



Politechnika Wrocławska

ROZPRAWA DOKTORSKA

Temat:

Opracowanie warunków obróbki cieplnej przekuwanych szyn o
profilu iglicowym, stosowanych w
rozjazdach kolejowych o podwyższonych właściwościach
eksploatacyjnych

Autor: mgr inż. Filip Lewandowski

Promotor: prof. dr hab. inż. Zbigniew Gronostajski

Promotor : dr hab. inż. Magdalena Jabłońska

Słowa kluczowe:

kucie na gorąco, stal szynowa, iglica kolejowa,
rozjazdy kolejowe, obróbka cieplna

Spis treści

1.	Wstęp.....	5
2.	Przegląd literatury	7
2.1	Stale perlityczne	8
2.2	Morfologia i powstawanie perlitu	8
2.2.1	Rodzaje perlitu	10
2.2.2	Wpływ kształtu mikrostruktury na właściwości mechaniczne.....	12
2.2.3	Wpływ obróbki plastycznej na właściwości mechaniczne stali eutektoidalnych i około eutektoidalnych	17
2.2.4	Wpływ obróbki cieplnej na mikrostrukturę stali perlitycznych	21
2.3	Wymagania stawiane stalom perlitycznym	22
2.3.1	Wymagania stawiane stalom szynowym.....	25
2.3.2	Wymagania stawiane przekuwany fragmentom iglic kolejowych.....	29
2.3.3	Wymagania dotyczące mikrostruktury	31
2.3.4	Metody obróbki cieplnej stali szynowych.....	32
2.4	Podsumowanie przeglądu literatury	33
3.	Cele i teza pracy	35
4.	Plan Badań.....	35
5.	Proces wytwarzania i obróbki cieplnej iglicy kolejowej.....	36
6.	Materiał i metodyka badań	39
6.1	Badanie składu chemicznego	39
6.2	Pomiar twardości.....	39
6.3	Pomiar zmian temperatury	40
6.4	Mikroskopia optyczna, SEM, TEM	40
6.5	Badania wytrzymałości zmęczeniowej	41
6.6	Materiał do badań.....	41
6.7	Próby dylatometryczne.....	41
6.8	Sposób pobierania próbek do badań.....	42
7.	Badania materiału wyjściowego.....	46
7.1	Badanie rozkładu siarki i ujawnienie linii płynięcia na przekroju	46
7.2	Wyniki badań składu chemicznego	47
8.	Symulacja procesu kucia za pomocą modelowania MES	48
9.	Przemysłowa technologia obróbki cieplnej.....	51
9.1	Opis próby	51

9.2	Wyznaczenie właściwości mechanicznych iglic wykonanych ze stali RH350HT po obróbce cieplnej w warunkach przemysłowych.....	53
9.2.1	Badanie twardości na powierzchni.....	53
9.2.2	Badanie rozkładu twardości w główce szyny.....	54
9.2.3	Pomiary twardości w stopce i szyjce szyny	56
9.3	Badania zmęczeniowe	57
9.3.1	Próbki do badań zmęczeniowych.....	57
9.3.2	Analiza i wyniki badań zmęczeniowych.....	58
9.4	Badania mikrostrukturalne	61
9.4.1	Próbki do badań mikrostruktury.....	61
9.4.2	Badania mikrostruktury za pomocą SEM i TEM.....	65
9.5	Podsumowanie	70
10.	Stanowisko do badań laboratoryjnych obróbki cieplnej szyny R350HT	72
10.1	Wyznaczanie medium chłodzącego.....	72
10.2	Wyznaczenie granicznych wartości szybkości chłodzenia	75
10.3	Symulacja MES.....	81
10.4	Budowa stanowiska do OC	83
11.	Wyniki badań w ramach prac laboratoryjnych.....	89
11.1	Testowanie stanowiska laboratoryjnego.....	90
12.	Zależność kształtu mikrostruktury od przebiegu procesu	96
13.	Propozycja optymalizacji	98
14.	Podsumowanie	100
15.	Wnioski.....	107
16.	Literatura	108

1. Wstęp

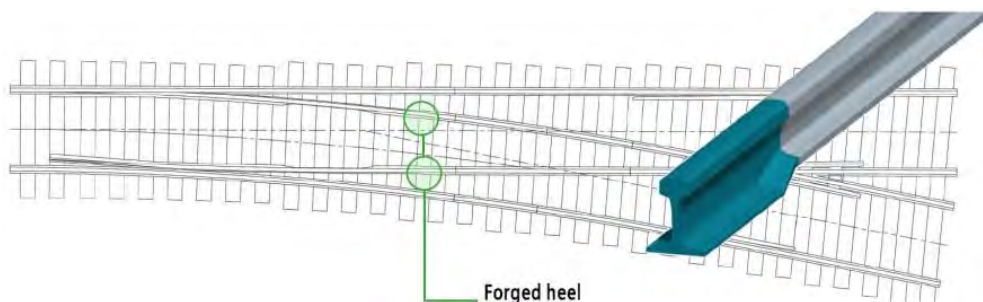
Obróbka plastyczna i obróbka cieplna stali są jednymi z kluczowych procesów technologicznych, wykorzystywanych w metalurgii, mających na celu uzyskanie odpowiednich kształtów wyrobu i właściwości mechanicznych. Procesy te odgrywają rolę tam, gdzie wyroby charakteryzują się wysoką wytrzymałością materiału, wytrzymałością zmęczeniową, odpornością na ścieranie oraz na działanie czynników zewnętrznych.

Jednym z podstawowych procesów zaliczających się do obróbki plastycznej jest kucie na gorąco. Mimo upływu czasu jest nadal jedną z najbardziej popularnych metod. Kucie na gorąco pozwala uzyskać wyroby o wysokich właściwościach użytkowych dzięki zapewnieniu mikrostruktury pozbawionej pęknięć oraz równomiernemu rozkładowi właściwości mechanicznych. Operacja ta jest korzystna ze względów ekonomicznych oraz wysokiej wydajności materiałowej. Czynniki procesu, które w największym stopniu wyróżniają proces kucia na tle innych procesów obróbki metali to przede wszystkim: wysoka wydajność procesu, dobre właściwości mechaniczne wyrobu oraz niskie straty materiału w całym procesie wytwórczym.

Kolejnym procesem, którego dotyczy niniejsza rozprawa doktorska jest obróbka cieplna. Jednym z podstawowych jej zabiegów jest chłodzenie z określoną szybkością. W zależności od celu i przyjętej technologii obróbki cieplnej stali można ten proces nazwać kontrolowanym chłodzeniem, w sytuacji gdy szybkość osiąga niższą wartość niż szybkość krytyczna. Dla przypadków, gdzie szybkość jest większa od krytycznej mowa jest o hartowaniu stali.

Badanie specyfiki oraz wzajemnej zależności dwóch wymienionych technologii jest przedmiotem rozprawy doktorskiej w kontekście obróbki iglic szyn kolejowych o standardowych lub zwiększonych właściwościach wytrzymałościowych. Zagadnienie jest istotne ze względu na coraz to szersze plany związane z zamiarem podnoszenia prędkości rozkładowych taborów kolejowych poruszających się na terenie Polskich Linii Kolejowych. Wraz ze wzrostem dopuszczalnej prędkości składów osobowych i towarowych, rosnąć będą obciążenia statyczne oraz dynamiczne całej konstrukcji toru, w szczególności te wywierane na szynę. To właśnie szyna jest pierwszym w kolejności elementem przenoszącym naciski związane z ruchem taboru. Zatem należy uznać, iż wysokie właściwości mechaniczne szyn kolejowych, są kluczowe do zapewnienia nieprzerwanego ruchu na trasach kolejowych.

Właściwości eksploatacyjne, trwałość szyny kolejowej są związane z właściwościami mechanicznymi, które z kolei uzyskuje się w wyniku odpowiedniej obróbki materiału. Jako pierwszy zabieg, na szynach kolejowych przeprowadzana jest operacja walcowania z ewentualną późniejszą obróbką cieplną wybranych stref przekroju szyny. Na tym etapie obróbka w zakładach metalurgicznych zazwyczaj dobiega końca. Natomiast ze względu na fakt, iż przewidywany temat rozprawy doktorskiej dotyczy przekutego fragmentu iglicy kolejowej, treść pracy doktorskiej została skupiona na wypełnieniu luki w literaturze dotyczącej obróbki cieplno-plastycznej iglic. Wskazany obszar dotyczy przemian zachodzących na drodze obróbki cieplnej w uprzednio przekutych fragmentach szyn kolejowych.



Rysunek 1.1. Lokalizacja strefy przekutej w rozjeździe kolejowym (źródło: www.vossloh.com)

Końcówka iglicy kolejowej (Rysunek 1.1.) w celu połączenia jej z szyną kolejową w rozjeździe kolejowym podlega całemu spektrum zabiegów metalurgicznych. Od walcowania, przez obróbkę cieplną, następnie przekuwanie, ponowną obróbkę cieplną w strefie przekutej HAZ (heat affected zone) a ostatecznie jest frezowana w celu nadania ostatecznego kształtu. To, co jednak decyduje o ostatecznych właściwościach mechanicznych zależy od końcowej obróbki cieplnej. Dlatego niezwykle istotnym jest, aby powyższe procesy monitorować z należytą starannością, aby zapewnić spełnianie wymogów stawianych przez normy.

Iglice kolejowe to kluczowy element rozjazdów kolejowych. Co roku w Polsce wymienia się ok. 700 rozjazdów, co daje 1400 sztuk nowych iglic rocznie. Ponadto poza wymianą całych konstrukcji, dochodzi do wymiany 2090 sztuk iglic rocznie z powodu zużycia eksploatacyjnego. To pokazuje, jak bardzo istotne są parametry technologiczne wytwarzanych iglic, tak aby utrzymać ich właściwości eksploatacyjnych na wysokim poziomie.

W celu skutecznego opracowania procesu technologicznego, który wpływa ostatecznie na bezpieczeństwo w ruchu kolejowym, należy dokładnie przyjrzeć się naturze procesów, przez które przechodzi obrabiany materiał. W powszechnie dostępnej literaturze, brak jest uszczegółowienia specyfiki procesu, jakim jest przekuwanie i obróbka cieplna końca iglicy kolejowej. To stanowi poważną lukę badawczą, której poznanie może stanowić propozycję polepszenia nie tylko właściwości eksploatacyjnych szyny, ale również idącej za nimi poprawę bezpieczeństwa na szlakach kolejowych.

Podsumowując, należy stwierdzić, że tematyka rozprawy doktorskiej ma charakter aplikacyjny, a wyniki otrzymane na drodze przeprowadzonych badań pozwalają na określenie zależności pomiędzy parametrami procesów wytwórczych, a właściwościami mechanicznymi oraz kształtem mikrostruktury materiału. To ostatecznie umożliwia poprawę trwałości wytwarzanej szyny.

2. Przegląd literatury

Obecnie w zakresie rozwoju transportu kolejowego można zaobserwować dwa nurty. Dotyczą one dostosowania konstrukcji torowiska do przewożenia składów pasażerskich z dużą prędkością oraz zapewnienia trwałości torów kolejowych przy transporcie masowym. Dla konwencjonalnej kolei najczęściej dla obu z wymienionych celów wykorzystuje się te same szlaki kolejowe. Transportowana masa na polskich szlakach kolejowych w 2024 roku wynosiła $223,5 \cdot 10^6$ kg oraz $231,6 \cdot 10^6$ kg w roku 2023 [1].

Szyny to element, który bezpośrednio ma kontakt z taborem poruszającym się po konstrukcji toru, dlatego jest uznawany za z najistotniejszych części infrastruktury. Dla szyn przeznaczonych na konwencjonalne szlaki kolejowe istotnymi cechami, są minimalne odchyłki wymiarowe dla przekroju poprzecznego, a w szczególności dla strefy główki oraz stopki szyny i wysokości całego kształtownika [2].

W dzisiejszych czasach szyny zabudowywane na nowopowstających oraz modernizowanych szlakach kolejowych, powinny charakteryzować się wysoką czystością metalurgiczną oraz powinny mieć wskazane w normach właściwości mechaniczne, takie jak wytrzymałość, twardość, odporność na kruche pękanie oraz plastyczność (w szczególności w obszarze główki szyny) [3].

Aby zachować odpowiedni zestaw właściwości mechanicznych oraz oczekiwaną mikrostrukturę stali należy dokładnie zapoznać się z mechanizmami zachodzącymi podczas obróbki cieplnej oraz plastycznej w stalach perlitycznych, do których należy stal szynowa. Ważnym jest również poznanie zjawisk, które powodują niszczenie oraz pękanie szyn, tak aby już na etapie produkcji tym zjawiskom przeciwdziałać.

2.1 Stale perlityczne

Produkcja szyn ze względu na skalę zapotrzebowania wymaga bardzo dużej ilości materiału. Z tego względu z samego założenia, materiał użyty do ich produkcji nie powinien składać się z deficytowych na rynku pierwiastków. Do produkcji szyn na torach konwencjonalnych wykorzystuje się więc stale eutektoidalne. Te, w wyniku obróbki cieplno-plastycznej nie powinny posiadać struktury martenzytu lub bainitu. Naprężenia własne wprowadzone na drodze obróbki cieplnej powoduje, że taka mikrostruktura jest nadmiernie podatna na pękanie.

Stale szynowe mają mikrostrukturę perlitu, troostytu lub sorbitu – w zależności od przyjętego wariantu obróbki cieplno-plastycznej. Takie postępowanie pozwala na otrzymanie optymalnego zestawienia wysokich właściwości mechanicznych i akceptowalnych kosztów wytworzenia.

Perlit zarówno, jak i ferryt są najczęściej występującymi fazami w mikrostrukturze stali węglowych oraz niskostopowych, co stanowi dominującą część udziału przemysłu metalurgicznego. Obecność perlitu została zaobserwowana już 130 lat temu i od tego czasu wykonano wiele badań na jego temat. Jest jedną z pierwszych poznanych faz w zakresie klasycznego materiałoznawstwa, dlatego może się wydawać, że nie ma zbyt wielu do dziś nierozwiązanych zagadnień. Jednak jest wiele niejasności dotyczących wpływu obróbki cieplnej, plastycznej lub ich kombinacji na mikrostrukturę i właściwości stali perlitycznych.

Obecnie dużo badań poświęconych jest zmianom zachodzącym w przemianach dyfuzyjnych w perlicie w trakcie obróbki cieplnej. Część luki badawczej polega na wyjaśnieniu mikrostruktury cienkich płytek ferrytu i cementytu powstających szczególnie na granicach ziaren dawnego austenitu. Badania w tym zakresie są możliwe ze względu na szerszą dostępność wysokorozdzielczej transmisji elektronowej [4].

Innym nurtem w zakresie badań mikrostrukturalnych jest określenie zdolności do pęknięcia stali o mikrostrukturze perlitu [5, 6] oraz wpływu wytrąceń i nanofaz w ferrycie na ostateczne właściwości materiału. Analiza morfologii perlitu płytkowego dotyczy rozwoju technologii wytwarzania takich elementów, jak szyny kolejowe, koła taborów kolejowych, druty linowe, pręty zbrojeniowe.

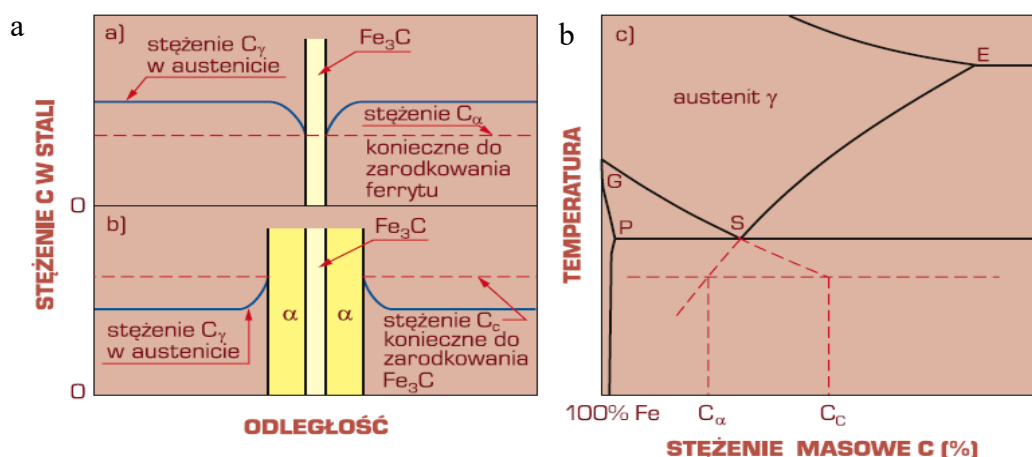
2.2 Morfologia i powstawanie perlitu

Perlit składa się z dwóch podstawowych faz - ferrytu i cementytu. Ferryt jest międzywęzłowym roztworem węgla w żelazie α , mogącym się rozpuścić maksymalnie do 0,008% węgla w temperaturze pokojowej oraz do 0,02% w temperaturze 727°C. Czyste żelazo bez dodatków stopowych ma niską wytrzymałość. Pierwiastkami utwardzającymi go są węgiel, azot, wodór i bor. Jednak powodują one również kruchość. Innym dodatkiem, który znacznie polepsza właściwości jest nikiel. Wydzielenia cementytu, czyli węglika żelaza Fe_3C , znacznie umacnia ferryt. Jest on bardzo kruchy, ale też w dużej mierze ma wpływ na twardość (cementyt charakteryzuje się twardością 65 HRC) i inne właściwości stali perlitycznej.

W zależności od składu chemicznego stali, a przede wszystkim od zawartości węgla i żelaza, zmienia się układ równowagi fazowej. Również poprzez zmianę warunków chłodzenia możliwy jest wpływ na przebieg przemian mikrostrukturalnych w stali oraz nadanie im charakteru dyfuzyjnego lub bezdyfuzyjnego.

W warunkach równowagowych perlit powstaje z austenitu w temperaturze poniżej 727°C. Siłą napędzającą przemianę jest różnica energii swobodnej austenitu i perlitu. Przemiana perlityczna ma dyfuzyjny charakter i bazuje na migracji atomów węgla. Polega na powstawaniu i rozroście zarodków perlitu, które składają się z naprzemiennie ułożonych płytek ferrytu i cementytu. Wraz ze wzrostem wielkości płytek cementytu maleje stężenie węgla w austenicie, co umożliwia powstawanie płytek ferrytu. Samo zarodkowanie rozpoczyna się na granicach ziaren chłodzonego austenitu. W momencie przekroczenia granicy rozpuszczalności węgla w ferrycie tworzy się kolejna płytka cementytu. Przebieg przemiany utrzymuje się do momentu zaniku austenitu w strukturze stali [7].

Kolonie perlitu formują się w kuliste sfery ze względu na jednakową szybkość powstawania płytek rozrostu czołowego. Węgiel przechodzący w procesie dyfuzji do tworzących się płytek cementytu powoduje wystąpienie zróżnicowania zawartości węgla na froncie przemiany. Przed płytkami cementytu stężenie węgla w austenicie wynosi C_c a przed płytkami ferrytu wynosi C_α (Rysunek 2.1.).



Rysunek 2.1. Schemat powstawania perlitu z austenitu a) wydzielanie płytek cementytu oraz płytek ferrytu b) równowagowe stężenia węgla w przechłodzonym austenicie

W stalach o strukturze perlitycznej ważna jest dynamika zachodzących przemian. Szybkość samej przemiany perlitycznej ma wpływ na szybkości rozrostu ziaren i szybkości samego zarodkowania kolonii perlitu. Przy niskiej szybkości chłodzenia, prędkość zarodkowania jest niska, a szybkość rozrostu duża. W takich warunkach morfologia perlitu przedstawia się w postaci nielicznych, ale za to rozrośniętych kolonii.

Właściwości stali perlitycznych zależą od takich czynników jak [8]:

- wielkość ziarna austenitu przed przemianą,
- kształt kolonii perlitu,
- wielkość kolonii perlitu,
- odległość międzypłytkowa.

W literaturze wielokrotnie podejmowano próbę wyznaczenia zależności pomiędzy morfologią mikrostruktury, a właściwościami stali perlitycznych. Na podstawie badań wytrzymałościowych przeprowadzonych za pomocą promieni Rentgenowskich, synchrotronu [9, 10] oraz dyfrakcji neutronowej [11–13] ostatecznie ustalono, iż dla struktur składających się w 100% z perlitu właściwości stali zależą od kształtu cementytu, odległości międzypłytkowej oraz wielkości kolonii.

2.2.1 Rodzaje perlitu

Mikrostruktura perlitu, jako produktu przemiany eutektoidalnej w stalach węglowych może przyjmować zróżnicowaną postać w zależności od warunków przeprowadzanej obróbki cieplnej. W odniesieniu do perlitu w literaturze wyróżnia się 2 zabiegi, takie jak chłodzenie z zadaną szybkością oraz wyżarzanie. Kluczowa dla ostatecznych właściwości mechanicznych stali jest morfologia perlitu, która dzieli się na dwie formy: płytkową (lamelarną) lub globularną (sferoidalną). Obie z nich różnią się geometrią cementytu oraz jego rozmieszczeniem.

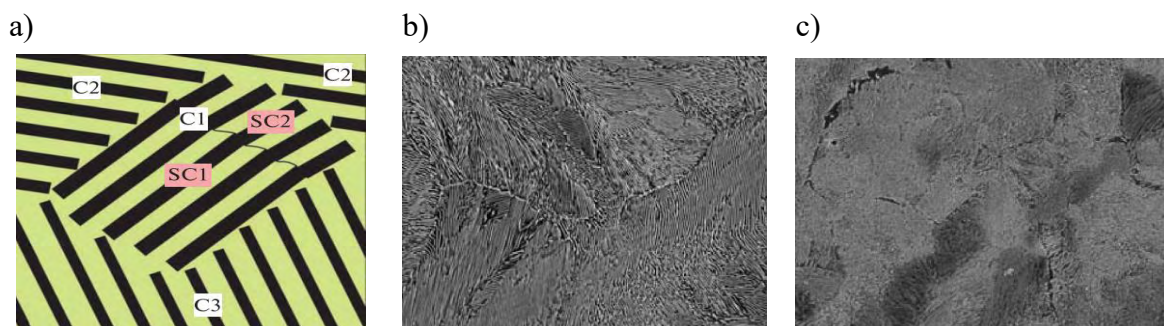
Perlit płytkowy

Perlit płytkowy charakteryzuje się naprzemiennymi warstwami ferrytu i cementytu układających się w formę płytek. Jest efektem chłodzenia austenitu z szybkością niższą niż

krytyczna w zakresie eutektoidalnym (ok. 727 °C). Mikrostruktura jest efektem dyfuzyjnej przemiany fazowej.

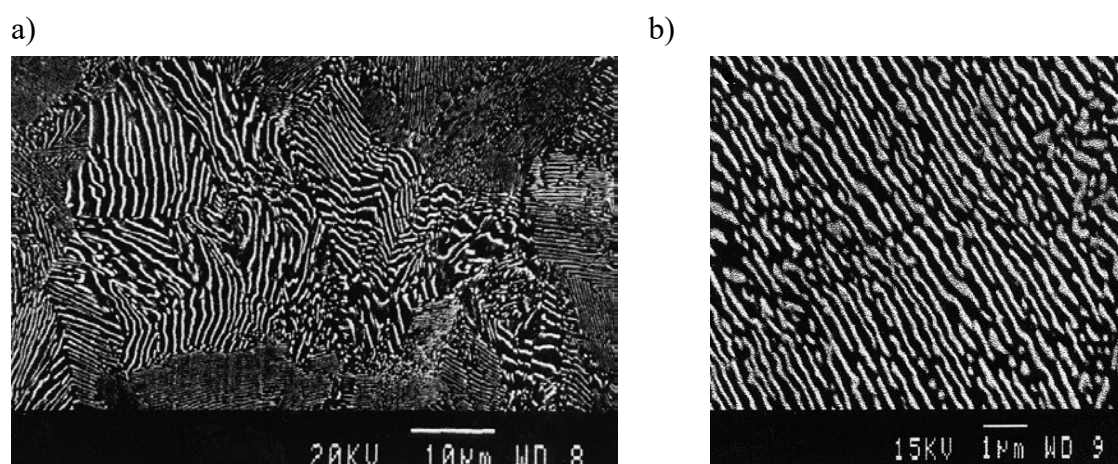
W perlicie lamelarnym ferryt i cementyt układają się w równoległe warstwy. Ich szerokość tworzy rozstaw lamelarny (interlamellar spacing). Ten z kolei jest uznawany, jako czynnik wyznaczający właściwości mechaniczne. W publikacji Aniołka i Heriana [14] przedstawiono struktury stali eutektoidalnej obrobionej w różnych wariantach (chłodzenia i wyżarzania). Otrzymano każdorazowo strukturę perlitu płytkowego, ale o różnych odległościach międzypłytkowych, gdzie poprzez stosowanie wyżarzania zwiększano odległość.

Na rysunku 2.2a przedstawiano schemat struktury perlitu lamelarnego [4] natomiast na rysunku 2.2b i c przedstawiono mikrostrukturę stali eutektoidalnej bezpośrednio po obróbce plastycznej oraz po obróbce cieplnej [14].



Rysunek 2.2. Perlit lamelarny a) schemat budowy perlitu lamelarnego, gdzie C1 to kolonia perlitu, SC1 subkolonia perlitu [4] b) mikrostruktura stali eutektoidalnej po procesie walcowania o odległości międzypłytkowej 274 nm c) mikrostruktura tej samej stali po wyżarzaniu izotermicznym w temperaturze 570 °C o odległości międzypłytkowej 141 nm [14]

W pracy [15] przedstawiono odległości międzypłytkowe w zależności od zastosowanego przez autorów wariantu obróbki cieplnej. Podczas przygotowania próbek wskazano na fakt, że obróbka ścierna w trakcie polerowania może powodować defragmentację płytek, co ostatecznie negatywnie wpływa na właściwości wytrzymałościowe stali. Mikrostrukturę perlitu płytkowego naruszonego i zdeformowanego przez obróbkę, przedstawiono na rysunku 2.3a oraz mikrostrukturą regularną na rysunku 2.3b. Różnica w obrazie dwóch próbek ma pokazywać, jak podatnym na zniekształcenia materiałem jest perlit, szczególnie w kontekście przygotowywania złądów.

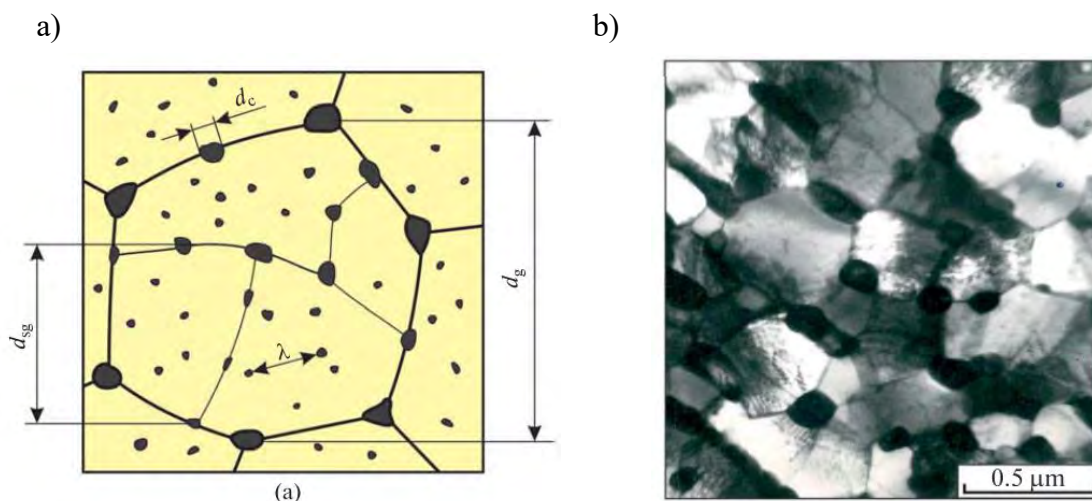


Rysunek 2.3. Perlit płytkowy (lamelarny) a) mikrostruktura z widoczną kolonią perlitu, gdzie orientacja lameli została zmieniona, przez zbyt duży nacisk w trakcie polerowania próbki b) regularna mikrostruktura perlitu drobnopłytkowego. [15]

Analiza mikrostruktury perlitu płytkowego jest wykonywana przeważnie przy pomocy mikroskopii świetlnej, skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM) oraz transmisyjnej mikroskopii elektronowej (TEM). Ostatecznie na fotografiach powinno być możliwe przedstawienie mikrostruktury w sposób umożliwiający zliczenie ilości i rozmiaru lamel. Na rysunku 2.3b przedstawiono fotografię, gdzie widać regularne i równoległe płytki ferrytu i cementytu. Na podstawie takiej fotografii pomiar liniowy odległości międzypłytkowej jest możliwy i wynosi ~ 200 nm.

Perlit globularny

Perlit globularny zwany inaczej sferoidytem jest formą perlitu, w której cementyt przejmuje morfologię kulistych wydzieleni rozmieszczonych w osnowie ferrytu. Taka mikrostruktura możliwa jest do otrzymania na drodze długotrwałego wyżarzania perlitu lamelarnego w temperaturze poniżej punktu eutektoidalnego ($650 - 700$ °C) [16]. Proces ten nosi nazwę sferoidyzacji, a jego skutkiem jest poprawianie ciągliwości i podatności na obróbkę skrawaniem materiału. Schemat oraz zdjęcie mikrostruktury przedstawiono na rysunku 2.4a i b.



Rysunek 2.4. Perlit globularny (sferoidalny) a) schemat kształtu mikrostruktury perlitu globularnego d_g – wielkość ziarna ferrytu, d_{sg} – wielkość podziarna ferrytu, λ – odległość pomiędzy węglkami d_c – średnica węglika b) zdjęcie wykonane przy użyciu TEM [4]

Sferoidyzacja cementytu jest procesem dyfuzyjnym. Częstki dążą do przyjęcia formy o najmniejszej powierzchni właściwej – czyli kulistej. Perlit nie tworzy lamel, lecz wydzielienia cementytu, które wraz postępowaniem wyżarzania ulegają stopniowemu zaokrągleniu i sferoidyzacji.

Bataev w publikacji [4] wskazuje, że warunki obróbki cieplnej oraz stopnie nasycenia węglem znacząco wpływają na morfologię cementytu. Wskazuje, że różnice w czasie wyżarzania wpływają istotnie na stopnie sferoidyzacji, a to z kolei rzutuje na właściwości mechaniczne.

Perlit płytkowy dzięki zwartemu i uporządkowanemu układowi płytek cementytu, zapewnia stosunkowo dobrą wytrzymałość na rozciąganie oraz twardość. To sprawia, że stale o tej mikrostrukturze stosuje się tam, gdzie materiał poddawany jest mechanizmom zużycia zmęczeniowego lub ciernego i gdzie nie stosuje się skomplikowanej obróbki skrawaniem.

Takimi zastosowaniami w przemyśle są szyny lub sprężyny. Perlit jest materiałem trudnym w obróbce skrawaniem i ma ograniczoną ciągliwość. Można to poprawić poprzez przekształcenia perlitu płytkowego w sferoidalny na drodze odpowiedniej obróbki cieplnej (wyżarzanie izotermiczne).

W literaturze przytoczonej w tej i pozostałych częściach pracy nie znajduje się wzmianek o obecności perlitu w formie globularnej w stalach szynowych, a odniesienia dotyczą jedynie formy lamelarnej. Zatem w dalszej części pracy odwołania do zależności kształtu mikrostruktury i właściwości mechanicznych będą uwzględniały perlit płytkowy, a perlit globularny będzie traktowany jako mikrostruktura niepożądana.

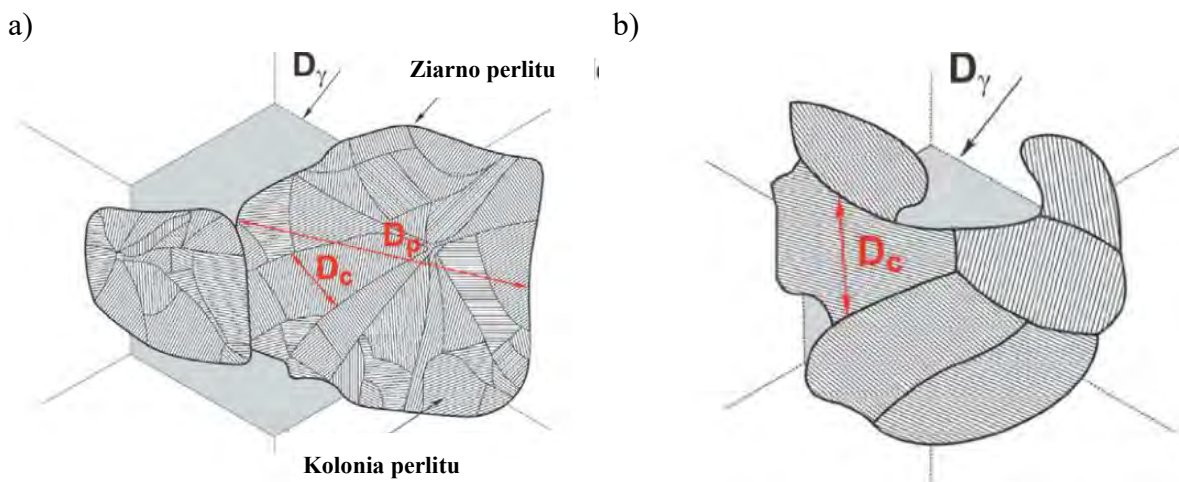
2.2.2 Wpływ kształtu mikrostruktury na właściwości mechaniczne

Właściwości mechaniczne stali perlitycznej, a w szczególności twardość i odporność zmęczeniowa, są powiązane z mikrostrukturą, która tworzy się na drodze przemiany austenitu w perlit. W literaturze wyróżnia się różne wielkości charakteryzujące kształt mikrostruktury, ale najczęściej opisuje się wielkość kolonii perlitu oraz odległość międzypłytkową odpowiednio oznaczane D_c oraz S_0 .

Rozmiar kolonii perlitu

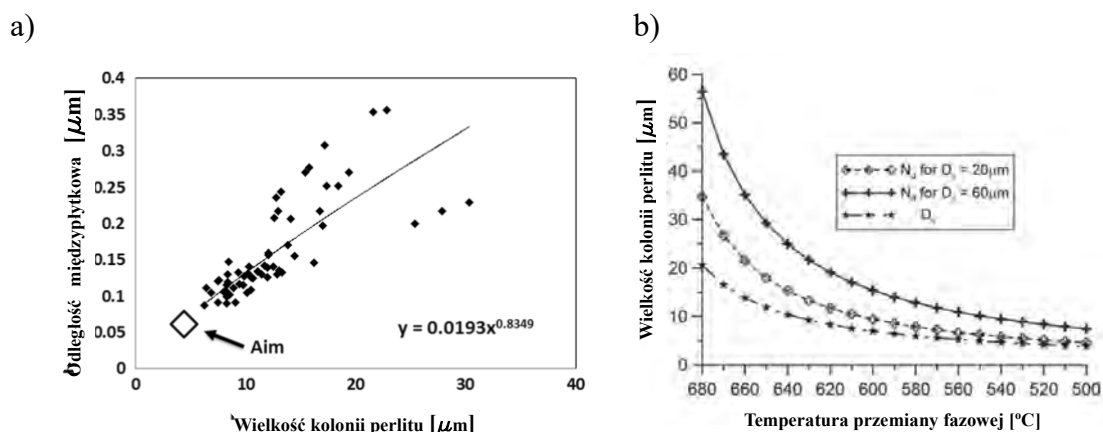
W jednej z publikacji [17] opracowano matematyczny model umożliwiający przewidywanie parametrów mikrostruktur, który wskazuje na to, że zmniejszenie temperatury początku przemiany perlitycznej do zakresu 530 - 570 °C [18] powoduje znaczne zmniejszenie odległości między płytkami cementytu oraz rozmiaru kolonii perlitu. Dodatkowo w zależności od dynamiki przemiany w inny sposób formuje się kształt kolonii perlitu.

Dla wyższych temperatur przemiany za zakresu 600 – 650 °C kolonie osiągają kształt ziarnisty – mniej uporządkowany. Natomiast dla niższych w zakresie 500 - 570 °C mają kształt kolonialny, bardziej uporządkowany. Oba schematy zostały przedstawione na rysunku 2.5a i b.



Rysunek 2.5. Typy morfologiczne perlitu [17] a) perlit ziarnisty b) perlit kolonialny; D_γ - wielkość ziarna pierwotnego austenitu, D_c - wielkość kolonii perlitu, D_p - wielkość ziarna perlitu

W publikacjach [17, 19–21], zaobserwowano, że wraz z malejącym rozmiarem kolonii perlitu maleje również odległość między płytkową (Rysunek 2.6a). Otrzymywana wartość D_c jest różna i może się mieścić w przedziale 5 – 20 μm (Rysunek 2.6b). Rozbieżność w otrzymywanych wartościach jest związana z intensyfikacją zarodkowania w mniejszych ziarnach austenitu i krótszym okresie rozrastania się kolonii. Zhang w [19] przedstawia, że zmniejszenie temperatury przemiany sprzyja tworzeniu bardziej jednorodnych kolonii o małym ziarnie D_c rzędu 5 – 7 μm . Potwierdzają to także wyniki Dey’a [20], gdzie następuje mikroregulacja niobem, która prowadziła do obniżenia temperatury przemiany, co skutkowało mikrostrukturą zwartych, drobnych kolonii perlitu. Z kolei Bhattacharyya [21] wskazuje, że im mniejszy rozmiar kolonii perlitu tym wyższe są parametry wytrzymałościowe.



Rysunek 2.6. Dla stali perlitycznych a) zależność odległości między płytkową od wielkości kolonii [21] b) zależność wielkości kolonii w zależności od temperatury przemiany [17]

Innym z kluczowych celów mikrostruktury perlitu jest poprawa wytrzymałości zmęczeniowej, co jest szczególnie istotne w kontekście stosowania stali szynowych. W badaniach Garbarza i Pickeirnga [22] udowodniono, że kolonialna forma perlitu, o wysokiej gęstości granic kolonii cechuje się wyższą udarnością oraz odpornością zmęczeniową.

W publikacji [17] zaproponowano zależność na podstawie, której przy znanej temperaturze przemiany perlitycznej możliwe jest określenie wielkości kolonii austenitu. Przedstawia się ona następująco:

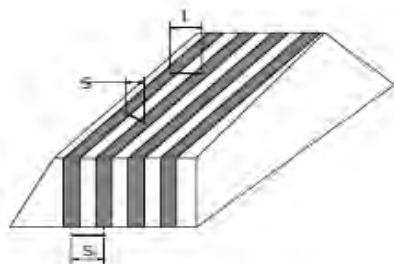
$$\frac{1}{D_c} = 0,857 - 0,001189 * (T_p - 273) \quad (2.1)$$

Gdzie: T_p - temperatura przemiany perlitycznej podawana w $^{\circ}\text{K}$ oraz D_c - wielkość kolonii perlitu.

Zgromadzone wyniki badań oparte o symulacje numeryczne i laboratoryjne wskazują, że najkorzystniejsze właściwości mikrostruktury otrzymuje się przy możliwie najniższej wartości temperatury przemian perlitycznej (500 - 570 $^{\circ}\text{C}$). To oznacza, że przy pomocy kontrolowanego chłodzenia z dostatecznie dużą szybkością, można osiągnąć mikrostrukturę, która zapewni kolonialny typ morfologii perlitu o możliwie małej wielkości ziarna, a w konsekwencji zwiększone właściwości zmęczeniowe oraz odporność na kruche pękanie.

Wpływ odległości międzyplytkowej w perlicie na właściwości mechaniczne stali

W celu dokładnego opisanie morfologii mikrostruktury należy odpowiednio zdefiniować charakteryzujące ją cechy. Przy pomiarze odległości pomiędzy płytkami perlitu ważne jest, aby uwzględnić fakt nierównomiernego rozłożenia perlitu w całym materiale. Pochylenie i względne ułożenie płytek perlitu względem obiektu różni się prawie dla każdej z nich, co ilustruje rysunek 2.7.



S_0 – rzeczywista odległość pomiędzy płytkami perlitu
 S – odległość między płytkami perlitu
 L – odcinek prostej pomiędzy dwoma osiami płytki cementytu

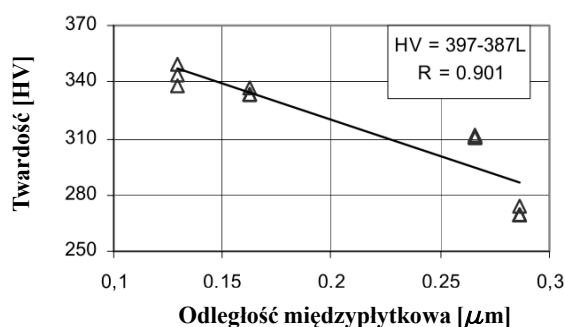
Rysunek 2.7. Zależność między odległościami zmierzonymi i rzeczywistymi pomiędzy płytkami perlitu

Perlit ze względu na typ morfologii dzielimy na ziarnisty i kolonialny. Natomiast jeżeli dokonujemy klasyfikacji w odniesieniu do mikroskali oraz odległości międzyplytkowej to wyróżniamy dwa główne typy.

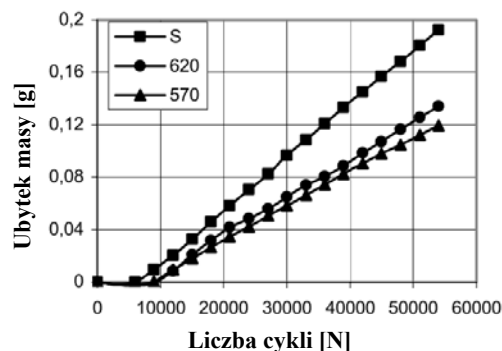
Pierwszy z nich jest sorbit o dużej odległości między płytkami cementytu osiągającymi wartość powyżej 250 nm oraz temperaturze przemiany sięgającej powyżej 650 °C. Drugim typem, który wyróżniamy jest troostyt, gdzie płytki cementytu są usytuowane w średniej odległości od siebie 150 nm, a temperatura przemiany wynosi zazwyczaj poniżej 600 °C. Przy odległościach między płytkami cementytu w granicy 150 – 250 nm mówimy o perlicie przejściowym [4].

Na podstawie badań ustalono, że mikrostruktury o mniejszej odległości międzyplytkowej charakteryzować powinny się wyższą odpornością na zużycie ściernie oraz większą twardością. Wykazano również, że większa odległość lamel powoduje podatność na deformacje plastyczne. Zależność twardości od odległości międzyplytkowej oraz zależność odporności na ścieranie w zależności od zastosowanej obróbki cieplnej przedstawiono na rysunku 2.8a i b [14].

a)



b)



Rysunek 2.8. Wpływ odległości międzyplytkowej na właściwości a) zależność twardości od odległości międzyplytkowej w stali eutektoidalnej b) zależność trwałości zmęczeniowej od zastosowanej obróbki cieplnej, gdzie odległość międzyplytkowa dla poszczególnych wariantów wynosiła: S – 278 nm, 620 – 173 nm, 570 – 141 nm. 620 i 570 oznaczają odpowiednio temperaturę zachodzenia przemiany fazowej

Właściwości mikrostruktury perlitu są powiązane ze składem chemicznym stali i temperaturą przemiany perlitycznej. W miarę obniżania się temperatury początku przemiany, maleje odległość między płytkową. Wpływ składu chemicznego na przebieg przemiany perlitycznej był badany przez Kuziaka. Przedstawiany przez niego model przebiegu przemiany uwzględnia okres inkubacji oraz rozrostu ziaren perlitu. Okres inkubacji został opisany przez następujące równanie [17]:

$$\tau = \frac{KT_{exp}(\frac{Q}{RT})}{(T_0 - T)^w} \quad (2.2)$$

Gdzie: τ - okres inkubacji, T - temperatura w skali absolutnej, T_0 - temperatura przemiany fazowej, Q - energia aktywacji 114 500 J/mol, K - parametr zależny od składu chemicznego stali, który przedstawia się następująco:

$$K = 2,6 - 1,44C - 2,95C^2 + 0,69Mn + 1,5 Mn^2 + 13,9Cr + 65,5 Cr^2 \quad (2.3)$$

Na podstawie równania (2.3) w odniesieniu do równania (2.2) można wywnioskować, iż wpływ parametru K ma bezpośredni wpływ na temperaturę rozpoczęcia przemiany perlitycznej. Oznacza to, że wzrost ilości węgla podnosi wartość temperatury początku przemiany perlitycznej, natomiast zwiększenie takich pierwiastków jak mangan i chrom powodują obniżenie tej temperatury.

Odległość między płytkową jest wynikiem przemiany perlitycznej z określoną dynamiką. Na podstawie odległości pomiędzy lamelami możliwe staje się wyznaczenie podstawowych właściwości mechanicznych badanego materiału. Zależność pomiędzy temperaturą początku przemiany, a odległością między płytkową została opisana w publikacji [23]:

$$\frac{1}{S_0} = A - B \left((T_p - 273) \right) \quad (2.4)$$

Gdzie: S_0 - odległość między płytkową T_p - temperatura przemiany perlitycznej wyznaczonej w Kelwinach, która jest obliczana na podstawie równania JMAK oraz zmienne A i B są zależne od składu chemicznego:

$$A = 129,28 - 54,373Mn - 4,378 Cr - 17,5 Si \quad (2.5)$$

$$B = 0,1783 - 0,723Mn - 0,121Cr - 0,274Si \quad (2.6)$$

W publikacji [23], wytrzymałość na rozciąganie została przedstawiona jako zależna od przeciętnej średniej drogi swobodnej dyslokacji w płycie ferrytu oznaczanej jako χ zgodnie z zależnościami:

$$R_{0,2} [MPa] = 259 + 0,087\chi^{-1} \quad (2.7)$$

$$R_m [MPa] = 773 + 0,058\chi^{-1} + 122Si \quad (2.8)$$

Gdzie:

$$\chi = 2(S_0 - t) \quad (2.9)$$

$$t = 0,15S_0C \quad (2.10)$$

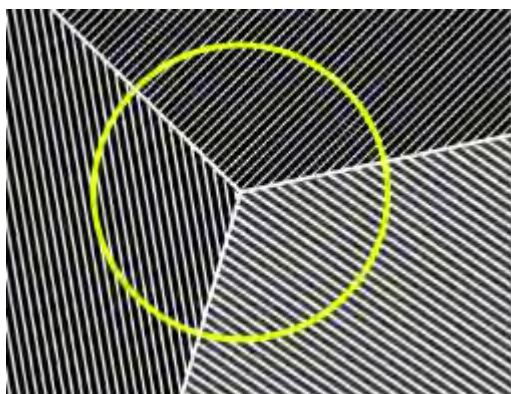
C i Si odpowiednio oznaczają udział procentowy węgla i krzemu w obrabianej stali. Na podstawie wyznaczonej odległości międzypłytkowej istnieje również zależność określająca twardość materiału w skali Brinella [18]

W praktyce zdefiniowanie morfologii perlitu określa się na fotografiach wykonanych na mikroskopie skaningowym. W literaturze jest wiele metod pomiaru odległości między płytkami cementytu w perlicie, natomiast najwiarygodniejsze wydają się dwie metody. Pierwszą z nich jest metoda CLM (circular line method) [24], która polega na objęciu okręgiem o określonej średnicy granicy 3 kolonii perlitu i wyznaczeniu ilości przecięć płytek perlitu z okręgiem. Metoda ta została przedstawiona na rysunku 2.9a oraz opisana równaniem (2.11)). Drugą metodą jest LIM (linear intercept method), która polega na wyznaczeniu odcinka o określonej długości na przestrzeni jednej kolonii perlitu i wyznaczeniu ilości przecięć płytek cementytu z odcinkiem [25]. Przykład pomiaru metodą LIM przedstawiono na rysunku 2.9b.

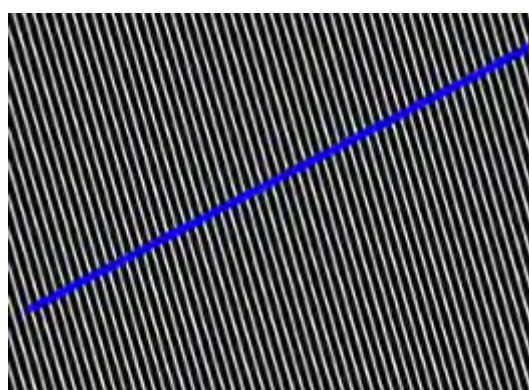
$$S_p = \frac{1}{2} * \frac{L}{N} \quad (2.11)$$

Gdzie: S_p – odległość międzypłytkowa, L – obwód okręgu oraz N – liczba przecięć płytek z okręgiem dla wybranej próbki

a)



b)



Rysunek 2.9. Metoda pomiaru odległości między płytkami cementytu w perlicie a) CLM oraz b) LIM

Podsumowując: w literaturze występuje wiele zależności opisujących dynamikę przemiany, kształt mikrostruktury oraz właściwości mechaniczne perlitu. Są to jednak zależności wyznaczane na podstawie badań prowadzonych na próbkach, które są wykonane z materiału przetwarzanego określoną technologią (odlewane, walcowane lub kute) oraz o różnym składzie chemicznym. Są to czynniki, które powodują, że otrzymane zależności nie są uniwersalne i nie zawsze dają poprawne wyniki. Badania w tym obszarze więc są nadal aktualne.

2.2.3 Wpływ obróbki plastycznej na właściwości mechaniczne stali eutektoidalnych i około eutektoidalnych

Stale perlityczne o zawartości węgla w zakresie 0,6 – 0,8% są szeroko wykorzystywane w produkcji takich elementów jak druty, pręty sprężynowe, szyny kolejowe czy tramwajowe.

Wszystkie powyższe elementy podlegają procesom walcowania lub ciągnięcia. Obróbka plastyczna odgrywa znaczącą rolę w modyfikacji właściwości mechanicznych poprzez wpływ na mikrostrukturę perlitu. Czynnikiemami wpływającymi negatywnie na kształt mikrostruktury stali perlitycznej są grubo płytkowa budowa perlitu oraz wydzielenia ferrytu przedeutektoidalnego. Zjawiska te zostały przedstawione odpowiednio na rysunku 2.10a i b

a)



b)



Rysunek 2.10. Mikrostruktura drutu o średnicy 4,8 mm po ciągnięciu walcówki ze stali C70D2 a) propagacja pęknięć w koloniach perlitu grubopłytkowego oraz a) miejsce zarodkowania pęknięć w obszarach ferrytu przedeutektoidalnego [25]

Podstawowe procesy obróbki plastycznej to walcowanie, kucie, wyciskanie, tłoczenie ciągnięcie. Wszystkie te procesy mogą być stosowane do stali perlitycznych.

Wpływ ciągnięcia na stale perlityczne

Procesy ciągnięcia są prowadzone na zimno, dlatego odkształcenia są znacznie mniejsze niż w innych procesach przeróbki plastycznej. Sama mechanika procesu powoduje, że ziarna perlitu ustawiają się w kierunku ciągnięcia, co jest przyczyną modyfikacji mikrostruktury z izotropowej na anizotropową. Dodatkowo przy procesach ciągnięcia nie zachodzi rekrytalizacja i zdrowienie dynamiczne, co powoduje wzrost wytrzymałości materiału i spadek ciągliwości [26].

Spadek ciągliwości w tym przypadku jest spowodowany przez wzrost gęstości dyslokacji w wyniku umocnienia na zimno, jak również przez sprężyste odkształcenie, które powoduje zwiększenie przestrzeni w lukach międzywęzłowych i powoduje, że nowe miejsca w sieci zajmują pierwiastki obce takie jak np. węgiel, tworząc atmosfery Cottrella. Atomy międzywęzłowe wraz z atmosferą utrudniają ruch atomom metalu [27].

