

Warstwa wierzchnia i jej modelowanie

Grzegorz Starzyński, IPPT PAN

1. Warstwa wierzchnia – wprowadzenie

Warstwa wierzchnia nurtowała naukowców od bardzo dawna, choć zapewne stosunkowo niedawno rozpoczęto nadawanie jej normatywnej postaci. Dlaczego tak jest? Głównie ze względu na specyficzną i nie do końca zdefiniowaną jej strukturę. Nie wiadomo gdzie się zaczyna i często nie wiadomo gdzie się kończy. Czy powierzchnia to jeszcze warstwa wierzchnia, czy należy rozpatrywać ją jako oddzielny twór? No i problem skali – w zależności od tego jakiego przyrządu użyjemy do obserwacji (np. mikroskop optyczny lub mikroskop elektronowy) otrzymamy zupełnie inny obraz warstwy.

Co to jest warstwa wierzchnia?

Warstwa wierzchnia jest wszędzie – natura wyposażyla w nią wszystkie żywe organizmy. Skóra człowieka, łuski ryby, kora drzew to tylko niektóre tego przykłady. Czy zatem nie ma elementu bez warstwy wierzchniej? Nie ma, bo sam fakt istnienia geometrycznej powierzchni, granicy, końca elementu utworzonego z jednorodnego materiału wymusza istnienie warstwy wierzchniej.

Przeprowadźmy myślowy eksperyment: weźmy bryłę metalu w której atomy są w stanie równowagi, czyli zajmują położenie odpowiadające równowadze sił międzyatomowych przy danej energii wewnętrznej bryły. Żeby można było zaniedbać wpływ otoczenia przyjmijmy, że bryła znajduje się w próżni. Rozetnijmy (nadal myślowo) tę bryłę i rozdzielmy powstałe części. Bezpośrednio po rozcięciu, atomy znajdujące się na nowo powstałej powierzchni przestają być w równowadze – stan taki jest nie do przyjęcia z punktu widzenia praw fizyki, więc atomy zaczną się przemieszczać, aby zająć nowe miejsca w nowym stanie równowagi. Jednak znacząco przemieszczą się tylko atomy z pierwszych kilku warstw atomowych, reszta pozostanie na dawnych miejscach lub zmiany będą nieznaczące. W ten sposób, z samego faktu istnienia powierzchni ograniczającej bryłę materiału, wynika istnienie warstwy wierzchniej, gdyż inne położenia atomów pociągają za sobą lokalne zmiany parametrów sieci krystalicznej, to z kolei spowoduje zmianę wartości sił międzyatomowych a więc zmianę własności fizycznych. Tak powstaje twór nazywany niekiedy *fizyczną warstwą wierzchnią* lub *naturalną warstwą wierzchnią*. Jeżeli ów myślowy eksperyment przeprowadzilibyśmy w realnych warunkach, należałoby uwzględnić środowisko, które, wykorzystując fizycznie czystą powierzchnię, spowodowałoby natychmiastową reakcję chemiczną atomów otoczenia z atomami metalu. Powstałaby wówczas cieniutka, rzędu kilku angstromów warstwa tlenków, azotków siarczków.... Rozumowanie to prowadzi również do podstawowego stwierdzenia, że istnienie warstwy wierzchniej nierozdzielnie (w sensie dosłownym i przenośnym) związane jest z powierzchnią.

Czy zawsze istnienie tak pojętej warstwy jest istotne w naszych rozważaniach, i czy warto poświęcać tyle miejsca na tego typu „myślowe eksperymenty”? Bezwzględnie tak, bo pozwalają nam one zrozumieć istotę fizyczną warstwy wierzchniej i zrozumieć, że fakt iż 80-90% uszkodzeń zaczyna się właśnie na powierzchni lub bezpośrednio pod nią nie jest przypadkiem lecz wynika z fizycznych podstaw. Dlatego tak istotne jest dbanie przede wszystkim o jakość warstwy wierzchniej i powierzchni produkowanego przedmiotu. Jest to bezpośredni powód tworzenia warstw wierzchnich, które podwyższałyby odporność materiału na zewnętrzne obciążenia. Taką warstwę nazywamy *technologiczną warstwą wierzchnią*.

Podstawowa charakterystyka technologicznej warstwy wierzchniej

Definicja technologicznej warstwy wierzchniej (TWW) a więc warstwy świadomie utworzonej przez człowieka zawarta jest w normie (PN-87/M-04250) ale interpretacja tej definicji nie jest jednoznaczna. Dla potrzeb inżynierskich dobrą definicją jest następujące sformułowanie:

Warstwa wierzchnia to ta część materiału przylegająca do powierzchni wraz z powierzchnią, której własności fizyczne różnią się od reszty materiału nazywanego dalej rdzeniem.

Czy jest to ściśle? Nie do końca, bo granica zmiany własności fizycznych zależy od dokładności ich pomiaru a zatem od obserwatora.

Podstawowa charakterystyka warstwy wierzchniej opisana w normie zawiera mierzalne i niemierzalne własności geometryczne powierzchni oraz własności fizyko – mechaniczne. Są to następujące dane:

- Profilogram nierówności powierzchni,
- Wykres liniowego udziału nośnego (krzywa nośności),
- Fotografie makro i mikrostruktury powierzchni,
- Fotografiją zglądu powierzchni
- Rozkład twardości w funkcji odległości od powierzchni,
- Rozkład naprężeń własnych w funkcji odległości od powierzchni.

Podstawowa charakterystyka TWW jest pewnym kompromisem między tym, co chcielibyśmy o warstwie wiedzieć, a co możemy realnie zmierzyć czy policzyć. Bardzo rozwinięta profilometria pozwala na precyzyjny i obszerny opis struktury geometrycznej powierzchni. Znacznie trudniej jest zmierzyć własności fizyczne warstwy, zwłaszcza, że ze względu na jej charakterystyczną budowę strefową występują w niej mniejsze lub większe gradienty praktycznie wszystkich własności sprężystych i plastycznych. I tu kompromisowym wyjściem okazał się pomiar twardości w funkcji odległości od powierzchni. Od wielu lat podejmowane są próby wyznaczenia granicy plastyczności na podstawie pomiarów twardości lub całej krzywej rozciągania na podstawie wciskania penetratora. Znaczący postęp w tej dziedzinie nastąpił dopiero pod koniec lat dziewięćdziesiątych, gdy do rozwiązania tego problemu zastosowano równolegle numeryczną metodę elementów skończonych i precyzyjne mikro- i nanoindentytory, czyli urządzenia pozwalające na ciągły pomiar zależności wgłębienie – siła. Jednak pełne rozwiązanie problemu znalezienia krzywej umocnienia w obszarze plastycznym dla warstwy wierzchniej ciągle nie zostało przedstawione [18,19].

Kolejnym elementem w charakterystyce TWW jest rozkład naprężeń własnych. I tu rodzi się kolejne pytanie, czy część materiału, która różni się od reszty *wyłącznie* naprężeniami własnymi jest warstwą wierzchnią w rozumieniu podanej wyżej definicji? Ja uważam, że tak choć oczywiście można dyskutować, czy naprężenia własne mieszczą się w pojęciu „własności fizyczne”, choć w oczywisty sposób są związane ze zmianami zachodzącymi w materiale takimi jak zmiana parametru siatki krystalograficznej. Jednak w wielu przypadkach dla wygody takie przyjęcie jest zasadne.

Jak widać, charakterystyka ta jest w większym stopniu związana ze strukturą warstwy, jej budową i samą powierzchnią, niż z wielkościami mechanicznymi. Oprócz naprężeń własnych (gdzie bardzo rzadko podawane są rozkłady wszystkich składowych) nie można uzyskać innych danych (moduł sprężystości, granica plastyczności itp.). Wartość granicy plastyczności szacuje się na podstawie przebiegu krzywej mikrotwardości, a moduły sprężystości przez dokonanie innych badań. Niewątpliwą wadą przedstawionej w normie charakterystyki TWW jest to, że nie uwzględnia ona bezpośrednio cech ważnych z punktu widzenia użytkownika wytworzonej warstwy wierzchniej, a przecież przede wszystkim dlatego się tę warstwę tworzy. Cechy te to *odporność na zużycie, odporność na powstawanie korozji i wytrzymałość zmęczeniowa*.



W omawianej charakterystyce o strukturze materiału warstwy można wnioskować na podstawie fotografii zglądu powierzchni. Dobrym przykładem problemów jakie stają przed badaczem próbującym przedstawić strukturę w sposób mniej opisowy a bardziej sparametryzowany jest warstwa borowana (czyli poddana obróbce termochemicznej, w wyniku której od powierzchni w głąb materiału wdyfundowany zostaje bor i powstaje borek żelaza FeB o szczególnym kształcie igieł (rys.1). Nawet z pobieżnego spojrzenia na ten rysunek widać jak trudno jest zdefiniować koniec warstwy wierzchniej i początek rdzenia czyli pierwotnie użytej stali.

Rys. 1 Zgląd poprzeczny warstwy borowanej na stali. Widoczne charakterystyczne igły borków żelaza [2]

Technologiczna warstwa wierzchnia jest specjalnie ukształtowana przez człowieka dla określonych celów. W trakcie późniejszej eksploatacji warstwa ta ulega zmianie, zostaje modyfikowana przez proces eksploatacyjny. Jej stan i własności zostają zmienione i cały czas się zmieniają. Taką warstwę nazywamy *techniczną warstwą wierzchnią*.

