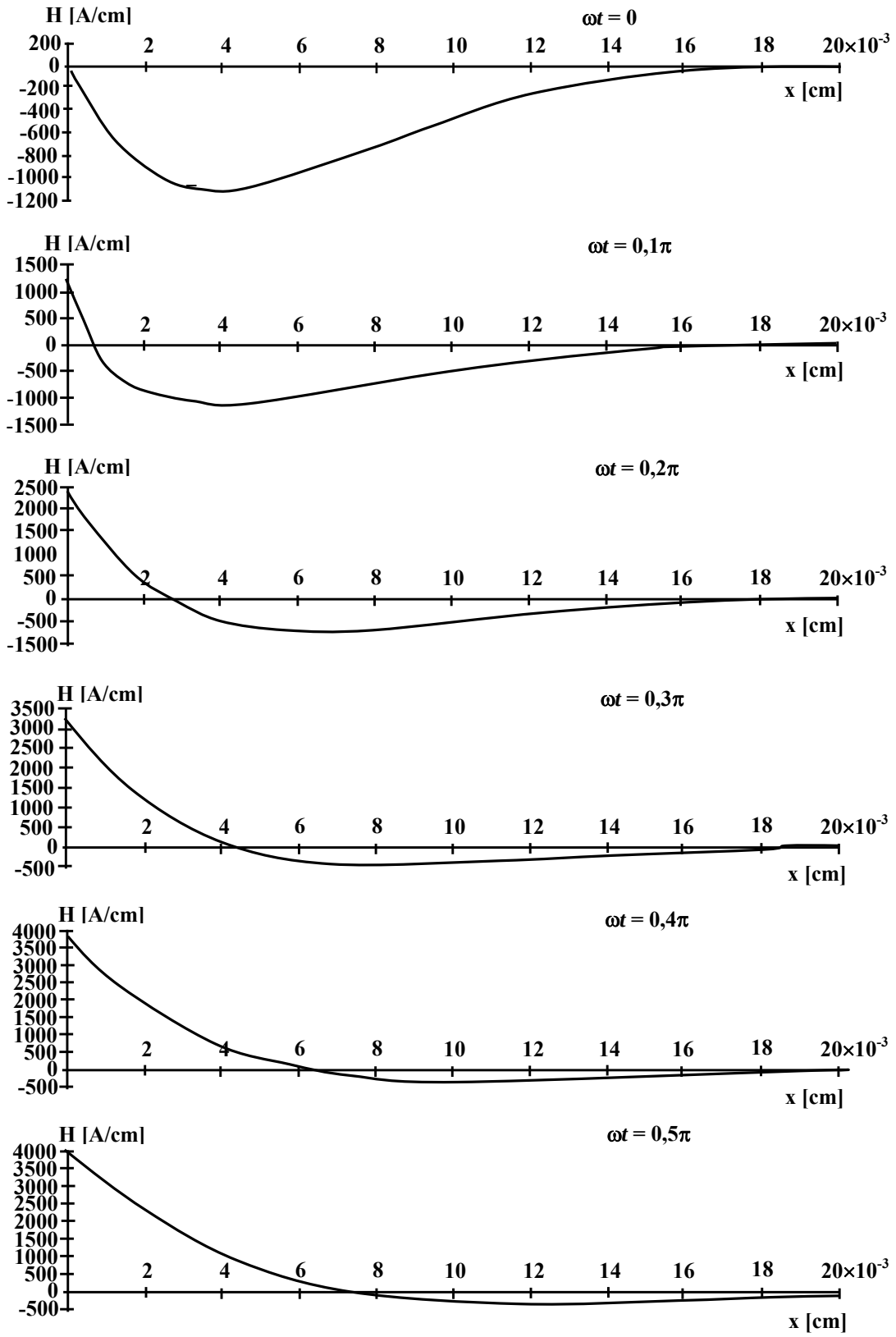
dla B_{odn} = 1T; H_{odn} = 100 A/cm; l = 0,02 cm; f = 20 kHz
oblicza się: a = 0,16; η = 7,958 …
zmieniając tylko głębokość nagrzewania l = 0,01 cm oblicza się
a = 0,04,
η = 3,878 …

Obliczony przebieg natężenia pola magnetycznego $H_{(x = 0)} = H_0$ w funkcji czasu przedstawiono na rysunku 4.3.



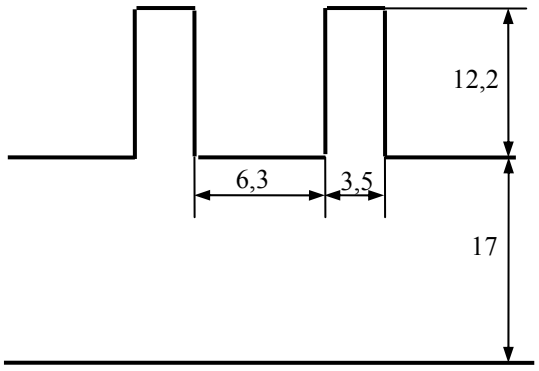
Rys.4.3. Okresowy przebieg natężenia pola magnetycznego H_0

Z rysunku 4.3 wyraźnie widać, że przebieg H_0 jest niewiele odkształcony. Pozwala to stwierdzić, że olbrzymia większość strumienia magnetycznego wzbudnika zamyka się poprzez powietrze w szczelinie pomiędzy strefą nagrzewaną a wzbudnikiem. Na rysunku 4.4 przedstawiono sześć przebiegów H we wnętrzu materiału, dla różnych czasów. Obserwowana głębokość strefy nagrzewania $l = 20 \cdot 10^{-3}$ cm okazała się wystarczająca, bowiem dla tej wartości można uznać, że natężenie pola H jest prawie całkowicie stłumione.



Rys.4.4. Rozkłady natężenia pola magnetycznego w warstwie nagrzewanej dla różnych czasów w ćwiartce okresu.

Obliczenia wykonano dla pakietu stojana o wymiarach zęba i żłobka stojana przedstawionych na rys. 4.5.



Rys.4.5. Wymiary zęba i żłobka stojana.

Do obliczeń przyjęto:

Liczba kroków n	– 200
Częstotliwość f	– 20 000 Hz
Obserwowana głębokość strefy nagrzewania l	– $20\cdot 10^{-3}$ cm
H_{odn}	– 100 A/cm
B_{odn}	– 1 T
Φ_{max}	– 0,1 T· cm
Przewodność σ	– 20 000 S/cm
μ_0	– $4\pi\cdot 10^{-9}$ H/cm
Liczba odcinków, na którą podzielono głębokość strefy nagrzewania N	– 20
Liczba przedziałów na którą podzielono okres M	– 100
x_{odn}	– 0,02 cm
t_{odn}	– $5\cdot 10^{-5}$ s
ϕ_{odn}	– 0,02 T· cm
$\tilde{\Phi}_{max}$ (bezwymiarowe)	– 5
$\Delta\tilde{x}$	– 0,05
α	– 800
a	– 0,16
η	– 7,958

Aby obliczyć gęstość mocy wnikającej do warstwy nagrzewanej z wektora Poytinga

$$P_{(1)} = \frac{1}{T}\int_0^T E_0 H_0 dt \qquad [\mathrm{W/cm^2}] \tag{4.19}$$

należy jeszcze wyznaczyć przebieg $E_0(t)$ (dla $x = 0$).

Z równań Maxwella:

$$E_0 = \int \frac{\partial B}{\partial t} dx \tag{4.20}$$

czyli

$$E_0(T_k) = \frac{B_{odn} \cdot l}{t_{odn}} \sum_{i=0}^{N-1} \tilde{\mu}_i \frac{\tilde{H}_{i_{(t_k)}} - \tilde{H}_{i_{(t_{k-1})}}}{\Delta \tilde{t} \cdot N} \tag{4.21}$$

stąd

$$P_{(1)} = \frac{1}{T} \int E_0 H_0 dt \approx \frac{1}{M} \sum_{k=k_1}^{k_1+M-1} E_0(t_k) H_0(t_k) \tag{4.22}$$

gdzie:

M – jest ilością przedziałów w okresie T, tzn. $M = \frac{T}{\Delta \tilde{t}}$; $\Delta \tilde{t} = \tilde{t}_k - \tilde{t}_{k-1}$

$\tilde{t}_{k_1}$ – początek okresu (umowny)

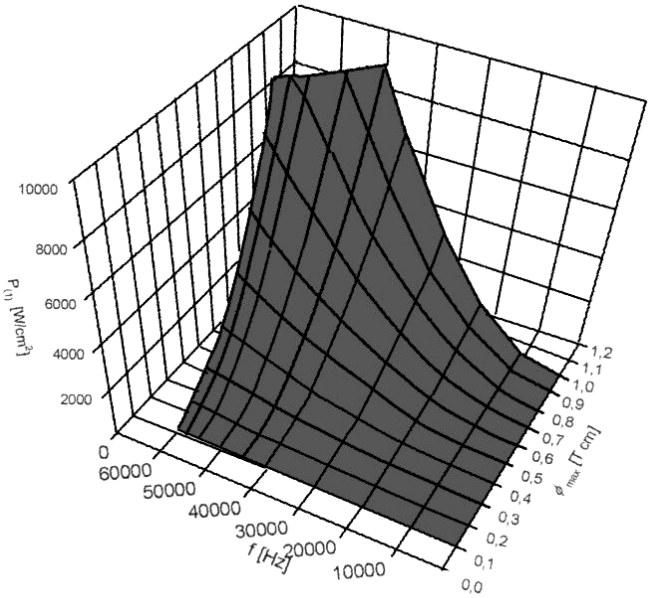
w zapisie bezwymiarowym

$$P_{(1)} \cong E_{odn} \cdot H_{odn} \cdot \frac{1}{M} \sum \tilde{E}_{0(\tilde{t}_k)} \tilde{H}_{0(\tilde{t}_k)} \text{ [W/cm}^2\text{]} \tag{4.23}$$

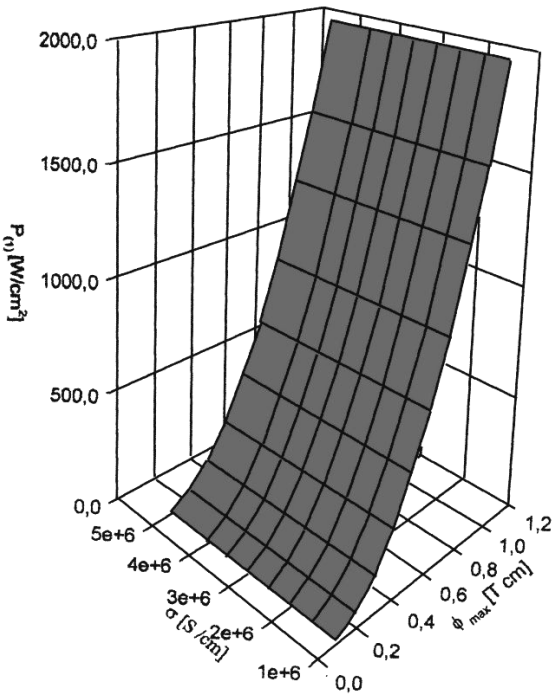
Wyniki obliczeń gęstości mocy przedstawiono w funkcji częstotliwości, strumienia magnetycznego Φ_{max} oraz przewodności materiału nagrzewanego na rysunkach 4.6 i 4.7.

Na rysunku 4.6 widać stromą zależność powierzchniowej gęstości mocy nagrzewania materiału od częstości i wielkości strumienia magnetycznego. Większa powierzchniowa gęstość mocy to znaczne skrócenie czasu nagrzewania. W praktyce podczas nagrzewania indukcyjnego stosowane powierzchniowe gęstości mocy nie przekraczają 2 000 W/cm^2.

Na rysunku 4.7 pokazano praktycznie brak zależności powierzchniowej gęstości mocy od przewodności właściwej σ. Fakt ten uzasadnia przyjęcie do obliczeń przez autora tylko jednej wartości $\sigma = 20\ 000$ S/cm.



Rys.4.6. Zależność powierzchniowej gęstości mocy nagrzewania od częstotliwości i strumienia magnetycznego dla σ = 20000 S/cm [132].

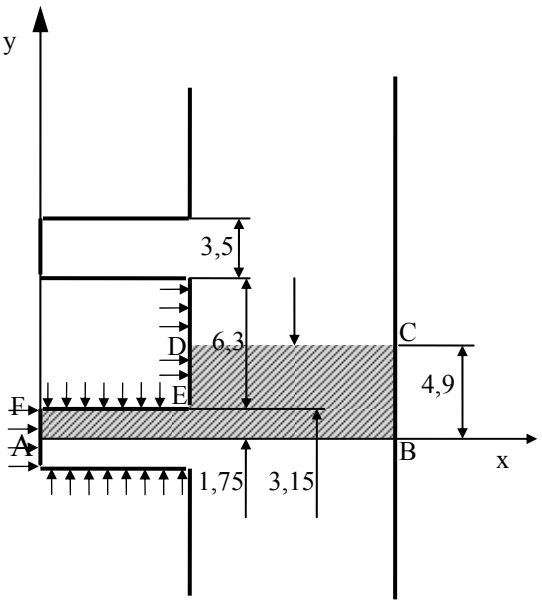


Rys.4.7. Zależność powierzchniowej mocy nagrzewania od przewodności i strumienia magnetycznego dla f = 20 kHz [132].

4.1.2 Rozkład pola cieplnego w strefie zębowo-żłobkowej

Dla przyjętej obróbki cieplnej jest celowe nagrzewanie jedynie obrysu zębów i żłobka stojana do głębokości ok. 0,2...0,5 mm od krawędzi, tzn. strefy najbardziej zdeformowanej. Aby obróbka cieplna była energooszczędna, powinno nastąpić szybkie nagrzewanie tej strefy oraz jej wygrzewanie. W tym celu bardzo ważne jest obliczenie rozkładu temperatury i czasu nagrzewania do temperatury wyżarzania, odprężania strefy zębowo-żłobkowej przy zadanych parametrach wyjściowych, np. gęstości mocy $P_{(1)}$, częstotliwości itd.

Do obliczeń przyjęto prostokątny kształt zębów i żłobków. Połówkę symetryczną zęba ograniczoną punktami ABCDEF przedstawia rys.4.8.



Rys.4.8. Wymiary zęba stojana.

Do obliczeń rozkładu temperatury przyjęto warunki brzegowe:

na brzegu AB $$\left(\frac{\partial T}{\partial y}\right)_{y=0} = 0 \tag{4.24}$$

na brzegu BC $$\left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{x=x_{BC}} = 0 \tag{4.25}$$

na brzegu $$\left(\frac{\partial T}{\partial y}\right)_{y=y_{DC}} = 0 \text{ DC} \tag{4.26}$$

na brzegu AF $$\left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{x=0} = -g \tag{4.27}$$

na brzegu FE $$\left(\frac{\partial T}{\partial y}\right)_{y=y_{FE}} = +g \tag{4.28}$$

na brzegu ED $$\left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{x=x_{ED}} = -g \tag{4.29}$$

warunki początkowe:

$T = T(x, y, t)$ – temperatura w pkt. (x, y) i w czasie t

$T = T(x, y, 0) = 0$ – temperatura początkowa

Przyjęto oprócz tego stałą gęstość mocy $P_{(1)}$ na obrysie oraz stałą wartość współczynnika przewodnictwa cieplnego λ.

W strefie nagrzewanej, temperatura $T(x, y, t)$ spełnia równanie

$$\lambda\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2}\right) = c\frac{\partial T}{\partial t} \tag{4.30}$$

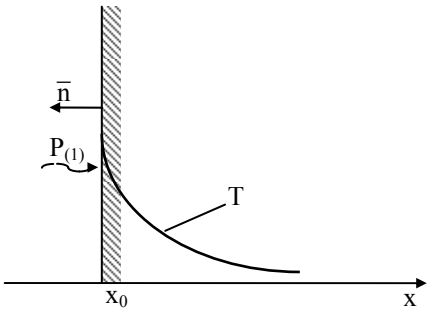
w którym: λ – współczynnik przewodnictwa ciepła $[\mathrm{W\cdot cm^{-1}\cdot K^{-1}}]$
c – ciepło właściwe $[\mathrm{J\cdot cm^{-3}\cdot K^{-1}}]$

do obliczeń przyjęto:

$\lambda = 0{,}25\ [\mathrm{W\cdot cm^{-1}\cdot K^{-1}}]$,
$c = 3{,}52\ [\mathrm{J\cdot cm^{-3}\cdot K^{-1}}]$,
$T = 1°,\ x = y = 1$ cm

Przy danej gęstości mocy $P_{(1)}$ wnikanej od krawędzi zębowo-żłobkowej w głąb materiału, obliczyć można gradient temperatury za pomocą równania:

$$\lambda\,\overline{n}\cdot gradT = P_{(1)} \tag{4.31}$$



Rys.4.9. Teoretyczny spadek temperatury w nagrzewanej warstwie.

uwzględniając spadek temperatury w głąb nagrzewanego materiału, (rys.4.9)

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = P_{(1)} \tag{4.32}$$

$$\left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{x=x_0} = -\frac{P_{(1)}}{\lambda} = -g \tag{4.33}$$

gdzie g [K· cm^{-1}]

Bezwymiarowe równania ciepła przyjmują postać:

$$\left(\frac{\partial^2 \tilde{T}}{\partial \tilde{x}^2} + \frac{\partial^2 \tilde{T}}{\partial \tilde{y}^2} = \chi \frac{\partial \tilde{T}}{\partial \tilde{t}}\right) \tag{4.34}$$

$$\left|\frac{\partial \tilde{T}}{\partial \tilde{n}}\right| = \tilde{g} \tag{4.35}$$

gdzie:

$$\tilde{T} = \frac{T}{T_{\text{odn}}}; \quad \tilde{x} = \frac{x}{x_{\text{odn}}}; \quad \tilde{y} = \frac{y}{y_{\text{odn}}}; \quad \tilde{g} = \frac{X_{\text{odn}}}{T_{\text{odn}}} \frac{P_{\text{odn}}}{\lambda} P_{(1)}; \tag{4.36}$$

$T_{\text{odn}} = 1$ °C; $x_{\text{odn}} = y_{\text{odn}} = 1$ cm; $t_{\text{odn}} = 1$ s; $P_{odn} = 1$ W/cm^2;

dla przyjętych wartości $\lambda = 0{,}25 \ \frac{\text{W}}{\text{cm}}$

$$\left|\frac{\partial \widetilde{T}}{\partial \widetilde{x}}\right| = \widetilde{g} = \frac{x_{odn}}{T_{odn}} \frac{P_{(1)odn}}{\lambda} \widetilde{P}_{(1)} = 4P_{(1)} \tag{4.37}$$

Dokonując obliczenia na jednostkę czasu dla stałej gęstości mocy $P_{(1)}$ bezwymiarowe różnicowe równanie ciepła w chwili $\widetilde{t}_k$ przyjmie postać

$$\widetilde{T}_{k,l+1} + \widetilde{T}_{k,l-1} + \widetilde{T}_{k-1,l} + \widetilde{T}_{k+1,l} - 4\widetilde{T}_{k,l} = \frac{(\Delta\widetilde{x})^2}{\Delta\widetilde{t}} \chi \left(\widetilde{T}_{k,l_{(t_k)}} - \widetilde{T}_{k,l_{(t_{k-1})}}\right) \tag{4.38}$$

stąd bezwymiarowe równanie będzie miało postać

$$\widetilde{T}_{k,l+1} + \widetilde{T}_{k,l-1} + \widetilde{T}_{k-1,l} + \widetilde{T}_{k+1,l} - (4+\beta)\widetilde{T}_{k,l_{(t_k)}} = -\alpha \widetilde{T}_{k,l_{(t_{k-1})}} \tag{4.39}$$

gdzie:

$$\beta = \frac{(\Delta\widetilde{x})^2}{\Delta\widetilde{t}} \chi; \Delta\widetilde{x} = \frac{1}{N}; \Delta\widetilde{t} = \frac{1}{M}; \widetilde{T}_{k,l_{(t=0)}} = 0$$

Do obliczeń przyjęto warunki brzegowe:

na krawędzi AB – $\widetilde{T}_{k,1} = \widetilde{T}_{k,2}$,

na krawędzi BC – $\widetilde{T}_{N\text{-}1,l} = \widetilde{T}_{N,l}$,

na krawędzi AF – $\widetilde{T}_{1,l} - \widetilde{T}_{2,l} = (\Delta\widetilde{x})\widetilde{g}$,

na krawędzi FE – $\widetilde{T}_{k,l_{FE}} - \widetilde{T}_{k,l_{FE}-1} = (\Delta\widetilde{x})\widetilde{g}$,

na krawędzi ED – $\widetilde{T}_{k_{ED,l}} - \widetilde{T}_{k_{ED}-1,l} = (\Delta\widetilde{x})\widetilde{g}$

na krawędzi DC – $\widetilde{T}_{k,l_{DC}} = \widetilde{T}_{k,l\ DC\text{-}1}$

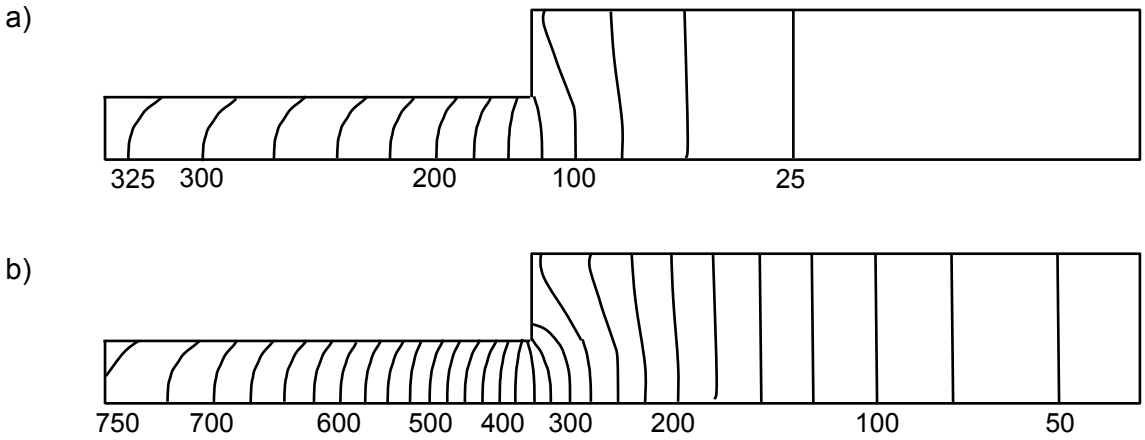
Obliczenia wykonano za pomocą specjalnego programu. Obliczenia ograniczono ze względu na symetrię zęba i żłobka do obszaru ABCDEF (na rys.4.8 jest lekko zaciemniony) [49]. Strzałki na rysunku pokazują wnikanie pola elektromagnetycznego w nagrzewaną warstwę materiału. Do obliczeń obszar ten, będący połową zęba i żłobka wraz z częścią jarzma podzielono na małe kwadraty, których naroża utworzyły 4375 punktów równo oddalonych od siebie. Tak

duża liczba punktów pozwoliła określić rozpływ ciepła w nagrzewanej warstwie zębowo-żłobkowej w funkcji czasu. Na rysunku 4.10 przedstawiono rozkład izoterm w symetrycznej połówce zęba i żłobka stojana dla dwóch czasów nagrzewania 10 i 30 s.

