



Politechnika Wroclawska

Instytut Materiałoznawstwa i Mechaniki Technicznej

STRUKTURY I WŁAŚCIWOŚCI STALI HARDOX
A ICH MOŻLIWOŚCI APLIKACYJNE
W WARUNKACH ZUŻYWANIA ŚCIERNEGO
I OBCIĄŻEŃ DYNAMICZNYCH

mgr inż. Łukasz Konat

promotor:

dr hab. inż. Włodzimierz Dudziński, prof. nadzw. PWr

Wrocław 2007

Spis treści

Wprowadzenie	- 5 -
1. Problemy zużywania elementów maszyn.....	- 7 -
1.1. Zużycie ściernie metali	- 14 -
1.1.1. Wpływ mikrostruktury stali na zużycie ściernie	- 18 -
1.1.2. Wpływ rodzaju ścierniwa na zużycie ściernie	- 25 -
1.1.3. Metodyka badań zużywania ściernie.....	- 29 -
1.2. Zużycie adhezyjne metali.....	- 31 -
1.3. Zużycie erozyjne metali.....	- 33 -
1.4. Kierunki prac badawczych w zakresie zużywania ściernie	- 35 -
2. Materiały odporne na zużywanie ściernie	- 37 -
2.1. Zastosowanie warstw napawanych w maszynach górniczych.....	- 37 -
2.2. Stale odporne na zużywanie ściernie o strukturze pomartenzycyicznej – stale Hardox	- 45 -
3. Teza i cel pracy	- 52 -
3.1. Cele i zakres pracy.....	- 52 -
3.1.1. Cel naukowy.....	- 52 -
3.1.2. Cel aplikacyjny.....	- 53 -
3.1.3. Zakres pracy	- 53 -
4. Metodyka badań.....	- 56 -
4.1. Analiza składu chemicznego	- 56 -
4.2. Badania z zastosowaniem mikroskopii świetlnej i skaningowej	- 56 -
4.3. Badania z zastosowaniem mikroskopii transmisyjnej	- 57 -
4.4. Badania z zastosowaniem rentgenowskiej analizy strukturalnej	- 58 -
4.5. Pomiary twardości i mikrotwardości.....	- 58 -
4.6. Badania właściwości mechanicznych	- 58 -
4.7. Zabiegi obróbki cieplnej	- 60 -

4.8. Połączenia spawane	60 -
4.9. Próby eksploatacyjne	61 -
5. Badania własne	62 -
5.1. Materiał badawczy	62 -
5.2. Analiza składu chemicznego stali Hardox 400 i Hardox 500	64 -
5.3. Badania rentgenograficzne stali Hardox w stanie dostarczenia	67 -
5.4. Wyniki badań mikroskopowych z zastosowaniem mikroskopii światłnej i elektronowej.....	69 -
5.4.1. Badania mikroskopowe stali Hardox 400 w stanie dostarczenia	69 -
5.4.2. Badania mikroskopowe stali Hardox 400 w stanie normalizowanym	78 -
5.4.3. Badania mikroskopowe stali Hardox 500 w stanie dostarczenia	82 -
5.4.4. Badania mikroskopowe stali Hardox 500 w stanie normalizowanym	92 -
5.4.5. Omówienie rezultatów badań stali Hardox 400 i Hardox 500 metodami mikroskopii światłnej i elektronowej	96 -
5.5. Badania właściwości mechanicznych stali Hardox.....	101 -
5.5.1. Statyczna próba rozciągania w temperaturze otoczenia.....	101 -
5.5.2. Wyniki badań udarności stali Hardox	106 -
5.5.3. Pomiary twardości.....	112 -
5.6. Badania fraktograficzne próbek ze stali Hardox 400 i Hardox 500	123 -
5.6.1. Próbki wycięte wzdłuż kierunku walcowania poddane badaniom w temperaturze +20 °C	124 -
5.6.2. Próbki wycięte poprzecznie do kierunku walcowania poddane badaniom w temperaturze +20 °C	129 -
5.6.3. Próbki wycięte wzdłuż kierunku walcowania poddane badaniom w temperaturze -40 °C	131 -
5.6.4. Próbki wycięte poprzecznie do kierunku walcowania poddane badaniom w temperaturze -40 °C	134 -
5.7. Badania odporności na zużywanie ścierne stali Hardox.....	138 -
5.8. Badanie połączeń spawanych stali Hardox	148 -
5.8.1. Badania połączeń spawanych stali Hardox 400	152 -
5.8.2. Badania połączeń spawanych stali Hardox 500	156 -
5.8.3. Omówienie wyników badań połączeń spawanych stali Hardox 400 i Hardox 500.....	167 -
5.9. Realizacja prób eksploatacyjnych.....	168 -
5.9.1. Charakterystyka zagadnienia.....	168 -
5.9.2. Założenia eksperymentu eksploatacyjnego	173 -
5.9.3. Montaż płyt wykładzinowych ze stali Hardox 400 i Hardox 500.....	176 -
5.9.4. Rozpoczęcie eksperymentu – 12 godzin eksploatacji.....	178 -
5.9.5. Eksperyment – 85 godzin eksploatacji.....	179 -
5.9.6. Eksperyment – 180 godzin eksploatacji.....	181 -
5.9.7. Eksperyment – 255 godzin eksploatacji.....	183 -
5.9.8. Eksperyment – 460 godzin eksploatacji.....	185 -

5.9.9. Eksperyment – 531 godzin eksploatacji.....	- 187 -
5.9.10. Eksperyment – 565 godzin eksploatacji.....	- 188 -
5.9.11. Eksperyment – omówienie wyników badań.....	- 190 -
6. Podsumowanie wyników badań.....	- 196 -
7. Wnioski końcowe.....	- 203 -
7.1. Wnioski o charakterze poznawczym	- 203 -
7.2. Wnioski o charakterze aplikacyjnym	- 204 -
Literatura	- 205 -

Wprowadzenie

Zastosowanie w maszynach podstawowych górnictwa węgla brunatnego nowych rozwiązań konstrukcyjnych, materiałowych i technologicznych wymaga rozważań i gruntownych przemyśleń popartych wynikami badań naukowych. Argumentacją tej tezy może być konstrukcja największej na świecie koparki Bagger 288 wyprodukowanej przez koncern Krupp. Jej masa wynosi 45500 ton, średnica koła czerpakowego 23 metry, koszt projektu 100 milionów dolarów rozłożony w pięcioletnim okresie realizacji. W Polsce po zakończeniu II wojny światowej były eksploatowane głównie maszyny produkcji niemieckiej, których założenia konstrukcyjno-materiałowe opracowano w latach trzydziestych i czterdziestych XX wieku. Do lat osiemdziesiątych do budowy tych maszyn wykorzystywano materiały, spełniające wymagania wytrzymałościowe, ale nie zapewniające oczekiwanej trwałości. W odniesieniu do konstrukcji nośnej maszyn skutkowało to po 30÷35 letnim okresie eksploatacji, nasileniem procesów degradacyjnych i wymusiło uruchomienie programu gruntownej ich modernizacji.

Obecnie jednym z głównych problemów limitujących możliwości wydobywcze koparek jest duża liczebność elementów konstrukcji narażonych na ścieranie i losowe obciążenia dynamiczne (zsuwnie, leje i przesypy). Na płyty wykładzinowe tych zespołów stosuje się stal 35SG (37MnSi5), żeliwo wysokochromowe, stal 18G2A (P355N) oraz stal 18G2A (P355N) z warstwami napawanymi.

Wieloletnia analiza pracy koparek doprowadziła do określenia oczekiwań w stosunku do współczesnych zastosowań materiałów na zsuwnie leje i przesypy. Oczekiwania te można sformułować następująco:

- a) Bardzo duża odporność na zużywanie ścierne.
- b) Zdolność do przenoszenia zmiennych obciążeń.
- c) Jednorodność własności (struktury) na całym przekroju elementu.
- d) Podatność do łączenia technikami spawalniczymi.

Taki zespół własności (według danych od producentów) spełniają nowoczesne, niskostopowe stale martenzytyczne o dużej hartowności. Oprócz stali z grupy Hardox, do stali o wymienionych cechach, można zaliczyć stale Weldox i ArmoX (produkowane

podobnie jak Hardox przez szwedzki koncern hutniczy SSAB Oxelösund), stale HTK, kanadyjską stal Enduro lub stale St960E i HX129.

Stale Hardox i stale HTK zalicza się do stali martenzytycznych, spawalnych, odpornych na zużywanie ściernie o bardzo wysokich parametrach wytrzymałościowych. Dotychczasowe informacje na ich temat ograniczają się do danych podawanych przez producentów. W pracy przedstawiono wyniki badań tych materiałów obejmujące: identyfikację ich struktur, badania wytrzymałościowe, odporność na zużywanie ściernie i oddziaływanie wysokoenergetycznego strumienia cieczy oraz zmiany udarności i budowy przełomów w funkcji temperatury.

Na podstawie uzyskanych rezultatów badań sformułowano propozycje zastosowań tych materiałów na wybrane zespoły konstrukcyjne maszyn wydobywczych węgla brunatnego. Propozycje zastosowań (tylko w stosunku do stali Hardox) zostały zweryfikowane w warunkach eksploatacyjnych. Rezultatem badań jest opracowanie obszernych charakterystyk materiałowych tych szerzej nieznanymi gatunków stali w różnych stanach obróbki cieplnej. Wykazano ich przydatność, jako materiałów na elementy narażone na zużywanie ściernie przy obciążeniach dynamicznych w trudnych warunkach urabiania.

Stale Hardox i HTK mogą (wykazując korzystniejsze własności eksploatacyjne) zastępować napawane stale niskostopowe, żeliwo lub stale do hartowania powierzchniowego stosowane do tej pory na wykładziny zsuwni i przesypów oraz na elementy czepaków koparek węgla brunatnego.

1. Problemy zużywania elementów maszyn

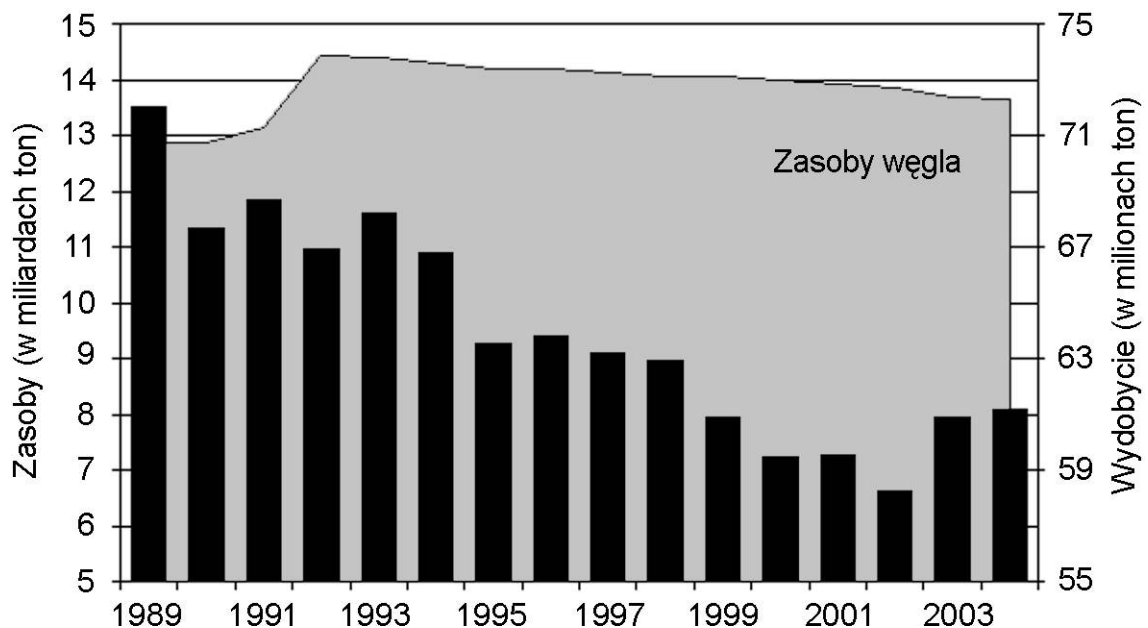
Obecnie prawie we wszystkich gałęziach przemysłu napotyka się na problemy zużycia elementów maszyn, których trwałość i niezawodność stanowią zagadnienia determinujące cały proces produkcyjny. Na proces zużycia tych elementów ma wpływ wiele czynników, określanych jako tribologiczne i nietribologiczne procesy zużycia. Jednak we wszystkich tych przypadkach bardzo istotną rolę odgrywa charakter obciążenia w przeważającej części decydujący o intensywności procesów zużycia maszyn. Obecnie szacuje się, że problemy zużycia wynikają głównie z nierozwiązanych do tej pory zagadnień tarcia i zużywania ściernego. Pokonanie oporów tarcia może pochłaniać nawet do 50 % całkowitej energii dostarczonej lub wytwarzanej przez maszyny robocze [1,2]. Według danych literaturowych [2] zagadnienia zużywania materiału w wyniku tarcia można podzielić na dwie składowe:

- a) Tarcie w węzłach konstrukcyjnych maszyny.
- b) Tarcie na zewnątrz konstrukcji (o powietrze, wodę lub ciała stałe).

O ile pierwsza składowa jest uzależniona głównie od rodzaju węzła konstrukcyjnego oraz czynnika smarnego, to druga składowa obejmuje zagadnienie nie tylko pokryć (warstw) ochronnych, ale również kwestie prognozowania trwałości, technologii wykonania oraz problemów diagnostyki konstrukcji umożliwiającej określenie struktur i zjawisk zachodzących w tworzywie konstrukcyjnym i bezpośrednio przylegających do niego warstwach ochronnych.

Największe zagrożenia zużycia elementów maszyn, w wyniku oddziaływań dużych obciążeń o charakterze dynamicznym oraz wpływem środowiska, notuje się przede wszystkim w przemyśle wydobywczym zasobów mineralnych. Intensywność procesów zużycia materiałów zastosowanych na wybrane elementy konstrukcji maszyn głównie jest funkcją ogromnej ilości przerabianego materiału (szacowanego w milionach ton) oraz dużego zróżnicowania ich własności decydujących o dynamice samego procesu wydobywania. Przykładowo, wzrastające w ostatnich latach zapotrzebowanie na energię elektryczną w Polsce, skutkowało dostarczeniem w 2004 roku do elektrowni 60,6 milionów ton węgla brunatnego, co stanowi 99,1 % jego ogólnego wydobycia (rys. 1) [3].

Podobna tendencja wzrostowa miała miejsce w 2005 roku, w którym kopalnie wydobyły łącznie 61,5 milionów ton węgla brunatnego, z czego elektrownie zużyły 98,9 % [4]. Szacuje się wzrost zainteresowania energią elektryczną wytwarzaną na bazie węgla brunatnego (po blisko trzynastoletniej regresji), który również zakłada „Polityka Energetyczna Polski do 2025 roku”, przewidująca zbliżoną i w niewielkim stopniu wzrastającą wielkość wydobycia węgla brunatnego do wytwarzania energii elektrycznej od 60 milionów ton w 2003 roku do 68 milionów ton w roku 2025 [5].



Rys. 1. Zasoby i wydobycie węgla brunatnego w Polsce w latach 1989-2004 [6]

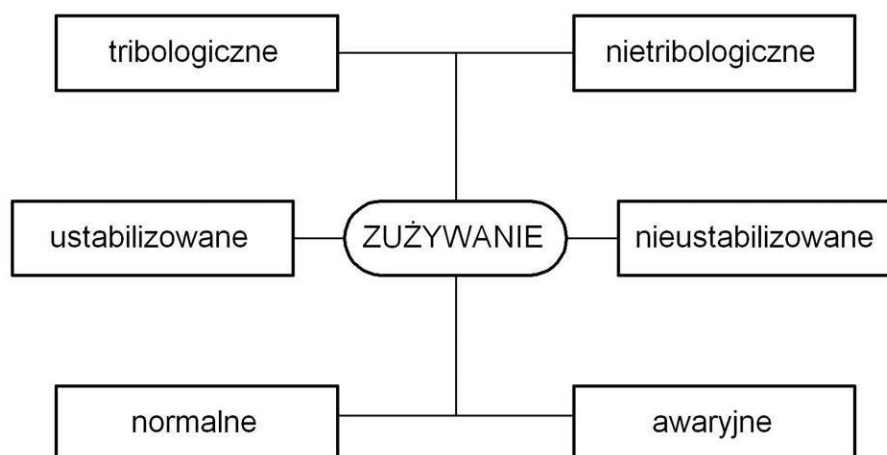
Przedstawiona charakterystyka energetyczna kraju, oparta głównie na wydobyciu węgla brunatnego, jest również odzwierciedleniem tendencji ogólnoświatowych wykorzystania surowców naturalnych. Przykładowo w Niemczech zaobserwowano spadek zainteresowania wykorzystaniem energii atomowej i wzrost wydobycia węgla brunatnego. Wszystkie działania związane z wykorzystaniem surowców energetycznych pociągają za sobą rozbudowę parków maszynowych, a tym samym naturalny wzrost znaczenia problemów zużycia elementów i części maszyn. Dotyczy to nie tylko procesów wydobywczych, ale również innych dziedzin przemysłu związanych z produkcją, przetwórstwem oraz transportem surowców.