Struktura geometryczna powierzchni

Pomiary 3D – kiedy i po co?

Analizując zawartość podstawowej charakterystyki warstwy wierzchniej nie sposób nie zauważyć, że dużą jej część zajmuje opis struktury geometrycznej powierzchni. W normie pomiar ten realizowany jest standardowymi profilometrami liniowymi 2D, które pozwalają uzyskać *profilogram* wynikający z jednego przejścia czujnika po powierzchni próbki. Po dalszej analizie matematycznej profilogramu otrzymujemy szereg parametrów opisujących powierzchnię, oraz krzywą nośności pozwalającą między innymi ocenić zachowanie się powierzchni poddanej obciążeniom kontaktowym.

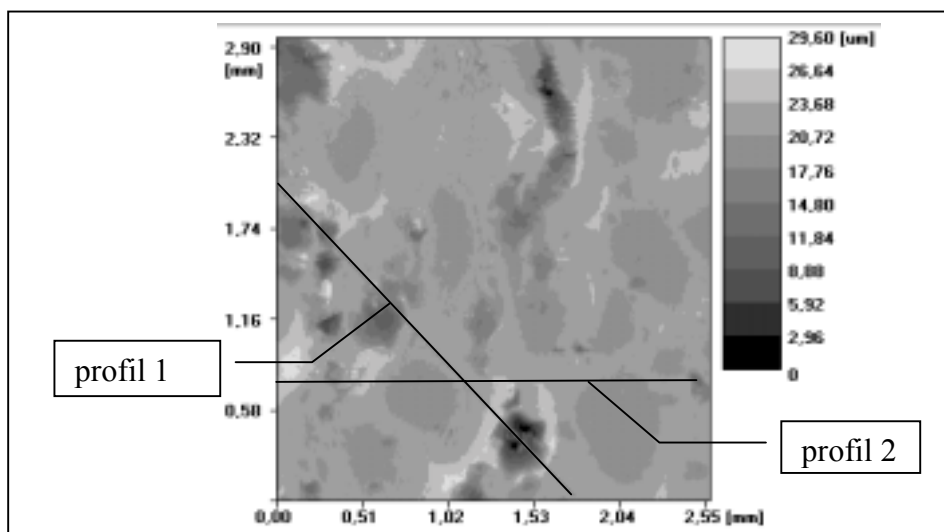
Od co najmniej kilkunastu lat badania struktury geometrycznej powierzchni rozszerzane są poprzez pomiar 3D czyli pomiar stereometryczny. Zamiast jednego profilogramu mierzy się ich wiele (kilkadziesiąt lub kilkaset, w zależności od potrzeb) a następnie, otrzymane w ten sposób dane o powierzchni przetwarzane są przez programy komputerowe. Otrzymujemy widoki, mapy konturowe, parametry i krzywą nośności dla całej powierzchni badanej, która może osiągać wymiary kilkunastu mm².

Istotnym problemem, jest ocena na ile pomiar stereometryczny jest lepszy, dokładniejszy i w związku z tym, kiedy należy się nim posługiwać, a kiedy, można pozostać przy wynikach uzyskanych z pomiaru liniowego. Pomiar stereometryczny z samej swej natury lepiej opisuje powierzchnię, jednak w wielu przypadkach zwykły pomiar oddaje jej parametry z wystarczającą dokładnością. Dotyczy to przede wszystkim powierzchni obrabianych w sposób powtarzalny, takich jak np. powierzchnia toczona. Przykład przedstawiony poniżej, pokaże jednak sytuację, kiedy wyniki obu pomiarów poważnie się różnią i pomiar stereometryczny jest niezbędny dla prawidłowego opisu geometrii

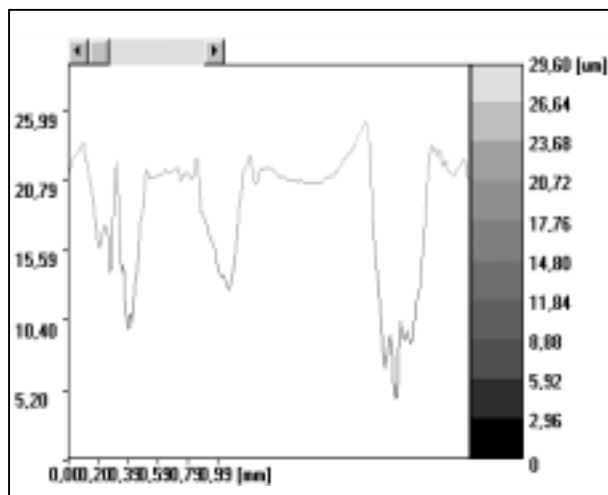
powierzchni, a dodatkowe rozszerzenie oprogramowania pozwala na szczegółowy opis wybranych fragmentów powierzchni.

Wyniki przedstawione poniżej, uzyskaliśmy w naszej Pracowni podczas badań nad warstwą elektronagniataną [1].

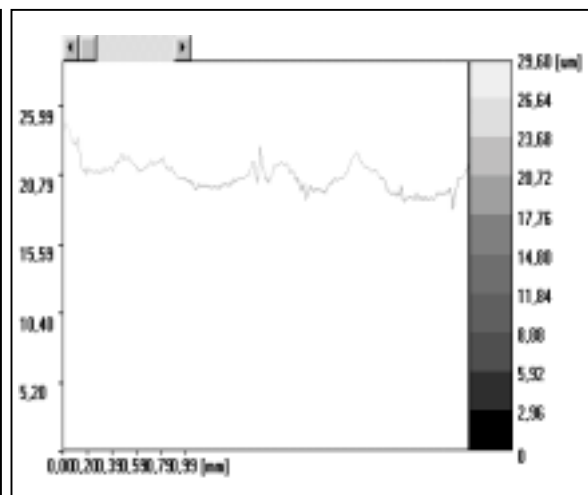
Charakterystyczne niecki związane z takim procesem dobrze widoczne są na mapie warstwicowej (rys.2), gdzie ponadto widać niewielką liczbę wgłębień (ciemne poletka) rozłożonych przypadkowo. Opracowany przez nas program umożliwia wybór dowolnej linii, wzdłuż której wyznaczony zostanie profil. Na rys. 3 i 4 przedstawiono dwa profile, które nie zostały uzyskane wprost z pomiaru profilometrycznego, (czyli pojedynczego pomiar wzdłuż osi x), lecz wyliczone z danych pomiaru skaningowego. Pozwala to na dokładną ocenę rozkładu nierówności dla wybranego fragmentu pola pomiarowego, a także manualne dopasowanie przebiegu profilu wzdłuż pożądanej linii. Jest to przykład jednego z wielu udogodnień i rozwinięć programu opisującego stereometrię powierzchni.



Rys. 2 Mapa warstwicowa z zaznaczonymi liniami pomiaru profili



Rys. 3. Profil wzdłuż linii 1 z rys. 2



Rys. 4. Profil wzdłuż linii 2 z rys. 2

Łatwo również zauważyć, że przy takiej topografii powierzchni zastosowanie zwykłego pomiaru profilometrycznego spowoduje zmianę parametrów chropowatości w stosunku do parametrów 3D. Jest to związane z mniejszą liczebnością danych uzyskiwanych z mierzonych

powierzchni i mniejszym prawdopodobieństwem pomiaru wgłębień o maksymalnej głębokości przy pomiarze 2D. Tabela poniżej (tab.1) przedstawia porównanie podstawowych parametrów uzyskanych z pomiaru 3D i dla standardowego (średnia z 5 profili) pomiaru 2D. Widać znaczące różnice we wszystkich parametrach.

Tab. 1 Porównanie wyników pomiarów 3D i 2D dla próbki elektronagniatanej [1].

pomiar	SR _a (R _a)	SR _q (R _q)	SR _{sk} (R _{sk})	SR _{ku} (R _{ku})	SR _p (R _p)	SR _v (R _v)
3D	1,45	2,35	-2,6	14,1	6,2	26,0
2D	1,20	1,90	-1,3	7,3	4,9	13,0

Wyniki stereometrycznych pomiarów struktury geometrycznej powierzchni po procesie nagniatania elektromechanicznego pozwoliły na ujawnienie specyficznych cech tych powierzchni, których nie odzwierciedlają standardowe pomiary profilometryczne. Do charakterystycznych cech można zaliczyć występowanie wierzchołków o charakterze *plateau*, dwóch rodzajów wgłębień: łagodnych, o charakterze niecek, oraz stromych o małych powierzchniach a także anizotropii powierzchni oraz dużej nośności dla małych zbliżeń.

Badanie struktury geometrycznej powierzchni jest ściśle związane z konstytuowaniem warstwy wierzchniej, gdyż każda obróbka powierzchniowa w mniejszym lub większym stopniu zmienia geometrię powierzchni.