Do obliczeń przyjęto:

powierzchniowa gęstość mocy	$P_{(1)}$	– 40 W/cm^2
współczynnik przewodnictwa ciepła	λ	– 0,25 W/cm^2· K
ciepło właściwe	c	– 3,52 W· s/cm^3· K
$x_{odn} = y_{odn}$		– 1 cm
t_{odn}		– 1 s
T_{odn}		– 1 °C

Wyniki obliczeń pozwoliły stwierdzić, że czas 30 sekund jest wystarczający aby nagrzać czoło zębów do temperatury 750 °C powyżej temperatury otoczenia. Dno żłobka będzie mieć jednak temperaturę niższą o ok. 400 °C. Wyrównanie tej temperatury wymagać będzie dogrzania mniejszą powierzchniową gęstością mocy. Dogrzewanie oprócz tego, że spowoduje wyrównanie temperatury w zębie i podwyższenie na dnie żłobka, spowoduje niepotrzebny jej wzrost w jarzmie stojana. Celowość dogrzewania powinno rozstrzygnąć doświadczenie przez porównanie efektów obróbki cieplnej z dogrzewaniem i bez.



Rys.4.10. Rozkład izoterm w strefie zębowo-żłobkowej: a) po 10 s nagrzewania, b) po 30 s nagrzewania [132].

4.2. Nagrzewnica indukcyjna

Metody projektowania wzbudników do nagrzewania indukcyjnego dzieli się na obliczeniowe i czysto empiryczne. Znając właściwości fizyczne nagrzewanego materiału, obraną częstotliwość prądu, można wyznaczyć głębokość wnikania prądu; zmiennymi będą więc: prąd, ilość zwojów i długość wzbudnika. Związek pomiędzy powierzchniową gęstością mocy i amperozwojami jest podstawą projektowania wszystkich wzbudników [51, 52]. Wzbudniki dopasowuje się zarówno do wsadu jak i do źródła prądu. W pierwszej kolejności wzbudniki projektuje się tak, aby nagrzewały wymaganą powierzchnię wsadu, a następnie dopasowuje się je później do źródła prądu.

Do obliczeń autor przyjął wymiary pakietu stojana:
– średnica zewnętrzna $d_z = 122$ mm,
– średnica wewnętrzna $d_w = 64$ mm,
– wysokość pakietu $h = 80$ mm.

Szybkie nagrzewanie powierzchniowe prowadzi się zwykle wzbudnikiem jednozwojowym lub kilku zwojowym, dlatego przyjęto ilość zwojów $N_c = 2$. Wzbudnik wykonany będzie z prostokątnego przewodu miedzianego o wymiarach 8,5 × 5,0 mm i grubości ścianki 1 mm. Liczba zwojów określa długość cewki, która w tym przypadku wyniosła $l_c = 1$ cm. Uwzględniając wymiary zębów i żłobków stojana (rys. 4.5) powierzchnia nagrzewana $S_{Fe} = l_{ob} \cdot l_c = 82$ cm^2 (l_{ob} – długość całkowita obrysu strefy zębowo-żłobkowej pakietu). Stąd moc niezbędna do nagrzania będzie równa $P = P_{(1)} \cdot S_{Fe} \cong 3$ kW.

Przyjmując z rozdziału 3.1 wartość natężenia pola magnetycznego $H_0 = 3800$ A/cm prąd we wzbudniku obliczamy z zależności:

$$I_c \cdot N_c = H \cdot l_c \tag{4.40}$$

Stąd:

$$I_c = 1900 \text{ A}$$

Napięcie zasilania wzbudnika U_c liczymy ze wzoru:

$$U_c = \frac{\omega}{\sqrt{2}} N_c \cdot \Phi_{max} \approx 145 \tag{4.41}$$

do obliczeń przyjęto Φ_{max} z rozdziału 4.1.

$$\Phi_{max} = \Phi_{odn} \cdot \widetilde{\Phi}_{wzgl} \cdot l_{ob} = 8{,}2 \text{ [T}\cdot \text{cm}^2\text{]} \tag{4.42}$$

Aby obliczyć wymaganą ilość wody chłodzącej wzbudnik należy najpierw wyznaczyć straty mocy w przewodzie miedzianym wzbudnika:

$$P_{Cu} = I_c^2 \cdot R_{Cu} = 3900 \quad \text{[W]}$$

gdzie:

$$R_{Cu} = \frac{1}{\sigma} \cdot \frac{l_c}{S_\delta}$$

l_c – długość przewodu miedzianego wzbudnika: $l_c = 0{,}8$ m

S_δ – przekrój miedzi przez którą płynie prąd J_c

$S_\delta = \delta_x$ – długość obrysu przewodu Cu

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot f \cdot \mu \cdot \sigma}} \tag{4.43}$$

σ – przewodność właściwa miedzi; $\sigma = 58 \cdot 10^6$ *S/m*

Stąd wg [51] ilość wody

$$V = \frac{P_{\text{Cu}}}{0{,}07 \cdot \Delta\Theta \cdot 10^3} = 2{,}8 \text{ [l/min]} \tag{4.44}$$

$\Delta\Theta$ – dopuszczalny wzrost temperatury wody chłodzącej; $\Delta\Theta = 20\ ^0$

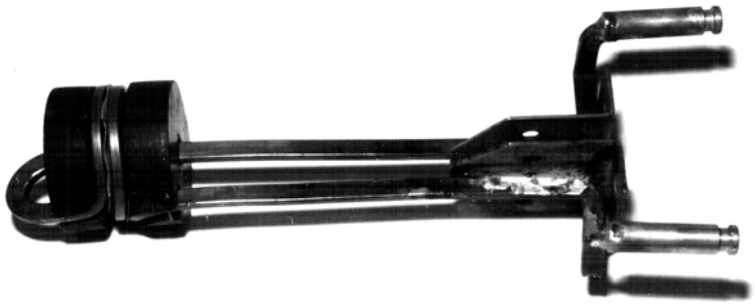
Obliczony wzbudnik należy dopasować do źródła prądu o podwyższonej częstotliwości. Dopasowanie napięciowe wzbudnika dokonuje się za pomocą transformatora. Transformator średniej częstotliwości, dopasowujący do źródła wzbudnik o małej impedancji instalowane są na wyjściu rezonansowej przetwornicy częstotliwości. Autor do wyżarzania indukcyjnego strefy zębowo – żłobkowej zastosował rezonansową przetwornicę pracującą w zakresie od 10 kHz do 25 kHz.

4.3. Wyniki badań

Celem określenia wpływu tego rodzaju wyżarzania na właściwości magnetyczne, ograniczono badania do pomiaru charakterystyk magnesowania, strat całkowitych na jednostkę masy oraz obserwacji zmian mikrostruktury. Wykonano badania pakietów przed i po wyżarzaniu. Wyżarzania pakietów wykonano metodą indukcyjną i klasyczną. W metodzie klasycznej pakiety nagrzewano w piecu oporowym do temperatury 800 °C w ciągu dwóch godzin, następnie wyżarzano przez 60 s. Studzenie pakietów odbywało się szybko lub powoli. Studzenie szybkie zrealizowano wyjmując pakiety z rozgrzanej komory pieca na zewnątrz. Dalsze studzenie odbywało się w temperaturze otoczenia. Pozostałe pakiety stygły w komorze bardzo powoli razem z piecem. Czas studzenia od temperatury 800 °C do 200 °C wynosił wówczas ok. 10 godzin.

W metodzie indukcyjnej wyżarzaniu poddano jedynie strefę zębowo - żłobkową a nie jak w metodzie klasycznej cały pakiet. Strefę nagrzewano do temperatury ok. 800 °C ok. 100 s prądami o częstotliwości 20 kHz. Po upływie następnych 100 s wyłączano nagrzewanie. Studzenie wyżarzanego pakietu było szybkie, odbywało się w temperaturze otoczenia.

Tak krótkie czasy wyżarzania indukcyjnego wybrano celowo. Wydłużenie powoduje szybkie nagrzewanie się jarzma pakietu głównie wskutek przewodzenia ciepła. Jarzmo pakietu nie wymaga odprężenia i rekrystalizacji. Wyżarzaniu poddano rdzenie stojanów o wymiarach pakietu: średnica zewnętrzna 122 mm, średnica wewnętrzna 64 mm i wysokość 80 mm.

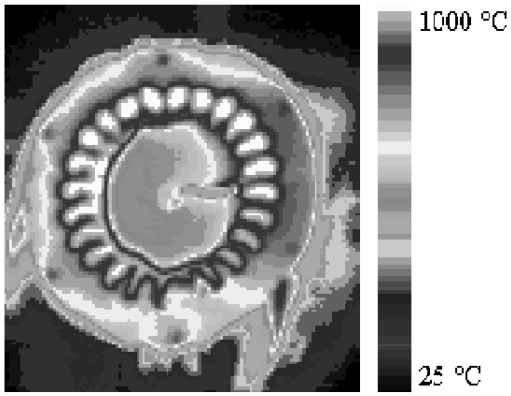


Rys.4.11. Wzbudnik do wyżarzania indukcyjnego.

Wzbudnikiem była cewka o dwóch zwojach o średnicy zewnętrznej ϕ 58,0 mm i kształtki wykonane z ferrytu miękkiego o średnicy takiej samej jak

cewka. Na końcach przylutowano łącza prądowo – wodne. Rysunek 4.11 przedstawia wzbudnik do wyżarzania strefy zębowo – żłobkowej.

Z uwagi na użycie krótszego wzbudnika pakiet wyżarzano przesuwając wzbudnik wzdłuż pakietu od momentu nagrzania do żądanej temperatury.



Rys.4.12. Rozkład temperatury w strefie zębowo – żłobkowej podczas wyżarzania indukcyjnego po nagrzewaniu 5 min.

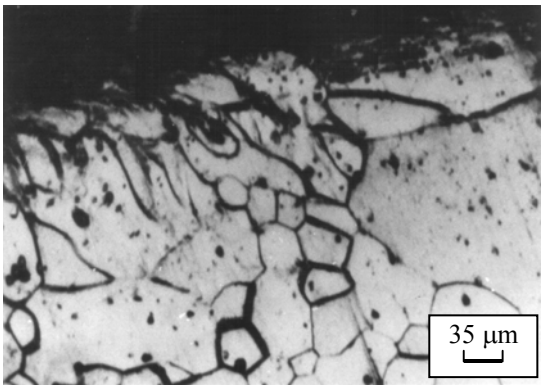
Rozkład temperatury w strefie nagrzewania po 100 s i wygrzewaniu przez 300 s przedstawiono na rysunku 4.12.

Obserwacja mikrostruktury umożliwiła kontrolę doboru głębokości wyżarzania strefy zdeformowanej, pozwala stwierdzić czy zostały właściwie dobrane parametry procesu wyżarzania w celu uzyskania rekrystalizacji i odprężenia blach w strefie zębowej.

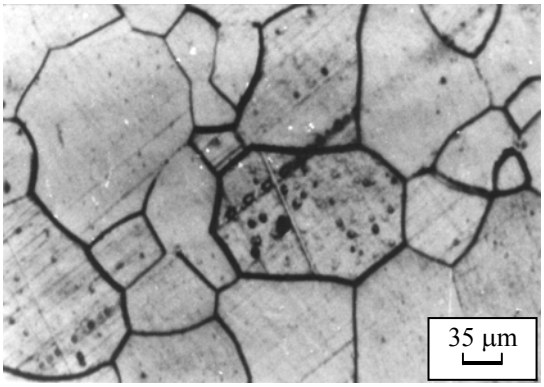
4.3.1. Mikrostruktura

Badania mikrostruktury wykonano za pomocą mikroskopu metalograficznego. Rysunki 4.13, 4.14 i 4.15 przedstawiają mikrostrukturę blachy elektrotechnicznej, z której wykonane zostały pakiety stojanów przed obróbką cieplną. Na rysunku 4.13 przedstawiono mikrostrukturę narożnika zęba. Widać wyraźnie jego odkształcenie. Ziarna są małe i niejednorodne. Granice ziaren bardzo rozbudowane i niesymetryczne. Powierzchnia górna blachy na krawędzi (szczególnie w narożniku) zęba posiada ślady poślizgu od wykrojnika. Najbardziej widać to, gdy krawędzie wykrojnika są stępione lub gdy pomiędzy stemplem a płytą tnącą występuje za duży luz. Środkowa część zęba (rys.4.14) jest mniej zdeformowana albowiem szerokość strefy zdeformowanej mierzona od krawędzi wykroju do widocznych śladów odkształcenia ziaren wynosi maksymalnie 0,3 mm. Również nie obserwuje się odkształceń ziaren w części jarzmowej wykrojów stojana (rys.4.13).

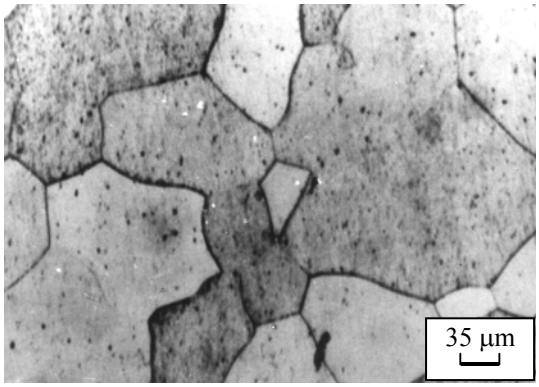
Na rysunkach 4.16 i 4.17 przedstawiono mikrostrukturę krawędzi zęba po obróbce cieplnej, obserwowaną w tych samych miejscach widocznych na rys. 4.13, 4.14.



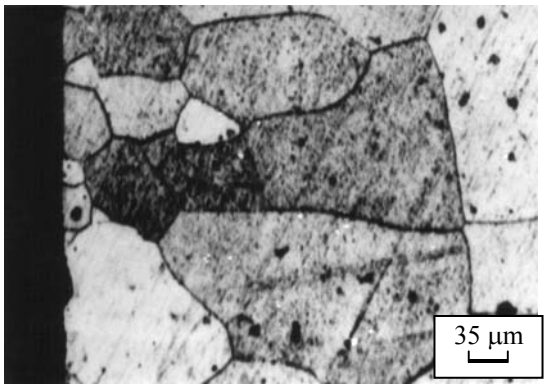
Rys.4.13. Mikrostruktura silnie zdeformowanego narożnika zęba stojana [50]



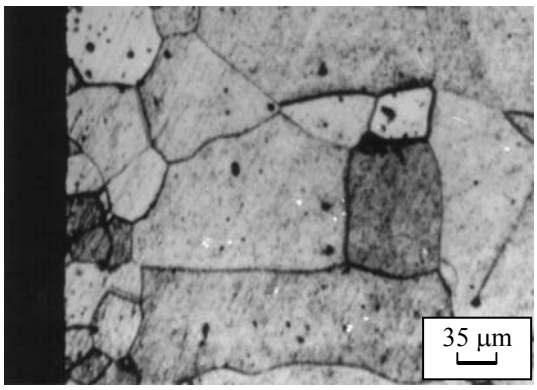
Rys.4.14. Mikrostruktura środkowej strefy zęba stojana [50].



Rys.4.15, Mikrostruktura jarzma stojana [50].



Rys.4.16. Mikrostruktura przy krawędzi zęba po klasycznej obróbce cieplnej całego pakietu stojana [50].



Rys.4.17. Mikrostruktura przy krawędzi zęba po indukcyjnej obróbce cieplnej strefy zębowo- żłobkowej [50].

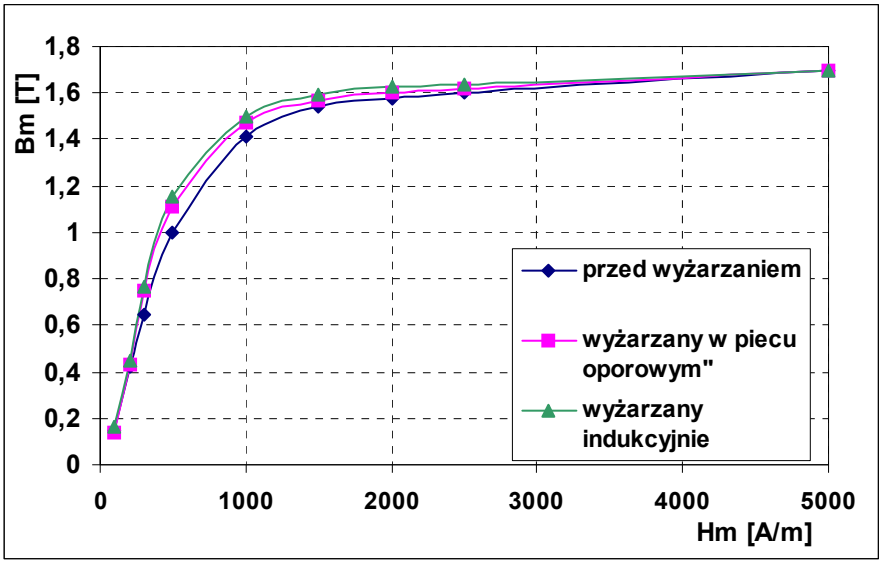
Mikrostruktura przy krawędzi wykazuje podobną strukturę ziaren, zbliżoną kształtem i wielkością do tych jakie występują we wnętrzu zębów (rys.4.16) oraz w jarzmie (rys.4.17). Ziarna uległy częściowej rekrystalizacji. Większa liczba ziaren posiada kształt regularny.

4.3.2. Charakterystyki magnesowania i strat całkowitych

Charakterystyki magnesowania i strat to parametry, które w największym stopniu decydują o jakości pakietu stojana. Pozostałe właściwości magnetyczne są albo ich pochodnymi, albo mają mniejsze znaczenie. Do wyznaczania charakterystyk magnesowania i strat całkowitych na jednostkę masy wykorzystano układ sond różnicowych specjalnie do tego celu zaprojektowanych i wykonanych (rozdz. 3.2). Wykonano badania obu charakterystyk pakietów stojana przed i po obróbce cieplnej. Badania wykonano na rdzeniach stojanów silników indukcyjnych pochodzących z bieżącej produkcji krajowego producenta.