Przykładem wykorzystania procesu ciągnięcia w obróbce stali perlitycznych jest wytwarzanie drutów stosowanych jako zbrojenie opon samochodowych. Drut przerobiony plastycznie w ten sposób posiada zbliżone właściwości do stali hartowanej. Dodatkowo mikrostruktura materiału ma falistą postać, gdzie wcześniej regularnie ułożone, sąsiadujące ze sobą kolonie perlitu przyjmują kształt zniekształconych kłębków naprzemiennie ułożonych płytek ferrytu i cementytu. Na rysunku 2.11a i c zilustrowano schemat oraz wygląd regularnej formy perlitu. Natomiast na rysunku 2.11b i d przedstawiono sposób kształtowania się perlitu w procesie ciągnięcia drutów do opon samochodowych [26].

a)



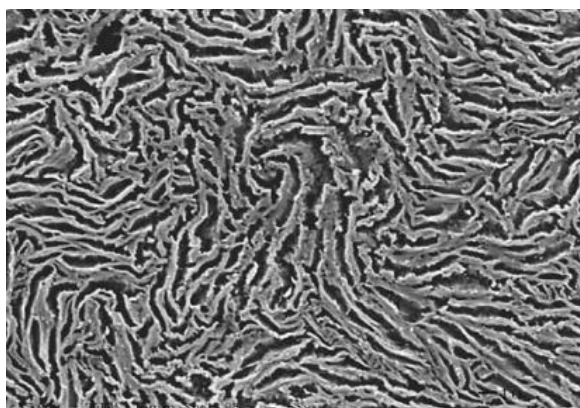
b)



c)



d)



Rysunek 2.11. Mikrostruktura perlitu po procesie ciągnięcia a) kolonie perlitu w nieodkształconym materiale b) kolonie perlitu po procesie ciągnięcia c) kolonie perlitu w nieodkształconym fragmencie stali d) kolonie perlitu w ciągniętym drucie [26]

Stale perlityczne poddane procesowi ciągnięcia wyróżniają się niską szerokością kolonii perlitu, falistą postacią płytek ferrytu i cementytu (w obrębie dawnego ziarna austenitu). Odkształcenie również może powodować rozpuszczanie się cementytu, co skutkuje przesyceniem ferrytu.

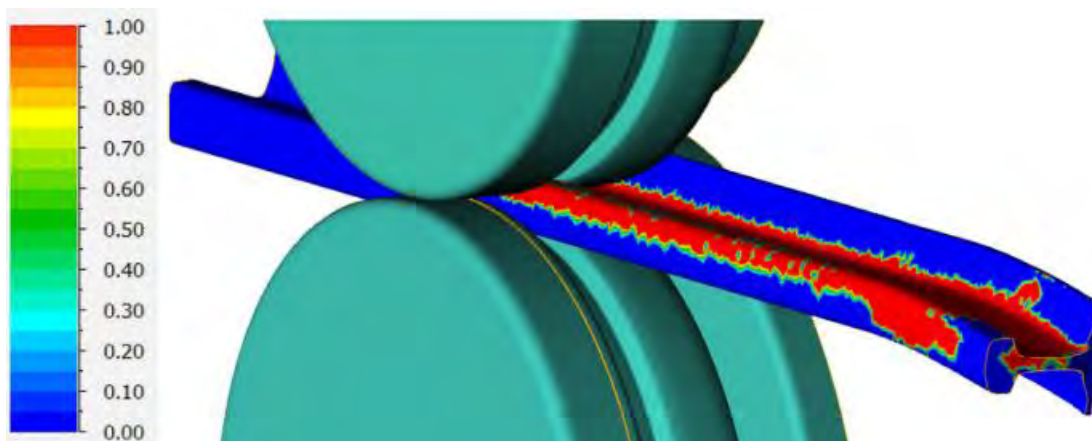
Wpływ walcowania na stale perlityczne

Walcowanie na gorąco stali perlitycznej stanowi kluczowy etap, szczególnie w technologii wytwarzania szyn. Proces pozwala nie tylko na nadanie odpowiedniego kształtu, ale także w znaczący sposób wpływa na mikrostrukturę perlitu, a przez to ma właściwości mechaniczne materiału. W trakcie kształtowania materiału ważne jest, aby kontrolować przebieg procesu i kontrolować przemiany fazowe w taki sposób, aby nie otrzymać mikrostruktury bainitu lub martenzytu.

Podczas walcowania stali perlitycznych mają miejsce dwa kluczowe zjawiska, zdrowienie i rekrytalizacja dynamiczna, prowadzące do intensywnego rozdrabniania ziaren perlitu. To skutkuje zmniejszaniem się odległości międzypłytkowej (S_0), zmniejszaniem wielkości kolonii perlitu (D_c) lub ziaren perlitu (D_p). Na skutek tych zmian zachodzących w trakcie procesu kształtowania dochodzi do poprawy właściwości mechanicznych. Rozdrobniona mikrostruktura po walcowaniu wpływa bezpośrednio na wzrost twardości, granicy plastyczności oraz wytrzymałości na rozciąganie [28, 29].

Walcowanie to proces, w którym szyna jest kształtowana przez kilkanaście par narzędzi. Materiał wstępnie nagrany do temperatury 1150 – 1200 °C wielokrotnie zmienia temperaturę, chłodząc się pomiędzy operacjami oraz zwiększając swoją temperaturę w wyniku odkształcenia

plastycznego w kolejnych przepustach. Pod wpływem odkształcenia oraz temperatury stal ulega rekryształizacji dynamicznej co pozwala na osiągnięcie drobnego ziarna, redukcji naprężeń i ujednolicenia mikrostruktury. Podczas walcowania szyn udział rekryształizacji dynamicznej został uznany za mniejszy niż udział rekryształizacji statycznej. Udział rekryształizacji dynamicznej w procesie walcowania po ostatniej operacji został przedstawiony na rysunek 2.12. Warto zauważyć, że obszar zachodzenia procesu rekryształizacji dynamicznej obejmuje główkę oraz szyjkę szyny, co jest zjawiskiem korzystnym dla końcowych właściwości ze względu na rozdrobnienie ziarna.



Rysunek 2.12 Udział rekryształizacji dynamicznej po ostatniej operacji walcowania [28]

Wpływ kucia na stale perlityczne

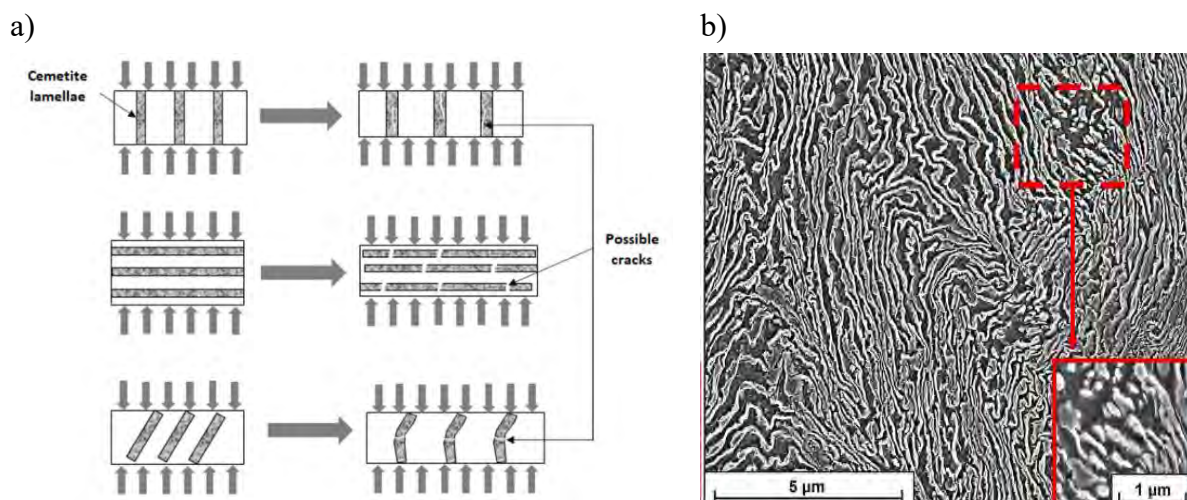
Procesy kucia, jako intensywna forma odkształcania plastycznego, wpływa nie tylko na kształt geometryczny elementów, ale także na mikrostrukturę stali perlitycznej. Wysokotemperaturowe kucie, jakie ma miejsce w przypadku kształtowania iglic kolejowych, prowadzi do rozdrobnienia kolonii perlitu, zwiększenia jednorodności oraz mniejszej anizotropii mechanicznej.

W literaturze został zbadany wpływ technik intensywnego odkształcenia na skutek kucia wielokierunkowego (MDF -Multi Directional Forging) na właściwości mechaniczne oraz mikrostrukturę kutej stali perlitycznej.

Na próbce wykonanej ze stali SAE 1080 wykonano 12 cykli MDF w temperaturze otoczenia o różnych stopniach odkształcenia [30]. Amplituda odkształcenia wynosiła $\Delta\epsilon = 0,3$, natomiast łączne odkształcenie wynosiło $\epsilon_T = 10,8$. Największe zmiany zaobserwowano w zakresie początkowych cykli odkształceń, gdzie krzywa naprężenie – odkształcenie wykazuje szybki przyrost naprężenia, aż do osiągnięcia wartości $\epsilon_T = 0,9$. Drugą istotną zmianą jest spadająca wartość granicy plastyczności, którą można zaobserwować po 6 cyklu, gdzie $\epsilon_T > 5,4$. Związane jest to z efektem zmiany kierunku obciążenia.

W odniesieniu do mikrostruktury materiału wyjściowego zaobserwowano również zniekształcanie zarówno kolonii jak i pojedynczych płytek cementytu. Jako skutek kolejnych operacji MDF zaobserwowano: ścinanie, wyginanie, fragmentację cementytu na cząstki $< 50 \mu m$ oraz różną odległość między płytkami. W zależności od wartości odkształcenia, do wartości $\epsilon_T = 1,8$ odległość między płytkami wzrastała a następnie malała.

Mechanizm defragmentacji płytek w wyniku zmiany kierunku obciążenia oraz kształt zdefragmentowanej mikrostruktury przedstawiono odpowiednio na rysunku 2.13a i b.

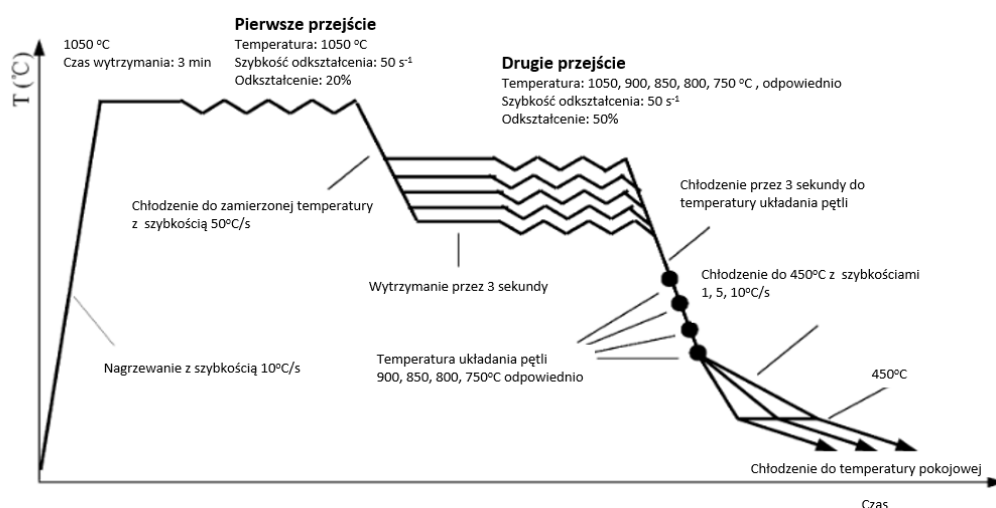


Rysunek 2.13. Wpływ cyklicznego kucia na mikrostrukturę stali perlitycznej a) mechanizm defragmentacji lameli w trakcie przeprowadzania metody MDF b) zdefragmentowana mikrostruktura perlitu płytkowego w stali SAE 1080 o $\varepsilon\tau = 10,8$. [30]

2.2.4 Wpływ obróbki cieplnej na mikrostrukturę stali perlitycznych

Obróbka cieplna stali perlitycznych polega na wyżarzaniu lub chłodzeniu stali z określoną szybkością. Stale perlityczne są stosowane w wielu gałęziach przemysłu. Parametry obróbki cieplnej zależą między innymi od wymiarów i kształtu obiektu poddawanego procesowi.

W przypadku stali perlitycznych przeznaczonych do wytwarzania sprężyn obróbka jest wieloetapowa i pozwala na chłodzenie materiału z dowolnymi szybkościami. Schemat obróbki cieplno – plastycznej perlitycznej stali sprężynowej 60SiMnA w kilku przejściach został przedstawiony na rysunku 2.14 [31].



Rysunek 2.14. Schemat obróbki cieplno - plastycznej stali 60SiMnA [31]

Tak skomplikowana wieloetapowa obróbka jest możliwa ze względu na relatywnie mały rozmiar sprężyn w porównaniu do szyny kolejowej oraz samą technologię jej wytwarzania. Mała objętość cieplna powoduje, że energia, jaką odbiera się z materiału na drodze obróbki cieplnej jest względnie niska i proporcjonalna do masy wyrobu. Dla szyn kolejowych

obrabianych w przemyśle, rzadko stosuje się obróbkę, w której w jednym cyklu prowadzi się zarówno chłodzenie jak i nagrzewanie do określonej temperatury. Wynika to z faktu, że kształtowniki osiągają często długość kilkuset metrów. Dlatego też w niniejszym rozdziale - zostanie opisany wpływ każdego z zabiegów osobno.

Wpływ wyżarzania na strukturę stali perlitycznej

Wyżarzanie jest jednym z najważniejszych procesów obróbki cieplnej stosowanych w celu modyfikacji mikrostruktury i właściwości mechanicznych stali eutektoidalnych. Proces ma na celu redukcję naprężeń wewnętrznych, ujednolicenie mikrostruktury oraz zwiększenie ciągliwości materiału.

Z analizowanych badań wynika, że wyżarzanie w temperaturze około 600 °C prowadzi do sferoidyzacji cementytu, co wpływa na poprawienie plastyczności [32]. Wykazano, że w tej temperaturze dochodzi do rozpadu lamel perlitu i prowadzi to do powstania ziaren ferrytu. Dalsze wyżarzanie powoduje wzrost tych ziaren i jednocześnie zgrubienie cząstek cementytu. To obniża wytrzymałość, gdyż zmniejsza umocnienie poprzez granice ziaren [33]. Z punktu widzenia stali szynowych jest to zjawisko niedopuszczalne, gdyż te powinny charakteryzować się w pełni strukturą perlityczną i dużą wytrzymałością [2].

Wpływ kontrolowanego chłodzenia na stal perlityczną

Z publikacji dotyczących obróbki cieplnej stali eutektoidalnych o zawartości węgla na poziomie 0,71% C [34] oraz publikacji dotyczących obróbki cieplnej stali szynowych [17] wynika, że stal eutektoidalną powinno się chłodzić z szybkością z przedziału 3 - 20 °C/s. W rzeczywistości wyniki w literaturze diametralnie różnią się między sobą, co może być spowodowane różnicami w historii odkształcania materiału oraz zawartością dodatków stopowych. W publikacji [29] przedstawiono różne warianty chłodzenia. Jednak wszystkie z nich opierały się na chłodzeniu stali szynowej od temperatury z zakresu 800 – 1000 °C, gdzie mikrostruktura była jeszcze w pełni austenityczna, do momentu przemiany perlitycznej, która miała miejsca na poziomie 650 °C. Chłodzenie odbywało się w sposób ciągły o stałej szybkości, która była zdefiniowana, jako współczynnik kierunkowy liniowego przebiegu krzywej chłodzenia w zakresie 800 – 1000 °C do T_p (temperatury początku przemiany perlitycznej). Przemiany przeprowadzane w ten sposób w zakresie szybkości 0,25 – 10 °C/s charakteryzowały się strukturą perlityczną.

Jednoznacznie wskazuje się na fakt, że zwiększenie szybkości poza wspomniany zakres będzie skutkować otrzymaniem mikrostruktury martenzytu, co jest zjawiskiem niepożądanym w kontekście stali szynowych. Celem zabiegu kontrolowanego chłodzenia jest osiągnięcie możliwie maksymalnej twardości przy zachowaniu ciągliwości oraz odporności zmęczeniowej materiału.

2.3 Wymagania stawiane stalom perlitycznym

Lamelarna budowa perlitu zapewnia korzystne połączenie względnie wysokiej wartości wytrzymałości na rozciąganie, odporność na ścieranie oraz umiarkowanej ciągliwości i udurowienia. Ten zestaw właściwości powoduje, że stal perlityczna ma szerokie zastosowanie inżynierskie w różnych dziedzinach przemysłu.

W praktyce stale o strukturze perlitycznej są szeroko stosowane w produkcji szyn kolejowych, linek stalowych, części maszyn oraz narzędzi pracujących w warunkach kontaktowych i zmęczeniowych. Płytkowa morfologia perlitu, umożliwia kontrolowanie otrzymywanych na drodze obróbki właściwości mechanicznych, poprzez regulowanie rozmiaru kolonii perlitu i odległości międzyplątkowej.

Wysoka twardość i odporność na zużycie ściernie stali perlitycznej znajduje zastosowanie zarówno w produkcji szyn, jak i obręczy taboru kolejowego (pary pracującej ze sobą) [32, 35], ze względu na dobre właściwości zmęczeniowe jest również wykorzystywana w przemyśle motoryzacyjnym [36]. Stal perlityczna znajduje także zastosowanie w produkcji części maszyn, takich jak wały, koła zębate, osie napędowe. Ich odporność na ścieranie powoduje, że przekładnie z nich wykonane są bardziej trwałe [37].

W niniejszej części pracy zostaną przedstawione przykłady przemysłowego zastosowania stali perlitycznych. Rozpatrywane będą te wyroby, które przed osiągnięciem ostatecznego kształtu oraz właściwości są przerabiane plastycznie.

Stale na druty

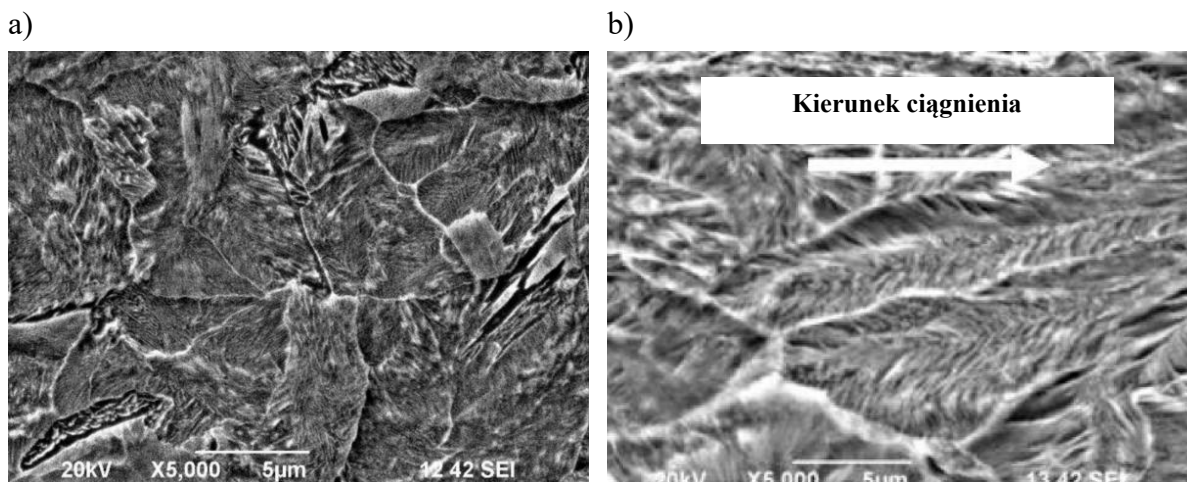
Do produkcji drutu zbrojeniowego stosowanego w oponach samochodowych wykorzystuje się stal wysokowęglową o zawartości węgla w zakresie 0,70–0,95% C. Typowy skład chemiczny tej stali, oprócz węgla, może zawierać również domieszki takich pierwiastków jak: Mn, Cr, Cu, Co, które poprawiają właściwości mechaniczne, odporność na zużycie i korozję. Skład chemiczny przykładowej stali perlitycznej stosowanej do wytwarzania drutów w oponach samochodowych zaprezentowano w tabeli 2.1 [38].

Tabela 2.1. Skład chemiczny stali sprężynowej SWRH 82A [38]

Gatunek stali	% udziału masowego				
	C	Si	Mn	P	S
SWRH 82A	0,8 – 0,85	0,15 – 0,3	0,45-0,6	≤0,02	≤0,02

Stale stosowane na druty przed obróbką cieplną wykazują mikrostrukturę perlityczną z domieszką wydzielen ferrytu oraz bainitu (Rysunek 2.15a). Taka mikrostruktura zapewnia podatność na wieloetapowy proces ciągnięcia. W całym procesie wytwórczym występuje kilka operacji, takich jak patentowanie, mosiądzowanie, ciągnięcie wstępne oraz ciągnięcie wykańczające.

Stal poddawana tylu zabiegom charakteryzuje się bardzo wysoką wytrzymałością na rozciąganie oraz wysokim stosunkiem granicy plastyczności do wytrzymałości na rozciąganie $R_e/R_m = 75-85\%$. Druty charakteryzuje również wysoka udarność oraz odporność zmęczeniowa. W mikrostrukturze tego typu wyrobów widoczny jest kierunku płynięcia materiału, dzięki wyraźnemu wydłużeniu kolonii perlitu w kierunku płynięcia materiału, co widoczne jest na rysunku 2.15b. Taki kształt mikrostruktury wskazuje na anizotropowy charakter materiału, gdzie lamele ułożone są w kierunku zbliżonym do równoległego względem osi drutu [36].



Rysunek 2.15. Mikrostruktura stali o zawartości 0,7% C a) przed ciągnięciem oraz b) po ciągnięciu dla tej samej stali [36]

Stale sprężynowe

Stale węglowe sprężynowe są przeznaczone do pracy w temperaturach, nieprzekraczających 150 °C, odznaczają się wysoką granicą plastyczności i dobrymi właściwościami sprężystymi po obróbce cieplnej. Ze względu na brak dodatków stopowych, mają wysoką zawartość węgla na poziomie 0,55 – 1,10% C, wyroby z tych gatunków w porównaniu do innych stali sprężynowych charakteryzują się małą hartownością oraz niską wytrzymałością na rozciąganie.

Do wytwarzania bardziej odpowiedzialnych elementów wykorzystuje się stale w skład, których wchodzi dodatki stopowe takie jak mangan, chrom, wanad oraz krzem. Jedną z popularniejszych stali sprężynowych o strukturze perlitycznej jest stal 60Si2MnA. Jest ona najczęściej ciągnięta na gorąco, a następnie zwijana w sprężyny i w międzyczasie dodatkowo grzana, chociaż dopuszcza się wariant kształtowania sprężyn na zimno. Nie posiada ona tendencji to odwęglania, ma dobre właściwości przy pracy na gorąco oraz niski koszt pierwiastków stopowych. Dodatkowo nie może być hartowana na zimno oraz jest słabo spawalna. Wykorzystuje się ją do produkcji elementów o wysokiej odporności na ścieranie jak wrzeciona obrabiarek oraz podkładki sprężyste stosowane przy mocowaniu szyn kolejowych. Jej skład chemiczny przedstawiony został w tabeli 2.2 [31]:

Tabela 2.2. Skład chemiczny stali sprężynowej 60Si2MnA [32]

Gatunek stali	% udziału masowego								
	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Ni	Cu
60Si2MnA	0,54-0,6	1,5-2,0	0,7-1,0	≤0,035	≤0,035	≤0,08 -0,16	≤0,35	≤0,35	≤0,25

Mikrostruktura, tak samo jak w przypadku innych stali perlitycznych, aby spełniała wymagania, musi wyróżniać się małą odległością między płytkową, małymi koloniami perlitu (perlit kolonialny) oraz małą ilością wydzielen ferrytu.

2.3.1 Wymagania stawiane stalom szynowym

Już w drugiej połowie XX wieku były prowadzone badania dotyczące właściwości stali perlitycznych wykorzystywanych w kolejnictwie. Z biegiem czasu wraz z postępem technicznym i ogólną potrzebą budowy nowych linii kolejowych wykonywanych w technicznych standardach interoperacyjności na rynkach sąsiadujących lub współpracujących ze sobą (jak na przykład linie w UE) wystąpiła potrzeba ujednolicenia zarówno kształtu szyny, jak i jej właściwości mechanicznych.

W związku z ujednoliceniem standardów technicznych wprowadzanych na terenie Unii, Europejskiej stale szynowe stosowane na kolejach konwencjonalnych powinny spełniać normy określone przez takie organizacje jak np. UIC (International Union of Railways) oraz ogólne normy europejskie [2, 39].

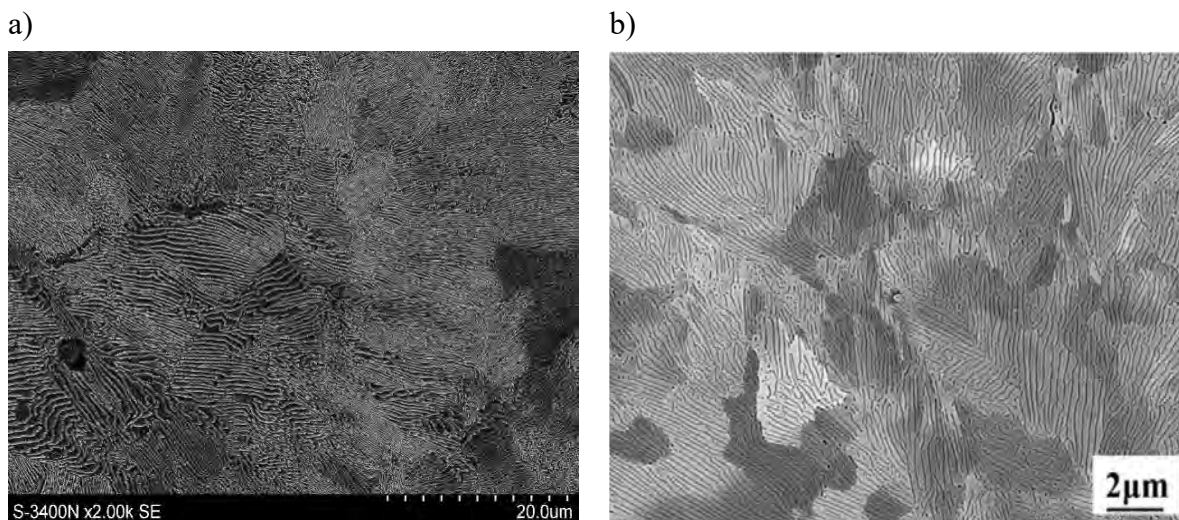
Jednym z nurtów ujednolicania i dążenia do interoperacyjności infrastruktury kolejowej na terenie UE jest wprowadzanie stali perlitycznych o standardowych oraz podwyższonych właściwościach mechanicznych. Stosowane one są na szlakach w zależności od ich przeznaczenia i obciążenia.

Obecnie najbardziej popularne gatunki stali perlitycznych stosowane w produkcji szyn to R260 oraz R350HT (stal o podwyższonych właściwościach mechanicznych). Oba z wymienionych gatunków wykorzystywane są na terenie Unii Europejskiej. Natomiast na rynkach azjatyckich do wytwarzania szyn kolejowych stosuje się również stale perlityczne, które mają oznaczenie U75V [40, 41]. Skład chemiczny tych stali przedstawiono w tabeli 2.3.

Udział węgla w stali szynowej U75V nie odbiega znacznie od tego w europejskiej stali R260 i R350HT, powodując, że wymienione gatunki stali są pokrewne. To co w dużej mierze świadczy o tożsamy właściwościach stali, to zawartość w składzie chemicznym podobnych ilości takich pierwiastków jak węgiel oraz mangan. Łączy je również typ morfologii materiału, gdyż składają się głównie z perlitu (Rysunek 2.16a i b)

Tabela 2.3. Skład chemiczny stali eutektoidalnych przeznaczonych na produkcję szyn kolejowych [2, 41]

Gatunek stali	% udziału masowego						R _m	A	Twardość
	C	Si	Mn	P	S	V	[MPa]	[%]	HB
R260	0,62-0,8	0,13-0,60	0,65-1,25	≤0,030	≤0,030	0,03	880	10	260 - 300
R350HT	0,72-0,8	0,13-0,60	0,65-1,25	≤0,025	≤0,030	0,01	1175	9	350 - 400
U75V	0,71-0,8	0,5-0,8	0,95-1,05	≤0,025	≤0,025	0,04-0,12	≥980	≥10%	280 - 320



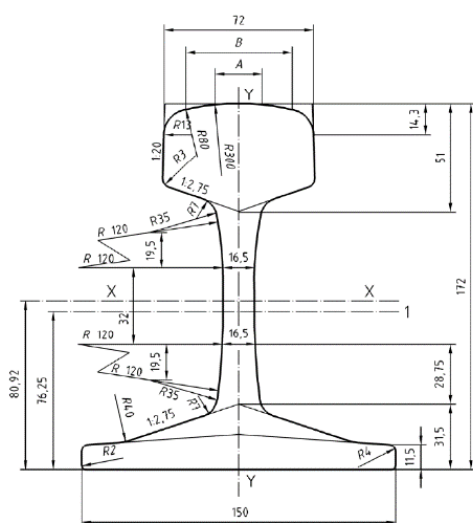
Rysunek 2.16. Mikrostruktury stali na szynie a) stal R350HT b) stal U75V [41]

W celu uzyskania pożądaných właściwości wytrzymałościowych szyn kolejowych, stosuje się zabiegi obróbki cieplnej w strefie przekroju, w którym zawiera się główka szyny [23]. W wymaganiach stawianych szynom kolejowym, z takich gatunków stali jak R260 i R350HT, przez normy [2] oraz na podstawie źródeł naukowych należy stwierdzić, że podstawowymi cechami materiału szyny kolejowej są [18]:

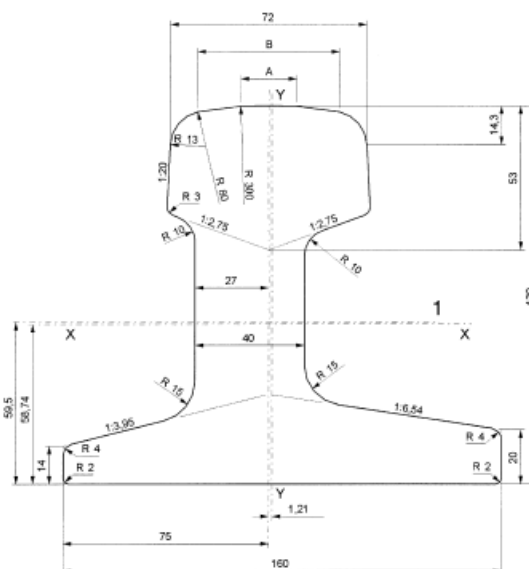
- Niska wartość odległości międzypłytkowej,
- Brak udziału w strukturze martenzytu lub bainitu,
- Wysoka twardość,
- Równomierny rozkład twardości na przekroju główki szyny,
- Brak wydzielenń ferrytu na granicach ziaren dawnego austenitu (dla stali R260 i R350HT).

Przytoczone źródła odnoszą się do właściwości i zabiegów obróbki cieplnej szyn o regularnym profilu. Natomiast w rozprawie doktorskiej poruszany jest nie tylko aspekt obróbki cieplnej, ale także wpływ obróbki plastycznej regularnych profili szynowych. Zabieg powtórnej obróbki plastycznej w postaci kucia (po walcowaniu) szyn kolejowych jest stosowany przykładowo w przypadku konieczności zmiany profilu 60E1A6 na profil 60E1. Różnice w profilach szyny kolejowej i iglicowej przedstawiono na rysunku 2.17a i b. Omawiany skomplikowany proces wykorzystywany jest w iglicy kolejowej, gdzie przejście jest wykonywane aby umożliwić stworzenie połączenia iglicy z pozostałą częścią rozjazdu, za pomocą spawania termitowego. Przekrój iglicowy jest niesymetryczny i o kształcie zupełnie inny od standardowego przekroju Vignole'a, co skutkuje zupełnie odmienną specyfiką płynięcia materiału w trakcie jego kształtowania.

a)



b)



Rysunek 2.17. Profile szyn a) profil standardowy 60E1 [2] b) profil iglicy 60E1A6 [39]

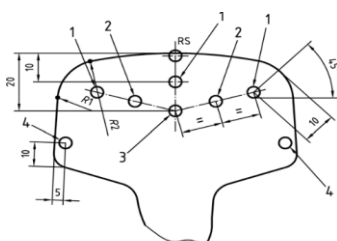
Twardość szyn różni się w zależności od gatunku stali wykorzystywanej do jej wytworzenia. Jednak nie przekracza ona wartości 400 HV w standardach europejskich dla kolei konwencjonalnych. W zależności od tego czy mierzona jest twardość w profilu walcowanym (Rysunek 2.17) czy w kutym (Rysunek 2.17a) to wymagania dotyczące pomiaru twardości potrafią być odmienne. Zostało to dokładnie opisane w normach w zakresie badań niszczących zarówno walcówek jak i odkuwek [2, 42].

Dlatego w dalszej części rozprawy doktorskiej oraz w części praktycznej odwołania będą dotyczyły schematów oraz wartości oczekiwanych przedstawionych na rysunku 2.18a - z norm. Dla stali walcowanej twardość mierzona jest punktowo (Rysunek 2.18a) i w zależności od gatunku musi ona osiągać zadane wartości (Rysunek 2.18c). Z kolei dla szyn przekuwanych, pomiar odbywa się w różnych przekrojach na profilach o różnym stopniu odkształcenia, ale zawsze w strefie główki szyny.

Pomiar twardości wykonywany jest w określonym kierunku wzdłuż każdej z lin T1-T4 (Rysunek 2.18b), od powierzchni tocznej co 2 mm w stronę stopki szyny. W ten sposób mierzone są wartości, które w zależności od głębokości pomiaru, muszą mieścić się w granicach wyznaczonych przez pogrubione linie przedstawione na rysunku 2.18d. Tak właśnie powstaje zbiór 15 punktów pomiarowych wzdłuż każdej z linii T1-T4.

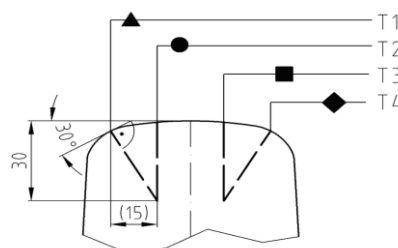
Szyna walcowana

a)



Szyna przekuwana

b)

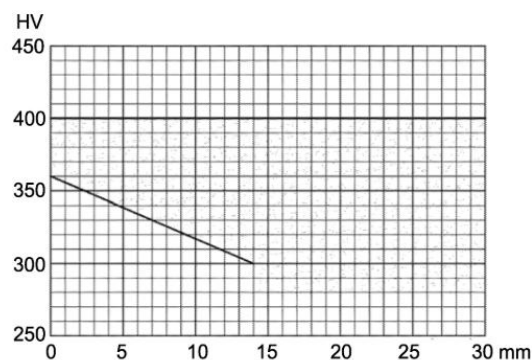


c)

Pozycja	Gatunek stali						
	R200	R220	R260	R260Mn	R320Cr	R350HT	R350LHT
	Twardość (HBW)						
RS ^a	200-240	220-260	260-300	260-300	320-360	350-390 ^b	350-390 ^b
1						min 340	min 340
2						min 331	min 331
3						min 321	min 321
4						min 340	min 340

^a RS = Punkt na centralnej linii powierzchni tocznej szyny.
^b Jeżeli twardość jest wyższa niż 390 HBW ale nie przekracza 405 HBW, parametrem akceptowalności szyny jest potwierdzona mikrostruktura perlityczna.

d)



Rysunek 2.18. Miejsca pomiaru twardości na główce szyny a) walcowanych [2] b) kutech [42] c) wartości wymaganych twardości w zależności od stosowanego gatunku stali dla szyn walcowanych [2] oraz d) zakres twardości wyznaczone przez pogrubione linie dla przekuwanej szyny wykonanej ze stali R350 HT [42]

Wymagania stawiane wartościom twardości oraz wytyczne dotyczące stosowanej metodyki zawarte normach PN-EN 13674-1 oraz PN-EN 16273 są uznawane za referencyjne w zakresie stosowania na terenie PKP PLK S.A. [43].

Natomiast w kontekście szyny najistotniejszym jej elementem jest główka, która ma bezpośredni kontakt z kołem przejeżdżającego taboru. To właśnie w obszarze główki na skutek kontaktu obręcz koła-szyna materiał zużywa się w wyniku zużycia ściernego. W tym obszarze materiał również pracuje zmęczeniowo. Ze względu na wymienione powyżej dwa czynniki ważne jest, aby to właśnie w tym obszarze szyna charakteryzowała się najbardziej optymalnym rozkładem twardości. Oznacza to konieczność zachowania struktury perlitycznej celem utrzymania właściwości zmęczeniowych oraz udarności.

Jednym z nurtów badań prowadzonych w kontekście podniesienia trwałości szyn kolejowych jest próba aplikacji szyn wykonanych z innego gatunku stali o wyższej twardości oraz strukturze bainitycznej [44–46]. Przykłady właściwości takiej stali zestawiono w tabeli 2.4.

Tabela 2.4. Właściwości mechaniczne stali bainitycznych [46]

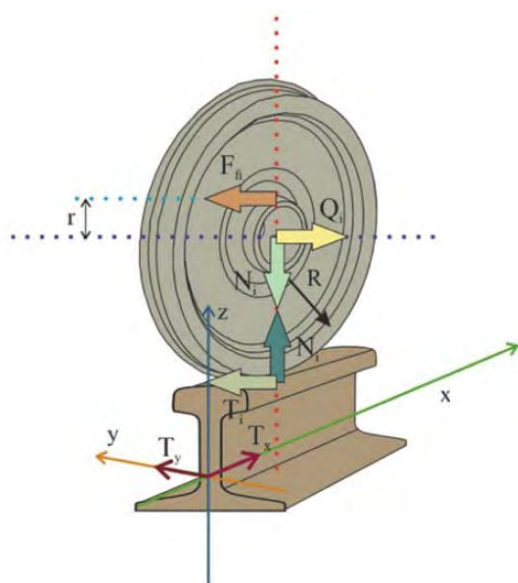
Gatunek stali	HBW	R _m [MPa]	R _e [MPa]	A, %	KCV _{+20°C} , J
R370B	372	1211	843	12,2	41,3
R390B	390	1350	829	13,9	62,0

Obecnie jednak tego rodzaju stal nie znajduje zastosowania ze względów ekonomicznych oraz zgodności technicznej z materiałem obręczy kół taboru. Zbyt wysoka twardość szyny może powodować szybkie zużycie materiału obręczy. Jednakże może prowadzić do pęknięcia obręczy zestawu kołowego w krytycznych przypadkach, gdzie obciążenie dynamiczne działające na szynę gwałtownie wzrasta. Przy doborze twardości szyny należy brać pod uwagę, że zbyt mała twardość materiału może skutkować szybszym zużyciem ściernym szyn, ale zbyt wysoka może powodować zużycie obręczy kół.

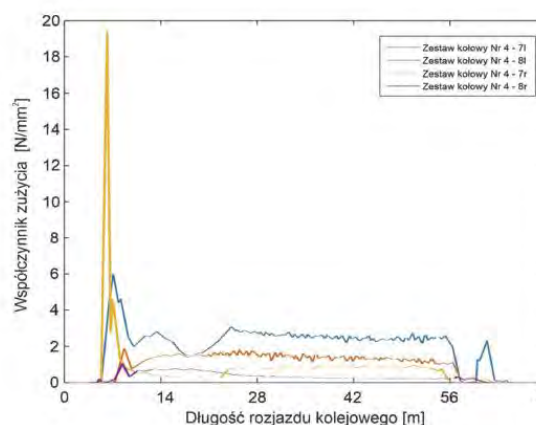
2.3.2 Wymagania stawiane przekuwany fragmentom iglic kolejowych

Iglice kolejowe to jedne z najczęściej wymienianych elementów infrastruktury kolejowej. Są elementami odpowiedzialnymi za bezpieczeństwo oraz nadawanie kierunku jazdy przejeżdżającym przez rozjazdy taborom. Iglice kolejowe są obiektami narażonymi na stałą eksploatację oraz obciążenia zarówno statyczne jak i dynamiczne. Składowe tych sił są zależne od prędkości oraz masy przejeżdżającego taboru. Schemat sił działających na parę obręcz – szyna została przedstawiona na rysunku 2.19a. Natomiast na rysunku 2.19b przedstawiono wykres obrazujący, jak zużywa się rozjazd kolejowy na całej swojej długości. Jak można zauważyć, w wymienionym przypadku największe zużycie ma miejsce na długości od 5 do 14 metra konstrukcji rozjazdu. Jest to obszar zabudowy iglic. Oznacza to, że właśnie one są poddane największym obciążeniom dynamicznym i podlegają najszybciej degradacji.

a)



b)



Rysunek 2.19. Układ obręcz – szyna a) siły działające na parę obręcz - szyna b) przebieg wartości współczynnika zużycia w zależności od punktu w rozjeździe kolejowym [47]

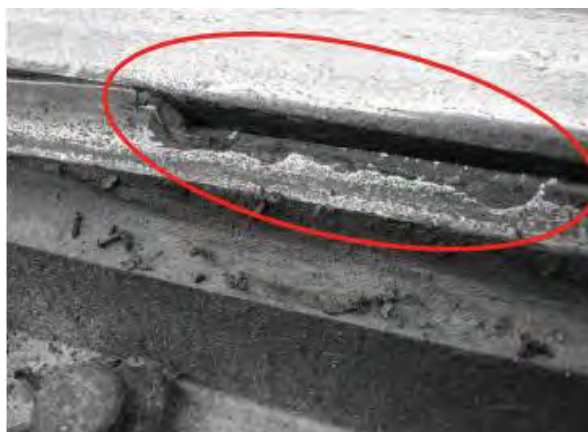
Iglica ze względu na swoją lokalizację oraz pełnioną funkcję w rozjeździe kolejowym jest najbardziej obciążonym elementem całego rozjazdu kolejowego. Dlatego właśnie jej zużycie potrafi być przyczyną przerwania przejezdności szlaków kolejowych.

Za funkcjonalność iglicy odpowiada głównie stan główki szyny. Jeżeli dochodzi do niedostatecznego rozłożenia twardości na jej przekroju w strefie przekutej, to ulega ona deformacji tracąc jednolity zarys na całej długości. Tak odkształcona szyna została przedstawiona na rysunku 2.20a [48]. Natomiast na rysunku 2.20b przedstawiono fotografię defektu szyny, kiedy nastąpiło wykruszenie materiału na skutek wadliwej struktury materiału powodującej obniżenie właściwości wytrzymałościowych [49].

a)

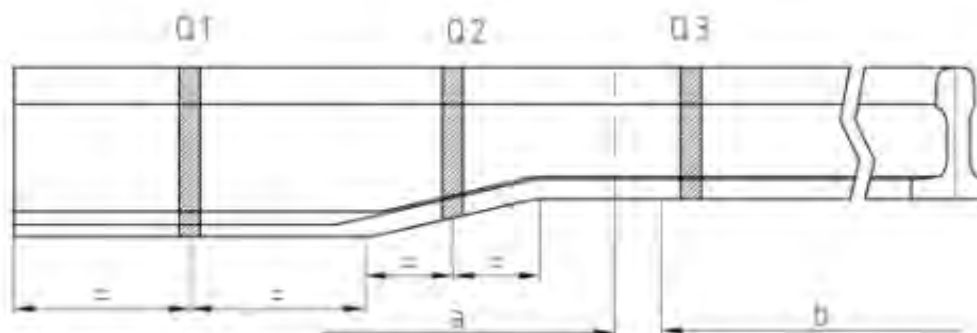


b)



Rysunek 2.20. Defekty iglicy a) zniekształcona główka szyny [48] b) wykruszenie materiału na główce szyny [49]

Iglica kolejowa w strefie przejściowej najpierw jest nagrzewana, potem formowana w kilku operacjach, a na koniec obrabiana cieplnie. Ilość powyższych zmian powoduje zachodzenie wielu procesów w mikrostrukturze materiału, dlatego ważnym jest, aby sprawdzać rozkład twardości zarówno na różnych przekrojach, jak i na powierzchni tocznej materiału. Położenie tych przekroi ściśle definiuje norma PN – EN 16273 [42] i wyróżnia ona kolejno strefy: nagrzewaną nieobrabianą plastycznie (Q1), strefę nagrzewaną obrabianą częściowo plastycznie, tzw. strefę przejściową o niejednorodnym przekroju (Q2) oraz strefę obrabianą plastycznie o przekroju wyjściowym o profilu Vignole’a (Q3). Podział przekrojów wg. normy został przedstawiony na rysunku 2.21.



Rysunek 2.21. Przekuwany fragment iglicy kolejowej z podziałem na przekroje Q1, Q2 i Q3 [42]

Strefy mają jednolite wymagania dotyczące rozkładu twardości na przekroju główki szyny. Sama metodologia pomiaru twardości zostanie opisana w części praktycznej pracy.

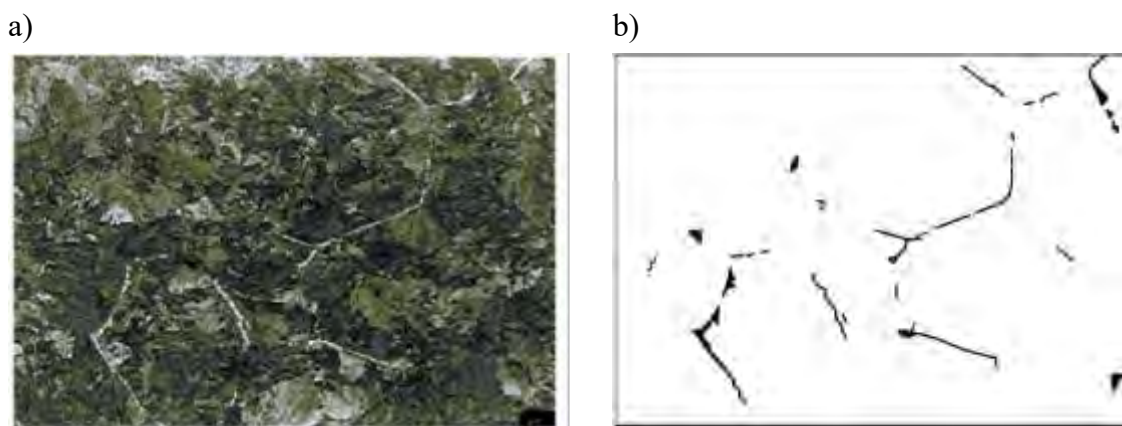
Istnieje wiele innych defektów w szynach kolejowych oraz w samych iglicach, natomiast dotyczą one takich procesów jak obróbka skrawaniem, łączenie, zabudowa i eksploatacja. Nie są one tematem niniejszej pracy, a wszystkie z rozpoznanych są zwarte w katalogu wad UIC [50].

Podsumowując, kluczowym dla trwałości iglicy, a przez to dla bezpieczeństwa ruchu kolejowego jest utrzymanie odpowiednich właściwości główki szyny. W przekuwanym fragmencie szyny z punktu widzenia obróbki cieplno – plastycznej sprowadza się to do

uzyskania odpowiedniej twardości oraz wytrzymałości zmęczeniowej. Właściwości te są z kolei powiązane z mikrostrukturą materiału.

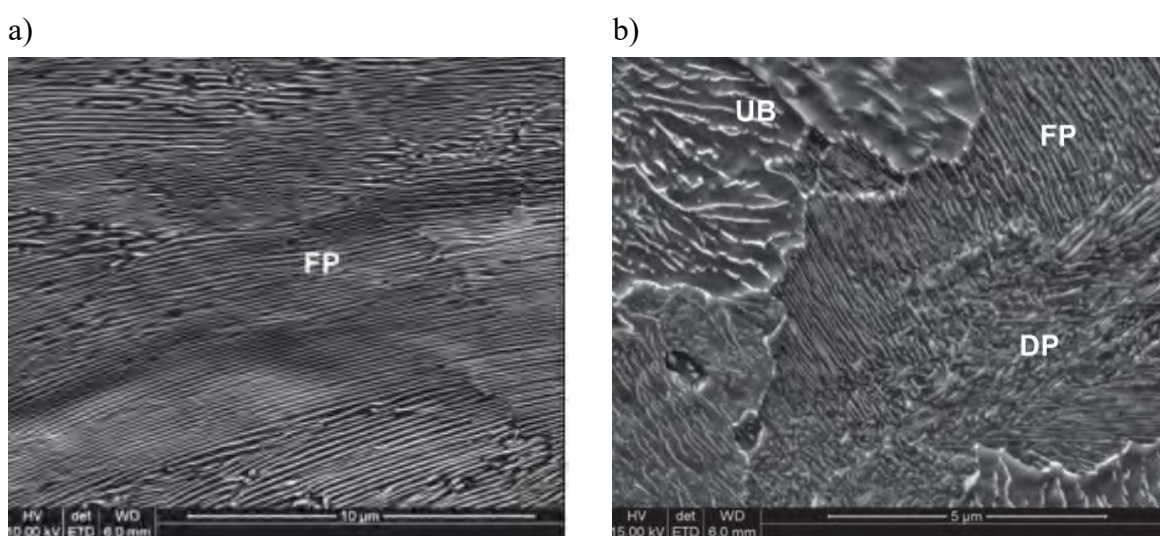
2.3.3 Wymagania dotyczące mikrostruktury

Dla wszystkich kształtowników wykonanych ze stali perlitycznych zawartych w normie PN-EN 13674-1 [2] wymagana jest mikrostruktura perlitu. Dopuszcza się występowanie otwartej siatki ferrytu na granicach dawnych ziaren austenitu jak na rysunku 2.22a i b. Natomiast niedopuszczalnym jest występowanie struktur bainitu lub ferrytu.



Rysunek 2.22 Dopuszczalna siatka ferrytu na granicach ziaren dla perlitycznych stali szynowych [2]

Stal szynowa osiąga mikrostrukturę perlityczną przy odpowiednio małej szybkości chłodzenia co wpływa na temperaturę przemiany. W badaniach przeprowadzonych dla stali R260 [51], zaobserwowano, że dla temperatury przemiany $T_p = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$ mikrostruktura osiąga morfologię drobnego perlitu (FP – fine pearlite). Natomiast dla $T_p = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$, w strukturze widoczne już są znaczące wydzielения górnego bainitu (UB – upper bainite) oraz perlitu zdegenerowanego (DP – degenerated pearlite). Porównanie wzorowej struktury ciągłego, drobnopłytkowego perlitu ze mikrostrukturą złożoną z wymienionych faz przedstawiono na rysunku 2.23a i b.



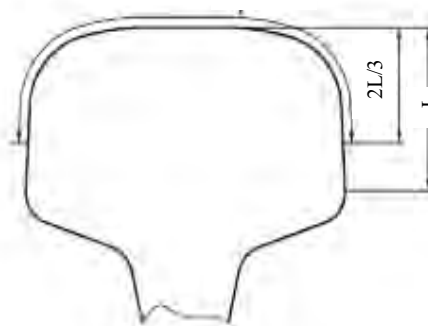
Rysunek 2.23. Struktura perlitu a) drobnopłytkowego oraz b) z wydzieleniami perlitu, perlitu zdegenerowanego oraz górnego bainitu

Kolejnym aspektem jest stopień odwęglenia na powierzchni tocznej główki szyny. Odwęglenie może być rezultatem nieodpowiedniej obróbki cieplnej i definiuje się je jako głębokość od powierzchni tocznej szyny, do której występuje zamknięta siatka ferrytu. W przypadku szyn zgodnie z normą PN - EN 13674-1 akceptowalna jest odległość 0,5 mm od powierzchni tocznej [2, 39]. Należy jednak dążyć do unikania występowania zjawiska odwęglenia w mikrostrukturze stali, ponieważ może ono skutkować obniżeniem wartości twardości na powierzchni główki co obniża odporność na zużycie ściernie oraz wytrzymałość zmęczeniową. Przykład odwęglonej struktury oraz zakres weryfikacji zjawiska wg. norm przedstawiono na rysunku 2.24a i b.

a)



b)



Rysunek 2.24. Odwęglenie szyny a) odwęglona strukturę perlitu przy pow. tocznej główki szyny oraz b) zakres weryfikacji wg. normy PN - EN13674-1[2]

2.3.4 Metody obróbki cieplnej stali szynowych

Procesy walcowania są projektowane w ten sposób, aby szyna po wyjściu z ostatniej pary narzędzi miała temperaturę powyżej A_{c1} . W literaturze jest to temperatura z przedziału 850 – 900 °C [17, 18, 29, 51]. Wówczas można rozpocząć obróbkę cieplną prowadzoną pod kontrolą w celu uzyskania jak największej ilości zarodków perlitu na granicach ziaren austenitu. Temperatura rozpoczęcia tego procesu oraz szybkość chłodzenia jaką stosuje się w tym procesie ma kluczowy wpływ na ostateczne właściwości stali. Jest to szybkość od 0,5 °C/s do 20 °C/s.

W zależności od szyny oraz typu kształtownika proponowane są różne technologie chłodzenia takie jak: chłodzenie wodą [52], mgłą wodno – powietrzną [53], sprężonym powietrzem [54] oraz przez zanurzenie w roztworach polimerów [51]. Wyniki oraz rezultaty otrzymane w badaniach znacząco się od siebie różnią zarówno pod względem otrzymywanej mikrostruktury, jak i odnotowywanej zależności szybkości chłodzenia względem twardości.