2. Technologie wytwarzania

Istnieje bardzo wiele metod kształtowania warstwy wierzchniej pod kątem jej późniejszego użycia. Szeroki przegląd technik obróbki powierzchniowej można znaleźć w książce [3] Najogólniej podzielić je można na kilka grup, jakkolwiek niektóre techniki można zaliczyć do więcej niż jednej grupy (np. technika laserowa). Ponadto, w ostatnich czasach coraz częściej opracowuje się i bada technologie łączące w sobie różne rodzaje obróbek (np. elektronagniatanie, które łączy zwykle nagniatanie na zimno, z obróbką cieplną). Również nowoczesne techniki CVD, PVD i obróbki laserowej można różnie zakwalifikować. Dlatego też podział ten trzeba traktować bardzo ogólnie:

- obróbka mechaniczna (nagniatanie, kulkowanie, krążkowanie itp.),
- obróbka cieplno-chemiczna (warstwy dyfuzyjne),
- obróbka cieplna (warstwy hartowane), techniki CVD, PVD,
- techniki wiązkowe (implantacja jonów, obróbka laserowa),
- pokrycia (miedziowanie, niklowanie, chromowanie, cynkowanie itp.).

Warstwy jakie zostaną wytworzone w ramach wymienionych grup, charakteryzują się pewnymi wspólnymi własnościami strukturalnymi, chemicznymi i mechanicznymi, odmiennymi od rdzenia, na którym powstały. Grubości warstw zmieniają się od dziesiątych części μm dla warstw implantowanych do kilku mm dla hartowanych czy nagniatanych. Zmieniają się także własności mechaniczne oraz stan samej powierzchni. Istnieje zatem problem prawidłowego scharakteryzowania warstwy wierzchniej, pod kątem jej późniejszego użycia.

Obróbki mechaniczne

Do tych obróbek zaliczyć trzeba wszystkie technologie, które zmieniają stan warstwy w metodami mechanicznymi. Są to zatem różnego rodzaju nagniatania a także coraz popularniejsze ostatnio kulowanie. Warstwy wytworzone w wyniku tych obróbek charakteryzują się dużymi wartościami bezwzględnych maksymalnych naprężeń własnych oraz granicy plastyczności (we wszystkich przypadkach jest to wynik obróbki plastycznej), niewielkimi zmianami innych własności mechanicznych. Badania prowadzone przez

Przybylskiego [5] pokazują, że w zależności od rodzaju obróbki (nagniatanie oscylacyjne, krążkowanie i in.) można uzyskać warstwy o grubości od 25 μ m do ok. 0.5mm, w których naprężenia własne zmieniają się od -800MPa przy krążkowaniu do +300MPa przy szlifowaniu. Także późniejsza obróbka cieplna pozwala zmienić układ naprężeń własnych i podwyższyć minimalną wartość z -400 do -200MPa co uzyskano dla próbek walcowanych na głębokość 0.5mm. Pomiary twardości wskazują na ponad dwukrotny jej wzrost względem wartości początkowej, co wskazuje na dużą zmianę granicy plastyczności. Trzeba jeszcze pamiętać, że tego typu obróbki na ogół wprowadzają anizotropię w obszarze warstwy.

Obróbki ciepłno-chemiczne

Ich wynikiem są przede wszystkim warstwy wytworzone przez dyfuzyjne wprowadzanie obcego pierwiastka, który tworzy związki chemiczne (azotki, borki, tytanki itp.) o bardzo zróżnicowanych własnościach. Są to często warstwy bardzo twarde (borki, tytanki), ale też kruche (borki). Własności materiałowe tych warstw na ogół bardzo różnią się od własności rdzenia, a naprężenia własne mogą zmieniać się nawet dla danej warstwy przez inne zastosowanie temperatury obróbki lub po obróbce. Najbardziej spektakularnym przykładem tego może być warstwa borowana [2], której twardość zmienia się od 1100 do 1500HV1, a ekstremalne naprężenia własne, w zależności od późniejszej obróbki termicznej zmieniają się od -700 MPa do +250MPa dla tej samej próbki. Charakterystyczny dla warstw dyfuzyjnych jest fakt występowania ekstremum naprężeń własnych w pewnej odległości od powierzchni [6,7]. W warstwach tych oprócz znacznych zmian w naprężeniach własnych występuje podniesienie granicy plastyczności (związane ze zwiększeniem twardości) oraz często silna zmiana modułu Younga jak np. w warstwach borowanych, gdzie osiąga on wartość 300 GPa [2].

Obróbki cieplne

Najczęściej stosowaną obróbką jest w tej grupie hartowanie indukcyjne, wprowadzające zmiany własności na określonej głębokości. Może się ona zmieniać nawet do kilku- kilkunastu mm. Hartowanie podwyższa twardość materiału oraz wprowadza naprężenia własne. Do obróbek cieplnych zaliczyć można bardzo nowoczesne techniki osadzania próżniowego (CVD, PVD).

Technika CVD (*Chemical Vapour Deposition*) polegające na osadzaniu warstwy z fazy gazowej z udziałem reakcji chemicznych stosuje się dla wytworzenia warstw antyściernych i antykorozyjnych. Są to procesy wysokotemperaturowe pozwalające na wytworzenie takich warstw jak: węgiel tytanu TiC, azotek tytanu TiN, a także szeregu warstw wieloskładnikowych lub kompozytowych.

Techniki PVD (*Physical Vapour Deposition*) opierają się na wykorzystaniu różnych zjawisk fizycznych przebiegających w obniżonym ciśnieniu pozwalających na utworzenie się nowej warstwy. Powstaje ona w wyniku naporowania bądź napylenia uzyskanych wcześniej par metali lub stopów. Technika ta pozwala stworzyć bardzo zróżnicowane warstwy, przy użyciu najrozmaitszych pierwiastków. Charakteryzują się one na ogół dużą twardością, zwiększoną kruchością, odpornością na temperaturę i zużycie tribologiczne.

Techniki wiązkowe (implantacja, technika laserowa i elektronowa)

Wszystkie te techniki są stosunkowo nowymi metodami wzmacniania warstwy wierzchniej. Implantacja polega na wprowadzaniu w zewnętrzne obszary struktury materiału jonów innych pierwiastków. Proces ten nie odbywa się w podwyższonej temperaturze, natomiast wprowadzane jony są rozpędzane do dużych prędkości w wyniku czego uderzają w implantowany obiekt z dużą energią. Tu również głębokość wnikania obcych jonów jest oczywiście związana z ich energią, jednak nie przekracza kilku μ m [9]. Naprężenia wstępne

charakteryzują się bardzo silnym gradientem (dochodzącym do 1000MPa na długości 10 μ m [8]) i zalegają znacznie głębiej niż implantowany pierwiastek.

Obróbka laserowa jest, podobnie jak implantacja, nowym sposobem obrabiania powierzchni. Traktowanie powierzchni laserem powoduje lokalne silne rozgrzanie się materiału i zmiany jego własności. Zmiany te są związane z parametrami lasera (energiją, czasem trwania błysku i czasem przerw między błyskami, itp.). Obróbka laserowa może być dwójakiego rodzaju: hartowanie laserowe i stopowanie. W pierwszym przypadku stosuje się laser o mniejszej gęstości energii, tak aby nie dopuścić do przetopienia materiału a jedynie jego zahartowania. Drugi proces polega na wprowadzeniu do warstwy wierzchniej obrabianego przedmiotu pierwiastków stopowych (np. WC, lub stellit) w czasie topienia powierzchni wiązką laserową. Po zakrzepnięciu tworzy się warstwa o odmiennym składzie chemicznym, strukturze i własnościach [10,11]. W zależności od parametrów obróbki uzyskać można znaczne różnice w stanie końcowym materiału, np. ekstremalne naprężenia własne od -400MPa do 700MPa na grubości nawet do 0.4mm [12,13] i podwyższenie twardości z poziomu 200 μ H0.3 przed obróbką do 400 μ H dla stali zwykłej, 600 μ H dla średniej oraz 800 μ H dla hartowanej [13].

Pokrycia.

W odróżnieniu od wcześniej opisywanych metod, które charakteryzowały się płynnym przejściem własności warstwy do rdzenia, przy pokryciach istnieje bardzo widoczna granica tych dwóch obszarów. Dlatego też bardzo istotny, w przypadku pokryć jest stan naprężenia w obszarze kontaktu warstw, gdyż niewłaściwy stan naprężenia może spowodować delaminację (rozwarstwienie) już na początku pracy elementu. Własności materiałowe w warstwie i rdzeniu mogą się bardzo różnić ze względu na materiał pokrycia (np. miedź na stali).

3. Modelowanie warstwy wierzchniej

Własności użytkowe warstwy wierzchniej uzyskiwane są przez odpowiedni dobór materiałów i procesów technologicznych. Dobór ten wynika z fenomenologicznych związków między parametrami procesu technologicznego a uzyskanym stanem TWW czyli po prostu na podstawie doświadczeń. Związki przyczynowe między stanem TWW a jej własnościami użytkowymi oraz między parametrami procesu technologicznego a stanem TWW są tworzone w *modelach*.

Opis modelowy warstwy wierzchniej to kolejne wyzwanie dla badaczy, tym razem przede wszystkim teoretyków i numeryków. Podobnie jak powstawanie, istnienie oraz eksploatacja warstwy wierzchniej, składa się on z trzech w zasadzie oddzielnych problemów. Pierwszy to modelowanie procesu technologicznego powstawania, konstituowania warstwy a ponieważ technologii tworzących warstwę jest bardzo dużo, przed teoretykami staje problem opisu procesów mechanicznych (nagniatania, kulowania), procesów termicznych (hartowanie, obróbka laserowa) i termochemicznych (dyfuzje), procesów implantacji.... Można długo wymieniać.

Drugi problem to sam opis i identyfikacja parametrów warstwy wierzchniej po procesie technologicznym.