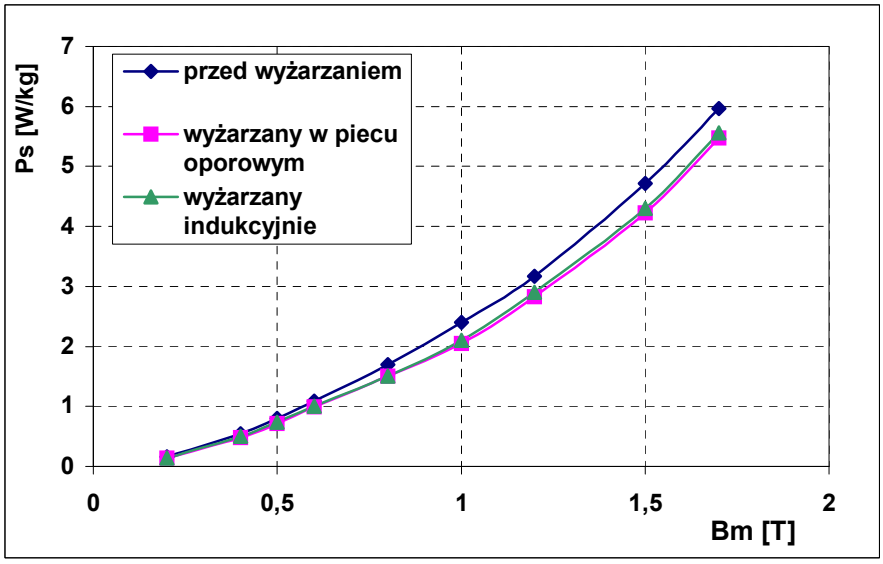
W celu jak najdokładniejszego wyznaczenia poprawy właściwości magnetycznych, szczególnie w strefie zębowej, wykonano dodatkowe badania zmian indukcji magnetycznej w zębie stojana. W tym celu na dowolnie wybranym zębie nawinięto uzwojenie pomiarowe. Ilość zwojów była niewielka ze względu na kształt i wymiary zębów stojana. Fakt ten, oraz nieduży przekrój zęba był powodem, że nie można było zmierzyć strat w zębie stojana ze względu na niewystarczającą czułość aparatury pomiarowej. W związku z tym pomiary w zębach ograniczono jedynie do badania statycznej krzywej magnesowania przed i po obróbkach cieplnych.

Na rysunkach 4.18 i 4.19 przedstawiono w sposób graficzny wyniki badania charakterystyk magnesowania i strat.



Rys. 4.18. Charakterystyki magnesowania rdzeni stojana [50].

Przedstawione wyniki badań są wartościami średnimi z pomiarów wykonanych na dziesięciu rdzeniach stojana. Wśród badanych rdzeni zauważono duży rozrzut mierzonych wartości indukcji magnetycznej i strat. Po wyżarzaniu stwierdzono wzrost stromości krzywej magnesowania. Straty całkowite na jednostkę masy zmalały, co szczególnie uwidacznia się powyżej indukcji magnetycznej 0,5 T. Świadczy to o częściowym usunięciu naprężeń wewnętrznych. Obserwacje mikrostruktury wskazują na częściową rekrystalizację strefy wzdłuż krawędzi zębów.



Rys. 4.19. Charakterystyki strat całkowitych rdzeni stojana [50].

Po obróbce cieplnej całych rdzeni stojanów wszystkie krawędzie pokryte zostały tlenkami. Natomiast po wyżarzaniu indukcyjnym utleniona została głównie strefa zębowo - żłobkowa.

4.3.3. Koszt zużytej energii wyżarzania regenerującego

Średnio na wyżarzanie pakietu o masie 4,3 kg zużyto ≤ 0,5 kWh. Całkowity koszt zużytej energii otrzymany po pomnożeniu przez koszt 1 kWh (cena 1 kWh w IEL/OW w listopadzie 2002 r. wynosiła 0,30 zł.). Koszt zużytej energii elektrycznej na wyżarzenie 1 kg rdzenia stojana wynosi :

$$\frac{0{,}5kWh}{4{,}3kg} \cdot 0{,}30zł/kWh \approx 0{,}04zł/kg \tag{4.45}$$

Dla porównania koszt klasycznej obróbki z nagrzewaniem oporowym tego samego rdzenia wynosi:

$$\frac{4{,}8kWh}{4.3kg} \cdot 0{,}30zł/kWh \approx 0{,}33zł/kg \qquad 4.46)$$

4.4. Podsumowanie

Przedstawiony sposób wyżarzania strefy zębowo – żłobkowej jest bardzo prosty, nie wymaga stosowania atmosfer ochronnych i dzięki użyciu nagrzewania indukcyjnego stosunkowo tani. Stanowisko do wyżarzania składa się jedynie z przetwornicy częstotliwościowej i nagrzewnicy – wzbudnika.

Wyniki badań po indukcyjnym wyżarzaniu strefy zębowej wykazały niewielką poprawę właściwości magnetycznej. Poprawiła się charakterystyka magnesowania i zmniejszyły się straty całkowite. Nie nastąpiła całkowita poprawa właściwości. Wyżarzanie indukcyjne jak i skrócone w piecu oporowym nie spowodowało całkowitego usunięcia naprężeń. Aby uzyskać większą poprawę właściwości należy wydłużyć czas wyżarzania. Dopiero wyżarzanie trwające godzinę lub dłużej w temperaturze co najmniej 800° powoduje pełną regenerację właściwości [112]. Lecz w takim przypadku należy wyżarzanie wykonać w atmosferach ochronnych aby uniknąć nadmiernego utlenienia powierzchni wykrojów. Z uwagi na to i na niski koszt, wyżarzanie indukcyjne

strefy zębowej zaleca się stosować dla magnetowodów o wąskich zębach i produkowanych w dużych seriach. Tylko wówczas może okazać się, że celowe będzie dodanie takiej dodatkowej operacji technologicznej.

5. WYŻARZANIE UPROSZCZONE

Blacha elektrotechniczna wychodząca z huty jest po końcowym wyżarzaniu. Celem tego wyżarzania jest usunięcie naprężeń wewnętrznych, rekrystalizacja, dzięki czemu posiada optymalne właściwości magnetyczne. Na koniec nakładana jest izolacja. Wyjątek stanowi blacha bezkrzemowa i niskokrzemowa (zawartość do 0,5 % Si). Blacha ta jest w stanie naprężonego i nawęglonego półproduktu tzw. „semifinished" o niejednorodnej bardzo rozdrobnionej strukturze krystalicznej, a w efekcie tego gorszych właściwościach magnetycznych. Dlatego wykroje z takich blach należy wyżarzyć u producenta maszyn elektrycznych. Dotychczas po wykrawaniu wykroje stojana i wirnika wyżarzano w procesie pełnej obróbce cieplnej [78, 151, 152]. Celem tego procesu jest:

- usunięcie resztek smarów z powierzchni wykrojów,
- usunięcie naprężeń powstałych przy walcowaniu na zimno oraz spowodowanych obróbką mechaniczną (cięcie, wykrawanie itp.),
- rekrystalizacja zdeformowanej struktury metalu oraz głębokie odwęglenie do zawartości węgla max. 0,005 %,
- oksydacja powierzchni w końcowej fazie procesu.

Całkowity czas trwania takiej obróbki jest długi i nierzadko przekracza 8 – 10 godzin.

O ile cały ten proces jest w pełni uzasadniony w odniesieniu do stojanów klatkowych silników indukcyjnych, to pakiety wirników mogą być wyżarzane w warunkach znacznie bardziej uproszonych, gdyż proces zalewania klatki aluminium ma działanie tak dalece destrukcyjne, że zniweczy skutki drogiej i długotrwałej pełnej obróbki cieplnej [40, 104].

Na straty w żelazie silnika indukcyjnego składają się straty histerezowe i wiroprądowe. Pierwsze zależą od czystości chemicznej blach (powinny zawierać śladowe zawartości węgla, azotu, siarki i tlenu) oraz od wewnętrznych naprężeń mechanicznych od których powinny być wolne. Natomiast straty wiroprądowe, zależą przede wszystkim od częstotliwości przemagnesowywania, rezystywności blachy i jej grubości. Pakiet wirnika wyżarzony w procesie

pełnej obróbki cieplnej po zalaniu aluminium praktycznie traci swoje dobre właściwości (maleje stromość krzywej magnesowania i rosną straty histerezowe). Wysokie ciśnienie prasowania oraz skurcz stygnącego aluminium wywołują wewnątrz pakietu bardzo duże naprężenia, które powodują znaczne pogorszenie właściwości magnetycznych. Wyniki pomiarów statycznej pętli histerezy przedstawiono na rys.3.99.

Praktycznie niezmienne pozostają tylko straty wiroprądowe wywołane przez główny strumień magnetyczny maszyny (częstotliwość przemagnesowywania jest bardzo mała), rezystywność stali i grubość blach pozostają bez zmian (pomija się możliwość wystąpienia lokalnych zwarć pomiędzy wykrojami w pakiecie spowodowanych oblaniem aluminium). Tak więc jedynym skutkiem pełnej obróbki cieplnej wykrojów wirnika w takim przypadku jest tlenkowa warstwa izolacyjna, szczególnie ważna w odniesieniu do strat dodatkowych maszyny.

W Instytucie Elektrotechniki we Wrocławiu opracowano, a następnie opatentowano uproszczoną obróbkę cieplną tzw. odprężająco – oksydującą wykrojów wirnikowych wykonaną w atmosferze powietrza w piecach o grzaniu pośrednim [71 – 75, 157].

Wyżarzanie wykrojów magnetowodów w atmosferze powietrza, w temperaturach poniżej 600 °C, powoduje odprężenie blachy po walcowaniu i wykrawaniu oraz jednoczesne utlenienie powierzchni. W temperaturach wyższych następuje także częściowa rekrystalizacja i częściowe odwęglenie. Wyniki badań właściwości magnetycznych wykazały, że wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania w zakresie 500 – 700 °C obniżają się straty $P_{1,0/50}$ z ok. 8,0 W/kg do $\cong$ 3,9 W/kg i $P_{1,5/50}$ z ok. 15 W/kg do $\cong$ 9,4 W/kg, natomiast indukcja magnetyczna wzrasta nieznacznie B_{2500} z ok. 1,6 T do $\cong$ 1,62 T. Rośnie grubość i rezystancja warstwy tlenkowej. Wyżarzanie poniżej 450 °C powoduje powstanie warstw tlenkowych bardzo cienkich (o grubości poniżej 1 μm) i małej rezystancji ok. 0,1 Ω. Po wyżarzaniu powyżej 650 °C powierzchnia jest silnie utleniona, przy czym powstająca gruba warstwa tlenków nie zawsze przylega do powierzchni blachy i niekiedy ulega złuszczeniu (analiza fazowa składu warstwy tlenkowej oprócz tlenków Fe_3O_4 i Fe_2O_3 wykazała obecność do ok. 30 % FeO). Właściwości magnetyczne pakietów po obróbce nie zależały od partii blachy z której wykonano wykroje, natomiast własności tworzących się warstw tlenkowych zależały wyraźnie. Na przebieg utleniania powierzchni mają wpływ nie tylko parametry obróbki cieplnej, ale także stan powierzchni blachy przed obróbką: jej czystość, stopień wstępnego utlenienia, naprężenia itp. [73].

Dodatkowo wykonano wyżarzanie w atmosferze technicznie czystego azotu. Obróbka ta była zbliżona do pełnej obróbki cieplnej. W trakcie wyżarzania azot nawilgacano do punktu zawartości rosy 90 °C. Wsad nagrzewano z szybkością 300 °C/h, wyżarzano 1 godzinę w temperaturze 700 °C i następnie studzono z szybkością 50 – 100 °C/godzinę. Efektem takiej obróbki cieplnej była prawie całkowita rekrystalizacja blachy i częściowe odwęglenie (do 0,03 – 0,04 % C). Głębokiego odwęglenia nie uzyskano prawdopodobnie na skutek jednoczesnego utlenienia powierzchni żelaza [73, 74]. Utlenianie żelaza może zachodzić podczas całego procesu obróbki, także podczas grzania i studzenia w „suchym azocie" o czystości technicznej. Obecne są w nim niewielkie ilości tlenu $\cong$ 0,2 % i pary wodnej. Tworzące się na powierzchni warstwy tlenkowe mają wystarczająco dużą rezystancję, dobrze przylegają do podłoża. Jednak i w tym przypadku grubość i rezystancja zależy od stanu powierzchni podłoża przed obróbką. W warstwie tlenkowej stwierdzono obecność jedynie ok. 62 – 79 % Fe_3O_4 i ok. 38 – 21% Fe_2O_3.

Badania starzeniowe pakietów wykonano w temperaturze 150 °C w czasie 150 godzin. Na skutek dużej zawartości węgla, niektóre pakiety wykazały wzrost stratności po starzeniu do 10 % po obróbce w azocie i ok. 5 % po obróbce w powietrzu w temperaturze poniżej 650 °C.

Aby można było stwierdzić jaki wpływ ma uproszczona obróbka cieplna wykrojów wirników z blachy bezkrzemowej na parametry silników elektrycznych wykonano badania porównawcze silników z wirnikami po pełnej i uproszczonej obróbce cieplnej [75]. Badania wykonano na silnikach jednofazowych typu Sef 63 – 4B, Seg 71 – 4B, SEMg71 – 4B, oraz trójfazowych Sf63 - 4B, Sg71 – 4B, Sf – 80B, Sf90L – 4, Sf112M – 4, Sf132 – 4, Sf160L – 4.

Wyniki badań zestawiono oddzielnie dla silników jednofazowych (tabela 5.1) i trójfazowych (tabela 5.2). Do badań użyto w zależności od typu silnika od dwóch do czterech stojanów po pełnej obróbce cieplnej do których zmieniano wirniki z pakietami po pełnej (po 2 szt.) lub uproszczonej obróbce cieplnej (od 4 do 6 szt.).

Uzyskane wyniki badań silników z wirnikami po pełnej i uproszczonej obróbce cieplnej, przy stojanach po obróbce pełnej potwierdziły celowość takiego wyżarzania. Dla silników 3 – fazowych o wzniosach osi wału H = 71, 80, 112, 132 i 160 mm, straty w żelazie wzrosły w granicach od 3 do 10 %, natomiast dla silników o H = 63 i 90 mm, zmalały średnio od 1 do 11%.

Tabela 5.1
Zmiany parametrów dla silników jednofazowych [75]

Typ silnika, moc	Rodzaj obróbki	Moc biegu jałowego P_0 [W]	Prąd biegu jałowego I_0[A]	Sprawność η[%]	Współczynnik mocy cosϕ	Przyrost temperatury przy obciążeniu ϑ [°C]
SEf 63 – 4B	pełna	204 – 217	1,41 – 1,53	53,4 – 55,9	0,906–0,912	85,9 – 88,8
1 fazowy, 180 W	uproszczona	216 - 222	1,48 – 1,54	54,3 – 54,6	0,892–0,904	87,0 – 88,9
SEg71 – 4B	pełna	222 – 226	1,80 – 1,90	66,9 – 67,0	0,956–0961	47,1 – 48,1
1 fazowy, 370 W	uproszczona	232 – 234	1,85 – 1,89	67,0 – 67,3	0,934–0,945	48,9 – 49,4
SEMg71 – 4B	pełna	207,7 – 226	2,02 – 2,12	56,8 – 58,4	0,856–0,862	48,1 – 51,0
1 fazowy, 250 W	uproszczona	221,5 –227,8	221,5–227,8	57,6 – 58,8	0,837–0,857	47,9 – 51,0

Tabela 5.2
Zmiany parametrów dla silników trójfazowych [75]

Typ silnika, moc	Rodzaj obróbki	Straty w żelazie P_{Fe} [W]	Moc biegu jałowego P_0 [W]	Prąd biegu jałowego I_0[A]	Sprawność η[%]	Współczynnik mocy cosϕ	Przyrost temperatury uzwojenia ϑ [°C]
Sf63 – 4B 3 fazowy, 180 W	pełna	20,2 – 22,5	66,0 – 67,5	0,53 – 0,548	64,8 – 66,2	0,662 – 0,676	51,4 – 53,0
	uproszczona	19,2 – 20,8	68,5 – 69,5	0,57 - 0,585	63,8 – 65,0	0,640 – 0,655	55,6 – 57,0
Sg71 – 4B 3 fazowy, 370 W	pełna	44,0 – 44,5	113,0–114,0	0,860–0,865	68,0	0,76	68,0
	uproszczona	47,0 – 49,0	117,2–121,2	0,902–0,914	66,3 – 66,4	0,764 – 0,770	67,1 – 69,5
Sf112 – 4 3 fazowy, 4 kW	pełna	217,5–218,5	320 - 335	3,86 – 4,13	82,5 – 84,1	0,851 – 0,860	73 – 74
	uproszczona	219,0– 27,0	317 -330	4,30 – 4,40	82,1 – 82,8	0,819 – 0,851	79- 80,5
Sf132 – 4 3 fazowy, 5,5 kW	pełna	304 – 314	479 – 521	6,00 – 6,08	83,9 – 84,1	0,819 – 0,828	78,8 – 80,0
	uproszczona	355	511	6,12	83,3	0,818	85,0
Sf80 – 4B 3 fazowy, 750 W	pełna	52	91,5	1,15	80,8	0,733	44,7
	uproszczona	53,6 – 56,5	98 - 102	1,15 – 1,19	74,9 – 76,7	0,786 – 0,803	45,3 – 50,3
Sf90L – 4 3 fazowy, 1,5 kW	pełna	106,5–109,5	191,4–199,5	2,24 – 2,33	76,4 – 77,7	0,800 – 0,818	60,8 – 61,5
	uproszczona	95,0 – 99,8	178,0–192,0	2,17 – 2,34	76,0 – 76,8	0,797 – 0,810	63,8 – 68,5
Sf160L – 4 3 fazowy, 15 kW	pełna	508 – 525	705 – 765	12,05 –12,10	88,4 – 88,9	0,872 – 0,870	77,4 – 78,1
	uproszczona	436 - 570	622 - 817	11,3–12,55	88,2 – 89,0	0,856 – 0,865	73,0 – 84,9

Moc biegu jałowego i prąd biegu jałowego wzrosły od 1 do 8 % dla silników 3 i 1 – fazowych z wyjątkiem 3 – fazowego silnika o wzniosie wałka H = 90 mm, w którym obie wielkości zmalały średnio o 7 %. Sprawność znamionowa badanych silników zmniejszyła się nie więcej jak 3 %.

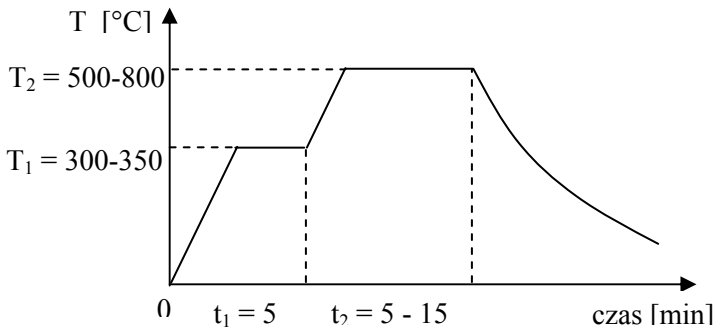
Współczynnik mocy cos ϕ zmniejszył się średnio o ok. 3 – 4 %. Temperatura uzwojeń stojanów w silnikach 3 – fazowych wzrosła max. o 7°C, natomiast dla 1 – fazowych wzrosła max. o 3°C.

Większe różnice wystąpiły w przypadku silnika 3 – fazowego Sf160L – 4. Przyczyną tego może być prawdopodobnie wykonanie wirników w późniejszym terminie z innej dostawy kręgów blachy elektrotechnicznej.

Nieznaczne obniżenie parametrów zbadanych silników z wirnikami po uproszczonej obróbce cieplnej, (ale mieszczące się w dopuszczalnych odchyłkach) stworzyła możliwość zastosowania w przemyśle tym bardziej, że jej koszt jest mniejszy a czas trwania znacznie krótszy.

Kolejnym krokiem mającym na celu skrócenie czasu trwania obróbki a także obniżenie jej kosztów było zastosowania nagrzewania indukcyjnego. Nagrzewanie indukcyjne w zastosowaniu do obróbki cieplnej charakteryzuje się: dużą łatwością zmian parametrów wyżarzania, powtarzalnością wyników, większą wydajnością procesu, łatwością automatyzacji, kilkakrotnie mniejszym zużyciem energii w porównaniu z piecami oporowymi, przy jednoczesnej dużej koncentracji energii na powierzchnię wsadu (do kilkudziesięciu $kWcm^{-2}$), oraz możliwością regulacji głębokości nagrzewania poprzez regulację sprzężenia wzbudnik – wsad. Wadą nagrzewania indukcyjnego jest jego mała uniwersalność, nagrzewnica jest przystosowana do wsadów o określonych kształtach i wymiarach oraz wymaga zastosowania innych układów zasilania.

Cel obróbki uproszczonej z nagrzewaniem indukcyjnym pozostał ten sam tzn.: wypalenie smarów z powierzchni wykrojów, odprężenie, częściowa rekrystalizacja i pokrycie powierzchni cienką warstwą tlenków. Z uwagi na atmosferę powietrza, celowe jest maksymalne skrócenie czasu nagrzewania i wyżarzania wsadu, aby nie dopuścić do głębokiego utlenienia materiału kosztem magnetycznie czynnego żelaza. Typowy diagram uproszczonej obróbki z nagrzewaniem indukcyjnym przedstawia rys.5.1.



Rys.5.1. Diagram uproszczonej obróbki cieplnej przy nagrzewaniu indukcyjnym.