W warunkach przemysłowych maszyny i urządzenia poddawane są procesom zużywania warstwy wierzchniej w wyniku, czego 50 % elementów zużywa się w procesie ścierania, 15 % w wyniku adhezji oraz 8 % jest efektem erozji [7]. Można również mówić o zużyciu chemicznym i elektrochemicznym (korozyjnym), kawitacyjnym oraz zmęczeniowym. Oddziaływanie poszczególnych procesów zużywania ujęto bardziej szczegółowo w kolejnych punktach rozdziału.

Każde z powyższych skutków wzajemnych oddziaływań powierzchni wymaga spełnienia ściśle określonych warunków zachodzących w procesie niszczenia materiału. Na podstawie danych literaturowych [8] można wyodrębnić główne zasady, których obecność tłumaczy wyżej wymieniony proces:

- O procesie niszczenia decyduje okoliczność stykania się ciał tylko na niewielkich wycinkach powierzchni.
- Podczas oddziaływania ciał w pierwszej kolejności na obciążenie narażone są strefy przypowierzchniowe.
- Całkowita powierzchnia styku ciał jest sumą lokalnych stref styku i jest uzależniona od chropowatości powierzchni w warunkach obciążenia.
- W warunkach obciążenia występują zjawiska opisywane za pomocą wskaźników: składu chemicznego, geometrycznych, energetycznych oraz czasowych.
- W wyniku tarcia w miejscu styku ciał następuje zmiana składu chemicznego materiałów oraz oddzielenie cząstek materiału z warstw wierzchnich, których kształt i skład chemiczny jest charakterystyczny dla mechanicznego procesu zużywania.

Na ogół w warunkach rzeczywistych nie można wyodrębnić wyłącznie jednego czynnika wpływającego na zużycie części maszyn, ale najczęściej najważniejszą rolę odgrywa proces dominujący. Na rys. 2 przedstawiono ogólną klasyfikację procesów zużywania przyjmującą za kryterium podziału odpowiednio: przyczyny, przebieg oraz skutki zużywania. W tabeli 1 i 2 zestawiono rodzaje i charakterystyki elementarnych procesów tribologicznych, które mają kluczowe znaczenie w procesie zużycia.



Rys. 2. Klasyfikacja procesów zużywania [9]

W przypadku zużywania nietribologicznego autor pracy [9] wiąże ten proces głównie z niszczeniem elementów pod wpływem czynników chemicznych i korozyjnych, a więc z przyczynami niezwiązanymi z tarciem. Wśród zmian korozyjnych wyróżnia przede wszystkim korozję chemiczną wywołaną oddziaływaniem środowiska (gazy suche i organiczne ciecze nieelektrolityczne) oraz korozję elektrochemiczną związaną z elektrochemicznymi procesami korozyjnymi w cieczach. Na ogół metal i elektrolit, jako przewodniki (elektronowy i jonowy) oddziałują ze sobą elektrochemicznie. Proces korozji elektrochemicznej zachodzi w wielu stadiach obejmując różne obszary powierzchni metalu. Wstępne rozeznanie o skłonności danego metalu do korozji daje szereg napięciowy lub szeregi galwaniczne opracowane dla konkretnych środowisk korozyjnych.

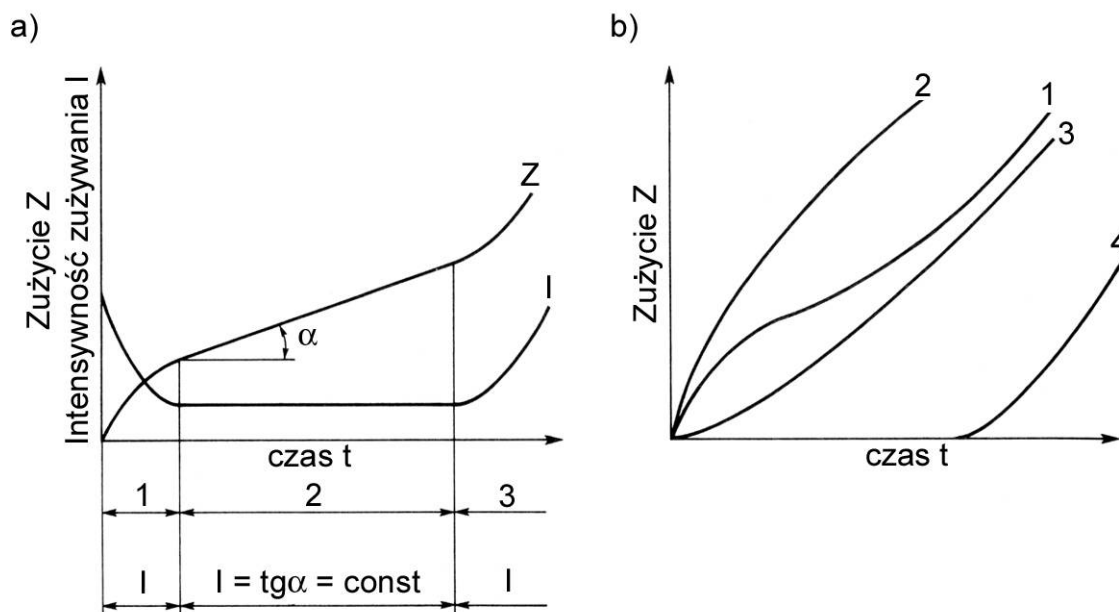
Tabela 1. Elementarne procesy tribologiczne [1]

Ubytek materiału	Zmiany struktury	Zmiany składu chemicznego
Mikroskrawanie, odrywanie nierówności, złuszczenie, kruche odłupywanie	Kierunkowe przesunięcia elementów struktury, przemiany fazowe, zgniot	Nowe składniki strukturalne, tlenki powierzchniowe
Nieciągłości materiału	Przemieszczenia materiału	Narosty
Rysy powierzchniowe, pękanie wgłębne	Bruzdowanie, pękanie, wgniot	Błony tlenkowe, osady

Tabela 2. Rodzaje i charakterystyki elementarnych procesów zużywania tribologicznego [9]

Charakter zużycia	Rodzaj zużycia	Przyczyny	Uwagi
Chemiczno-mechaniczny	Utleniające wodorowe ścierne	Mechaniczne niszczenie chemicznie wytworzonych struktur powierzchniowych	Zużycie normalne o małej intensywności
Mechaniczny	Ścierne	Mikroskrawanie	Duża intensywność zużycia
	Zmęczeniowe: - łuszczenie - wykruszanie	Zmęczenie warstwy wierzchniej wskutek cyklicznych obciążeń	Niszczenie do uszkodzenia
	Odkształceniowe	Odkształcenie plastyczne warstwy wierzchniej	Uszkodzenie
Fizyczno-mechaniczny	Adhezyjne	Szczepianie, zrastanie	Uszkodzenie
	Cieplne	Szczepianie i zrastanie o większej intensywności	Uszkodzenie
Mechaniczno-fizyczno-chemiczny	Adhezyjno-utleniające	Adhezja, utlenianie i mikroskrawanie produktami zużycia	Uszkodzenie

Równoległe z procesami opisanymi powyżej, w zależności od intensywności procesu zużywania, występuje ustabilizowany bądź nieustabilizowany proces zużywania. Na rys. 3 przedstawiono przebiegi tych procesów w funkcji czasu.



Rys. 3. Przebiegi procesów zużywania [9]: a) ustabilizowany, gdzie: 1 – okres malejącej intensywności zużycia, 2 – okres normalnej eksploatacji, 3 – zużywanie awaryjne, b) nieustabilizowany, krzywe 1÷4 opisano w tekście

Okres pierwszy (rys. 3a) charakteryzuje się malejącą intensywnością zużycia i najczęściej związany jest z wstępnym okresem eksploatacji urządzeń, a więc okresem dopasowywania się współpracujących elementów. Drugi okres zużywania jest wynikiem normalnej pracy zespołów konstrukcyjnych i cechuje się stałą intensywnością zużycia. Jeśli pod koniec drugiego okresu zespół roboczy nie został poddany remontowi może wystąpić okres zużywania awaryjnego (okres 3, rys. 3b), który w najczęstszym przypadku kończy się uszkodzeniem zespołu tribomechanicznego maszyny [9].

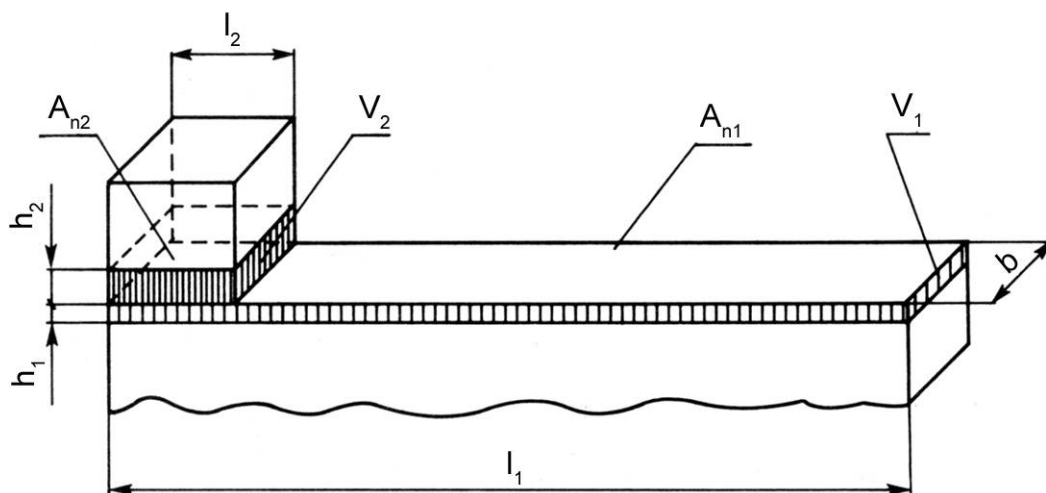
W przypadku, gdy nadmierna liczba produktów zużycia ma wpływ na pracę zespołu konstrukcyjnego, po wstępnym dopasowaniu elementów może nie wystąpić okres zużycia ustabilizowanego, lecz zużycie niestabilizowane (krzywa 1, rys 3b). Przebiegi krzywych 2 i 3 zużywania niestabilizowanego związanych ze spadkiem intensywności zużywania są skutkiem umacniania warstwy wierzchniej materiału w wyniku działania obciążenia dynamicznego (struktury austenityczne) lub tak zwanego efektu „samoostrzenia się” elementów skrawających bądź urabiających wykonanych ze stali z nałożoną warstwą napoiny o znacznie większej twardości niż materiał rodzimy. Tematyka powyższego zagadnienia była już podejmowana w pracach [10,11,12]. Związana jest przede wszystkim z barierami w rozwoju maszyn roboczych na skutek wymaganych dużych sił urabiania. Rozwiązania konstrukcyjne i materiałowe stosowane w maszynach tego typu pozwalały dotychczas na swobodne urabianie skał o jednostkowych oparach kopania poniżej 100 kN/m. Podczas prób pracy koparek, przy oparach w zakresie 120÷150 kN/m obserwowano znaczny spadek wydajności i wyraźny wzrost zużycia elementów skrawających tych maszyn. Podczas urabiania gruntów trudno urabialnych, konstrukcja koparki narażona jest na znaczne obciążenia dynamiczne powodujące wahania końcówki wysięgnika koła naczyniowego. W rezultacie następuje zmiana kata skrawania, a tym samym wzrost oporów urabiania i zużycia dodatkowej energii na wymuszenie drgań i odkształceń plastycznych organu urabiającego.

W celu obniżenia skutków pracy maszyn w wyższych zakresach obciążeń jednostkowych obecnie podejmuje się próby stosowania nowych, specjalnie opracowanych do tego celu, materiałów i rozwiązań konstrukcyjnych. Głównym czynnikiem decydującym o wzroście wydajności i niezawodności pracy maszyn jest zastosowanie udoskonalonych konstrukcji zębów i czerpaków [10].

Krzywa 4 przedstawiona na rys. 3b odzwierciedla zużywanie się stosunkowo cienkich warstw powierzchniowych materiału naniesionych w celu zwiększenia trwałości (nawęglanie, azotowanie itp.). Po eksploatacyjnym usunięciu tych warstw następuje gwałtowny wzrost intensywności zużywania się elementów roboczych [9].

W wyniku kumulowania się elementarnych procesów zużycia zachodzą zmiany w warstwie wierzchniej ciała stałego, charakteryzujące się trwałym odkształceniem powierzchni oraz ubytkiem materiału. Skutkiem tego może być zużycie mierzone wagowo, liniowo lub objętościowo (rys. 4).

Najczęściej miarą charakteryzującą proces zużycia jest pojęcie intensywności zużywania lub odporności na zużywanie. W celach porównawczych stosuje się również pojęcie zużycia względnego odniesionego do materiału wzorcowego poddanego testom w tych samych warunkach i z zachowaniem identycznych parametrów jak materiału badanego. W tabeli 3 zestawiono podstawowe miary zużycia wraz z ich opisem.



Rys. 4. Schemat zużycia elementów w ruchu postępowo-zwrotnym [9]: h – zużycie liniowe, V – zużycie objętościowe ($V = lbh = A_n h$), m – zużycie wagowe ($m = V\rho$), l – droga tarcia, A_n – nominalna powierzchnia styku, ρ – gęstość ciała

Tabela 3. Podstawowe miary zużycia [2,9]

Wielkość	Oznaczenie	Charakterystyka
Ogólne zużycie	Z	Zmiana grubości warstwy wierzchniej (ubytek, przyrost, odkształcenie)
Głębokość zużycia	h	Grubość warstwy oddzielonej, naniesionej lub odkształconej
Objętość zużycia	$V = lbh = A_n h$	Objętość oddzielonej, naniesionej lub odkształconej warstwy wierzchniej
Masa zużycia	$m = V\rho$	Masa oddzielonej, naniesionej lub odkształconej warstwy wierzchniej
Ogólna intensywność zużywania	$I = \frac{dZ}{d\Pi}$	Szybkość zużywania odniesiona do parametru Π
Liniowa intensywność zużywania	$I_h = \frac{h}{\Pi}$	Szybkość zużywania mierzona grubością zużytego materiału odniesiona do parametru Π
Objętościowa intensywność zużywania	$I_v = \frac{V}{\Pi}$	Szybkość zużywania mierzona objętością zużytego materiału odniesiona do parametru Π
Wagowa intensywność zużywania	$I_m = \frac{m}{\Pi}$	Szybkość zużywania mierzona masą zużytego materiału odniesiona do parametru Π
Odporność na zużywanie	$\frac{1}{Z}$ lub $\frac{1}{I}$	Czas, droga lub praca potrzebne na jednostkę zużycia
Zużycie względne	$z = \frac{V}{V_w} = \frac{h}{h_w}$	Porównanie zużycia danego materiału z zużyciem materiału wzorcowego
$\Pi = f(\text{czas tarcia, droga tarcia, praca tarcia})$		

Oprócz przedstawionych w tabeli 4 podstawowych miar zużycia, do modelowania i prognozowania trwałości węzłów konstrukcyjnych stosuje się również różnorodne modele tribologiczne. Najczęściej stosuje się modele atrybutywne, genetyczne oraz strukturalne. Modele atrybutywne odnoszą się do związków określonego obiektu z właściwością, której nie można wyeliminować (atrybutem) taką, jak opory ruchu czy dyssypacja energii. Do tej grupy modelowej można zaliczyć model Amontonsa opierający się na modelu ciała doskonale sztywnego, model Bowdena związany z oddziaływaniami adhezyjnymi między powierzchniami będącymi w kontakcie oraz model Epifanowa będący rozwinięciem modelu Bowdena [2].