Gdy już mamy ukonstituowaną warstwę wierzchnią trzeba zamodelować proces jakiego będzie ona poddana w czasie eksploatacji i symulować zachowanie się elementu z warstwą w czasie tego procesu. Tu zakres możliwości jest mniejszy, ale mimo to też jest co wymieniać: opis procesu korozji, opis obciążania monotonicznego i zmęczeniowego, opis kontaktu dwóch powierzchni.....

Ponieważ niecelowe było by nawet skrótowe przedstawianie poszczególnych modeli, a nawet próba ich dość ogólnego scharakteryzowania, chciałbym przedstawić jeden model oraz wyniki jakie można, stosując go, uzyskać. Model teoretyczny wraz z programami komputerowymi umożliwiającymi jego wykorzystanie został opracowany w Pracowni Warstwy Wierzchniej IPPT PAN. Model opisuje ewolucję stanu naprężeń w warstwie wierzchniej utworzonej na walcu podczas cyklicznego obciążania. W ramach modelu został niezależnie rozwiązany analitycznie problem cyklicznego rozciągania – ściskania oraz skręcania.

Model i program obliczeniowy

Wykorzystanie metody elementów skończonych (MES) jakkolwiek bardzo przydatne i pomocne w wielu bardzo skomplikowanych przypadkach, jest kłopotliwe i uciążliwe gdy chodzi o szereg prostych elementów maszyn. Dlatego też wydaje się celowe wyznaczenie naprężeń w walcu z warstwą wierzchnią poddanemu odkształceniu osiowemu lub skręcaniu w postaci analitycznej. Jednym z założeń upraszczających, które ciągle obowiązuje w obliczeniach wytrzymałościowych elementów maszyn jest założenie o jednorodności materiału. Abstrahując od oczywistego faktu, że materiał jest niejednorodny w skali mikroskopowej, w obliczeniach elementów maszyn na ogół nie uwzględnia się niejednorodności występujących w skali makro, do których zaliczyć można technologiczną warstwę wierzchnią. Uwzględnienie przy projektowaniu elementów maszyn niejednorodności typu TWW implikuje potrzebę wyznaczania naprężeń w zakresie odkształceń sprężysto - plastycznych, które mogą występować w wybranych strefach warstwy. Lokalizacja uszkodzeń i odkształceń plastycznych zależy od przebiegu zmian modułu sprężystości, granicy plastyczności i naprężeń własnych. A zatem budowany model elementu z TWW musi umożliwiać poprawne wyznaczanie pól naprężeń w przypadku występowania odkształceń sprężysto - plastycznych.

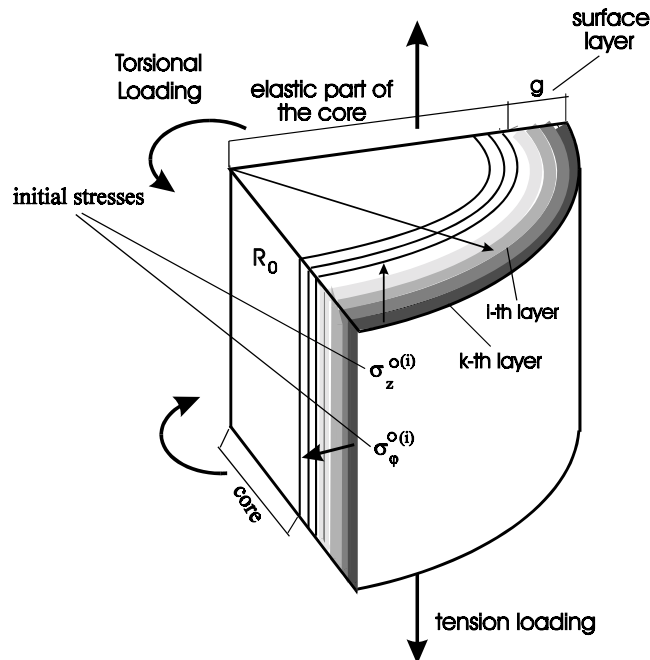
Prawidłowy opis elementu z warstwą wierzchnią, a w szczególności samej niejednorodnej warstwy, powinien uwzględniać możliwości zmian poszczególnych parametrów materiałowych warstwy w funkcji odległości od powierzchni. Zmiany te charakteryzują się na ogół ciągłą zmianą gradientu w obszarze warstwy wierzchniej, co w obliczeniach analitycznych nie jest możliwe do uwzględnienia. Aby móc rozwiązać problem rozciągania czy skręcania w warstwie proponujemy model polegający na dyskretyzacji przebiegu zmian własności materiałowych. Element walcowy z warstwą wierzchnią modelowany jest za pomocą jednorodnego walca i pewnej liczby cienkościennych, współosiowych powłok (rys.5) z uwzględnieniem ich wzajemnego oddziaływania. Własności materiałowe i naprężenia własne są stałe dla pojedynczej strefy, lecz mogą być różne dla różnych stref warstwy wierzchniej. Takie rozwiązanie dla procesu *rozciągania* zostało dokładnie opisane w pracy [14] a dla *skręcania* w [15].

Podstawowe założenia przyjęte w modelu teoretycznym i programie obliczeniowym są następujące:

- Powierzchnia walca nie podlega żadnym oddziaływaniom zewnętrznym.
- Wzdłuż długości walca nie zmieniają się własności materiałowe.
- Obciążenie wymuszane jest zadaniem kątem skręcania θ lub osiowym odkształceniem ϵ .
- W elemencie może występować stan własny naprężeń wynikający z obróbki technologicznej.
- W ramach warstwy mogą zmieniać się własności materiałowe.
- Materiał badanego walca traktujemy jako materiał sprężysto – plastyczny ze wzmocnieniem kinematycznie - izotropowym i warunkiem plastyczności Hubera - Missesa.

Przy formułowaniu równań opisujących obciążanie walca z warstwą wierzchnią przyjęliśmy ponadto następujące założenia:

- Równość odkształceń ε_z w powłokach i rdzeniu.
- Równość odkształceń ε_φ na granicach warstw.



Rys. 5 Dyskretyzacja walca z warstwą wierzchnią

Program obliczeniowy oparty jest na analitycznych rozwiązaniach problemu rozciągania - ściskania oraz skręcania osiowo-symetrycznej próbki z warstwą wierzchnią o zmiennych własnościach materiałowych i początkowych naprężeniach własnych. Zasada działania programu dla rozciągania i dla skręcania jest podobna, a różni się przede wszystkim układem równań opisującym rozciąganie lub skręcanie walca z warstwą wierzchnią. W wyniku obliczeń otrzymujemy dla każdej strefy warstwy naprężenia osiowe σ_z oraz obwodowe σ_φ w funkcji odkształcenia osiowego ε w procesie rozciągania oraz dodatkowo ścinające τ , w funkcji kąta Θ w procesie skręcania, a także wszystkie składowe naprężeń resztkowych po odciążeniu próbki. Proces aktualizacji danych realizowany jest przez wprowadzanie jako naprężeń wstępnych do każdego następnego półcyklu naprężeń resztkowych powstałych w wyniku poprzednich półcykli obciążeń. Historię obciążenia uwzględnia się również przez modyfikację parametrów opisujących własności plastyczne materiału rdzenia i warstwy wierzchniej w trakcie cyklicznego odkształcania. Pozwala to na symulacje monotonicznego oraz cyklicznego obciążania próbki z warstwą wierzchnią i wyznaczenie przebiegu zmian naprężeń w funkcji grubości walca i liczby cykli obciążenia. Zastosowanie w programie hipotez zmęczeniowych pozwala na oszacowanie liczby cykli do zniszczenia dla każdej strefy warstwy.

W przykładzie 1 program ten zostanie wykorzystany do symulacji zachowania się przykładowych próbek z technologicznymi warstwami wierzchnimi (hartowanie indukcyjne i nagniatanie), oraz symulacji wpływu tych warstw na stan naprężeń resztkowych, które pozostają po cyklicznym obciążaniu próbki. W przykładzie 2 pokażemy możliwość wykorzystania programu do obliczeń trwałości zmęczeniowej wałka z warstwą nagniataną.

Przykład 1.

Ewolucja naprężeń w warstwach nagniatanych i hartowanych

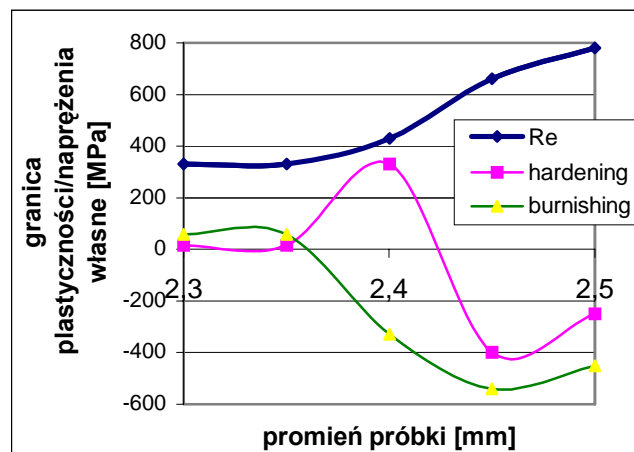
Dane wejściowe

Do symulacji cyklicznego skręcania wykorzystaliśmy bardzo dobrze opisaną w literaturze stal 45. Własności sprężyste, monotoniczne i cykliczne przedstawione są w tabeli 2.