W publikacjach jednak brak jest wzmianek o obróbce cieplnej stali szynowych wcześniej przekuwanych z formy regularnego kształtownika. Dlatego temat poszukiwania mediów chłodzących oraz wyznaczania warunków obróbki cieplnej w zależności od strefy zostanie poruszony dokładnie w części praktycznej pracy.

2.4 Podsumowanie przeglądu literatury

Celem przeglądu literatury było przedstawienie specyfiki stali eutektoidalnych stosowanych w przemyśle. Opisano zależności pomiędzy mikrostrukturą stali a właściwościami mechanicznymi.

Ostateczna osiągnięta morfologia perlitu w stali jest efektem obróbki plastycznej, cieplnej, lub cieplno – plastycznej.

W odniesieniu do ciągnięcia zauważono, że przy obróbce plastycznej i zmianie mikrostruktury newralgicznymi punktami będącymi ogniskiem pęknięć są wydzielania wolnego ferrytu [25]. Dodatkowo wykazano [26], że dla stopnia odkształcenia $\epsilon_t = 2$ w ciągnięciu dochodzi do delaminacji mikrostruktury perlitu, co powoduje że staje się ona nieregularna i nieuporządkowana. W takiej sytuacji można nie uzyskać izotropowych właściwości materiału.

Natomiast w procesie walcowania w strefie główki szyny w trakcie obróbki plastycznej zachodzą procesy zdrowienia i rekrytalizacji dynamicznej. Oznacza to, że po procesie walcowania mikrostruktura jest zbliżona do wejściowej. Przedstawiono również, że po walcowaniu szyna powinna osiągnąć temperaturę 850°C, co można traktować jako punkt wyjścia do dalszej obróbki cieplnej [28]. Temperatury tej nie należy utrzymywać w materiale zbyt długo, gdyż prowadzi to do rozrostu ziaren austenitu, segregacji składników stopowych co w późniejszym etapie utrudnia lub uniemożliwia otrzymanie struktury perlitu kolonialnego, drobnopłytkowego.

Stwierdzono, że w zależności od stosowanego stopnia odkształcenia w temperaturze pokojowej wpływa on na kształt mikrostruktury, dla $\epsilon_t < 1,8$ odległość między płytkowa rośnie względem pierwotnej, natomiast dla $\epsilon_t > 1,8$ ta odległość maleje. Z kolei wykazano również, że dla odkształcenia $\epsilon_t > 5,4$ spada wartość granicy plastyczności, co należy uznać za zjawisko niepożądane [30].

Obróbka cieplna stali perlitycznych polega na kontrolowanym chłodzeniu wyrobu do momentu osiągnięcia mikrostruktury perlitycznej z temperatury powyżej A_{c1} . Wyroby nie powinny być przetrzymywane w zakresie temperatury, gdzie utrzymuje się mikrostruktura austenityczna.

W literaturze wymieniane są różne temperatury nagrzania materiału przed rozpoczęciem chłodzenia mieszczące się w zakresie od 850 °C do 1000 °C, z czasami od 15 s (zakładany czas międzyoperacyjny i przetransportowania szyny) do nawet 10 min [32]. Jednakże szybkości chłodzenia dla stali perlitycznych mieszczą się w zakresie pomiędzy 0,5 – 20 °C/s. Celem odpowiednio przeprowadzonej obróbki cieplnej jest uzyskanie struktury perlitu o morfologii uporządkowanych kolonii perlitu o ciągłych, nieprzerwanych lamelach oddalonych od siebie <150 nm [4]. Niektóre źródła wskazują, że należy jednak dążyć do otrzymania odległości między płytkowej na poziomie ok. 70 nm. Zbliżenie się do tej wartości będzie w pracy traktowane jako referencyjne.

W przeglądzie literatury odniesiono się do wymagań stawianych stalom perlitycznym. Niezależnie od typu zastosowania wskazuje się na ich dobrą wytrzymałość zmęczeniową, odporność na zużycie ścierne oraz niską cenę ze względu na małą zawartość drogich dodatków stopowych.

Zarówno w przypadku stali szynowych oraz tych stosowanych na druty oraz zbrojenia, jako główny czynnik warunkujący pożądany zestaw właściwości mechanicznych jest mikrostruktura perlitu o możliwie małych rozmiarach kolonii oraz niskiej odległości międzyplątkowej. Wyjątek stanowią druty, które w zależności od zastosowania posiadają właściwości izotropowe [31] lub anizotropowe [36].

Jednak w przypadku szyn dąży się do otrzymania regularnej struktury perlitu. Istotnym aspektem stali szynowej jest brak efektu odwęglenia oraz wydzieleń siatki ferrytu na granicach dawnego austenitu. Są to zjawiska niepożądane, które mogą być potencjalnym ogniskiem pęknięcia propagującego w głąb szyny [25].

Wymagania dotyczące twardości oraz wytrzymałości materiału w kontekście stali szynowych są przedstawione w normach [2, 39] i są uzależnione od typu obrabianej stali. Kluczowy jest regularny rozkład twardości w głąb główki szyny. Natomiast w kontekście przekuwanych fragmentów iglic istotnym jest również rozkład w stopce i na powierzchni główki szyny [42].

W literaturze brak jest wzmianek o obróbce cieplnej stali szynowych wcześniej przekuwanych. Poznanie mediów chłodzących oraz wyznaczania warunków obróbki cieplnej, które zapewnią uzyskanie mikrostruktury oraz właściwości zgodnych z normami jest więc bardzo aktualnym zagadnieniem i pozwoli znacznie podnieść trwałość szyn iglicowych.

3. Cele i teza pracy

Celami niniejszej pracy były:

- analiza procesu przemysłowego obróbki cieplnej szyn iglicowych ze stali R350HT pod względem uzyskanej mikrostruktury i właściwości mechanicznych,
- skonstruowanie stanowiska laboratoryjnego do kontrolowanej obróbki cieplnej szyn iglicowych ze stali R350HT,
- opracowanie zależności pomiędzy szybkością chłodzenia, a właściwościami i mikrostrukturą dla stali R350HT,
- opracowanie technologii obróbki cieplnej przekutego fragmentu iglicy kolejowej.

W ramach realizacji postawionych celów zaproponowano następującą tezę pracy „Dla stali R350HT przeznaczonej na szyny kolejowe, można uzyskać kluczowe właściwości mechaniczne oraz kształt mikrostruktury zgodny z normami przy szybkości chłodzenia w zakresie od 2 do 6 °C/s podczas obróbki cieplnej po wcześniejszym procesie kucia”.

4. Plan Badań

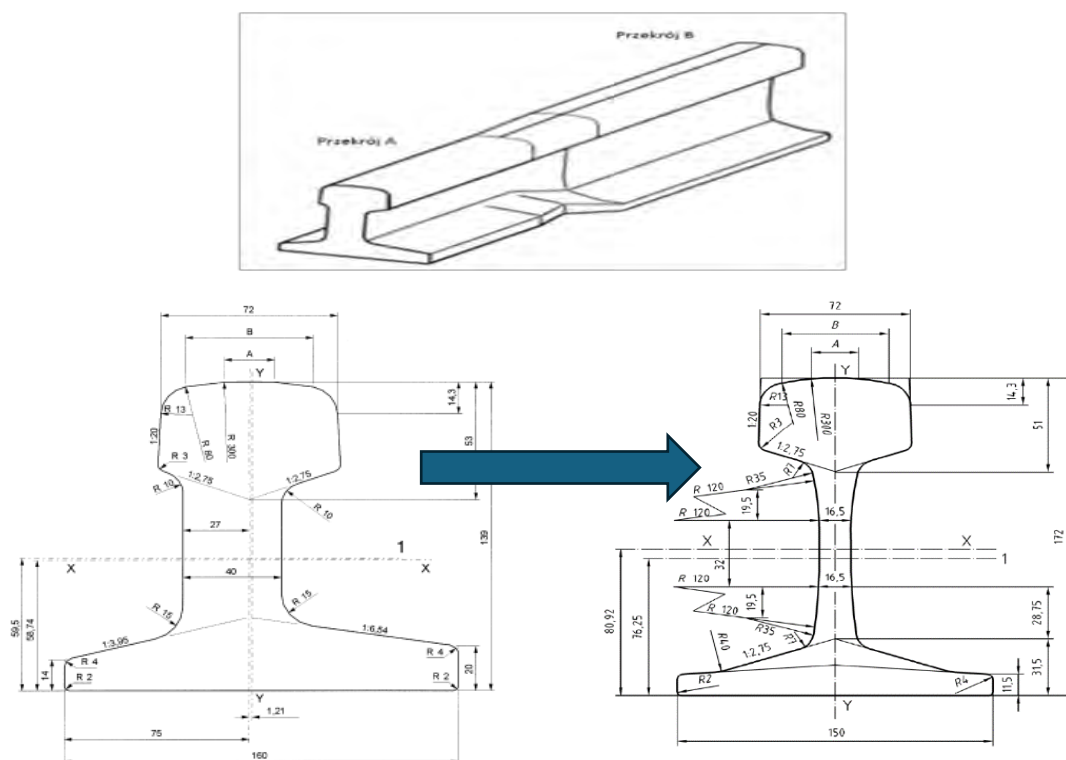
Zrealizowanie postawionych celów pracy oraz udowodnienie tezy pracy wymagało realizacji następujących badań:

- przeprowadzenie testów przemysłowych obróbki cieplnej iglic ze stali R350HT,
- wyznaczenie właściwości wytrzymałościowych przekutych fragmentów iglic po obróbce cieplnej w warunkach przemysłowych,
- badania mikrostrukturalne iglic po obróbce cieplnej w warunkach przemysłowych,
- wyznaczenia medium chłodzącego oraz zakresu wartości szybkości chłodzenia stali R350HT,
- przygotowanie wytycznych do obróbki cieplnej stali R350HT na podstawie badań dylatometrycznych,
- przeprowadzenie symulacji chłodzenia MES celem weryfikacji rozkładu szybkości chłodzenia na przekroju główki szyny, na rzeczywistej linii produkcyjnej oraz przy założeniach dotyczących laboratoryjnego stanowiska do obróbki cieplnej,
- projekt stanowiska laboratoryjnego do obróbki cieplnej iglic stali R350HT,
- budowa stanowiska laboratoryjnego do obróbki cieplnej iglic stali R350HT,
- obróbka cieplna szyn ze stali R350HT na stanowisku laboratoryjnym,
- określenie zależności pomiędzy szybkością chłodzenia a właściwościami i mikrostrukturą dla przekutych iglic wykonanych ze stali R350HT.

5. Proces wytwarzania i obróbki cieplnej iglicy kolejowej

W celu zrozumienia istoty problemu badawczego koniecznym jest poznanie całego łańcucha produkcyjnego iglic kolejowych z przekutym końcem. Szyny iglicowe to kształtowniki produkowane w walcowniach i po produkcji pojedyncze elementy osiągają kilkaset metrów. To oczywiście nie pozwala na zabudowę takiej szyny w rozjeździe, dlatego są one cięte na krótsze odcinki. Celem dostosowania iglicy do szyny zwykłej musi być ona przekuta na jednym z jej końców.

Ciągi aktualnie realizowanych technologii wywarzania szyn iglicowych są do siebie zbliżone, a różnice polegają na zastosowanych rozwiązaniach w składowych operacjach, np. manipulowanie dźwigiem lub dedykowanym manipulatorem, nagrzewanie płomieniowe lub indukcyjne, kucie 3, 4 lub 5 operacyjne itp. Na rysunku 5.1 przedstawiono schemat przekutego fragmentu iglicy kolejowej. Przekrojem wejściowym walcowanym jest profil szyny iglicowej 60E1A6 [39] natomiast wyjściowym profil Vignoela'a 60E1 [2].



Rysunek 5.1. Schemat zmiany przekroju w operacji kucia iglic kolejowych.

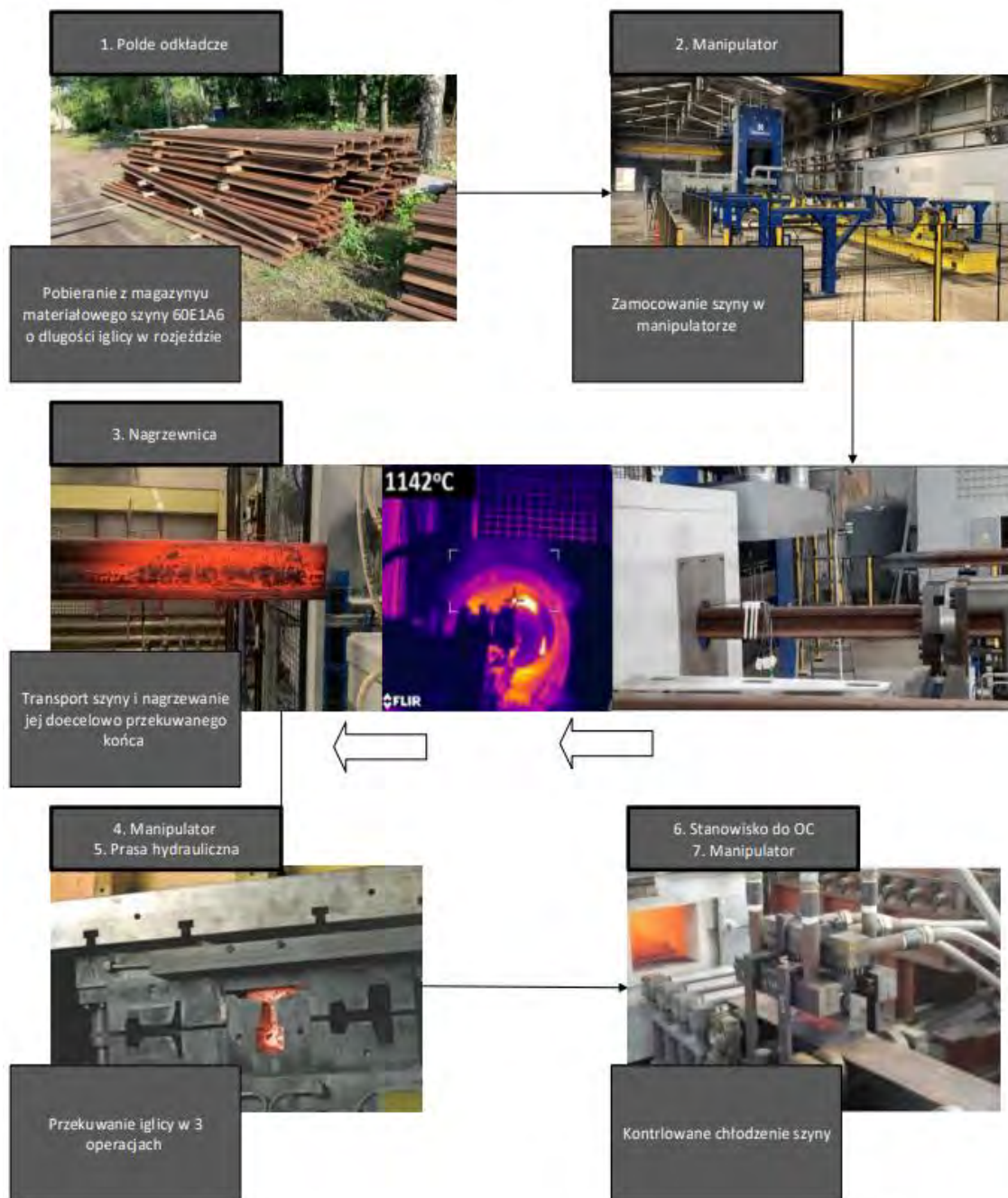
Na rysunku 5.2 przedstawiono schemat produkcji przekuwanych iglic kolejowych.

1. Materiał jest pobierany z magazynu, gdzie wcześniej przygotowane są szyny o profilu iglicowym (najczęściej profilu 60E1A6 lub 60E1A1) a następnie przenoszony w okolice manipulatora. Długość tych szyn wynosi od kilku do kilkudziesięciu metrów w zależności od rodzaju rozjazdu, w którym mają być zabudowane.
2. Zamocowanie szyny iglicowej w manipulatorze.
3. Po chwyceniu w ramiona robocze manipulator transportuje szynę do nagrzewnicy, gdzie wygrzewa się materiał w strefie przeznaczonej do przekuwania do

temperatury w zakresie 1240 – 1285 °C . Warto tutaj wspomnieć, iż iglica zaraz za strefą nieprzekuwaną osiąga temperaturę w zakresie 743 -790 °C.

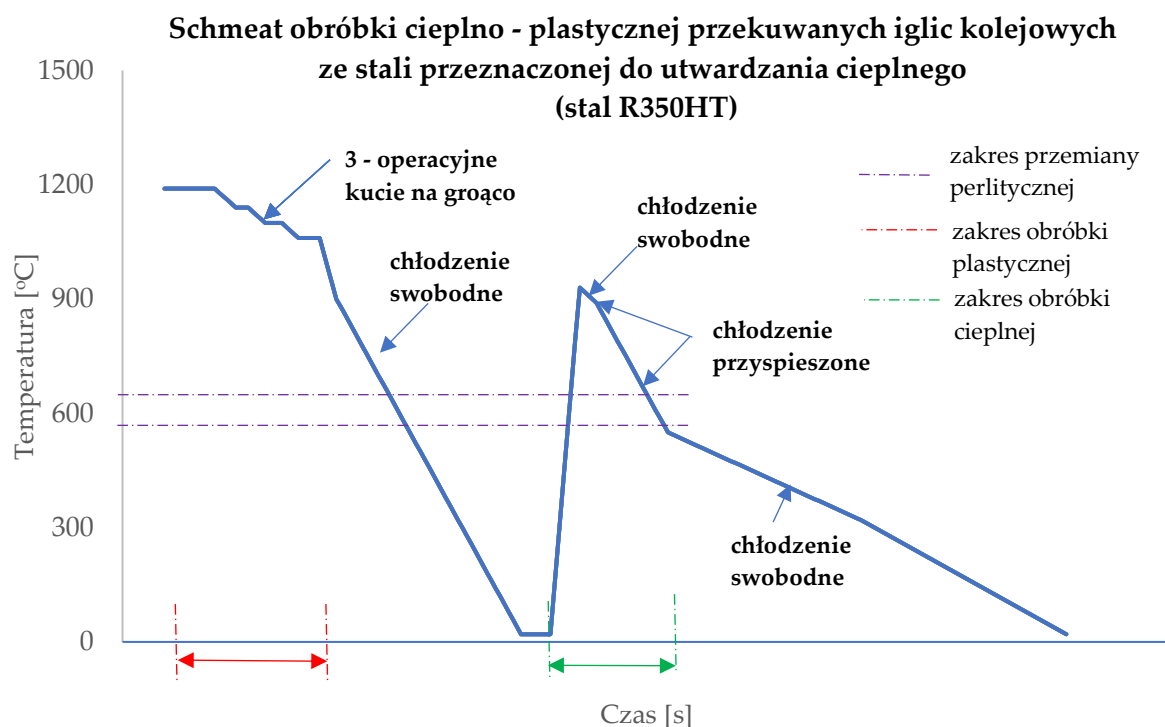
4. Materiał jest transportowany z komory nagrzewnicy do prasy.
5. Na prasie iglica jest przekuwana w 3 operacjach.
6. Manipulator przenosi iglicę z obszaru prasy do strefy obróbki cieplnej. Tam odbywa się proces kontrolowanego chłodzenia przekutego fragmentu [40].
7. Obrobiona szyna iglicowa trafia na pole odkładcze.

W późniejszym etapie szyna iglicowa jest obrabiana mechanicznie w celu dopasowania geometrii do reszty rozjazdu oraz usunięciu wypłytki.



Rysunek 5.2 Schemat technologii przekuwania iglic

W zakresie obróbki cieplno-plastycznej odkuwek szyn kolejowych przyjęto schemat przedstawiony na rysunku 5.3, który polegał na nagrzaniu materiału do temperatury 1200 °C. Po transporcie manipulatorami następowało kucie w trzech operacjach. Kolejno, gdy materiał już po obróbce plastycznej ma ok. 1100 °C wówczas następuje chłodzenie na powietrzu. Ponownie jest nagrzewany oraz obrabiany cieplnie (chłodzony z kontrolowaną szybkością).



Rysunek 5.3. Schemat obróbki cieplno-plastycznej

6. Materiał i metodyka badań

6.1 Badanie składu chemicznego

Badanie składu chemicznego wykonano przemysłowym spektrometrem SPECTROTEST firmy Spectro o szerokim spektrum rozpoznawanych materiałów, takich jak N, Li czy Na.

Pomiar składu chemicznego wykonywano w trzech punktach na dolnej powierzchni stopki szyny. Na rysunku 6.1a i b przedstawiono zdjęcia ukazujące lokalizację punktów pomiarowych na powierzchni stopki szyny po przekutej stronie kształtownika.

a)



b)



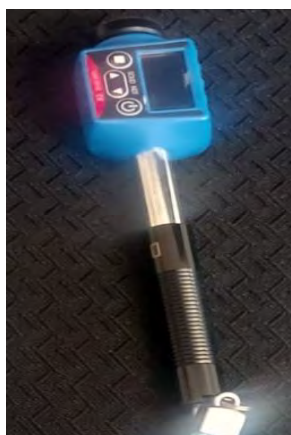
Rysunek 6.1. Pomiar składu spektrometrem a) lokalizacja badań miejsca pomiaru dla próbek a) przed OC b) po OC

6.2 Pomiar twardości

Pomiarów twardości dokonywano w dwóch etapach. Pierwszym z nich było badanie twardości na powierzchni główki oraz stopki szyny. Do tego wykorzystywano twardościomierz przenośny Leeb Lpad H110. To twardościomierz stosowany do pomiaru twardości odkuwek w warunkach przemysłowych. Twardościomierz oraz przykładowe oznaczenie na powierzchni tocznej szyny przedstawiono na rysunku 6.2a i b.

Do pomiaru twardości na przekrojach szyn w laboratorium, wykorzystywano twardościomierz LECO LM 100 AT z wbudowaną opcją mappingu (Rysunek 6.2c).

a)



b)



c)

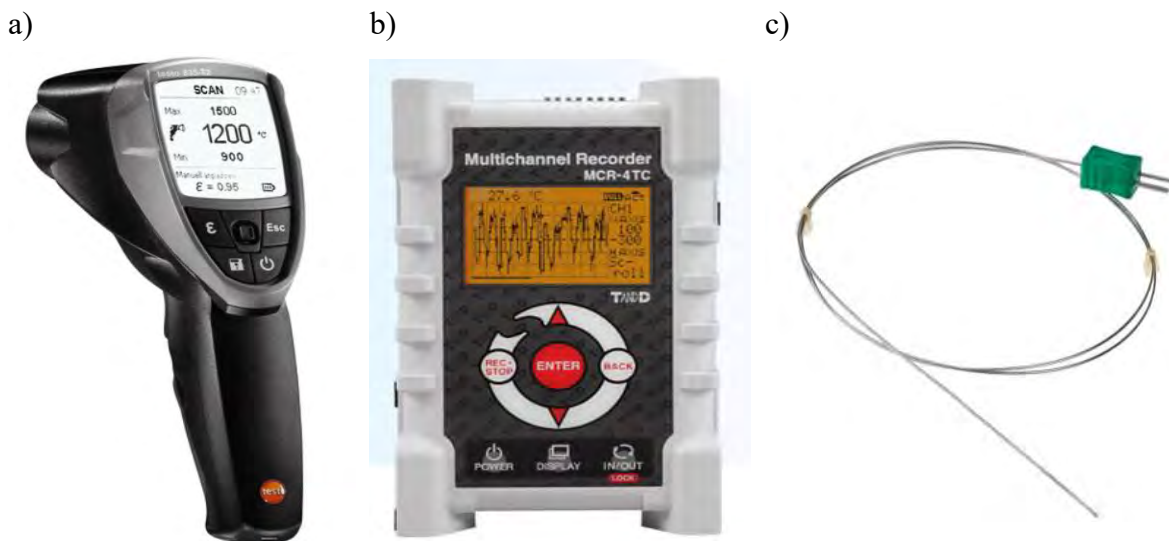


Rysunek 6.2. Pomiar twardości a) Twardościomierz Leeb Lpad H110 b) powierzchnia toczna przed wykonaniem pomiaru twardości c) twardościomierz LECO LM 100 AT

6.3 Pomiar zmian temperatury

W próbach przemysłowych do pomiaru temperatury oraz zmian temperatury na powierzchni tocznej szyny użyto pirometr testo 835-T2 o zmiennej ogniskowej oraz zakresie pomiaru temperatury do 1500 °C (rysunku 6.3a).

Pomiar zmian temperatury, zarówno dla próbek na szynie o pełnym przekroju, jak i na jego części odbywał się przy pomocy termopar, które były podłączone do urządzenia gromadzącego dane Multichannel Recorder MCR-4TC. Jednocześnie mogły być podłączone do niego maksymalnie cztery termopary typu K o średnicy 2 mm. Zestaw został przedstawiony na rysunku 6.3b i c.



Rysunek 6.3. Zdjęcia narzędzi do pomiaru temperatury a) pirometr testo 835-T2) b)urządzenie gromadzące dane Multichannel Recorder MCR-4TC c) termopara typu K o średnicy 2 mm

6.4 Mikroskopia optyczna, SEM, TEM

Do analizy mikrostruktury materiału wykorzystywano mikroskop optyczny GX – 51 marki Olympus, w którym możliwe powiększenie obrazu to 50x, 100x, 200x, 500x i 1000x. Służył on do przeprowadzenia wstępnych badań w celu ustalenia ogólnej morfologii materiału.

Do wykonania dokładniejszych obrazów wykorzystano SEM Zeiss Gemini Leo 1525. Mikroskop charakteryzuje się napięciem przyspieszającym w zakresie 0,5 – 20 kV, rozdzielczością 1,5 nm przy 20 kV i 3,5 nm przy 1 kV. SEM użyto przy pomiarze odległości międzypłytkowej. Próbki zarówno do badania na mikroskopie optycznym, jak i SEM polerowano na papierze wodnym SiC o gradacji od 800 do 4000, a następnie polerowano ściereczkami polerskimi Struers i zawieszinami diamentowymi o gradacji od 9 do 1 mikrometra.

Do analizy granic ziaren, defektów oraz zjawisk mikrostrukturalnych wykorzystano TEM znajdujący się na Politechnice Wrocławskiej w Instytucie Materiałów Zaawansowanych - Mikroskop ThermoFisher Scientific TALOS F200i. Obserwacje obejmowały konwencjonalne obrazowanie TEM oraz dyfrakcję elektronów w wybranym obszarze (SAED) z trybem obrazowania jasnego i ciemnego pola (BF/DF) w celu identyfikacji faz.

6.5 Badania wytrzymałości zmęczeniowej

Badania wytrzymałości zmęczeniowej przeprowadzono na MTS858 Bionix. Zakres obciążeń osiowych wynosił ± 25 kN (badania wykonano w zakresie 10,25 – 13,5 kN). Schemat próbki wykorzystanej do przeprowadzania badań został zawarty w późniejszej części pracy. Każdą z prób przeprowadzano do momentu osiągnięcia granicy $5 \cdot 10^6$ cykli lub do momentu zerwania próbki. Maszyna została przedstawiona na rysunku 6.4.



Rysunek 6.4. Maszyna wytrzymałościowa MTS 858 Mini Bionix

6.6 Materiał do badań

Ze względu na fakt, że składy chemiczne stali R260 i R350HT są niemalże identyczne, ponieważ skład R350HT różni się minimalnie wyższą zawartością węgla 0,1 %C od R260, wszystkie próbki zostały wykonane ze stali z oznaczeniem R350HT.

Do badań odkuwek wykorzystano przekute szyny iglicowe o profilu 60E1A6 na profil 60E1 o długości 6 metrów. Pierwszą z nich poddano kontrolowanej obróbce cieplnej polegającej na odtworzeniu właściwości mechanicznych w strefie HAZ (nie tylko odkształconej ale też przekutej). Druga z iglic nie została obrobiona cieplnie. Pozostała w stanie po przekuciu jako materiał odniesienia.

Próbki do badań na materiale rzeczywistym wykonywano z kształtowników o profilu 60E1 lub 60E1 A6 ze stali R350HT za pomocą piły taśmowej oraz drążarki elektroerozyjnej.

6.7 Próby dylatometryczne

W celu określenia wpływu stałej szybkości chłodzenia na temperaturę przemiany perlitycznej oraz mikrostrukturę wykonano badania dylatometryczne. Użyto próbek ze stali R350HT w kształcie wałeczków o przekroju pierścienia, gdzie zewnętrzna średnica wynosiła $\phi = 4$ mm, natomiast wewnętrzna $\phi = 2$ mm.

Badania przeprowadzono z użyciem dylatometru DIL805A/D/T (TA Instruments), (Rysunek 6.5) wyposażonego w głowicę pomiarową typu LVDT, o teoretycznej rozdzielczości: $\pm 0,05 \mu\text{m}$ oraz laser o rozdzielczości $\pm 0,1 \mu\text{m}$. Dylatometr posiada komputerowy system sterowania i rejestrowania danych doświadczalnych.

Nagrzewanie próbki w dylatometrze realizowano metodą indukcji za pomocą generatora o częstotliwości 250kHz. Dylatometr wyposażony jest w elektroniczną stabilizację tzw. „zimnych końców” i wskazania czujnika temperatury nie zależą od zmiany temperatury otoczenia w granicach $(-20^{\circ}\text{C} \div 50^{\circ}\text{C})$.

Nagrzewanie oraz wytrzymanie w zadanej temperaturze można przeprowadzać w próżni ($< 5 \times 10^{-4} \text{mbar}$), w atmosferze helu lub azotu. Chwilowe odchyłki temperatury od zadanej wartości nie przekraczały $\pm 0,3^{\circ}\text{C}$. Pomiar temperatury wykonywano za pomocą termoelementu typu S (PtRh10-Pt – standardowy termoelement stosowany w dylatometrze), o średnicy drutów 0,1mm, wykonanych w klasie I. Obie końcówki termoelementów przygrzewano do próbek w środku ich długości,



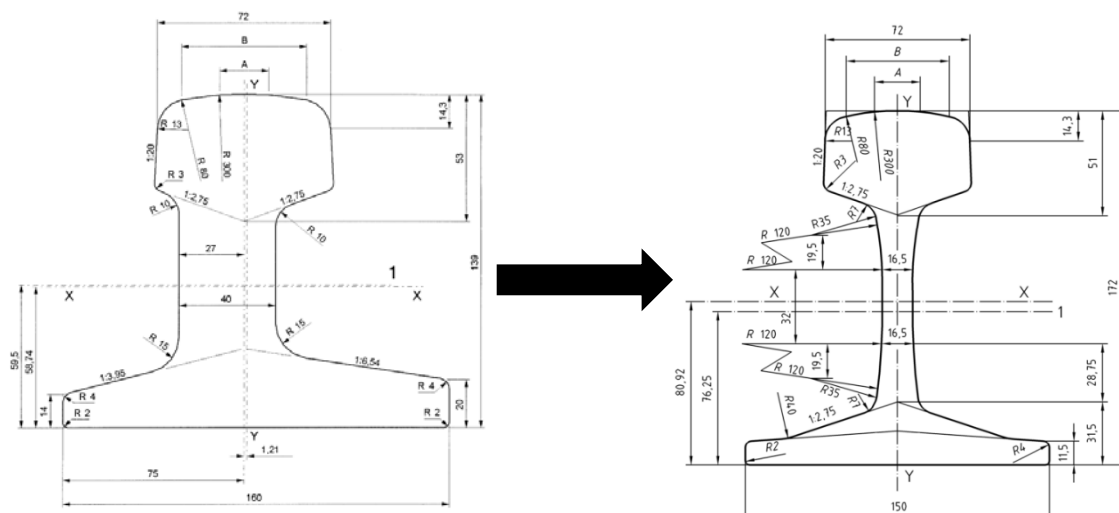
Rysunek 6.5. Dylatometr DIL705A/D/T

6.8 Sposób pobierania próbek do badań

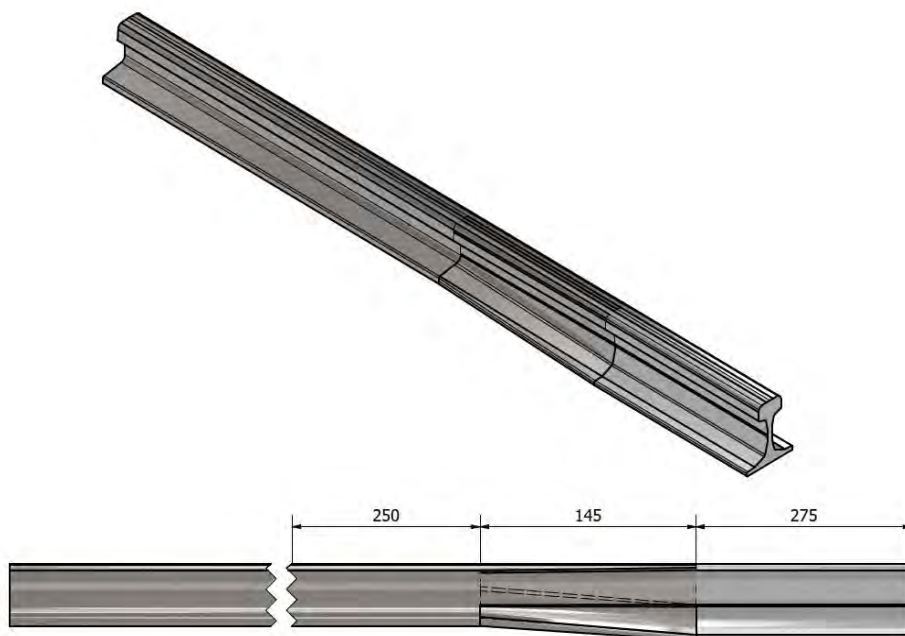
Materiałem wykorzystywanym do badań przemysłowych oraz laboratoryjnych były kształtowniki szynowe wykonane ze stali R350HT. Badaniom podlegały zarówno kształtowniki walcowane (iglice o profilu 60E1A6), jak i następnie przekuwane na przekrój szyny normalnej (na profil 60E1).

Metodyka badań wymagała uwzględnienia zarówno norm jak i własnych rozwiązań badawczych. Według instrukcji kolejowych [55] istnieje wiele dopuszczonych do eksploatacji profili iglicowych na rynku kolejowym. Zdecydowano się na podjęcie badań na wariancie najczęściej wykorzystywanym w praktyce (jeżeli chodzi o kształt) i podlegającym największemu odkształceniu. Jest to szyna iglicowa o profilu wejściowym 60E1A6, którą przekuwa się na profil 60E1. Na rysunku 6.6 przedstawiono kształt profilu początkowego i końcowego.

b)

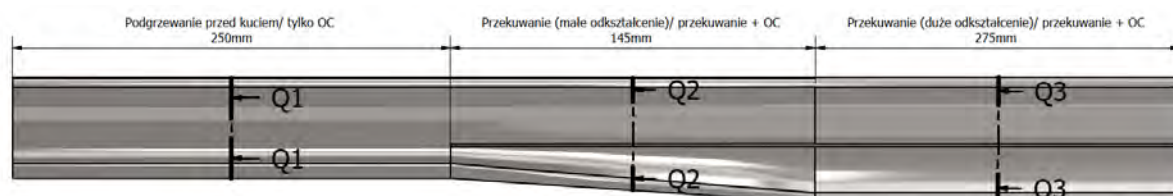


Całkowita długości fragmentu szyny badanej wynosiła 670 mm. Składała się ona z 3 zakresów. Pierwszy o długości 250 mm - strefa o profilu początkowym iglicowy - nieprzekuty, drugi zakres o długości około 145 mm - strefa przejściowa, gdzie materiał był częściowo przekuty oraz trzeci zakres o długości 275 mm, gdzie szyna była całkowicie przekuta z profilu 60E1A6 na profil 60E1 – strefa przekuta. Schemat szyny z podziałem na długości odpowiednich stref przedstawiono na rysunku 6.7.



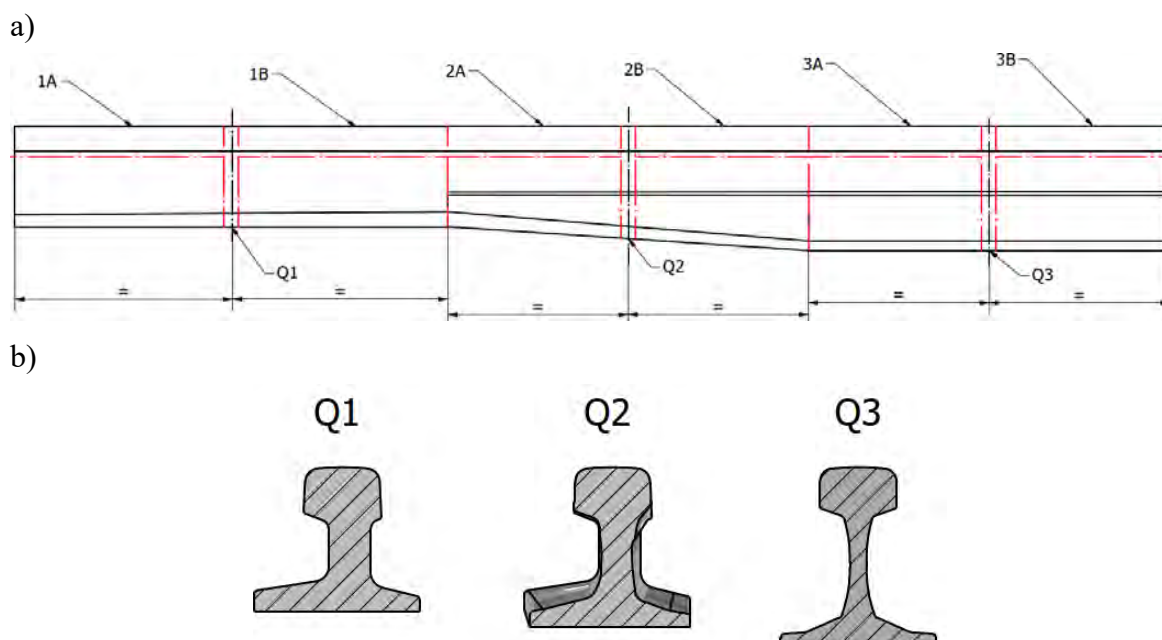
Rysunek 6.7. Fragment przekutej iglicy poddawany obróbce cieplnej

Przedstawiony fragment iglicy został poddany obróbce cieplnej na przemysłowej linii produkcyjnej. Następnie porównano właściwości mechaniczne oraz mikrostruktury szyny przed i po obróbce cieplnej. Ze względu na różny stopień odkształcenia we wszystkich strefach, można było w nich oczekiwać różnych właściwości mechanicznych i mikrostruktury. Próbkę do weryfikacji właściwości materiału i mikrostruktur przygotowano na wybranych przekrojach szyny zgodnie z oznaczeniami na rysunku 6.7.



Rysunek 6.7. Podział stref badanego fragmentu iglicy kolejowej

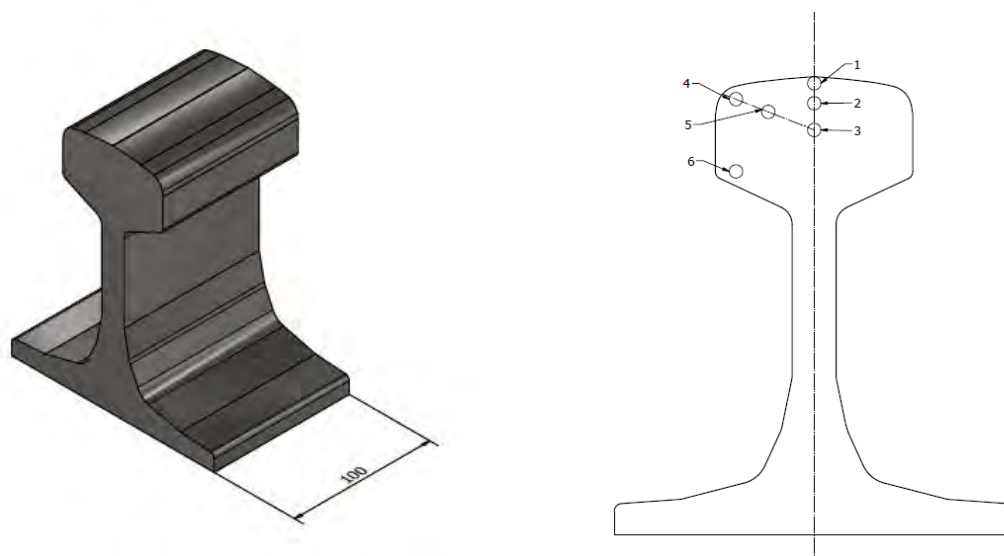
Z każdej z wymienionych stref wybrano przekroje, na których badano mikrostrukturę oraz właściwości. Przekroje te oznaczono: Q1 (strefa nieprzekuta), Q2 (strefa przejściowa), Q3 (strefa przekuta). Znajdują się one we wszystkich strefach po środku długości każdej z nich. Jest to zasada nawiązująca do normy [42]. Do badań wykorzystywano powierzchnie po „lewej i prawej” stronie cięcia i traktowano je jako tożsame. Z kolei do badań zmęzeniowych w poszczególnych strefach użyto materiału z obszarów oznaczonych odpowiednio 1A, 1B, 2A, 2B, 3A, 3B. Podział próbek oraz kształt badanych przekrojów na długości szyny zamieszczony został na rysunku 6.8.



Rysunek 6.8. Fragment iglicy z zaznaczonymi badanymi obszarami a) czerwona linia oznacza miejsca pobrania próbek do badań oraz b) badane przekroje

Próbki do badań zmęczeniowych oznaczono następująco Q1 (strefa nie przekuta) , Q2 (strefa przejściowa), Q3 (strefa przekuta) przed obróbką cieplną oraz odpowiednio Q1_OC, Q2_OC oraz Q3_OC – po obróbce cieplnej.

W badaniach dotyczących chłodzenia z kontrolowaną szybkością, próbki zostały wykonane ze 100 mm odcinków szyny o profilu 60E1 wykonanych ze stali R350HT. Na powierzchni czołowej próbek nawiercono sześć otworów pod termopary, których lokalizacje zostały przedstawione na rysunku 6.9. Każda z termopar została zamocowana na głębokości 30 mm od powierzchni czołowej. W każdej próbie jednocześnie korzystano z trzy termopar typu K o średnicy 2 mm.

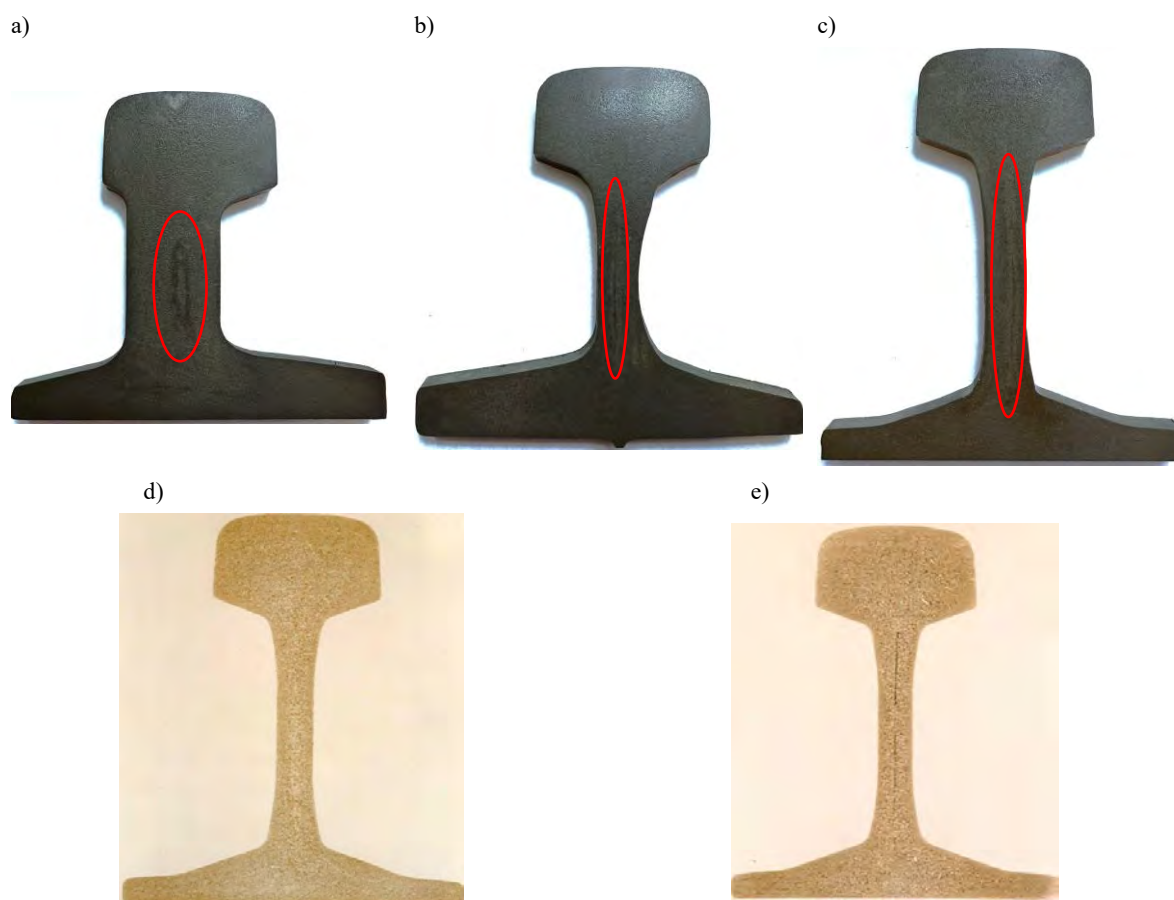


Rysunek 6.9. Schemat próbek użytych do przeprowadzenia prób chłodzenia wraz z rozmieszczeniem termopar.

7. Badania materiału wyjściowego

7.1 Badanie rozkładu siarki i ujawnienie linii płynięcia na przekroju

Podczas przekucia szyny iglicowej o profilu 60E1A6 na profil 60E1 materiał ulega licznym odkształceniom, tym samym pierwotne rozłożenie zanieczyszczeń w strukturze zmienia swoje położenie. Dlatego przeprowadzono na przekrojach Q1, Q2, Q3 próbę przy użyciu odczynnika Jacewicza. Na rysunku 7.1a - c przedstawiono rozłożenie zanieczyszczeń na profilu wejściowym i wyjściowym. Natomiast na Rysunek 7.1d - e fotografię z normy dotyczącej kształtowników szynowych przedstawiającą wzorcowy rozkład siarki na przekroju [2].



Rysunek 7.1. Przekroje odkuwki po przeprowadzonej próbie Jacewicza a), b), c) odpowiednio w przekroju Q1, Q2, Q3 d) wzorowy przekrój rozłożenia siarki na przekroju szyny 60E1 [2] e) dodatnia segregacja siarki uznawana jeszcze za akceptowalną [2]

Widoczne linie płynięcia ujawniają charakterystykę odkształcenia zachodzącego w trakcie obróbki plastycznej. Skupiska zanieczyszczeń zaznaczono kolorem czerwonym na fotografiach (Rysunek 7.1a - c). Warto zauważyć, że rozłożenie siarki dla przekroju wyjściowego jest zbliżone ze wzorcem przedstawionym na rysunku 7.1 e). Norma uznaje taką dystrybucję siarki za dopuszczalną.

7.2 Wyniki badań składu chemicznego

W tabeli 7.1 przedstawiono skład chemiczny zmierzony przy użyciu spektrometru na końcu strefy przekutej (Rysunek 6.1). Zestawiono go z wartościami opisanymi w normach [39][2]. Pomiary wykonano na obu kształtownikach (obrabianym i nieobrabianym cieplnie) ze względu na różny ich okres wytworzenia.

Tabela 7.1. Skład chemiczny zmierzony i dopuszczany przez normę [39][2]

Według Normy	%C	%Si	%Mn	P max.	S max.	%Cr	%Al. Max	%V max.	%N max.
13674 - 2	0,70-0,82	0,13 - 0,6	0,65-1,25	0,025	0,03	<0,15	0,04	0,03	0,01
Maks. zawartość	%Mo	%Ni	%Cu	%Sn	%Ti	%Nb	Cu+10Sn	Cr +Mo + Ni + Cu + V	
	0,02	0,02	0,15	0,03	0,025	0,04	0,35	0,25	
R350HT bez OC	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Al	%V	%N
	0,77	0,42	1,13	0,014	0,014	0,033	<0,003	0,002	0
	%Mo	%Ni	%Cu	%Sn	%Ti	%Nb	Cu+10Sn	Cr +Mo + Ni + Cu + V	
	0,003	0,012	0,019	0,002	0,001	0,003	0,039	0,069	
R350HT po OC	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Al	%V	%N
	0,76	0,4	1,13	0,012	0,015	0,042	< 0,003	0,002	0
	%Mo	%Ni	%Cu	%Sn	%Ti	%Nb	Cu+10Sn	Cr +Mo + Ni + Cu + V	
	0,006	0,009	0,014	0,002	0,001	0,003	0,034	0,073	

Na podstawie przedstawionych wyników [40] należy stwierdzić, że skład chemiczny stali jest prawidłowy. Istotnym ze względu na obróbkę cieplną jest odpowiednia zawartość Manganu (1,13%) stabilizującego austenit oraz utrudniający proces hartowania, a także Chromu (0,033 – 0,042%), który również podwyższa temperaturę przemiany austenitu w martenzyt. Odnosząc się do składu chemicznego oraz wzorów zaproponowanych przez Kuziaka [17, 23, 51] (rozdział 2.2.2) można wyliczyć, że dla przebadanego materiału współczynniki wynoszą odpowiednio $A = 60,796$ oraz $B = 0,084$ (wynikają z zależności (2.5) i (2.6)). Na podstawie wzorów zawartych w wymienionych publikacjach można wyliczyć, dla temperatury początku przemiany perlitycznej T_p w zakresie 500 – 680 °C, wartości charakteryzujące kształt mikrostruktury, takie jak odległość międzypłytkową oraz wielkość kolonii perlitu.

Następnie na podstawie tych wielkości można wyliczyć współczynnik $c \in (0,128 - 0,637)$ oraz $t \in (0,083 - 0,416)$, ((2.9) i (2.10)). To z kolei przekłada się na potencjalne następujące zakresy właściwości mechanicznych, takich jak $R_{0,2}$, R_m oraz twardość. Wszystkie te właściwości zestawiono w tabeli 7.2.

Tabela 7.2. Zestawienie właściwości stali R350 HT, na podstawie składu chemicznego i równań Kuziaka

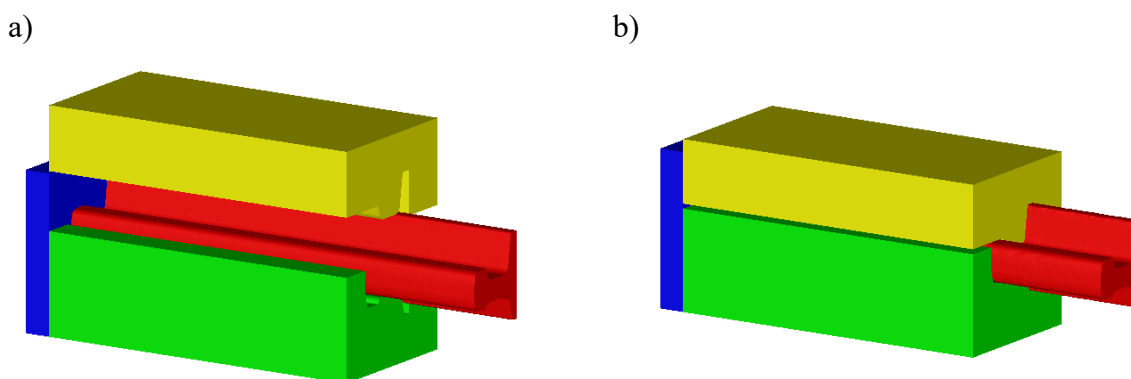
T_p [°C]	S_o [nm]	D_c [μm]	$R_{0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	HB
500	72	4,92	380	1280	387,9
680	360	20,62	863,8	890,7	269

Należy mieć na uwadze, że są to jednak właściwości orientacyjne, które zakładają jedynie wpływ składu chemicznego. Nie uwzględniają takich zmiennych jak wpływ obróbki plastycznej, wielkość pierwotnego ziarna austenitu, drobno lub gruboziarnistość mikrostruktury, czasu wyżarzania.

8. Symulacja procesu kucia za pomocą modelowania MES

W ramach badań wykonane zostały symulacje przekucia szyny iglicowej 60E1A6 w szynę 60E1.