Obróbki cieplne wykonywano na stanowisku badawczym z nagrzewaniem indukcyjnym w układzie pieca jednokomorowego tzn. pakiety wykrojów po załadunku do komory nagrzewnicy pozostają nieruchome, natomiast zmieniają się odpowiednie parametry wyżarzania. Głównymi elementami stanowiska są nagrzewnica i przetwornica częstotliwości. Wykroje wirnika silnika Sf80 – 6 z blachy bezkrzemowej gat. EB650-50A o średnicy zewnętrznej ϕ 78 mm i masie ok. 1,5 kg każdorazowo nanizane na żaroodpornej rurze umieszczano w komorze nagrzewnicy o średnicy wewnętrznej ϕ 80 mm i długości 600 mm, w której wykonywano wszystkie procesy obróbki: nagrzewanie, wypalanie smarów, wyżarzanie i studzenie. Nagrzewanie skrośne wsadu odbywało się prądami o częstotliwości f = 1300 – 1400 Hz. Smary znajdujące się na powierzchni odparowano w temperaturze T_1 = 300 – 350°C w atmosferze powietrza w czasie t_1 = 1...5 min. Produkty wypalania smarów usuwane były z komory nagrzewnicy za pomocą wyciągu. Po zakończeniu wypalania wyciąg był wyłączany. Po wypaleniu smarów wsad nagrzewano do temperatury wyżarzania T_2 = 400 – 780 °C. Czas wygrzewania t_2 wynosił od 5 do 15 min. Nie wydłużano bardziej czasu wyżarzania z uwagi na możliwość nadmiernego utlenienia żelaza. Po ukończeniu wyżarzania piec był wyłączany a wsad wyjmowany z komory nagrzewnicy.

Dla porównania wykonano uproszczone obróbki cieplne tych samych wykrojów w piecu z nagrzewaniem pośrednim – oporowym w atmosferze powietrza. Parametry tej obróbki były zbliżone do indukcyjnej. Wsad umieszczano w piecu nagrzanym do temperatury wyżarzania. Czas wyrównywania temperatury po otwarciu pieca, włożeniu próbek i ponownym zamknięciu wynosił od 20 do 30 min. Czas wyżarzania próbek t_2 zmieniano od 5 do 15 min co 5 min.

Pomiary właściwości magnetycznych (straty całkowite na jednostkę masy, dynamiczną i statyczną krzywą magnesowania) każdorazowo wykonywano metodą różnicową. Badane próbki magnesowane były w specjalnie skonstruowanym jarzmie pomiarowym posiadającym dwa uzwojenia: magnesujące i pomiarowe [72]. Właściwości magnetyczne badano na 80 próbkach. Próbką stanowił pakiet złożony z 15 wykrojów wirnika silnika Sf 80 – 6. Zmierzone właściwości po uproszczonej obróbce cieplnej z nagrzewaniem indukcyjnym przedstawiono w tabeli 5.3.

Analiza wyników wykazuje, że wyżarzanie metodą indukcyjną poprawia jego właściwości magnetyczne tzn. zmniejszają się straty o około 20 % oraz zwiększa indukcję magnetyczną o 10...25 %, przy czym największy wzrost uzyskuje się w zakresie mniejszych wartości natężenia pola magnetycznego. Wraz ze wzrostem temperatury T_2 do 700 °C następuje niewielkie zmniejszenie

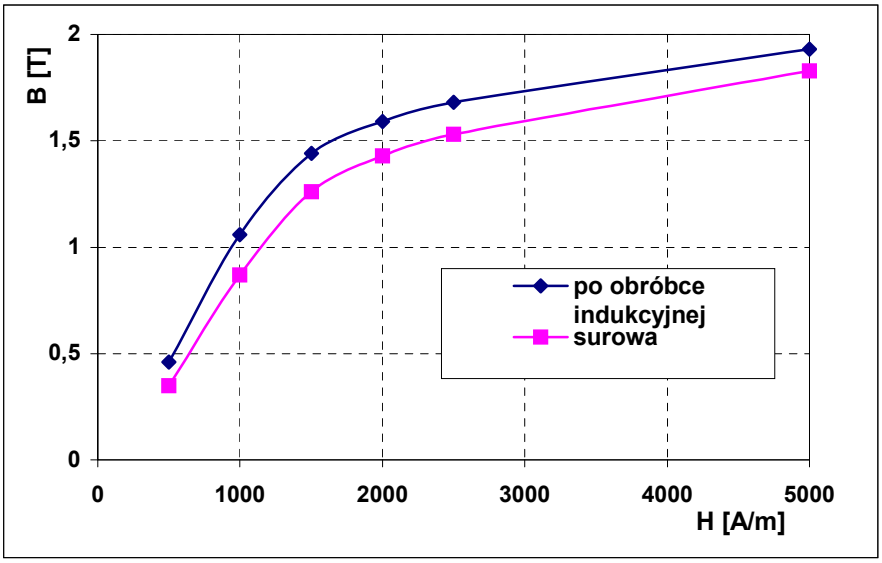
strat całkowitych na jednostkę masy. Wydłużenie czasu wyżarzania t_2 do 10 min. nie ma znaczącego wpływu na zmianę badanych parametrów.

Tabela 5.3.

Zmiany właściwości magnetycznych wykrojów wirnika po obróbce uproszczonej z nagrzewaniem indukcyjnym [73, 157].

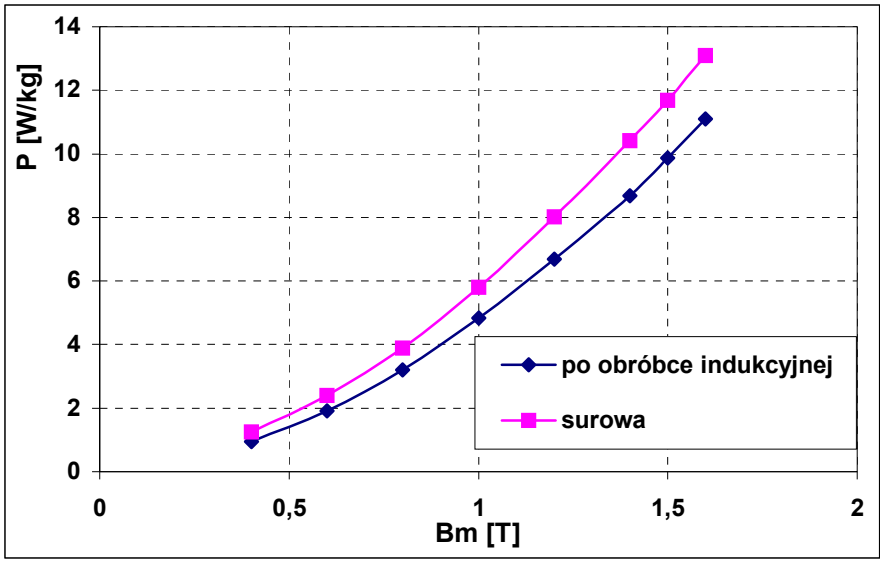
Warunki obróbki cieplnej				Straty całkowite [W/kg]		Indukcja magnetyczna [T]		
T_1 [°C]	t_1 [min]	T_2 [°C]	t_2 [min]	$P_{1,0/50}$	$P_{1,5/50}$	B_{1000}	B_{1500}	B_{2500}
Przed obróbką w stanie surowym				5,81	11,68	0,87	1,17	1,44
300	5	400	5	5,29	10,83	0,91	1,31	1,61
300	5	400	10	5,34	10,92	0,89	1,28	1,60
300	5	450	5	5,16	10,59	0,99	1,37	1,68
300	5	450	10	5,29	10,85	0,93	1,32	1,65
300	5	500	5	5,05	10,40	0,94	1,34	1,65
300	5	500	10	5,01	10,36	0,99	1,38	1,68
300	5	550	5	4,92	10,15	1,04	1,42	1,66
300	5	550	10	5,08	10,39	1,00	1,39	1,64
300	5	600	5	4,88	9,99	1,03	1,41	1,64
300	5	600	10	4,92	9,98	1,06	1,44	1,68
300	5	650	5	4,84	9,98	1,06	1,43	1,66
300	5	650	10	4,98	10,15	1,01	1,39	1,65
300	5	700	5	4,84	9,96	1,04	1,41	1,63
300	5	700	10	4,83	9,88	1,05	1,43	1,66
300	5	750	5	5,13	10,58	0,88	1,26	1,53
300	5	750	10	5,18	10,51	0,90	1,30	1,57

W przypadku niskich temperatur wyżarzania znaczna poprawa właściwości jest niemożliwa. Dopiero temperatury wyższe i odpowiednio długi czas obróbki cieplnej są w stanie usunąć naprężenia wewnętrzne. Jednak w tym przypadku ani wysoka temperatura ani długi czas wyżarzania nie mogą być zastosowane ze względu na atmosferę powietrza, w której wykonuje się obróbkę. Oba parametry gwałtownie wpływają na stopień utlenienia powierzchni, kosztem żelaza magnetycznie czynnego. Głębokie utlenienie może być powodem zmniejszenia grubości żelaza do 10 %. Na rysunkach 5.2 i 5.3 przedstawiono dynamiczne charakterystyki magnesowania $B_m = f(H_m)$ oraz strat całkowitych $P = f(B_m)$ dla 50 Hz wykrojów wirnika silnika Sf80 – 6 w stanie surowym (przed obróbką cieplną) i po wyżarzaniu indukcyjnym w temperaturze T_2 = 600 °C w ciągu t_2 = 10 min.



Rys.5.2. Charakterystyka magnesowania pakietu wirnika silnika Sf80–6 dla f = 50Hz [76].

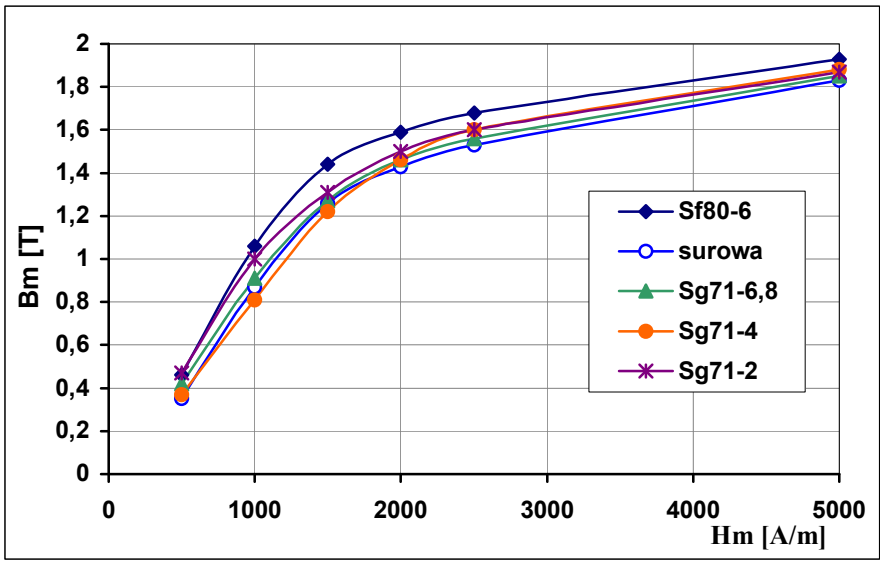
W tej samej nagrzewnicy pomimo gorszego sprzężenia elektromagnetycznego dla wykrojów o mniejszych średnicach wyżarzano również pakiety pozostałych silników: Sf80 – 6 o średnicy zewnętrznej ϕ 78 mm, Sf80 – 4 o średnicy ϕ 73 mm, Sf80 – 2 o średnicy ϕ 64 mm, Sg71 – 6,8 o średnicy ϕ 68 mm, Sg71 – 4 o średnicy ϕ 64 mm, Sg71 – 2 o średnicy ϕ 58 mm. Tak znaczna różnica średnic od ϕ 78 do ϕ 58 mm miała wpływ na koszt obróbki cieplnej.



Rys.5.3. Charakterystyka strat całkowitych pakietu wirnika silnika Sf80–6 dla f = 50Hz [76].

Wyżarzania wykonano dla wszystkich wykrojów w zakresie temperatur od 400 do 750 °C oraz dla czasów 5 i 10 min. Aby można było zachować podobne szybkości nagrzewania zwiększona została moc.

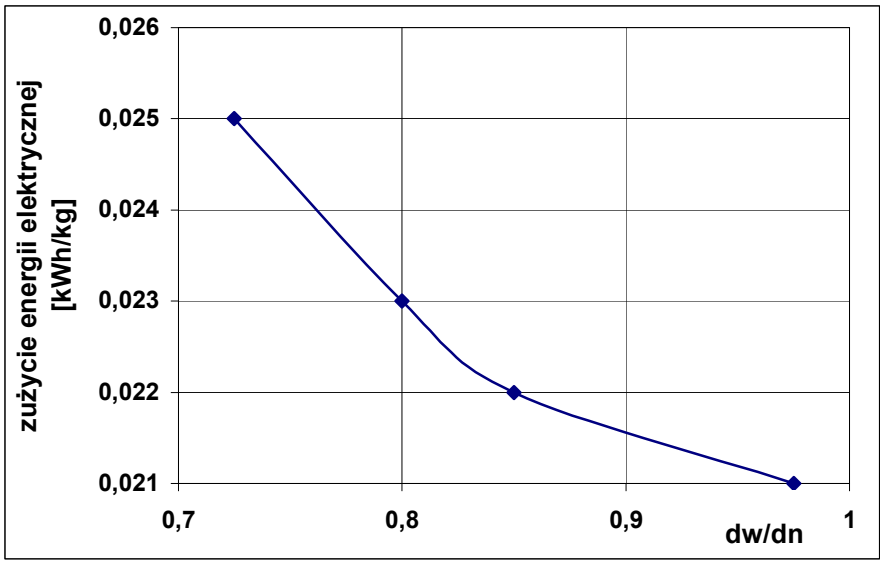
Uzyskane wyniki pomiarów indukcji i strat całkowitych wykazały, że w zakresie od 400 do 700°C wzrost indukcji i obniżka strat jest bardzo zbliżona. Najkorzystniejszy przyrost indukcji zaobserwowano w przedziale temperatur od 550 do 600°C. Wydłużenie czasu wyżarzania z 5 do 10 min. dla wirników o najmniejszych średnicach spowodowało niewielki wzrost indukcji. Wzrost indukcji po wyżarzaniu indukcyjnym dla różnych wykrojów wirników przedstawiono na rys.5.4. Natomiast na rysunku 5.5 przestawiono zmiany energii niezbędnej do wyżarzenia 1,0 kg pakietu ze względu na średnicę wykroju. Wykroje o mniejszych średnicach przy nie zmienionej nagrzewnicy wymagają większej energii ze względu na gorsze sprzężenie elektromagnetyczne pomiędzy wsadem i wzbudnikiem.



Rys.5.4. Wzrost indukcji po wyżarzaniu indukcyjnym w temperaturze T_2 = 600°C w ciągu 5 min. [76].

Analiza rentgenowska składów fazowych warstw tlenków wykazała, że optymalny skład fazowy o składzie Fe_3O_4 i Fe_2O_3, mają izolacje po wyżarzaniu indukcyjnym w temperaturze do 600°C. Uzyskuje się wówczas warstwy tlenkowe o grubości od 0,3 do powyżej 2,0 μm i rezystancji od kilku do kilkudziesięciu omów. Warstwy takie zawierają wówczas od 58 do 90 % Fe_3O_4 i od 42 do 10 % Fe_2O_3. W temperaturach wyższych otrzymuje się grubsze warstwy powyżej 6 μm i zbliżonej rezystancji oraz stosunkowo dużym udziale procentowym nietrwałej fazy FeO.

W celu wykazania możliwości zastosowania opisanego wyżarzania w produkcji silników, wykonano badania silników Sf80 – 6A z wirnikami, których wykroje były po pełnej obróbce cieplnej, uproszczonej metodą indukcyjną



Rys. 5.5 Zależność zużytej energii na wyżarzanie 1 kg wsadu o różnej średnicy dw w stosunku do średnicy nagrzewnicy dn.

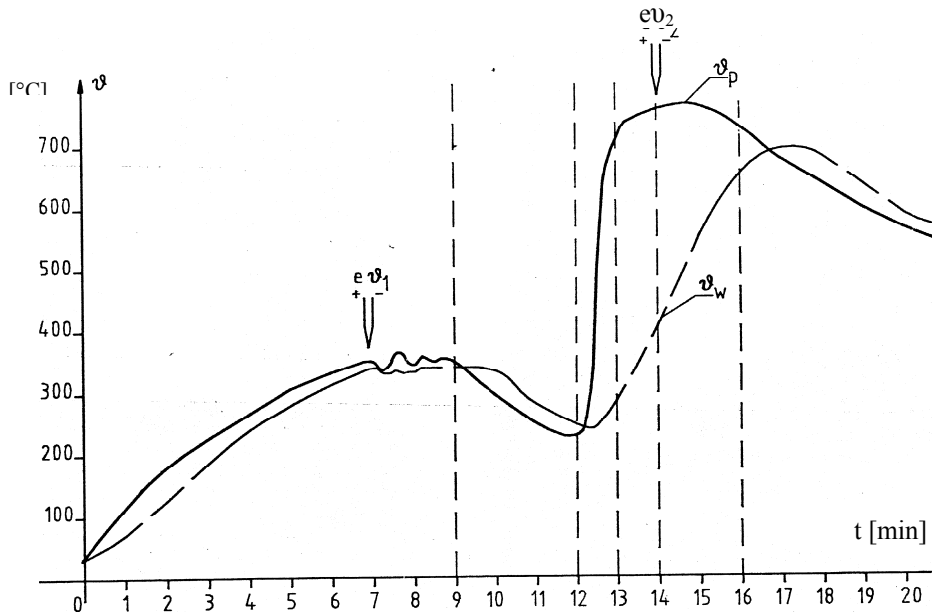
i z grzaniem oporowym w powietrzu. Do badań użyto dwóch stojanów z wykrojami po pełnej obróbce cieplnej. Program badań silników obejmował wyznaczenie charakterystyk biegu jałowego, strat biegu jałowego, strat dodatkowych biegu jałowego oraz nagrzewanie silników przy obciążeniu znamionowym. Wyniki badań przedstawiono w tabeli 5.4. Pakiety stojanów i wirników wykonane były z blachy bezkrzemowej o grubości 0,63 mm.

Tabela 5.4.
Zmiany parametrów silnika Sf80 – 6A z wykrojami wirnika po różnych obróbkach cieplnych [75]

Rodzaj obróbki cieplnej	Parametry biegu jałowego				Straty dodatkowe biegu jałowego		Próba nagrzewania	
	P_0 [W]	I_0 {A]	ΔP_m [W]	ΔP_{Fe} [W]	ΔP_{Fep} [W]	ΔP [W]	η [%]	ΔT [°C]
Pełna obróbka	110	0,99	6,5	31,0	16,0	15,0	73,48	42,8
Uproszczona indukcyjna	113	1,0	5,25	34,5	19,0	15,5	74,53	44,0
Uproszczona z grzaniem oporowym	110	0,98	5,0	35,0	17,9	17,1	70,65	48,0

Silniki z wirnikami o wykrojach po uproszczonej obróbce z nagrzewaniem indukcyjnym i oporowym posiadają zbliżone parametry, ale nieco gorsze niż po pełnej obróbce cieplnej.

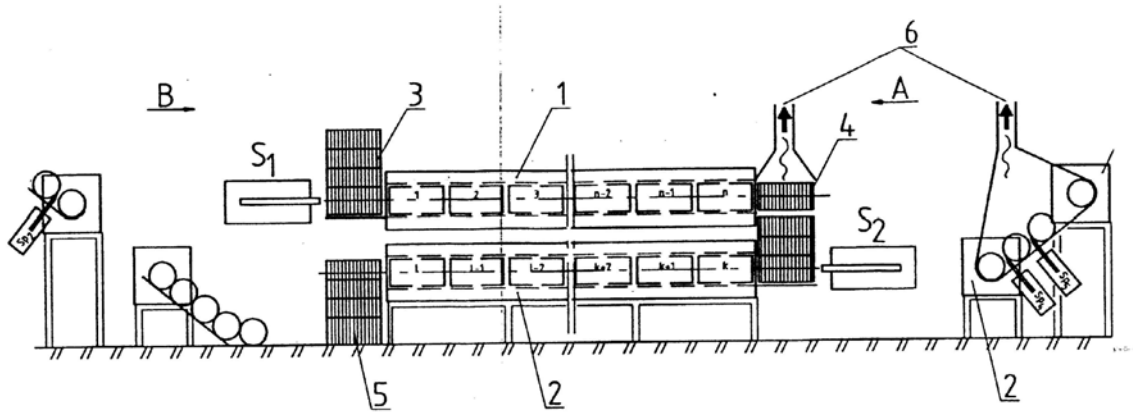
Obiecujące wyniki badań nad możliwością zastosowania uproszczonej obróbki z nagrzewaniem indukcyjnym autor zakończył opracowaniem i zbudowaniem dla FSE Besel stanowiska w skali półtechnicznej [76]. Korzystając z wyników badań opracowanie rozpoczęto od przyjęcia rozkładu temperatury w trakcie trwania obróbki, ilości obrabianego wsadu, jego kształtu i wymiarów. Aby można było obrobić cieplnie duże ilości wykrojów wirników należało zastosować przelotowe podawanie wsadu z podajnikami hydraulicznymi sterowanymi według ściśle opracowanego programu, który uwzględniał zadany rozkład temperatur oraz większą ilość wsadu. To spowodowało konieczność nieznacznego wydłużenia czasów wyrównywania temperatur i odprowadzenia z komory dużych ilości produktów wypalania smarów. Przyjęty rozkład temperatur w trakcie całego cyklu obróbki przedstawiono na rys.5.6.