Tabela 2. Własności monotoniczne i cykliczne stali 45.

Materiał	Własności sprężyste		Własności monotoniczne		Własności cykliczne	
	E [GPa]	ν	R_e [MPa]	R_m [MPa]	k' [MPa]	n'
stal 45	200	0.30	330	540	1067	0,193

Dla stworzenia różnych warstw wierzchnich wybrano dwa procesy technologiczne: nagniatanie i hartowanie indukcyjne. Wybrane one zostały dlatego, że przy odpowiednich parametrach można uzyskać podobne zmiany granicy plastyczności a zupełnie inny rozkład naprężeń własnych. W przypadku nagniatania naprężenia własne są ujemne w całym obszarze warstwy z minimum w niewielkiej odległości od powierzchni. Hartowanie wywołuje dodatkowo pojawienie się znacznego maksimum po stronie dodatnich naprężeń w środkowej części warstwy (rys. 6). Zakładamy, że przebieg naprężeń osiowych i obwodowych jest taki sam. Zakładamy również, że własności sprężyste w warstwach nie zmieniły się w wyniku obróbki i są takie same jak w rdzeniu. Jeśli chodzi o własności plastyczne, uwzględniamy zmianę granicy plastyczności natomiast dalsze wzmocnienie izotropowe i kinematyczne w warstwie i rdzeniu pozostają takie same.



Rys. 6 Rozkład granicy plastyczności R_e i naprężeń własnych po nagniataniu i hartowaniu

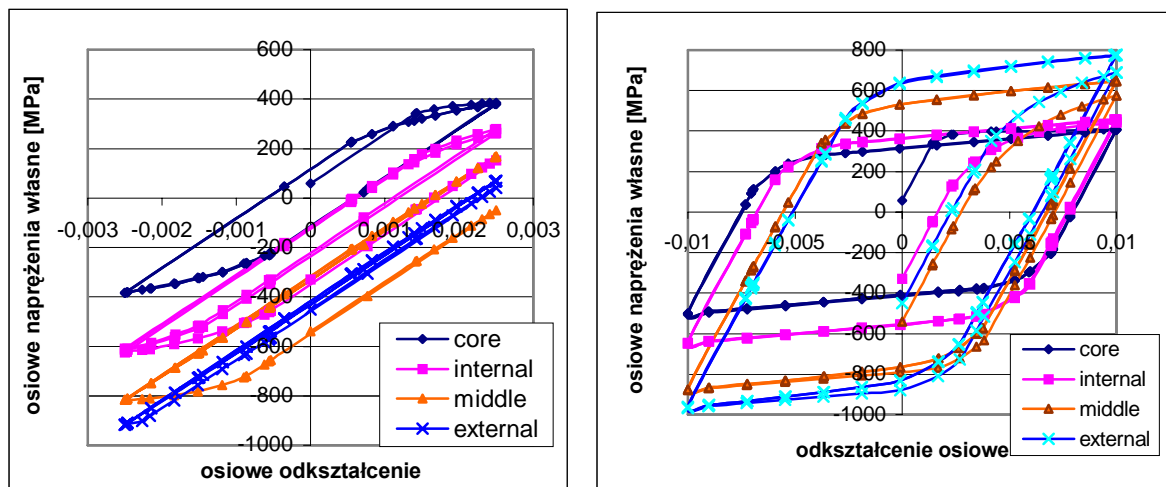
Do opisu warstwy zastosowany został model geometryczny w którym warstwa składa się z trzech stref (wewnętrznej, środkowej i zewnętrznej). Próbkę miała promień 2,5 mm a grubość warstwy wynosiła 0,15 mm (trzy strefy po 0,05 mm). Wartości naprężeń własnych w poszczególnych strefach i rdzeniu pokazane są w tab. 3. W ramach jednej strefy wartości te miały stałą wartość.

Tab.3 Naprężenia własne w modelowanych warstwach

	nagniatanie (burnishing)	hartowanie (hardening)
rdzeń (core)	45	20
strefa wewnętrzna (internal zone)	-330	330
strefa środkowa (middle zone)	-540	-400
strefa zewnętrzna (external zone)	-450	-250

Wyniki symulacji

Pętle histerezy. Badania symulacyjne prowadzone były oddzielnie dla procesu rozciągania – ściskania dla kilku zadanych amplitud odkształcenia i podobnie dla skręcania dla różnych kątów skręcenia. Obciążenia cykliczne prowadzone były do czasu pojawienia się ustabilizowanej pętli histerezy we współrzędnych $\sigma - \varepsilon$ dla rozciągania lub $\tau - \theta$ dla skręcania. Dwa przykłady takich pętli dla wszystkich stref warstw i rdzenia są pokazane na rys. 7a (mała amplituda odkształcenia $\varepsilon = 0.0025$) i rys. 7b (duża amplituda odkształcenia $\varepsilon = 0.01$). Widać znaczne zmiany nie tylko w wielkości pętli, co jest oczywiste ze względu na zwiększenie udziału odkształcenia plastycznego w całkowitej amplitudzie odkształcenia, lecz także w położeniu środków pętli. Przy dużych odkształceniach środki pętli są blisko siebie i oscylują wokół zera co wskazuje na silną relaksację naprężeń własnych.

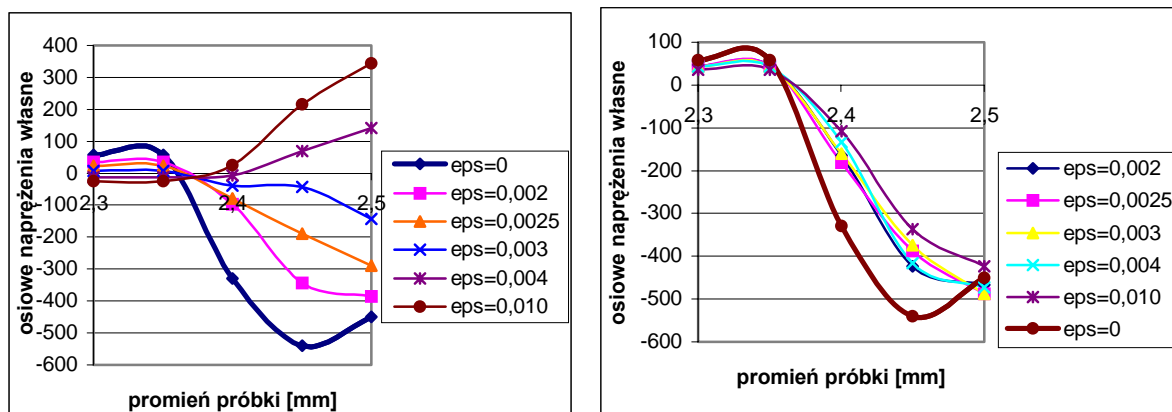


Rys. 7 Ustabilizowane pętle histerezy osiowych naprężeń własnych,

a) amplituda odkształcenia $\varepsilon = 0.0025$;

b) amplituda odkształcenia $\varepsilon = 0.01$

Naprężenia własne w warstwie nagniatanej. Kolejne rysunki przedstawiają dokładnie przebieg ewolucji naprężeń własnych. Wartości naprężeń na wykresach otrzymane zostały dla stanu ustabilizowanego opisanego w poprzednim podrozdziale jako zależność osiowych naprężeń własnych (po odciążeniu próbki) od promienia próbki w obszarze warstwy nagniatanej. Krzywa $\text{eps}=0$ oznacza przebieg naprężeń własnych przed obciążeniem cyklicznym.

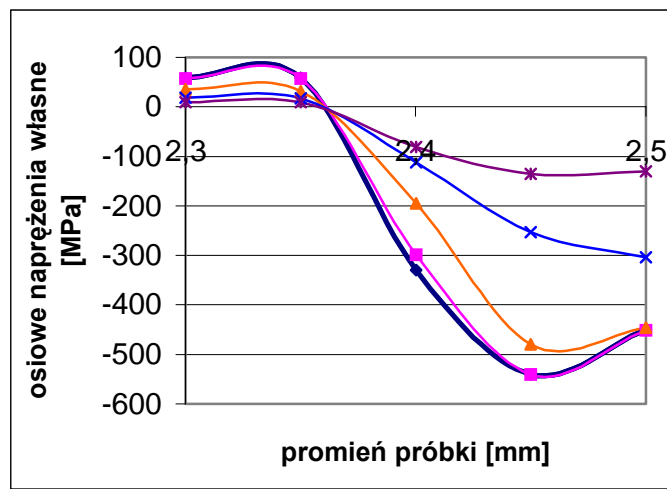


Rys. 8 Ewolucja osiowych naprężeń własnych w warstwie nagniatanej po odciążeniu:

a) w półcyklu rozciągania;