Wyniki z symulacji zostały przedstawiane w raportach cząstkowych [56] oraz w publikacji [57]. Sama symulacja miała na celu weryfikację czy zaproponowana technologia kucia 3 – operacyjnego oraz zaproponowana geometria narzędzi pozwoli na przekucie iglic kolejowych. Weryfikowana była geometria narzędzi, temperatura odkuwki po każdej z jednostkowych operacji oraz intensywność odkształceń plastycznych. Dla przykładu schemat 1 operacji kucia przedstawiono na rysunku 8.1a i b. Symulacje przeprowadzono w programie FORGE.



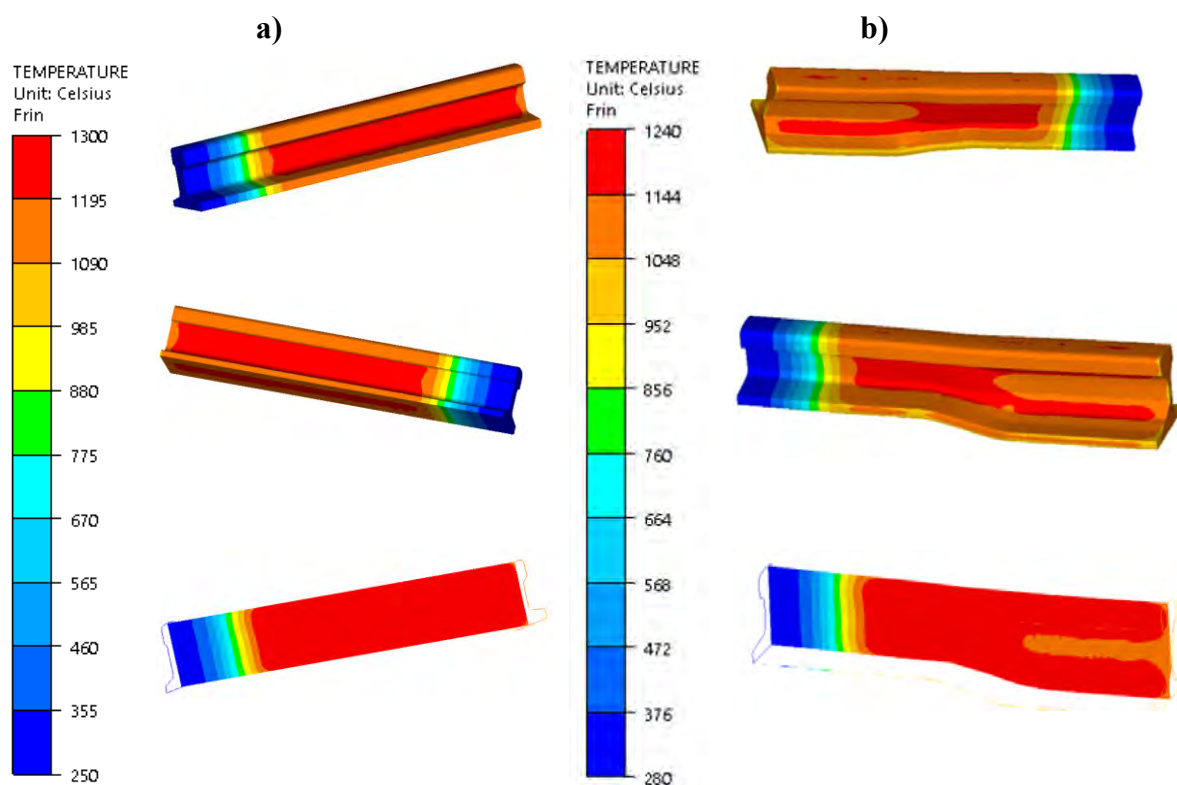
Rysunek 8.1. Model MES przekucia szyny iglicowej a) symulacja 1 operacji przed zamknięciem prasy b) ta sama symulacja po zamknięciu prasy

Warunkami brzegowymi symulacji były:

- początkowa temperatura przekuwanej części szyny 1280 °C,
- temperatura narzędzi 280 °C,
- temperatura otoczenia 30 °C,
- współczynnik tarcia 0,15,
- współczynnik przewodzenia ciepła w kontakcie 2 kW/m²·K,
- współczynnik przewodzenia ciepła z otoczeniem – 10 W/m²·K.

Czas międzyoperacyjny, czyli każdorazowe przetransportowanie wraz z rotowaniem iglicy przed następną operacją oszacowano na 18 sekund. Czas wykonania każdej z operacji kucia wynosił 5 sekund, czas zamknięcia w narzędziach po przekuciu 2 sekundy (czas do otwarcie narzędzi). Daje to łącznie 75 sekund całego cyklu, w którym powinna się mieścić cała operacja 3-etapowego kucia.

Ze względu na to, że niniejsza praca nie dotyczy bezpośrednio obróbki plastycznej przekuwanych iglic kolejowych, to rezultaty oraz zabiegi stosowane w celu wypełnienia matrycy przez materiał oraz specyfika samego kucia nie będą omawiane. Rozpatrywane są jedynie rezultaty obróbki plastycznej mające wpływ na mikrostrukturę materiału. Jako pierwsze na rysunku 8.2a i b przedstawiono rozkład temperatury w pierwszej i ostatniej operacji kucia.

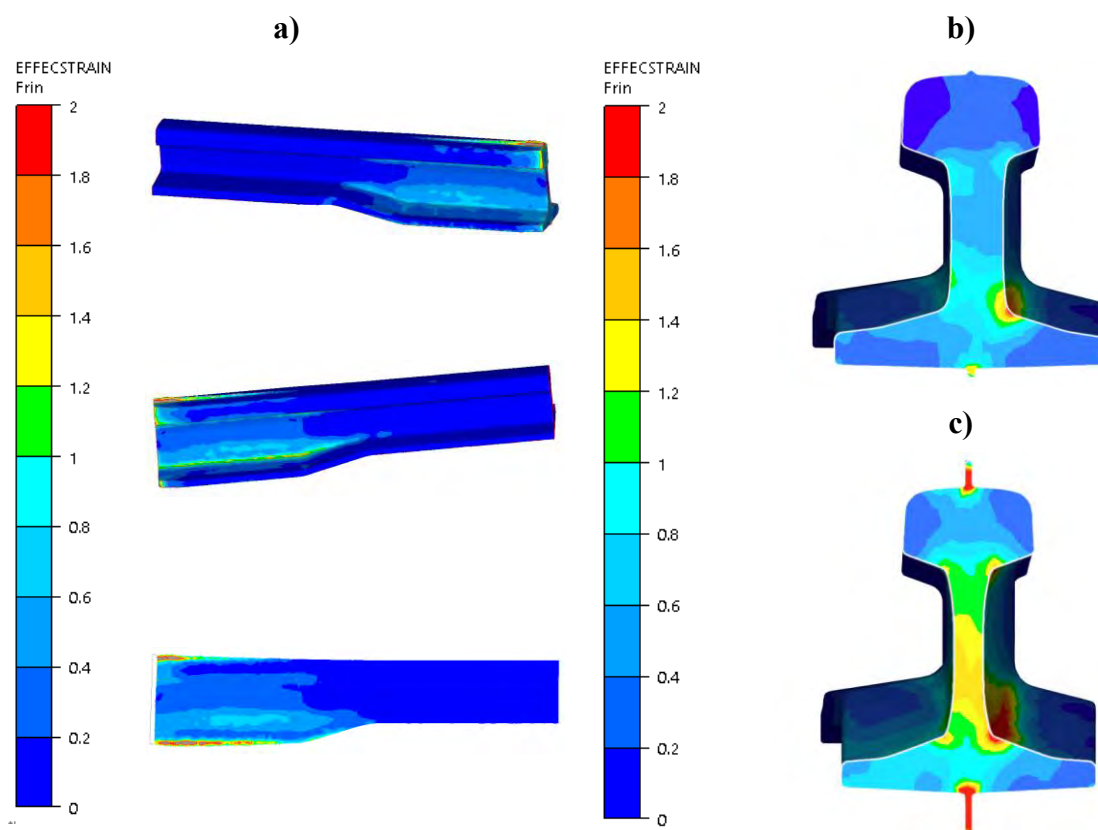


Rysunek 8.2. Rozkład temperatury wyznaczony MES a) przed 1 operacją oraz b) po 3 operacji

Symulacja wykazała, że temperatura nawet po przeprowadzeniu kompletnej obróbki plastycznej składającej się z 3 zabiegów kucia, w znacznym obszarze szyny nie spada poniżej 1050 °C (Rysunek 8.2b). Natomiast podobnie wygląda sytuacja dla strefy nieprzekuwanej, gdzie temperatura również nie spada poniżej 1050°C. Dopiero w odległości 250 mm od początku strefy przejściowej można było zaobserwować spadek temperatury poniżej 950 °C. To oznacza, że jest to strefa, która z pewnością nie uległa odkształceniu i nie zaszła tam rekrytalizacja dynamiczna na skutek odkształcenia w trakcie kucia. Dlatego należy ten obszar uznać za podatny na zmiękczenie, gdzie może występować mikrostruktura perlitu ziarnistego.

Kolejnym czynnikiem mogącym mieć wpływ na właściwości mechaniczne stali szynowej jest stopień odkształcenia. Na Rysunek 8.3a przedstawiono rozkład odkształceń po wszystkich trzech operacjach (przedstawione jest odkształcenie zastępcze całkowite). Na Rysunek 8.3b przedstawiono rozkład odkształceń w przekroju poprzecznym w strefie przejściowej – 455 mm od powierzchni czoła przekutej iglicy, a na Rysunek 8.3c w strefie o przekroju wyjściowym – 80 mm na od czoła przekutej iglicy.

Na podstawie wyników symulacji można zaobserwować, że im bliżej powierzchni czołowej od strony profilu wyjściowego, tym większe całkowite odkształcenie. Maksymalnie odkształcenie wynosiło około $\epsilon = 2$ w obszarze wypływu (Rysunek 8.3a). Jest to jednak obszar poza ostatecznym przekrojem wyrobu i ulegnie usunięciu na drodze obróbki skrawaniem. Natomiast największe odkształcenie na przekroju przejściowym wynosiło około $\epsilon = 1,5$ w miejscu, gdzie stopka łączy się z szyjką szyny po stronie krótszej stopki (Rysunek 8.3b). W przekroju Q3 największe odkształcenie około $\epsilon = 1,9$ miało miejsce w osi profili 60E1 na dolnej krawędzi stopki szyny (Rysunek 8.3c).



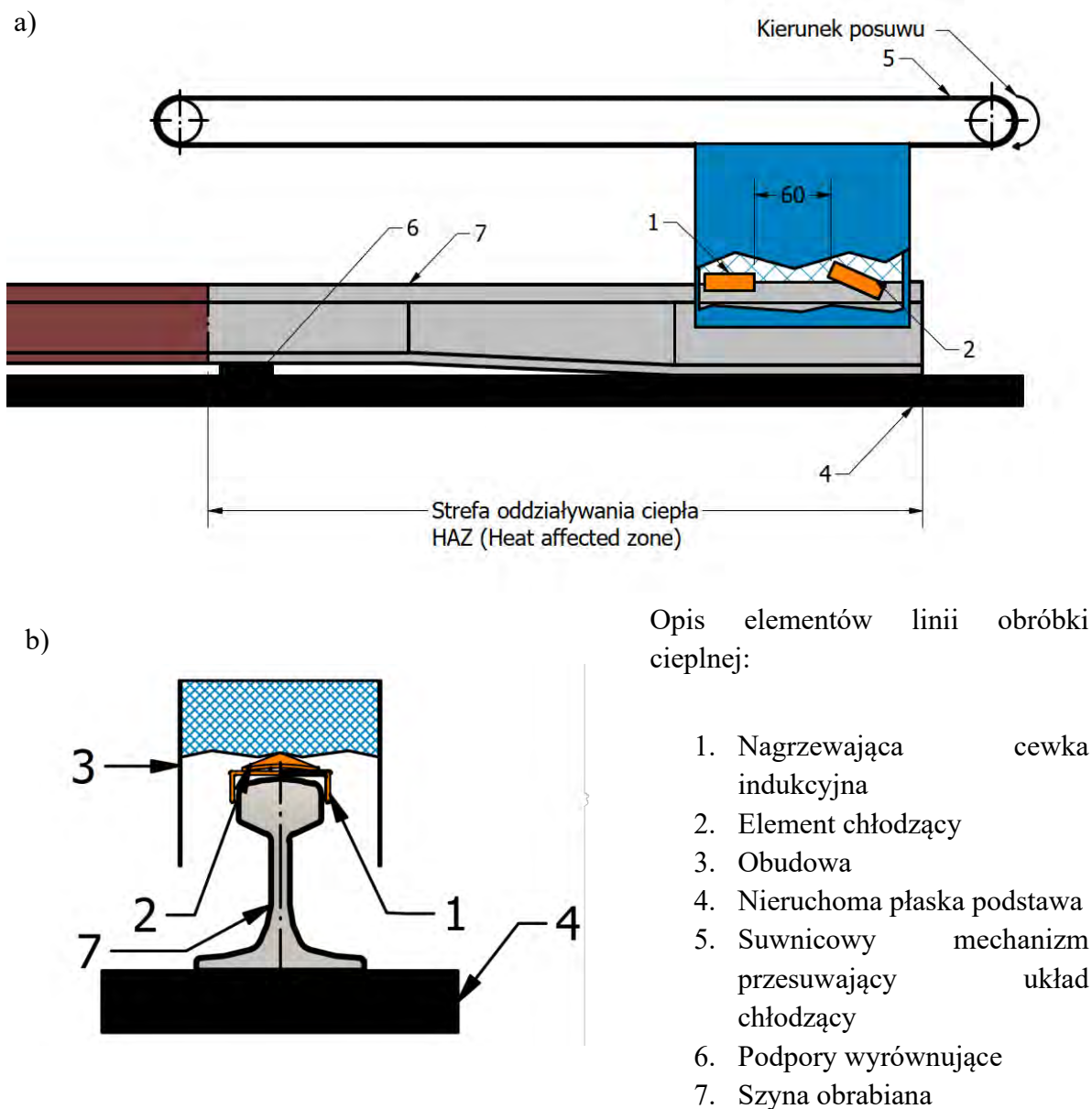
Rysunek 8.3. Rozkład odkształceń w iglicy po przekroju a) na powierzchni oraz w przekroju na całej długości b) przekrój Q₂ 455 mm od powierzchni czołowej c) przekrój Q₃ 80 mm od powierzchni czołowej

Dla obróbki cieplnej, której podlega tylko główka szyny najistotniejszym obszarem jest właśnie ta strefa. I tak dla strefy przejściowej Q2 największe odkształcenie w obszarze główki szyny wynosiło około $\varepsilon=0,6$. (Rysunek 8.3b). Dla strefy przekroju Q3 natomiast największe odkształcenie zaobserwowano wokół osi symetrii przy krawędzi powierzchni tocznej około $\varepsilon=1,3$. Natomiast w centralnym obszarze główki szyny odczytano odkształcenie na poziomie $\varepsilon = 0,6 - 0,7$ (Rysunek 8.3c).

9. Przemysłowa technologia obróbki cieplnej

9.1 Opis próby

Schemat stanowiska produkcyjnej linii przemysłowej, na którym wykonano próbę kontrolowanego chłodzenia został przedstawiony na rysunku 9.1a i b.

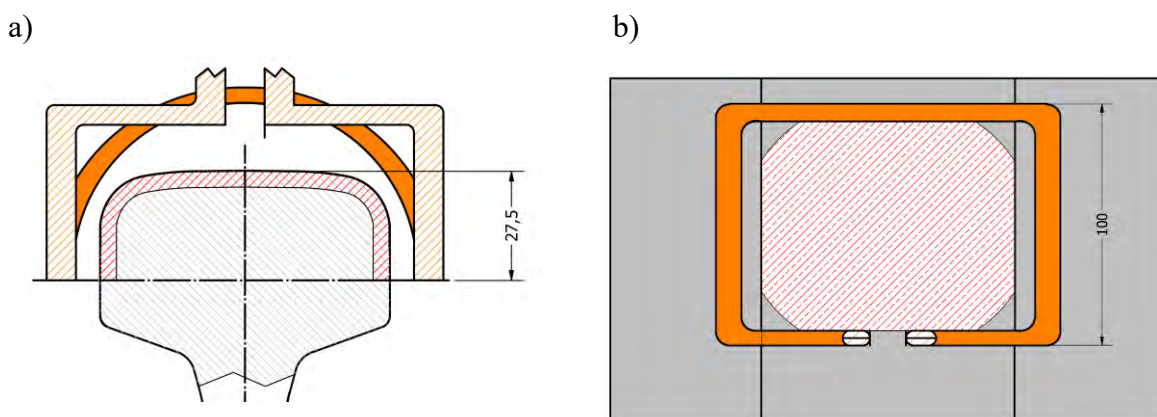


Rysunek 9.1. Schemat stanowiska przemysłowego od obróbki iglic szyno kolejowych, widok a) z boku b) przekroju

Proces obróbki cieplnej zaczyna się od pozycjonowania szyny (7) w ustawieniu pokrywającym się ze strefą pracy. Następnie nasuwany jest na szynę suwnicowy mechanizm przesuwający (5) z nagrzewającą cewką indukcyjną oraz elementem chłodzącym. Przy pomocy induktora (1) nagrzano szynę do temperatury 905 °C, następnie utrzymywano założoną temperaturę przez 90 sekund. Po osiągnięciu zadanej temperatury mechanizm suwnicowy (5) rozpoczynał przesuwanie całego układu grzewczo (1) chłodzącego (2) wzdłuż szyny ruchem

jednostajnym. Obszar główki szyny był tak nagrzewany, aby temperatura na początku strefy chłodzenia (2) nie spadła do temperatury poniżej 850 °C.

Na uwagę zasługuje fakt, że główka szyny została nagrzana bezpośrednio do maksymalnej temperatury na obszarze w odległości 27,5 mm od powierzchni tocznej w stronę stopki szyny oraz na łącznej długości ok. 100 mm. Można to wnioskować na podstawie kształtu cewki, która obejma zaznaczony obszar oraz z obserwacji za pomocą kamery termowizyjnej prowadzonej w trakcie próby. Na pomarańczowo zaznaczono zakres opasania główki cewką, natomiast czerwoną przerywaną linią obszar, który był nagrzewany (Rysunek 9.2a i b).



Rysunek 9.2. Schematyczny przekrój cewki a) w przekroju poprzecznym b) w widoku z góry

W momencie rozpoczęcia ruchu całego układu zaczyna pracować dysza chłodząca. Odległość końca grzewczej cewki indukcyjnej (1) i początku dyszy chłodzącej (2) była stała i wynosiła 60 mm (Rysunek 9.1a). Prędkość posuwu całego układu wynosiła 68 mm/min.

Ze względu na brak czujnika mierzącego wartość temperatury na odcinku pomiędzy dyszą (2) a cewką (1) na stanowisku przemysłowym, zdecydowano się na wykonanie pomiaru temperatur pomiędzy tymi dwoma elementami. Przyjęto cały odcinek równy 60 mm pomiędzy elementami (1) i (2), na którym mierzono zmianę temperatury jako odcinek pomiarowy. Pomiary wykonano pirometrem z możliwością zmiany długości ogniskowej umieszczonym na sztywnym statywie, aby ten nie zmieniał położenia. Pomiaru dokonano na powierzchni tocznej w punktach, przez który przechodzi oś symetrii główki szyny.

W wyniku pomiarów na czole dyszy osiągnięto temperaturę 688 °C. Natomiast w punkcie oddalonym o 60 mm w kierunku pracy - 849 °C. To Oznacza to, że temperatura w czasie $60/68 \text{ min}$ ($\frac{\text{odległość}}{\text{prędkość posuwu}}$) czyli w czasie 53 sekund zmieniła się o 163 °C. Szybkość więc chłodzenia na zmierzonym odcinku w punkcie, gdzie oś symetrii przecina powierzchnię toczną szyny wynosi 3,08 °C/s.

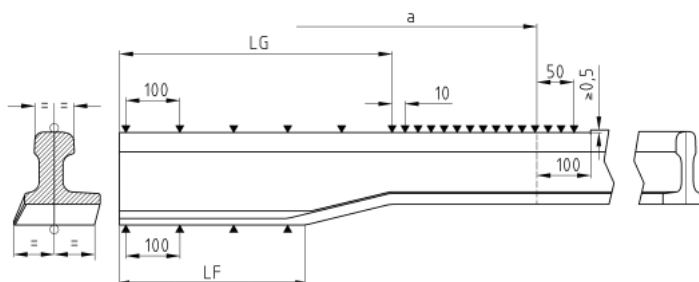
Zmierzona szybkość chłodzenia w tym punkcie na podstawie symulacji MES posłuży w następnych rozdziałach do wyznaczenia szybkości chłodzenia w pozostałych istotnych punktach na przekroju główki szyny. Warto dodać, że obszar opasania dyszy chłodzącej obejmował tylko górną powierzchnię szyny i taka powierzchnia zostanie później ujęta w kontekście powierzchni chłodzonej z odczytaną szybkością.

9.2 Wyznaczenie właściwości mechanicznych iglic wykonanych ze stali RH350HT po obróbce cieplnej w warunkach przemysłowych

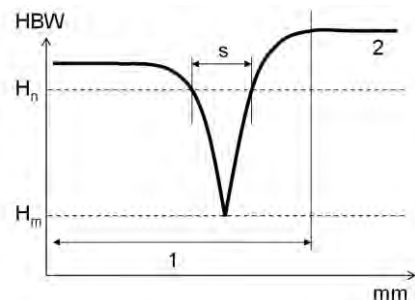
9.2.1 Badanie twardości na powierzchni

Pierwszym etapem badań przeprowadzanych na odkuwce była weryfikacja twardości na powierzchni główki szyny. Według normy 16273 [42], twardość powinna być mierzona wzdłuż osi symetrii odpowiednio główki oraz stopki szyny na długości elementu przekutego. Strefa oddziaływania ciepła określona odległością „a” (Rysunek 9.3a) uznawana jest za zakończoną, kiedy wartość twardości na główce szyny osiąga poziom nominalny w odniesieniu do główki szyny. W przypadku stali R350HT jest to 350 – 390 HBW, przy czym uwzględniając strefę przekutą, twardość w materiale powinna nie spadać poniżej wartości 350 HBW. Jedynym wyjątkiem jest strefa przejściowa, gdzie twardość w pojedynczych punktach może spaść do minimalnej wartości 280 HBW, ta strefa w normie jest oznaczona przez „s”. Przez H_n oznaczona jest wymagana twardość dla szyny R350HT w główce wynosząca 350 HBW, a przez H_m wartość minimalnej twardości w strefie przejściowej wynosząca 280 HBW (Rysunek 9.3 b).

a)



b)

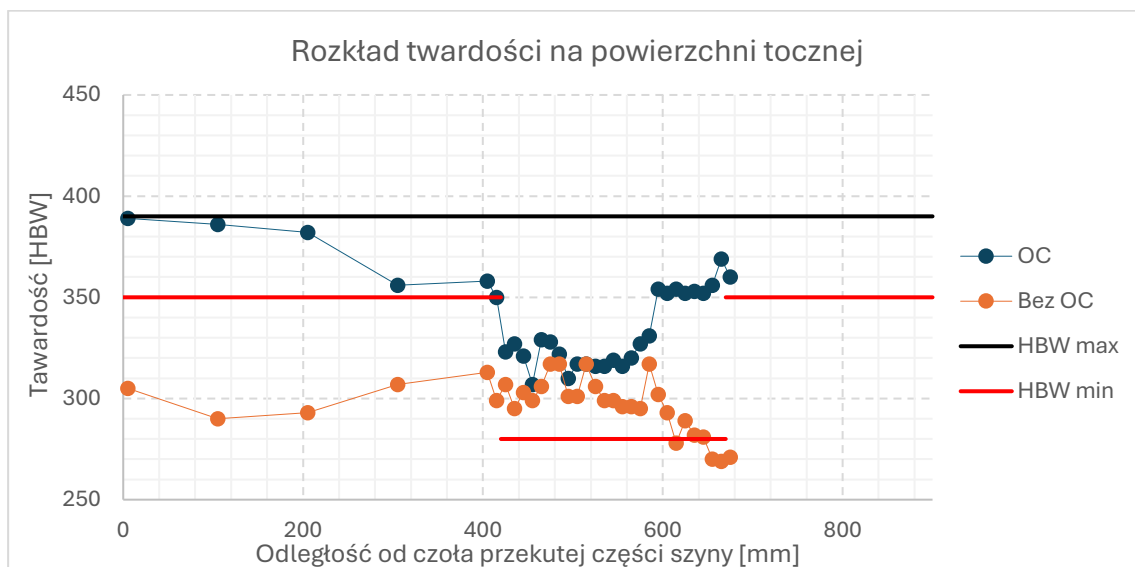


Rysunek 9.3. Wymagania normy [42] a) rozłożenie punktów pomiarowych na główce i stopce szyny b) metoda wyznaczania strefy s, gdzie twardość na główce szyny może nie osiągać twardości nominalnej

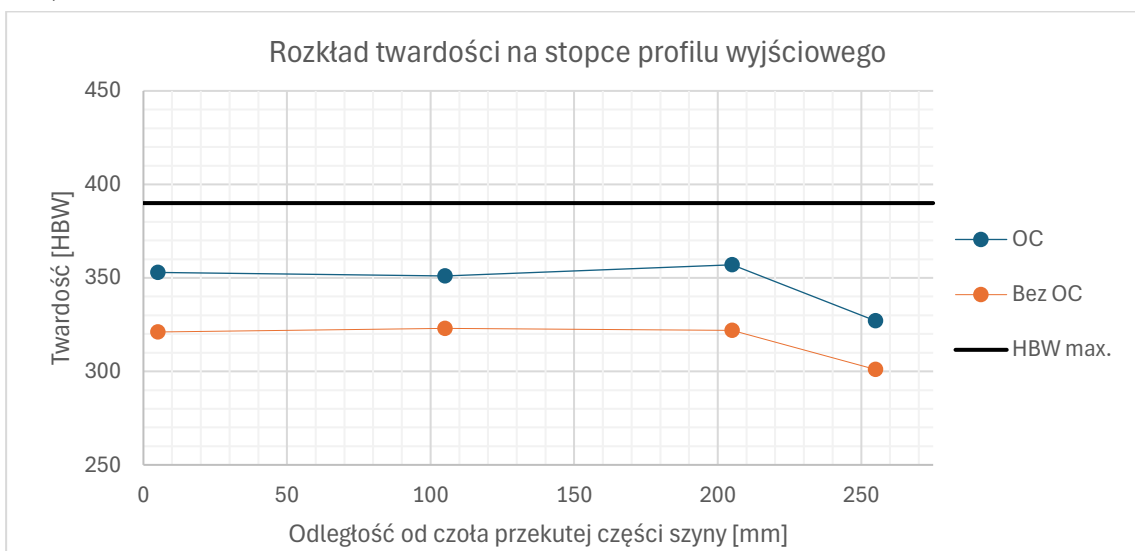
Na wykresach przedstawionych na rysunku 9.4a i b przedstawiono rozkład twardości odpowiednio na powierzchni tocznej główki szyny oraz na stopce szyny. Długości przyjęte odpowiednio w pomiarze względem tych przedstawianych na rysunku 9.3a wynoszą odpowiednio $LF = 275$ mm oraz $LG = 420$ mm. Granice maksymalnych wartości na obu wykresach zaznaczono wyłącznie dla wariantu stali R350HT po obróbce cieplnej.

Przed obróbką cieplną szyna nie spełnia wymagań twardości norm. Natomiast po obróbce cieplnej uzyskano wymaganą twardość oraz zaobserwowano występowanie strefy spadku twardości na powierzchni główki strefy „s”. Spadek ten zaczyna się w odległości 420 mm od powierzchni czołowej odkuwki; czyli w miejscu gdzie materiał rodzimy zaczyna „przechodzić” w strefę przekutą a kończy w odległości 595 mm od powierzchni czołowej odkuwki. To wskazuje, iż twardość nominalna nie jest osiągnięta w miejscu, gdzie szyna nie była obrabiana plastycznie, a była nagrzewana tak samo jak część przekuwana. Może to oznaczać również, że struktura na skutek długiego utrzymywania materiału w temperaturze powyżej A_{c1} osiągnęła rozmiary ziaren austenitu w stopniu takim, że szybkość chłodzenia zadana na stanowisku badawczym nie była wystarczająca aby otrzymać wymagane właściwości mechaniczne.

a)



b)



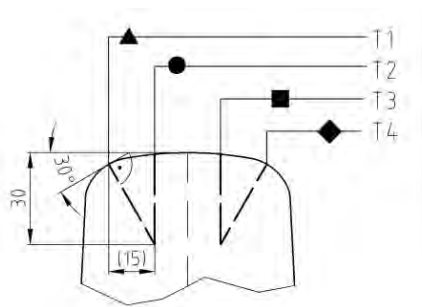
Rysunek 9.4. Rozkłady twardości z uwzględnieniem granic dla stali R350HT po OC a) na powierzchni tocznej b) na stopce profilu wyjściowego (LF)

9.2.2 Badanie rozkładu twardości w główce szyny

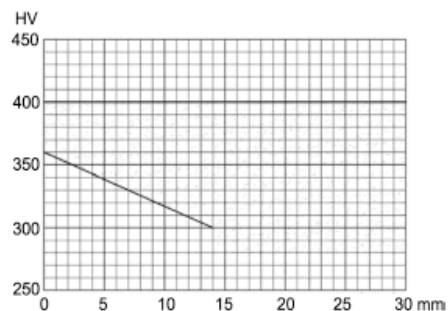
Podstawowym parametrem określającym właściwości stali szynowych jest ich twardość. Dlatego kolejnym etapem na drodze weryfikacji przydatności odkuwki po obróbce cieplnej do eksploatacji było badanie twardości na przekrojach główki szyny.

Główka szyny jest najbardziej obciążoną strefą na przekroju szyny kolejowej. Nie tylko przenosi obciążenia statyczne i dynamiczne wywierane przez tabory kolejowe, ale też powinna być możliwie trwała pod kątem zużycia na ścieranie. Pomiar twardości na przekroju jest zdefiniowany przez normę [42]. Polega na wykonaniu pomiarów twardości w odległościach co 2 mm jeden od drugiego na długości 30 mm wzdłuż 4 wyznaczonych linii (T1 – T4) zaznaczonych na rysunku 9.5.a. Przekroje główki, na których wykonano pomiar Q1, Q2, Q3 przedstawiono na rysunku 6.8.

a)



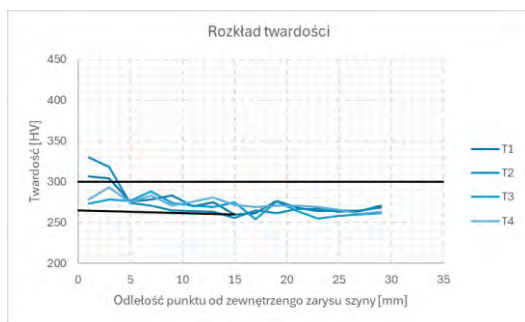
b)



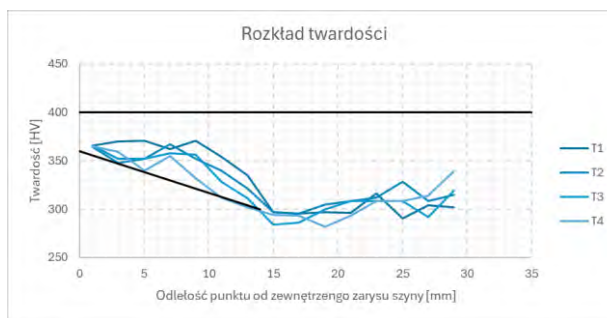
Rysunek 9.5. Wymagania normy [42] a) lokalizacje osi badania twardości b) zakres dopuszczalnej twardości w zależności od położenia punktu pomiarowego

Ze względu na fakt, że porównywane były dwie szyny jedna przed obróbką cieplną druga po, dla tej pierwszej linii obrazujące zakres maksymalnej i minimalnej twardości mogą być traktowane jak dla stali R260, natomiast dla drugiej szyny po obróbce cieplnej rozkład twardości musi odpowiadać zakresom z normy dla stali R350HT przedstawionym na rysunku 9.5.b.

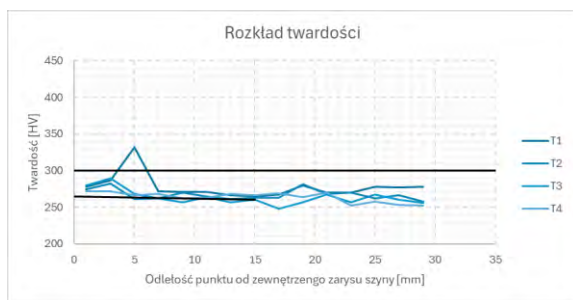
a)



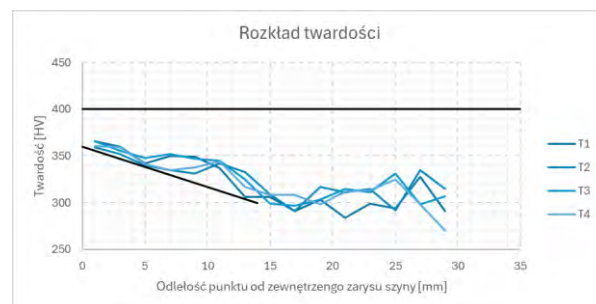
b)



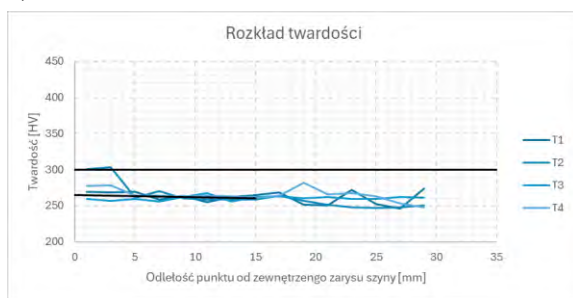
c)



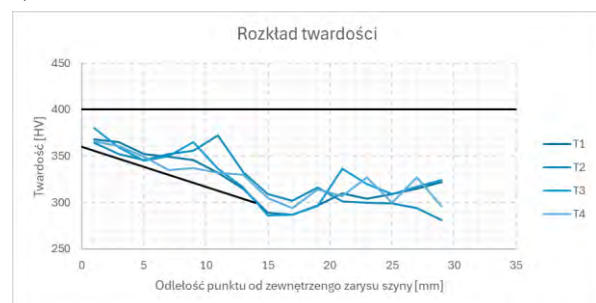
d)



e)



f)



Rysunek 9.6. Wykresy rozkładu twardości dla głowki szyny dla następujących przekrojów a) Q1 b) Q2 c) Q3 d) Q1_OC e) Q2_OC f) Q3_OC

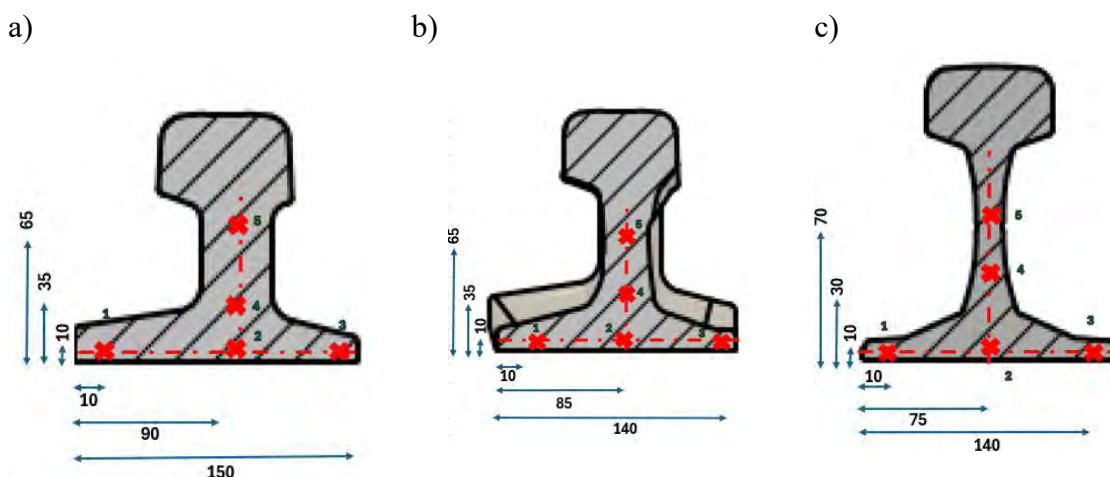
Na rysunku 9.6a, c, e zestawiono wyniki pomiaru twardości w główce dla wariantów bez przeprowadzonej OC natomiast na rysunku 9.6b, d, f dla wariantów z przeprowadzoną OC wzdłuż 4 linii (T1 – T4). Zgodnie z przewidywaniami twardość na odcinku szyny nieobrobionej cieplnie jest niższa i waha się w granicach 250 – 330 HV. Należy jednak zauważyć fakt, że pomimo granic twardości przyjętych dla stali R260 to wartość minimalna lokalnie spada poniżej tej wartości. Twardość nominalna dla regularnych kształtowników ze stali R260 powinna wynosić pomiędzy 260 - 300 HBW [39] (ok 274 – 316 HV). Świadczy to o fakcie że nawet dla stali R260 przekucie może powodować spadek twardości poniżej wymaganych przez normę twardości i należałoby wówczas rozważyć obróbkę cieplną takich odkuwek z szybkością większą niż szybkość chłodzenia na powietrzu.

Kolejnym wnioskiem, jaki nasuwa się po weryfikacji rozkładu twardości jest to, że zakres dla stali R350HT przebiega blisko granicy wartości minimalnej. To oznacza, że istnieje jeszcze możliwość do ulepszenia procesu pod kątem procesu chłodzenia aby otrzymać wyższą twardość np. poprzez zwiększenie szybkości chłodzenia, co z kolei przełożyłoby się na zwiększoną odporność na zużycie trybologiczne [14] oraz najprawdopodobniej na wytrzymałość zmęczeniową.

9.2.3 Pomiary twardości w stopce i szyjce szyny

Kolejnym etapem, było badanie twardości na pozostałej części przekroju, gdzie materiał odkształcał się w różnym stopniu. W założeniu na przemysłowych liniach produkcyjnych ten zakres nie podlega obróbce cieplnej, dlatego dla obu wariantów szyn przed i po obróbce cieplnej wyniki pomiarów powinny być podobne. W strefie poza główką wykonano dodatkowe pomiary twardości w 3 punktach w stopce i 2 punktach w szyjce. Zestawienie stref pomiarowych przedstawiono na rysunku 9.7.

Badanie twardości w wyznaczonych strefach miało wykluczyć wpływ obróbki cieplnej na pozostałą część przekroju szyny kolejowej. W tabeli 9.1 przedstawiono uzyskane wyniki pomiarów. Dla każdego z obszarów pomiarowych 1-5 oznaczonych krzyżykiem na rysunku 9.7a-c oraz dla każdego przekroju, wykonano 3 niezależne pomiary, z których obliczano wartość średnią. Wyniki pomiaru twardości zestawiono wraz ze stopniem odkształcenia w wymienionych strefach pomiarowych. Stopień odkształcenia został wyznaczony w symulacji komputerowej, której wyniki zaprezentowano w rozdziale 8.

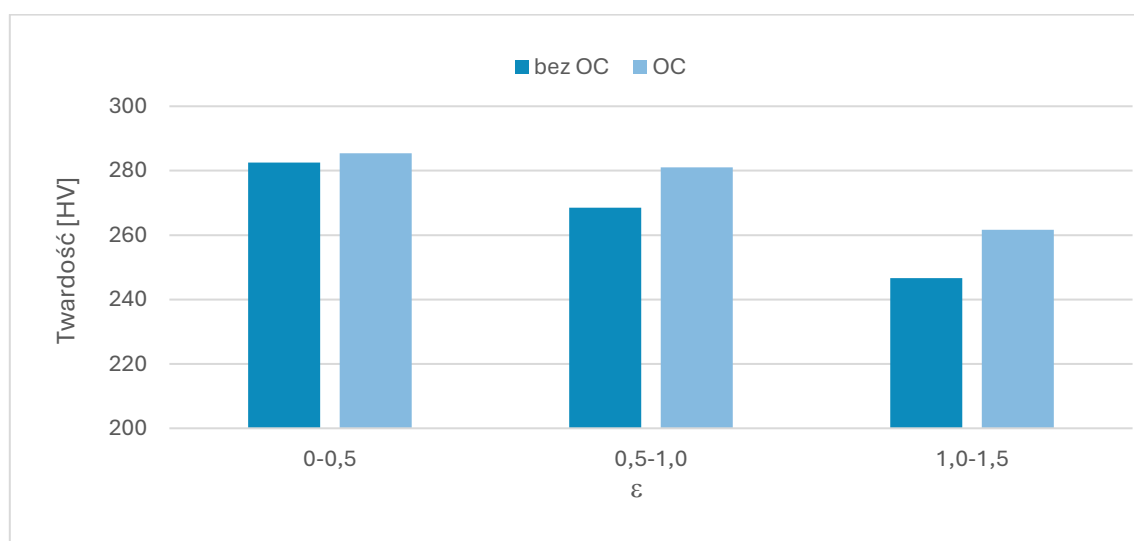


Rysunek 9.7. Miejsca pomiaru twardości dla przekrojów a) Q1 b) Q2 c) Q3

Tabela 9.1. Wyniki pomiarów twardości w zestawieniu ze stopniem odkształcenia dla różnych stref pomiarowych dla przekrojów a) Q1 b) Q2 c) Q3

Punkt pomiarowy	ε	Q1		ε	Q2		ε	Q3	
		bez OC	OC		bez OC	OC		bez OC	OC
1	0	284	279	0,3	318	279	0,9	271	291
2	0	262	285	0,7	267	285	1,0	262	272
3	0	279	295	0,2	303	295	0,3	274	302
4	0	279	265	0,9	270	265	1,3	240	265
5	0	261	283	0,7	266	283	1,5	238	248

Dla 3 stref Q1, Q2 i Q3 nie widać zależności pomiędzy twardością a strefą obróbki szyny. Jeżeli wziąć pod uwagę jedynie strefę przekutą, to można zaobserwować zależność, że twardość maleje wraz ze wzrostem odkształcenia w danej strefie. Zestawienie wartości twardości w obszarach odkształconych dla przekrojów poddanych i niepoddanych obróbce cieplnej, wskazuje na minimalny wpływ procesu chłodzenia główki na twardość materiału na pozostałej części przekroju. Można to zauważyć przy porównaniu serii dla materiału bez i z przeprowadzoną OC (Rysunek 9.8).



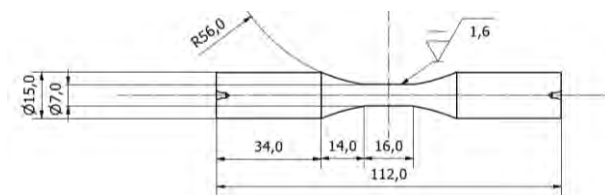
Rysunek 9.8 Zależność twardości od stopnia odkształcenia oraz obróbki cieplnej

9.3 Badania zmęczeniowe

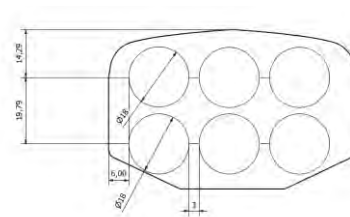
9.3.1 Próbkki do badań zmęczeniowych

Zarówno literatura, jak i normy nie podają zaleceń, wytycznych, ani wzorców dotyczących prób zmęczeniowych dla stref przekutych iglic kolejowych. Co prawda normy [2, 39] określają ściśle położenie i kształt próbek do badań zmęczeniowych dla regularnych kształtowników szynowych, ale nie odnoszą się do przekuć. Dlatego próbki do badań odporności zmęczeniowej zostały wykonane w oparciu o normę ASTM 466-21 [58], która dotyczy wszelkich prób zmęczeniowych niezależnie od materiału. Schemat rozmieszczenia próbek na przekroju główki oraz ich kształt przedstawiono na rysunku 9.9.a i b.

a)



b)



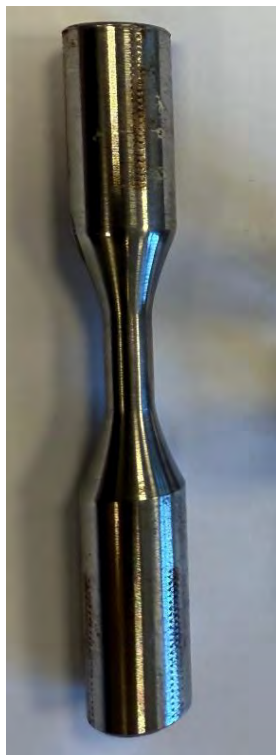
Rysunek 9.9. Próbkki do badań zmęczeniowych a) rysunek wykonawczy próbki oraz b) schemat lokalizacji pobranego materiału na przekroju główki szyny

Próbki zostały pobrane ze stref Q1_OC, Q3 i Q3_OC przed i po obróbce cieplnej. Z każdej ze stref wycięto 12 próbek, co dało łącznie 36 próbek do przebadania. Ze strefy Q2 nie pobierano materiału ze względu na mniejsze odkształcenie w główce szyny niż dla strefy Q3. Badanie miało na celu przedstawienie zróżnicowania odporności zmęczeniowej dla różnych stanów przed i po obróbce cieplno-plastycznej kształtowników szynowych. Ze względu na ograniczenia czasowe zdecydowano, że badania będą prowadzone tylko do maksymalnej ilości $5 \cdot 10^5$ cykli lub zniszczenia próbki. W tym obszarze pękanie zachodzi przy wysokich naprężeniach i odkształceniach plastycznych. Nazywa się go obszarem wytrzymałości niskocyklowej lub zmęczenia niskocyklowego.

9.3.2 Analiza i wyniki badań zmęczeniowych

Próbki poddano testom, przy współczynniku $R = -1$ i częstotliwości 30 Hz. Kryterium zakończenia badania było osiągnięcie $5 \cdot 10^6$ cykli lub pęknięcie próbki. Na fotografiach zamieszczonych na rysunku 9.10a i b przedstawiono odpowiedni wygląd próbki, która wytrzymała $5 \cdot 10^6$ cykli oraz takiej, która uległa zniszczeniu po przeprowadzonej próbie.

a)



b)



Rysunek 9.10. próbka wycięta ze strefy 1B_OC a) po przeprowadzeniu $5 \cdot 10^6$ cykli b) po przeprowadzeniu $2,71 \cdot 10^6$ z większym obciążeniem

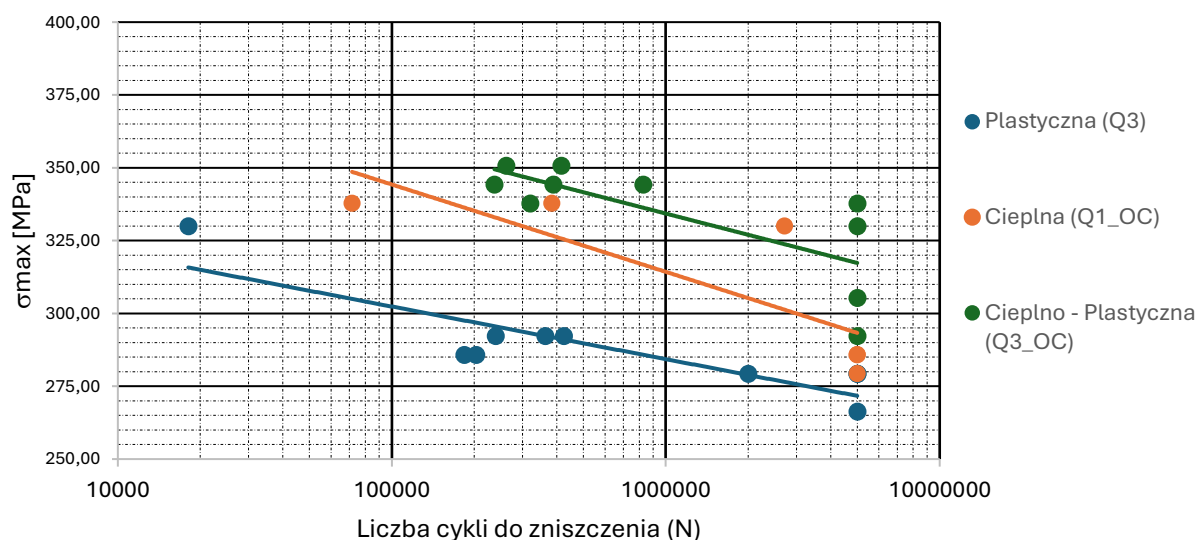
Do rozszerzenia analizy wyników badań zmęczeniowych wykorzystano prawo Basquina które wyraża zależność pomiędzy naprężeniem, a trwałością zmęczeniową:

$$\sigma_a = \sigma'_f * (2N)^b \quad (9.1)$$

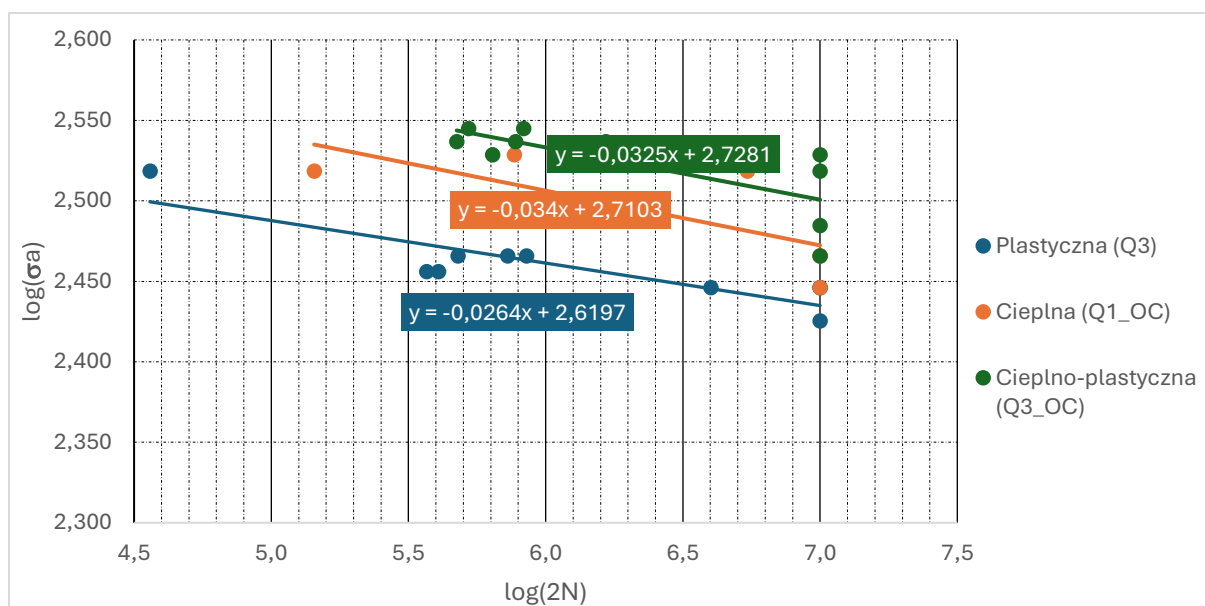
Gdzie:

- $\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}$,
- σ_{max} – naprężenia maksymalne zadane próbce na najmniejszym jej przekroju,
- σ_{min} – wartość σ_{max} pomnożona przez współczynnik asymetrii obciążenia,
- N – ilość cykli,
- b – nachylenie krzywej S-N w skali log-log, czyli wykładnik wytrzymałości zmęczeniowej,
- σ'_f - współczynnik wytrzymałości zmęczeniowej (naprężenie, jakie materiał wytrzymałby przy 1 pełnym cyklu obciążenia, czyli niemal jak przy obciążeniu statycznym).

Na rysunku 9.11 przedstawiono zależność liczby cykli do zniszczenia lub osiągnięcia $5 \cdot 10^6$ cykli w zależności od przyłożonego maksymalnego naprężenia po różnych obróbkach. Natomiast na rysunku 9.12 przedstawiono zależność Basquina (9.1) w skali logarytmicznej. Oba wykresy przedstawiają zróżnicowanie pomiędzy właściwościami zmęczeniowymi materiału po wybranych typach obróbki



Rysunek 9.11 Wykres S-N, dla próbek pobranych ze stref Q3, Q1_OC i Q3_OC



Rysunek 9.12 Wykres przedstawiający zależność Basquina w skali logarytmicznej dla próbek pobranych ze stref Q3, Q1_OC i Q3_OC

Na podstawie przeprowadzonych badań wyraźnie zauważalna jest różnica pomiędzy wytrzymałością zmęczeniową próbek wykonanych ze stali R350HT obrobionych w różnych wariantach. Wariant dla obróbki cieplnej i cieplno-plastycznej wykazują znacznie wyższe wartości liczby cykli do zniszczenia w porównaniu do próbki po samej obróbce plastycznej. Szczególnie najmniej podatne na zniszczenie przez zmęczenie były próbki po zabiegu obróbki cieplno-plastycznej, gdzie znaczna ich część (4/11) osiągnęła 5 milionów cykli i nie uległa zniszczeniu.