Rys.5.6 Rozkład temperatury podczas uproszczonej obróbki cieplnej z nagrzewaniem indukcyjnym w piecu przelotowym (ϑ_p – temperatura na powierzchni wsadu, ϑ_w – temperatura we wnętrzu wsadu).

Pakiety wykrojów mocowane w specjalnych uchwytach przepychane były przez dwie nagrzewnice indukcyjne ze stałym krokiem czasowym t_1. Pierwsza nagrzewnica NI – 50 Hz zasilana z sieci trójfazowej 3×380/220V – 50 Hz nagrzewała wsad wolno, tak aby w 2/3 swojej długości osiągnąć temperaturę wypalania smarów 300 – 350 ^{0}C. Po opuszczeniu tej nagrzewnicy pakiety wykrojów podawane są do nagrzewnicy NI – 1000Hz zasilanej z rezonansowej

tyrystorowej przetwornicy o częstotliwości f = 2 kHz. Składa się ona z trzech stref grzewczych charakteryzujących się różną intensywności grzania. W pierwszej strefie pakiety są intensywnie nagrzewane do temperatury bliskiej temperaturze wyżarzania, natomiast w drugiej następuje dogrzanie i wyrównanie rozkładu temperatury w przekroju nagrzewanego pakietu w trzeciej dzięki odpowiedniemu uzwojeniu następuje spowolnione studzenie. Obie nagrzewnice posiadają jednakowe długości. Schemat przelotowego pieca do uproszczonej obróbki indukcyjnej przedstawiono na rys.5.7.



Rys.5.7. Schemat przelotowego pieca indukcyjnego [76].
1 – nagrzewnica indukcyjna 50 Hz (NI - 50 Hz), 2 – nagrzewnica indukcyjna 1000 Hz (NI - 1000 Hz), 3 – miejsce załadunku, 4 – miejsce przejścia z nagrzewnicy 50 Hz do nagrzewnicy 1000 Hz, 5 – miejsce rozładunku, 6 – wyciąg spalin

Prawidłowe dobranie liczby zwojów obydwu nagrzewnic, profilu przewodu nawojowego, podziału na sekcje, dobór baterii kompensującej moc bierną, indukcyjną i wartości elementów symetryzujących układ zasilania NI – 50 Hz dał efekt końcowy: wydajność wyżarzania od 30 do 130 kg/h w zależności od kształtu, wymiarów geometrycznych pakietów. Właściwości magnetyczne po tej obróbce były nie gorsze od tych po obróbce w piecu jednokomorowym.

6. OBRÓBKA CIEPLNA TAŚM AMORFICZNYCH I NANOKRYSTALICZNYCH

Obróbka cieplna jest nieodłącznym i końcowym elementem wytwarzania zwijanych rdzeni z taśm amorficznych po nadaniu ostatecznego kształtu i wymiarów. Wyżarzanie pozwala uzyskać optymalne właściwości magnetyczne zwiniętego rdzenia. Po wyżarzaniu rdzeń pakowany jest do kubka,

którego celem jest zabezpieczenie jego przed narażeniami mechanicznymi i naprężeniami podczas uzwajania. Parametry wyżarzania taśm w postaci gotowych rdzeni mają pierwszorzędne znaczenie dla końcowych właściwości magnetycznych. Poprzez dobór tych parametrów (temperatury, czasu wyżarzania, prędkości nagrzewania i studzenia oraz atmosfery) można praktycznie w szerokim zakresie kształtować właściwości rdzenia. Podstawowe informacje można znaleźć zarówno w literaturze zagranicznej jak i krajowej [55 - 61, 125, 126, 149, 150, 170, 173, 174]. Wpływ temperatury wyżarzania zależy głównie od składu chemicznego stopu [126]. Temperatura wyżarzania taśm amorficznych jest niższa od temperatury zeszklenia T_G (rys.2.5).

Wyżarzanie wywołuje relaksację strukturalną. Polega ona na zmianach w topologicznym oraz chemicznym uporządkowaniu atomowym. Zmiany w uporządkowaniu topologicznym prowadzą do usunięcia naprężeń wewnętrznych (zmiana twardości) oraz powodują kruchość materiału. Natomiast zmiany w uporządkowaniu chemicznym wpływają na temperaturę Curie T_C oraz wywołują anizotropię indukowaną [174]. Mechanizm porządkowania par atomów magnetycznych nie jest dotychczas w pełni wyjaśniony wobec czego zależność skutków wyżarzania od procesu technologicznego jest ustalana doświadczalnie.

Innym rodzajem wyżarzania jest obróbka cieplna magnetycznego szkła metalicznego w celu wytworzenia drobnoziarnistej struktury fazy α-FeSi w osnowie amorficznej o średniej wielkości ziaren 10-50 nm. Końcowe właściwości magnetyczne zależą od średniej wielkości ziarna oraz objętości skrystalizowanego materiału [14, 28, 31, 55, 57, 58, 59, 125, 127, 149, 150, 173]. Pozostała faza amorficzna tzw. międzyziarnowa, ma decydujące znaczenie na końcowe właściwości magnetyczne materiału nanokrystalicznego.

Przejście ze stanu amorficznego do nanokrystalicznego ściśle zależy od szybkości nagrzewania. Według niektórych autorów [55, 56, 58], zastosowanie nagrzewania za pomocą prądu o dużej gęstości ok. $2 \cdot 10^6$ A/m przepływającego przez próbkę w postaci paska powoduje bardzo szybkie nagrzewanie wskutek wydzielania się ciepła Joule'a. Prędkość takiego nagrzewania wynosić może nawet 100 K/s. Energia aktywacji niezbędna do rozpoczęcia krystalizacji osiągnięta zostaje w znacznie krótszym czasie, aniżeli podczas wyżarzania w piecach klasycznych z szybkością nagrzewania ok. 1,5 K/s. Uwzględniając niewielki przekrój próbki - paska o grubości ok. 20 μm, szerokości 10...15 mm, prądy niezbędne do nagrzania są rzędu kilku amperów. Ten rodzaj nagrzewania zastosowany do obróbki cieplnej $Fe_{73,5}Cu_1Nb_3Si_{13,5}B_9$ okazał się bardzo skuteczny i przyczynił się do większej poprawy przenikalności początkowej i plastyczności aniżeli po wyżarzaniu w piecu konwencjonalnym [59].

Nagrzewanie całych rdzeni za pomocą metody Joule'a jest w praktyce trudne do zrealizowania. O ile obróbka cieplna pojedynczych pakietów o dłu-

gości nawet kilkudziesięciu centymetrów nie sprawia żadnych kłopotów, to nagrzewanie rdzenia zwijanego do temperatury obróbki może okazać się bardzo trudne w realizacji. Dlatego ze względów praktycznych, najczęściej stosuje się wyżarzanie izotermiczne w temperaturze zbliżonej do temperatury krystalizacji zwykle w ciągu jednej godziny. Do tego celu można wykorzystać piec, który posiadał będzie odpowiednią strefę grzewczą o stałej temperaturze i umożliwiał będzie stosowanie atmosfery obojętnej dla wyżarzanego materiału [126].

Według danych literaturowych [14, 55, 56, 57, 58, 125, 126, 127, 173], optymalna temperatura obróbki dla $Fe_{73,5}Cu_1Nb_3Si_{13,5}B_8$ wynosi 723 – 823 K, a czas wyżarzania ok. 1 godz. zapewnia uzyskanie optymalnych właściwości magnetycznych: początkową przenikalność magnetyczną ok. 80000, natężenie koercji $H_C \leq 1\ A/cm$ przy wielkości ziarna 10...20 nm.

W prezentowanej pracy do wyżarzania magnetycznych szkieł amorficznych użyto pieca oporowego zasilanego poprzez regulator mikroprocesorowy. Regulator umożliwił regulację szybkości nagrzewania i studzenia próbki umieszczonej w komorze pieca. Wymiary próbek w kształcie pierścienia były niewielkie. Średnica zewnętrzna wynosiła od 25...30 mm, stąd nie było problemów z uzyskaniem jednorodności temperatury w tak małej objętości. Pole magnetyczne wytworzono za pomocą uzwojenia nawiniętego na próbce. Przekrój drutu i liczbę zwojów dobrano tak, aby w trakcie obróbki cieplnej, próbka znalazła się w polu magnetycznym $H \geq 1000\ A/m$.

Ważnym elementem stanowiska była instalacja gazowa. Przez cały czas prowadzenia obróbki ilość mieszaniny $N_2 + H_2$ była taka, aby następowała kilkukrotna wymiana gazu w objętości pieca w ciągu minuty. Aby można było wykonać wyżarzania w próżni stanowisko wyposażono w układ próżniowy.

6.1. Właściwości magnetyczne

Do badań wytypowano próbki w kształcie pierścieni z następujących materiałów:

– do obróbki termomagnetycznej:
  Metglas FeSiB
  Metglas $(CoFeMo)_{77}(SiB)_{23}$
– do obróbki cieplnej w celu wytworzenia nanokrystalicznej struktury:
  $(FeCuNb)_{77,5}(SiB)_{22,5}$

Wyżarzanie próbek Metglas FeSiB wykonano w zakresie temperatur od 620 K do 650 K w ciągu 1 h. Natężenie pola magnetycznego w trakcie nagrzewania, wyżarzania oraz studzenia wynosiło $H = 1000\ A/m$.

Najlepsze właściwości magnetyczne Metglas FeSiB uzyskał po wyżarzaniu w temperaturze 640 K. Uzyskane właściwości Metglas FeSiB przedstawiono w tabeli 6.1. Dla niższych temperatur obróbki właściwości Metglasu FeSiB okazały się zdecydowanie gorsze.

Tabela 6.1
Optymalne właściwości magnetyczne Metglas FeSiB

właściwość	**częstotliwość [Hz]**	
	50	400
B_{max} [T]	1,45	1,45
B_r [T]	1,20	1,22
H_C [A/m]	4,7	9,9
P_S [W/kg]	0,172	0,220
μ_{max}	256000	188000
$\mu_{0,4}$	76500	52000

Wyżarzanie $(CoFeMo)_{77}\ (SiB)_{23}$ wykonano w zakresie temperatur od 500 K do 570 K w ciągu 1 h i w polu magnetycznym $H \geq 1000\ A/m$.

Najlepsze właściwości materiał uzyskał po obróbce w temperaturze 570 K. Zestawienie tych właściwości przedstawiono w tabeli 6.2.

Tabela 6.2
Optymalne właściwości magnetyczne $(CoFeMo)_{77}\ (SiB)_{23}$

	częstotliwość [Hz]	
właściwość	**50**	**400**
B_{max} [T]	0,75	0,75
B_r [T]	0,71	0,73
H_C [A/m]	1,8	3,1
P_S [W/kg]	0,038	0,59
μ_{max}	227000	159000

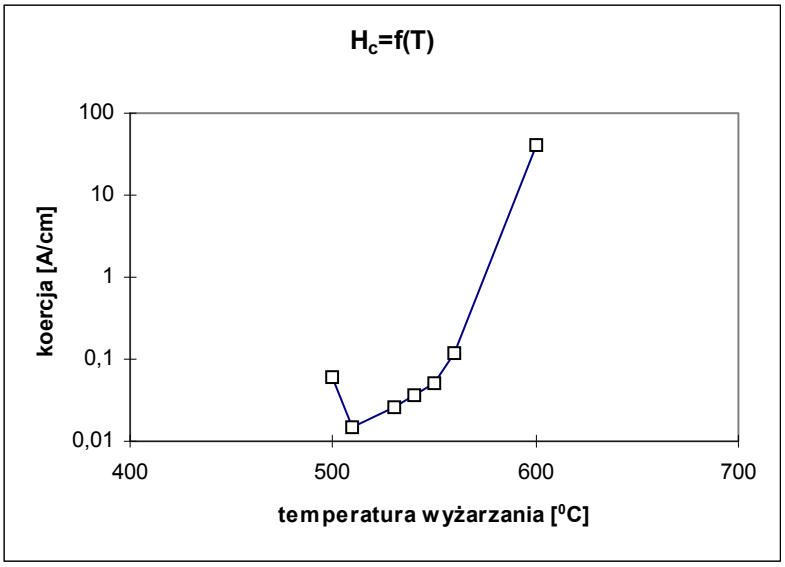
Wyżarzanie $(FeCuNb)_{77,5}\ (SiB)_{22,5}$ w celu wytworzenia nanostruktury α-FeSi w osnowie amorficznej wykonano w zakresie temperatur od 783 do 833 K w ciągu 1 h.

Najlepsze właściwości $(FeCuNb)_{77,5}$ $(SiB)_{22,5}$ uzyskał po obróbce w temperaturze 793 K. Zestawienie tych właściwości przedstawiono w tabeli 6.3.

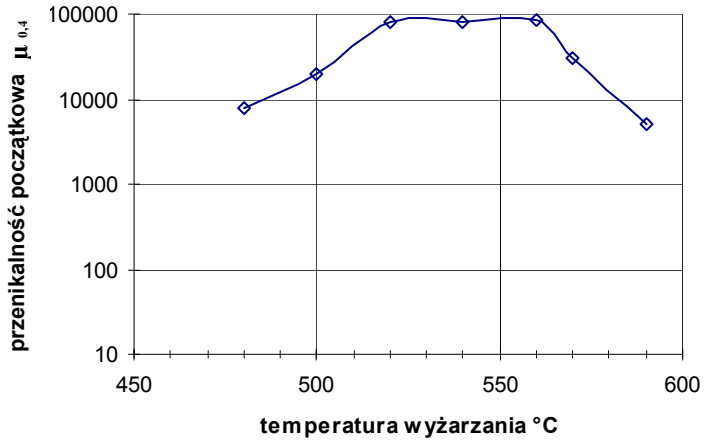
Tabela 6.3
Optymalne właściwości magnetyczne $(FeCuNb)_{77,5}$ $(SiB)_{22,5}$

	częstotliwość [Hz]	
właściwość	**50**	**400**
B_{max} [T]	1,05	1,05
B_r [T]	0,590	0,537
H_C [A/m]	1,5	4,1
P_S [W/kg]	0,054	0,893
μ_{max}	115800	88200
$\mu_{0,4}$	75100	50000

Na rysunkach 6.1, 6.2 i 6.3 przedstawiono wpływ temperatury wyżarzania na koercję, przenikalność początkową i pętle histerezy stopu nanokrystalicznego $(FeCuNb)_{77,5}$ $(SiB)_{22,5}$.

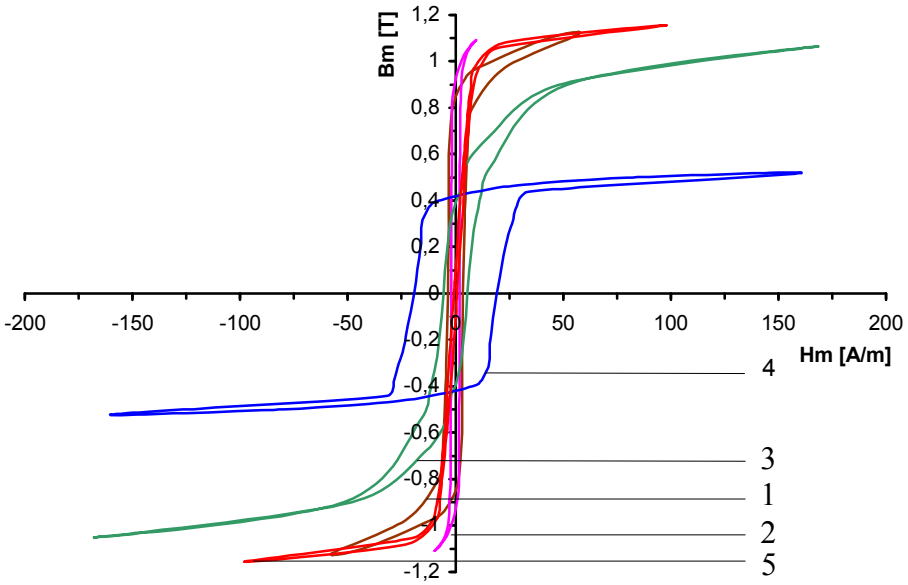


Rys.6.1. Zależność koercji H_C od temperatury wyżarzania nanokrystalicznego materiału $(FeCuNb)_{77,5}$ $(SiB)_{22,5}$



Rys.6.2. Zależność początkowej przenikalności magnetycznej od temperatury wyżarzania nanokrystalicznego materiału $(FeCuNb)_{77,5}$ $(SiB)_{22,5}$

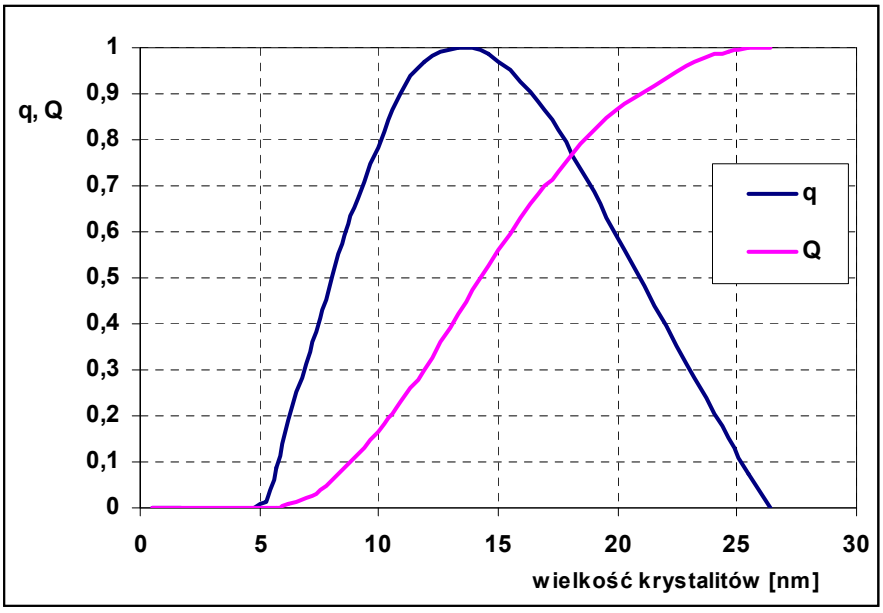
Próby wyżarzania materiałów amorficznych w przemiennym polu magnetycznym f = 50 Hz nie zakończyły się sukcesem. W wyniku takiego wyżarzania uzyskano właściwości gorsze aniżeli po wyżarzaniu w stałym polu magnetycznym, w takiej samej temperaturze i przy takim samym natężeniu pola. Na rysunku 6.3 przedstawiono zmiany pętli histerezy stopu $(FeCuNb)_{77,5}$ $(SiB)_{22,5}$ dla stanu wyjściowego tj. amorficznego i po nanokrystalizacji w różnych temperaturach. Stosunkowo prosty sposób zapewnia możliwość sterowania właściwościami magnetycznymi nanomateriału.



Rys.6.3. Pętle histerezy taśmy nanokrystalicznej $(FeCuNb)_{77,5}$ $(SiB)_{22,5}$ po nanokrystalizacji temperaturach: 1 – 510°C, 2 – 540°C, 3 – 560°C oraz 4 – amorficzna bez wyżarzania, 5 –Vitroperm 800.

6.2. Mikrostruktura

Badania wielkości krystalitów wykonano metodą krokową z 2Θ = 0,1° na dyfraktometrze proszkowym za pomocą promieniowania Co filtrowanego Fe, dla refleksów 001, 002, 112, 022. Jako wzorzec użyto proszek żelaza o dużych krystalitach. Średnie wielkości krystalitów obliczono za pomocą metody Deby'a – Scherrera i AWPX [63, 156, 160]. Średnia wielkość krystalitów zmierzona metodą Deby'a – Scherrera wyniosła ok. 10 nm, natomiast wyznaczone metodą AWPX ok. 14 nm. Rozkład wielkości krystalitów zbliżony jest do rozkładu symetrycznego z niewielkim poszerzeniem w stronę krystalitów większych [156, 160]. Maksimum wystąpiło dla krystalitów o wielkości 14 nm (rys.6.4).