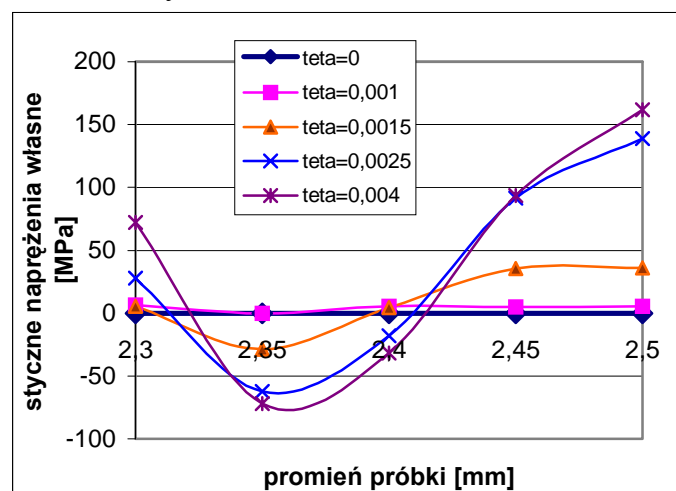
b) w półcyklu ściskania

Wykresy 8a i 8b ilustrują zmiany jakie zachodzą w rozkładzie naprężeń własnych w warstwie dla dwóch przypadków: gdy odciążenie próbki nastąpi w półcyklu poprzedzonym rozciąganiem (a) lub ściskaniem (b) próbki. Różnice są bardzo wyraźne. W pierwszym przypadku następuje silna relaksacja naprężeń związana ze znacznie większym uplastycznieniem rdzenia w stosunku do warstwy, które wynika właśnie z istnienia naprężeń ściskających. Naprężenia te początkowo relaksują do zera (przy amplitudzie ok. $\varepsilon=0.0035$), aby później zmienić znak na dodatni (rys. 8a). W drugim przypadku relaksacja naprężeń jest bardzo niewielka i nie zmienia się z podwyższaniem wartości amplitudy odkształcenia cyklicznego (rys.8b). Specyficzny, wzajemny układ naprężeń własnych i podwyższonej granicy plastyczności powoduje to, że pomimo silnych naprężeń ściskających uplastycznienie warstwy i rdzenia po stronie ściskania jest podobne i nie powoduje dalszej relaksacji naprężeń.



Rys. 9 Ewolucja osiowych naprężeń własnych po odciążeniu przy cyklicznym skręcaniu

Wpływ obciążenia skręcającego na stan naprężeń osiowych przedstawiony jest na rys.9. Jak widać, skręcanie również powoduje relaksację naprężeń osiowych, pomimo, że nie ma na nie bezpośredniego wpływu. Relaksacja ta jest wynikiem uwzględnienia wieloosiowego stanu naprężeń w warstwie wierzchniej a co za tym idzie uwzględnienia w warunku plastyczności wszystkich istniejących składowych naprężeń. Wpływ skręcenia na naprężenia osiowe jest niezależny od kierunku skręcenia.



Rys. 10 Ewolucja stycznych naprężeń własnych w warstwie nagniatanej po odciążeniu w cyklicznym teście skręcania

Naprężenia własne w warstwie hartowanej. W przypadku hartowania wyniki symulacji procesu rozciągania – ściskania są bardzo podobne do tych otrzymanych dla nagniatania. Porównanie zmian w rozkładzie osiowych naprężeń własnych po odciążeniu w półcyklu rozciągającym i ściskającym pokazane jest na rys. 11a,b. Podobnie jak poprzednio w przypadku rozciągania naprężenia te początkowo relaksują do zera (przy amplitudzie ok. $\varepsilon=0.0035$), aby później zmienić znak na dodatni (rys. 11a). W przypadku ściskania relaksacja naprężeń jest bardzo niewielka i nie zmienia się z podwyższaniem wartości amplitudy odkształcenia cyklicznego (rys.11b). Warto zwrócić uwagę, że relaksacja dodatnich naprężeń własnych istniejących w głębszej części warstwy jest dla rozciągania znacznie mniejsza niż naprężeń ściskających w strefach podpowierzchniowych. Jest to związane z mniejszą różnicą granicy plastyczności pomiędzy tą strefą warstwy a rdzeniem.

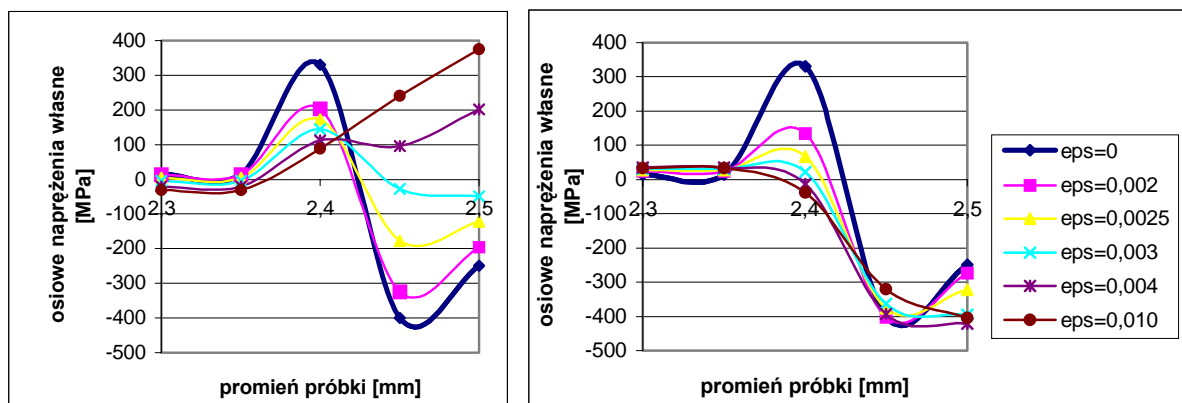


Fig. 11 Ewolucja osiowych naprężeń własnych w warstwie hartowanej po odciążeniu:
a) w półcyklu *rozciągania*;
b) w półcyklu *ściskania*

Wpływ obciążenia skręcającego na stan naprężeń osiowych przedstawiony jest na rys.12. Powoduje on systematyczne zmniejszanie się bezwzględnych wartości osiowych naprężeń własnych.

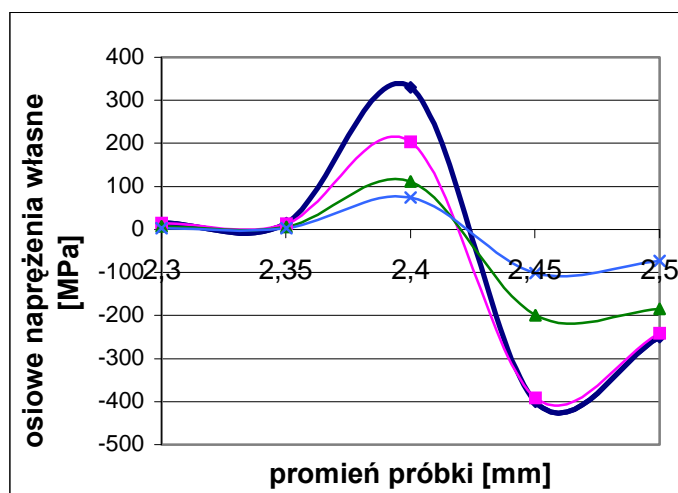
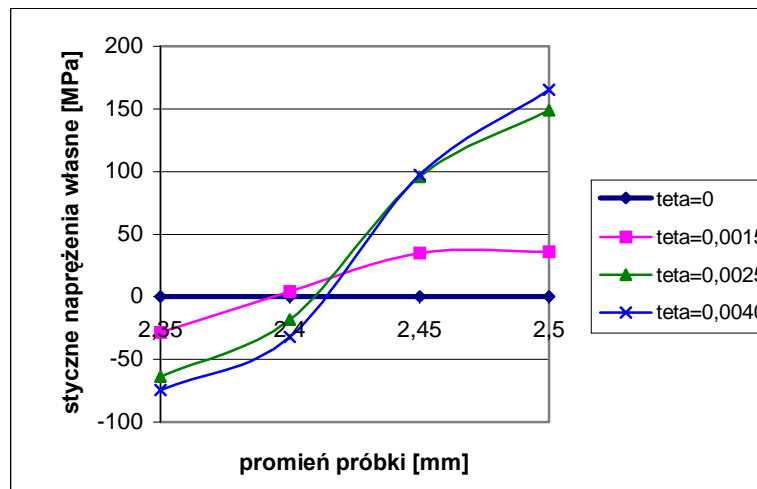


Fig. 12 Ewolucja osiowych naprężeń własnych w warstwie hartowanej po odciążeniu w cyklicznym teście skręcania

Stan naprężeń stycznych w warstwie hartowanej po odciążeniu w teście skręcania przedstawiony jest na rys. 13. Porównując te wyniki z analogicznymi dla nagniatania (rys. 10) zaobserwować można wpływ początkowych naprężeń osiowych, szczególnie ich dodatniego

maksimum występującego przy hartowaniu na końcowy stan naprężeń stycznych. Powoduje on zniknięcie ujemnego minimum i zmianę przebiegu naprężeń stycznych w wewnętrznych strefach warstwy i części rdzenia przylegającego do warstwy.



Rys. 13 Ewolucja stycznych naprężeń własnych w warstwie *hartowanej* po odciążeniu w cyklicznym teście skręcania

Przedstawiony wyżej opis symulacji ewolucji naprężeń własnych w procesach cyklicznego rozciągania i skręcania jest ważnym elementem całościowego modelu opisującego proces zmęczenia elementu z warstwą wierzchnią. W następnym podrozdziale pokażemy przykład zastosowania hipotez zmęczeniowych do oszacowania trwałości zmęczeniowej elementu z warstwą nagniataną.