Wariant cieplno-plastyczny okazuje się być najbardziej korzystny pod względem osiągania właściwości zmęczeniowych stali. Wykres S-N (Rysunek 9.11) zbudowany na podstawie punktów wyznaczonych na drodze doświadczalnej, wskazuje iż dla 5 milionów cykli próbka nie powinna ulec zniszczeniu odpowiednio dla naprężenia średnio około:

- 320 MPa dla stali po obróbce cieplno-plastycznej,
- 290 MPa dla stali po obróbce cieplnej,
- 270 MPa dla stali po obróbce plastycznej.

Ważnym parametrem w równaniu Basquina jest wykładnik wytrzymałości zmęczeniowej b , który jest istotny przy projektowaniu konstrukcji narażonych na obciążenia zmienne oraz pozwala oszacować żywotność danego elementu. Na podstawie wykresu (Rysunek 9.12) można zaobserwować, że współczynnik mieści się w przedziale (od -0,0325 do -0,0264).

W odniesieniu do danych literaturowych jest to wartość względnie wysoka. Badana przez Sarkar'a [59] szyny o składzie zbliżonym do składu szyny R350HT (0,72% C, 1,13% Mn) posiada współczynnik b o wartości -0,0133 co jest wartością bardzo niską, jak dla stali szynowej. Zhu [60] z kolei wskazuje, że współczynnik b w badanej przez niego stali szynowej jest jeszcze mniejszy i wynosi około -0,0870. Wyniki te potwierdzają, że studiowany w pracy doktorskiej materiał, na którym wykonano przekucie jest bardziej odporny na zużycie zmęczeniowe niż regularne, walcowane kształtowniki szynowe.

Ponadto na podstawie wyników można stwierdzić, że obróbka cieplna i cieplno-plastyczna istotnie poprawia trwałość zmęczeniową stali R350HT w porównaniu do zastosowania jedynie obróbki plastycznej. Najniższa trwałość oraz największy rozrzut danych wystąpił dla próbek poddanych wyłącznie obróbce plastycznej.

Na bazie wykresu S-N oraz danych z literatury [59, 60] należy wyciągnąć wniosek, iż przekute i obrobione cieplnie fragmenty iglic wykonane ze stali R350HT są bardziej trwałe pod kątem wytrzymałości zmęczeniowej niż szyny o regularnym profilu (np. 60E1) .

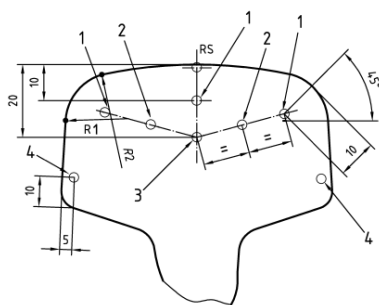
9.4 Badania mikrostrukturalne

9.4.1 Próbkki do badań mikrostruktury

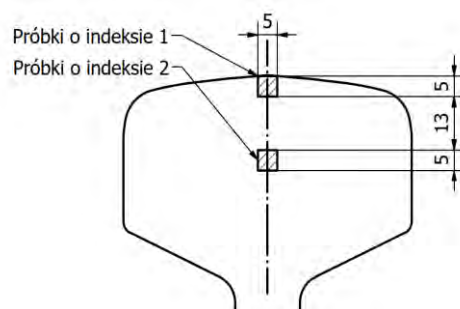
Kolejnym etapem były badania mikrostruktury w strefie przekuwanej oraz nieprzekuwanej. Próbkki do badań w tym zakresie pobrano z wcześniej wyznaczonych przekrojów: Q1, Q3 przed i po obróbce cieplnej (Rysunek 6.8).

Każda z 2 próbek miała 5 mm szerokości, 5 mm grubości i 5 mm wysokości. Pierwsza z nich odpowiadała obszarowi obejmującemu pomiar twardości z punktu o oznaczeniu RS, druga zaś punktowi nr 3 z rysunku 9.13a zgodnego z normą 13674-2 [39]. Miejsce pobrania próbek w przekrojach dotyczących badań mikrostruktury przedstawiono na rysunku 9.13b.

a)



b)



Rysunek 9.13. Miejsce pobrania próbek do badań a) twardości z normy 13674-1, b) mikrostrukturalnych

Każda z próbek została przygotowana według następującej metodyki: wycinanie z określonego miejsca przekroju, szlifowanie, trawienie w odczynniku Nital 5%. Próbkki, na których przeprowadzono badania zestawiono w tabeli 9.2. Próbkka o indeksie 1 dla każdej z badanych sekcji oznaczała pobranie próbki zaraz przy powierzchni tocznej. Natomiast o indeksie 2 była zlokalizowana w obszarze 18-23 mm od powierzchni zewnętrznej – zgodnie z rysunkiem 9.13b.

Tabela 9.2. Próbkki przeznaczone do badań mikrostruktury

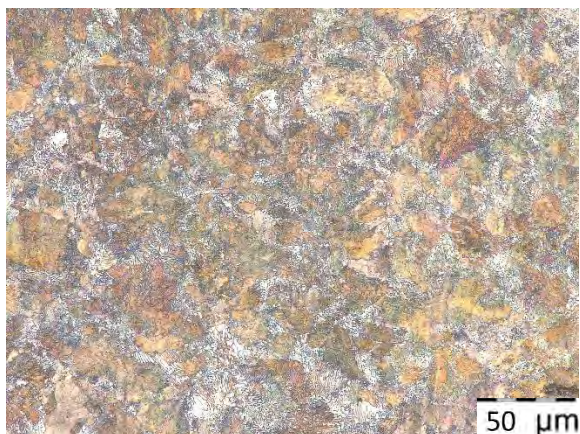
Lp. próbki	1	2	3	4	5	6	7	8
Badana sekcja	Q1_1	Q1_OC_1	Q1_2	Q1_OC_2	Q3_1	Q3_OC_1	Q3_2	Q3_OC_2

Dla każdej z próbek wykonano zdjęcia mikrostruktury na mikroskopie optycznym. Badania na mikroskopie optycznym miały na celu sprawdzenie czy wystąpiły fazy martenzytu lub bainitu, zamkniętych siatek ferrytu na granicach ziaren dawnego austenitu oraz

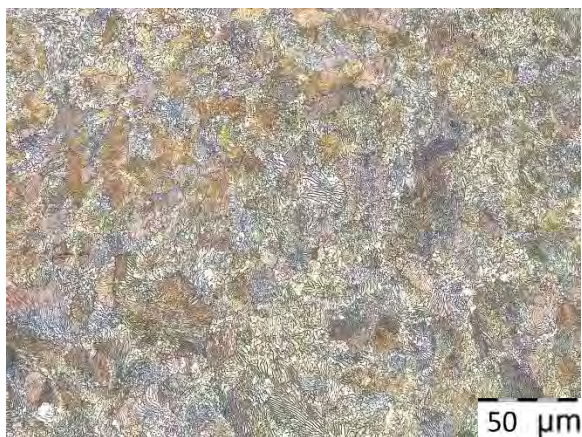
potwierdzenie występowania struktury wyłącznie perlitycznej. Wyniki przedstawiono na rysunku 9.14a – f.

Bez obróbki cieplnej

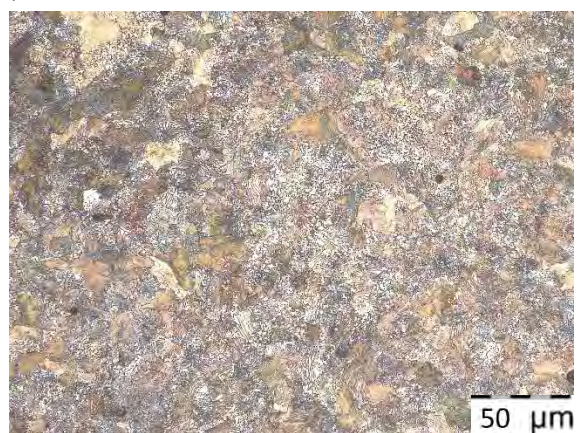
a)



c)

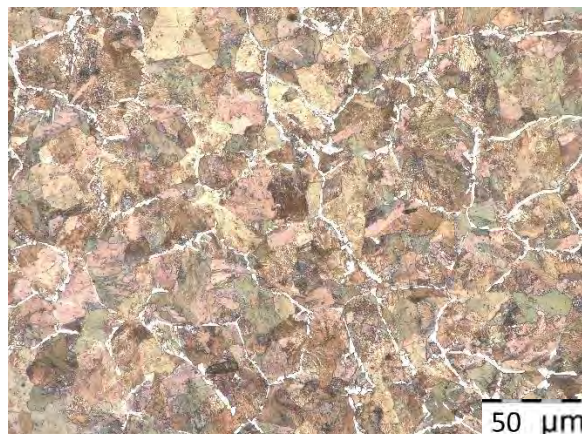


e)



Po obróbce cieplnej

b)



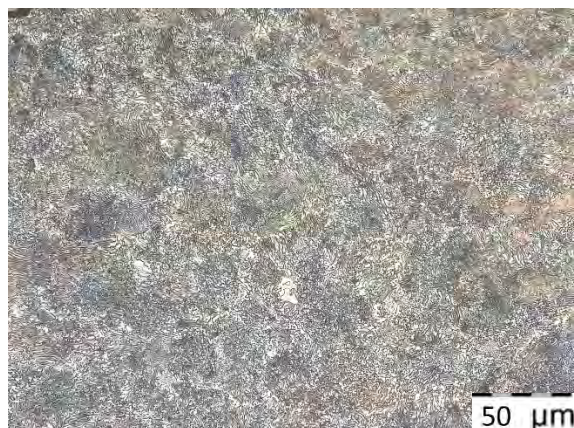
d)



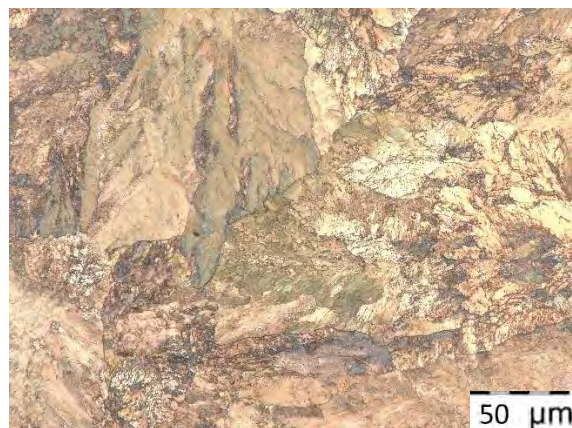
f)



g)



h)



Rysunek 9.14. Mikrostruktury próbek a) – f), odpowiednio próbki Q1_1, Q1_OC_1, Q1_2, Q1_OC_2, Q3_1, Q3_OC_1, Q3_2, Q3_OC_2

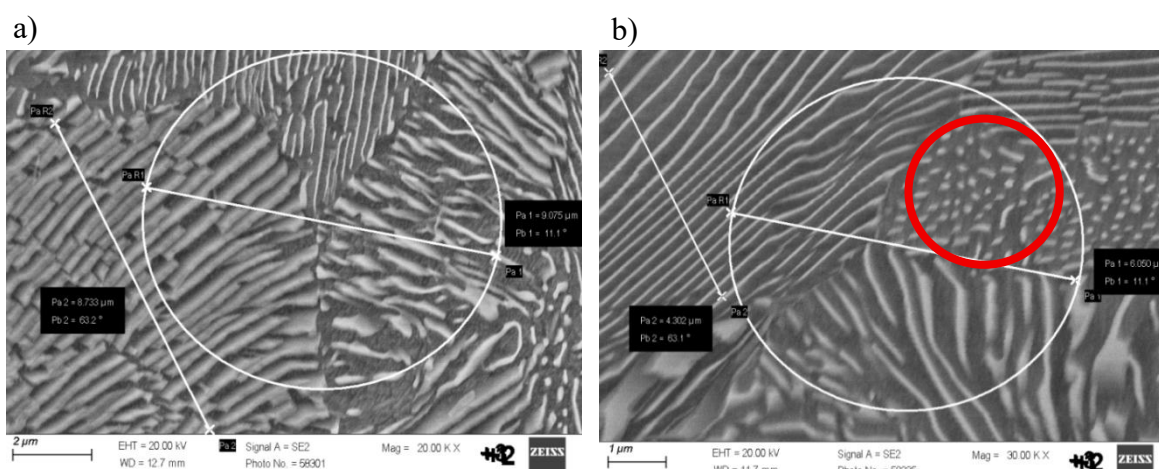
Pierwszym z wniosków, jaki można wyciągnąć jest to, że zarówno przed obróbką cieplną jak i po niej nie wystąpiły lokalne wydzielienia martenzytu lub bainitu, czyli nie przekroczono krytycznej szybkości chłodzenia.

Można zaobserwować różnicę w ogólnej budowie mikrostruktur materiału nieobrabianego cieplnie z „lewej” kolumny (Rysunek 9.14a, c, e, g) i obrabianego cieplnie z „prawej” kolumny (Rysunek 9.14b, d, f, h). Mikrostruktura wszystkich próbek nieobrobionych cieplnie jest podobna oraz wykazuje brak widocznego podziału ziaren perlitu na graniach dawnego austenitu, co uniemożliwia wyznaczenie i oszacowanie wielkości nowopowstałych ziaren. Widoczne są obszary, w których występuje perlit płytkowy oraz obszary, w których występują drobne ziarenka cementytu, mniej lub bardziej równomiernie rozłożone w osnowie ferrytu, przypominające sferoid i świadczące o niskiej twardości i bardzo długim czasie chłodzenia. Z kolei dla próbek obrobionych cieplnie mikrostruktura jest bardziej czytelna, widoczne są granice ziaren. Dla próbki Q1_OC_1 położonej na powierzchni tocznej szyny i nie odkształconej plastycznie zaobserwować można widoczną siatkę perlitu na granicach dawnych ziaren ferrytu oraz wielkość kolonii 13,11 μm (Rysunek 9.14 b). Dla próbki Q1_OC_2 uzyskano wielkość ziarna około 19,29 μm (Rysunek 9.14 d) z mniejszą ilością siatki ferrytu. Spowodowane jest to wolniejszym chłodzeniem próbki w obszarze 2 i niewielkim rozrostem ziarna w porównaniu do obszaru 1 (Rysunek 9.14 b). Dla próbek odkształconych plastycznie oraz obrobionych cieplnie Q3_OC_1 Q3_OC_2 uzyskano odpowiednio wielkość ziarna 9,83 i 12,84 μm . (Rysunek 9.14f i h). Wielkość ziarna materiału odkształcanego plastycznie jest nieznacznie mniejsza niż nieodkształconego. Najprawdopodobniej jest to spowodowane rekryształizacją. Charakterystyczne jest też, że dla próbek po obróbce cieplnej uzyskano drobnopłytkową strukturę perlitu trudną do zaobserwowania na mikroskopie optycznym.

Kolejnym etapem analizy mikrostruktury było określenie odległości międzypłytkowej w perlicie. Dla każdego z rozpatrywanych wariantów dokonywano analizy na podstawie 6 obszarów, gdzie obserwowano styk 3 lub więcej kolonii perlitu w jednym punkcie. W zależności od ułożenia perlitu; szczególnie w odniesieniu do równomiernego i równoległego przebiegu płytek cementytu oraz akceptowalnego kąta wzajemnego pochylenia sąsiadujących kolonii wybierano metodę CLM lub LIM [24, 25].

Przykład mikrostruktur klasyfikowanych do pomiaru odległości metodą LIM lub CLM oraz metodykę obliczeń odległości międzypłytkowej dla analizowanych obszarów przedstawiono na rysunku 9.15.a i b.

Metoda CLM jest uznana za bardziej dokładną, dlatego tam, gdzie była taka możliwość, stosowano właśnie ją. Natomiast jeżeli jedna z kolonii branych pod uwagę przy wyznaczeniu odległości międzypłytkowej uniemożliwiała wyznaczenie ilości przecięć z okręgiem to decydowano się na metodę LIM. Taki przypadek jest przedstawiony na rysunku 9.15.b, gdzie ziarno usytuowane po prawej stronie okręgu (zaznaczone czerwonym okręgiem jest zorientowane najprawdopodobniej równolegle do osi obiektywu, co uniemożliwia poprawny pomiar metodą CLM.



Rysunek 9.15. Metody pomiaru odległości międzypłytkowej perlitu a) mikrostruktura przy której użyto metody CLM (próbka Q1_1) b) mikrostruktura, przy której użyto metody LIM (próbka Q1_OC_2)

Dla przypadku przedstawionej metody CLM na rysunku 9.15.a obliczenia są następujące:

$$D = 9,075 \mu m \Rightarrow L = 9,075 * \pi = 28,510 \mu m$$

$$N1 = 18; N2 = 20; N3 = 17$$

$$S_p = \frac{1}{2} * \frac{L}{(N1 + N2 + N3)} = \frac{1}{2} * \frac{28,510 \mu m}{55} = 259,18 nm$$

Natomiast dla przypadku z rysunku 9.15.b (metoda LIM):

$$L = 4,302 \mu m$$

$$N = 18$$

$$S_p = \frac{L}{N} = \frac{4,302 \mu m}{18} = 239 nm$$

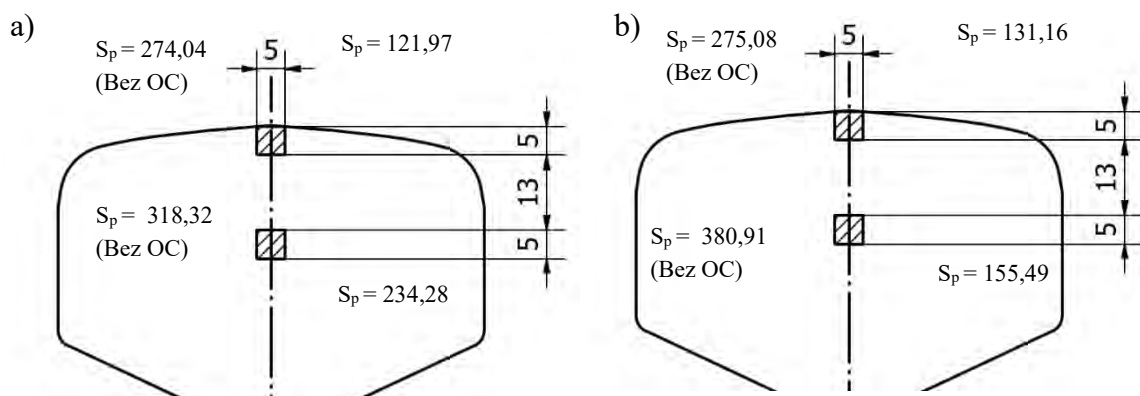
Na podstawie obliczeń dokonanych za pomocą zaprezentowanej metodologii otrzymano wyniki, które zamieszczono w tabeli 9.3.

Tabela 9.3. Zestawienie wielkości otrzymanych na drodze obliczeń odległości międzypłytkowych w mikrostrukturach

Lp. próbki	1	2	3	4	5	6	7	8
Badana sekcja	Q1_1	Q1_OC_1	Q1_2	Q1_OC_2	Q3_1	Q3_OC_1	Q3_2	Q3_OC_2
S_p [nm]	274,04	121,97	318,32	234,28	275,08	131,16	380,91	155,49

Odległość międzypłytkowa perlitu w wyniku obróbki cieplnej ulega około dwukrotnemu zmniejszeniu. Najmniejsza odległość płytkowa po obróbce cieplnej w granicach 120-130 nm występuje na powierzchni tocznej szyny, gdzie szybkość chłodzenia były największe. W części środkowej próbki odległość płytkowa znacznie wzrasta, gdyż szybkości chłodzenia tam są znacznie mniejsze niż przy powierzchni. Niestety w procesie przemysłowym nie można było ich dokładnie zmierzyć. Przy czym wydaje się, że dla odkształconej mikrostruktury uzyskano bardziej jednorodną odległość międzypłytkową po obróbce cieplnej.

Zestawienie wartości odległości międzypłytkowej, wielkości kolonii perlitu oraz szybkości chłodzenia na przekrojach przedstawiono na rysunku 9.16a i b oraz tabeli 9.4.



Rysunek 9.16. Zestawienie szybkości chłodzenia i właściwości dla a) przekroju Q1 wyjściowego nieprzekutego b) przekroju Q3 przekutego po obróbce cieplnej

Tabela 9.4. Zestawienie właściwości materiału z ustalonymi parametrami obróbki cieplno-plastycznej

Lp. próbki	1	2	3	4	5	6	7	8
Sekcja	Q1_1	Q1_OC_1	Q1_2	Q1_OC_2	Q3_1	Q3_OC_1	Q3_2	Q3_OC_2
D_c [μ m]	-	13,11	-	19,29	-	9,83	-	12,84
S_p [nm]	274,04	121,97	318,32	234,28	275,08	131,16	380,91	155,49

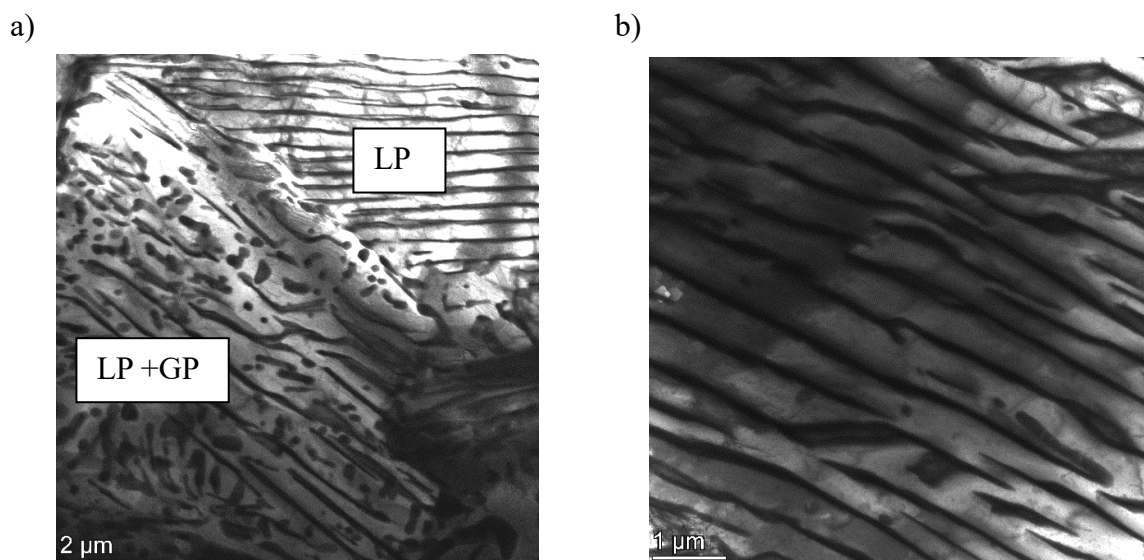
9.4.2 Badania mikrostruktury za pomocą SEM i TEM

W celu dokładniejszej analizy wpływu obróbki cieplnej na mikrostrukturę szyn przeprowadzono analizę za pomocą mikroskopii skaningowej i transmisyjnej.

Na rysunku 9.17.a przedstawiono mikrostrukturę główki szyny po procesie kucia przed obróbką cieplną z obszaru 1 (zgodnie z rysunkiem 9.13b) uzyskane z wykorzystaniem techniki transmisyjnej mikroskopii elektronowej - TEM. Obserwowano obszar na styku trzech ziaren

byłego austenitu. Charakteryzuje się on mikrostrukturą złożoną z perlitu płytkowego (lamelar Pearlite LP) o identycznej orientacji płytek cementytu w jednym ziarnie oraz mieszaniny perlitu płytkowego współistniejącego z obszarami perlitu gdzie charakterystyczne jest występowanie sferoidalnych (globularnych) wydzielen cementytu powstałych poprzez sferoidyzację płytek cementytu lub też przez ich odkształcenie i defragmentację. Należy pamiętać, że uzyskany perlit płytkowy jest metastabilnym składnikiem mikrostrukturalnym. Przemiana perlitu płytkowego w sferoidalny (globularny) jest determinowana przez czynnik energetyczny, który polega na zminimalizowaniu stosunku powierzchni cząstki cementytu do jej objętości, a w konsekwencji na zmniejszeniu energii powierzchniowej układu. Zgodnie z literaturą [61] największe cząstki cementytu powstają wzdłuż granic ferrytu.

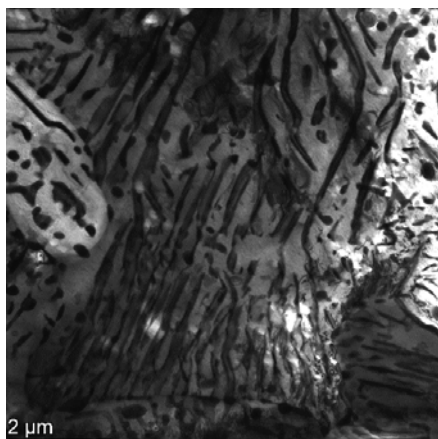
W mikrostrukturze ujawniono obecność obszarów, gdzie występuje tylko perlit płytkowy oraz obszarów gdzie perlit płytkowy występuje wraz z cementytem sferoidalnym. Prawdopodobnie jest to wynikiem nierównomierności chłodzenia na przekroju szyny. W obszarach perlitu płytkowego pojawia się również cementyt o morfologii odbiegającej od równoległych płytek a mających postać zakrzywioną (powyginaną) (Rysunek 9.17.b).



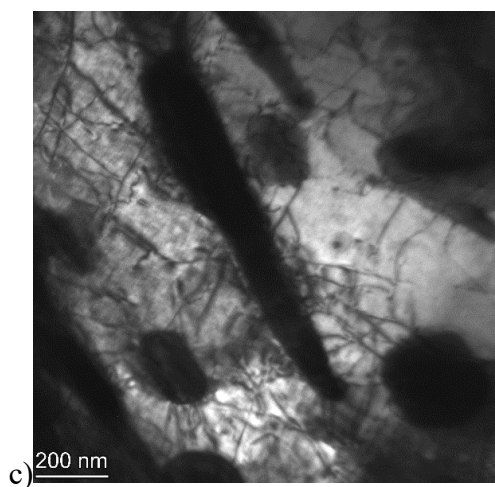
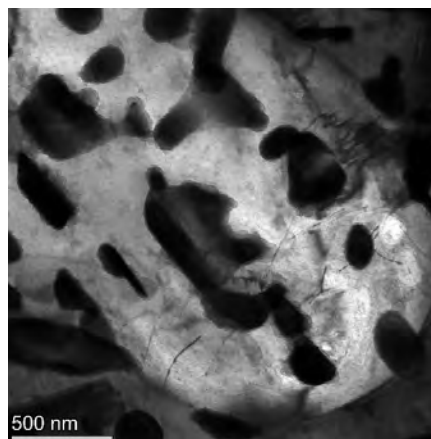
Rysunek 9.17. Mikrostruktura perlitu z główki szyny z obszaru 1 (Rysunek 9.13 b) przed obróbką cieplną a) kilka kolonii perlitu oraz b) jedna kolonia perlitu

W przypadku wielu procesów przeróbki plastycznej (walcowanie, kucie itp.) mikrostruktura perlitu sferoidalnego (globularnego) jest bardziej preferowana niż mikrostruktura płytkowa. Bardzo często dla szyn po samym procesie walcowania lub kucia otrzymuje się mikrostrukturę perlitu w postaci blokowej (Rysunek 9.18.a), gdzie ułożenie płytek perlitu jest zróżnicowane, a wielkość bloków ma rozmiar od 2 do 5 µm, a dodatkowo zauważa się dużą ilość perlitu sferoidalnego. W celu ujednorodnienia mikrostruktury a tym samym i właściwości szyny w obszarze główki wymagane jest zastosowanie obróbki cieplnej. W szynach przed obróbką cieplną w obszarze ferrytu widoczne są dyslokacje o zróżnicowanych konfiguracjach, zarówno pojedyncze dyslokacje (Rysunek 9.18.b) jak i sploty dyslokacji (Rysunek 9.18.c).

a)



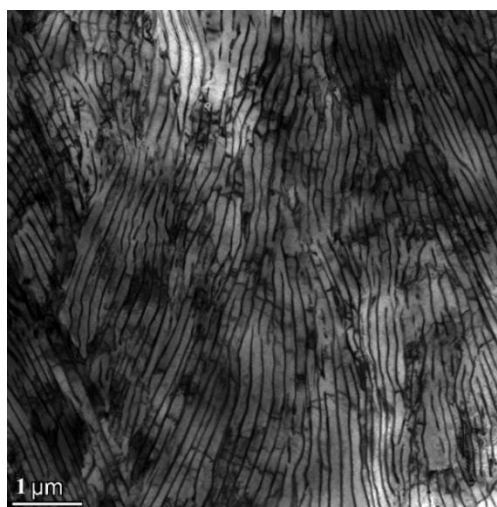
b)



c)

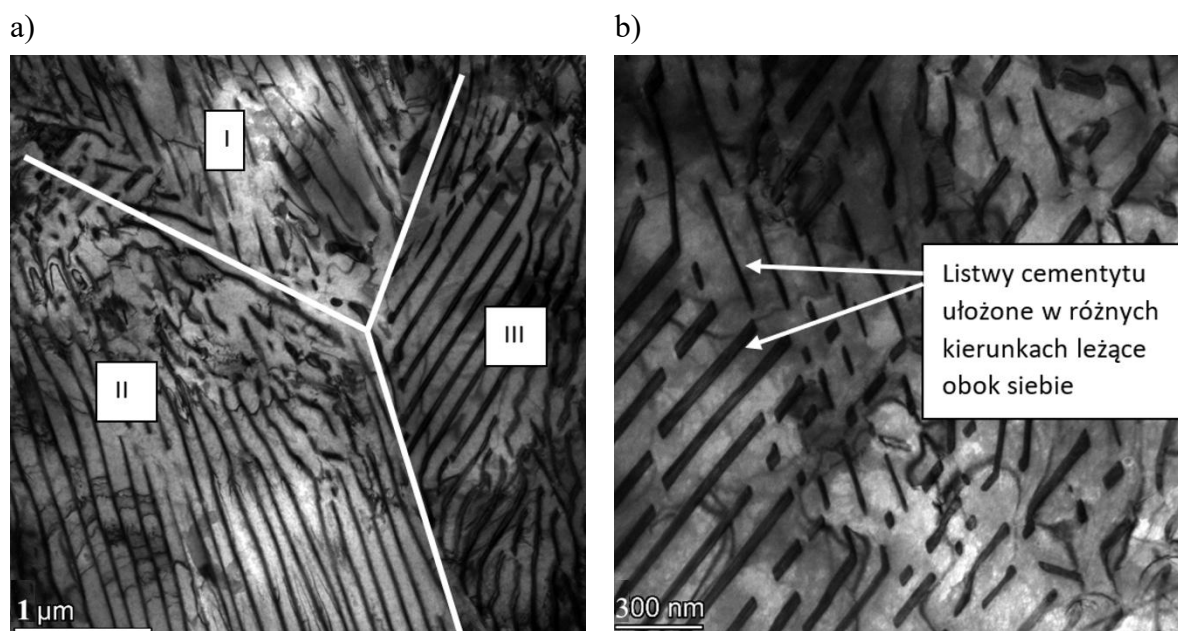
Rysunek 9.18. Mikrostruktura perlitu z główki szyny z obszaru 1 przed obróbką cieplną a) makrostruktura kilku kolonii perlitu b) mikrostruktura perlitu globularnego z widocznymi pojedynczymi dyslokacjami oraz c) splotami dyslokacji

Obróbka cieplna szyny wpływa znacząco na zmianę morfologii perlitu (Rysunek 9.19). Perlit w wyniku OC występuje głównie w postaci regularnych mocno rozdrobnionych listew ułożonych równolegle do siebie o zbliżonej odległości międzypłytkowej. Jak wykazała analiza ilościowa odległości płytek cementytu w perlicie wynosi około 130-140 nm. Obszary cementytu sferoidalnego występują sporadycznie [4].



Rysunek 9.19. Mikrostruktura szyny z obszaru 1 po obróbce cieplnej

Na rysunku 9.20 przedstawiono obszar na styku trzech ziaren byłego austenitu, który różni się znacząco od obszaru obejmującego również trzy ziarna lecz w szynie bez obróbki cieplnej (Rysunek 9.17.a). Listwy cementytu są regularnie równoległe do siebie ułożone i charakteryzują się w większości kształtem typu I. Można zaobserwować, że gdzieś pojawiają się inne kształty typu Γ (Rysunek 9.20b). Osobliwością podczas obserwacji mikroobjętości jest możliwość ujawnienia cementytu listwowego zorientowanego w dwóch, a nawet trzech kierunkach, które skazują na odkształcenie wielokierunkowe.

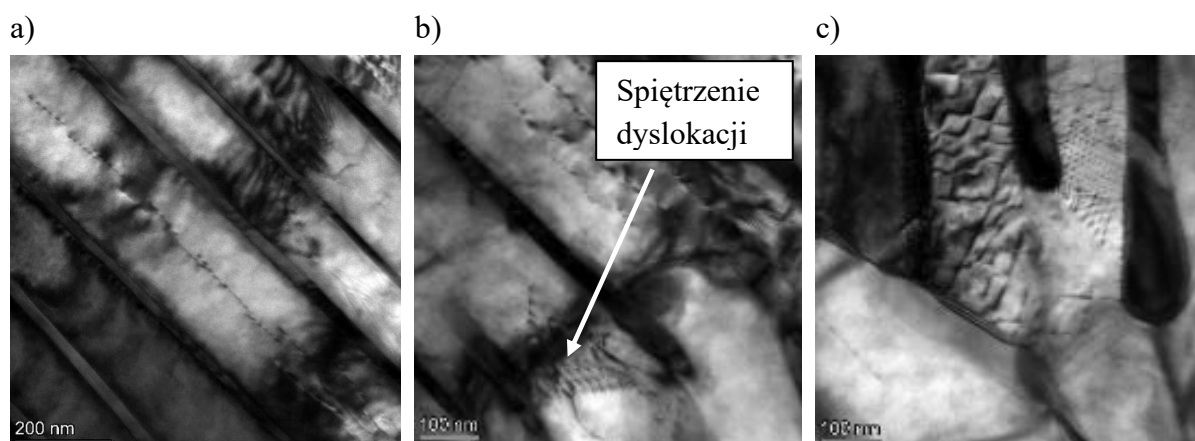


Rysunek 9.20. Mikrostruktura szyny z obszaru 1 po obróbce cieplnej a) kolonie perlitu o różnej orientacji płytek cementytu b) nieciągłości płytek cementytu.

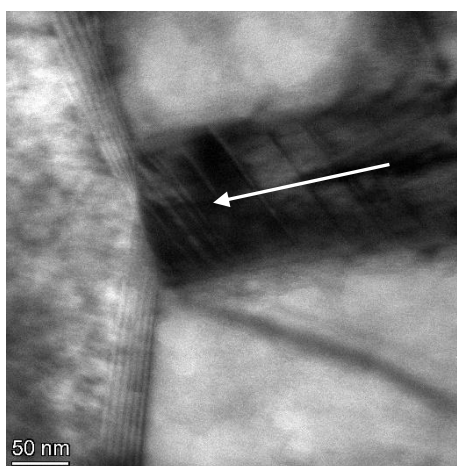
Zawartość węgla w badanej stali R350HT jest zbliżona do zawartości węgla w stali eutektoidalnej, dlatego zgodnie z [62] biorąc pod uwagę, że gęstość ferrytu wynosi 7.874 g/cm^3 oraz cementytu 7.662 g/cm^3 , stosunek grubości płytek ferrytu do grubości płytek cementytu powinien wynosić 7,13. W przypadku badanej stali stosunek ten jest znacznie mniejszy i średnio wynosi 5, co może wynikać z obecności dodatków stopowych takich jak: mangan oraz krzem. Procesy obróbki cieplnej badanej stali wpływają nie tylko na zmiany morfologii, rozmieszczenia i odległości międzypłytkowej w perlicie, ale też na zmiany w mikrostrukturze dyslokacyjnej badanej stali. W próbkach po obróbce cieplnej zauważono tworzenie się uporządkowanych układów dyslokacyjnych w postaci płaskich układów dyslokacyjnych (Rysunek 9.21a i b), efektów poligonizacji i tworzenia siatek dyslokacyjnych (Rysunek 9.21b i c). Płytki cementytu stanowią przeszkody dla ruchu dyslokacji, powodując ich spiętrzanie (Rysunek 9.21 b), charakterystyczne jest też, że linie dyslokacji po obróbce cieplnej układają się głównie równoległe do płytek cementytu.

Obserwacje płytek cementytu potwierdziły hipotezę [63, 64] występowania drobnej mikrostruktury płytek cementytu w perlicie lamelarnym, w których ujawniono dodatkowo obecność płaskich defektów w płytkach cementytu, które znajdują się w odległości około 15 do 30 nanometrów od siebie. Wykazano, że pojawiają się one bezpośrednio podczas izotermicznego rozkładu austenitu w temperaturach od 500 do 700°C . Schematycznie zestaw

płaskich defektów przecinających płytki cementytowe pokazano na rysunku 9.22. (oznaczone strzałkami).



Rysunek 9.21. Mikrostruktura szyny z obszaru 1 po obróbce cieplnej z uporządkowanym rozkładem dyslokacji.

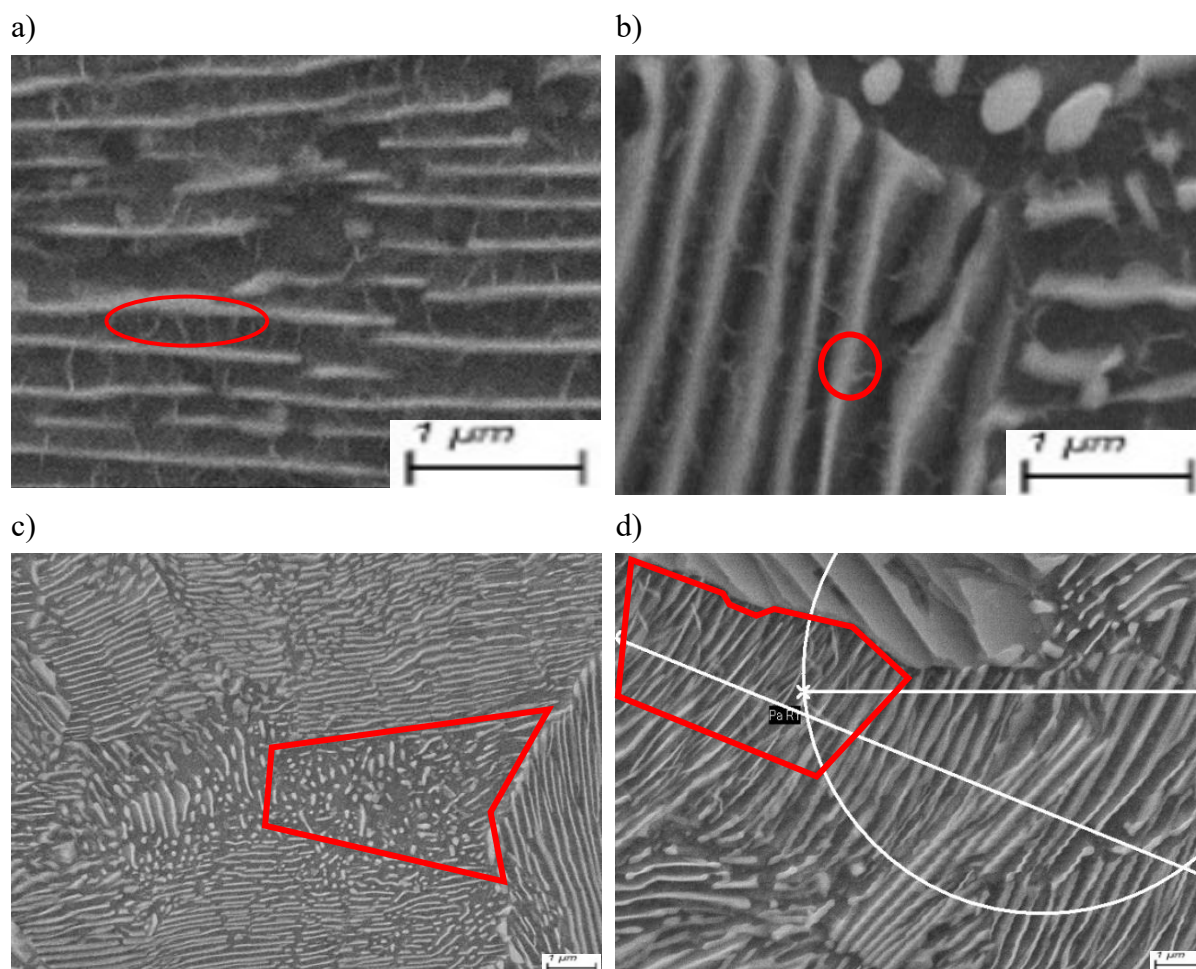


Rysunek 9.22. Defekty płaskie w strukturze perlitu płytkowego (oznaczone strzałkami). Płytki cementytu z defektami, które powstały podczas rozkładu austenitu (według hipotezy Yakovlevy i in.) [62]

Podczas badań mikrostrukturalnych ujawniono również inne interesujące zjawiska rzadko opisywane w literaturze takiej jak:

- wydzielanie się „mostków”, które są strukturą płaską tworzącą się w fazie α perlitu, łączącą płytki cementytu. Grubość tych podziaren jest tożsama lub zbliżona do grubości płytek ferrytu w stalach eutektoidalnych [4]. Tworzenie się mostków jest charakterystyczne dla struktur perlitycznych w stalach obrabianych plastycznie na gorąco (Rysunek 9.23a).
- wydzielanie się „frędzli” na granicy ziaren. Wzrost ilości takich defektów przystających do płytek cementytu wynika z różnicy właściwości plastycznych faz ferrytu i cementytu. Jest to charakterystyczne zjawisko dla perlitu odkształcanego na zimno [65] (Rysunek 9.23b).
- tworzenie się subkolonii (lub kolumn perlitu), które przedstawiają lokalne pasmo płynięcia w mikrostrukturze (Rysunek 9.23c).
- tworzenie pojedynczych włókien cementytu, w wyniku odkształcenia plastycznego. Wskazuje to na brak ferrytu w mikrostrukturze, blokującego w normalnych warunkach ruch, co pozwala płytkom cementytu na skręcanie.

Tworzenie się cieńszych włosków można tłumaczyć warstwowym charakterem procesu tworzenia się cementytu [65] (Rysunek 9.23d).



Rysunek 9.23. Różne formy mikrostruktury perlitu a) mostki pomiędzy płytkami cementytu b) „frędzle” odstające od płytek cementytu c) subkolonia perlitu e) włoskowata mikrostruktura płytek cementytu

9.5 Podsumowanie

Podczas przemysłowej technologii obróbki cieplnej udało się pomierzyć szybkości chłodzenia na powierzchni tocznej, która wynosiła około 3,08 °C/s.

Zgodnie z przewidywaniami, twardość na odcinku szyny nieobrobionej cieplnie jest niższa niż wymaga norma i waha się w granicach 250 – 330 HV. Po obróbce cieplnej twardość wzrasta, jednak dla zastosowanych szybkości chłodzenia przebiega blisko granicy wartości minimalnej. To oznacza, że istnieje jeszcze możliwość ulepszenia procesu pod kątem procesu chłodzenia (zwiększenie szybkości chłodzenia), aby otrzymać wyższą twardość, co z kolei przełożyłoby się na zwiększoną odporność na zużycie trybologiczne oraz wytrzymałość zmęczeniową.

Odległość międzypłytkowa perlitu w wyniku obróbki cieplnej ulega około dwukrotnemu zmniejszeniu. Najmniejsza odległość płytkowa po obróbce cieplnej w granicach

120-130 nm występuje na powierzchni tocznej szyny, gdzie szybkość chłodzenia jest największa.

Procesy obróbki cieplnej w badanej stali wpływają nie tylko na zmiany morfologii i rozmieszczenia faz i odległości między płytkowej w perlicie, ale też na zmiany w mikrostrukturze dyslokacyjnej badanej stali. W próbkach po obróbce cieplnej zauważono tworzenie się uporządkowanych układów dyslokacyjnych w postaci płaskich układów dyslokacyjnych (Rysunek 9.21a i b), efektów poligonizacji i tworzenia siatek dyslokacyjnych (Rysunek 9.21b i c). Płytki cementytu stanowią przeszkody dla ruchu dyslokacji, powodując ich spiętrzenie (Rysunek 9.21b), charakterystyczne jest też, że linie dyslokacji po obróbce cieplnej układają się głównie równolegle do płytek cementytu.

10. Stanowisko do badań laboratoryjnych obróbki cieplnej szyny R350HT

Dalszym celem pracy było skonstruowanie stanowiska laboratoryjnego do kontrolowanej obróbki cieplnej szyn iglicowych ze stali R350HT. Stanowisko to powinno umożliwić określenie zależności pomiędzy szybkością chłodzenia, a właściwościami i mikrostrukturą dla stali R350HT.

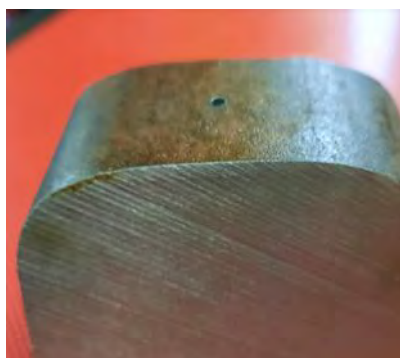
10.1 Wyznaczanie medium chłodzącego

W literaturze oraz w źródłach przemysłowych można znaleźć opisy różnych metod chłodzenia walcowanych kształtowników szynowych. Najpopularniejszymi i najczęściej wymienianymi są kąpiel w solach oraz wodnych roztworach polimerowych [51, 66] lub chłodzenie mgłą wodną [53, 66, 67].

W celu poznania zakresów odpowiednich szybkości chłodzenia i wiążących się z tym zmian mikrostruktury oraz twardości zdecydowano się na wykonanie prób obróbki cieplnej przy użyciu różnych mediów chłodzących.

Każda próba przebiegała w podobny sposób. Próbkę do badań były wykonane z fragmentu główki szyny o długości 30 mm, gdzie od strony powierzchni tocznej wywiercany był otwór pod termoparę o $\phi = 2$ mm widoczny na rysunku 10.1a. Następnie próbkę owijano termoparą i wkładano do pieca laboratoryjnego nagrzanego uprzednio do temperatury 1000 °C. Próbkę po wyjęciu z pieca były chłodzone przy użyciu różnych mediów chłodzących. Częstotliwość odczytu pomiaru w każdym przypadku wynosiła 1 Hz. Próbkę w trakcie pomiaru po nagrzanu oraz przed chłodzeniem przedstawiono na rysunku 10.1b.

a)



b)

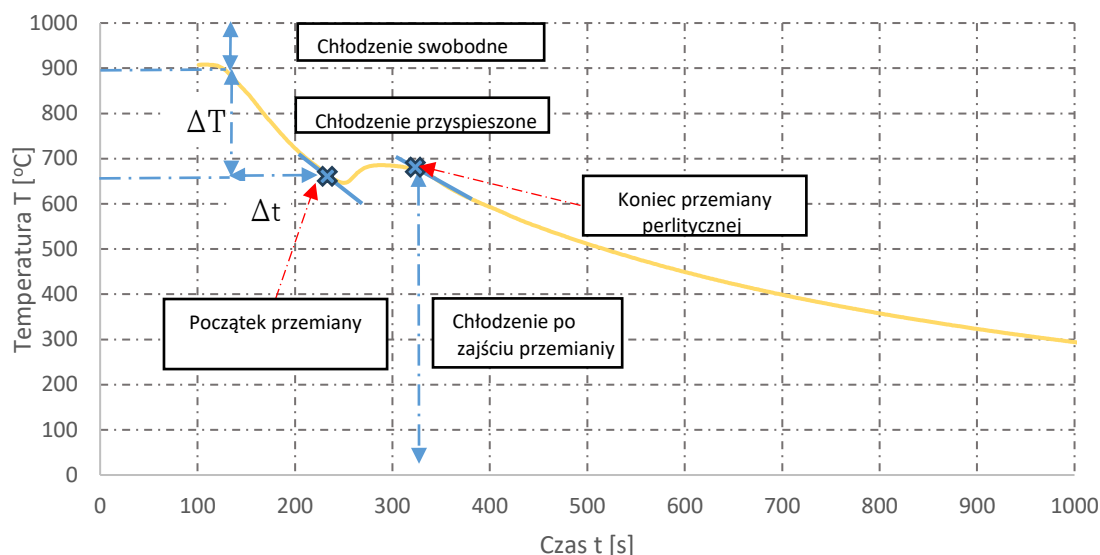


Rysunek 10.1. Próbkę do badań szybkości chłodzenia a) próbka przed pomiarem b) próbki w trakcie pomiaru

Jako metody chłodzenia wybrano: chłodzenie z piecem, na powietrzu, w oleju hartowniczym oraz sprężonym powietrzem. Każda z metod przebiegała w taki sposób, że czas pomiędzy wyjęciem próbki z pieca, a rozpoczęciem chłodzenia przy użyciu ustalonego medium został nazwany czasem swobodnego chłodzenia. Następnie czas od rozpoczęcia procesu chłodzenia przyspieszonego zadaną metodą do momentu rozpoczęcia przemiany perlitycznej, był uznawany jako bazowy do ustalenia wartości szybkości chłodzenia.

Przemianę perlityczną rozpoznawano, jako nagły wzrost temperatury (ze względu na jej egzotermiczny charakter) w trakcie ciągłego chłodzenia szyny. Moment początku nieliniowego przebiegu krzywej chłodzenia oznaczał zatem początek przemiany austenitu w perlit.

Natomiast koniec nieliniowego przebiegu krzywej oznaczał moment zakończenia przemian perlitycznej oraz ukształtowania się mikrostruktury. Dalsze chłodzenia uznano za niekonieczne, gdyż w tym momencie mikrostruktura powinna już być finalnie ukształtowana. Interpretację każdego z przebiegów krzywych chłodzenia przedstawiono na rysunku 10.2.

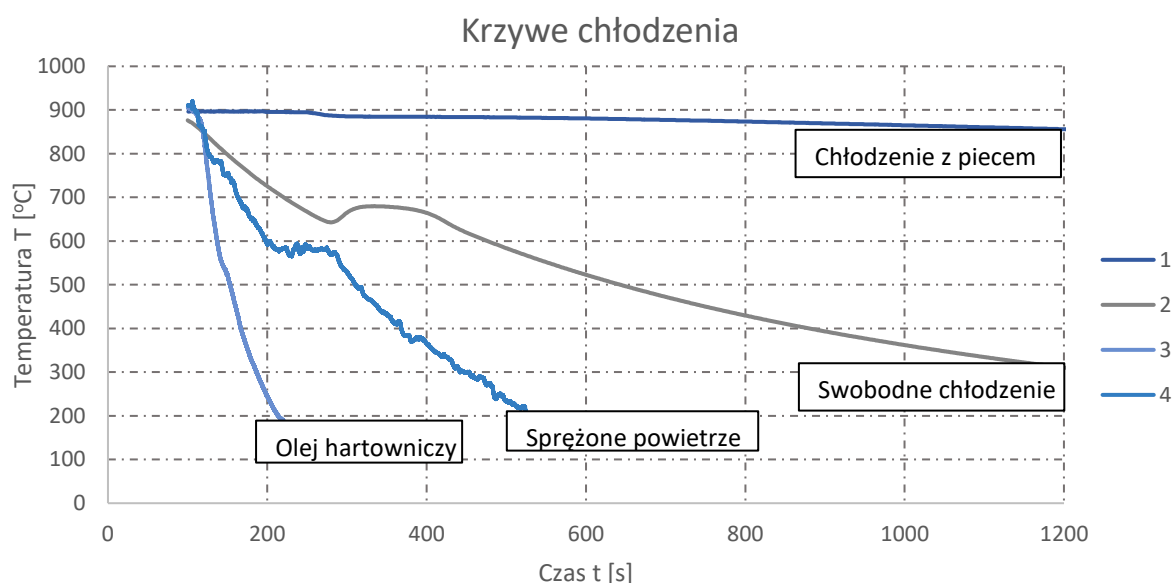


Rysunek 10.2. Sposób interpretacji krzywych chłodzenia, rejestrowanych przy użyciu termopar

Jako szybkość chłodzenia charakteryzującą dany proces uznano wartość współczynnika kierunkowego liniowego odcinka chłodzenia przyspieszonego. Zatem wzór na szybkość chłodzenia przedstawia się następująco:

$$V_{\text{chłodzenia}} = \frac{\Delta T}{\Delta t} \left[\frac{^{\circ}\text{C}}{\text{s}} \right]$$

W zaprezentowany sposób dokonano pomiarów szybkości dla czterech wybranych mediów. Wyniki tych pomiarów przedstawiono na rysunku 10.3..