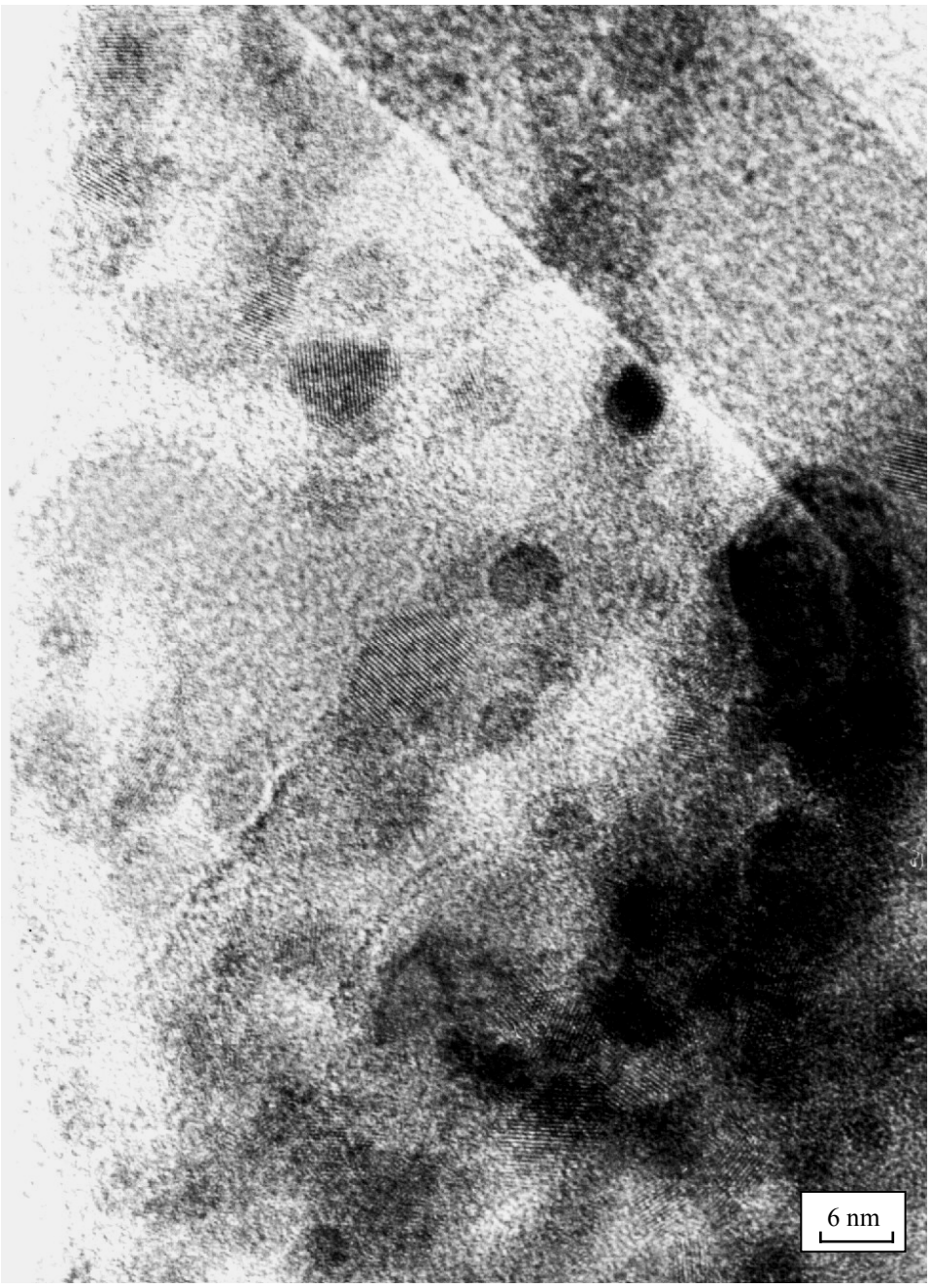


Rys.6.4 Rozkład q i dystrybuanta Q wymiarów krystalitów ważonych objętościowo [160]

W celu potwierdzenia istnienia struktury o drobnym ziarnie w badanym materiale nanokrystalicznym wykonano badania strukturalne za pomocą wysokorozdzielczego, transmisyjnego mikroskopu elektronowego (HRTEM) CM–20 firmy Philips. Na fotografii (rys.6.5) widoczne są obok małych ziaren fazy α–FeSi wielkości kilku nm, zauważyć można pojedyncze ziarna o wielkości nawet 50 nm. Ziarna tworzą skupiska (ciemniejsze plamy) otoczone fazą amorficzną (jaśniejsze szare tło), które na fotografii dają nieostry obraz.

Aktualnie prowadzone są prace badawcze nad wytworzeniem fazy nanokrystalicznej metodami krystalizacji w szkłach metalicznych nie zawierających dodatków stopowych takich jak, miedź (lub złoto), niob (lub tantal, cyrkon, hafn,

molibden, wolfram). Możliwość uzyskania w ten sposób stopów nanokrystalicznych bogatszych w żelazo, może być powodem wzrostu indukcji nasycenia w tym nowym materiale nawet o ok. 20 % [126].



Rys.6.5. Mikrostruktura $(FeCuNb)_{77,5}$ $(SiB)_{22,5}$ po obróbce cieplnej w temperaturze 793 K w ciągu 1 h.

7. PODSUMOWANIE I WNIOSKI KOŃCOWE

W pracy przedstawiono ilościowe zmiany właściwości magnetycznych rdzeni maszyn elektrycznych wskutek ich wytwarzania oraz jakie są możliwości regeneracji tych właściwości. Wykonane badania własne potwierdzają doniesienia literaturowe, że największy negatywny wpływ na rdzenie wykonane z blach elektrotechnicznych ma wykrawanie, cięcie laserem, pakietowanie oraz wciskanie pakietu w odlew korpusu silnika. Z tego też względu autor zbadał wpływ tych operacji technologicznych na charakterystyki magnesowania i strat. Badania wykonane zostały na blachach krzemowych orientowanych i nieorientowanych o różnej zawartości krzemu oraz nieorientowanych blachach bezkrzemowych.

Wyniki pracy wykazały jak znaczący wpływ na końcowe właściwości magnetyczne ma technologia wytwarzania rdzeni magnetycznych oraz jaka jest możliwość ich regeneracji poprzez odpowiednie wyżarzanie. Podsumowując pracę do najbardziej istotnych poznawczo wyników należy zaliczyć:

1. Ilościowe wykazanie negatywnego wpływu wykrawania mechanicznego i cięcia laserem blach elektrotechnicznych na charakterystyki magnesowania i strat. Określenie szerokości strefy „słabo magnetycznej” wzdłuż krawędzi blachy, bez dodatkowej ingerencji w materiał. Szczególnie istotne było podanie wpływu cięcia blach elektrotechnicznych za pomocą lasera. Podano uzasadnienie tak dużych zmian szczególnie po cięciu laserem poprzez analizę zmian strat histerezowych i pozostałych.
2. Wykazanie na gotowych wykrojach i pakietach jak różne sposoby pakietowania wpływają na charakterystyki magnesowania i strat całkowitych. Wytypowano takie sposoby, które należałoby stosować oraz takie, od których należy możliwie jak najszybciej odstąpić. Badania wykonane zostały za pomocą specjalnej opatentowanej różnicowej metody pomiarowej do pomiaru właściwości magnetycznych na gotowych pakietach stojanów i wirników.
3. Opracowanie analityczne za pomocą modelu 1-D rozkładu pola elektromagnetycznego i cieplnego w trakcie wyżarzania indukcyjnego strefy zębowo-żłobkowej pakietów. Wykazanie wpływu indukcyjnej obróbki cieplnej w postaci cyklu wyżarzeń na właściwości magnetyczne. Przedstawienie korzyści ekonomicznych tego rodzaju obróbki w porównaniu z wyżarzaniem całego pakietu z nagrzewaniem oporowym.

4. Wykazanie celowości stosowania uproszczonej obróbki cieplnej w celu poprawy właściwości magnetycznych wykrojów wirników z blachy bezkrzemowej i jej wpływu na parametry silników elektrycznych. Badania wykonano na jedno i trójfazowych silnikach elektrycznych.
5. Ukazanie możliwości sterowania właściwościami magnetycznymi taśm amorficznych i nanokrystalicznych w procesie wytwarzania rdzeni, poprzez ich wyżarzanie.

Ad 1. Badania wpływu wykrawania mechanicznego i wycinania laserem blach elektrotechnicznych (jedne z pierwszych na świecie), wykonano za pomocą metody znormalizowanej. Stwierdzono, że największy przyrost strat i pogorszenie charakterystyk magnesowania powodują wykrawanie i wycinanie laserem. Ten drugi sposób powoduje wprowadzenie do wykroju naprężeń termicznych na znaczną odległość od linii wycinania. Działanie w krótkim czasie impulsowej wiązki laserowej o dużej gęstości mocy, wytwarza wzdłuż linii cięcia niestacjonarne pole temperaturowe. Bardzo szybkie nagrzewanie doprowadza materiał do wrzenia, który natychmiast jest chłodzony z dużą szybkością. Powstałe naprężenia podobnie jak po wykrawaniu mechanicznym mają charakter naprężeń ściskających.

W blachach krzemowych o dodatniej magnetostrykcji, naprężenia ściskające powodują, rozrost domen 90° kosztem 180°. Skutek tego jest taki, jakby osie łatwego magnesowania dla stanu odprężonego, w siatce krystalicznej domeny przybliżały się do kierunku prostopadłego, jako energetycznie uprzywilejowanego. W wyniku tego podczas magnesowania, przesunięcia ścian domenowych wymagają przyłożenia silniejszego pola magnetycznego. Rosną wówczas straty całkowite, histerezowe i pozostałe, maleje indukcja szczątkowa i przenikalność magnetyczna. Wskutek naprężeń ściskających wystąpić mogą również deformacje ścian domen i w konsekwencji zmniejszenie strumienia magnetyzacji domen ϕ_s oraz zwiększenie przesunięcia δ_1 pomiędzy strumieniem magnetyzacji i całkowitym.

Za pomocą modelu, w którym założono prawdopodobny rozkład strumienia magnetycznego wzdłuż krawędzi cięcia, bez ingerencji w materiał, wyznaczono szerokość strefy naprężonej tzw. „słabo magnetycznej”. Wyniki obliczeń wskazały jak duży jest to obszar dla różnych materiałów. Szerokość tej strefy jest większa niż wynika to z obserwacji mikroskopowych. Dowodzi to, że strefa naprężeń jest szersza od strefy odkształceń i deformacji struktury krystalicznej. Duży udział stref naprężonych w przekroju poprzecznym pasków tłumaczy tak znaczny wpływ wykrawania, przede wszystkim cięcia laserem na właściwości magnetyczne.

Cięcie laserowe blach elektrotechnicznych pomimo szeregu zalet takich jak: duża dokładność, łatwość obsługi, a przede wszystkim łatwość i szybkość dokonywania zmian w kształcie oraz w wielkości wycinanych wykrojów, posiada podstawową wadę – negatywnie wpływa na właściwości magnetyczne wykrojów. Dlatego powinna być stosowana tam gdzie wycinane są elementy o dużej szerokości (najlepiej powyżej 200 mm) oraz gdy wymagana jest częsta zmiana kształtów i wielkości wykrojów.

Wyniki badań wykazały, że blachy o większej zawartości krzemu i większym ziarnie są bardziej podatne na szkodliwy wpływ wykrawania. Z uwagi na fakt, że ze wzrostem zawartości krzemu wzrastają również ziarna, trudno stwierdzić jaka jest tego jednoznaczna przyczyna. Wpływ ten można wyjaśnić na podstawie procesów magnesowania i budowy domenowej. Ziarna blach nieorientowanych posiadają złożoną strukturę magnetyczną o domenach rozdzielonych przez granice jako 180° i 90° ścianki, zależnie od orientacji wektorów magnetyzacji po każdej stronie ściany. Magnesowanie w słabych i średnich polach odbywa się przez przesuwanie ścian, natomiast w silnych polach przez obroty wektora magnetyzacji. Gdy wszystkie ścianki znikną, wektory magnetyzacji obracają się tak, aby nastąpiła całkowita zgodność ich kierunków z kierunkiem pola magnesującego. Proces obrotów w blachach nieorientowanych poprzedza złożona przebudowa struktury domenowej, podczas której mają miejsce nieodwracalne przesunięcia i obroty pojedynczych domen w nowe, trwałe położenia odpowiadające nie wykorzystanym wcześniej kierunkom łatwego magnesowania.

Blachy o dużych ziarnach w początkowej fazie łatwiej magnesują się ze względu na dużą ilość domen w obrębie jednego ziarna i możliwość łatwiejszego ich rozrastania się. Natomiast w fazie obrotów wektora magnetyzacji duże domeny o wielkości ziarna, wymagają silniejszego pola magnesującego w celu zmiany kierunku wektora magnetyzacji, dlatego końcowa część charakterystyki magnesowania jest mniej stroma niż dla blach o małych ziarnach.

Straty całkowite związane są z ilością energii niezbędną do przebudowy struktury magnetycznej. Dla blach o dużych ziarnach proces ten wymaga mniejszej energii, ponieważ przebudowa struktury domenowej w obrębie jednego ziarna wymaga mniejszej energii, aniżeli przebudowa dla wielu drobnych. Jednak ze wzrostem wielkości ziaren następuje wzrost strat wiroprądowych i pozostałych spowodowanych obecnością ścian Blocha.

Gdy w blasze pojawią się ściskające naprężenia mechaniczne to oddziaływają one najprawdopodobniej w obrębie całych ziaren. Fakt ten może tłumaczyć, to że w blachach bezkrzemowych występują większe przyrosty strat wskutek naprężeń ściskających niż w blachach krzemowych o mniejszych ziar-

nach. Średnia wielkość ziarna w blasze bezkrzemowej po wyżarzaniu odprężająco – odwęglającym wynosi ok. 200 μm, podczas gdy w badanych niskostratnych blachach gat. EP330 – 50A i EP300 – 50A wynosi ok. 140 μm a dla niskokrzemowej gat. EP 600 – 40A ok. 40 μm.

Zbadano również wpływ pokrycia elektroizolacyjnego powierzchni blach na właściwości po wykrawaniu. Celem było zbadanie czy poprzez dodatkowe własności smarownicze lakierowego pokrycia elektroizolacyjnego C6 lub C6 + Dynophen wykrawanie spowoduje mniejsze pogorszenie właściwości magnetycznych. Dla badanych gatunków blach elektrotechnicznych należy stwierdzić, że rodzaj powłoki elektroizolacyjnej na powierzchni ma niewielki wpływ na zmniejszenie pogorszenia się właściwości magnetycznych. Natomiast należy sądzić, na podstawie danych literaturowych, że powłoki lakierowe spowodują mniejsze zużywanie i tępienie się wykrojników.

Ad 2. Badania wpływu różnych sposobów pakietowania rdzeni na ich właściwości magnetyczne wykonano na gotowych pakietach oraz wykrojach, różnych stojanów silników o różnych kształtach i rozmiarach. Badania wykonano na krajowych blachach bezkrzemowych gat. EB650-50A i krzemowych gat. EP530-50A oraz zagranicznych gat. M530-50A i M800-50A.

Każdy z badanych sposobów pakietowania (klamrowanie, oblewanie bezpośrednie, nitowanie, klejenie, zaciskanie i spawanie) wprowadza do materiału lokalne naprężenia o charakterze ściskającym. Wpływ tego rodzaju naprężeń na charakterystyki magnesowania i strat omówiony został w rozdziale 3.2.

Wyniki badań wykazały, że najgorszym sposobem pakietowania jest oblewanie luźnych wykrojów stopem Al. Zarówno dla blach bezkrzemowych i krzemowych zabieg ten powodował największy przyrost strat całkowitych na jednostkę masy. Skurcz poosiowy i promieniowy bezpośrednio oblanego aluminium na wcześniej sprasowanym pakiecie powodował trwałe naprężenia plastyczne. Skurcz promieniowy jest tak duży, że powoduje odkształcenie otworu wewnątrz pakietu stojana. Z tego względu między innymi pod wpływem wyników badań autora, sposób ten został zastąpiony innym procesem. Obecnie w fabryce pakiet jest klamrowany a następnie wciskany w korpus odlewu ze stopu Al. Zabieg ten okazał się bardziej korzystny, przyrost strat znacznie zmniejszył się. Z badanych sposobów pakietowania najkorzystniejsze okazało się klejenie klejem termoutwardzalnym. Badania wpływu tego sposobu pakietowania wykazały najmniejszy ujemny wpływ na charakterystyki magnesowania i strat.

Duże różnice pomiędzy właściwościami zmierzonymi za pomocą aparatu Epsteina 25 cm a tymi na gotowych wykrojach należy tłumaczyć innym

sposobem pomiaru oraz kształtem i wymiarami wykrojów. Zęby w gotowych wykrojach miały szerokość kilku milimetrów i należy uważać, że cały ich przekrój poprzeczny był naprężony (wykroje po wykrawaniu nie były wyżarzane).

Ad. 3. Opracowano sposoby regeneracji właściwości magnetycznych pogorszonych wskutek wykrawania, szczególnie w strefie zębowo – żłobkowej. W tym celu opracowano indukcyjną metodę wyżarzania tej strefy. Wykonano niezbędne obliczenia rozkładu pola elektromagnetycznego i cieplnego w strefie zębowej podczas nagrzewania indukcyjnego. Następnie zbudowano wzbudnik i wykonano wyżarzanie tej strefy. Badania właściwości wyżarzanych pakietów stojanów porównano z takimi samymi lecz po wyżarzaniu w czasie 60 sekund w piecu oporowym. Stwierdzono poprawę właściwości porównywalną do tej po wyżarzaniu w piecu oporowym. Jednak wskutek większej sprawności nagrzewania indukcyjnego oraz nagrzewania i wyżarzania tylko strefy zębowo – żłobkowej koszt zużytej energii elektrycznej okazał się znacznie niższy. Z tego względu ten sposób wyżarzania jest godny polecenia do stosowania przez producentów magnetowodów.

Ad 4. Wykazano efekty tzw. uproszczonej obróbki wykrojów wirników z blachy bezkrzemowej i jej wpływ na właściwości magnetyczne oraz parametry techniczne wykonanych z nich silników elektrycznych. Najpierw wykroje wyżarzano w piecach oporowych w powietrzu. Wyniki badań właściwości magnetycznych blach bezkrzemowych wykazały, że wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania w zakresie 500–700°C obniżają się straty o ok. 50 %, natomiast indukcja magnetyczna wzrasta nieznacznie. Kolejnym krokiem mającym na celu skrócenie czasu trwania obróbki a także obniżenie jej kosztów było zastosowania nagrzewania indukcyjnego. Cel obróbki uproszczonej z nagrzewaniem indukcyjnym pozostał ten sam tzn.: wypalenie smarów z powierzchni wykrojów, odprężenie, częściowa rekrystalizacja i pokrycie powierzchni cienką warstwą elektroizolacyjną w postaci tlenków. Z uwagi na atmosferę powietrza, celowe jest maksymalne skrócenie czasu nagrzewania i wyżarzania wsadu, aby nie dopuścić do głębokiego utlenienia materiału kosztem magnetycznie czynnego żelaza. Po wyżarzaniu nastąpiło obniżenie strat średnio o ok. 20% i o 10...25 % wzrosła indukcja magnetyczna, przy czym największy wzrost uzyskano w zakresie mniejszych wartości natężenia pola magnetycznego.

Aby wykazać możliwości zastosowania opisanego wyżarzania indukcyjnego w produkcji silników, wykonano badania silników Sf80–6A z wirnikami, których wykroje były po pełnej obróbce cieplnej, uproszczonej metodą indukcyjną i z grzaniem oporowym w powietrzu. Badania wykazały, że silniki z wirnikami o wykrojach po uproszczonej obróbce z nagrzewaniem indukcyjnym i opo-

rowym posiadają zbliżone parametry, ale nieco gorsze niż po pełnej obróbce cieplnej.

Ad 5. Wykazano możliwości kształtowania właściwości magnetycznych taśm amorficznych i nanokrystalicznych. Pomimo, że uzyskane właściwości magnetyczne okazały się nieco gorsze od podanych w katalogach przez producentów, to wykazano jak duże możliwości powoduje wyżarzanie taśm amorficznych i nanokrystalicznych.

LITERATURA

1. Paczkowski D., Soiński M.; *Materiały magnetycznie miękkie w urządzeniach elektrotechnicznych,* Przegląd Elektrotechniczny, 1996, 07, 169-173.
2. Petzold J., Pöss H. J., Richter J., *Nanocrystalline Materials. Soft Magnetic Alloys for High-Tech Devices,* Reprint from Siemens Review Special R&D, Fall 1996.
3. *Designing Magnetic Amplifiers using toroidal strip-wound cores made of Vitrovac 6025Z;* Katalog Vacuumschmelze PV-010, 1996.
4. *Vitrovac 6025F, Vitroperm 500F, Tape-Wound Cores for Common Mode Chokes;* Katalog Vacuumschmelze PK-004, 1995.
5. *Toroidal strip-wound cores of Vitrovac 6025F;* Katalog Vacuumschmelze PV-009, 1989.
6. *Toroidal Cores of Vitroperm;* Katalog Vacuumschmelze PW-014, 1995.
7. *Toroidal strip-wound cores of Vitrovac 6025Z;* Katalog Vacuumschmelze PV-007, 1989.
8. *Vitrovac 6025Z, Tape-Wound Cores for Magnetic Amplifier Chokes;* Katalog Vacuumschmelze PK-002, 1995.
9. *Common Mode RFI Chokes for Power Electronics;* Katalog Vacuumschmelze PB-361-4, 1996.
10. Soiński M., *Nowoczesne materiały magnetycznie miękkie w technice;* Przegląd Elektrotechniczny 9, 1999, 219-223.
11. Soiński M., Szymański B., Wilczyński W., *Anizotropowe właściwości taśm szkieł metalicznych AFB produkcji krajowej;* Przegląd Elektrotechniczny, 2,1988, 59-62.
12. Soiński M., *Stopy kobaltowe o właściwościach magnetycznie miękkich w urządzeniach elektrycznych;* 11, 1999, 279-282.
13. Wilczyński W., *Nowoczesne materiały magnetyczne,* Forum Techniczne – Wytwarzanie Małych Maszyn Elektrycznych, Jaworze 1997, 20 – 33.
14. Makino A., Hatanai T., Inoue A., Masumoto T. *Nanocrystalline soft magnetic Fe-M-B (M=Zr, Hf, Nb) alloys and their applications* Materials Science and Engineering A226-228. (1997) 594-602.
15. Śliwiński T., *Wpływ własności blach elektrotechnicznych na ekonomiczność niskonapięciowych silników indukcyjnych;* Konferencja N-T Izotropowe blachy elektrotechniczne, Bartkowa 27-28.09.1984, (tekst publikowany jako załącznik do materiałów konferencyjnych).
16. Groyecki J.; *Rozwój technologii blach transformatorowych;* Wiadomości Elektrotechniczne 1981, nr 6, 145-149.