Przykład 2

Trwałość zmęczeniowa warstwy nagniatanej

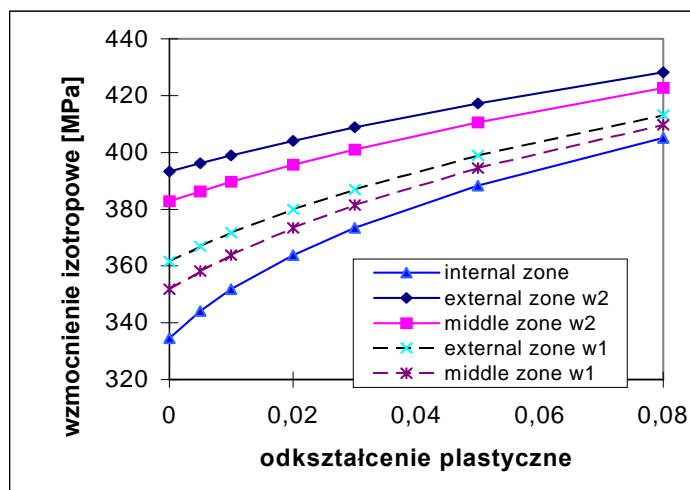
Modelowanie nagniatania.

Modelowanie nagniatania przeprowadziliśmy dla dwóch warstw oznaczonych symbolami *w1* i *w2*. W obu przypadkach jako dane wejściowe wprowadzony został tzw. „*backstress*”, czyli początkowe przesunięcie środka powierzchni plastyczności. Pojawienie się *backstressu* związane jest z odkształceniem plastycznym materiału poddanego nagniataniu. Wartość *backstressu* podlega zmianom w procesie cyklicznego odkształcania, gdy obciążenie przekroczy granicę plastyczności. Zmiany te są opisywane krzywą *wzmocnienia kinematycznego*. Warstwa pierwsza (*w1*) charakteryzuje się naprężeniami o mniejszych wartościach bezwzględnych i mniejszym *backstressie* a technologicznie odpowiada nagniataniu o mniejszej intensywności. Warstwa druga (*w2*) odpowiada silnemu nagniataniu i charakteryzuje się podniesioną granicą plastyczności, większym *backstressem* i naprężeniami o większych wartościach bezwzględnych (tab. 4).

Tabela 4 Naprężenia własne i położenie środka powierzchni płynięcia dla modelowanych dwóch warstw nagniatanych na stali A516

	warstwa <i>w1</i>		warstwa <i>w2</i>	
	<i>back stress</i>	naprężenia własne	<i>back stress</i>	naprężenia własne
strefa wewnętrzna (internal zone)	0	-240	0	-330
strefa środkowa (middle zone)	-30	-380	-165	-540
strefa zewnętrzna (external zone)	-40	-300	-200	-450

W wyniku zgniotu w zależności od rodzaju materiału następuje wzmocnienie lub osłabienie materiału charakteryzowane zmianą promienia powierzchni płynięcia, czyli *wzmocnieniem izotropowym*. Dla stali, którą tu modelujemy na podstawie danych literaturowych [16] nastąpiło wzmocnienie, którego część izotropowa dla poszczególnych stref obu warstw przedstawiona jest na rys.14. Przebieg zmian dla strefy wewnętrznej jest niemal identyczny dla obu warstw, dlatego na rysunku zaznaczono go jedną krzywą.



Rys. 14 Przebiegi krzywych wzmocnienia izotropowego dla poszczególnych stref warstwy wierzchniej

Wartość początkowa krzywej izotropowej jest równa granicy plastyczności σ_0 dla danej strefy. Dalszy przebieg tej krzywej w funkcji odkształcenia plastycznego będzie odbywał się według krzywych z rys.14 opisujących przebiegi wzmocnienia izotropowego zróżnicowane w zależności od odległości od powierzchni co odpowiada różnemu stopniowi zgniotu otrzymanemu w czasie nagniatania próbki.

Badania symulacyjne przeprowadzono na próbkach walcowych jednorodnych oraz próbkach z warstwą w1 i w2, których stan naprężeń podano w tabeli 4. Próbki były odkształcane cyklicznie zmiennym momentem skręcającym przy ustalonej amplitudzie wartości kąta skręcania ($R = -1$). Aby uzyskać krzywe zmęczenia, symulacje przeprowadzono dla kątów skręcenia zmieniających się w zakresie od 0,013 do 0,0016rad.

Wytrzymałość zmęczeniową badanych próbek wyznaczono w oparciu o kryteria energetyczne. Przyjęto za Gołosiem [17], że o zniszczeniu decyduje energia będąca sumą energii odkształcenia plastycznego i energii odkształcenia sprężystego.

$$\Delta W = \Delta W_{pl} + 1/8E \Delta \sigma^2$$

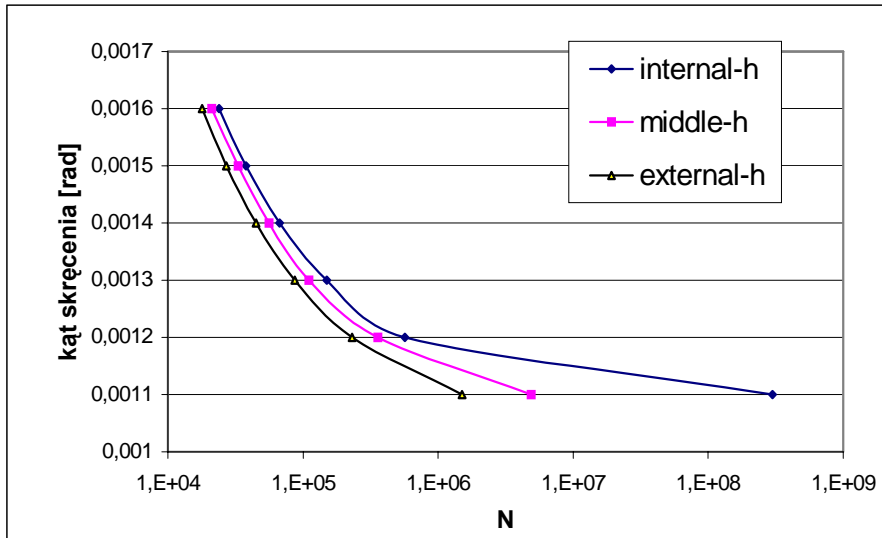
Wyznaczono wartość tej energii dla poszczególnych stref badanych próbek dla cyklu ustalonego.

Ogólną postać równania opisującą wykres zmęczeniowy w ujęciu energetycznym przyjmuje się w postaci [15]:

$$\Delta W = k (2N_f)^\alpha + \Delta W_0$$

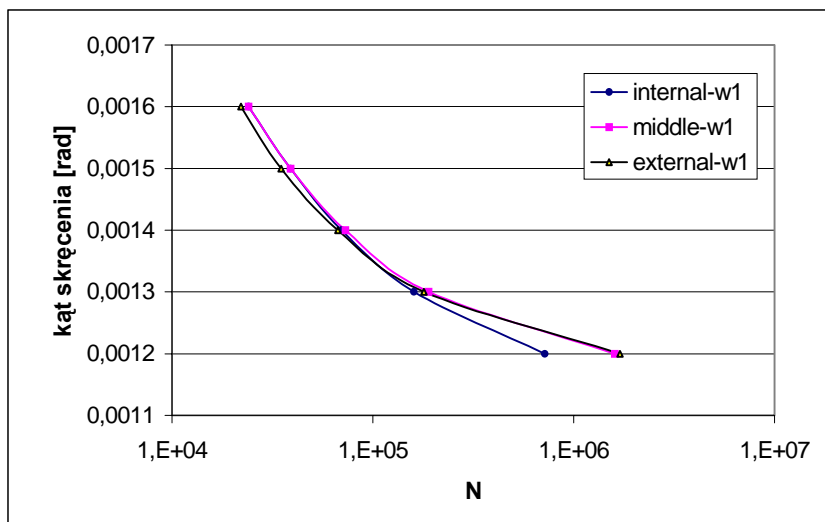
Dla badanego materiału stała $k = 187$, $\alpha = -0,54$.

Wyniki badań symulacyjnych ilustrują rysunki 15 –18. Rysunki 15-17 przedstawiają krzywe Woehlera dla poszczególnych stref warstw wierzchnich dla próbki jednorodnej oraz próbek z warstwą w1 i w2.



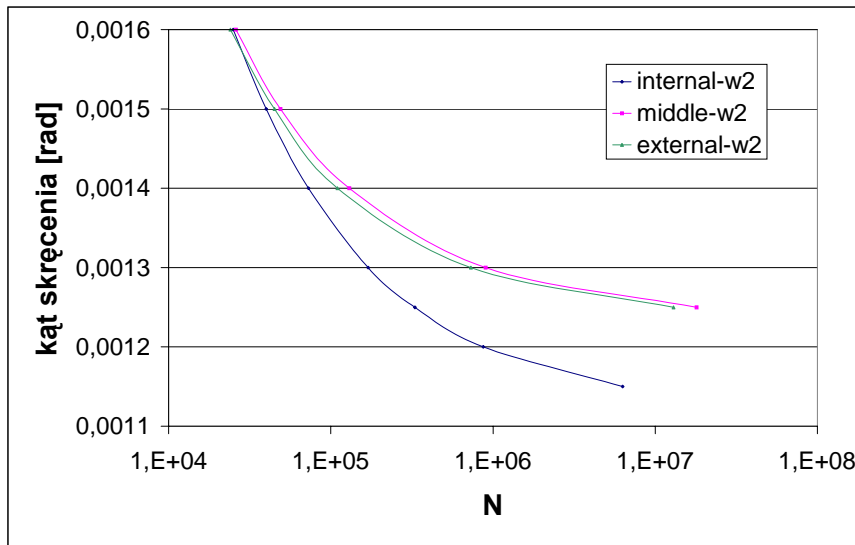
Rys. 15 Krzywe Woehlera dla poszczególnych stref dla próbki jednorodnej

Dla próbki jednorodnej (rys. 15) układ krzywych Woehlera dla geometrycznie wydzielonych stref przypowierzchniowych wynika z natury procesu skręcania i zmęczenie zaczyna się w strefie zewnętrznej. W przypadku warstwy *w1* wprowadzenie niejednorodności materiałowej i naprężeń własnych powoduje to, że zdolność do przenoszenia obciążeń cyklicznych jest bardzo zbliżona dla wszystkich stref warstwy, przy czym, dla małych kątów skręcania o trwałości próbki decyduje strefa wewnętrzna.