Rysunek 10.3. Przebieg krzywych chłodzenia dla różnych środków chłodzących

Na podstawie otrzymanych danych pomiarowych wyznaczono temperatury początku i końca przemiany oraz szybkość chłodzenia dla każdego z użytych mediów. Wyniki przedstawiono w tabeli 10.1. Temperatury te bardzo istotnie zależą od metody chłodzenia. W próbie ze sprężonym powietrzem otrzymano najbardziej zbliżoną wartość szybkości chłodzenia do tej zaobserwowanej na stanowisku przemysłowym, która wynosiła 3,08 °C/s.

Tabela 10.1. Wyniki pomiarów chłodzenia

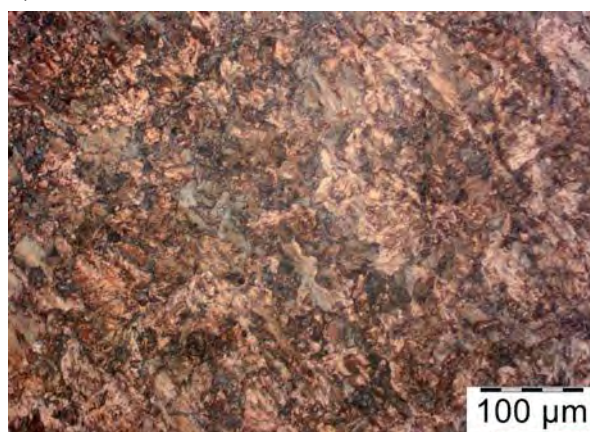
	Próba nr 1	Próba nr 2	Próba nr 3	Próba nr 4
Metoda chłodzenia	Z piecem	Swobodne na powietrzu	W oleju hartowniczym	Sprężonym powietrzem
Temperatura początku przemiany	684 [°C]	643 [°C]	553 [°C]	606 [°C]
Temperatura końca przemiany	668 [°C]	640 [°C]	519 [°C]	574 [°C]
Szybkość chłodzenia	0,03 [°C/s]	1,7 [°C/s]	11,4 [°C/s]	3,7 [°C/s]

Dla poszczególnych metod chłodzenia, określono mikrostruktury stali R350HT, które przedstawiono odpowiednio na rysunku 10.4a - d. Celem było określenie metody chłodzenia, dla której w stali R350HT nie występuje faza martenzytu lub bainitu, oraz zamkniętych siatek ferrytu na granicach ziaren dawnego austenitu.

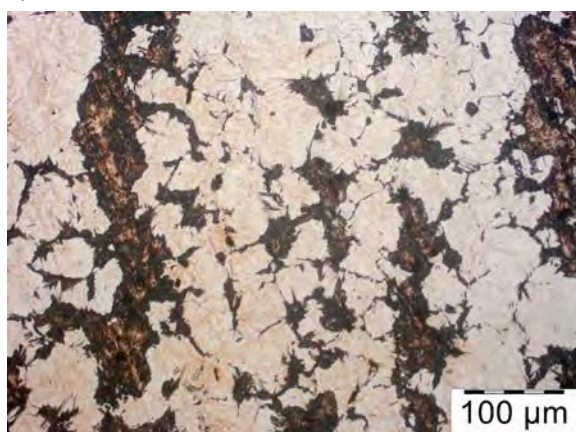
a)



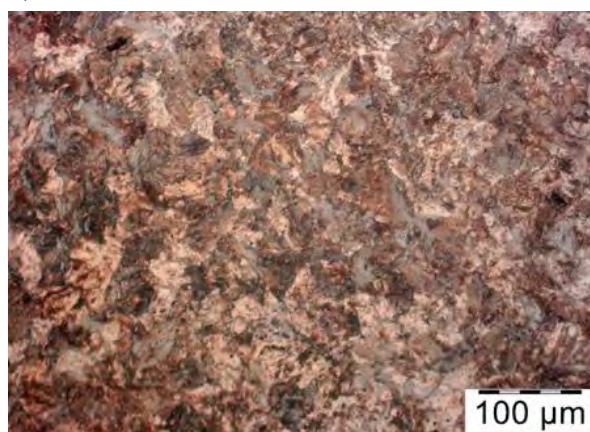
b)



c)



d)



Rysunek 10.4. Mikrostruktury stali R350HT otrzymane w wyniku następujących obróbek cieplnych a) chłodzenie z piecem, b) swobodnie na powietrzu, c) w oleju hartowniczym oraz d) sprężonym powietrzem.

Dla wszystkich metod chłodzenia oprócz chłodzenia w oleju otrzymano mikrostrukturę perlitu. Przy chłodzeniu w oleju otrzymano szybkość chłodzenia 11,4 °C/s (Rysunek 10.4c), co prowadzi do powstania mikrostruktury martenzytu oraz bainitu, co z kolei wyklucza zastosowanie tego medium w chłodzeniu materiału [2]. Warto nadmienić również, że w trakcie przeprowadzania tej próby wystąpiło pęknięcie w miejscu otworu na termoparę. Mikrostruktura perlitu dla prób nr 2 i 4 jest kolonialna (Rysunek 10.4b i d) a dla próby nr 1 (Rysunek 10.4a) ziarnista.

Twardości próbek były wyznaczone w punktach zlokalizowanych zgodnie z rysunkiem 9.13a. w punktach RS, 1, 3. Wartości otrzymane oraz narzucone przez normy przedstawiono w tabeli 10.2.

Tabela 10.2. Zestawienie wartości twardości wymaganych oraz osiągniętych w próbach 1 - 4

Obszar	Oznaczenie punktu	Zakres twardości [HB] zgodnie z normą	Próba nr 1 (z piecem)	Próba nr 2 (na pow.)	Próba nr 3 (w oleju)	Próba nr 4 (spręż. pow.)
Góra główki	RS	340 - 390	262	308	597	315
Środek główki	1	min. 331	259	314	>601	339
Dół główki	3	min. 340	262	295	>601	308

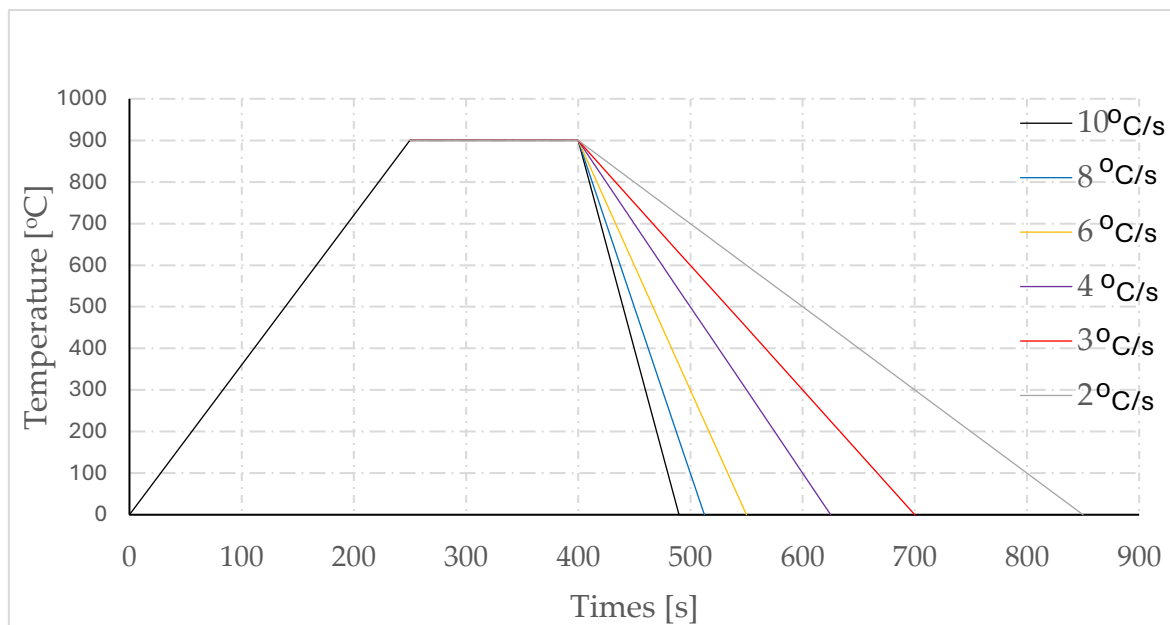
Dla metod chłodzenia z piecem oraz swobodnie na powietrzu uzyskano znacznie mniejsze twardości niż wymaga norma, natomiast zastosowanie oleju hartowniczego powoduje znacznie większe twardości niż w normie. Najbliższe twardości do wymagań normy osiągnięto dla chłodzenia sprężonym powietrzem. Dodatkowo należy uwzględnić, że w metodzie chłodzenia sprężonym powietrzem, możliwość zmiany ciśnienia sprężonego powietrza daje potencjał do chłodzenia w szerokim zakresie szybkości.

Podsumowując niniejsze badania, można stwierdzić iż pożądane szybkości chłodzenia mieszczą się w przedziale około 3,1 – 3,7 °C/s. Szybkości zbliżone do 11 °C/s są wykluczone ze względu na zachodzące hartowanie i powstawanie struktury martenzytu w materiale. Natomiast zbyt mała szybkość (poniżej 1,7 °C/s) chłodzenia będzie skutkować niedostateczną twardością, zbyt dużymi ziarnami, co wskazuje na gorsze właściwości mechaniczne.

10.2 Wyznaczenie granicznych wartości szybkości chłodzenia

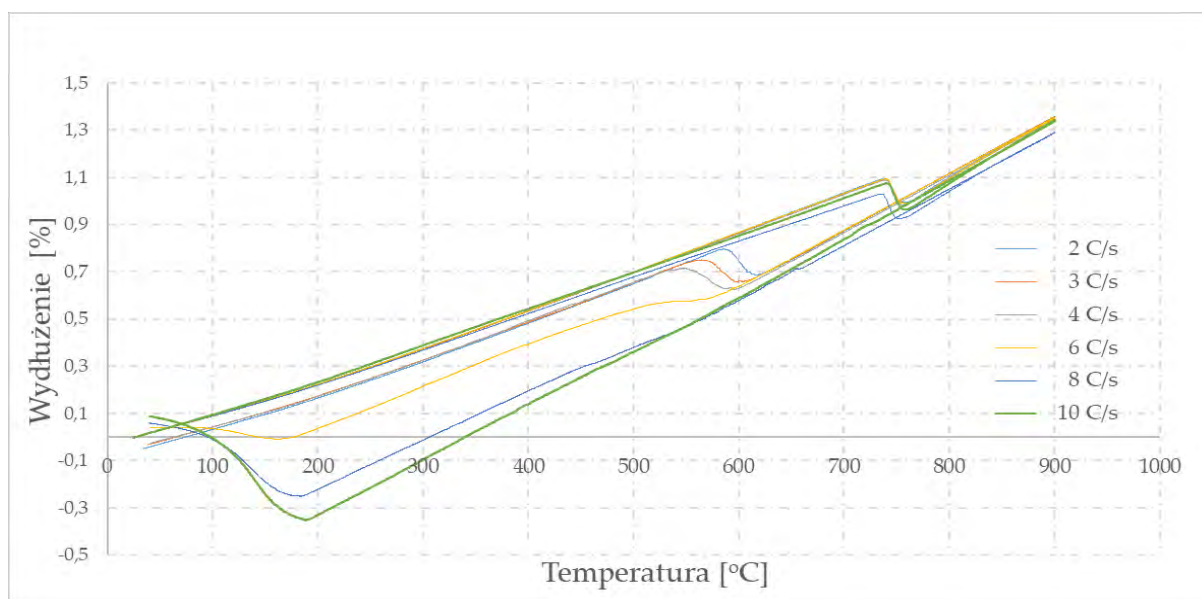
W celu dokładniejszego określenia wymaganych szybkości chłodzenia przeprowadzono badania na dylatometrze opisanym w punkcie 6.7.

Celem niniejszych badań była weryfikacja wcześniej wyznaczonego zakresu szybkości chłodzenia w próbach empirycznych, dlatego zaplanowano próby dla kilku wcześniej określonych szybkości chłodzenia. Schemat obróbki każdej z próbek zamieszczono na rysunku 10.5. Warunki dla każdej z nich ustalono jednakowe i polegały na nagrzanu do temperatury austenitowania, czyli 900 °C w czasie 240 sekund, następnie próbka wygrzewana była w osiągniętej temperaturze przez 150 s. Ostatnim etapem było chłodzenie próbki z zadaną szybkością z przedziału 2 – 10 °C/s. Chłodzenie było jednostajne i ciągłe. Było to możliwe dzięki wykorzystaniu chłodzenia azotem oraz niskiej pojemności cieplnej samej próbki.



Rysunek 10.5. Schemat obróbki cieplnej dla każdej z próbek w badaniach dylatometrycznych

Rezultatem przeprowadzonych prób był wykres w postaci dylatogramów przedstawionych na rysunku 10.6. Wyznaczone wartości początku i końca przemiany perlitycznej zestawiono w tabeli 10.3. Sam sposób wyznaczania wartości początku i końca przemian jest zgodny z opisem na rysunku 10.2.

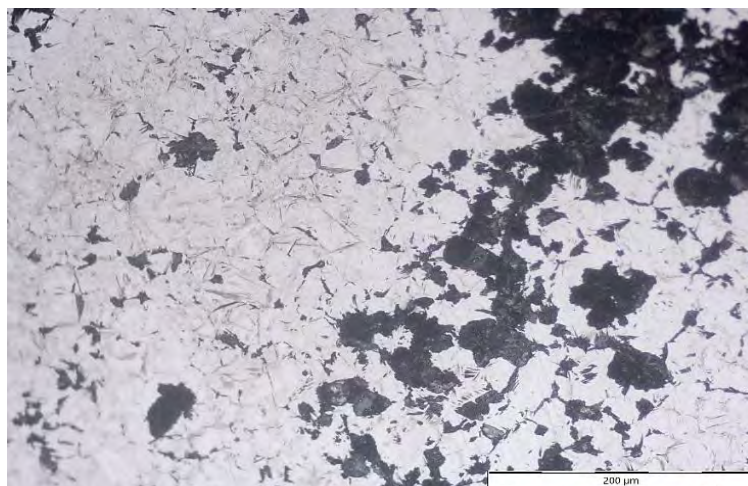


Rysunek 10.6. Przebieg dylatogramów w badaniach laboratoryjnych

Tabela 10.3. Zestawienie wartości dot. przemian w wynikających z dylatogramu

Szybkość chłodzenia	2 [°C/s]	3 [°C/s]	4 [°C/s]	6 [°C/s]	8 [°C/s]	10 [°C/s]
Temperatura pocz. przemiany	647	620	611	594	Niezauważalna	Niezauważalna
Temperatura końca przemiany	564	548	521	516	Niezauważalna	Niezauważalna

Wraz ze wzrostem szybkości chłodzenia temperatura początku oraz końca przemiany perlitycznej maleje. Dla najwyższych z przyjętych szybkości chłodzenia (10 °C/s i 8 °C/s) efekt dylatacyjny od przemiany perlitycznej nakłada się z efektem dylatacyjnym w przedziale charakterystycznym dla przemiany bainitycznej. Może to świadczyć o wystąpieniu bainitu lub martenzytu w mikrostrukturze tych stali. Potwierdziły to badania mikrostrukturalne dla próbki chłodzonej z szybkością 8 °C/s, dla której otrzymano mikrostrukturę składającą się głównie z bainitu (Rysunek 10.7).



Rysunek 10.7. Mikrostruktura próbki chłodzonej z szybkością 8 °C/s

Następnym krokiem było wyznaczenie odległości międzypłytkowej dla różnych szybkości chłodzenia. Tak jak w przypadku badania procesu przemysłowego obróbki cieplnej starano się dobrać jedną z dwóch metod, przy czym przy możliwości wykonania pomiaru metodą CLM, była ona wykonywana w pierwszej kolejności, dopiero jeżeli nie udało się znaleźć odpowiedniego obszaru, wykorzystywana była metoda LIM. Dla każdej szybkości chłodzenia pomiary wykonano dla pięciu dowolnie wybranych fragmentach zglądów metalograficznych. Ze wszystkich zebranych wyników wyliczono średnią arytmetyczną, która określała średnią odległość między płytkami cementytu w perlicie dla wybranej szybkości chłodzenia. Na rysunku 10.8a - przedstawiono przykładowe mikrostruktury uzyskane dla różnych szybkości chłodzenia.

Dla próbek chłodzonych w przedziale szybkości 2 – 6 °C/s widoczne są płytki perlitu. Jednak nie zawsze odnalezienie regularnej mikrostruktury dla badanych obszarów było możliwe, dlatego jak wspomniano dla próbek, gdzie nie dało się zastosować metody CLM, stosowano metodę LIM. Np. dla zdjęcia przedstawionego na rysunku 10.8a zastosowano metodę CLM, gdzie odległość międzypłytkowa została obliczona w następujący sposób:

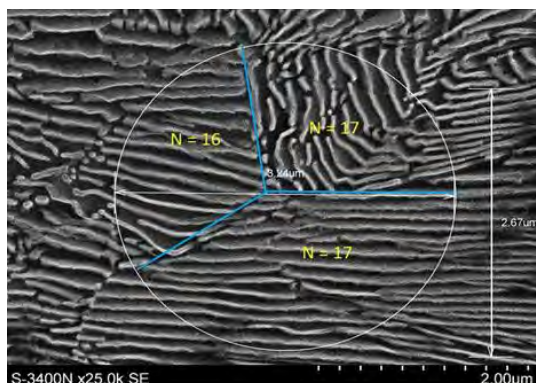
$$S_p = \frac{1}{2} * \frac{L}{(N1 + N2 + N3)} = \frac{1}{2} * \frac{10,178}{50} = 101,78 \text{ nm}$$

Natomiast dla zglądu przedstawionego na rysunku 10.8..c, przy zaburzonej regularności struktury zastosowano metodę LIM, gdzie obliczenia przedstawiają się następująco:

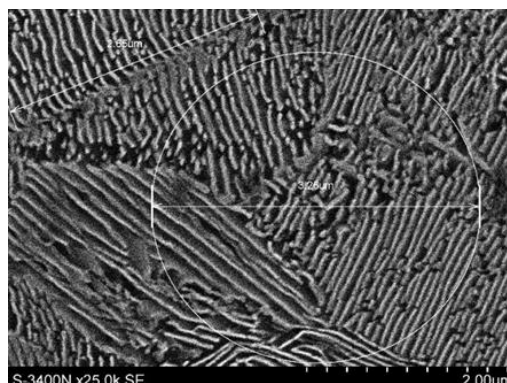
$$S_p = \frac{L}{N} = \frac{1,83 \mu\text{m}}{21} = 87,1 \text{ nm}$$

Dla próbek, gdzie zadana szybkości chłodzenia wynosiła 8 °C/s i 10 °C/s (Rysunek 10.8.e i f) uzyskano perlit zdegenerowany oraz bainit, dlatego pomiar odległości międzyplątkowej nie był możliwy.

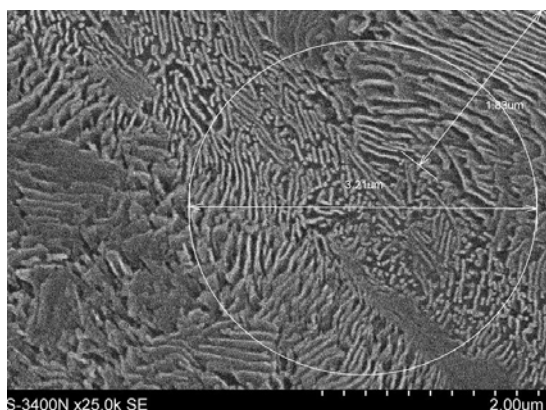
a)



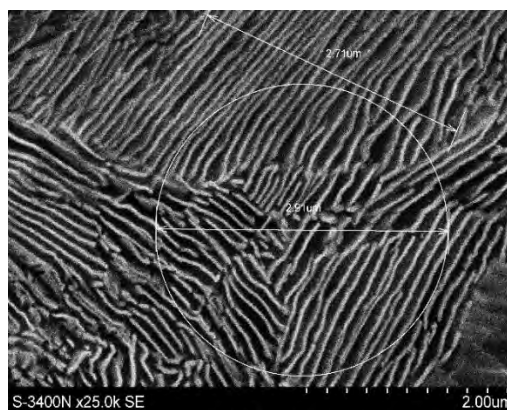
b)



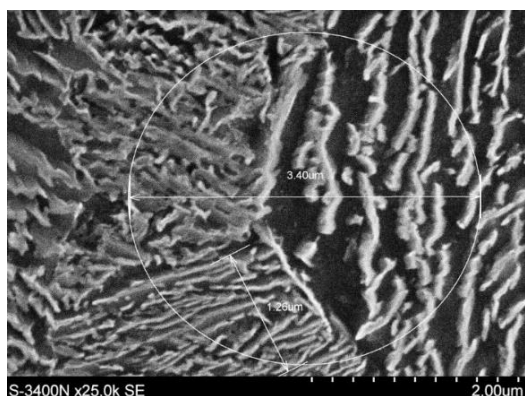
c)



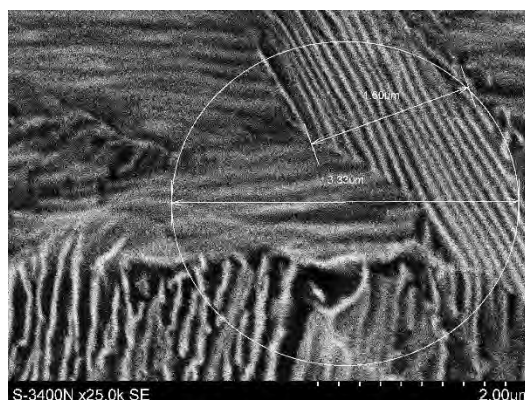
d)



e)



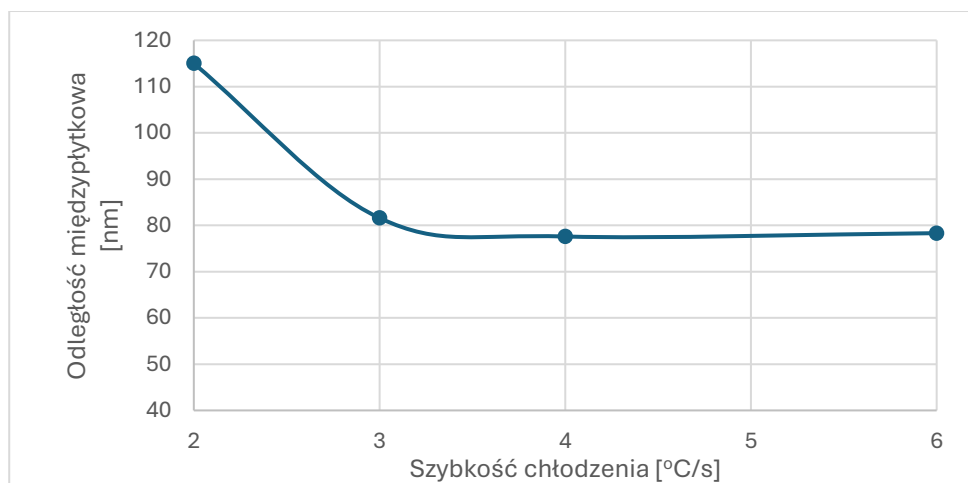
f)



Rysunek 10.8. Mikrostruktury stali R350HT po chłodzeniu z różnymi prędkościami a) 2°C/s, b) 3°C/s, c) 4°C/s, d) 6°C/s e) 8°C/s i f) 10°C/s.

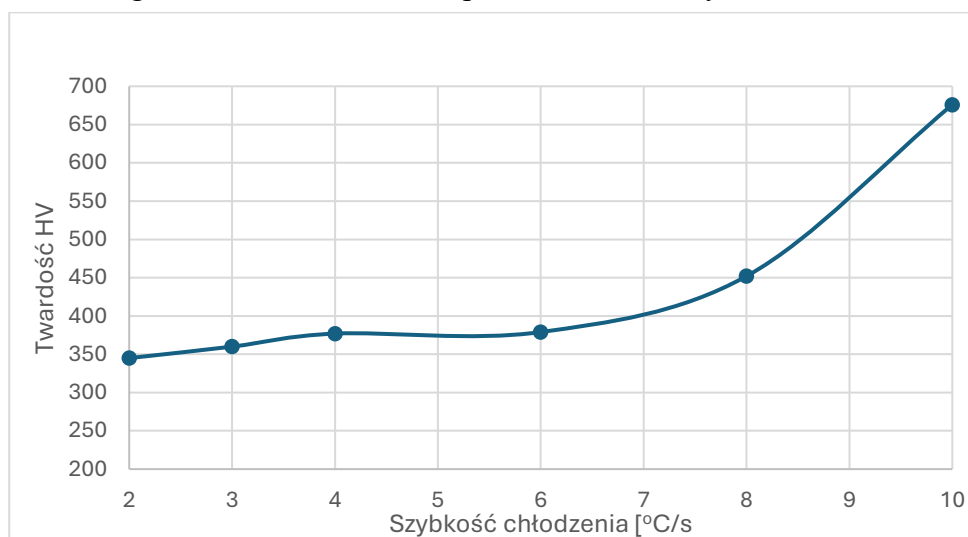
Wykres zależności odległości międzyplątkowej od szybkości chłodzenia został przedstawiony na rysunku 10.9. Na uwagę zasługuje fakt, że dla zwiększającej się szybkości chłodzenia powyżej 3° C/s otrzymano bardzo zbliżone wartości odległości międzyplątkowej na poziomie $S_p = 80 \pm 3$ nm. Oznacza to, że występuje pewna krytyczna wartość szybkości chłodzenia, powyżej której odległość międzyplątkowa nie maleje tak szybko wraz ze wzrostem szybkości chłodzenia materiału. Natomiast dla większych szybkości chłodzenia 10°C/s, 8°C/s

otrzymano strukturę bainityczną, co z kolei oznacza, że specyfika przemiany z dyfuzyjnej zmienia się na częściowo bezdyfuzyjną.



Rysunek 10.9. Zależność odległości między płytkową od szybkości chłodzenia

W następnym etapie badań została określona zależność pomiędzy szybkością chłodzenia oraz twardością obrabianego materiału. Została ona przedstawiona na rysunku 10.10.



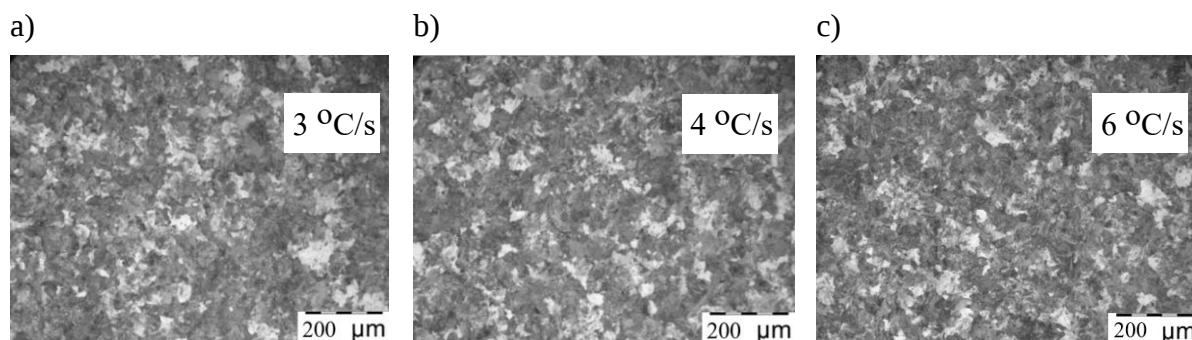
Rysunek 10.10. Zależność twardości od szybkości chłodzenia

Zauważalnym jest, że twardość otrzymana dla szybkości chłodzenia 2 °C/s nie spełnia wymagań dla pełnego zakresu twardości w szynach wykonanych ze stali R350HT. Natomiast dla szybkości 8 °C/s i 10 °C/s otrzymane twardości na powierzchni próbek były zbyt wysokie i wykraczają poza dopuszczalny zakres, 360 to 400 HV dla głębokości powyżej 15 mm $\geq$ 300 HV (Rysunek 9.5. b). Twardość na poziomie 345 HV otrzymana dla 2 °C/s jest dopuszczalna już dla pomiaru wykonanego w odległości 4 mm od powierzchni tocznej szyny. Dlatego w pewnych odległościach od powierzchni, taka szybkość chłodzenia powinna być uznana za dopuszczalną.

Zestawiając wyniki zebranych badań można zauważyć, że zwiększenie szybkości chłodzenia w zakresie powyżej 5 °C/s nie wpływa istotnie na odległości między płytkami cementytu ale powoduje znaczny wzrost twardości. Wówczas niewielkie zmiany odległości między płytkami cementytu (nawet można przyjąć, że w granicy błędu pomiarowego)

powodują znaczne przyrosty twardości spowodowane prawdopodobnie głównie szybkością chłodzenia oraz mniejszymi rozmiarami kolonii perlitu.

Ze względu na stabilizującą się odległość międzyplątkową postanowiono również zmierzyć wielkość kolonii perlitu dla wartości szybkości chłodzenia 3, 4 i 6 °C/s. Takie przedziały zostały wybrane ze względu na spełnianie norm dotyczących twardości. Fotografie mikrostruktury przedstawiono na rysunku 10.11.a - c.



Rysunek 10.11. Mikrostruktury dla szybkości chłodzenia 3, 4 i 6 °C/s

Na rysunku 10.11.a - c. można zaobserwować zmniejszenie rozmiaru kolonii perlitu przy wzroście szybkości chłodzenia próbki. Zmierzone średnie wielkości kolonii odpowiednio dla szybkości 3, 4 i 6 °C/s wynoszą odpowiednio około 14; 9; 7 μm.

Na podstawie równań zaproponowanych przez Kuziaka wyznaczono teoretyczne twardości, odległość międzyplątkową oraz wielkość kolonii perlitu dla stosowanych szybkości chłodzenia w badaniach i porównano je z wartościami eksperymentalnymi (Tabela 10.4).

Istnieje rozbieżność pomiędzy wartościami zmierzonymi, a teoretycznymi wyznaczonymi na podstawie równań [23]. O ile twardość plasuje się na zbliżonym poziomie względem wartości obliczonych to największą rozbieżność można zaobserwować w wielkościach kolonii perlitu szczególnie dla chłodzonej z wyższymi szybkościami.

Tabela 10.4. Porównanie odległości międzyplątkowej, twardości zmierzonej i teoretycznej wg Kuziaka z uzyskanymi z eksperymentu

Szybkość chłodzenia		2 [°C/s]	3 [°C/s]	4 [°C/s]	6 [°C/s]	8 [°C/s]	10 [°C/s]
Wartości zmierzone	Odległość międzyplątkowa [nm]	115,06	81,64	77,65	78,32	-	-
	Twardość HV	345	360	377	379	452	676
	D _c , zmierzona [μm]	-	14,18	8,89	7,03	-	-
Wartości teoretyczne na podstawie [23]	Odległość międzyplątkowa [nm]	179,34	127,11	115,86	99,27	-	-
	Twardość HV teoretyczna	349	389,5	396,83	395,53	-	-
	D _c , teoretyczna [μm]	-	8,34	7,66	6,63	-	-

Pozostaje nadal otwarta kwestia dlaczego w zakresie zwiększania prędkości od 3 do 5 °C/s twardość i odległość między płytkową stabilizują się odpowiednio w zakresie 395 – 396 HV i 77 - 82 nm.

Kolejnym istotnym faktem jest to, że zaimplementowanie szybkości 2 °C/s i 3 °C/s na powierzchni główki szyny może okazać się niewystarczające pod kątem optymalnego rozłożenia wartości twardości na jej przekroju. Dlatego osiągnięta szybkość na powierzchni szyny powinna być większa.

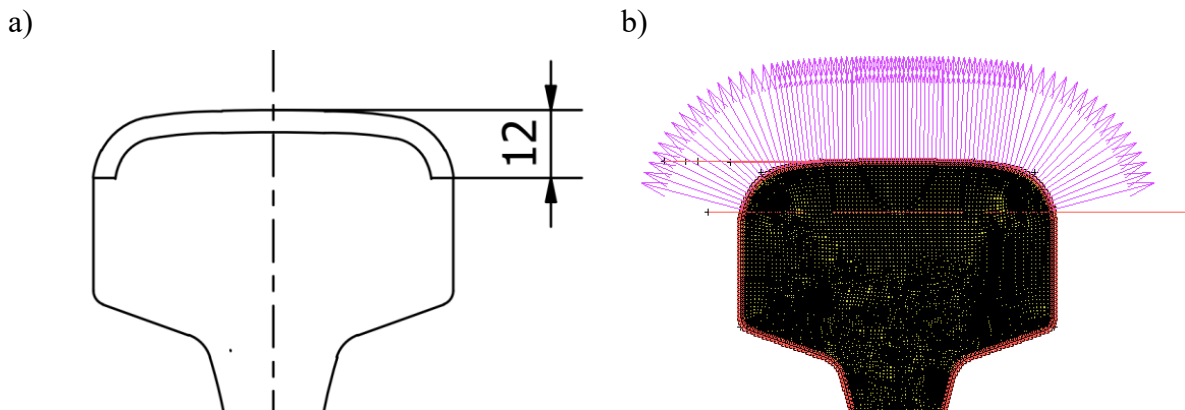
W związku z tym, że dla 3, 4 i 6 °C/s odległości między płytkowe są do siebie zbliżone, może to oznaczać iż dynamika przemiany skutkuje perlitem drobnopłytkowym w dodatku z usytuowanym w drobnych koloniach. Jak można zauważyć kolonie stale zmniejszają rozmiar. Wynika to także z zależności Kuziaka [17], gdzie dynamika wpływa na ostateczny średni rozmiar kolonii D_c . Takie zjawisko potwierdza zmiana mikrostruktury pomiędzy różnymi zastosowanymi wariantami przedstawiona na 3 fotografiach na rysunku 10.11.a-c, gdzie rozmiar kolonii zmniejsza się wraz ze wzrostem szybkości chłodzenia.

Zgodnie z zależnością Halla-Petcha drobniejsze ziarno skutkować będzie zwiększeniem granicy plastyczności $\delta_y = \delta_0 + k d^{\frac{-1}{2}}$, gdzie δ_0 i k to stałe materiałowe a wartość $d^{\frac{-1}{2}}$ jest tym większa im mniejsza jest średnica ziarna/ kolonii. Oznaczać, to może że dynamika przemiany, nie wpływa powyżej pewnej wartości szybkości chłodzenia na zagęszczenie lameli, ale na powstawanie większej ilości zarodków kolonii perlitu.

10.3 Symulacja MES

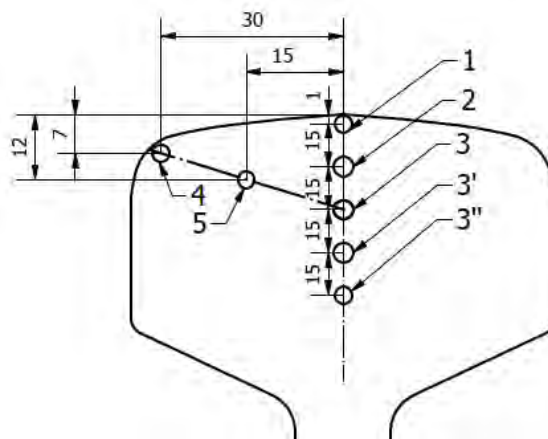
W procesach przemysłowych trudno jest zmierzyć rzeczywistą temperaturę wewnątrz główki szyny, dlatego przeprowadzono symulację matematyczną za pomocą programu MES, rozkładu temperatury wewnątrz szyny dla zmierzonej temperatury i szybkości chłodzenia na powierzchni tocznej szyny. Symulacja ta ma posłużyć do określania szybkości chłodzenia w różnych punktach przekroju szyny oraz zweryfikowania czy spełnia ona wymagania dotyczące twardości oraz mikrostruktury.

Obszar opasania główki przez dyszę zdefiniowano, jako całą powierzchnię główki szyny oddaloną od osi symetrii w kierunku pionowym o 12 mm (Rysunek 10.12.a). Symulację przeprowadzono w programie MARC. Do stworzenia modelu posłużyła geometria szyny o profilu 60E1. Symulacja rozkładu szybkości chłodzenia polegała na zamodelowaniu powierzchni odbierającej ciepło z powierzchni szyny, a następnie dobraniu tak współczynników odprowadzania ciepła, aby szybkość w punkcie przecięcia się osi szyny z zewnętrznym zarysem główki była możliwie zbliżona do wartości 3,08 °C/s (wartość zmierzona w procesie przemysłowym). W tym celu podzielono główkę szyny automatycznie generowaną siatką o długości krawędzi 1 mm. Podział przekroju główki na elementy oraz oznaczenie powierzchni odbierającej ciepło z szyny przedstawiono na rysunku 10.12.a i b.



Rysunek 10.12. Schemat modelowanego procesu a) obszar opasania główki przez dyszę na stanowisku przemysłowym b) główka podzielona na elementy o krawędzi 1 mm i warunki brzegowe odbierania ciepła z powierzchni główki (różowe strzałki skierowane na zewnątrz)

W trakcie przeprowadzania symulacji weryfikowano zmianę temperatury w punktach odpowiadających punktom pomiarowym przedstawionym na rysunku 9.13. Wybrano punkty pomiarowe tam, gdzie norma zakłada pomiar punktowej twardości (1, 2, 3, 4, 5) oraz dwa dodatkowe punkty 3' i 3'', które są położone poza obszarem sprawdzanym w normach w celu sprawdzenia jak zmienia się szybkość chłodzenia w większym obszarze główki szyny (Rysunek 10.13).



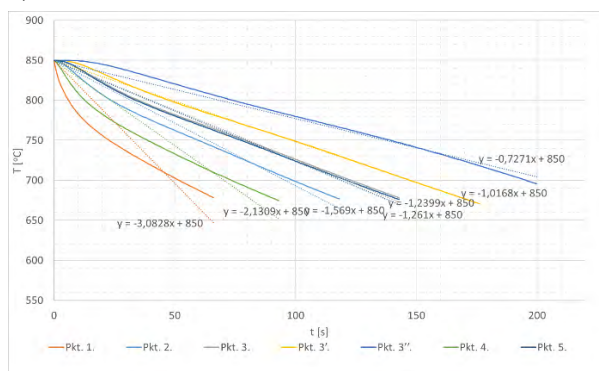
Rysunek 10.13. Lokalizacja punktów odczytywania zmian temperatury na przekroju główki szyn

Po przeprowadzonych symulacjach i dopasowywaniu współczynnika wymiany ciepła na poziomie $265 \text{ [W/m}^2\text{*K]}$ adekwatnego do szybkości chłodzenia w punkcie 1 na poziomie $3,08 \text{ }^\circ\text{C/s}$ osiągnięto zgodność modelu z rzeczywistością. Na podstawie przebiegu krzywych chłodzenia w innych lokalizacjach wyznaczono przebieg chłodzenia na przekroju główki szyny. Wyniki na przekroju główki zaprezentowano na rysunku 10.14. a i b.

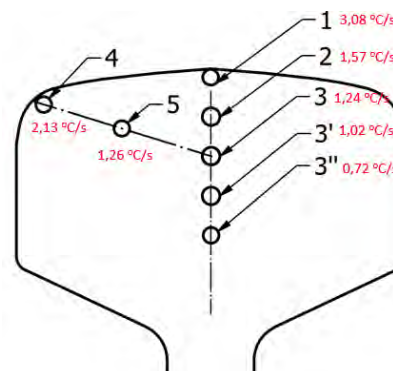
Szybkość chłodzenia spada wraz z oddalaniem się od powierzchni czołowej szyny. W punktach 2, 3, 5 szybkość chłodzenia jest poniżej $1,7 \text{ }^\circ\text{C/s}$. Oznacza to, że zgodnie z wynikami

badan opisanych w rozdziałach 10.1 i 10.2 otrzymana na przekroju szybkość chłodzenia może być zbyt niska. To może uzasadniać przebieg krzywej rozkładu twardości przedstawiony w podrozdziale 9.2.2, gdzie krzywa twardości biegnie bardzo blisko dolnej granicy narzucanej przez normę. W dalszej części pracy model chłodzenia szyny posłuży do symulacji szybkości chłodzenia na stanowisku laboratoryjnym.

a)



b)



Rysunek 10.14. Wyniki symulacji szybkości chłodzenia a) dla szybkości chłodzenia główki szyny odpowiadającej 3,08 °C/s na powierzchni. Wynik osiągnięto przy współczynniku wymiany ciepła równym 265 b) szybkość chłodzenia w poszczególnych punktach

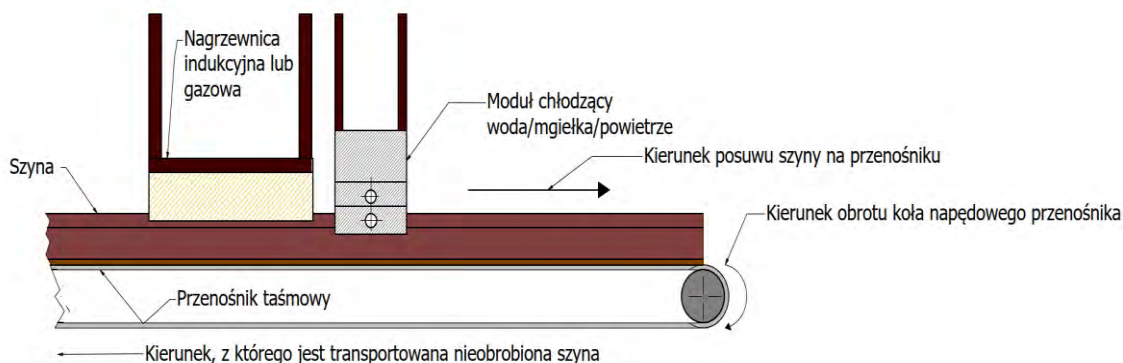
10.4 Budowa stanowiska do OC

Kolejnym etapem badań było zbudowanie stanowiska do obróbki cieplnej, na którym będzie możliwe sterowanie szybkością chłodzenia oraz posłuży ono do optymalizacji parametrów procesu obróbki cieplnej. Z przeprowadzonych dotychczas badań wynika, że stal R350HT spełnia normy pod względem właściwości mechanicznych i mikrostruktury, gdy szybkość chłodzenia jest w przedziale od 2 °C/s do 6 °C/s. Taki zakres szybkości chłodzenia pozwala na osiągnięcie w górnych obszarach przekrojów główki szyny wyższej, natomiast w dolnych odpowiednio niższej twardości ale mieszczącej się w granicach normy.

Główne założenia dotyczące stanowiska to:

- sztywna konstrukcja, zapewniająca stałe położenie podajnika środka chłodzącego względem próbki,
- wytrzymałość na wysoką temperaturę (< 1100 °C),
- możliwość rozłożenia dysz doprowadzających środek chłodzący w optymalny sposób, zapewniający równomierne szybkości chłodzenia na przekroju główki szyny,
- stanowisko powinno stanowić punkt wyjścia do zaprojektowania w pełni przemysłowej linii do obróbki cieplnej szyn.

Schemat linii obróbki cieplnej został przedstawiony na rysunku 10.15. W badaniach laboratoryjnych odrzucono koncepcję chłodzenia w sposób zanurzeniowy ze względu na punktowy charakter obróbki.



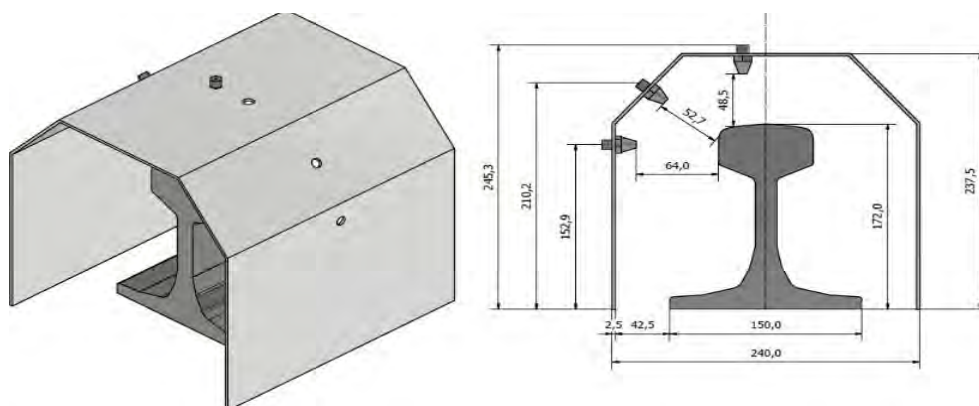
Rysunek 10.15. Schemat proponowanej linii do obróbki cieplnej iglic kolejowych

Zasadniczą różnicą pomiędzy proponowanym schematem, a przemysłowym rozwiązaniem jest zamiana koncepcji wzajemnego poruszania się szyny i stanowiska do obróbki cieplnej. W wersji laboratoryjnej zastosowano ruch szyny względem nagrzewnicy i modułu chłodzącego. Ta koncepcja wynika z tego, że aby nagrzać szynę do temperatury w zakresie 900 – 1000 °C potrzebne jest bardzo wydajne źródło ciepła oraz duży moduł chłodzenia, co utrudniałoby jego przemieszczanie w warunkach laboratoryjnych.

Na drodze badań ustalono, że szybkość chłodzenia powinna się mieścić w zakresie 2 – 6 °C/s oraz że wartość należącą do tego przedziału można osiągnąć dla sprężonego powietrza, które zastosowano na stanowisku laboratoryjnym jako medium chłodzące.

W koncepcji stanowiska laboratoryjnego przyjęto bramkę chłodzącą, która powinna schłodzić w kontrolowany sposób fragment szyny. Kontrolę szybkości chłodzenia, można regulować zmianą wartości ciśnienia powietrza podawanego do układu.

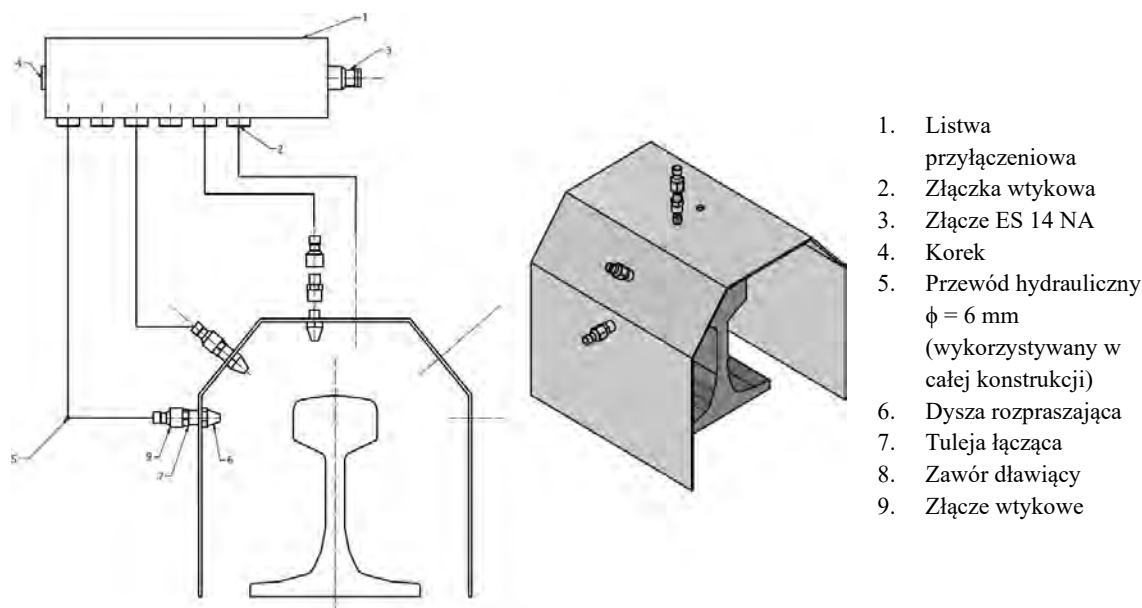
W odniesieniu do przyjętych założeń zaprojektowano rozwiązanie w postaci obudowy o kształcie trapezu równoramiennego, na której wokół zarysu główki szyny zamocowano 6 jednakowych dysz powietrznych, symetrycznie po 3 dysze na stronę, które były skierowane na powierzchnię boczną, na zaokrągloną powierzchnię główki oraz powierzchnię toczną szyny. Projekt zakładający wymiary ramki oraz odległość położenia dysz powietrznych przedstawiono na rysunku 10.16.



Rysunek 10.16. Koncepcja budowy urządzenia do chłodzenia próbek wykonanych z szyn ze stali R350HT

Źródłem sprężonego powietrza do układu chłodzenia jest zewnętrzny kompresor. Zarówno jego ciśnienie robocze, jak i ciśnienie podawane bezpośrednio do urządzenia było regulowane i mieściło się w zakresie 1 – 7 bar. Do wykonania instalacji posłużyły przewody

hydrauliczne oraz elementy rozdzielające i odpowiednio ograniczające przepływ podawanego powietrza. Na rysunku 10.17 . przedstawiono schemat gotowego stanowiska.

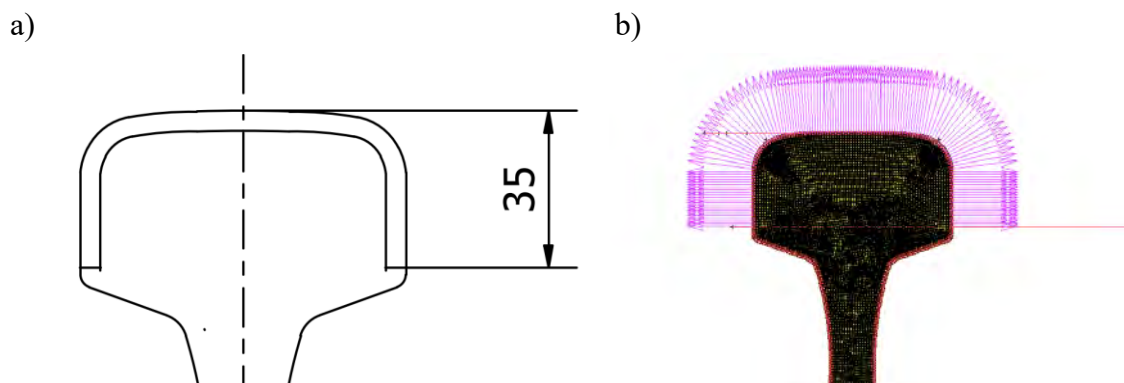


Rysunek 10.17 . Schemat stanowiska do chłodzenia próbek wykonanych z szyn kolejowych

Przewody wychodzące z listwy rozdzielającej są parami podłączone względem osi symetrii. Tzn. dysze chłodzące powierzchnię toczną przyłączono do otworu 1 i 2, zaokrągloną część główki do otworu 3 i 4, natomiast powierzchnię boczną do otworu 5 i 6. Taki zabieg ma służyć równomiernemu rozłożeniu przepływu środka chłodzącego możliwie jednakowo na obu połowach przekroju obrabianej cieplnie szyny.

Kolejnym etapem była weryfikacja, jak przy założeniu geometrii stanowiska będzie rozkładała się szybkość na przekroju, oraz dla jakiej szybkości twardość będzie optymalnie rozchodziła się w głąb główki szyny.

Symulacja MES pozwoliła zweryfikować rozkład szybkości na przekroju dla wartości szybkości chłodzenia na powierzchni 3,7 °C/s (sprężone powietrze z rozdziału 10.1) oraz 4 °C/s i 5 °C/s, które uznano za szybkości bezpiecznie pod względem otrzymywanej mikrostruktury oraz odpowiednie do osiągnięcia optymalnego rozkładu twardości na przekroju.