Do modeli genetycznych można zaliczyć związki danego obiektu z poprzedzającymi go w czasie innymi stanami tego samego obiektu lub analogicznymi stanami innych obiektów. Reprezentacją tej grupy są między innymi: model Deriagina, który podejmował zagadnienie chropowatości molekularnej trących się ciał, model Tomlinsona oparty na założeniu istnienia molekularnych sił przyciągania i odpychania jako funkcji odległości między cząsteczkami oraz mechaniczny model Suha, który zakłada, że adhezja nie jest główną przyczyną tarcia [2].

Modele strukturalne polegają na ustaleniu wewnętrznych cech obiektu i metod połączenia ich w większy układ. Przykładowo w modelu Greenwooda i Williamsona wprowadzono indeks plastyczności, który określa styk między ciałami jako sprężysty lub plastyczny. Założenia powyższego modelu odzwierciedla również sprężysto-plastyczny model nierówności, w którym odkształcenia pojedynczej mikronierówności obliczane są numerycznie z zastosowaniem metody elementów skończonych [2].

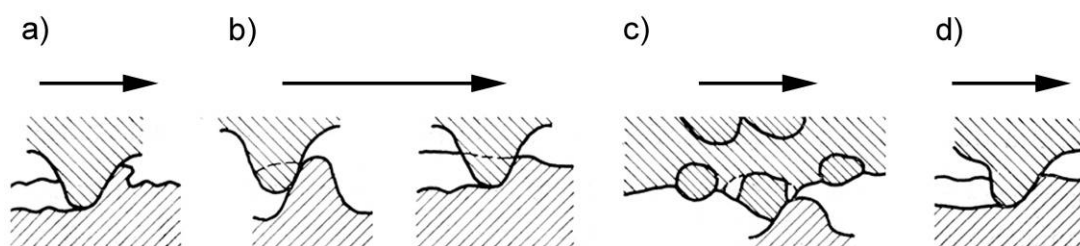
Analiza różnorodnych modeli procesu zużywania dowodzi, iż obecnie nie jest jeszcze możliwe wiarygodne opisanie powyższego procesu wyłącznie modelem teoretycznym. W praktyce wymagane jest zastosowanie mieszanych modeli teoretyczno-eksperymentalnych obejmujących trzy grupy wielkości [2]:

- a) Stałe i niezależne od warunków wyznaczania wielkości fizyczne charakterystyczne dla danych materiałów: masa atomowa, stała Van der Waalsa, moduły sprężystości Younga i Kirchhoffa, liczba Poissona itp. W tej grupie wielkości dokonywanie pomiarów nie wpływa na wielkości mierzone lub ich wpływ jest pomijalny (na przykład aproksymowany linią prostą).
- b) Wielkości materiałowe, które są wyznaczane w ogólnie przyjęty sposób takie jak: twardość, granice plastyczności i sprężystości, gęstość. Powyższe wielkości można wyznaczyć bardzo precyzyjnie, ale sam fakt dokonywania pomiarów wpływa na uzyskane wyniki.
- c) Wielkości charakteryzujące dany materiał zależne od warunków wyznaczania. Do grupy tej można zaliczyć między innymi: współczynnik tarcia, ubytek materiału (wywołany na przykład zużyciem ściernym, korozją lub adhezją) lub przyrost temperatury w wyniku procesu zużywania. W przedstawionej grupie wielkości brak jest ogólnie przyjętych standardów i na wynik pomiaru może mieć wpływ bardzo duża liczba różnorodnych czynników.

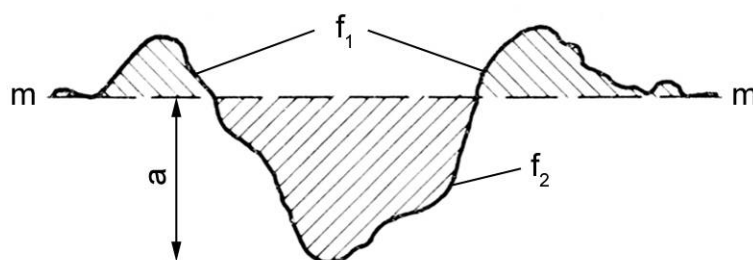
Odwzorowanie rzeczywistych warunków pracy części maszyn najczęściej wymaga wyznaczenia wielkości z ostatniej grupy przedstawionej powyżej. Są one powodem największych rozbieżności uzyskanych wyników badań zużycia. Dlatego też systemowe podejście do problemu badań eksperymentalnych, zaproponowane w pracy [2], pozwala na sformułowanie tezy, iż istnieje możliwość stworzenia sytuacji, aby wyznaczone wielkości fizyczne należały do grupy drugiej. Jednak w dalszym ciągu najkorzystniejszym elementem prac badawczych jest interpretacja i ocena problemów zużycia elementów maszyn za pomocą modeli teoretyczno-eksperymentalnych.

1.1. Zużycie ścierne metali

Zużycie ścierne jest najpowszechniejszym rodzajem zużywania się elementów maszyn roboczych. Wiąże się ono głównie z przesuwaniem się luźnego ścierniwa względem powierzchni roboczej, a więc przede wszystkim w maszynach do prac ziemnych, budowlanych, górniczych, urządzeniach transportujących takich, jak: rynny zsypane, przesypy, przenośniki w koparkach, elementy do urabiania i przenoszenia minerałów itp. W związku z tym zużycie materiału w wyniku ścierania można zdefiniować jako niszczenie powierzchni przez materiał o większej twardości, który może być również wprowadzony między trące powierzchnie z zewnątrz [13]. Podobnie definiują proces zużycia ściernego autorzy pracy [1], według których mianem ścierania można określić ubytek materiału w warstwach wierzchnich spowodowany oddzieleniem się cząstek materiału w wyniku mikroskrawania, rysowania lub bruzdowania. Na rys. 5 przedstawiono dynamiczny model elementarnych procesów zużywania na skutek ścierania. Jako kryterium podziału zużywania przyjęto stosunek przekrojów poprzecznych zagłębienia powierzchni rysy f_2 oraz spęczania materiału w obrębie powierzchni rysy f_1 (rys. 6).



Rys. 5. Dynamiczny model elementarnych procesów zużywania [1]:
a) bruzdowanie, b) ścinanie nierówności, c) ścinanie nierówności ścierniwem,
d) odkształcenie plastyczne materiału



Rys. 6. Kryterium podziału zużywania [1]: a – głębokość bruzdy, f_1 , f_2 – powstałe w wyniku ścierania powierzchnie rysy w materiale, $m-m$ – poziom odniesienia

W przypadku, gdy stosunek $f_2/f_1 = 1$, wówczas powstaje wyłącznie odkształcenie plastyczne w obszarze styku, a więc bruzdowanie. Bruzdowanie jest wynikiem wgniecenia materiału i przeniesienia go na zewnątrz powierzchni (spęczanie z obu stron rysy) przez występ nierówności lub ścierniwa. Gdy iloraz $f_2/f_1 = 0$, występuje wyłącznie czyste skrawanie materiału, czyli powierzchnia poprzeczna spęczonego materiału jest

równa zero ($f_1 = 0$). Natomiast, gdy zachodzi warunek $0 \leq f_2/f_1 \leq 1$, wiąże się to z sytuacją wystąpienia mikroskrawania, odkształcenia plastycznego i rysowania [1].

Przyjęcie klasyfikacji procesu zużywania ściernego podejmuje również autor pracy [9], według którego ścieranie można zaliczyć do procesów chemiczno-mechanicznych bądź mechanicznych (patrz tabela 2) powiązanych z twardością materiałów będących ze sobą w kontakcie. Granicą rozdziału tych rodzajów zużywania jest stosunek twardości tworzywa ściernego (H_m) do twardości ścierniwa (H_s). Gdy $H_m/H_s < 0,6$, zachodzi zużycie mechaniczne (uszkodzenie powierzchni w wyniku mikroskrawania). W przypadku, gdy $H_m/H_s > 0,6$, wówczas ścieranie ma charakter chemiczno-mechaniczny (zazwyczaj łagodniejszy w skutkach). Gdy współpracują ze sobą materiały o dużej różnicy twardości, należy spodziewać się, że materiał miększy będzie ścierany przez nierówności powierzchni materiału twardszego.

Na podstawie prób matematycznego opisu zależności wiążących odporność na zużywanie ściernie z podstawowymi właściwościami ściernych materiałów należy również odnieść się do modeli opracowanych przez Chruszczowa i Babczewa [14]. Uzależniają one odporność na zużywanie ściernie od twardości i modułu Young'e'a materiałów poddanych ścieraniu. Dla czystych metali oraz stali niestopowych w stanie wyżarzonym występuje następująca zależność:

$$\zeta = b \cdot H \quad (1)$$

Gdzie: ζ – odporność na zużycie ściernie odniesiona do wzorca stopu Pb-Sn,
 b – współczynnik proporcjonalności zależny od rodzaju metalu lub stali,
 H – twardość materiału.

W tych samych źródłach literaturowych wykazano, iż odporność na zużywanie ściernie nie jest w każdych warunkach proporcjonalna do twardości. Przykładowo dla stopów Fe-C stosuje się zależność:

$$\zeta = 0,49 \cdot 10^{-4} \cdot E^{1,3} \quad (2)$$

Gdzie: ζ – odporność na ścieranie odniesiona do umownego wzorca stopu Pb-Sn,
 E – moduł sprężystości podłużnej.

Z powodu ograniczeń związanych z zastosowaniem zależności (1) i (2), przy których zachowują one ważność tj. zużywania ściernego głównie w wyniku mikroskrawania, osiąganie wartości przy wykładniku Young'e'a równego 2 oraz brak możliwości opisu stali w innych stanach niż wyżarzony, autorzy pracy [15] przedstawiają dodatkowe zależności (3) i (4).

$$\zeta = 1 + 0,027 \cdot [Fe_3C] \quad (3)$$

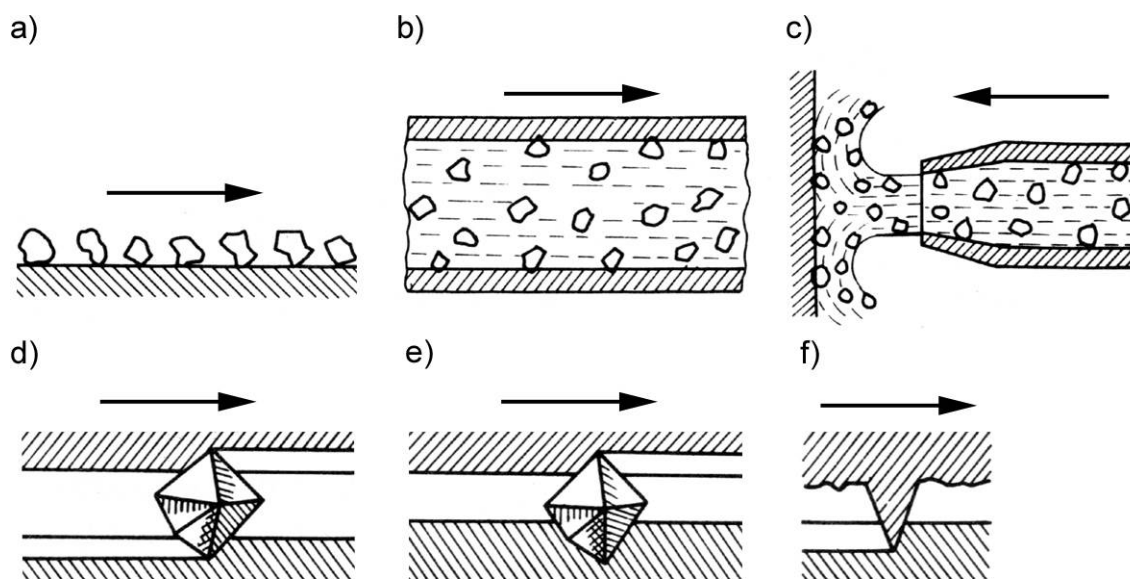
$$\zeta = \zeta_0 + b' \cdot (H - H_0) \quad (4)$$

Gdzie: ζ – odporność stali na zużycie ściernie,
 ζ_0 – odporność na zużycie ściernie stali w stanie wyżarzonym,
 $[Fe_3C]$ – względna zawartość objętościowa cementytu w stali wyżarzonej,
 b' – współczynnik proporcjonalności będący funkcją składu chemicznego,
 H – twardość stali po ulepszaniu cieplnym,
 H_0 – twardość stali w stanie wyżarzonym.

Równania (3) i (4) wiążą odporność na zużywanie ściernie z zawartością węgla i stanem obróbki cieplnej stali. Ze względu na fakt, że za miarę zawartości węgla przyjęto udział cementytu w strukturze (nie brano pod uwagę udziału innych węglików), należy sądzić, że powyższe zależności odnoszą się wyłącznie do stali niestopowych.

Odmienne poglądy na temat wpływu twardości materiałów na proces zużycia mają autorzy pracy [16]. Według nich, odporność na zużycie ściernie jest proporcjonalna do twardości ściernego materiału, ale tylko do określonej górnej granicy tej zależności. Wynika z tego, że w przypadku, gdy obrabiany materiał jest zbyt twardy, konsekwencją tego może być jego kruche pękanie, a tym samym zwiększona intensywność zużycia ściernego.

Z analizy literaturowej wynika, iż istnieje kilka postaci zużywania ściernego. Na rys. 7 zestawiono ich podstawowe rodzaje. Podczas ruchu luźnego ścierniwa stycznie do powierzchni elementu (rys. 7a), cząstki ścierniwa mogą odkształcać metal sprężysto, plastycznie (bruzdować go) lub mikroskrawać. Każde z tych działań uzależnione jest od twardości cząstek, ich struktury i ziarnistości oraz postaci ziaren. Jeśli pod wpływem działania ścierniwa następuje umocnienie dna rowków po ścierniu materiału, wówczas powoduje to zwiększenie odporności metalu na dalsze oddziaływanie ścierniwa. W przypadku, gdy nie obserwuje się mechanizmu umocnienia, przy wielokrotnym odkształceniu plastycznym metalu następuje jego wykruszenie [9].



Rys. 7. Postaci zużywania ściernego [9]: a) luźnym ścierniwem, b) ścierniwem w strumieniu powietrza lub cieczy, c) implozją pęcherzyków kawitacyjnych w cieczy z cząstkami stałymi, d) luźnym ścierniwem dwóch zamkniętych powierzchni, e) luźnym ścierniwem miękkiej i twardej powierzchni, f) występnymi mikronierównościami

Należy również mieć na uwadze zmiany strukturalne w sytuacji, gdy ścierniwo i powierzchnie robocze poruszają się względem siebie z dużą prędkością. Ciepło tarcia w takiej sytuacji może istotnie wpływać na warunki zużywania ściernego, a tym samym powodować zmiany struktury wewnętrznej materiału. Może to objawiać się przykładowo lokalnym lub strefowym obniżeniem właściwości mechanicznych (twardość, granica plastyczności, udarność) i w rezultacie prowadzić do przedwczesnego zużycia się elementu.

Opisany powyżej rodzaj zużycia ściernego jest główną przyczyną zużycia eksploatacyjnego tworzyw metalicznych w elementach maszyn roboczych do urabiania i przeróbki minerałów (elementy skrawające i zsuwnie w przesypach koparek węgla brunatnego). W sytuacji oddziaływania ścierniwa należy również nawiązać do dynamiki opisywanych procesów. W przypadku udarowo-ściernego działania ścierniwa (rys. 7b i c) występują często odkształcenia plastyczne tworzywa w postaci wgłębień. W zależności od masy cząstek, ich prędkości padania oraz właściwości materiału metalicznego poddanego ścieraniu może nastąpić samo odkształcenie plastyczne metalu lub jego niszczenie wskutek wykruszania i złuszczenia. Procesy te są różnicowane w zależności od kąta padania strugi ścierniej. Gdy jest on zbliżony do 90° , wówczas zachodzi złuszczenie, natomiast w sytuacji skośnego padania strugi ze ścierniwem, zachodzi mieszany proces zużycia ściernego polegający na ścieraniu udarowym i czystym ścieraniu opisanym na wstępie [9].