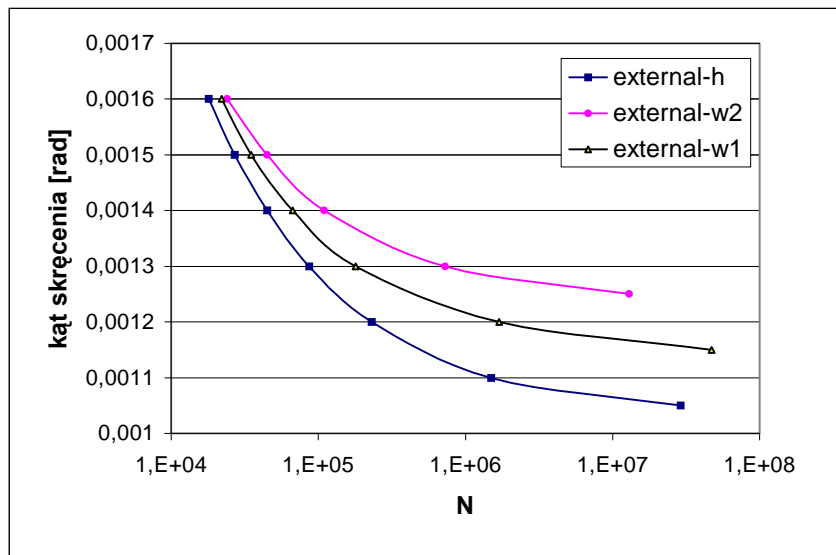


Rys. 16 Krzywe Woehlera dla poszczególnych stref dla próbki z warstwą wierzchnią typu *w1*

Dla warstwy typu *w2* trwałość zmęczeniową próbki limituje strefa wewnętrzna dla wszystkich kątów skręcenia. Widać zatem, że strefa wewnętrzna warstwy *w2* i częściowo też warstwy *w1* stanowią najsłabsze ogniwo próbki poddanej skręcaniu. Najlepiej przenosi obciążenia cykliczne zamodelowana przez nas zewnętrzna strefa warstwy typu *w2* odpowiadająca procesowi intensywnego nagniatania.



Rys. 17 Krzywe Woehlera dla poszczególnych stref dla próbki z warstwą wierzchnią typu w2



Rys.18 Krzywe Woehlera dla strefy zewnętrznej próbki jednorodnej oraz próbek z warstwami typu w1 i w2

Na rys. 18 przedstawiono krzywe Woehlera dla strefy zewnętrznej próbki jednorodnej oraz próbek z warstwami typu w1 i w2. Jak widać, najsłabsza jest strefa zewnętrzna próbki jednorodnej a najmocniejsza warstwa w2. Identyczny układ obserwujemy dla pozostałych stref, przy czym, we wszystkich przypadkach najsłabszą strefą jest strefa wewnętrzna, w której zaszła najmniejsza deformacja plastyczna odpowiadająca najmniej intensywnemu nagniataniu.

Zakończenie

W pracy starałem się przedstawić warstwę wierzchnią i podstawowe problemy związane z jej badaniem. Z konieczności musiałem pominąć szereg spraw, takich jak np. problem kontaktu dwóch powierzchni, badania zużycia czy korozji.

Główne moje zainteresowanie skupia się na modelowaniu i to tylko procesu obciążania elementu z warstwą już zdefiniowaną podczas gdy bardzo wiele prac badawczych dotyczy modelowania samych procesów technologicznych. Bardzo poważnym problemem, który jedynie zasygnalizowałem, jest identyfikacja własności warstwy.

W części dotyczącej modelowania przedstawiłem symulacyjną metodę opisu ewolucji naprężeń własnych oraz próbę oszacowania wpływu naprężeń na proces zmęczenia. Przedstawiłem skrótowo założenia modelu cyklicznego rozciągania i skręcania walca osiowosymetrycznego z warstwą wierzchnią. Warstwa jest podzielona na kilka stref co umożliwia wprowadzenie zmian własności materiałowych i naprężeń własnych w funkcji odległości od powierzchni. Model umożliwia symulacje cyklicznego rozciągania – ściskania kontrolowanego zadaniem odkształceniem osiowym oraz skręcania z wymuszeniem kątem skręcania w obszarze sprężysto – plastycznym ze wzmocnieniem izotropowo - kinematycznym materiału.

W przykładzie 1 program ten został wykorzystany do symulacji zachowania się przykładowych próbek z technologicznymi warstwami wierzchnimi (hartowanie indukcyjne i nagniatanie), oraz symulacji wpływu tych warstw na stan naprężeń resztkowych, które pozostają po cyklicznym obciążaniu próbki. W przykładzie 2 pokazałem możliwość wykorzystania programu do obliczeń trwałości zmęczeniowej walca z warstwą nagniataną.

Zaprezentowany program pozwala analizować proces zmęczenia dla próbki z warstwą wierzchnią dla istniejących warstw. Pozwala także wysuwać pewne propozycje czy sugestie dotyczące projektowania warstw pod kątem ich optymalnego zachowania w procesie zmęczenia wywołanego rozciąganiem lub skręcaniem.

Literatura

1. A. Bartoszewicz, J. Musialik, J. Radziejewska, G. Starzyński: *Evaluation of Geometrical Structure and Contact Stiffness of Surface Layer after Electromechanical Burnishing*, przyjęte do druku w *Advances in Manufacturing Science and Technology*
2. Liliental W., *Kruchość dyfuzyjnych warstw borowanych na stalach*, praca doktorska, IMP 1978
3. Burakowski T., Wierzchoń T. *Inżynieria Powierzchni Metali*, WNT, Warszawa (1995)
4. Przybylski W., w: *Wybrane problemy tribologii*, PWN Warszawa 1990, p.353
5. Przybylski W., *Technologia obróbki nagniataniem*, WNT Warszawa, 1987
6. Janowski S., Oettel H., *Porównanie wyników pomiarów naprężeń własnych metodą rentgenowską i mechaniczną w próbkach ze stali azotowanej*, Metaloznawstwo, Obróbka Ciepła, Inżynieria Powierzchni, 1991, Nr 112-114,
7. Baumell A., Seeger T., *Fatigue Life Calculation for Surface Strengthened Components*, in V.Hauk, AWT - Tagung "Eigenspannungen", April 1990, Darmstadt
8. Pochettino A., Fengeas J., *Residual Stresses in Ion Implanted Steels*, Residual Stresses - Science & Technology, London 1992, v.2 p. 833
9. Rosiński W., *Implantacja jonowa*, Wyd. Ossolińskich PAN, 1973
10. Radziejewska J.: Wpływ stopowania laserowego na strukturę geometryczną i stan warstwy wierzchniej rozprawa doktorska IMP (1999)

11. J. Radziejewska, *Fenomenologiczno-statystyczny opis procesu stopowania laserowego*. Obróbka Materiałów- Stan obecny i kierunki rozwoju „OM-2000”, Kraków 2000.
12. Roth. M., *Residual Stresses in Laser Treated Surface*, , Residual Stresses - Science & Technology, London 1992, v.2 p.842
13. Schwager K.D., Scholtels B., Mordike B.L., *Residual Stresses States in Laser-treated Plain Carbon Steels*, Residual Stresses - Science & Technology, London 1992, p. 858
14. Z.Mróz, G.Starzyński, *An Elasto - Plastic Analysis of a Cylinder with Surface Layer under Cyclic Loading*, Archiwum Budowy Maszyn , 3-4, 1996
15. G. Starzyński, S. Kucharski, *Evolution of the Residual Stress State in the Surface Layer of the Elements under Torsion*, 2000 AIMETA International Tribology Conference, September 20-22, L'Aquila, Włochy
16. Kujawski D. Modelowanie trwałości zmęczeniowej i propagacji pęknięć w metalach, Prace Naukowe PW, z.133, 1991
17. Goloś K., Elyn F.: Multiaxial Fatigue Damage Criterion, J. Eng.Mat.Techn., vol.110,1988
18. Storakers B., Shiro Biwa, *An Analysis of Fully Plastic Brinel Indentation*, J.Mech.Phys.Solid, v.43,No 8, (1995)
19. Kucharski S., Mróz Z. *Identyfikation of elasto – plastic properties from the indentation test*, przyjęte do druku w J. of Solid & Struct.