17. Groyecki J., *Historia produkcji blach elektrotechnicznych w Polsce,* Przegląd Elektrotechniczny nr 2, 1997, 55-60.

18. Stodolny J., *Kierunki rozwoju blach elektrotechnicznych,* Hutnik nr 11-12 1990

19. Stodolny J., *XX lecie Ośrodka Badawczo-Doświadczalnego blach elektrotechnicznych,* Konferencja N-T 25-lat ZPH Stalprodukt S.A. Bochnia-Krynica 1996, 23-28.

20. Belhadj A., Baudouin P., Breaban F., Deffontaine A., Dewulf M., Houbaert Y., *Effect of laser cutting on microstructure and on magnetic properties of grain non-oriented electrical steels,* J. Magn. Magn. Mater. 256, 2003, 20-31.

21. Soiński M., A.J. Moses; *Anisotropy of Iron-based Soft Magnetic Materials,* Chapter4, Handbook of Magnetic Materials, vol. 8; 1995, 325-414, North-Holland Elsevier.

22. Basak A., Moses A.J., Yasin M.R.; *Flux distribution and loss in 100 kVA 3-phase wound amorphous core,*J. Magn. Magn. Mater. 160, 1996, 210-212.

23. Kolano R., Wójcik N., Gawior W.; *A three-limb amorphous magnetic circuit for three-phase 200 kVA distribution transformers,* J. Magn. Magn. Mater. 160, 1996, 213-124.

24. Lachowicz H.; *Magnetyki amorficzne* Warszawa 1997, Wiedza i Życie.

25. Baranecki A., Niewiadomski M., Rygał R., Soiński M.; *Wykorzystanie taśm nanokrystalicznych w transformatorach dla zasilaczy impulsowych,* VII Sympozjum „Podstawowe Problemy w Energoelektronice i Elektromechanice" PPEE 97, Kazimierz Dolny 14-16.10. 1998, 492-494.

26. *Aplication Notes for Cammon Mode Chokes for EMC Main Filters with Toroidal Cores made of Vitroperm 500F,* Katalog Vacuumschmelze, AB-EMC, 1998.

27. Katalog ofertowy Allied Signal Inc. 1992.

28. Kolano R., Gawior W., Wójcik N. - *Amorficzne i nanokrystaliczne rdzenie magnetycznie miękkie*, Krajowe Seminarium „Magnetycznie miękkie materiały amorficzne dla energetyki i elektroniki, Gliwice 09.06.1994,

29. Ostrowski J., Pinkiewicz I., Stegliński Z.; *Energetyczne transformatory rozdzielcze z rdzeni amorficznych* Krajowe Seminarium „Magnetycznie miękkie materiały amorficzne dla energetyki i elektroniki, Gliwice 09.06.1994,

30. *Amorphous Metals Vitrovac Alloys and Applications* - Katalog Vacuumschmelze PV-006

31. Herzer G.; *Nanocrystalline Soft Magnetic Alloys,* Chapter 3, Handbook of Magnetic Materials, vol. 10, North-Holland Elsevier 1997, 417-461.

32. *Soft Magnetic Materials and Semi-Finished Products* - Katalog Vacuumschmelze PHT-001, 1995.

33. Matheisel Z., Wilczyński W., Orłowski E.; *Układ do badania magnetowodów pakietów stojanów silników indukcyjnych,* Patent nr 148331.

34. IEC 404 – 2, 1996 – 03 Magnetic materials - part 2: *Methods of measurement of the magnetic properties of electrical steel sheet and strip by means of an Epstein frame,*.

35. EN 10252 – 1997; *Magnetic materials – Methods of measurement of magnetic properties of magnetic steel sheet and strip at medium frequencies*

36. PN – 84/H – 04450; *Pomiar stratności magnetycznej oraz wyznaczenie dynamicznych krzywych magnesowania przy użyciu aparatu Epsteina 25 cm*

37. DIN – 50462 Teil 1, 2, 3, 1986 – *Verfahren zur Bestimmung der magnetischen Eigenschaften von Elektroblech und – band im 25 – cm Epsteinrahmen*

38. IEC 404 – 3, 1992 – 01; *Magnetic materials part 3: Methods of measurement of the magnetic properties of magnetic sheet and strip by means of a single sheet tester*

39. PN – IEC 404 – 3, 1997 – *Materiały magnetyczne; Metody pomiaru własności magnetycznych blachy i taśmy magnetycznej z użyciem przyrządu do badań pojedynczego arkusza*

40. Wilczyński W.; *Influence of Manufacturing Conditions of Magnetic Cores (Stators/Rotors of Electrical Motors) on Their Magnetic Properties* – SMM 98 Conference 20 –22 April 1998, Barcelona, (referat zmówiony przez organizatorów konferencji).

41. Matuszak A.; *Wykrawalność blach prądnicowych,* Konferencja "25 lat Stalprodukt S.A. w Bochni", Bochnia – Krynica 1996, 87 – 93

42. Matuszak A.; *Wykrawalność izotropowych blach eletrotechnicznych w badaniach i praktyce,* III Konferencja Naukowo – Techniczna "Izotropowe blachy elektrotechniczne", Bartkowa 1984, 130 – 142

43. Wilczyński W., Matheisel Z.; *Nowe urządzenie pomiarowe do badania własności magnetycznych blach,* Krajowe Sympozjum Pomiarów Magnetycznych, Kielce, 18 –20 września 1985, Materiały z Sympozjum, 241 – 248

44. Mikulec M., Havlicek V., Viglasz V., Cech D.; *Comparison of loss measurements on sheets and strips,* SMM 6 Conferece Eger 1983

45. Viglasz V., Mikulec M.; *Possibilities of the Single Strip Measurements,* Journal of Magnet. and Magnet. 19, 1980, 263 – 266

46. Beckley J., Porter C.H., Snell D.; *On Line Single Sheet and Epstein Power Loss Testing, ,* Journal of Magnet. and Magnet. 26, 1982, 168 – 175

47. Zawada A., Matuszak A.; *Opracowanie metod i ocena tymi metodami wykrawalności blach prądnicowych produkcji KMHiL,* IV Konferencja Naukowo – Techniczna "Blachy Elektrotechniczne", Kraków – Koninki 1989, 90 –111

48. Rożniakowski K.; *Laserowa modyfikacja właściwości magnetycznych stali elektrotechnicznych,* Materiały VII Krajowej Szkoły Optotechniki "Laserowe Technologie Obróbki Materiałów", Gdańsk 1994, 283.

49. Skopec A., Wilczyński W.; *Wewnętrzny efekt naskórkowy nagrzewania indukcyjnego w procesie odprężania cieplnego strefy zębowo – żłobkowej pakietów stojanowych silników elektrycznych,* II Konferencja "Postępy w Elektrotechnologii, Szklarska Poręba 1994, 249 - 255

50. Wilczyński W.; *Regeneracja właściwości magnetycznych strefy zębowo - żłobkowej rdzeni stojanowych,* Przegląd Elektrotechniczny nr 1, 1996, 17 - 20

51. P.G. Simson B.Sc., A.M.A.I.E.E., A.M.I.E.E. - *Induction Heating, Coil and System Design,* Copyright 1960 by McGraw - Hill Book Company Inc.

52. Skoczkowski T.; *Nagrzewanie indukcyjne,* Przegląd Elektrotechniczny nr 10 1996, 253-259

53. Dąbrowski M., Zgodziński T., *Some effects of Unidirectional Stress in Si – Fe Sheets,* Physica Scripta Scandinavica, 1989, vol. 40, 514 – 517.

54. Skopec A., Stec C., *Strict Solution of Boundary Condition Problem in Multidomain Ferromagnetic Model*, International Conference on Fundamentals of Electrotechnics and Circuit Theory, XXIII s. 57-62, 2000.*New concept of compensated domain – pair aggregate in ferromagnetic model,* International Conference on Fundamentals of Electrotechnics and Circuit Theory, XXV, 2002,

55. Tiberto P., Basso V., Beatrice C., Bertotti G.: *Histeresis properties of conventionally annealed and Joule-Heated nanocrystalline* $Fe_{73,5}Cu_1Nb_3Si_{13,5}B_9$ *alloys*, J. Magn. Magn. Mater. vol.160 1996, 271-272

56. Allia P., Bavicco M., Knobel M., Tiberto P., Vinoi F.: *Soft nanocrystalline ferromagnetic alloys with improved ductility obtained through dc Joule heating of amorphous ribbons*, J. Magn. Magn. Mater. 133, pp. 243-247, 1994

57. Herzer G.: *Grain size dependence of coercivity and permeability in nanocrystelline ferromagnets,* IEEE Trans. Magn., vol. 26, No. 5, pp. 1397-1402, 1990

58. Kulik T., Matyja H.: *Effect of flash - and furnance annealing on the magnetic and mechanical properties of metallic glasses*, Mater. Sci. Eng., A133, pp. 232-235, 1988

59. Gonzalez J., Vazquez M., Barandiaran J.M., Hernando A.: *Effect of current annealing on the hysteresis loop of amorphous alloys,* J. Appl. Phys., 21, pp. 162-167, 1988

60. Huang D.R., James C.M.Li: *High frequency magnetic properties of an amorphous $Fe_{78}B_{13}Si_9$ ribbon improved by a.c. Joule heating*, Mater. Sci. Eng., A133, pp. 209-212, 1991

61. Hasegawa N., Makino A., Inoue A., Masumoto T.: *Magnetic domain structure and microstructure of revealed by Lorentz electron microscopy*, J. Magn. Magn. Mater. vol.160 1996, 251-252

62. Moses A.J., *Improved performance and implementation of soft magnetic material for energy saving,* EoI (EFFMAGMAT) 2002, Sixth Framework Programme

63. Kojdecki M., A., *Determination of real crystal structure characteristics from X-ray diffraction line profiles,* Int. J. of Appl. Electromagnetics in Mater. 2 (1991), p. 147-159.

64. Soiński M., *Magnetycznie miękkie taśmy mikrokrystaliczne 6,5% Si-Fe i ich zastosowanie,* Wiadomości Elektrotechniczne 1999, nr 11, 594-599.

65. Rygał R., Moses A.J., Derebasi N., Schneider J., Schoppa A., *Influence of cutting stress on magnetic field and flux density distribution in non-oriented electrical steels,* J. Magn. Magn. Mater. 215-216 (2000) 687-689.

66. Moses A.J., Derebasi N., Loisos G., Schoppa A., *Aspects of the cut-edge effect stress on the power loss and flux density distribution in electrical steel sheets,* J. Magn. Magn. Mater. 215-216 (2000) 690-692.

67. Dupre L.R., Fiorillo F., Melkebeek J., Rietto A.M. Appino C., *Loss versus cutting angle in grain – oriented Fe – Si laminations,* J. Magn. Magn. Mater. 215-216 (2000) 112-114.

68. Schoppa A., Schneider J., Wuppermann C.,D., *Influence of the manufacturing process on the magnetic properties of non-oriented electrical steels,* J. Magn. Magn. Mater. 215-216 (2000) 74-78.

69. Schoppa A., Schneider J., Roth J.-O., *Influence of the cutting process on the magnetic properties of non-oriented electrical steels,* J. Magn. Magn. Mater. 215-216 (2000) 100-102.

70. Chevalier T., Kedous-Lebouc A., Cornut B., *Influence of electrical sheet with on dynamic magnetic properties,* J. Magn. Magn. Mater. 215-216 (2000) 623-625.

71. Matheisel Z., Sępichowska A., Kownacki K., *Uproszczona obróbka cieplna wykrojów z blachy bezkrzemowej,* Patent

72. Matheisel Z. Wilczyński W. *Badanie właściwości magnetycznych wirników i wykonanie 4 typów nabiegunników na magneśnicę sondy wirnikowej do kontroli międzyoperacyjnej magnetowodów silnika indukcyjnego serii „h" prod. FSE „Besel",* Dokumentacja Techniczna B1011005026930905 IEL/OW 1990.

73. Sępichowska A. *Uproszczona obróbka cieplna wykrojów magnetowodów z blachy elektrotechnicznej bezkrzemowej,* III Konferencja Techniczna – Izotropowe Blachy Elektrotechniczne, Bartkowa 1984, s. 89 – 93.

74. Wilczyński W. Sępichowska A., *Indukcyjna obróbka cieplna wykrojów blach. Opracowanie założeń technologicznych,* Dokumentacja Techniczna IEL/OW 5TO 18005026909856, 1985.

75. Kownacki K., *Analiza możliwości zastosowania uproszczonej obróbki cieplnej wykrojów wirnika z blach bezkrzemowych w silnikach indukcyjnych,* Raport CS4 – 058614 Komel BOBRME, 1986.

76. Wilczyński W. *Energo – i materiałooszczędna obróbka cieplna magnetowodów silników elektrycznych,* CPBR nr 5.7 Dokumentacja Techniczna A5034008026905 1991.

77. Marciniak Z., *Konstrukcja wykrojników,* Warszawa WNT 1971.

78. Matheisel Z., *Blachy elektrotechniczne walcowano na zimno*, WNT Warszawa 1973.

79. Klimpel A., *Spawanie zgrzewanie i cięcie metali, technologie,* WNT Warszawa 1999.

80. Kuryłowicz J. *Badania materiałów magnetycznych,* WNT Warszawa 1962.

81. Nałęcz M. , Jaworski J. *Miernictwo magnetyczne,* WNT Warszawa 1968.

82. Matheisel Z. Wilczyński W. Nowak J. *Powtarzalność pomiaru charakterystyk magnesowania blach magnetycznych w niejednorodnym obwodzie probierczym,* Normalizacja Nr 2 – 3 1991.

83. Bajorek J. *Wpływ sposobu magnesowania ferromagnetyka na jednorodność stanu jej namagnesowania,* Materiały Konferencyjne IV Krajowego Sympozjum Pomiarów Magnetycznych, Kielce 1994, 25 –31.

84. Pfützner H., *Fundamental aspects of measuring field quantities and losses in anisotropic soft magnetic materials,* JSAEM 1993, p. 57 – 69.

85. Salz W., Hempel K.A. *Which field sensors are suitable for a rotating flux apparatus?,* Proceedings of the Second International Workshop on Two – Dimensional Magnetic Measurement and its properties, Oita 31.01 – 01.02.1992, p 117 – 126.

86. Nicholson P.I., So M.H., Meydan T., Moses A.J., *Non – destructive surface inspection system for steel and other ferromagnetic materials using magneto – resistive sensors,* J. Magn. Magn. Mater. 160, 1996, 162.

87. Bajorek J., *Współczesne możliwości pomiaru przenikalności i stratności blach elektrotechnicznych,* Materiały Konferencyjne VI Krajowego Sympozjum Pomiarów Magnetycznych, Kielce 2000, 20 – 29.

88. Busak A., Rowe D. M., Anayi F., J., *Thin film sensors for magnetic flux and loss measurements,* J. Magn. Magn. Mater. 160, 1996, 197 – 199.

89. Derlecki S., *Analiza właściwości przetworników szczytowej wartości prądu magnesującego,* III Krajowe Sympozjum Pomiarów Magnetycznych, Kielce 1991, 67 – 72.

90. Nowak J., *Przyrządy z przetwornikami A/C o podwójnym całkowaniu do badania materiałów magnetycznych w przemiennych polach magnetycznych,* III Krajowe Sympozjum Pomiarów Magnetycznych, Kielce 1991, 209 – 215.

91. Dąbrowski M., *Pomiar stratności magnetycznej blach ferromagnetycznych – rozwój metod,* IV Krajowe Sympozjum Pomiarów Magnetycznych, Kielce 1994, 55 –70.

92. Dąbrowski M., Kozłowski M., *Dokładność wyznaczania stratności blach ferromagnetycznych za pomocą metody watomierzowej,* IV Krajowe Sympozjum Pomiarów Magnetycznych, Kielce 1994, 71 –81.

93. *Soft Magnetic Materials – Fundamentals, Alloys, Properties, Products, Applications,* The Vacuumschmelze Handbook Siemens Aktiengesellschaft; Heyden & Son Ltd 1979.

94. Heck C., *Magnetic Materials and their Applications,* London Butterworths 1974.

95. Dąbrowski M. *Analiza obwodów magnetycznych – straty mocy w obwodach,* PWN Warszawa 1981.

96. *STABOCOR® ORSI® Das umfassende Program an nichtkornorientierten und kornorientierten Elektroblechsorten* Katalog EBG Bochum.

97. Stec T.F., *Materiały Metglas 2605S i 2605TCA w zastosowaniu do wirujących maszyn elektrycznych,* II Konferencja „Obwody magnetyczne maszyn wirujących" PKM Częstochowa 1994.

98. *Elektrotechniczne blachy i taśmy ze stali krzemowej* – katalog Stalprodukt S.A. Bochnia, 11. 1998.

99. Carlberg M. *The punching of electrical steels,* Surahammars Bruks AB, Stockholm, 1971,

100. Schmidt K.H. *Influence of punching on the magnetic properties of electric steel with 1% silicon,* J. Magn. Magn. Mater. 2 (1976) 136 – 150.

101. Nakata T., Nakano K., Kawahara K., *Effect of stress due to cutting on magnetic characteristics of silicon steel,* IEEE Trans. Magn. In Japan 7 (6) 1992, 453 – 457.

102. Bakoń T. *Pomiary parametrów magnetycznych nieorientowanych blach elektrotechnicznych przeznaczonych do budowy części wirujących maszyn elektrycznych,* VI Krajowe Sympozjum Pomiarów Magnetycznych, Kielce 2001, 39 – 48

103. Wilczyński W. Szubzda B. Talik S. Lipiec W. *Aspects of the punching and laser cutting effect on the power losses and flux density distribution in electrical steel,* zgłoszony do J. Magn. Magn. Mater

104. Wilczyński W., *Influence of Magnetic Circuit Production for Their Magnetic Properties,* zgłoszony do J. Mater. Sc.

105. Naitoh Y., Bitoh T., Hatanai T., Makino A., Inoue A., *Application of nanocrystalline soft magnetic Fe-M-B (M=Zr, Nb) alloys to choke coils,* J. of Applied Physics, vol.83, no 11, 1998, 6332- 6334.

106. Baudouin P., Houbaert Y., *Effect of laser and mechanical cutting on the magnetic properties of non-oriented electrical steel,* Przegląd Elektrotechniki nr 3, 2003, 154-159.

107. Bertotti G. *General properties of power losses in soft ferromagnetic materials,* IEEE Trans. Magn.24, (1) 1988, 621 – 630.

108. Kozłowska A. *Doświadczalny podział stratności blach z uwzględnieniem anomalii,* IV Krajowe Sympozjum Pomiarów Magnetycznych, Kielce 1994, 145 – 151.

109. Groyecki J. *Blachy elektrotechniczne i ich produkcja w Polsce,* Przegląd Elektrotechniki nr 3, 2003, 177 – 180.

110. Całka A., Dmowska W., *Szkło metaliczne – nowy materiał dla elektrotechniki i elektroniki,* Wiadomości Elektrotechniczne 1983, nr 7, 193 –200.

111. Bajorek J. *Komputerowy system pomiaru dynamicznych właściwości magnetycznych materiałów magnetycznie miękkich,* IV Krajowe Sympozjum Pomiarów Magnetycznych Kielce 1994, 33 – 39.

112. *Standard Specification for Flat – Rolled Grain – Oriented, Silicon – Iron, Electrical Steel, Fully Processed Types* A 876/A 876M – 98.

113. Matheisel Z. Wilczyński W. Nowak J. *Badanie właściwości magnetycznych pojedynczych arkuszy blach elektrotechnicznych,* III Krajowe Sympozjum Pomiarów Magnetycznych Kielce 1991, 163 – 167.

114. Kurdziel R. *Podstawy elektrotechniki,* WNT Warszawa 1972.

115. Tumański S. Liszka A. *The methods and devices for scanning of magnetic fields,* J. Magn. Magn. Mater. 242 - 245 (2002) 1253-1256.

116. Tumański S. Bakon T. *Measuring system for two-dimensional testing of electrical steel,* J. Magn. Magn. Mater. 223, (2001) 315 – 325.