W przypadkach zilustrowanych na rys. 7d÷f, występuje zużywanie ściernie współpracujących ciernie elementów metalowych. Zużycie powodowane jest luźnym ścierniwem znajdującym się między powierzchniami lub na skutek oddziaływania chropowatych powierzchni. Ten rodzaj zużycia ściernego dotyczy powierzchni łożysk lub elementów silników spalinowych, a więc wszędzie tam, gdzie współpracujące elementy charakteryzują się dużą dokładnością wymiarową i małą tolerancją pasowania. Wynika on z działania twardych cząstek, które przedostały się z zewnątrz lub stanowią produkty zużycia. Sam ruch cząstek, oprócz ruchu postępowego równoległe do ścierniej powierzchni, może być związany z obrotem wokół własnej osi. Przekazywanie obciążenia z powierzchni na ziarna i odwrotnie odbywa się w sposób nierównomierny. Największe obciążenie przenoszą ziarna o największych rozmiarach. Prowadzi to do ich kruszenia i wzrastania ilości drobnych zanieczyszczeń [17].

W literaturze występuje również podział zużywania ściernego uwzględniający wpływ obciążeń dynamicznych. Według prac [18,19] proces zużycia ściernego klasyfikuje się następująco:

- a) Ścieranie w warunkach dużych obciążeń dynamicznych (gouging abrasion).
- b) Ścieranie przez warstwę ścierną między współpracującymi powierzchniami pod dużym ciśnieniem (high-stress abrasion, grinding abrasion).
- c) Ścieranie w masie lub środowisku ściernym (low-stress abrasion, scratching abrasion).

Zużycie ściernie w warunkach obciążeń dynamicznych związane jest z ruchem cząstek ściernych po powierzchni materiału pod dużym obciążeniem. Prowadzi to do zużycia poprzez cięcie i odrywanie fragmentów powierzchni przez ostro zakończone cząstki ścierniwa. Taki mechanizm ścierania zbliżony jest do procesu obróbki materiału poprzez skrawanie. Autor pracy [19] wiąże opisany powyżej rodzaj ścierania z wysokimi obciążeniami dynamicznymi o charakterze udarowym. Najczęściej takie procesy przebiegają w różnego rodzaju kruszarkach i elementach skrawających w maszynach do urabiania gruntów. Nadmiernemu zużyciu zapobiega się przez odpowiedni dobór materiałów, dostosowany do warunków pracy elementu. Dla przedstawionego rodzaju zużycia ściernego, gdy wzmożone oddziaływanie ma głównie luźne ścierniwo, stosuje się materiały o dużej twardości takie jak: kompozyty z węglkami wolframu, stopy na osnowie kobaltu i niklu, stale perlityczne, manganowe lub stale o podwyższonej wytrzymałości z naniesioną twardą warstwą napoiiny. Według najnowszych danych literaturowych [19] oraz informacji uzyskanych od wytwórców i użytkowników konstrukcji narażonych na obciążenia dynamiczne, stale manganowe są stopniowo wypierane przez niskostopowe stale o strukturze martenzytycznej.

Pozostałe postaci zużywania ściernego zbliżone są do zilustrowanych na rys. 7 i związane są głównie ze współpracą powierzchni roboczych łożysk tocznych z kulami oraz niszczeniem powierzchni w wyniku erozyjnego działania strugi (masy) cieczy lub gazu ze ścierniwem.

1.1.1. Wpływ mikrostruktury stali na zużycie ściernie

Przy doborze materiałów konstrukcyjnych na wybrane elementy maszyn roboczych często stosuje się pewne utarte, sprawdzone zasady doboru tych tworzyw. Najczęściej zasady te są wynikiem wieloletnich doświadczeń zarówno eksploatacyjnych jak i uzyskanych w dziedzinie konstruowania. O ile sam proces decyzyjny posługiwania się wybranymi kryteriami konstruktorskimi nie budzi wątpliwości, o tyle często zapomina się (lub wręcz pomija) aspekt intensywnego rozwoju inżynierii materiałowej w wybranej dziedzinie. Pomimo znacznego rozwoju tej dyscypliny wiedzy w wielu gałęziach przemysłu możemy odnaleźć przykłady niekorzystnych rozwiązań materiałowych, które w wyniku powielania na przestrzeni lat przetrwały do dnia dzisiejszego. Jako przykład takiego postępowania warto przytoczyć liczne zastosowania stali 35SG (37MnSi5), jako tworzywa odpornego na zużywanie ściernie. Wykorzystanie tego gatunku stali na elementy narażone na intensywne oddziaływanie urobku w koparkach węgla brunatnego nie było podyktowane przesłankami merytorycznymi, lecz co najwyżej historycznymi.

Z podobnych przyczyn często stosowane jest kryterium doboru materiałów odpornych na zużywanie ściernie oparte wyłącznie na wskaźniku twardości. W tym celu wykorzystuje się wybrane metody jego podwyższania związane między innymi z procesem ulepszania cieplnego oraz modyfikowania warstwy wierzchniej tworzywa. W tabeli 4 zestawiono podstawowe operacje modyfikacji warstwy wierzchniej materiałów w celu podwyższenia odporności na zużycie.

Tabela 4. Podstawowe właściwości wybranych warstw wierzchnich [9]

Rodzaj modyfikacji	Cechy		Główny cel stosowania
	Grubość [mm]	Twardość	
Hartowanie powierzchniowe	0,2÷5,0	58÷63 HRC	Zwiększenie odporności na zużycie ściernie
Nawęglanie	0,3÷6,0	≥ 60 HRC	
Napawanie	≥ 0,5	≤ 65 HRC	
Azotowanie	0,5÷0,6	650÷1200 HV	Zwiększenie odporności na zmęczenie i korozję
Węglazotowanie	0,05÷0,25	≤ 1000 HV	Zwiększenie odporności na zmęczenie
Chromowanie dyfuzyjne	0,01÷0,02	150÷1400 HV	Zwiększenie odporność na korozję w wysokich temp.
Niklowanie chemiczne	~ 0,1	450÷700 HV	Ochrona przed adhezją jednoimiennych metali
Powłoki z tworzyw sztucznych	0,1÷0,5	-	Ochrona przeciwiernia oraz działanie antyadhezyjne

W literaturze [2] można odnaleźć informacje na temat rezultatów badań wpływu zastosowania warstw dyfuzyjnych na wybrane właściwości tribologiczne. Głównie skupiono się na warstwach nawęglonych, azotowanych i borowanych poddanych próbom liniowego zużycia metodą trzech wałeczków-stożek. Powyższa metoda porównywania właściwości tribologicznych materiałów w warunkach tarcia ślizgowego, zwana również czterowalkową, ujęta jest w polskiej normie [20]. Utworzone warstwy różniły się strukturą, grubością i twardością, a warunki ich wytwarzania zestawiono w tabeli 5. Badania poszczególnych warstw dotyczące intensywności zużycia powiązано z rozkładem twardości oraz ze strukturą. Wyniki prób obrazowały duże zróżnicowanie odporności na zużywanie ściernie, w szczególności w poszczególnych strefach warstw.

Tabela 5. Warunki wytwarzania wybranych warstw dyfuzyjnych [2]

Rodzaj warstwy	Stal	Obróbka cieplno-chemiczna		Obróbka cieplna	Twardość [HV]
		T [°C]	Czas [h]		
Nawęglana (N)	18HGT	930	6	Hartowanie bezpośrednio po nawęglaniu, odpuszczanie 180°C/2h	745
Azotowana (A)		530	6	Ulepszanie cieplne przed azotowaniem, hartowanie 860°C, odpuszczanie 600°C/2h	835
Borowana (B)	45	950	5	Normalizowanie 900°C, hartowanie 850°C, odpuszczanie 200°C/2h	1420

W przypadku warstw nawęglonych powiązanie zużycia liniowego z parametrem twardości nie było do końca możliwe. Intensywność zużycia bezpośrednio przy powierzchni stali była wyższa niż w strefach położonych w głębi materiału. Oszacowano, iż najwyższą odporność uzyskuje się na głębokości około 100 µm od powierzchni. Obniżona odporność na ścieranie w strefie przypowierzchniowej wiąże się, według autorów pracy [2], z występowaniem w tej strefie austenitu szczytkowego. W strefach położonych głębiej w materiale, powyżej 100 µm, zużycie stali nawęglonej wyraźnie wzrastało, co utożsamiano ze zmniejszeniem zawartości węgla oraz zmianami w strukturze martenzytu, a tym samym ze spadkiem twardości.

W warstwach azotowanych również zaobserwowano większą intensywność zużycia bezpośrednio w najtwardszych strefach przypowierzchniowych. Podczas prób z naciskami powierzchniowymi 200 MPa struktura materiału, składająca się z azotków i węglikoazotków ($\epsilon+\gamma'$), zużywała się już w początkowym etapie docierania. Stąd wyznaczona strefa położona 40 µm od powierzchni (pod węglikoazotkami i azotkami), o niższej twardości, charakteryzowała się najmniejszym zużyciem liniowym. W strefach dalszych intensywność zużywania wzrastała, a po przekroczeniu głębokości 200 µm można było mówić już tylko o zużyciu przyspieszonym [2].

Przebieg intensywności zużywania monofazowej warstwy borowanej o strukturze borków żelaza (Fe_2B) był największy bezpośrednio przy powierzchni, w strefie występowania największych porów. Najniższą wartość intensywności zużycia zarejestrowano w strefie na głębokości 20 µm pod powierzchnią, w której warstwa jest

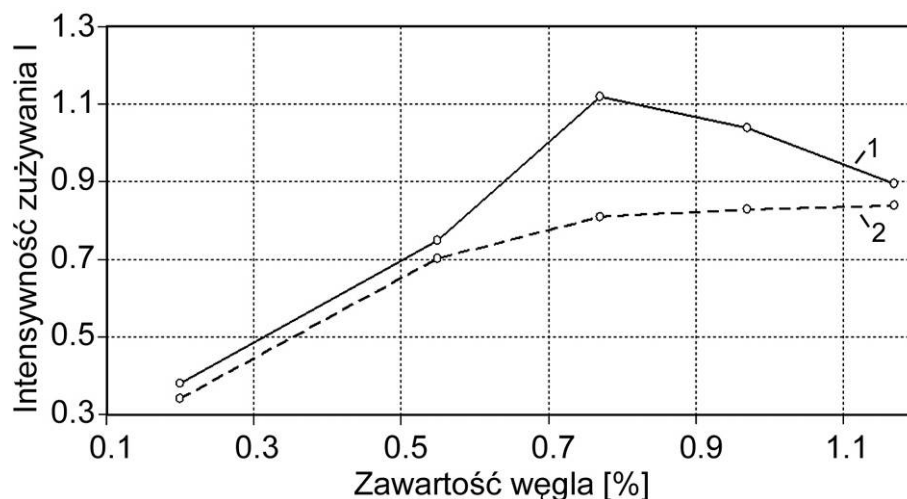
najbardziej jednorodna i zwarta. Ze względu na iglasty charakter struktury Fe_2B , w strefie położonej na głębokości 50 oraz 100 μm (w obszarze występowania podłoża między igłami), zarejestrowano wzrost intensywności zużycia [2].

Zagadnienia procesu zużywania ściernego, jako jednego ze szczególnie ważnych własności materiałów stosowanych w budowie maszyn, były przedmiotem licznych badań i dyskusji. Wobec powyższego wydawałoby się, że powinna istnieć prosta, ogólna korelacja między odpornością na ścieranie a powszechnie wykorzystywanymi wskaźnikami wielkości mechanicznych materiałów. Wnioski z przeprowadzonych prac dały jedynie w części pozytywne rezultaty. Można, bowiem wyjaśnić prostą korelację wyłącznie dla technicznie czystych metali oraz pewnej grupy ich stopów, głównie jednofazowych lub dwufazowych w stanie równowagi termodynamicznej. Jednak również dla tej grupy tworzyw istnieje wiele zastrzeżeń i wyjątków. Ustalono, że znaczny wpływ w procesie ścierania odgrywa skład chemiczny i mikrostruktura materiału, natomiast mniejszy wpływ wywiera stopień zdefektowania struktury i naprężenia własne [21].

Dlatego też podążając za rozważaniami autorów prac [17,21] należy zwrócić szczególną uwagę na poszukiwanie korelacji między typem mikrostruktury tworzywa metalicznego a jego odpornością na ścieranie. Wynika to z faktu, iż zależności między makroskopowymi właściwościami mechanicznymi materiałów a ich odpornością na zużycie ściernie są formułowane wyłącznie dla ciał metalicznych o izotropowej budowie strukturalnej lub o niezłożonej mikrostrukturze. Większość zabiegów technologicznych prowadzonych na tworzywach metalicznych powoduje zaburzenie powyższych korelacji, najczęściej zmieniając ich mikrostrukturę oraz wybrane właściwości mechaniczne. Zmiany te mogą wywoływać zróżnicowany wpływ na materiały, podwyższając lub obniżając ich odporność na ścieranie, a w szczególnych przypadkach mogą również nie powodować żadnych wyraźnych zmian. W rezultacie należy poszukiwać korelacji pomiędzy typem mikrostruktury materiałów a odpornością na zużywanie ściernie, a nie między wskaźnikami parametrów wytrzymałościowych takimi, jak twardość, granica plastyczności lub wytrzymałość na rozciąganie.

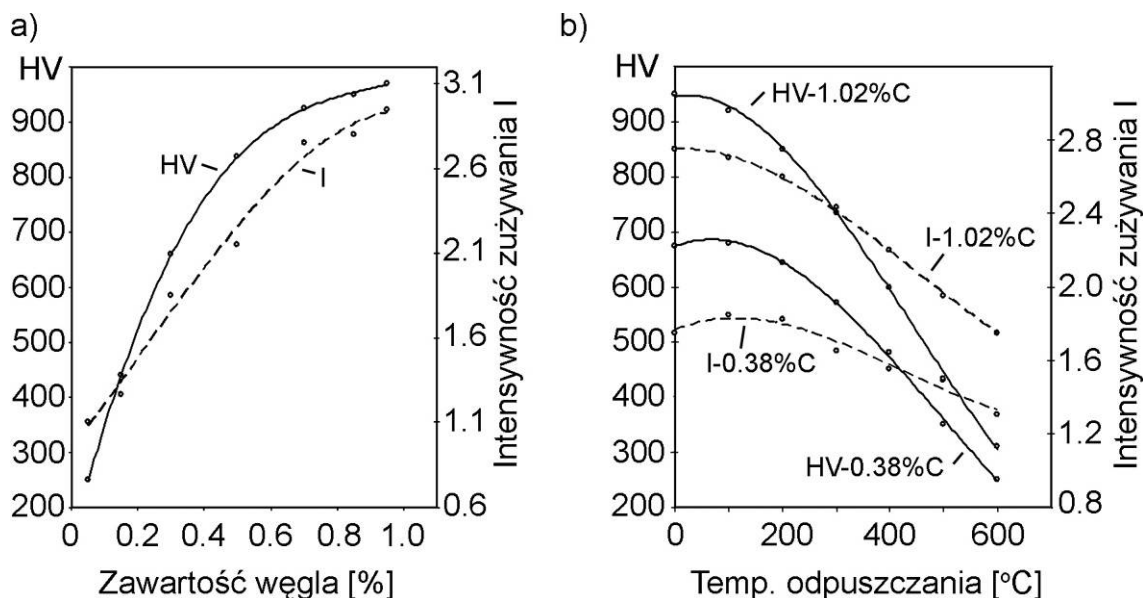
Podczas badań stali przedeutektoidalnych w stanie wyżarzonym uzyskuje się dobre współczynniki korelacji między twardością a odpornością na zużywanie ściernie. Jednak zależność ta ma słuszość wyłącznie w sytuacji, gdy wzrost twardości stali związany jest wyłącznie ze wzrostem zawartości węgla, czyli zwiększonym udziałem perlitu w strukturze materiału. W przypadku, gdy następuje wyraźna zmiana struktury materiału, na przykład po przejściu przez punkt eutektoidalny, powyższa korelacja przestaje obowiązywać. Zmiana budowy perlitu pociąga również za sobą zmianę zależności między twardością a odpornością na ścieranie. Na rys. 8 przedstawiono krzywe wpływu postaci cementytu w perlicie na odporność na zużywanie ściernie stali.