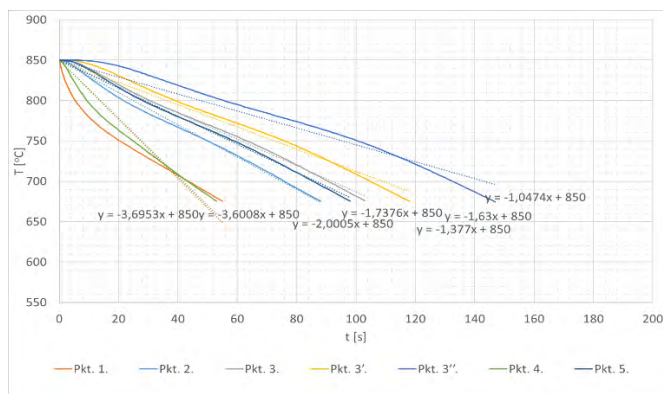


Rysunek 10.18. Schemat modelowanego procesu a) zmodyfikowany obszar opasania medium chłodzącym b) główka podzielona na elementy o krawędzi 1 mm i wyznaczenie obszaru odbierania ciepła z powierzchni główki (różowe strzałki skierowane na zewnątrz)

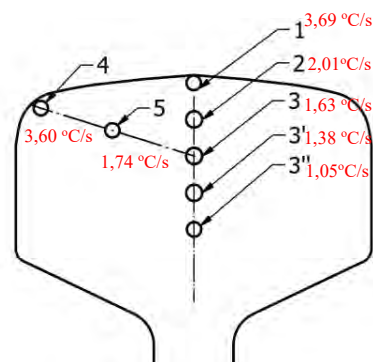
W symulacji ze zmienionymi szybkościami chłodzenia zdecydowano o zmianie powierzchni odbierania ciepła, zgodnie z geometrią stanowiska laboratoryjnego. Zmianę rozkładu tego pola przedstawiono na rysunku 10.18a i b.

Na kolejnych rysunkach (Rysunek 10.19a i b, Rysunek 10.20a i b, Rysunek 10.21a i b) przedstawiono kolejno rozkład szybkości chłodzenia w symulacji dla szybkości na powierzchni główki szyny zbliżonych do 3,7 4 i 5 °C/s.

a)



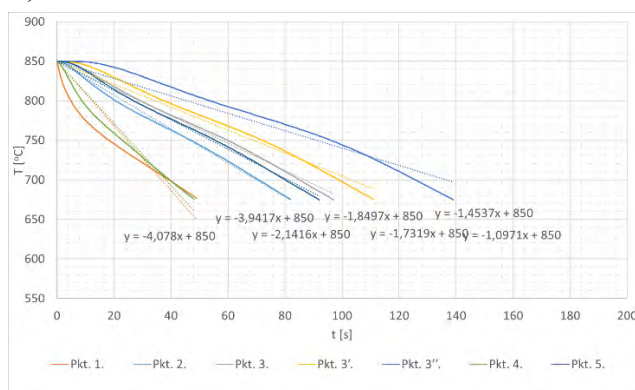
b)



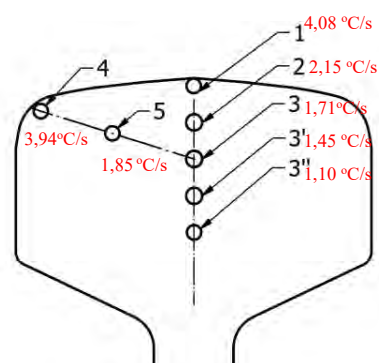
Rysunek 10.19 Wyniki symulacji szybkości chłodzenia a) główki szyny zbliżonej do 3,7 °C/s na powierzchni, wynik uzyskano przy współczynniku wymiany ciepła równym 280 [W/m²*K], b) szybkość chłodzenia w poszczególnych punktach

Dla szybkości chłodzenia 3,7 °C/s na powierzchni, w punkcie 2 szybkość chłodzenia wynosiła około 2 °C/s, co dla badań dylatometrycznych dawało wynik twardości na poziomie 345HV (Tabela 10.4). Taka wartość jest odpowiednia do utrzymania twardości w granicach narzucanych przez normę.

a)



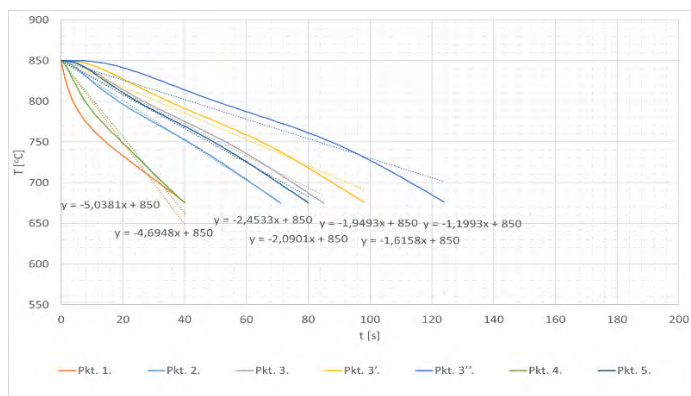
b)



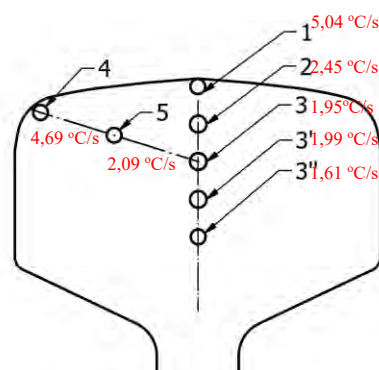
Rysunek 10.20. Wyniki symulacji szybkości chłodzenia a) główki szyny zbliżonej do 4 °C/s na powierzchni. Wynik osiągnięto przy współczynniku wymiany ciepła równym 300 [W/m²*K], b) szybkość chłodzenia w poszczególnych punktach

Z kolei dla szybkości chłodzenia 4°C/s na powierzchni, w punkcie 2 szybkość chłodzenia wynosiła 2,14 °C/s, co dla badań dylatometrycznych dawało wynik twardości powyżej 345HV (Tabela 10.4). Taka wartość jest odpowiednia do utrzymania twardości w granicach narzucanych przez normę. Jednak w punkcie 3 już szybkość chłodzenia może być za mała.

a)



b)



Rysunek 10.21 Wyniki symulacji dla szybkości chłodzenia a) główki szyny zbliżonej do 5 °C/s na powierzchni, wynik osiągnięto przy współczynniku wymiany ciepła równym 345 [W/m²*K], b) szybkość chłodzenia w poszczególnych punktach

Dla szybkości chłodzenia 5°C/s na powierzchni, we wszystkich punktach uzyskane wyniki szybkości zapewniają uzyskanie odpowiedniej twardości. Oznacza to, że otrzymywana jej wartość na przekroju będzie mieściła się w zakresie nie przekraczającym granicy maksymalnej (400 HV). Jednocześnie minimalna twardość nie powinna zmaleć poniżej wartości 345 HV. Taki rozkład twardości pozwoli na osiągnięcie optymalnego jej rozkładu oraz utrzymanie wysokiej wartości w głąb materiału.

Powodem, dla którego nie zdecydowano się na przekroczenie granicy 5 °C/s na powierzchni główki, jest możliwość wystąpienia mikrostruktury bainitu i martenzytu, który mógłby spowodować wzrost twardości powyżej 400 HV przy górnej krawędzi zarysu.

Prowadzona symulacja MES procesu chłodzenia szyny wykazała, iż najbardziej optymalny rozkład szybkości na przekroju główki oraz potencjalnie optymalny rozkład twardości zapewnia osiągnięcie szybkości chłodzenia na powierzchni główki 5 °C/s.

Oczywiście są to czysto teoretyczne rozważania, w którym przyjęte współczynniki wymiany i przewodzenia ciepła, w rzeczywistości mogą się nieznacznie różnić.

W celu zweryfikowania działania stanowiska przeprowadzono próby przy użyciu próbek przedstawionych na rysunku 6.9 oraz rysunku 10.22a i b.

a)



b)



Rysunek 10.22. Przykładowe próbki przygotowane do badań na laboratoryjnym stanowisku do obróbki cieplnej

Na rysunku 10.23a i b przedstawiono zdjęcia z wykonywanych badań. Natomiast w tabeli 10.5 zestawiono próby, jakie wykonano dla różnych prędkości chłodzenia i długości próbek.

a)



b)



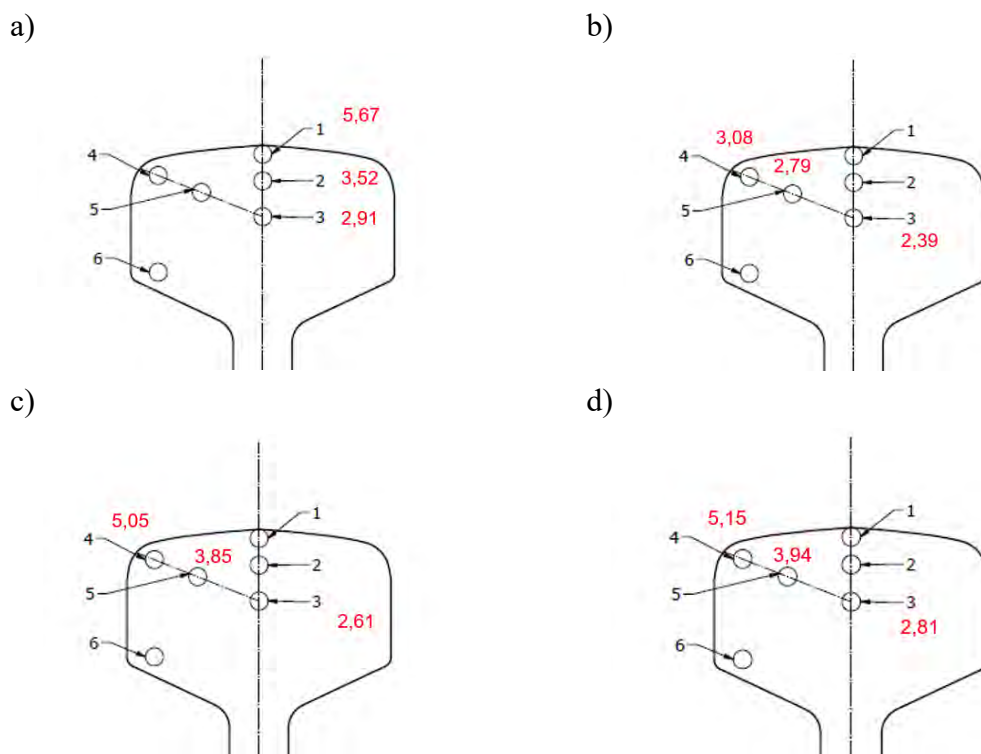
Rysunek 10.23. Stanowisko i próbka a) przed rozpoczęciem fazy kontrolowanego chłodzenia b) w fazie kontrolowanego chłodzenia

Tabela 10.5. Zestawienie prób weryfikujących poprawność działania stanowiska roboczego

	Próba nr 2.1	Próba nr 2.2	Próba nr 2.3	Próba nr 2.4
Metoda chłodzenia	Sprężonym powietrzem 6,5 [bar]	Sprężonym powietrzem 2,5 [bar]	Sprężonym powietrzem (bezpośrednio z instalacji)	Sprężonym powietrzem 6,5 [bar]
Temp wygrzania	900 +/- 5 [°C]	900 +/- 5 [°C]	900 +/- 5 [°C]	900 +/- 5 [°C]
Długość próbki	100 [mm]	100 [mm]	100 [mm]	50 [mm]
Próbkowanie pomiaru temperatury	1 [Hz]	1 [Hz]	1 [Hz]	1 [Hz]
Szybkość chłodzenia				
Punkt 1	5,67 [°C/s]			
Punkt 2	3,52 [°C/s]			
Punkt 3	2,91 [°C/s]	2,39 [°C/s]	2,61 [°C/s]	2,8 [°C/s]
Punkt 4		3,08 [°C/s]	5,05 [°C/s]	5,15 [°C/s]
Punkt 5		2,79 [°C/s]	3,85 [°C/s]	3,94 [°C/s]

Na podstawie przeprowadzonych prób można stwierdzić, że uzyskane szybkości chłodzenia na stanowisku badawczym mieszczą się w zakresach opracowanych we wcześniejszych częściach pracy. W celu zilustrowania rozkładu szybkości na przekroju główki zestawiono przekroje próbek z naniesionymi wartościami szybkości chłodzenia zamieszczonymi w tabeli 10.5.

Dla ciśnienia około 6,5 bar osiągane szybkości chłodzenia na powierzchni przekraczają 5 °C/s, natomiast te zlokalizowane głębiej w materiale przekraczają dolną granicę jaką była wyznaczona szybkość 2 °C/s. Zatem można wnioskować, że przy pomocy stanowiska możliwe jest przeprowadzenie poprawnej obróbki cieplnej główki szyny.



Rysunek 10.24. Szybkość chłodzenia [$^{\circ}\text{C/s}$] a) sprężonym powietrzem 6,5 [bar] długość próbki 100 mm b) sprężonym powietrzem 2,5 [bar] długość próbki 100 mm c) sprężonym powietrzem (bezpośrednio z instalacji) długość próbki 100 mm, d) sprężonym powietrzem 6,5 [bar] długość próbki 50 mm

11. Wyniki badań w ramach prac laboratoryjnych

Na podstawie badań przeprowadzonych w rozdziale 7. rozprawy doktorskiej, można zaobserwować jaki jest rezultat zabiegów stosowanych w warunkach przemysłowych. Natomiast w niniejszej części pracy przeprowadzono badania laboratoryjne, mające na celu zoptymalizowanie parametrów obróbki cieplnej pod kątem jakości wytworzonych wyrobów.

Do przeprowadzenia testów laboratoryjnych wykorzystano walcowane i obrabiane fabrycznie kształtowniki szynowe wykonane ze stali R350HT o profilu 60E1. Profil ten wykorzystano, ponieważ na obrabianej powierzchni stanowi on kształt wyjściowy odkuwki i uznano, że to odtworzenie historii mikrostruktury w obszarze główki szyny o typowym przekroju jest kluczowe dla poprawnego zaprojektowania procesu obróbki cieplnej.

Pomimo zapewnienia ze strony producenta o zgodności składu chemicznego stali szynowej z wymaganiami normatywnymi, przeprowadzono badania spektrometrem. Wyniki badania zamieszczono w tabeli 11.1.

Tabela 11.1. Skład chemiczny kształtownika wykorzystywanego w badaniach laboratoryjnych

Według Normy	%C	%Si	%Mn	P max.	S max.	%Cr	%Al. Max	%V max.	%N max.
13674 - 2	0,70-0,82	0,13 - 0,6	0,65-1,25	0,025	0,03	<0,15	0,04	0,03	0,01
Maks. zawartość	%Mo	%Ni	%Cu	%Sn	%Ti	%Nb	Cu+10Sn	Cr +Mo + Ni + Cu + V	
	0,02	0,02	0,15	0,03	0,025	0,04	0,35	0,25	
R350HT 60E1 z walcowni	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Al	%V	%N
	0,74	0,45	1,10	0,017	0,008	0,12	<0,003	0,002	0
	%Mo	%Ni	%Cu	%Sn	%Ti	%Nb	Cu+10Sn	Cr +Mo + Ni + Cu + V	
	0,001	0,02	0,02	0,002	0,001	0,003	0,04	0,163	

To co zauważalne w odniesieniu do badań składu chemicznego dla prób półprzemysłowych, to zdecydowanie zwiększona zawartość chromu (około trzy razy więcej) oraz niklu (około dwa razy więcej). To wskazuje potencjalnie na wzrost temperatury przejścia austenitu w martenzyt, ale również na zwiększone właściwości zużycia ściernego. Narzędzia oraz schemat postępowania przy pobieraniu próbek w zakresie tego rozdziału jest zgodny w opisem w części odnoszącej się do metodyki.

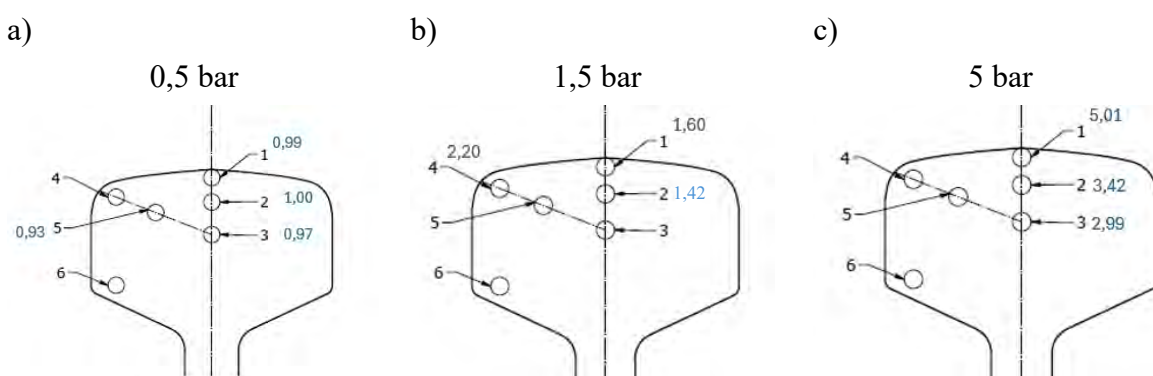
11.1 Testowanie stanowiska laboratoryjnego

Na podstawie danych zebranych w trakcie badań właściwości stali po próbach przeprowadzonych na dylatometrze oraz studiów literaturowych, założono, że poszukiwane są warunki obróbki cieplnej zapewniające odpowiednią twardość zachowując przy tym mikrostrukturę perlitu drobnopłytkowego. Taki zestaw właściwości można otrzymać przy szybkości chłodzenia w zakresie 2 – 6 °C/s.

W dalszej części pracy sprawdzono wpływ ciśnienia roboczego powietrza w szerszym zakresie niż dotychczas a więc od 0,5 bar do 5 bar na twardość i mikrostrukturę. Celem tej części pracy było ponadto określenie minimalnych ciśnień roboczych zapewniających uzyskanie poprawnej twardości oraz mikrostruktury.

W celu weryfikacji wyników badań przeprowadzonych na drodze symulacji MES, pod kątem rozkładu wartości szybkości chłodzenia na przekroju, przeprowadzono 3 próby na zbudowanym stanowisku badawczym opisanym w rozdziale 10.4. W każdej z prób regulowano ciśnienie robocze powietrza, co skutkowało zmianą dynamiki zachodzących przemian.

Próby przeprowadzono kolejno z ciśnieniami roboczymi 0,5; 1,5 i 5 bar. Taki zakres miał skutkować otrzymaniem szerokiego zakresu wartości szybkości chłodzenia. Pomiaru szybkości chłodzenia dokonanych przy użyciu termopar przedstawiono na rysunku 11.1a – c.

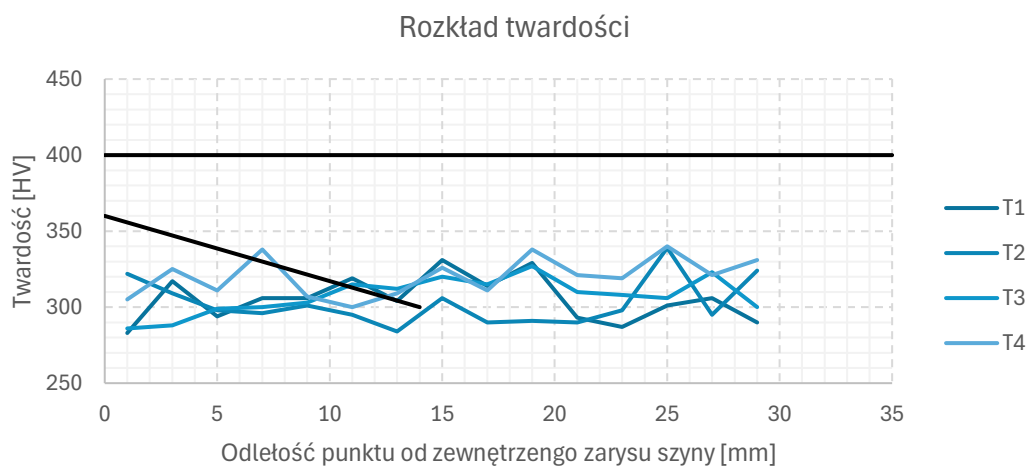


Rysunek 11.1. Szybkość chłodzenia [°C/s] w poszczególnych punktach, a) b) oraz c) kolejno dla ciśnień roboczych 0,5; 1,5; 5 bar

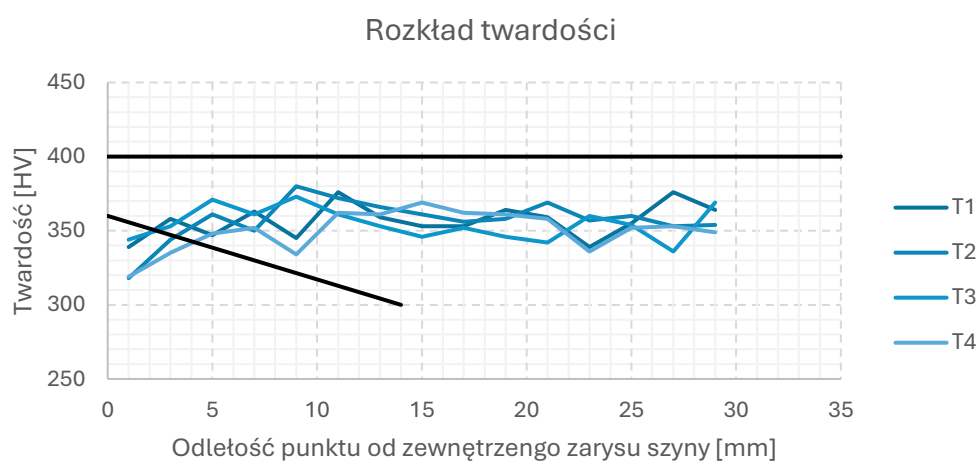
Szybkość chłodzenia na przekroju główki dla ciśnienia 0,5 bar, mieści się w przedziale wartości odpowiednich dla chłodzenia na powietrzu w punkcie 1. Wzrost ciśnienia do 1,5 bara spowodował wzrost szybkości chłodzenia do 1,6 °C/s w punkcie 1, natomiast w przypadku zastosowania ciśnienia 5 bar otrzymano najwyższą odczytywaną szybkość na poziomie 5,01 °C/s w punkcie 1.

Wyniki pomiaru twardości dla 3 wariantów przedstawiono na rysunku 11.2a - c. Pomiar przeprowadzono zgodnie z wcześniej przedstawianą metodologią i obejmował cały przekrój główki szyny.

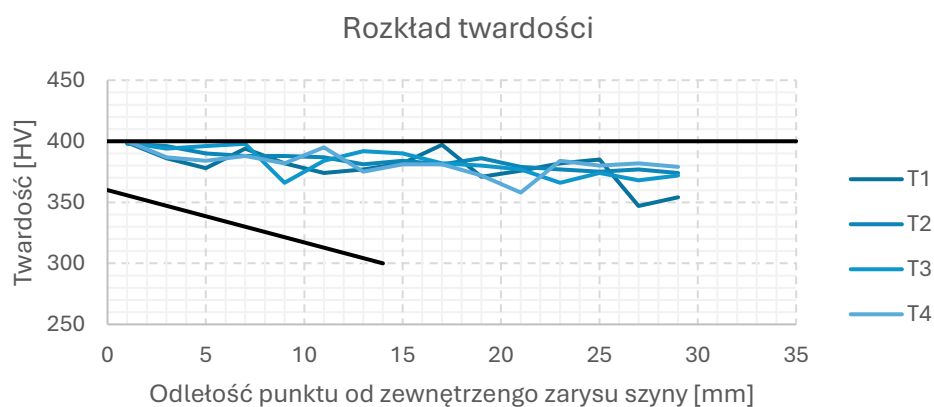
a) 0,5 bar



b) 1,5 bar



c) 5 bar



Rysunek 11.2. Rozkład twardości na przekroju główki dla wariantów chłodzenia o ciśnieniu roboczym a) 0,5; b) 1,5 i c) 5 bar

Na rysunku 11.2a, gdzie wyniki przedstawiają rozkład twardości dla główki utwardzonej przy użyciu ciśnienia roboczego 0,5 bar, zauważalne jest, że dla szybkości porównywalnej do otrzymywanej przy chłodzeniu swobodnym, rozkład twardości mieści się całkowicie poza obszarem wymaganym przez normy. Należy zatem przyjąć, że szybkość chłodzenia w zakresie 0,93 – 1,00 °C/s dla szyny nie będzie wystarczająca do otrzymania optymalnych właściwości mechanicznych.

Podobnie dla wariantu chłodzenia z ciśnieniem roboczym 1,5 bar, gdzie szybkość chłodzenia mieści się w zakresie 1,60 – 2,20 °C/s. W tym przypadku obszar w pobliżu główki szyny (1 – 4 mm) nie spełnia wymagań dotyczących twardości. Taki rozkład twardości należy również uznać za nieodpowiedni, ponieważ ze względu na obniżoną twardość w opisanym zakresie, szyna byłaby podatna w większym stopniu na zużycie przez zużycie ściernie, tym bardziej, w tym zakresie jest to istotne, że szyna o zużyciu całkowitym przekraczającym 8 mm (czyli 4 mm na stronę) jest uznawana, za niezdadną to eksploatacji [68].

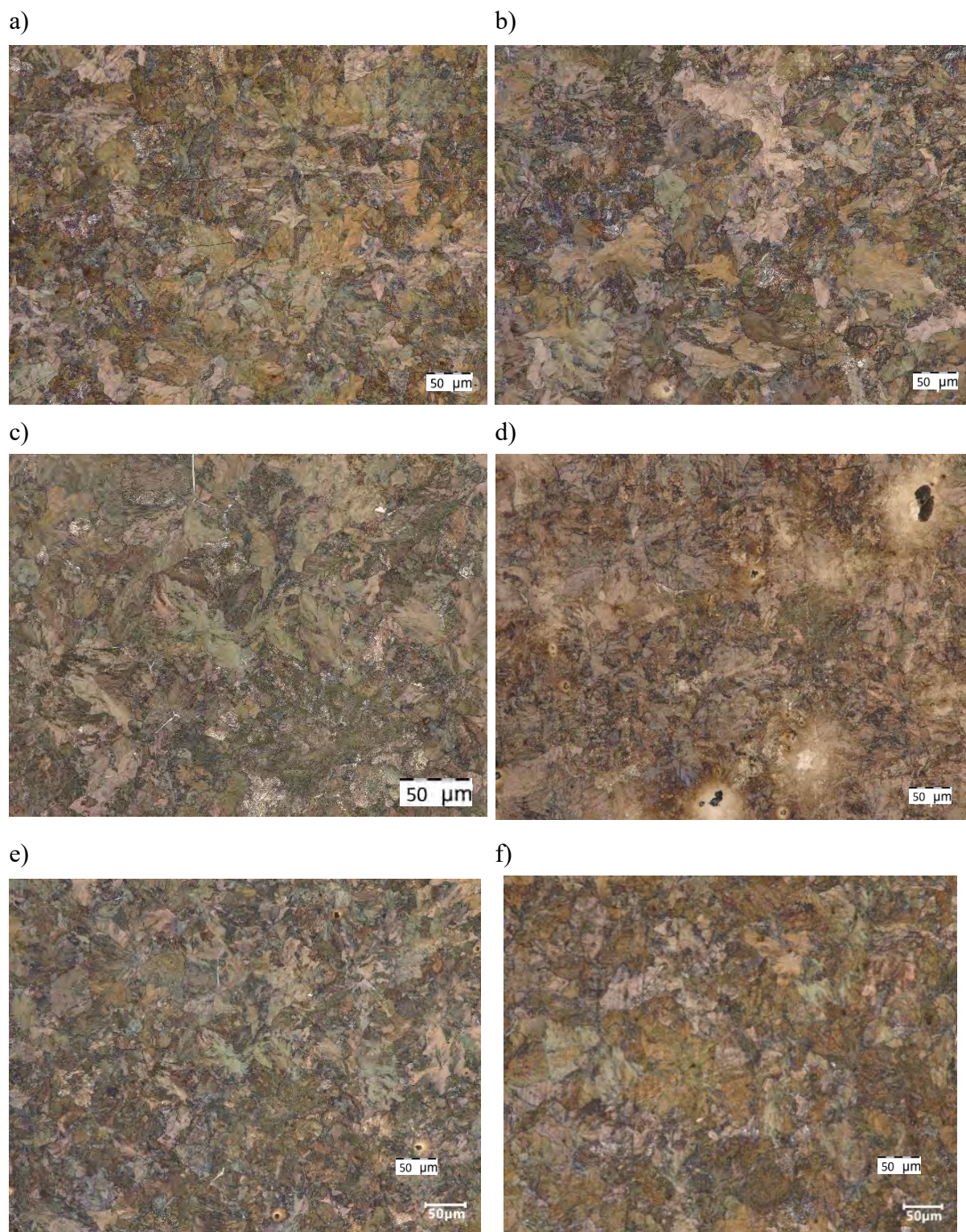
Dla wariantu chłodzenia przy ciśnieniu roboczym na stanowisku równym 5 bar twardość mierzona w punktach pomiarowych na głębokości 29 mm wynosi 349, a przy powierzchni obrabianej 399 HV czyli pozwala na uzyskanie optymalnego rozkład twardości oraz zwiększonej odporności na zużycie ściernie.

Kolejnym aspektem, jaki należało zweryfikować w kontekście poprawności procesu jest rozkład mikrostruktury na przekroju główki szyny. Miejsca pobierania próbek były zgodne z rysunkiem 9.13, gdzie wycinano sekcje materiału 5 mm od powierzchni główki szyny i w obszarze 15 – 23 mm od powierzchni główki szyny.

Na rysunku 11.3a - f przedstawiono mikrostruktury otrzymane po obróbce cieplnej przez zastosowanie ciśnienia roboczego 0,5; 1,5 i 5 bar.

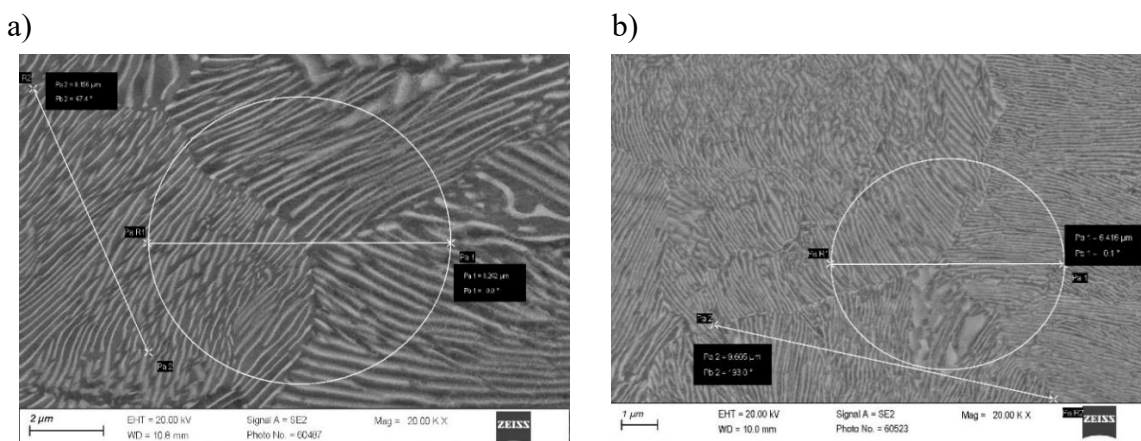
Otrzymana na wszystkich próbkach mikrostruktura jest perlityczna, czyli zgodna z założeniami i w odniesieniu do korelacji pomiędzy szybkością chłodzenia a twardością zbieżna z wcześniejszą częścią pracy. Zastosowane szybkości chłodzenia pozwalały na osiągnięcie mikrostruktury bez wyraźnej siatki ferrytu na graniach dawnego austenitu, są widoczne pojedyncze wydzielienia ferrytu (Rysunek 11.3c), co świadczy o tym, że obróbka przebiegła w sposób odpowiedni, ale możliwy do zoptymalizowania.

Na mikrostrukturach uzyskanych z tej samej główki szyny, ale położonych na różnych głębokościach obszar 1 i obszar 2 (zgodnie z rysunkiem 9.13) widać różnicę w wielkościach kolonii perlitu, wynikające z mniejszej szybkości chłodzenia w obszarze 2, gdzie kolonie perlitu były większe. Dla próbek chłodzonych z ciśnieniami roboczymi 0,5 bar (strefa 1 i 2); 1,5 bar (strefa 1 i 2) oraz 5 bar (strefa 1 i 2) rozmiar kolonii perlitu wynosi odpowiednio $D_c = 21,97$; 24,53; 25,33; 28,43; 17,27; 22,62 μm . Są to wartości zbliżone do tych otrzymanych na przemysłowej linii produkcyjnej. Jedyne średnie mniejsze rozmiary kolonii perlitu uzyskano dla próbki chłodzonej z ciśnieniem roboczym 5 bar co jest wynikiem zastosowania wyższej niż na linii produkcyjnej szybkości chłodzenia (5 °C/s, a nie 3,08 °C/s).



Rysunek 11.3. Mikrostruktury z próbek chłodzonych przy użycia ciśnienia roboczego 0,5bar a)strefa 1b)strefa; 2; 1,5bar c)strefa 1 d)strefa 2; oraz 5 bar e)strefa 1 f)strefa 2

Zweryfikowano również odległość między płytkową dla obserwowanych struktur. Metodologia była zgodna z tą przedstawioną w rozdziale 9.4.1 i opiera się na zastosowaniu metod LIM i CLM. Na rysunku 11.4 zestawiono mikrostruktury dla skrajnych szybkości chłodzenia z obszaru 2 - 0,5 bar i 5 bar.



Rysunek 11.4 mikrostruktury, przygotowane do pomiaru metodami CLM i LIM. Odpowiednio z próbki a) dla 0,5 bar (2 strefa) b) dla 5bar (2 strefa)

W przypadku pomiaru odległości międzypłytkowej wyniki okazały się być zgodne z wcześniejszymi założeniami. Tam gdzie szybkość chłodzenia była większa, tam była większa twardość i mniejsza odległość międzypłytkowa. W zależności od zastosowanego wariantu obróbki wynosiła od 89,84 – 266,94 nm (skrajne wyniki pomiarów cząstkowych). Wyniki średnie z tych pomiarów oraz pomiary wielkości kolonii perlitu zestawiono w tabeli 11.2. Z wynikami otrzymanymi na drodze doświadczalnej zestawiono również wartości teoretyczne obliczone wg. teorii Kuziaka [17, 51].

Tabela 11.2. Zestawienie odległości międzypłytkowej i wielkości kolonii perlitu dla różnych wariantów obróbki cieplnej

Badana sekcja		0,5 bar_1	0,5 bar_2	1,5 bar_1	1,5 bar_2	5 bar_1	5 bar_2
Wartości zmierzone	Szybkość chłodzenia [°C/s]	0,99	1,00	1,60	-	5,01	3,42
	Twardość [HV]	301	311	330	361	399	372
	D _c [μm]	21,97	24,53	25,33	28,43	17,27	22,62
	S _p [nm]	198,83	252,75	153,25	180,8	89,83	118,36
Wartości teoretyczne	S _p [nm]	155,65	166,85	157,74	174,04	101,84	106,44
	Twardość [HV]	309	297	326	314	377	347

Odległość międzypłytkowa w przeprowadzonych próbach malała wraz ze wzrostem szybkości chłodzenia. Dzieje się tak we wszystkich punktach z wyjątkiem próbki chłodzonej z użyciem ciśnienia 0,5 bar (strefa 2). We wszystkich poza wymienionym jednym przypadkiem, wartości odległości międzypłytkowych zmierzonych i teoretycznych nie odbiegały znacząco od siebie.

Odległość międzypłytkowa osiąga wartości wyższe niż te osiągnięte w trakcie badań dylatometrycznych dla odpowiednich lub zbliżonych szybkości chłodzenia. Dla przykładu, dla 2 °C/s odległość międzypłytkowa wynosiła 115,06 nm przy próbach dylatometrycznych (Tabela 10.4), natomiast w badaniach na stanowisku do chłodzenia szyn przy szybkości chłodzenia 1,60

°C/s osiągnięto odległość na poziomie 153,25 nm. Taką samą prawidłowość uzyskano dla szybkości 5 i 3,42 °C/s, gdzie otrzymano twardości 399 HV i 372 HV na stanowisku względem szybkości otrzymanych w próbach dylatometrycznych odpowiednio 6 i 4 °C/s, dla których odległość między płytkową i twardość wynosiły odpowiednio 77,65 nm i 78,32 nm oraz 377 HV i 379 HV.

Podsumowując, wyniki twardości, jak i odległości między płytkowych, należy uznać, że pomimo rozbieżności w stosunku do wyników badań na dylatometrze, dla szybkości chłodzenia na powierzchni rzędu 5 °C/s można przeprowadzić obróbkę cieplną gwarantującą optymalny rozkład twardości na przekroju główki oraz pożądaną kształt mikrostruktury. Należy przyjąć, że chłodzenie w takich warunkach szyny odkuwanej pozawala na jej poprawną obróbkę, a co za tym idzie na jej późniejszą wydłużoną eksploatację.

12. Zależność kształtu mikrostruktury od przebiegu procesu

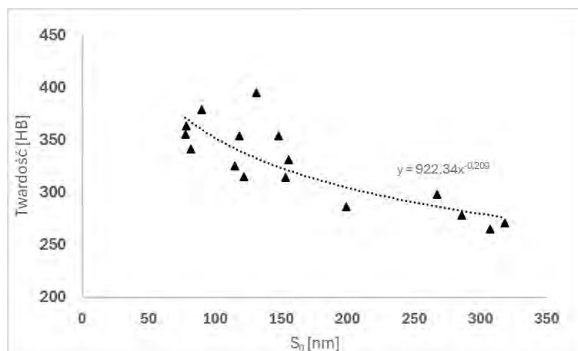
W trakcie przeprowadzanych badań wykonano analizę ponad 100 zglądów mikrostruktury oraz pomiary kształtu i rozmiaru ponad 200 kolonii perlitu. Pierwsze z badań zostały przeprowadzone na próbce w postaci przekutej iglicy kolejowej, gdzie szybkość chłodzenia przypisano do obszarów poddanych analizie metalograficznej na podstawie symulacji MES procesu chłodzenia. Drugie na podstawie badań wycinków z główki szyny podczas poszukiwania medium chłodzącego, gdzie zastosowano sprężone powietrze. Trzecia seria próbek dotyczyła wartości szybkości chłodzenia zadawanych w trakcie prób dylatometrycznych. Czwarta i ostatnia seria powstała na podstawie badań zglądów pobranych z próbek obrabianych cieplnie na stanowisku laboratoryjnym.

Na podstawie wyników z badań z całej pracy opracowano zależności pomiędzy najważniejszymi wielkościami, takie jak twardość (HB), odległość między płytkową (S_0), wielkość kolonii perlitu (D_c) oraz szybkość chłodzenia (V_c) oraz wyznaczono linie trendu. Każdy z punktów zawartych na wykresie reprezentuje serię kilku pomiarów przypisanych do jednej mierzonej przez termoparę, bądź wyznaczonej na drodze symulacji MES szybkości chłodzenia w obszarze, który podlegał analizie. Zestawienie uzyskanych zależności przedstawiono na rysunku 12.1a - e. Obejmują one znacznie szerszy zakres badań niż te przedstawiane w publikacji doktoranta [69].

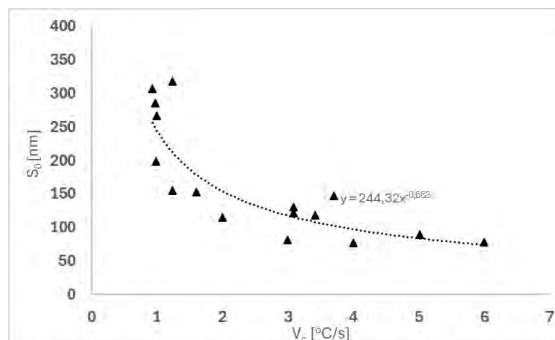
Na rysunku 12.1a, przedstawiono zależność wartości twardości od odległości między płytkowej. Krzywa trendu ma charakter potęgowy. Potwierdza się ogólnie znana prawidłowość, że twardość rośnie wraz ze zmniejszaniem odległości między płytkowej. Taką samą prawidłowość uzyskano pomiędzy twardością a wielkością kolonii perlitu. Krzywa trendu (Rysunek 14.3 c) w tym przypadku również ma charakter potęgowy o bardzo zbliżonym wykładniku potęgowym -0,208, dla zależności względem S_0 (odległość między płytkowej), oraz dla -0,209 dla D_c (wielkość kolonii perlitu). To oznacza, że odległość między płytkowej i wielkość kolonii perlitu ma zbliżony wpływ na końcową twardość.

Na rysunku 12.1b i d przedstawiono zależności S_0 i D_c odpowiednio od V_c . Dla obu przypadków można wywnioskować, że wartości te zmniejszają się wraz ze wzrostem szybkości chłodzenia szczególnie w przypadku odległości między płytkowej, jest to zgodne z literaturą [18, 29, 51, 69]. Obie rozpatrywane wielkości zmieniają się ze wzrostem szybkości chłodzenia, jednak w szybszym tempie dochodzi do zagęszczania przestrzeni między lamelami, niż do tworzenia się mikrostruktury o drobniejszych koloniach perlitu (wynika to z wartości wykładnika odpowiedni równego -0,663 oraz -0,504). Wydaje się to logiczne ze względu na sam mechanizm powstawania kolonii perlitu. Należy uznać, że modele potęgowe dobrze odzwierciedlają rzeczywiste procesy zachodzące podczas przemiany perlitycznej dla procesów kontrolowanego chłodzenia w stali R350HT.

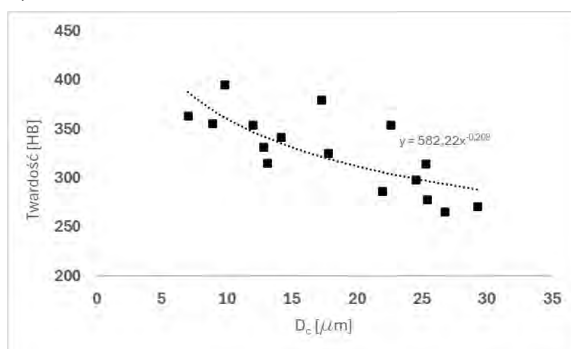
a)



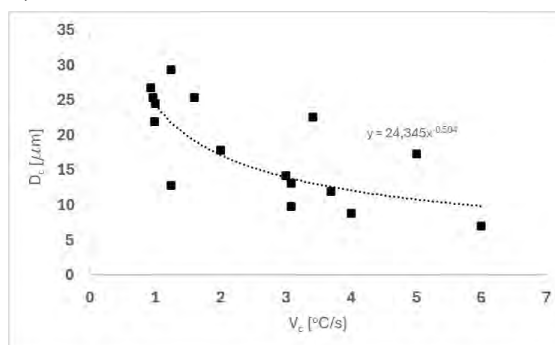
b)



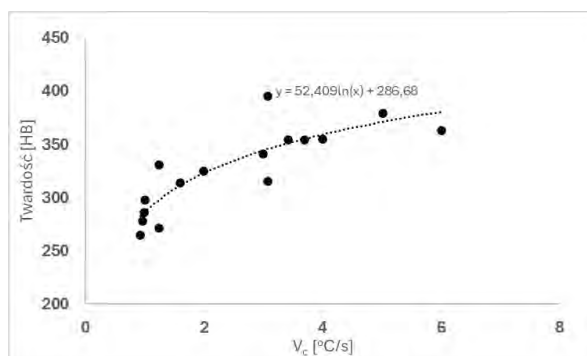
c)



d)



e)

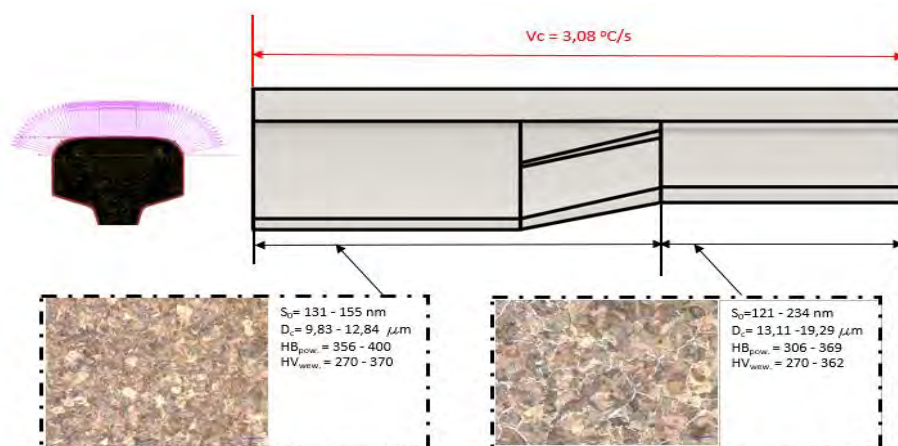


Rysunek 12.1 Zestawienie zależności na podstawie danych zebranych w pracy a) $HB(S_0)$, b) $S_0(V_c)$, c) $HB(D_c)$, d) $D_c(V_c)$, e) $HB(V_c)$

Ostatecznie wyznaczono również wpływ szybkości chłodzenia na twardość oraz zaproponowano linię trendu (Rysunek 12.1). Najlepiej dopasowana okazała się logarytmiczna krzywa trendu. Wskazuje to, że zwiększenie tempa chłodzenia prowadzi do znacznego, lecz nieliniowego wzrostu twardości. Wyraz wolny 286,68 określa bazową wartość twardości (HB) przy szybkości chłodzenia 1 °C/s.

13.Propozycja optymalizacji

Na podstawie zgromadzonych badań doktorant wraz z zespołem badawczym złożył wniosek o udzielenie patentu [70, 71] na konstrukcję stanowiska przedstawionego w rozdziale 10.4, która opiera się na schemacie działania linii chłodzenia odkuwek przedstawionym na rysunku 10.15. W zgłoszeniu podano zgodny z danymi literaturowymi zakres szybkości chłodzenia mieszczący się w zakresie 1 – 20 °C/s. Poznaawszy jednak naturę przemian oraz pożądany zakres otrzymywanych parametrów obróbki, należy stwierdzić, że szybkość chłodzenia na powierzchni ma węższy zakres. Stosowana w przemyśle metoda chłodzenia ze stałą szybkością chłodzenia na powierzchni o wartości 3,08 °C/s skutkuje zestawem właściwości przedstawionym na rysunku 13.1.

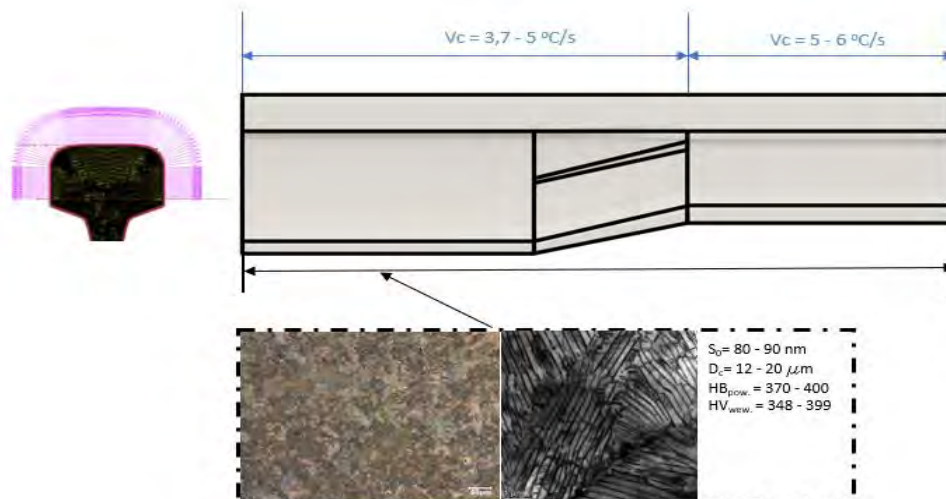


Rysunek 13.1. Rezultat chłodzenia odkuwki przy użyciu przemysłowego schematu

Stały rozkład twardości na długości szyny jest bardzo istotny ze względu na współpracę obręczy koła z szyną [47]. Na podstawie badań ustalono, że ze stałą szybkością chłodzenia na powierzchni główki szyny taki rozkład twardości nie jest osiągalny. Jest to spowodowane tym, że materiał w strefie przekuwanej podczas operacji kucia rekrytalizuje dynamicznie, natomiast obszar poza strefą przekuwania nagrzany do temperatury powyżej zachodzenia przemiany perlitycznej normalizuje się i zachodzi rozrost ziaren austenitu, co powoduje wolniejszy rozwój kolonii perlitu w trakcie chłodzenia. To skutkuje obniżeniem twardości w tym rejonie.

Ze względu na fakt, że podwyższona wartość szybkości chłodzenia skutkuje wzrostem wszystkich właściwości mechanicznych, gdzie punktem odniesienia jest twardość, ustalono że pożądanym jest trzymanie się górnych granic twardości przy jednoczesnym zachowaniu struktury troostytu. Dlatego też na podstawie wyników przeprowadzonych badań można stwierdzić, że chłodzenie powinno odbywać się dwuetapowo. Szybkość chłodzenia w strefie przekutej może być stosunkowo niższa niż ta, którą stosuje się w strefie nieprzekuwanej obrabianej cieplnie. Powinno to skutkować rozdrobnieniem struktury, zwiększeniem twardości i utrzymaniu jej stałego rozkładu na długości szyny i utrzymaniu możliwie wysokiego jej poziomu.

Na podstawie wyników zgromadzonych badań zaproponowano szybkość chłodzenia w zakresie 3,7 – 5 °C/s na powierzchni główki strefy przekuwanej, natomiast dla zakresu nieprzekuwanego w zakresie 5 - 6 °C/s. Schemat opasania główki szyny strumieniem sprężonego powietrza, oczekiwany rezultat oraz schemat obróbki przedstawiono na rysunku 13.2.



Rysunek 13.2. Schemat propozycji modyfikacji OC przekuwanej szyny iglicowej

Przedstawione parametry obróbki cieplnej mogą okazać się inne dla wszystkich rozpatrywanych przypadków w zależności od kształtu przekroju porzecznego szyny i długości przekucia. Dlatego przy zastosowaniu opisanej metody, ważnym jest aby każdorazowo wykonać serię próbną obróbki cieplnej, celem dopasowania szybkości do każdej ze stref.

14. Podsumowanie

Celami niniejszej pracy były:

- analiza procesu przemysłowego obróbki cieplnej szyn iglicowych ze stali R350HT pod względem uzyskanej mikrostruktury i właściwości mechanicznych,
- skonstruowanie stanowiska laboratoryjnego do kontrolowanej obróbki cieplnej szyn iglicowych ze stali R350HT,
- opracowanie zależności pomiędzy szybkością chłodzenia, a właściwościami i mikrostrukturą dla stali R350HT,
- opracowanie technologii obróbki cieplnej przekutego fragmentu iglicy kolejowej.

Przedmiotem badań było określenie wpływu obróbki cieplnej na właściwości i mikrostrukturę przekutych szyn iglicowych. Dokonano tego poprzez porównanie przekutej iglicy, która była uprzednio chłodzona na powietrzu, z iglicą, która była poddana obórcie cieplnej polegającej na nagrzananiu do temperatury 905 °C a następnie chłodzeniu z szybkością 3,08 °C/s zmierzoną na powierzchni tocznej w osi główki szyny.

Na podstawie badań składu chemicznego na spektrometrze ustalono zgodność składu chemicznego z normami dotyczącymi stali szynowych. Zawartość kluczowych pierwiastków, C (0,76-0,77%), Si (0,4-0,42%), Mn (1,13%) mieściła się w środku zakresów przedstawianych przez normy. Na podstawie publikacji zawierających modele matematyczne, opisujące zależność pomiędzy składem chemicznym oraz właściwościami mechanicznymi stwierdzono, że stal po poprawnie przeprowadzonej obróbce cieplnej będzie spełniać normy pod kątem wymagań wytrzymałości mechanicznej.

Pierwszym elementem był opis zjawisk zachodzących w stali szynowej na skutek obróbki cieplno-plastycznej w rzeczywistych warunkach przemysłowych.

W wyciętych przekrojach Q1, Q2 oraz Q3 dokonano weryfikacji segregacji zanieczyszczeń w próbie Jacewicza. Stwierdzono, że przeprowadzona obróbka nie powoduje rozkładu zanieczyszczeń w taki sposób, aby szyna była niezdadna do eksploatacji.

Jako podstawowy parametr określający właściwości mechaniczne badanego materiału przyjęto twardość. Nie tylko dlatego, że dotyczy jej największa ilość wymienianych w normach prób dotyczących stali szynowej, ale również dlatego, że jej wartość określa również granicę plastyczności. Jest to zarówno opisane w zależności (14.1), jak i wynika z literatury. Im mniejsze kolonie perlitu, tym mniejsza odległość między płytkową, a w konsekwencji jest większa zarówno twardość jak i granica plastyczności. Określa to też zależność Halla Petcha $\sigma = \sigma_0 + k d^{\frac{-1}{2}}$, gdzie σ_0 i k to stałe materiałowe, a wartość σ jest tym większa, im mniejsza jest średnica ziarna lub kolonii.