117. Wilczyński W., Szczygłowski J., Roman A., , Szubzda B., *Nowoczesne materiały magnetyczne miękkie w magnetowodach przetworników elektromagnetycznych*,

IV Konferencja Naukowa „Postępy w Elektrotechnologii", Jamrozowa Polana 2000, Prace Naukowe Instytutu Podstaw Elektrotechniki i Elektrotechnologii PWr., nr 37, seria: Konferencje nr 12, s. 121-128.

118. Wilczyński W., Krawczyk A., Szczygłowski J., Roman A., *Modern Soft Magnetic Materials in Magnetic Circuits of Electromechanical Convertes*, Międzynarodowe XII Sympozjum Mikromaszyny i Serwonapędy, Kamień Pomorski,10-14.09.2000, Mat. Konf. s.153-160.

119. Pluta W., Soiński M., „*Straty rotacyjne w blachach elektrotechnicznych*", Konferencja Naukowo-Techniczna STALPRODUKT S.A., Bochnia-Krynica, wrzesień 1996, str.81-86.

120. Anuszczyk J.: *„Analiza rozkładu indukcji i strat mocy przy przemagnesowywaniu obrotowym w obwodach magnetycznych maszyn elektrycznych"* Zeszyty Naukowe Politechniki Łódzkiej Nr 629, Rozprawy Naukowe z. 158, Łódź 1991

121. Wilczyński W. Soiński M., Pluta W., Talik S., Szubzda B., *"Relation between rotational and alternating losses in electrical steel Fe-Si"* EMMA Grenoble JEMS' 01, 2001, A 054.

122. Kochmann T. *Relationship between rotational and alternating losses in electrical steel sheets,* J. Magn. Magn. Mater. 160 (1996) 145-146.

123. Iuchi T., Yamaguchi S., Ichiyama T., Nakamura M., Ishimoto T., Kuroki K., *Laser processing for reducing core loss of grain oriented silicon steel,* J. Appl. Phys. 1982, vol. 53, nr 3, 2410 – 2412

124. Pfuzner H., Zehetbauer M., *On the mechanism of domain refinement due to scratching,* Jpn. J. Appl. Phys. 1982, vol. 21,nr 9. L580 – L582.

125. Kulik T., Vlasak G., Żuberek R., *Correlation between microstructure and magnetic properties of amorphous and nanocrystalline* $Fe_{73,5}Cu_1Nb_3Si_{16,5}B_6$ *,* Mater. Sci. Eng. A226-228 (1997) 594-602.

126. Kulik T., *Nanokrystaliczne materiały magnetycznie miękkie otrzymywane przez krystalizację szkieł metalicznych,* Prace Naukowe Politechniki Warszawskiej z. 7, 1998.

127. Yoshizawa Y., Oguma S., Yamauchi K., *New Fe-based soft magnetic materials alloys composed of ultrafine grain structure,* J. Appl. Phys., 64 (1988) 6044 – 6046.

128. Lachowicz H., *Nanocrystalline magnets-novel materials for application and basic research,* Electro Technology, 28 (1995) 215-240.

129. Schoppa A., Schneider J., Wuppermann C.-D., Bakon T., *Influence of welding and sticking of laminations on the magnetic properties of non-oriented electrical steels*, J. Magn. Magn. Mater. 254-255 (2003) 367-369.

130. Schoppa A., Louis H., Pude F., von Rad Ch. *Influence of abrasive waterjet-cutting on the magnetic properties of non-oriented electrical steels*, J. Magn. Magn. Mater. 254-255 (2003) 370 -372.

131. Wilczyński W., Kaleta J., Wiewiórski P. Skopec A., *Effects of stress due to punching and laser cutting on magnetic characteristics of silicon steel,* zgloszony do J. Magn. Magn. Mater

132. Wilczyński W., Skopec A., Matheisel Z., *Wewnętrzny efekt naskórkowy podczas odprężania cieplnego strefy zębowo – żłobkowej pakietów stojana,* Raport końcowy z projektu badawczego KBN nr 8 S502 052 07, 1995.

133. Lachowicz H., *Zastosowanie metalicznych taśm amorficznych w przyrządach i urządzeniach elektronicznych,* I Krajowe Seminarium nt. Magnetyczne Materiały Amorficzne, Warszawa 1983 (materiały konferencyjne s. 100-120).

134. Brailsford F. *Materiały magnetyczne*, PWN Warszawa 1964.

135. Wilczyński W. Szczygłowski J. Roman A., *Wpływ procesów wytwarzania obwodów magnetycznych maszyn elektrycznych na ich właściwości magnetyczne,* Przegląd Elektrotechniki, 5s, 2002, 200-209.

136. Tumański S., *A multi-coil sensor for tangential magnetic field investigations,* J. Magn. Magn. Mater. 242-245, (P2), 2002, 1153 – 1156.

137. Skopec A., Wilczyński W., *Relief annealing of the tooth – and – slot area of electric motors stator,* Proceedings of the 2 nd International Scientific and Technical Conference Unconventional Electromechanical and Electrotechnical Systems 15 – 17 December, Szczecin and Międzyzdroje, vol. 3. 943 – 948.

138. GUM – *Wyrażenie niepewności pomiaru. Przewodnik.* Wyd. polskie 1999 (tłumaczenie: *Guide to the Expression of Uncertainly in Measurement* – International Organization for Standadization 1995)

139. Brenaud P. Markov chains, Springer, 1999.

140. Informacja własna z Alstom Powers Generators.

141. Skopec A., Stec Cz., *Modyfikacje modelu wielodomenowego ferromagnetyka w aspekcie interpretacji nieliniowości charakterystyki magnesowania*, Seminarium z Podstaw Elektrotechniki i Teorii Obwodów PAN, III s. 83-87, 1997.

142. Skopec A., Stec Cz., *New concept of compensated domain – pair aggregate in ferromagnetic model,* International Conference on Fundamentals of Electrotechnics and Circuit Theory, XXV, 2002,

143. Skopec A., Stec Cz., *Problems of Saturation State in Multi-Domain Model of Ferromagnetic*, International Conference on Fundamentals of Electrotechnics and Circuit Theory, XXIV s. 43-46, 2001

144. Skopec A., Stec Cz., *Procedure for Separation of Hysteresis and Eddy-Current Power Losses in Multidomain Model of Ferromagnetic Material*, International Conference on Fundamentals of Electrotechnics and Circuit Theory, XXII s. 91-95, 1999.

145. Wilczyński W., Talik S., Szubzda B., *Wykrawanie taśm elektrotechnicznych za pomocą wykrojników i lasera,* VII Sympozjum Noukowo – Techniczne „ Elektrotechnologie w nowoczesnym przemyśle ” Bondary k.Białystok, 6-7.09.2001, s. 116-123.

146. Wilczyński W., Szubzda B., Talik S., Orłowski E., *Wpływ procesów wytwarzania obwodów magnetycznych maszyn elektrycznych na ich właściwości magnetyczne,* 5 Forum Techniczne, Problemy Wytwarzania Małych Maszyn Elektrycznych, Ustroń, 21-23.05.2001, Materiały Konferencyjne, s. 34-43.

147. LoBue M., Sasso C., Basso V., Fiorillo F., Bertotti G., *Power losses and magnetization process in Fe-Si non-oriented steels under tensile and compressive stress* J. Magn. Magn. Mater. 215 - 216, 2000, 124-126.

148. Dąbrowski M., *Straty mocy w rdzeniach składanych z wykrojów*, II Seminarium Wybrane zagadnienia Elektrotechniki i Elektroniki – WZEE 2001, Zeszyty Naukowe Wydziału Elektrotechniki i Automatyki Politechniki Gdańskiej, 16, 2001, 9 – 17.

149. Bitoh T., Makino A., Hatanai T., Inoue A., Masumoto T., *The relationship between the crystallization process and the soft magnetic properties of nanocrystalline Fe-M-B-Cu (M=Zr, Nb) alloy,* J. Appl. Phys. 81 (8) 1997, 4634-4636.

150. Bitoh T., Kojima A., Inoue A., Masumoto T., *Compositional dependence of the soft magnetic properties of the nanocrystalline Fe-Zr-Nb-B alloys with high magnetic flux density, ,* J. Appl. Phys. 87 (9) 2000, 7100-7102.

151. Wilczyński W., *Wpływ pól magnetycznych i cieplnych na własności magnetyczne izotropowych blach bezkrzemowych stosowanych w maszynach elektrycznych*, II Sumpozjum Młodych Naukowców SIELT 83.29-30.09.1983. Bułgaria, referat.

152. Wilczyński W., *Obróbka cieplna izotropowych blach bezkrzemowych w przemiennym polu magnetycznym.* Konferencja. „Izotropowe blachy elektrotechniczne. Borkowa 1984 s. 123-129.

153. Wilczyński W. Matheisel Z., *Nowe urządzenie pomiarowe do badania stratności oraz statycznych i dynamicznych charakterystyk na pojedynczych arkuszach blach,* Prace IEL nr 130 1984. s. 169-174.

154. Szczygłowski J., Roman A., Wilczyński W., *Wpływ częstotliwości i indukcji na stratność materiałów amorficznych i krystalicznych,* II Konferencja Naukowa „Postępy w elektrotechnologii". 4-5. 09. 1996. Szklarska Poręba. s. 141-144.

155. Wilczyński W. Matheisel Z., *Ustroistwo dla bystrogo kontrola kacestwa pakietov statorov indukcionnych dwigatielej.* IV Sympozjum Młodych Naukowców SIELT 87, 21-24. 10.1987. Warna, (referat).

156. Mielcarek W., Paściak G., Wilczyński W., *Subkrystaliczna struktura folii* $(FeCuNb)_{77,5}(SiB)_{22,5}$ II Konferencja Naukowa „Postępy w elektrotechnologii" 4-5. 09. 1996. Szklarska Poręba. s. 135-140.

157. Wilczyński W., *Odprężająco oksydująca obróbka cieplna z nagrzewaniem indukcyjnym wykrojów wirników ze stali bezkrzemowej*, IV Konferencja „Blachy elektrotechniczne". Kraków 1989. s. 83-89.

158. Soiński M. Roman A. Wilczyński W Szczygłowski J. *Ekranowanie silników elektrycznych małej mocy taśmami szkieł metalicznych,* Wiadomości Elektrotechniczne. 1988, nr 13/14, s. 258-259, rys. 2.

159. Matheisel Z. Wilczyński W., *Wpływ technologii wytwarzania na własności magnetyczne pakietów stojana,* Zeszyty Problemowe. „Maszyny Elektryczne" BOBRME Komel nr 44, 1990, s. 10-11.

160. Krajczyk L., Mielcarek W., Prociów K., Wilczyński W., *Rozkład wielkości krystalitów folii stopu żelaza*, XXXVIII Polish Crystallographic Meeting. Wrocław, Poland, 27-28.06.1996. s. 88-89.

161. Szczygłowski J. Wilczyński W., *Frequency and Induction Dependencies Losses in Amprphus and Crystalline Materials,* Proceedings of 6-th European Magnetic Materials and Applications Conference, Wiedeń. Austria. 1995, V1, s.123-131.

162. Szczygłowski J., Wilczyński W., Kopciuszewski P., Roman A., *Frequency and Induction Dependencies of Excess Losses in Fe-based and Co-based Amorphus Materials,* Proceedings of the Conferece Soft Magnetic Materials. 1997, Grenoble, Tpm/6A, s. 14-17.

163. Szczygłowski J., Kopciuszewski P., Wilczyński W., Roman A., *Energy losses in Fe-based and Co-based amorphous materials,* Materials Science and Engineering B75 2000, s. 13-16.

164. Szczygłowski J., Roman A., Krawczyk A., Misiak D., Wilczyński W., *Eddy current in nanocrystalline materials* - Digest of the 6th Poland-Japan Joint seminar, Hokaido University Sapporo 1-3.11.1999, Materiały Konferencyjne, s.32,

165. Szczygłowski J., Krawczyk A., Roman A., Kopciuszewski P., Kuźmiński M., Wilczyński W., *The use of bayesian analysis to the model of energy loss in magnetic materials*, Journal of Technical Physics, vol XLII nr 1/2001 (42, 1/2001), s. 115-121

166. Gawior W., *Techniczno – ekonomiczne aspekty zastosowania rdzeni amorficznych w transformatorach,* Krajowe Seminarium „Magnetycznie miękkie materiały amorficzne dla energetyki i elektroniki, Gliwice 09.06.1994.

167. Wilczyński W., Matheisel Z., *Wpływ technologii wytwarzania magnetowodów maszyn elektrycznych wirujących na właściwości gotowych pakietów zbadanych za pomocą sondy różnicowej,* referat na Krajowym Sympozjum Pomiarów Magnetycznych, Kielce, 18 –20 września 1985, Materiały z Sympozjum.

168. McQuade F., Moses AJ., Ling P.C.Y., *Correlation of internal stress and power loss with domain motion in strip wound magnetic cores,* J. Magn. Magn. Mater. 133, 1994, 136-139.

169. Soiński M., Wilczyński W. *Charakterystyki magnesowania cienkich taśm elektrotechnicznych,* III Krajowe Seminarium „Magnetyczne materiały amorficzne'' 19 - 21.11. 85. Kazimierz. s.47.

170. Wójcik N., Kolano R., Gawior W., *Wytwarzanie i kontrola właściwości rdzeni amorficznych materiałów magnetycznie miękkich w elektroenergetyce i elektronice,* Krajowe Seminarium „Magnetycznie miękkie materiały amorficzne dla energetyki i elektroniki, Gliwice 09.06.1994.

171. Soiński M.., Wilczyński W., *Fundamental properties of laminar magnetic circuit*, Pierwaja Mieżdunarodnaja Konferencja po bystroj zakalkie metaliczieskich spławow. 11-17. 05. 1987. Warna s. 137-138,

172. Sieradzki S. *Konstrukcyjne i technologiczne uwarunkowania budowy transformatora sieciowego olejowego z rdzeniem pięciokolumnowym z taśmy amorficznej,* Rozprawa doktorska, 1996.

173. Kolano R., Kolano – Buran A., *Magnetycznie miękkie materiały amorficzne i nanokrystaliczne – nowa generacja materiałów dla elektrotechniki,* Przegląd Elektrotechniki, 11, 2002 s. 241 – 248.

174. Soiński M., *Materiały magnetyczne w technice*, Biblioteka COSiW SEP, 2002.

175. Kedous-Lebouc A., Cornut B., Perrier J.C., Manfe Ph., Chevalier Th., *Punching influence on magnetic properties of the stator teeth of an induction motor,* J. Magn. Magn. Mater. 254 - 255 (2003) 124-126.

176. Pulnikov A., Baudouin P. Melkebeek J. *Induced stresses due to the mechanical cutting of non-oriented electrical steels,* J. Magn. Magn. Mater. 245 - 255 (2003) 355-357.

177. Emura M., Langraf F.,J.,G., Ross W., Barreta J.,R., *The influence of cutting technique on the magnetic properties of electrical steels,* J. Magn. Magn. Mater. 245 – 255 (2003) 358-360.

178. Pasek-Siurek H., Skiba J., *Zastosowanie rdzeni nanokrystalicznych w transformatorach impulsowych,* Przegląd Elektrotechniki 11, 2002, 248 – 252.

179. Hasiak M., Ciurzyńska W.H., Yamashiro Y., Fukunaga H., *Soft magnetic properties of amorphous and nanocrystalline* $Fe_{80}Zr_4Ti_3B_{12}Cu_1$ *alloy,* J. Magn. Magn. Mater. 245 - 255 (2003) 434-436.

180. Wilczyński W., Talik S., Szubzda B., *Porównanie wpływu wykrawania i cięcia laserem blach elektrotechnicznych na ich właściwości magnetyczne*, Przegląd Elektrotechniczny 3, 2003, 160-163.

181. Gyselink J., Vandevelde L., Melkebeek J., *Calculation of eddy currents and associated losses in electrical steel laminations,* IEEE Trans. Magn. vol. 35, pp 1191-1194, 1999.

182. Pereirinha P.G., Lemos Antunes C.F.R., *Generic abacus and analytical model for eddy current loss calculations in steel lamination derived from finite element numerical results in 2-D,* The Tenth Biennial IEEE Conference on Electromagnetic Field Computation CEFC 2002 Perugia, June 16-19 2002, 1-5.

183. Marco A., da Cunha, Sebastiao C. Paolinelli, *Effect of the annealing temperature on the structure and magnetic properties of 3% Si non-oriented steel,* J. Magn. Magn. Mater. 245 - 255 (2003), 379-381.

184. Baudouin P., De Wulf M., Kestens L., Houbaert Y., *The effect of the guillotine clearance on the magnetic properties of electrical steels,* J. Magn. Magn. Mater. 256, 2003, 32-40.

185. Wilczyński W., Schoppa A., Schneider J., *Influence of Magnetic Circuit Production for Their Magnetic Properties,* zgłoszony do J. Magn. Magn. Mater. (konferencja SMM 16)

186. Wilczyński W. Szubzda B. Talik S. Lipiec W., *Wpływ powłoki elektroizolacyjnej na powierzchni blach elektrotechnicznych na ich właściwości magnetyczne po wykrawaniu,* zgłoszony na konferencje Postępy w Elektrotechnologii 2003.

Rękopis dostarczono, dnia 31.01.2003 r.
Recenzenci: *prof. dr hab. inż. Bolesław Mazurek*
prof. dr hab. inż. Kazimierz Zakrzewski

THE INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL OPERATIONS ON THE MAGNETIC PROPERTIES OF ELECTRIC MOTOR CORES

Wiesław Wilczyński

SUMMARY: The thesis presents considerations related to some technological operations during the production of electric motor cores influencing their magnetic properties. Research has been done on a chosen grade of oriented and non-oriented electrical steels. The influence of punching and laser cutting and different ways of packeting on losses and magnetization curves has been investigated. The effects of punching and cutting have been researched by a normalized method, but for the effects of packeting in finished core stators and rotors of different sizes and shapes a special patented differential method have been developed. The research results of laser cutting are of are a special interest. These are one of the first such results in the world. Another achievement of the work is an analytical definition of the width for stress zone along the line of punching and cutting and a demonstration of the influence of different packeting ways on magnetic properties done by a research on stator and rotor finished packets.

Different possibilities of regeneration of lost magnetic properties by means of annealing of both whole packets and only these areas which have been the most stressed during the magnetic circuit production process (tooth-slot zone) are proposed.

Taking economic aspects into consideration, the measurements results permit to include into the applications only those operations, which ensure magnetic core production with the smallest possible deterioration of magnetic properties.

It has been affirmed that by applying an appropriate magnetic core processing and by taking care about technical culture one can minimize harmful effects, and appropriately selected annealing process permits to eliminate them completely or partly. The results of research make it possible to assess the influence of magnetic core production processing on their real magnetic properties and also the possibilities of regeneration by the appropriate annealing.

The ability to control the real magnetic properties by the annealing process for amorphous and nanocrystalline ribbons has been also confirmed. It should increase the interest and widen the application of these materials. The possibilities of correction of magnetic properties of amorphous and nanocrystalline ribbons by means of the annealing have been presented.

Dr Wiesław Wilczyński (ur. 1951) ukończył Wydział Matematyki Fizyki i Chemii (specjalność fizyka doświadczalna) na Uniwersytecie Wrocławskim w 1975 r. Tytuł doktora nauk technicznych uzyskał w 1983 r. na Wydziale Elektrycznym Politechniki Wrocławskiej. Od 1981 r. jest pracownikiem naukowym w Instytucie Elektrotechnicznym Oddział Technologii i Materiałoznawstwa Elektrotechnicznego we Wrocławiu (IEL/OW). Od początku do chwili obecnej zajmuje się materiałami magnetycznie miękkimi, ich zastosowaniem, badaniami, sposobami wytwarzania oraz wpływem technologii wytwarzania rdzeni magnetycznych na ich właściwości magnetyczne.

Jest autorem ponad 50 prac z zakresu materiałów magnetycznych i zastosowania pól magnetycznych oraz trzech patentów. Brał udział czynny na konferencjach zagranicznych i krajowych.

Od 1996 wykonuje badania właściwości magnetycznych materiałów magnetycznych w Akredytowanym Laboratorium Badawczym.

Od 1992 r pełni funkcje Kierownika Pracowni Materiałów Magnetycznych (z przerwą w 1997 – 2002), od 1995 Kierownika Zakładu Diagnostyki i Materiałoznawstwa, natomiast od 2000 r. Z-cy Dyrektora Oddziału ds. Współpracy z Przemysłem.

Członkiem SEP jest od 1985 r. Od 1996 pełni funkcję Przewodniczącego Polskiego Komitetu Materiałów Elektrotechnicznych SEP. Od 1998 jest członkiem Sekcji Elektrotechnologii Komitetu Elektrotechniki PAN.

Posiada odznaczenia i odznaki: Srebrnym Krzyżem Zasługi, Odznaka Zasłużony dla Instytutu Elektrotechniki, Srebrna i Złota odznaka SEP.

IEl, Warszawa 2003. Nakład 190+10 egz. Ark.wyd. 16. Ark.druk. 12. Pap.off. Kl.III. 80 g.
Oddano do druku w kwietniu 2003 r. Druk ukończono w maju 2003 r.
Redakcja i druk - Sekcja Wydawnictw i Reprografii
Zam.. 5/2003 Indeks nr 37656