Podobnych spostrzeżeń dokonano dla materiałów obrobionych cieplnie. Korelacja pomiędzy twardością a odpornością na ścieranie występuje jedynie w obrębie tej samej budowy strukturalnej materiałów. Również próby porównawcze wyżarzonych stali przedeutektoidalnych ze stalami o strukturze postmartenzytycznej nie dają satysfakcjonujących rezultatów. Podczas laboratoryjnych prób ścierania materiały ulepszone cieplnie wykazywały jedynie kilkuprocentową przewagę nad stalami wyżarzonymi aniżeli wynikałoby to z samego wzrostu twardości. W niektórych przypadkach stale wyżarzone o strukturze ferrytyczno-perlitycznej odznaczały się nawet korzystniejszym współczynnikiem odporności na ścieranie w stosunku do stali obrabianych cieplnie.



Rys. 8. Wpływ zawartości węgla i budowy perlitu na odporność na zużywanie ścierne stali [1]: 1 – stal z cementytem kulkowym w perlicie, 2 – stal z perlitem o budowie płytkowej

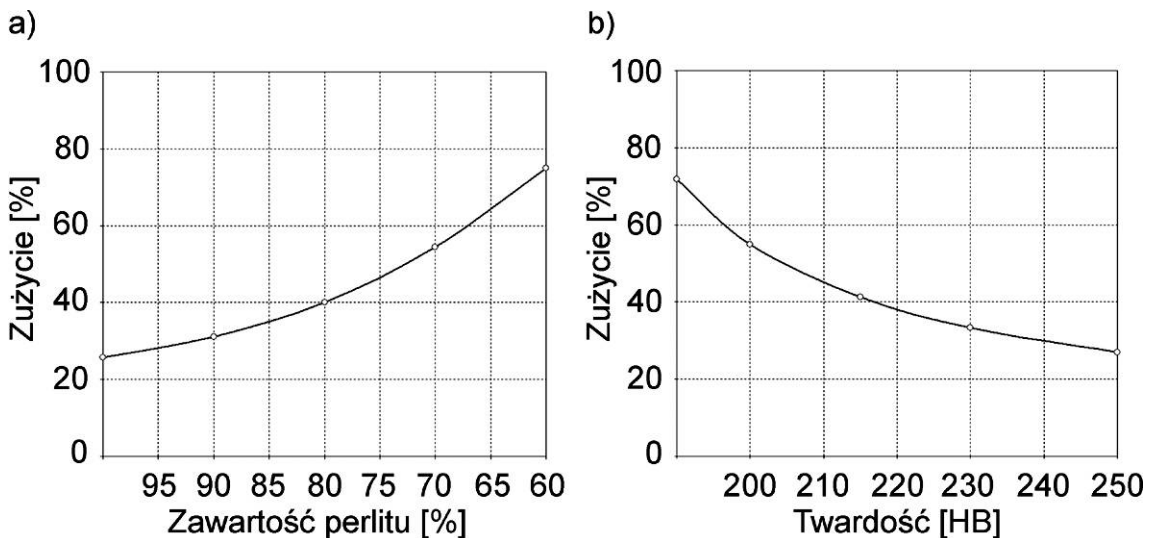
Do podobnych wniosków dochodzą również autorzy pracy [1], w której badaniom poddano stal węglową w różnych stanach obróbki cieplnej. Stal wyżarzona o strukturze perlitu o budowie płytkowej odznaczała się większą odpornością na ścieranie aniżeli stal z cementytem kulkowym w perlicie. Natomiast po zahartowaniu odporność na zużywanie ścierne stali wzrastała, ale tylko do zawartości węgla 0,8 %. Przy dalszym zwiększaniu jego udziału zwiększenie odporności było coraz mniejsze, a po przekroczeniu 1,0 %C niemal całkowicie zanikało (rys. 9a). Natomiast podczas odpuszczania zahartowanych stali zaobserwowano spadek odporności na ścieranie wraz ze wzrostem temperatury odpuszczania, lecz w mniejszym stopniu niż wynikałoby to ze spadku twardości (rys. 9b).



Rys. 9. Twardość oraz względna odporność na zużywanie ścierne stali niestopowej w funkcji [1]: a) zawartości węgla, b) temperatury odpuszczania

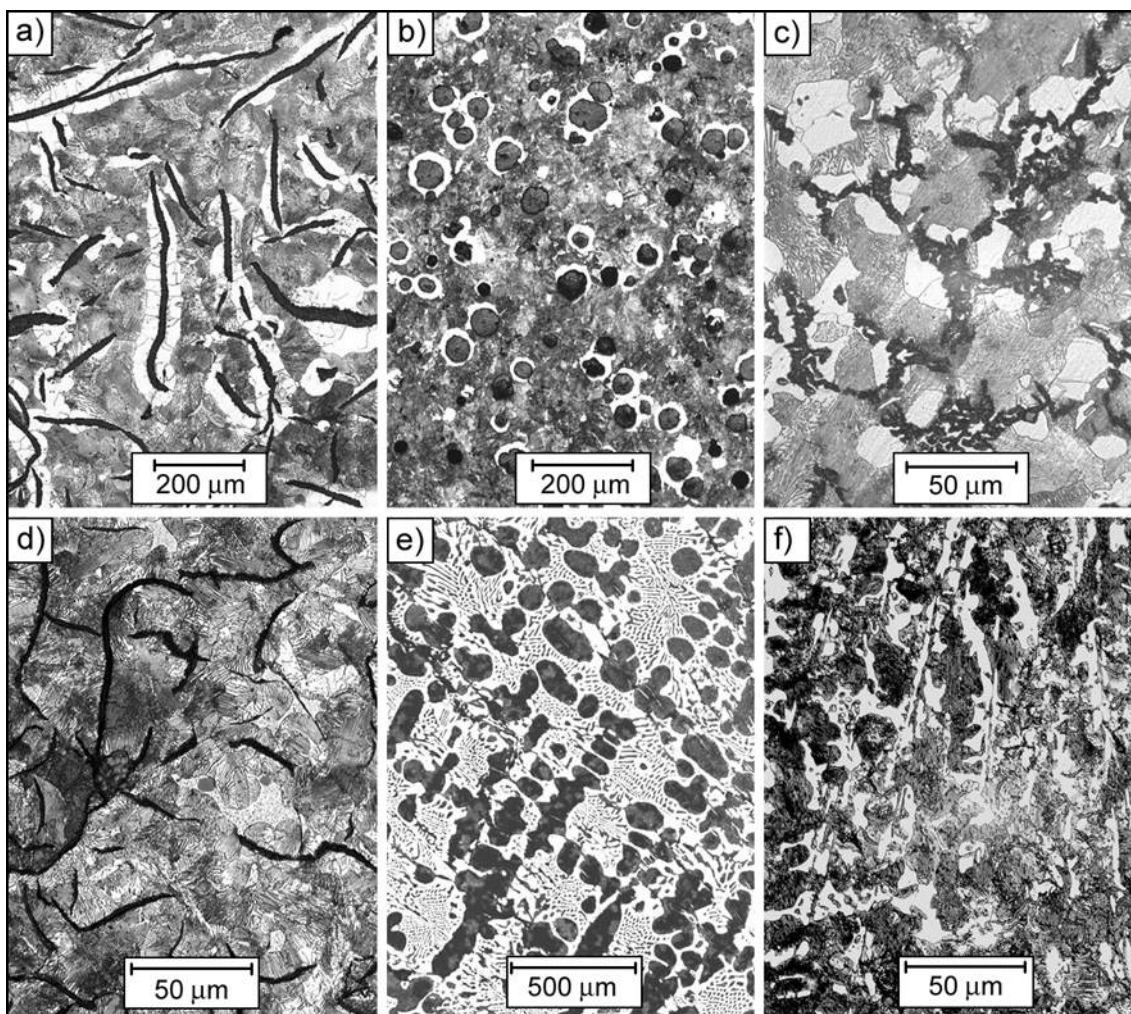
Zdecydowany wpływ mikrostruktury materiału na odporność na zużycie ścierne zaobserwowano podczas badania żeliwa, którego właśnie cechy mikrostrukturalne, a nie właściwości mechaniczne, decydują o odporności na ścieranie [17]. W każdym rodzaju zużywania żeliwa występuje pył grafitowy, który stanowi stały czynnik smarny poprawiający współczynnik tarcia między współpracującymi powierzchniami a tym samym zmniejszający intensywność zużycia. Z jednej strony pył grafitowy może również odgrywać rolę w wyrównywaniu nierówności powierzchni i zmniejszaniu przez to rzeczywistych nacisków jednostkowych. Z drugiej natomiast strony wydzielania grafitu, na skutek niskiej wytrzymałości, mogą być powodem nieciągłości osnowy metalicznej żeliwa. Powyższa zależność nie jest proporcjonalna i przy większych zawartości grafitu notuje się raptowny spadek odporności.

O odporności na zużywanie ścierne żeliwa według [17] decyduje jego skład chemiczny oraz warunki krzepnięcia, a tym samym udział i typ struktury osnowy metalicznej, postać i dyspersja wydzieleni grafitu oraz udział i postać eutektyki fosforowej. Na rys. 10a zilustrowano wpływ zawartości perlitu w strukturze żeliwa szarego na jego intensywność zużycia. Wynika z niego, iż wzrost zawartości perlitu w żeliwie perlityczno-ferrytycznym zmniejsza jego intensywność zużycia w wyniku ścierania. Podczas badań odnotowano najniższy wskaźnik intensywności ścierania do około 80 % zawartości perlitu, a przy dalszym zwiększaniu udziału perlitu w strukturze materiału jego wpływ na odporność na zużywanie ścierne stawał się coraz mniejszy. Oprócz zawartości perlitu w strukturze żeliwa o jego odporności na ścieranie decyduje również sama budowa perlitu. Perlit o dużej dyspersji, a zwłaszcza z cementytem kulkowym, wykazuje największą odporność na ścieranie.



Rys. 10. Miara intensywności zużycia żeliwa szarego przy tarcu półsuchym w zależności od [17]: a) zawartości perlitu w mikrostrukturze, b) twardości

W pracy [17] przedstawiono rezultaty badań wpływu zawartości i postaci grafitu na proces zużywania ściernego żeliwa. Wynika z nich, iż pomimo opisywanych wcześniej smarnych właściwości grafitu, wzrost jego zawartości w osnowie obniża odporność na ścieranie. Badania dotyczyły serii próbek żeliwnych o jednakowym składzie chemicznym (3,30 %C, 2,24 %Si, 0,61 %Mn, 0,10 %P, 0,08 %S), ale o różnych postaciach wydzieleni grafitu. Przykładowe, zbliżone do relacjonowanych badań, postaci grafitu oraz osnowy w żeliwie przedstawiono na rys. 11.



Rys. 11. Postaci wydzielen grafitu oraz rodzaje osnowy w żeliwie o zbliżonym składzie chemicznym [22]:

- a) żeliwo szare perlityczno-ferrytyczne z grafitem płatkowym, b) żeliwo perlityczno-ferrytyczne z grafitem sferoidalnym, c) żeliwo szare perlityczno-ferrytyczne z grafitem wermikularnym, d) żeliwo szare perlityczne z eutektyką fosforową pseudo-podwójną, e) żeliwo przedeutektyczne (wydzielenia perlitu na tle ledeburytu), żeliwo szare perlityczne zabiłone

Wraz ze wzrostem stopnia dyspersji grafitu odporność żeliwa na ścierania malała. Dokonując korelacji między stopniem dyspersji wydzielen grafitu, jego twardością a odpornością na ścieranie, zauważono, iż większej dyspersji odpowiada większa twardość a zarazem zmniejszenie odporności na zużywanie ściernie. Wynika to z odmiennego wpływu dyspersji grafitu na opory podczas wgłębienia i mikroskrawania. Opory podczas mikroskrawania są też mniejsze, gdy metaliczna osnowa żeliwa jest bardziej rozdrobniona przez sieć wydzielen grafitu o dużej dyspersji. Stąd wynikają częste przyczyny niewłaściwego stosowania parametru twardości jako miernika odporności żeliwa na ścieranie. Odporność na ścieranie tego tworzywa wzrasta, jeśli wzrost twardości podyktowany jest zmianami twardości z jednoczesnymi zmianami struktury osnowy metalicznej. W sytuacji zwiększania twardości żeliwa poprzez wzrost dyspersji grafitu następuje obniżenie własności tribologicznych (głównie odporności na ścieranie) tego materiału [17].

Z prowadzonych rozważań wynika, iż odporności na zużywanie ściernie żeliwa nie można opisać ogólną zależnością wpływu twardości, lecz należy brać pod uwagę również jego cechy strukturalne. W tym celu w badaniach Toporowa przedstawionych w pracy [17] dokonano oceny odporności na ścieranie w funkcji struktury osnowy metalicznej żeliwa. Wykazano, że żeliwo o pomartenzytycznej orientacji struktury osnowy (trostytycznej lub trostytyczno-sorbitycznej) z wydzieleniami grafitu o małej dyspersji, odznacza się największą odpornością. Zbadano również wpływ eutektyki fosforowej w strukturze żeliwa, jako składnika o wysokiej twardości. Otrzymane rezultaty wskazują na znaczny wpływ tego typu struktury na właściwości ściernie badanego materiału. Odnotowano duży wzrost odporności na zużywanie ściernie, ale tylko w przypadku, gdy eutektyka fosforowa była rozmieszczona na granicy ziaren podłoża o dostatecznie dużej wytrzymałości takiej, jak perlitu lub martenzytu (bądź produktach jego odpuszczania). Stanowczo negatywny wpływ eutektyki fosforowej, przejawiający się częstymi wykruszeniami, zaobserwowano w osnowie ferrytycznej. Jej niedostatecznie wytrzymały charakter był źródłem intensyfikacji zużycia ściernego współpracujących elementów. Ponadto określono korzystny wpływ fosforu na właściwości ściernie żeliwa jedynie do zawartości 0,3÷1,0 %. Większa jego zawartość nie zwiększa odporności na ścieranie, lecz podwyższa kruchość. Natomiast ujemny wpływ eutektyki fosforowej w procesie ścierania przejawia się w podwyższonych temperaturach wskutek jej niskiej temperatury topnienia. W tabelach 6 i 7 zestawiono porównawczo podstawowe rodzaje tworzyw metalicznych stosowanych w przemyśle amerykańskim na elementy narażone na intensywne ścieranie w warunkach obciążeń dynamicznych.

Tabela 6. Względna intensywność zużycia materiałów stosowanych na elementy narażone na ścieranie podczas kruszenia [17]

Lp.	Rodzaj materiału	Względna intensywność zużycia I
1	Żeliwo białe wysokochromowe *	5÷10
2	Żeliwo białe niklowo-chromowe *	10÷20
3	Stal martenzytyczna (1 %C) *	20÷30
4	Żeliwo białe perlityczne *	25÷50
5	Stal martenzytyczna (0,1÷0,2 %C)	25÷50
6	Stal manganowa austenityczna	30÷50
7	Stal perlityczna niskostopowa (0,7 %C)	30÷60
8	Stal niestopowa perlityczna (0,7 %C)	50÷70
9	Stal niestopowa normalizowana (0,2 %C)	(100)
* przy wysokich obciążeniach udarowych wymagane jest stosowanie materiału podkładki o wysokiej udarnośći		

Tabela 7. Względna intensywność zużycia materiałów stosowanych na walce do mielenia materiałów mineralnych [17]

Lp.	Rodzaj materiału	Twardość*	Względna intensywność zużycia I
		[HRC]	
1	Żeliwo białe (15 %Cr, 3 %Mo)	66	89
2	Żeliwo białe (27 %Cr)	64	98
3	Stal martenzytyczna (1 %C, 0,8 %Mn, 6,0 %Cr, 1,0 %Mo)	55	(100)
4	Żeliwo białe Ni-Cr-Mo (kokilowe)	59	107
5	Stal martenzytyczna Cr-Mo (0,7 %C)	58	111
6	Żeliwo białe Ni-Cr (kokilowe)	55	116
7	Stal martenzytyczna Cr-Mo (0,4 %C)	55	120
8	Stal perlityczna Cr-Mo (0,8 %C)	39	127
9	Stal manganowa austenityczna	49	138
10	Żeliwo białe niskochromowe perlityczne	48	195

* twardość mierzona po eksploatacji materiału, zazwyczaj wyższa niż początkowa

1.1.2. Wpływ rodzaju ścierniwa na zużycie ściernie

Warunki eksploatacji wielu maszyn roboczych wymuszają na materiałach stosowanych na wybrane zespoły tych urządzeń oprócz odpowiednio wysokich parametrów wytrzymałościowych, gwarantujących stabilność całej konstrukcji, również dużą odporność na różne procesy zużycia. W tabeli 8 zestawiono narażenia na główne tribologiczne mechanizmy zużycia dla różnych operacji przemysłowych.