Badanie twardości przeprowadzono według czterech schematów (obszarów). Pierwszy na powierzchni tocznej główki szyny (podrozdział 9.2.1), drugi na stopce szyny na długości profilu 60E1 [42], trzecie zgodnie ze z normami [42] przedstawionymi w podrozdziale 9.2.2, czwarty zaś na przekrojach Q1, Q2, Q3 w wybranych punktach poza główką (podrozdział 9.2.3).

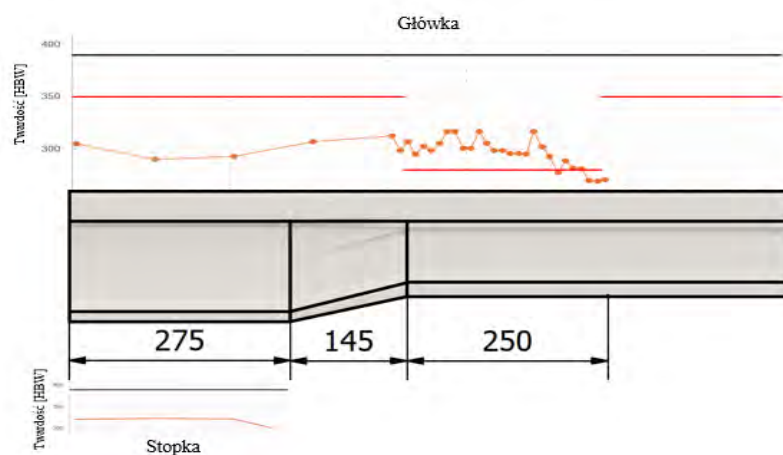
W badaniach twardości na powierzchni główki szyny oraz na dolnej powierzchni szyny weryfikowano przebieg twardości na całej obrabianej długości materiału. Na rysunku 14.1,

przedstawiono przebieg twardości przy rzucie bocznym szyny odpowiednio bez obróbki cieplnej i z obróbką cieplną. Twardość na powierzchni główki bez obróbki cieplnej utrzymuje się na stałym poziomie znacznie poniżej wymagań normy w zakresie 290 – 313 HBW (norma 350 HBW). Wynika to z faktu wzrostu odległości między płytkowej perlitu w skutek powolnego chłodzenia na powietrzu (Rysunek 14.1a). Twardość dla obszarów przekutych dla wariantu z OC mieści się w zakresie 356 – 390 HBW, czyli spełnia wymogi normy. Szybsze chłodzenie szyny wówczas ogranicza wzrost płytkowej perlitu (Rysunek 14.1b). Jedynym wyjątkiem jest strefa przejściowa, gdzie twardość w pojedynczych punktach może spaść do minimalnej wartości 280 HBW, ta strefa w normie jest oznaczona przez „s” i dalej spełnia wymogi po obróbce cieplnej dotyczące twardości.

Linie pomiaru twardości dla stopki szyny dla obu wariantów, nie przedstawiają wyników powyżej dopuszczalnych 400 HBW. Jedyną różnicą jest to, że dla szyny po obróbce cieplnej twardość jest o 20 HB większa niż dla szyny bez obróbki cieplnej, co wynika z faktu, że stopka szyny z obróbką cieplną główki też się chłodzi szybciej niż ma to miejsce swobodnie na powietrzu bez dodatkowej OC.

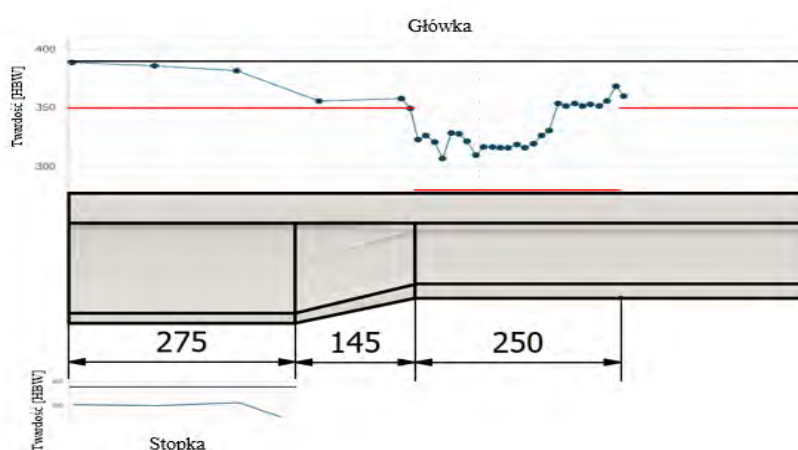
a)

Wariant bez OC



b)

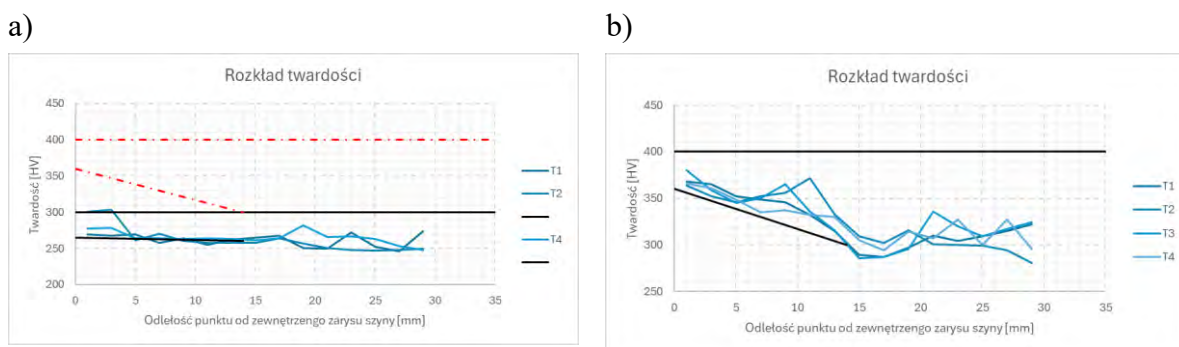
Wariant z OC



Rysunek 14.1. Zestawienie badań twardości na powierzchni górnej główki oraz dolnej stopki dla a) wariantu bez zastosowania OC oraz b) wariantu z zastosowaniem OC

Po przeprowadzeniu badań na powierzchni szyny, weryfikowano twardość na przekroju szyny. W badaniach twardości na przekroju główki szyny, dla wariantu bez przeprowadzonej

OC (Rysunek 14.2.a), stwierdzono twardość znacznie poniżej zakresu wymaganego przez normy dla stali R350HT (dlatego odnoszono się do zakresów normatywnych twardości dla stali R260 tzn. nie obrabianej cieplnie). Dla szyny, na której wykonano zabieg obróbki cieplnej w warunkach przemysłowych twardość mieści się w wymaganym zakresie (Rysunek 14.2b). Uzyskane twardości wyznaczone w punktach wzdłuż linii T1, T2, T3 i T4 przebiegają blisko dolnej granicy wymogów twardości. Istnieje zatem możliwość optymalizacji procesu celem uzyskania optymalnego rozkładu twardości, poprzez dobór odpowiedniej szybkości chłodzenia.



Rysunek 14.2. Przebieg rozkładu twardości na przekroju główki szyny dla przekroju Q3 a) przed OC (na czerwono zaznaczono granice twardości dla R350HT b) po OC

Celem zwiększenia twardości oraz wytrzymałości zmęczeniowej, optymalnym rozwiązaniem jest modyfikacja mikrostruktury poprzez zmniejszenie wielkości kolonii perlitu i odległości między lamelami. Celem dalszej części pracy było ustalenie warunków chłodzenia pozwalających na przebieg rozkładu twardości możliwe blisko i równoległe do górnej granicy wartości twardości.

Na podstawie połączenia wyników z symulacji MES (rozdział 8) oraz pomiarów twardości w stopce i w szyjce szyny (Rysunek 9.7) zaobserwowano, że zmierzona twardość jest najmniejsza w obszarach, gdzie odkształcenie na drodze symulacji było największe. To może oznaczać, że analogicznie jak dla kucia na zimno, zachodzi częściowa defragmentacja płytek perlitu na drodze kilkuoperacyjnego kucia, analogicznie do danych przedstawionych w literaturze. Ta hipoteza będzie badana poza tematyką rozprawy doktorskiej.

Badania zmęczeniowe przeprowadzono dla 3 wariantów obróbki. Dla wariantu tylko po OC bez odkształcenia, dla wariantu bez OC z odkształceniem około $\varepsilon = 0,5 - 0,7$ oraz dla wariantu z OC z odkształceniem również około $\varepsilon = 0,5 - 0,7$. Wartości odkształcenia określono na podstawie wyników symulacji MES (rozdział 8).

Najmniej odporne na zużycie zmęczeniowe były próbki wykonane ze stali R350HT tylko po obróbce plastycznej. Lepszymi właściwościami zmęczeniowymi charakteryzowały się próbki wykonane ze stali R350HT tylko po obróbce cieplnej. Najkorzystniejszymi właściwościami charakteryzuje się próbka po obróbce cieplnej i plastycznej. Oznacza, to że samo odkształcenie nie wpływa negatywnie na właściwości mechaniczne.

Następną częścią pracy były badania mikrostrukturalne. Do badań mikrostruktury pobierano próbki ze wszystkich przekrojów szyny Q1 (strefa nieprzekuta), Q2 (strefa przejściowa), Q3 (strefa przekuta).

Dla próbki, na której nie przeprowadzono obróbki cieplnej w warunkach przemysłowych, ujawniona mikrostruktura okazała się być chaotyczna, gdzie trudno było określić wielkość kolonii perlitu, a średnia odległość między płytkami w zależności od strefy mieściła się w przedziale 274,04 – 380,91 nm (Tabela 9.4). Zarówno wyniki twardości, wyznaczonej wytrzymałości zmęczeniowej oraz kształt mikrostruktury uznano za referencyjnie niepożądane dla przekuwanych szyn kolejowych.

Dla próbki, gdzie przeprowadzono obróbkę cieplną po operacji kucia, mikrostruktura była uporządkowana z wyraźnym podziałem kolonii perlitu. To co można zauważyć to różnicę w mikrostrukturze dla strefy nagrzewanej i nie przekuwanej (Q1_OC_1) oraz dla przekuwanej (Q3_OC_1). Średnia mierzona odległość między płytkami w zależności od obszaru, z pobieranej próbki mieściła się w zakresie strefy przejściowej pomiędzy troostytem a sorbitem w zakresie 121,97 – 234,28 nm. Dla próbki, gdzie materiał nie był przekuwany, zaobserwowano zamkniętą siatkę ferrytu na granicach ziaren dawnego austenitu. Jest to zjawisko niepożądane. Różnice w mikrostrukturach przedstawiono na rysunku 14.3a i b. Uznano, że jest to obszar w obróbce cieplno – plastycznej przekuwanych szyn kolejowych, gdzie istnieje pole do optymalizacji procesu.

a)



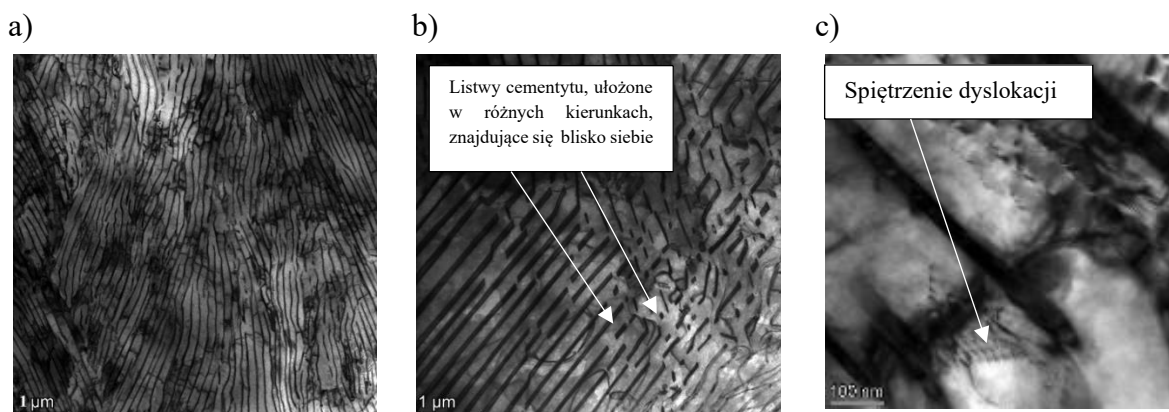
b)



Rysunek 14.3. Mikrostruktury pobrane z tego samego miejsca na przekroju główki szyny, odpowiednio dla przekrojów a) Q1_OC_1 z widoczną siatką ferrytu na granicach dawnych ziaren austenitu oraz b) Q3_OC_2 uporządkowana struktura bez wydzieleni ferrytu

Na podstawie badań nanostruktury przy użyciu TEM i SEM, przedstawiono zjawiska zachodzące dla stali przed i po obróbce cieplnej. Dla stali obrobionej plastycznie ale nie cieplnie ujawniono osobliwe zjawiska w mikrostrukturze, takie jak występowanie wydzielen perlitu globularnego przy jednoczesnym współistnieniu kolonii perlitu płytkowego. Tak samo w obszarach główki szyny przed obróbką cieplną wykazano blokową strukturę perlitu, gdzie płytki układają się w różnych orientacjach. Globularne wydzielania perlitu świadczą o normalizacji struktury w trakcie procesu powolnego chłodzenia na powietrzu ze względu na oddziaływanie wysokiej temperatury. Natomiast ziarnista mikrostruktura perlitu wskazuje na jego nieuporządkowanie. Te dwa zjawiska przekładają się na zwiększenie odległości między płytkami w perlicie, co skutkuje pogorszeniem właściwości mechanicznych materiału. Według źródeł literaturowych, aby materiał posiadał optymalny zestaw właściwości mechanicznych to mikrostruktura perlitu płytkowego winna być ukształtowana pasmowo w regularnie rozmieszczonych koloniach.

Dla wariantu po obróbce cieplnej mikrostruktura wykazuje się uporządkowaniem oraz występowaniem jedynie perlitu płytkowego (Rysunek 14.4a), bez globularnych wydzielen cementytu. Ciekawym zjawiskiem ujawnionym na drodze tych badań jest występowanie krótkich, przerywanych listew cementytu zlokalizowanych obok siebie, ale ułożonych w różnych kierunkach (Rysunek 14.4b). Hipotetycznie jest to zjawisko odkształcania w różnych płaszczyznach. Dodatkowo zaobserwowano występowanie efektu poligonizacji i tworzenia komórek dyslokacyjnych. Płytki cementytu stanowią przeszkodę dla ruchu dyslokacji, co powoduje ich spiętrzanie (Rysunek 14.4 c). Charakterystyczne dla badanej stali okazało się również ułożenie dyslokacji równoległe do płytek cementyt po obróbce cieplnej.



Rysunek 14.4. Mikrostruktura po obróbce cieplnej a) mikrostruktura uporządkowanego perlitu płytkowego b) blisko siebie znajdujące się listwy cementytu zorientowane w różnych kierunkach oraz c) spiętrzenie dyslokacji na płytkach cementytu

W trakcie badań mikrostruktury przy użyciu SEM stwierdzono występowanie zjawisk, takich jak wydzielanie się mostków pomiędzy płytkami cementytu oraz „frędzli” odchodzących od płytek cementytu, co jest charakterystyczne dla stali obrabianych plastycznie. Zaobserwowano również występowanie subkolonii perlitu, reprezentującej lokalne pasmo płynięcia w strukturze materiału. Ostatnim osobliwym zjawiskiem zaobserwowanym w nanostrukturze, były występujące pojedyncze włókna cementytu, swobodnie skręcone, co oznaczało brak osnowy ferrytycznej na fragmencie objętych deformacją płytek cementytu.

Kolejnym etapem badań było poszukiwanie warunków obróbki cieplnej umożliwiających otrzymanie mikrostruktury drobnopłytkowego uporządkowanego perlitu bez wydzielen ferrytu na granicach ziaren dawnego austenitu. Jednym z celów pracy było stworzenie stanowiska laboratoryjnego do chłodzenia próbek wykonanych z kształtowników szynowych z określoną szybkością. Na początku przyjęto metodykę pomiaru szybkości chłodzenia oraz określono orientacyjne zakresy wartości z jaką należy chłodzić materiał.

Wykonano pomiary szybkości chłodzenia na główce szyny dla różnych mediów chłodzących. Ustalono, że chłodzenie w piecu odbywa się z szybkością $0,03\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ oraz swobodnie na powietrzu z szybkością $1,7\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. Szybkości te nie są wystarczające do uzyskania odpowiedniej twardości w główce szyny. Mikrostruktura dla obu metod była perlityczna. Dla chłodzenia sprężonym powietrzem osiągnięto szybkość rzędu $3,7\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ oraz mikrostrukturę perlityczną o drobniejszych koloniach niż w dwóch wcześniejszych metodach. Dla chłodzenia w oleju hartowniczym otrzymano strukturę martenzytu przy szybkości $11,4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. Próbką charakteryzowała się znacznie większą twardością, ale struktura martenzytu w przypadku stali

szynowych jest niepożądana. Na podstawie wstępnych badań ustalono, że poszukiwany zakres szybkości chłodzenia powinien mieścić się w przedziale 2 – 10 °C/s.

W celu dokładnego poznania dynamiki procesu obróbki cieplnej stali R350HT zdecydowano się przeprowadzić próby dylatometryczne, które zakładały nagrzanie próbek do temperatury 900 °C, przetrzymanie ich w tej temperaturze przez 150 sekund, a następnie chłodzenie z stałą szybkością 2, 3, 4, 6, 8, 10 °C/s. Na podstawie krzywych wyznaczono temperatury rozpoczęcia przemiany, które wahały się w granicach 594 – 647 °C i zakończenia przemiany mieszczące się w przedziale 516 – 564 °C. Wyznaczenie temperatur obejmujących przemianę perlityczną, było możliwe tylko w przypadku próbek chłodzonych odpowiednio z szybkością 2, 3, 4, 6 °C/s. Jak się okazało przy weryfikacji mikrostruktury dla próbek chłodzonych z szybkościami 8, 10 °C/s doszło do powstania bainitu oraz martenzytu, co jest zjawiskiem niepożądanym. Dlatego w kolejnych badaniach, jako zakres referencyjny przyjęto szybkość chłodzenia na poziomie 2-6 °C/s.

Dla próbek chłodzonych z szybkością 2-6 °C/s, w których osiągnięto mikrostrukturę perlityczną uzyskano zakres odległości międzypłytkowej na poziomie 77,65 nm - 115,06 nm, przy czym dla wartości 3, 4 oraz 6 °C/s stabilizuje się ona na poziomie 80 +/- 3 nm. Zależność twardości od odległości międzypłytkowej mieści się w przedziale 345 – 379 HV, przy czym zależność dla wartości 3, 4 i 6 °C/s stabilizuje się na poziomie 370 +/- 9 HV.

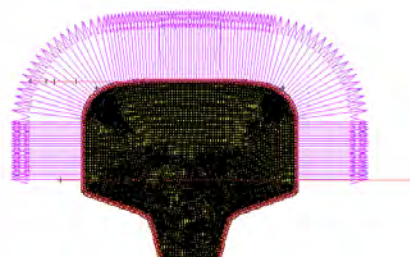
Kolejnym etapem było przeprowadzenie symulacji MES, która w pierwszym kroku pozwoliła zilustrować, jak przebiegał rozkład szybkości chłodzenia na przekroju główki szyny w próbce przemysłowej, zaś w drugim pozwoliła na poszukiwanie wartości, z jaką należy chłodzić próbkę na stanowisku laboratoryjnym przy zmienionym schemacie rozkładu dysz.

Dla próby przemysłowej ustalono, że szybkość chłodzenia na przekroju główki wynosiła, dla punktów położonych do głębokości 30 mm, mierząc od powierzchni tocznej, w zakresie 1,24 – 3,08 °C/s.

W celu przeprowadzenia dalszych badań na materiale rzeczywistym skonstruowano stanowisko do prób, gdzie w założeniu było chłodzenie fragmentów szyn kolejowych z wybraną szybkością. Sama konstrukcja stanowiska przewidywała chłodzenie krótkiego fragmentu, jednak jego geometria docelowo może posłużyć do zastosowania na linii produkcyjnej, której koncepcje przedstawiono na rysunku 10.15.

Na stanowisku laboratoryjnym, jedynym regulowanym parametrem było ciśnienie robocze, co bezpośrednio wpływało na stopień odbierania energii z materiału i przekładało się na różną wartość szybkości chłodzenia. W zależności od zastosowanego w układzie ciśnienia otrzymano szybkości rzędu 2,39 – 5,67 °C/s. Oznacza to, że zakres wpisuje się w ten, wyznaczony w trakcie przeprowadzenia prób dylatometrycznych.

W celu zoptymalizowania rozkładu szybkości chłodzenia, na przekroju główki, a tym samym podwyższeniu właściwości mechanicznych główki szyny kolejowej zdecydowano się, jak wcześniej wspomniano, zweryfikować jak zmienia się szybkość chłodzenia na przekroju próbki w zależności od szybkości chłodzenia na powierzchni tocznej główki szyny. W tym celu zamodelowano zakres opasania dyszy dla docelowego stanowiska laboratoryjnego. (Rysunek 14.5).



Rysunek 14.5. Warunek brzegowy do modelowania sposobu odprowadzania ciepła na stanowisku laboratoryjnym

Na podstawie symulacji ustalono, że dla szybkości chłodzenia na powierzchni o wartości zbliżonej do $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ szybkość chłodzenia w miejscach, których kontrolowana jest twardość według normy PN – EN 16273 [42] mieści się z przedziału od $1,99 - 5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. To z kolei w odniesieniu do prób dylatometrycznych pozwalałoby na otrzymanie twardości w przedziale $345 - 377 < \text{HV}$. To wartości nie tylko spełniające wymogi norm, ale też gwarantujące przebieg rozkładu twardości na równym poziomie w głąb materiału. Ponadto ustalono również, że szybkość chłodzenia nie spada poniżej wartości $1,62\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ nawet 60 mm pod powierzchnią materiału, co z kolei zapewnia twardość na względnie wysokim poziomie, nawet poza zakresem obejmowanym przez normy, co jest zjawiskiem korzystnym pod względem podnoszenia właściwości mechanicznych i zmęczeniowych przekutych szyn iglicowych.

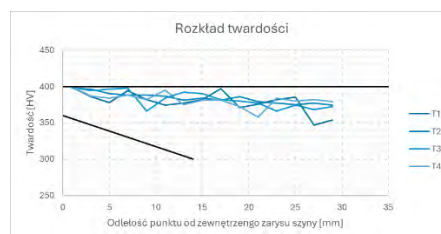
Kolejnym etapem było sprawdzenie, jak w rzeczywistości wyznaczone na drodze symulacji MES parametry przełożą się na rozkład twardości. Przedstawiono wyniki prób na stanowisku przy użyciu różnych wartości ciśnienia roboczego z zakresu $0,5 - 5\text{ bar}$. Dla każdej z kolejno wyższych osiąganych szybkości chłodzenia otrzymywano odpowiednio zarówno korzystniejszy rozkład twardości (zbliżony na długości do wartości maksymalnej) jak i mikrostrukturę o mniejszej kolonii oraz mniejszej odległości między lamelami. Pokazano, że dla chłodzenia rzeczywistego kształtownika z szybkością zakresu $0,99 - 1,60\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ powierzchni główki szyny nie jest możliwe otrzymanie poprawnego rozkładu twardości na całym przekroju.

Dla ciśnienia 5 bar osiągnięto natomiast szybkość na powierzchni główki zbliżoną do tej osiągniętej w najbardziej korzystnym wariancie symulacji MES czyli $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. Dla takich warunków uzyskano twardość zbliżoną do maksymalnej 400 HV oraz odległość międzypłytkową oscylującą w granicach $89,83 - 118,36\text{ nm}$. To oznacza, że wraz z równomiernym rozkładem twardości, optymalne będzie rozłożenie właściwości mechanicznych i zmęczeniowych materiału. Rezultat optymalizacji przebiegu rozkładu twardości względem próby przemysłowej przedstawiono na rysunku 14.6a i b.

a)



b)



Rysunek 14.6 Rozkład twardości na powierzchni główki szyny dla osiągniętej szybkości chłodzenia a) na stanowisku przemysłowym z szybkością $3,08\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ b) na stanowisku laboratoryjnym z szybkością $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$

15. Wnioski

Na podstawie studiów literaturowych oraz przeprowadzonych badań na odkuwkach oraz próbkach ze stali szynowej należy stwierdzić, że:

- Właściwości mechaniczne perlitycznej stali szynowej zależą od kształtu mikrostruktury. Szczególnie od odległości między płytkowej oraz wielkości kolonii perlitu.
- Najważniejszym elementem na przekroju iglicy kolejowej jest główka, przenosząca obciążenia od przejeżdżającego taboru i zużywająca się ściernie i zmęczeniowo.
- Na drodze obróbki plastycznej podczas przekuwania profilu szyny iglicowej 60E1A6 na profil 60E1, w niektórych obszarach dochodzi do odkształcenia $\varepsilon = 1,8$, natomiast w obszarze główki szyny to odkształcenie wynosi $\varepsilon = 0,5 - 0,7$.
- Na powierzchni główki wystąpił lokalny spadek wartości twardości w obszarze, objętym nagrzewaniem, ale nie przekuwaniem.
- Materiał obrabiany cieplnie na linii przemysłowej był chłodzony z szybkością chłodzenia $= 3,08 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ na powierzchni główki, co skutkowało osiągnięciem rozkładu twardości nieznacznie powyżej minimalnej granicy wyznaczonej przez normy. Odległość między płytkową mieściła się w zakresie 121 – 234 nm, a wielkość kolonii perlitu w granicach 9,83 – 19,29 μm . Ujawniona mikrostruktura próbek przedstawiała występowanie otwartej siatki perlitu na granicach dawnego austenitu.
- Na pozostałej części przekroju badanych stref odkuwki zauważono zależność spadającej twardości wraz ze stopniem odkształcenia. Jest to jednak aspekt, który wymaga dalszego zbadania i nie obejmował tematyki rozprawy doktorskiej
- Za najbardziej odpowiednie medium chłodzące uznano sprężone powietrze, przy użyciu, którego osiągnięto szybkość chłodzenia na poziomie $3,7 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$.
- Przy próbach dylatometrycznych ustalono, że odpowiednim zakresem szybkości chłodzenia osiąganych na przekroju szyny jest $2 - 6 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$, co daje rozrzut twardości na poziomie 345 – 379 HV, S_0 w przedziale 77,65 – 115,06 nm oraz D_c w przedziale 7 – 14 μm i strukturę troostytu. Dla szybkości 8 i $10 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ osiągnęto miejscowo mikrostrukturę martenzytu lub bainitu, co eliminowało te szybkości chłodzenia z dalszych rozważań.
- Wykonano symulację MES odwzorowującą przemysłowy proces chłodzenia, a następnie zaproponowano modyfikację rozkładu szybkości chłodzenia na przekroju główki dla innego opasania główki strumieniem sprężonego powietrza. Ustalono, że najkorzystniejszy rozkład szybkości osiągany jest dla szybkości rzędu $5 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ na powierzchni główki.
- Zbudowano laboratoryjne stanowisko do chłodzenia z kontrolowaną szybkością. Udało się osiągnąć szybkość bardzo zbliżoną do określonej na podstawie symulacji.
- Wyznaczono zależności pomiędzy szybkością chłodzenia, kształtu mikrostruktury i właściwościami mechanicznymi, dla stali R350HT obrabianej w kontrolowany sposób.
- Zaproponowano modyfikację sposobu chłodzenia szyny w nawiązaniu do działania stanowiska, które zostało zgłoszone jako wynalazek do Urzędu Patentowego Rzeczypospolitej Polskiej.

Należy zatem stwierdzić, że cele postawione w pracy zostały osiągnięte i są zgodne z przyjętą tezą, która została udowodniona.

16.Literatura

1. Urząd Transportu Kolejowego: Przewozy towarowe: Wskaźniki wciąż w dół. Rynek Kolejowy. (2025)
2. PN – EN 13674-1; Kolejnictwo; Tor; Szyna; Część 1: Szyny kolejowe Vignole’a o masie 46kg/m i większej. (2006)
3. Żak, S., Junak, G., Woźniak, D., Żak, A., Chmiela, B., Jabłońska, M.B.: Evaluating the stress intensity factor for R350HT rail steel in relation to microstructure parameters. *Advances in Science and Technology Research Journal*. 19, 349–364 (2025). <https://doi.org/10.12913/22998624/200404>
4. Bataev, A.A., Bataev, I.A., Emurlaev, K.I., Golovin, E.D.: Fine Structure of Lamellar Pearlite in Iron–Carbon Alloys (Review). *Physics of Metals and Metallography*. 125, 762–789 (2024). <https://doi.org/10.1134/S0031918X24600878>
5. B. L. Bramfitt and A. R. Marder: A transmission- electron-microscopy study of the substructure of high- purity pearlite,” *Mater. Charact.* 39. 199–207 (1997)
6. V. I. Izotov, N.A.K. and G.A.F.: Kinetics and crystal geometry of precipitation of vanadium carbides at the interphase boundary upon pearlitic transformation of steel. *Phys. Met. Metallogr.* 114, 256–265 (2013)
7. Leszek A. Dobrzański: Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwo . Wydawnictwo Naukowo - Techniczne, Gliwice (2002)
8. Yahyaoui, H., Sidhom, H., Braham, C., Baczmański, A.: Effect of interlamellar spacing on the elastoplastic behavior of C70 pearlitic steel: Experimental results and self-consistent modeling. *Mater Des.* 55, 888–897 (2014). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.10.062>
9. M.Belassel: Etude de la distribution de contraintes d’ordre I et II par diffraction X dans un acier perlitique, (1994)
10. Inal, K., Lebrun, J.L., Belassel, M.: Second-order stresses and strains in heterogeneous steels: Self-consistent modeling and X-ray diffraction analysis. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 35, 2361–2369 (2004). <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0216-6>
11. A. Kanie Y. Tomota S. Torii T. Kamiyama: Elastic Strains of Cementite in a Pearlite Steel during Tensile Deformation Measured by Neutron Diffraction. *ISI International*. (2004)
12. Daymond, M.R., Priesmeyer, H.G.: Elastoplastic deformation of ferritic steel and cementite studied by neutron diffraction and self-consistent modelling. (2002)
13. Tomota, Y., Lukáš, P., Neov, D., Harjo, S., Abe, Y.R.: In situ neutron diffraction during tensile deformation of a ferrite-cementite steel. *Acta Mater.* 51, 805–817 (2003). [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00472-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00472-X)
14. Aniołek, K., Herian, J., Aniołek, K.: The structure and properties of steel with different pearlite morphology and its resistance to abrasive wear. (2008)

15. Caballero, F.G., García De Andrés, C., Capdevila, C.: Characterization and morphological analysis of pearlite in a eutectoid steel. *Mater Charact.* 45, 111–116 (2000). [https://doi.org/10.1016/S1044-5803\(00\)00056-5](https://doi.org/10.1016/S1044-5803(00)00056-5)
16. Parusov, V. V, Dolzhenkov, I.I., Sukhomlin, V.I.: Transformation of austenite into granular pearlite in carbon and alloy steels. *Metal Science and Heat Treatment.* 27, 402–407 (1985). <https://doi.org/10.1007/BF00693277>
17. Kuziak, R., Pidvysotsk'yy, V., Radwański, K., Mazur, A., Zygmunt, T., Pietrzyk, M., Rauch, Ł., Bachniak, D.: optimization of the heat treatment process to obtain the required distribution of mechanical properties in the rail head of pearlitic rails. *Journal of Metallic Materials.* 3–9 (2019). <https://doi.org/10.32730/imz.2657-747.19.1.1>
18. Kuziak, R., Zygmunt, T.: A new method of rail head hardening of standard-gauge rails for improved wear and damage resistance. *Steel Res Int.* 84, 13–19 (2013). <https://doi.org/10.1002/srin.201200140>
19. Zhang, F., Zhao, Y., Tan, Y., Ji, X., Xiang, S.: Study on the nucleation and growth of pearlite colony and impact toughness of eutectoid steel. *Metals (Basel).* 9, (2019). <https://doi.org/10.3390/met911133>
20. Dey, I., Ghosh, S., Saha, R.: Effects of cooling rate and strain rate on phase transformation, microstructure and mechanical behaviour of thermomechanically processed pearlitic steel. *Journal of Materials Research and Technology.* 8, (2019). <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.04.006>
21. Bhattacharya, B., Bhattacharyya, T., Halder, A.: Influence of Microstructure on the Mechanical Properties of a Pearlitic Steel. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci.* 51, 3614–3626 (2020). <https://doi.org/10.1007/s11661-020-05793-2>
22. Garbarz, B., and Pickering, F.B.: Effect of pearlite morphology on impact toughness of eutectoid steel containing vanadium. *Materials Science and Technology.* 4, 328–334 (1988). <https://doi.org/10.1179/mst.1988.4.4.328>
23. Kuziak, R., Yi-Wen Cheng, Mirosław Glowacki, Maciej Pietrzyk: Modeling of the microstructure and mechanical properties of steels during thermomechanical processing. , Gaithersburg, MD (1997)
24. Hu, X., Van Houtte, P., Liebeherr, M., Walentek, A., Seefeldt, M., Vandekinderen, H.: Modeling work hardening of pearlitic steels by phenomenological and Taylor-type micromechanical models. *Acta Mater.* 54, 1029–1040 (2006). <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.10.030>
25. Woźniak, D., Garbarz, B., Żak, A., Marcisz, J., Adamczyk, M., Walnik, B.: determination of the values of microstructural and mechanical parameters of a pearlitic 0.7%*c*-0.60/0.70%*mn* steel wire rod enabling to achieve high ability to drawing with the use of large cross section reduction. *Journal of Metallic Materials.* 71, 16–24 (2019). <https://doi.org/10.32730/imz.2657-747.19.3.4>
26. Zelin, M.: Microstructure evolution in pearlitic steels during wire drawing. *Acta Mater.* 50, 4431–4447 (2002). [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00281-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00281-1)

27. Erbel, K.M.: Techniki wytwarzania - Obróbka plastyczna . Państwowe Wydawnictwo Naukowe, Warszawa (2018)
28. Milenin, A., Zalecki, W., Pernach, M., Rauch, Ł., Kuziak, R., Zygmunt, T., Pietrzyk, M.: Numerical simulation of manufacturing process chain for pearlitic and bainitic steel rails. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 20, (2020). <https://doi.org/10.1007/s43452-020-00107-0>
29. Kuziak, R., Pidvysots'kyi, V., Pernach, M., Rauch, Ł., Zygmunt, T., Pietrzyk, M.: Selection of the best phase transformation model for optimization of manufacturing processes of pearlitic steel rails. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 19, 535–546 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.acme.2018.12.004>
30. Neres da Silva, N.A., Alves Flausino, P.C., Manhabosco, T.M., Aguilar, M.T.P., Cetlin, P.R.: Microstructural evolution and mechanical behavior of pearlitic steel under multi-directional forging. *Journal of Materials Research and Technology*. 32, 2160–2172 (2024). <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.08.065>
31. Ai, J., Zhao, T., Gao, H., Hu, Y., Xie, X.: Effect of controlled rolling and cooling on the microstructure and mechanical properties of 60Si2MnA spring steel rod. *Journal of Materials Processing Technology - J MATER PROCESS TECHNOL*. 160, 390–395 (2005). <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.06.028>
32. Handa, K., Kimura, Y., Yasumoto, Y., Kamioka, T., Mishima, Y.: Effect of deformation and annealing temperatures on ultrafine microstructure development and yield strength of pearlitic steel through continuous recrystallization. *Materials Science and Engineering: A*. 527, 1926–1932 (2010). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.11.036>
33. Handa, K., Kimura, Y., Yasumoto, Y., Kamioka, T., Mishima, Y.: Effect of deformation and annealing temperatures on ultrafine microstructure development and yield strength of pearlitic steel through continuous recrystallization. *Materials Science and Engineering: A*. 527, 1926–1932 (2010). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.11.036>
34. Kuziak, R., Glowacki, M., Pietrzyk, M.: *Materials Processing Technology ELSEVIER Modelling of plastic flow, heat transfer and microstructural evolution during rolling of eutectoid steel rods*. (1996)
35. Sistaninia, M., Maierhofer, J., Spalek, A., Gänser, H.P., Bucher, C., Pippan, R., Mayer, H., Schönbauer, B.M.: Influence of surface condition, cycling frequency and ferritic zones on the high and very high cycle fatigue properties of a pearlitic steel. *Materials Science and Engineering: A*. 900, (2024). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146483>
36. Polyakova, M., Stolyarov, A.: Automobile Tires' High-Carbon Steel Wire. *Encyclopedia*. 1, 859–870 (2021). <https://doi.org/10.3390/encyclopedia1030066>
37. Khun, N.W., Trung, P.Q., Butler, D.L.: Mechanical and Tribological Properties of Shot-Peened SAE 1070 Steel. *Tribology Transactions*. 59, 932–943 (2016). <https://doi.org/10.1080/10402004.2015.1121313>

38. Mallikarjuna Rao, P., Satish Kumar, D., Bellatti, V., Balachandran, G., Rao, M.P., Kumar, S.D.: EasyChair Preprint Quality Improvement in High Carbon Eutectoid Grade Steel Wire Rods for Tire Cord Application Quality improvement in high carbon eutectoid grade steel wire rods for tire cord application. (2022)
39. PN – EN 13674-2; Kolejnictwo; Tor; Szyna; Część 2: Szyny do rozjazdów i skrzyżowań stosowane w połączeniu z szynami kolejowymi Vignole’a o masie 46kg/m i większej. PKN (2019)
40. Kang, H., Feng, G., Liu, N.: Microstructure and Properties of U75V 60 kg/m Heavy Rail at Different Cooling Rates of Heat Treatment. In: Journal of Physics: Conference Series. Institute of Physics (2023)
41. Zhang, H., Li, C., Zhu, Z.: Influence of CDFW Process Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of U75V Rail Steel Welded Joint. Metals (Basel). 12, (2022). <https://doi.org/10.3390/met12050711>
42. PN – EN 16273; Kolejnictwo; Tor; Szyna; Przekucia w szynach i kształtownikach szynowych; PKN (2015)
43. PKP PLK S.A.: Warunki techniczne wykonania i odbioru kształtowników iglicowych i kształtowników klockowych do budowy rozjazdów kolejowych - Wymagani i badania. Id - 102. , Warszawa (2010)
44. Kania-Pifczyk Zofia, Kuzia Roman, Krztoń Hanna, Radwański Krzysztof, Wrożyna Andrzej: KSZTAŁTOWANIE MIKROSTRUKTURY I WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH STALI BAINITYCZNEJ Z EFEKTEM TRIP W PROCESIE OBRÓBKII CIEPLNEJ. Prace Instytutu Metalurgii Żelaza. 69, (2017)
45. Królicka, A., Lesiuk, G., Kuziak, R., Radwański, K., Janik, A.: The Role of Microstructure Morphology on Fracture Mechanisms of Continuously Cooled Bainitic Steel Designed for Rails Application. Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci. 54, 487–504 (2023). <https://doi.org/10.1007/s11661-022-06886-w>
46. Pacyna, J., Bała, P.: Mikrostruktura i własności nowego staliwa bainitycznego na krzyżownice kolejowe. IV OGÓLNOPOLSKA KONFERENCJA NAUKOWO – TECHNICZNA, SPAWALNICTWO DRÓG SZYNOWYCH - JAKOŚĆ, NIEZAWODNOŚĆ, BEZPIECZEŃSTWO. (2014)
47. Rafał Kowalik: Wybrane problemy dynamiki rozjazdu kolejowego przy dużych prędkościach współczesnych pociągów. ePWN sp. z o.o. (2020)
48. Operational failure modes of Switches and Crossings. (2015)
49. Czarnecki, M., Bińkowski, R.: Problem uszkodzenia iglic łukowych w rozjazdach zwyczajnych. PROBLEMY KOLEJNICTWA. (2018)
50. UIC: Rail Defects . UIC (2018)
51. KUZIAK, R., PIDVYSOTS’KYY, V., RAUCH, Ł., PIETRZYK, M., ZYGMUNT, T.: method for heat treatment of the running surface of the head of the pearlitic steel rails. Journal of Metallic Materials. 73, 9–15 (2021). <https://doi.org/10.32730/imz.2657-747.21.1.2>
52. Solano-Alvarez, W., Bhadeshia, H.K.D.H.: Steels for rails, (2024)

53. Li, G., Liu, Z., Chen, L., Hou, X.: Numerical Calculation of the Comprehensive Heat Transfer Coefficient on the Surface of Rail in the Spray Cooling Process. *Journal of Metallurgical Engineering*. 4, 13 (2015). <https://doi.org/10.14355/me.2015.04.002>
54. Sahay, S.S., Mohapatra, G., Totten, G.E.: Overview of pearlitic rail steel: Accelerated cooling, quenching, microstructure and mechanical properties. *J ASTM Int*. 6, (2009). <https://doi.org/10.1520/JAI102021>
55. Warunki techniczne wykonania i odbioru kształtowników iglicowych i kształtowników klockowych do budowy rozjazdów kolejowych - Wymagania i badania Id-102. , Warszawa (2010)
56. Praca zbiorowa: Raport cząstkowe/ Protokół odbioru z dnia 31.05.2021/ Pkt. 2.1 i 2.2. , Wrocław (2021)
57. Hawryluk, M., Cygan, P., Krawczyk, J., Barełkowski, A., Ziembra, J., Lewandowski, F., Wieczorek, I.: Development of Preliminary Precision Forging Technology and Concept for Tools Used to Reforge 60E1A6 Profile Needle Rails with the Use of Numerical and Physical Modeling. *Materials*. 16, (2023). <https://doi.org/10.3390/ma16052103>
58. Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, <http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E466>, (2021)
59. Sarkar, P.P., De, P.S., Dhua, S.K., Chakraborti, P.C.: Strain energy based low cycle fatigue damage analysis in a plain C-Mn rail steel. *Materials Science and Engineering: A*. 707, 125–135 (2017). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.09.035>
60. Zhu, K., Edwards, J.R., Qian, Y., Andrawes, B.O.: fatigue analysis of rail-head-to-web fillet at bolted rail joint under various impact wheel load factors and support configurations. (2016)
61. Furuhashi, T., Moritani, T., Sakamoto, K., Maki, T.: Substructure and Crystallography of Degenerate Pearlite in an Fe-C Binary Alloy. *Materials Science Forum*. 539–543, 4832–4837 (2007). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.4832>
62. Schastlivtsev, V.M., Mirzaev, D.A., Yakovleva, I.L., Okishev, K.Y., Tabatchikova, T.I., Khlebnikova, Y. V: Pearlite in carbon steels. UrO RAN, Ekaterinburg. (2006)
63. Schastlivtsev, V.M., Medvedeva, N.I., Kraposhin, V.S., Talis, A.L.: Cementite in Carbon Steels: Collective Monograph. (2017)
64. Gromov, V., Ivanov, Y., Porfiriev, M., Shliarova, Y.: Evolution of Cementite Substructure of Rails from Hypereutectoid Steel during Operation, <https://www.preprints.org/manuscript/202308.1974/v1>, (2023)
65. Bataev, A.A., Tushinskii, L.I., Bataev, V.A., Zuev, L.B.: solid state physics features of the plastic deformation of steels with lamellar perlite structure. (1996)
66. Moser, A., Pointner, P.: Head-Hardened Rails Produced from Rolling Heat.
67. Hnizdil, M., Kotrbacek, P.: Heat treatment of rails. *Materiali in Tehnologije*. 51, 329–332 (2017). <https://doi.org/10.17222/mit.2015.357>

68. Biuro Dróg Kolejowych, B.: Warunki Techniczne Wykonania i Odbioru szyn kolejowych regenerowanych w zakładach stacjonarnych Id-107. , Warszawa (2021)
69. Jabłońska, M., Lewandowski, F., Chmiela, B., Gronostajski, Z.: Advanced Heat Treatment of Pearlitic Rail Steel. *Materials*. 16, (2023). <https://doi.org/10.3390/ma16196430>
70. Gronostajski Zbigniew, F.L.M.J.P.K.: Potwierdzenie przyjęcia wniosku na wynalazek: Stanowisko do ciągłej obróbki cieplnej odkuwek wydłużonych wysokich, (2023)
71. Gronostajski Zbigniew, F.L.M.J.P.K.: Biuletyn Urzędu Patentowego 12/2025. , Warszawa (2025)

STRESZCZENIE ROZPRAWY DOKTORSKIEJ

mgr inż. Filip Lewandowski

„Opracowanie warunków obróbki cieplnej przekuwanych szyn o profilu iglicowym, stosowanych w rozjazdach kolejowych o podwyższonych właściwościach eksploatacyjnych”

Rozprawa doktorska dotyczy zbadania zjawisk zachodzących w mikrostrukturze stali szynowych w procesie przekuwania końca iglicy kolejowej. Celem przekuwania szyny jest dopasowanie geometrii końca szyny, w taki sposób aby obrabiany element można było połączyć z konstrukcją rozjazdu kolejowego. Sama szyna iglicowa jest poddawana walcowaniu, obróbce cieplnej (opcjonalnie), przekuwaniu, ponownej obróbce cieplnej (opcjonalnie) oraz obróbce skrawaniem. W pracy opisano zmiany zachodzące w procesach kucia oraz ponownej obróbce cieplnej. Zostało to uznane za lukę badawczą wartą wyjaśnienia, szczególnie biorąc pod uwagę fakt, iż iglica jest elementem awaryjnym, a jej odpowiednie właściwości stanowią o bezpieczeństwie ruchu kolejowego.

W rozprawie doktorskiej opisano zmiany zachodzące w stalach szynowych o mikrostrukturze perlitycznej, która na chwilę obecną ma najszersze zastosowanie w konstrukcjach konwencjonalnych szlaków kolejowych.

Zauważono, że właściwości stali perlitycznych związane są z kształtem mikrostruktury otrzymywanej w trakcie obróbki cieplno-plastycznej. Właściwości mechaniczne stali szynowych zależą od osiągniętej odległości międzyplątkowej oraz wielkości kolonii perlitu. Przyjęto, że najbardziej podatnym na zużycie fragmentem przekroju szyny kolejowej jest tzw. „główka szyny”. Z przeglądu literatury wynika, że wraz z twardością w strukturze perlitycznej rośnie granica plastyczności i wytrzymałości materiału. Dlatego przyjęto, że to właśnie twardość stanowi o korzystnych właściwościach rozpatrywanych stali.

Na podstawie wyników symulacji MES ustalono, że w obszarze główki odkształcenie wynosi $\varepsilon = 0,5 - 0,7$, co w odniesieniu do danych literaturowych nie wpływa na właściwości materiału. W kolejnych badaniach zaobserwowano, że na powierzchni główki szyny dochodzi do lokalnego spadku twardości w strefie nagrzewanej, ale nie przekuwanej. W trakcie badań na linii przemysłowej na stanowisku do obróbki cieplnej chłodzono materiał z szybkością na powierzchni główki równą $3,08\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. W wyniku obróbki cieplnej otrzymano rozkład twardości przebiegający blisko linii określającej dolną granicę twardości. Mikrostruktura materiału charakteryzowała się, odległością międzyplątkową w zakresie $124 - 234\text{ nm}$ oraz wielkością kolonii perlitu mieszczącą się w przedziale $9,83 - 19,29\text{ }\mu\text{m}$. W badaniach mikrostruktury przedstawiono miejscowe występowanie siatki ferrytu na granicach dawnych ziaren austenitu. W obserwacjach prowadzonych przy użyciu SEM i TEM, wyszczególniono w mikrostrukturze materiału, takie zjawiska jak: defragmentacja płytek cementytu, spiętrzanie dyslokacji na płytkach cementytu czy występowanie lokalnych pasm płynięcia materiału.

W celu zoptymalizowania technologii poszukiwano odpowiedniego medium chłodzącego. Wybrano sprężone powietrze, przy którego zastosowaniu osiągnięto szybkość chłodzenia na poziomie 3,7 °C/s. Ustalono, że na drodze prób dylatometrycznych zostanie zbadany wpływ chłodzenia z szybkościami z zakresu 2 - 10 °C/s. Na podstawie uzyskanych wyników stwierdzono, że szybkość chłodzenia na przekroju główki musi się mieścić w zakresie 2 – 6 °C/s, co skutkuje otrzymaniem twardości z przedziału 345 – 379 HV, odległości międzypłytkowej o wartości 77,65 – 115,06 nm, wielkości kolonii perlitu o rozmiarze 7 – 14 μm i strukturze troostytu. W kolejnym etapie zostało zbudowane stanowisko laboratoryjne do chłodzenia fragmentów szyn kolejowych. Wykonano symulację MES w celu ustalenia rozkładu szybkości chłodzenia na przekroju główki szyny. Uwzględniono w niej zmodyfikowany względem linii przemysłowej obszar opasania główki szyny strumieniem sprężonego powietrza. Najkorzystniejszy rozkład szybkości otrzymano dla szybkości chłodzenia na powierzchni główki szyny o wartości około 5 °C/s. Dla takich warunków uzyskano twardość zbliżoną do maksymalnej 400 HV oraz odległość międzypłytkową oscylującą w granicach 89,83 – 118,36 nm.

Na podstawie zebranych wyników wyznaczono zależności pomiędzy parametrami obróbki, właściwościami stali oraz kształtem mikrostruktury. W rozprawie doktorskiej zaproponowano również modyfikację sposobu chłodzenia główki szyny, mającego na celu ujednolicenie oraz polepszenie właściwości mechanicznych na całym przekutym i obrobionym cieplnie odcinku szyny iglicowej.

SUMMARY OF THE DOCTORAL DISSERTATION

MSc Eng. Filip Lewandowski

"Development of Heat Treatment Conditions for Forged Switch Rails Used in Railway Turnouts with Enhanced Operational Properties"

This doctoral dissertation focuses on investigating processes occurring in the microstructure in rail steels during the forging process of the railway switch blade end. The purpose of forging the rail is to adapt the geometry of its end so that the processed element can be connected to the railway turnout structure. The switch rail undergoes rolling, heat treatment (optionally), forging, optional post-forging heat treatment, and machining. The dissertation addresses the changes that occur during forging and subsequent heat treatment, identifying this issue as a research gap worth investigating—especially considering that the switch blade is a failure-prone element, and its proper properties are critical to railway traffic safety.

The dissertation discusses the changes occurring in pearlitic rail steels, which currently have the widest application in conventional railway track construction. It was observed that the properties of pearlitic steels are linked to the shape of the microstructure obtained through thermo-mechanical processing. The mechanical properties of rail steels depend on the achieved interlamellar spacing and the size of the pearlite colonies. It was assumed that the most wear-prone part of the rail cross-section is the so-called “rail head.” Literature review indicates that in pearlitic structures, increased hardness correlates with an increase in the yield strength and tensile strength of the material. Therefore, hardness was adopted as the key indicator of favorable properties in the steels under consideration.

Based on FEM simulation results, it was determined that in the rail head area, the strain reaches $\varepsilon = 0.5\text{--}0.7$, which, according to literature data, does not adversely affect the material properties. In further studies, a local drop in hardness was observed on the surface of the rail head in the heated but non-forged zone. During industrial tests at a heat treatment station, the surface of the rail head was cooled at a rate of 3.08°C/s . As a result of the heat treatment, a hardness distribution was obtained that was close to the line defining the lower hardness limit. The microstructure was characterized by an interlamellar spacing ranging from 124 to 234 nm and a pearlite colony size between 9.83 and 19.29 μm . Microstructural analysis showed local presence of a ferrite network at the boundaries of prior austenite grains. SEM and TEM observations revealed phenomena such as cementite lamellae fragmentation, dislocation pile-up at cementite plates, and the occurrence of local flow bands in the material.

In order to optimize the technology, a suitable cooling medium was sought. Compressed air was selected, enabling a cooling rate of 3.7°C/s . It was determined that dilatometric testing would be used to study the effect of cooling at rates ranging from 2 to 10°C/s . Based on the obtained results, it was concluded that the cooling rate across the rail head section must fall

within the range of 2–6°C/s, resulting in a hardness between 345 and 379 HV, interlamellar spacing of 77.65–115.06 nm, pearlite colony size of 7–14 µm, and a troostitic structure.

In the next stage, a laboratory station for cooling rail segments was built. FEM simulations were carried out to determine the cooling rate distribution in the rail head cross-section. The model included a modified configuration of the compressed air stream enveloping the rail head, compared to the industrial setup. The most favorable cooling distribution was achieved with a surface cooling rate of approximately 5°C/s. Under these conditions, a hardness close to the maximum value of 400 HV was achieved, and the interlamellar spacing ranged between 89.83 and 118.36 nm.

Based on the collected results, correlations were determined between processing parameters, steel properties, and microstructural morphology. The dissertation also proposes a modification to the cooling method for the rail head, aimed at homogenizing and improving the mechanical properties along the entire forged and heat-treated section of the switch rail