Według przytoczonych danych literaturowych wynika, iż właściwie we wszystkich dziedzinach przemysłu związanych z wydobywaniem surowców naturalnych występują znaczne zagrożenia procesem zużycia ściernego przez urabiany bądź transportowany materiał oraz znaczne zagrożenia obciążeniami o charakterze dynamicznym. We wszystkich tych przypadkach znaczącą rolę w procesie ścierania odgrywa rodzaj wydobywanego surowca, który stanowi zarazem materiał ścierny. Z punktu widzenia największych zagrożeń tym procesem, dobrym przykładem wpływu rodzaju ścierniwa na intensywność zużycia ściernego mogą być maszyny wydobywcze w kopalniach odkrywkowych węgla brunatnego. Przykładowo w KWB „Turów” elementy robocze koparek narażone są na oddziaływania ściernie utworów trzeciorzędowej serii brunatno-węglowej w postaci ilów, piasków i żwirów z pokładami węgla brunatnego. Za miarę intensywności oddziaływania ściernego powyższych utworów może służyć ocena ich urabialności, określana na podstawie energetycznego wskaźnika urabialności. Wskaźnik ten jest bezwzględną miarą pracy zużytej na

rozdrobienie skały odniesiony do jednostki jej objętości. Jego wartość określa się na podstawie badań wytrzymałościowych próbek skał pobranych z wybranego kompleksu międzywęglowego [23]. W tabeli 9 przedstawiono przykładowe wartości energetycznego wskaźnika urabialności wraz z podziałem osadów i skał pod względem urabialności.

Tabela 8. Narażenia na tribologiczne mechanizmy zużycia podczas różnych operacji przemysłowych [19]

Przemysł/Operacja		Wybrany proces tribologiczny				
		I	II	III	IV	V
Górnictwo Odkrywkowe	Urabianie	X	X	X	X	-
	Załadunek	X	-	X	-	-
	Transportowanie	X	-	-	X	-
Górnictwo Kamienne	Wydobycie	X	-	X	-	-
	Transportowanie	X	-	-	X	-
Górnictwo Rud Żelaza		X	X	X	X	X
Wiertnictwo	Pompy mułowe	X	-	-	-	X
	Rury wiertnicze	X	X	-	X	X
	Wiertła	X	X	X	-	X

I – zużycie ściernie, II – zużycie ściernie w warunkach obciążeń dynamicznych, III – zużycie udarowe, IV – zużycie dużym tarcieniem, V – zużycie erozyjne

Tabela 9. Podział skał i osadów pod względem urabialności [23]

Klasa	Nazwa odmiany osadów i skał	Wskaźnik urabialności [hJ/dm ³]	Ocena urabialności
1	Iły zapiaszczone, piaski zailone	0,06÷0,79	Łatwo urabialne
2	Miksty żwirowe i piaszczysto zailone	0,97÷1,22	Średnio urabialne
3	Miksty syderytowe, piaszczyste lub żwirowe	5,55÷7,54	Trudno urabialne
4	Syderyty i miksty syderytowe	20,6÷35,1	Bardzo trudno urabialne

Ponadto każdy z powyższych surowców charakteryzuje się różnym stopniem abrazywności, a tym samym w znaczny sposób decyduje o trwałości elementów roboczych koparek. Najniższą abrazywnością cechują się utwory łatwo urabialne (iły zapiaszczone), na których właściwości wpływa przede wszystkim niska zawartość frakcji o agresywnym charakterze ściernym takich, jak kwarc (jedna z odmian polimorficznych krzemionki) lub powstający w wyniku rozkładu krzemianów w środowisku kwaśnym kaolinit. Ilościowe ujęcie składników w iłach zapiaszczonych można przedstawić następująco [23]:

- a) Niski udział kwarcu – 23,3÷36,9 % obj., a więc elementu o wysokich właściwościach ściernych.
- b) Wysoka zawartość minerałów ilastych – 50,3÷69,2 % obj.
- c) Duży udział materiału węglowego – 2,5÷11,4 % obj., w postaci pyłu rozproszonego wśród kaolinitu.
- d) Obecność dużej ilości spoiwa cementacyjnego – 46,6÷64,8 % obj.

Na podstawie pomiarów eksploatacyjnych w kopalni „Turów” wykazano również, iż oprócz dużej zawartości kwarcu w urabianym gruncie, ogromny wpływ na abrazywność tej frakcji ma również sam kształt pojedynczych jego wydzieli. Na podstawie rezultatów obserwacji zawartych w pracy [23] wnioskuje się, że najwyższym stopniem oddziaływania kwarcu na powierzchnie elementów roboczych maszyn ma kwarc ostrokrawędzisty. Powyższy fakt można również w przekonujący sposób zobrazować posługując się trwałością elementów skrawających w koparkach węgla brunatnego przedstawioną w tabeli 10.

Tabela 10. Wpływ abrazywności gruntu na stopień zużycia zębów czerpaków [23]

Koparka	Nazwa urobku	Rodzaj i ilość frakcji	Trwałość [m ³ /szt.]
K-9	Iły zapiaszczone, piaski zailone	Duża zawartość kwarcu ostrokrawędzistego	2820
K-22	Piaski, żwiry, pospółka z domieszką frakcji ilastych	Średnia zawartość kwarcu ostrokrawędzistego	6381
K-15	Piaski, żwiry, pospółka z domieszką frakcji ilastych	Mała zawartość kwarcu ostrokrawędzistego	9411

Z analizy stopnia zużycia zębów czerpaków wynika, iż elementy koparki (K-9), urabiającej nadkład o największej zawartości kwarcu ostrokrawędzistego, w funkcji zużycia ściernego wykazały się najniższą trwałością. Należy również zwrócić uwagę na to, iż w iłach zapiaszczonych kwarc i skalenie tworzą szkielec półzwarty z kaolinitem jako spoiwem, stanowiąc największe zagrożenie dla elementów maszyn roboczych w procesie zużycia ściernego.

Analizując mechanizm zużycia ściernego cząstkami ściernymi, w obszarze styku ścierniwa z powierzchnią roboczą, można wyróżnić zmiany powierzchni wywołane odkształceniem sprężystym i plastycznym. Powyższy mechanizm oddziaływania ścierniwa dotyczy głównie dwóch współpracujących powierzchni rozdzielonych luźnym ścierniwem. Jednak ze względu na ogromne masy urobku przerabiane w jednostce czasu, a zwłaszcza na jego dynamiczny charakter oddziaływania, zastosowanie przedstawionego modelu zużycia ściernego wydaje się być uzasadnione. Wówczas jako drugą współpracującą powierzchnią można uznać masę urabianego materiału najczęściej występującego w postaci związanej i zbitej, oddzielonej luźnymi frakcjami ścierniwa w postaci urobku.

W wyniku dużych nacisków normalnych, pochodzących od masy urobku oraz rozmiaru i kształtu ziarna ściernego, na podstawie teorii zawartej w publikacji [24] w miejscu działania masy ścierniej obserwuje się następujące skutki oddziaływań:

- a) Wypadanie niezniszczonych ziaren z obszarów styku, powodujących na powierzchni wgłębienia i wypiętrzenia.

- b) Inkludowanie się ziaren w podłożu o niższej twardości (najczęściej w powierzchni materiału roboczego).
- c) Kruszenie się poszczególnych ziaren ścierniwa na swobodne fragmenty, pozostawiając odkształcenia na powierzchniach.
- d) Kruszenie się poszczególnych ziaren ścierniwa i ich inkludowanie w podłożu.

W warunkach przemysłowych odporność na zużycie ściernie materiałów upatruje się głównie w ich wysokiej twardości. Dlatego też z praktycznego punktu widzenia najbardziej znaczącymi mogą być pierwszy i trzeci skutek oddziaływania ścierniwa na powierzchnie. Jednak z punktu widzenia tribologii pozostałe warunki również należy poddać analizie.

W pracy [24] zwrócono uwagę na badania mechanizmu oddziaływania pojedynczych ziaren ściernych z powierzchniami tarcia, a szczególnie z powierzchniami o niższej twardości. W badaniach modelowych zapewniono stałą intensywność dopływu ścierniwa, a po osiągnięciu tzw. równowagi termodynamicznej procesu tarcia wykonano pomiary ilości inkludowanych cząstek ścierniwa w powierzchni materiału. Do analizy ilościowej cząstek zastosowano metody analizy refleksyjności powierzchni w świetle normalnym i spolaryzowanym oraz metody analizy rentgenowskiej (dyfraktometryczną i fotograficzną).

Badania wykazały, że ilość cząstek ściernych związanych z powierzchnią tarcia zależy od twardości oraz różnicy twardości wszystkich elementów biorących udział w procesie. Zwiększenie różnicy pomiędzy twardością ścierniwa i elementów współpracujących sprzyja ilości ścierniwa inkludowanego w powierzchni o niższej twardości. Autorzy pracy [24] wysunęli również tezę, że w przypadku obecności twardych cząstek ściernych pochodzących z gleby, w podłożu powierzchni elementu o niższej twardości wytwarza się ochronna warstwa cząstek ściernych. Zatem na intensywność procesu zużycia ściernego powinno wpłynąć różnicowanie twardości powierzchni tarcia. W tym celu wykonano badania intensywności zużycia elementów dla następujących warunków ścierania:

- a) Podczas ruchu obrotowo-zwrotnego.
- b) Przy obciążeniu o charakterze dynamicznym.
- c) Dla ciągłej wymiany ścierniwa.

W badaniach wykazano, że do twardości próbki 300 HV intensywność zużycia ściernego wzrastała. Dopiero, przy wyższych twardościach próbek odnotowano spadek intensywności zużywania, a w szczególności, gdy twardość zbliżała się lub przewyższała twardość ścierniwa, spadek intensywności był najbardziej wyraźny. Do testów, jako materiał ścierny, zastosowano dwutlenek krzemu (krzemionka) o twardości rzędu 1100 HV.

Reasumując, na podstawie wyników badań zawartych w pracy [24], można stwierdzić, iż zapobieganie zbyt dużej intensywności zużycia ściernego w wyniku oddziaływania luźnego ścierniwa możliwe jest przy zwiększaniu twardości materiałów do twardości ścierniwa lub wyższej. Również możliwe jest, w aspekcie użytkowym, zwiększenie odporności na zużycie ściernie materiałów poprzez modyfikację twardości warstwy wierzchniej materiału lub na całym jej przekroju. Należy również zwrócić uwagę na możliwość inkludowania luźnych cząstek ścierniwa w powierzchni materiału o niższej twardości, a tym samym tworzenia warstw ochronnych przed zużyciem. Warunkiem koniecznym do realizacji tego założenia jest utrzymanie odpowiedniej różnicy twardości pomiędzy powierzchnią materiału a ścierniwem.

1.1.3. Metodyka badań zużywania ściernego

Ze względu na dużą złożoność procesów zużywania ściernego, zagadnienia związane z metodyką badań tego procesu stanowią oddzielną dziedzinę nauki i muszą być z nią nierozdzielnie związane. Fakt dużego rozwoju tribologii oraz innych dziedzin i dyscyplin naukowych na przestrzeni ostatnich lat doprowadził do urozmaicenia i tak już wielorakiego charakteru badań tribologicznych. Obecnie badania wybranych procesów zużycia ściernego oraz innych własności tribologicznych opierają się na założeniach innych nauk takich, jak: fizyka, chemia, termodynamika, wytrzymałość materiałów, materiałoznawstwo i inne. Jednak pomimo tak silnego rozwoju tej dyscypliny, w dalszym ciągu bardzo trudno jest badaczom i eksploatorom urządzeń odnaleźć wspólny mianownik, łączący badania zużycia ściernego z rzeczywistymi warunkami eksploatacyjnymi. Ogromną trudność stanowi również prognozowanie trwałości elementów maszyn, zwłaszcza w obszarze działania zmiennych obciążeń o charakterze dynamicznym, a tym samym odpowiedź na pytanie: jak długo dany zespół konstrukcyjny może jeszcze pracować bez groźby uszkodzenia lub awarii?

Spośród metod badań zużycia ściernego można wyróżnić następujące grupy badań [21]:

- a) Badania eksploatacyjne, przeprowadzane na urządzeniach lub maszynach w toku ich pracy.
- b) Badania stanowiskowe, wykonywane dla całych zespołów maszyn bądź ich wybranych zespołów.
- c) Badania laboratoryjne, przeprowadzane głównie dla wybranych współpracujących (skojarzonych) części maszyn lub materiałów.

Badania eksploatacyjne, czyli przeprowadzane na urządzeniach w rzeczywistych warunkach pracy, dają najczęściej najobszerniejsze obrazy przebiegów procesów tribologicznych zachodzących podczas zużycia ściernego elementów tych maszyn. Rezultaty prób eksploatacyjnych bezpośrednio określają użyteczność danego zespołu lub urządzenia dla konkretnego zastosowania. Najczęściej celem nadrzędnym badań eksploatacyjnych jest ustalenie intensywności zużycia ściernego najbardziej obciążonych elementów (przykładowo płyt wykładzinowych zsuwni koła czepakowego koparek węgla brunatnego lub noży czepaków tych największych, mobilnych maszyn roboczych na świecie). W badaniach eksploatacyjnych stosunkowo proste jest zapewnienie warunków badań ścieralności odpowiadającym typowym warunkom pracy badanej maszyny. Niekiedy wymaga to jednak wprowadzenia maszyny w maksymalny dopuszczalny zakres parametrów jej pracy. Zasadniczymi miarami zużycia podczas badań eksploatacyjnych są głównie zmiany geometrii wybranych elementów konstrukcji. Metody pomiaru bazujące na ubytku masy elementów (wagowe) są nieskuteczne lub mało dokładne (ze względu na montaż zespołów najczęściej metodami spawalniczymi). Należy również zwrócić uwagę na warunki pracy maszyny. W rzeczywistych warunkach pracy takie parametry, jak: wilgotność i temperatura otoczenia, wartość obciążenia) mają charakter losowy [9,21].

Badania stanowiskowe przeprowadza się dla wybranych zespołów maszyn i mają one najczęściej charakter kontrolny [21]. W dużej mierze związane są one z testami eksploatacyjnymi, jednak dają możliwość wybiórczego programowania warunków pracy, dokładniejszą rejestrację parametrów eksploatacyjnych oraz dużą powtarzalność

wyników i obserwacji. Techniki i metody pomiaru intensywności zużycia ściernego są zbliżone do badań na rzeczywistych obiektach.

Ostatnią grupę stanowią badania laboratoryjne, które mają na celu określenie lub wyjaśnienie wpływu przykładowego doboru materiałów, technologii wykonania lub parametrów geometrycznych na proces zużycia ściernego. Wiążą się również z wpływem środowiska na proces ścierania (atmosfera gazów, zmienne temperatury, różne wartości prędkości i obciążenia). W przedstawionej metodzie badań mogą mieć zastosowanie wszystkie dotychczas poznane techniki pomiaru zużycia ściernego, natomiast sam ich wybór podyktowany jest głównie ich dokładnością oraz korelacją między badaniami laboratoryjnymi a rzeczywistymi procesami zużywania. Badania w warunkach laboratoryjnych mogą mieć również charakter poznawczy lub porównawczy. W większości przypadków wyniki testów laboratoryjnych zestawiane są z wynikami badań wykonywanych wcześniej w tych samych warunkach bądź z zachowaniem się materiałów wzorcowych o dobrze poznanych własnościach użytkowych. W takiej sytuacji badania nie nawiązują do warunków pracy, przewidzianych dla danego materiału, lecz do określonego, prostego mechanizmu zużycia, z którym przeprowadza się porównanie. Wynika stąd ograniczony zakres stosowalności tych badań. Pozwalają one na dokładne porównanie odporności materiałów tylko w zakresie wybranych mechanizmów zużycia. Dlatego też wyniki badań laboratoryjnych często nie mają bezpośredniego przełożenia na testy eksploatacyjne [21]. Z tego też powodu oraz z faktu, że problem korelacji wyników badań laboratoryjnych i rezultatów pomiarów eksploatacyjnych nie został w pełni rozwiązany do dnia dzisiejszego, należy zwrócić szczególną uwagę na przedstawioną grupę badań. Powinna ona obejmować niedoskonałości wymienionych metod zwłaszcza w obszarze badań odporności na ścieranie materiałów trudnościeralnych. Powinna być w tym pomocna szczegółowa analiza warunków pracy elementów maszyn narażonych na zużycie ścierne. Dopiero na tej podstawie można opracować metodę badań laboratoryjnych materiałów odpornych na zużycie ścierne, w której warunki badań będą możliwie najlepiej odzwierciedlać rzeczywiste warunki eksploatacyjne [25].

Oprócz przytoczonych powyżej metod badawczych w publikacji [9] przedstawiono uzupełnienie metodyki badawczej o badania stosowane i podstawowe. Badania podstawowe służą do określenia procesów tribologicznych w ujęciu naukowym. Związane są one z przebiegiem tych procesów oraz z wpływem innych czynników na ich przebieg. Modeluje się w nich głównie warunki procesów tribologicznych dobierając odpowiednie obciążenie i materiały. Podstawowe metody badań poszukują przykładowo odpowiedzi na pytanie: jaki jest wpływ struktury materiałów na przebieg procesu zużywania ściernego?

W toku badań stosowanych można natomiast doszukać się ścisłego powiązania z badaniami podstawowymi, stanowiąc ich rozwinięcie w kierunku praktycznym. Powyższe badania można prowadzić na specjalnie przygotowanych próbkach materiałowych bądź na gotowych modelach. Wyniki takich prób są podstawą kryteriów określających zastosowanych materiałów do określonych celów [9].

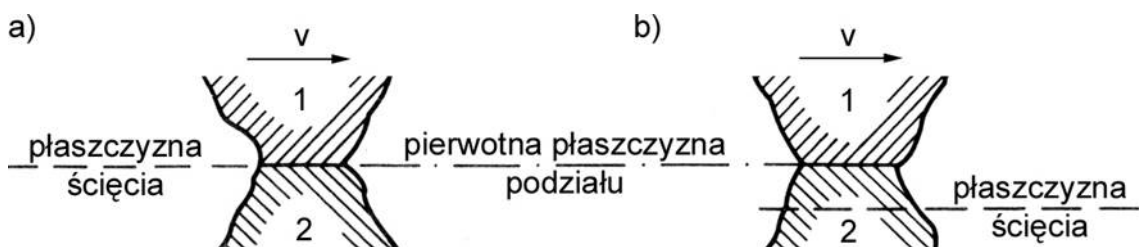
1.2. Zużycie adhezyjne metali

Mianem zużycia adhezyjnego można określić proces niszczenia powierzchni materiału wskutek powstawania połączeń między trącymi się powierzchniami (szcepiń i zrostów w mikroobszarach rzeczywistej powierzchni styku) oraz ich niszczenie przy przesunięciach względnych powierzchni. Warunkiem wystąpienia adhezji między powierzchniami będącymi w kontakcie, jest ich zbliżenie na odległość mniejszą od zakresu działania atomowych sił przyciągania (odległość rzędu wielkości parametru sieciowego). Według danych literaturowych [17] między powierzchniami dwóch ciał metalicznych musi nastąpić również:

- Uzyskanie czystego styku metalicznego przez usunięcie warstewek powierzchniowych z obszaru styku.
- Uzyskanie dużego pola powierzchni styku metalicznego.
- Pokonanie bariery fizycznej wiązania metalicznego.

Całkowita wartość przyciągania adhezyjnego jest więc funkcją rzeczywistej powierzchni styku oraz wartości sił międzycząsteczkowych. W dużej mierze zależy również od plastyczności i chropowatości powierzchni. Przy rozbudowanych cechach plastycznych materiałów, wartość przyciągania adhezyjnego rośnie proporcjonalnie do rzeczywistej powierzchni styku, a więc wraz ze wzrostem obciążenia i gładkości powierzchni. Warunek ten jest spełniony najczęściej przy tarciu ślizgowym oraz przy dużych naciskach jednostkowych i małych prędkościach względnych. Wartość prędkości poślizgu współpracujących elementów nie przekracza 0,2 m/s, natomiast nacisków nominalnych 11 MPa. Szczególne znaczenie w niszczeniu szcepiń i zrostów mają naciski jednostkowe, które powodują na granicy umocnionego materiału różnego rodzaju wyrwy na powierzchni oraz przenoszenie usuniętego materiału na powierzchnię współpracującą (tzw. narosty o większej twardości niż rdzeń). Owe narosty, ze względu na ostry i nieregularny kształt, działają w podobny sposób jak mikrostrza podczas skrawania [1,9,17].

Zużycie adhezyjne jest powodem dużych uszkodzeń powierzchni w elementach maszyn a intensywność zużywania zależy głównie od wytrzymałości utworzonych połączeń adhezyjnych. Na rys. 12 przedstawiono schemat ścinania połączeń tarcowych w zależności od wytrzymałości połączenia adhezyjnego oraz współpracujących metali.



Rys. 12. Schemat ścinania złączy adhezyjnych w funkcji wytrzymałości złącza i tworzyw metalicznych [9]: a) $R_{tm} < R_{t1}, R_{t2}$, b) $R_{t2} < R_{tm} < R_{t1}$ lub $R_{tm} > R_{t1} > R_{t2}$

W przypadku, gdy wytrzymałość połączeń (R_{tm}) jest mniejsza od wytrzymałości warstw wierzchnich (R_t) trących się metali, wówczas ścinanie połączeń adhezyjnych zachodzi w pierwotnej płaszczyźnie podziału i zużycie będzie minimalne. Natomiast w sytuacji odwrotnej, kiedy wytrzymałość połączeń jest większa od wytrzymałości jednego lub obydwu metali, następuje przesunięcie płaszczyzny ścięcia w głąb słabszego metalu, a nawet wyrywanie cząstek z jego warstwy wierzchniej. W takiej sytuacji możemy mówić o umiarkowanym bądź dużym nasileniu zużycia adhezyjnego [9].

Pewną odmianą powstawania połączeń w procesie zużycia adhezyjnego może być zrastanie tarciove. Polega ono na trwałym połączeniu stykających się obszarów styku elementów metalowych na skutek dyfuzji poprzez pierwotną granicę ich rozdziału. Owo zrastanie powstaje przy znacznych odkształceniach plastycznych i podwyższonej temperaturze w mikroobszarach styku. Elementami sprzyjającymi zrastaniu tarciowemu współpracujących materiałów są ich właściwości strukturalne (rozpuszczalność w stanie stałym) oraz szybkość dyfuzji i czas styku [1].

Podsumowując proces zużycia adhezyjnego metali należy stwierdzić, iż najważniejszym czynnikiem decydującym o niszczeniu tworzyw metalicznych jest szepianie się dwóch elementów. Czynnikiem intensyfikującym proces szepiania a tym samym zwiększającym intensywność zużywania się elementów jest podwyższona temperatura. Intensywność zużywania adhezyjnego ograniczają następujące własności fizyczne elementów maszyn [1]:

- a) Mały wzrost plastyczności metalu w funkcji temperatury.
- b) Zdolność tworzenia przez materiały na powierzchni warstewek tlenkowych o zbliżonej twardości do rdzenia materiału oraz o dużej spójności z metalem podstawowym.
- c) Struktura metali nie tworząca trwałych sieci przejściowych.
- d) Mała wartość współczynnika dyfuzji w stosunku do innych metali.

1.3. Zużycie erozyjne metali

Zużywanie się elementów konstrukcji w procesie erozji zachodzi w wyniku oddziaływania na ciała stałe cieczy, gazów lub par znajdujących się w ruchu, a w szczególności przy ich dużych prędkościach względnych. W sytuacji działania cieczy możemy mówić o hydroerozji lub w przypadku działania gazów bądź par o erozji gazowej. Erozyjne właściwości strugi płynu polega na łączeniu skutków tarcia cząstek cieczy o ścianki przewodu, którym jest dostarczany, oraz skutków jego uderzeń o powierzchnię roboczą materiału. W wyniku rozluźniania i wykruszania elementów struktury warstw wierzchnich przewodu oraz oddziaływanie tych cząstek i samego medium o powierzchnię mogą nastąpić wyrwania warstwy wierzchniej, pęknięcia oraz odrywanie fragmentów struktury [9].

Szczególnym przypadkiem erozji jest ablacja, czyli zużywanie warstw wierzchnich i powłok ochronnych materiałów na skutek przepływu gazu, nie tylko z dużą prędkością, ale również w wysokiej temperaturze. Ablacja składa się z szeregu zjawisk mechanicznych i cieplnych takich, jak: erozja cząstek stałych lub kropel, płynięcie i ścinanie materiału pod wpływem sił aerodynamicznych, pęknięcie i odrywanie cząstek w wyniku rozszerzalności cieplnej, zdmuchiwanie płynnego materiału strumieniem gazu, sublimacji, parowania, destrukcji termicznej i spalania [9]. Ze względu na złożoność ten rodzaj zużycia erozyjnego nie występuje w większości maszyn roboczych. Proces ten raczej należy wiązać z przelotem promu kosmicznego przez warstwy atmosfery lub ruchem rakiety, gdzie mamy do czynienia z ruchem gorących gazów wylotowych z silników raketowych. Jednak pewne elementy składowe opisanego procesu zużycia mogą być obserwowalne w codziennej eksploatacji urządzeń roboczych.

Ze zjawiskiem erozji związane jest również zużycie kawitacyjne, czyli niszczenie powierzchni materiałów uderzeniami pęcherzyków gazu. W układach gdzie następują lokalne spadki ciśnień przepływającego medium (urządzenia hydrauliczne, pompy wirowe, wysokoobrotowe łożyska ślizgowe), może nastąpić wytwarzanie się a następnie rozpad pęcherzyków gazowych. Rozpad ten wpływa na bardzo silne i intensywne uderzanie cząsteczek cieczy o ścianki urządzenia. Niszczenie powierzchni następuje wskutek zmęczenia ich warstw wierzchnich (najczęściej oddzielanie się ich cząstek) zwłaszcza, że lokalny przyrost ciśnienia rozpadających się pęcherzyków może sięgać nawet dziesiątków megapaskali [9].

Należy również wspomnieć o fakcie występowania zmian korozyjnych spowodowanych erozją. Taki przypadek najczęściej występuje w elementach silników spalinowych, gdzie następuje przepływ i spalanie mieszanki paliwowej wprowadzonej pod dużym ciśnieniem. Oprócz oddziaływania środowiska w głąb oczyszczonego metalu i sukcesywnego niszczenia powierzchni jego warstw powierzchniowych następuje również jego zużycie erozyjne spowodowane przepływem, z dużymi prędkościami, gazów spalinowych.

Zapobieganie zużyciu erozyjnemu elementów konstrukcji w dużej mierze wiąże się z kontrolą parametrów przepływu cieczy lub gazów (nie dopuszcza się do spadków ciśnień poniżej prężności ich par), ale również należy pamiętać o odpowiednim doborze materiałów na te elementy. Najczęściej stosuje się materiały po modyfikacji warstwy wierzchniej, chodzi tu w szczególności o zmniejszenie chropowatości powierzchni

elementów przepływowych. W szczególnych przypadkach, gdy przez ciecz lub gaz przenoszone są twarde zanieczyszczenia, jak piasek lub produkty zużycia ściernego (zużywanie ściernie i erozyjne) dokonuje się zwiększenia twardości powierzchni bezpośrednio narażonej na działanie czynnika erozyjnego.

1.4. Kierunki prac badawczych w zakresie zużywania ściernego

W poprzednich punktach rozdziału przedstawiono i skrótowo scharakteryzowano podstawowe procesy zużycia elementów maszyn. Wyżej opisane formy niszczenia materiałów konstrukcyjnych stanowią poważne zagrożenie w codziennej eksploatacji urządzeń. W tabeli 11 przedstawiono sposoby oddziaływania wybranych procesów zużycia na materiały konstrukcyjne.

Tabela 11. Oddziaływanie wybranych procesów zużycia [9]

Rodzaj procesu zużycia	Głębokość warstwy niszczonej	Zmiany struktury	Zmiana twardości $H_{koń}/H_{pocz}$	Intensywność zużywania [$\mu\text{m}/\text{h}$]
Utleniające	0,001÷0,010	Tworzenie struktur wtórnych	3÷10	0,05÷0,10
Ścierne (chemiczno-mechaniczny)	$\leq 0,1$	Tworzenie struktur wtórnych	3÷10	$\leq 0,5$
Ścierne (mechaniczny)	$\leq 0,5$	Nie zachodzą	1÷2	0,5÷50
Adhezyjne	$\leq 4,0$	Dynamiczne utlenianie	1,5÷4,0	10÷15

Należy także zauważyć, iż procesy zużywania, a w szczególności zużywania ściernego i ścierno-adhezyjnego, stanowią fizyczne podstawy obróbki metali szlifowaniem (w tym również luźnym ścierniwem). Proces zużywania można też traktować jako pożądane zjawisko wstępnego docierania się nowych, współpracujących ze sobą elementów maszyn. Jednak z punktu widzenia normalnej eksploatacji maszyn każde zużycie jest procesem szkodliwym i dlatego też staramy się je eliminować lub sprowadzać do minimum [9].

Aby możliwy był wyraźny postęp w zmniejszeniu intensywności procesów zużycia oraz minimalizowania ich skutków, w celu obniżenia „materiałochłonności” węzłów tarciovych musi nastąpić fizykochemiczny rozwój mechaniki. Celem nadrzędnym może tu być poszukiwanie związków pomiędzy składem chemicznym i strukturą materiałów oraz ich właściwościami. Dopóki nie poznamy odpowiedzi materiału na wymuszenia działające w strefie styku tarciovego, dopóty nie będzie możliwe wyznaczanie zmian w materiale, a nawet sterowanie nimi, a tym samym kontrolowane ograniczanie zużycia. Samo zapobieganie niszczeniu materiału polega na oddziaływaniu na destrukcyjne zjawiska zachodzące w strefie tarcia. Wobec powyższego na podstawie [2] możemy wyróżnić dwie taktyki: albo eliminować ich

przyczyny, zmniejszać ich intensywność, albo odpowiednio kształtować materiał. Z przedstawionej analizy wynika, iż przeciwdziałanie zużyciu powinno rozpoczynać się już w fazie projektowania. Podobne, ogólniejsze twierdzenie, można sformułować na podstawie prac [26,27] dotyczące uwzględnienia zagadnień szeroko rozumianej trwałości konstrukcji już w fazie projektowania. Z przytoczonych informacji, zawierających już konkretne odniesienia do części praktycznej poświęconej geologii, wypływa tematyka i metodologia dalszych prac badawczych.

2. Materiały odporne na zużywanie ścierne

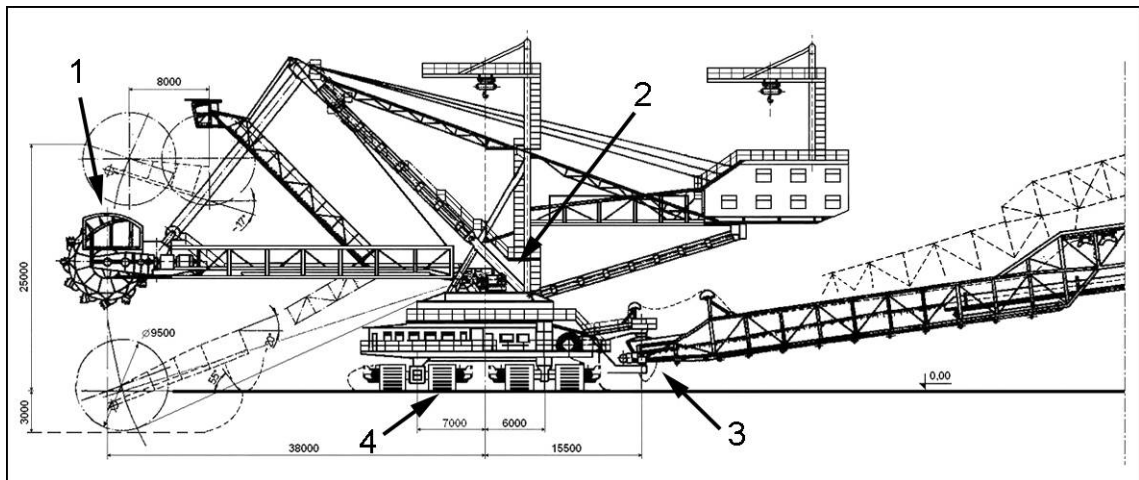
2.1. Zastosowanie warstw napawanych w maszynach górniczych

W warunkach eksploatacji maszyn górniczych najczęstszym powodem wymiany lub regeneracji wybranych elementów roboczych tych urządzeń jest zużywanie się ich powierzchni na określonej głębokości. Podyktowane to jest faktem, iż eksploatacja złóż węgla brunatnego zarówno w Polsce, jak na świecie obarczona jest dużym rozrzutem oporów urabiania. Jednocześnie polskie wydobycie tego surowca w skali światowej zaliczane jest do trudniejszych ze względu na dużą dysproporcję oporów urabiania. Szacuje się, iż w górnych warstwach nadkładu w kopalniach Bełchatów i Turów opory kopania wynoszą 20÷100 kN/m, poprzez 70÷100 kN/m w nadkładzie zagłębia konińskiego do 200 kN/m w dolnych partiach nadkładu w kopalni Turów oraz 200÷250 kN/m przy urabianiu przerostów skalnych złoża Bełchatów [28]. Pomimo znacznych trudności wydobycia zasobów węgla jest on eksploatowany spośród coraz trudniejszych formacji geologicznych, co stawia coraz wyższe wymagania konstruktorom elementów skrawających maszyn podstawowych węgla brunatnego.

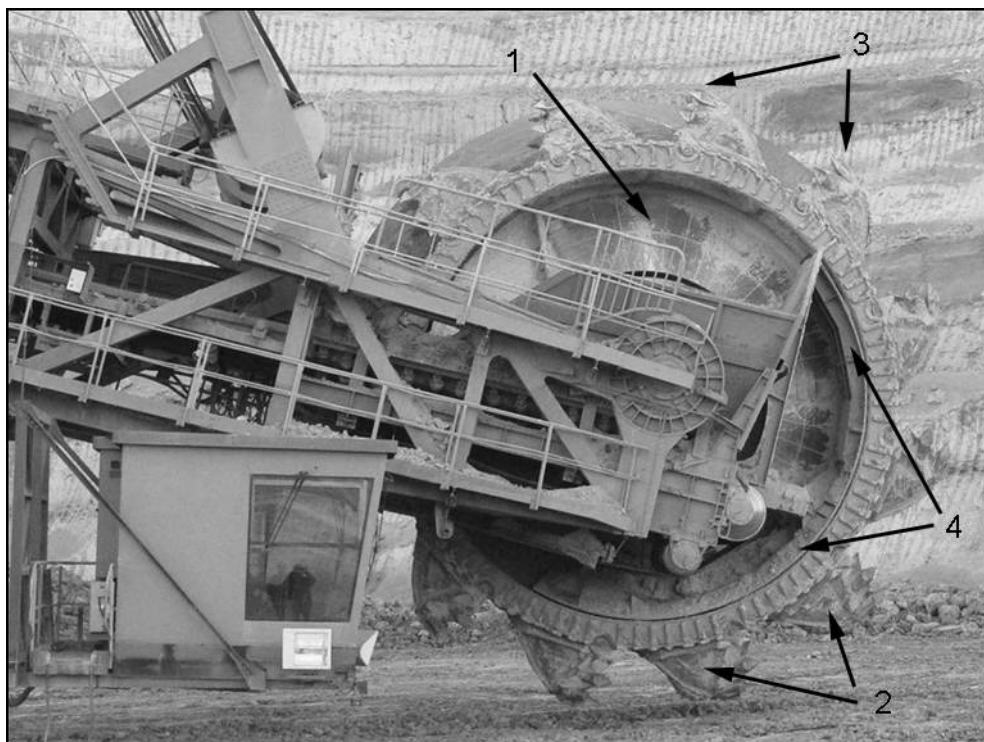
Jedną z metod regeneracji i wytwarzania warstw wierzchnich elementów konstrukcji maszyn roboczych jest napawanie, które przy odpowiednim doborze materiałów i technologii pozwala na odtworzenie własności geometrycznych oraz zwiększenie żywotności eksploatowanych części maszyn. Obecnie napawanie jest najpowszechniejszą metodą napraw wyeksploatowanych lub uszkodzonych elementów maszyn wydobywczych. W wielu przypadkach stosowane jest również, jako metoda podwyższająca trwałość takich elementów, jak zsuwnie i przesypy, ogniwa gaśnicowe lub zęby czerpaków, już w fazie przedeksploatacyjnej (napawanie produkcyjne) [29,30]. Na rys. 13÷15 przedstawiono schemat konstrukcji koparki węgla brunatnego wraz z oznaczeniem i opisem wybranych głównych zespołów roboczych wykonywanych z zastosowaniem technologii napawania.

Przez warstwę napawaną według [31,32] rozumie się materiał (metal) powstający w procesie spawania (napawania) części maszynowych. Metal napawany jest stopem materiału spoiwa i materiału rodzimego. Udział tego drugiego w opisywanym procesie jest zazwyczaj niewielki. Dlatego o właściwościach mechanicznych uzyskanego połączenia głównie decyduje materiał spoiwa, a niewłaściwy jego dobór oraz warunków wykonania może skutkować osłabieniem miejsca, w którym najczęściej kończy się żywotność danego elementu. Dobór materiałów do napawania odbywa się w większości przypadkach na podstawie składu chemicznego, zapewniającego napoinie odpowiednie

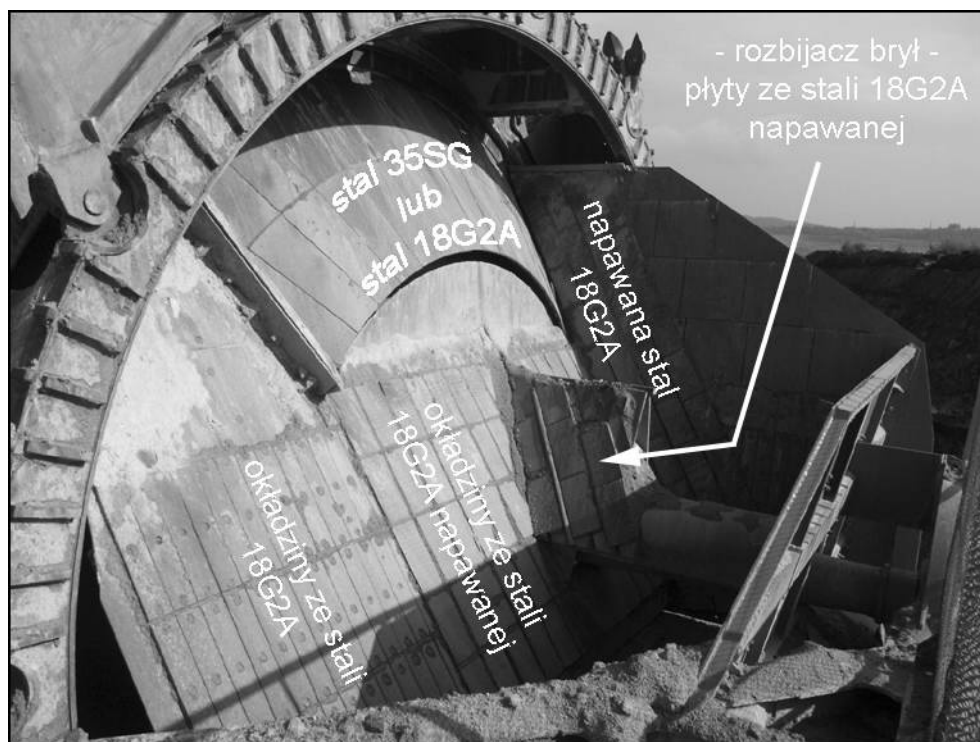
właściwości mechaniczne już bez dodatkowej obróbki cieplnej, która jest praktycznie niewykonalna w warunkach przemysłowych. Najczęściej materiały do napawania występują w postaci pałeczek, proszków, elektrod otulonych, drutów i taśm elektrodowych pełnych i proszkowych [33].



Rys. 13. Schemat koparki KWK-1500s bez widocznej podawarki [23]:
1 – układ urabiający (zęby czerpaków, zsuwnia koła czerpakowego), 2 – lej zsypany wewnętrzny, 3 – zsuwnia ładująca, 4 – zespół jezdny (ogniwa gąsienicowe)



Rys. 14. Układ urabiający koparki KWK-1500s (K-9) [23]:
1 – zsuwnia wewnętrzna zsypana, 2 – czerpaki, 3 – noże czerpaków,
4 – zsuwnia zewnętrzna tzw. zamek



Rys. 15. Zestawienie materiałów stosowanych na płyty wykładzinowe zsuni wewnętrznej zsypu koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) [23]

Dokonując przeglądu elektrod do napawania oferowanych przez różnych producentów zauważa się, iż ważnym obecnie problemem eksploatatorów jest racjonalny użytkowo i finansowo wybór elektrod oraz samych metod ich napawania. Wynika to z faktu, iż początkowo technologie napawania wykonywano jedynie w celu podwyższania odporności materiału rodzimego na zużywanie ściernie. Na przestrzeni wielu lat, w obliczu wielu prób eksploatacyjnych oraz badań laboratoryjnych, powstał nieco odmienny pogląd dotyczący doboru elektrod. Oprócz uzyskania odpowiedniego współczynnika odporności na ścieranie napoiny, należy również wziąć pod uwagę charakter procesu zużywania. Dotyczy to między innymi jego zmienności w czasie, odporności erozyjno-korozyjnej oraz wpływu obciążeń o charakterze udarowym [34]. Podobnie uważają autorzy pracy [35], według których odporność elementu na ścieranie jest funkcją: struktury warstwy wierzchniej, rodzaju obciążenia i ośrodka ściernego. Realizacja powyższych założeń według [30] powinna następować w nurcie dwóch głównych, niealternatywnych kierunków. Po pierwsze zapewnienie napawanym stopom wysokiej twardości. Po drugie wytworzenie ściśle określonego składu fazowego heterogenicznej struktury napoiny. Powinno się dążyć do realizacji obu warunków w oparciu o dane warunki zużywania.

W celu podwyższania odporności na ścieranie warstw wierzchnich do napawania stosuje się głównie spoiwa na bazie żelaza, chromu oraz węgla. Uzupełnienie stanowią pierwiastki: Mn, Mo, B, Si, Nb, V i W. Zatem, w zależności od uzyskanego składu chemicznego, napoiny mogą posiadać struktury: ferrytyczną, ferrytyczno-perlityczną, perlityczną, martenzytyczną, martenzytyczną z wydzieleniami węglików, martenzytyczno-ferrytyczną, austenityczną, austenityczno-ferrytyczną, austenityczno-ferrytyczną z martenzytem oraz ledeburytyczną z martenzytem. Twardości poszczególnych struktur kształtują się w szerokim zakresie 100÷1000 HV, przy czym twardość perlitu wynosi 100÷200 HV, a twardość martenzytu kształtuje się w przedziale 500÷1000 HV [35].

Doświadczenia eksploatacyjne wskazują, iż najczęściej wykorzystuje się stopy Fe-Cr-C. Podyktowane jest to względami ekonomicznymi, bowiem zastosowanie chromu jako głównego składnika stopów Fe-Cr-C będących substytutem stopów zawierających Ni i Mo, wymaga uwzględnienia dodatkowych kosztów wytworzenia spoiwa. Cena chromu w zestawieniu z ceną niklu i molibdenu kształtuje się tak, jak 1:5:13 [30,36]. W związku z tym spoiwo może posiadać strukturę, zależnie od zawartości Cr i C, żeliwa przedeutektycznego, eutektycznego lub zaeutektycznego. Uzyskana twardość oraz odporność na ścieranie warstw napawanych utożsamiane są również z obecnością w ich strukturze faz twardych takich, jak węgliki, czy węglkoborki, a ich rodzaj i ilość zależy przede wszystkim od zawartości węgla oraz liczby i ilości pierwiastków węglkotwórczych. Fazy związane z dodatkiem boru w ilości 0,4÷4,0 %, powodują przyrost twardości i odporności na zużywanie ściernie napoiny. Często również bor zastępuje węgiel w twardych fazach tworząc węglkoborki typu $M_7(C,B)_3$, $M_{23}(C,B)_6$, $M_2(C,B)$ lub borki MB i M_2B . Natomiast dodatek tytanu w stopach Fe-Cr-C prowadzi do krystalizacji dendrytycznej, a tym samym do równomiernego rozmieszczenia twardej fazy w osnowie spoiwa [35]. Jednak zastosowanie powyższych pierwiastków często nie przekłada się na względy ekonomiczne. Zawartość węgla i pierwiastków stopowych oraz ich ilość powinny być tak dobrane, aby były zachowane ich wzajemne relacje ilościowe celem otrzymania węglików o określonych i zamierzonych własnościach [30]. W tabeli 12 zestawiono charakterystykę wybranych faz węglkowych pod względem ich twardości.

Tabela 12. Twardość wybranych faz węglkowych [30]

Rodzaj węglika	Twardość	Twardość
	HB	HV
Fe_3C	840÷1150	840÷1000
Cr_7C_3	1000÷1150	1800
$Cr_{23}C_6$	~ 1650	1500
WC	1700÷1750	2400
W_2C	~ 3000	-
VC	2700÷2900	2800
Mo_2C	~ 1600	200
TiC	~ 3200	3200
B_4C	-	3700

Rozpatrując możliwości stosowania warstw napawanych na elementy maszyn górniczych narażonych na intensywne zużywanie ściernie należy, oprócz roli węglików, brać pod uwagę rodzaj osnowy, w której są one rozlokowane. W kwestii właściwości mechanicznych osnowy (przede wszystkim parametru twardości) często można się spotkać z dyskusyjnymi opiniami na ten temat. W wielu opracowaniach stwierdzano korzystny wpływ twardej osnowy, zabezpieczający przed wypadaniem twardych faz, a tym samym zmniejszający intensywność zużycia. Z drugiej jednak strony potwierdza się istnienie wyników badań sugerujących stosowanie, na tego typu rodzaj zużywania, plastycznej osnowy zapewniającej możliwość relaksacji naprężeń spawalniczych i małą skłonność do pękania [35]. W pracach [30,37,38] dokonano klasyfikacji rodzaju struktur napoin pod względem odporności na zużywanie ściernie uszeregowując je w kolejności rosnącej odporności na ścieranie: osnowa ferrytyczna, perlityczna,

austenityczna, bainityczna i martenzytyczna. W tabeli 13 zestawiono twardości wybranych typów osnowy napoin.

Tabela 13. Twardość wybranych typów osnowy napoin [30]

Rodzaj osnowy	Twardość
	HV
Feryt	70÷200
Perlit niestopowy	250÷320
Perlit stopowy	300÷460
Austenit stopowy	250÷350
Martenzyt	500÷1000

Najkorzystniejsza z punktu widzenia odporności na zużywanie ściernie, przy obciążeniach o charakterze dynamicznym, jest osnowa austenityczno-martenzytyczna, w której udział austenitu wynosi 20÷40 % [30]. Obecność austenitu realizuje się przez dodatek niklu (max 9,0 %Ni), a jego ilość w osnowie uzależniona jest od zawartości węgla, chromu, wolframu i wanadu. Przy sumarycznej ilości wymienionych składników stopu wynoszącej 20÷22 % (w tym 2,0÷2,5 %C), udział austenitu w osnowie powinien wynosić około 20 %. Gdy dodatkowo wprowadza się bor, to ilość austenitu powinien zwiększyć się do 40 %. Wprowadzanie niklu nie jest konieczne w sytuacji, kiedy ilość austenitu ma wynosić poniżej 15 % [30,37].

Ocena odporności warstw napawanych na zużywanie ściernie, oparta wyłącznie na twardości ich struktury, ma charakter jedynie przybliżony. Miara twardości może posłużyć wyłącznie jako jedno z kryteriów doboru tworzyw odpornych na ścieranie i oprócz odpowiedniego składu chemicznego elektrod, struktury napoin zależą od rodzaju zastosowanej podkładki, prądu i szybkości napawania i stygnięcia oraz ilości i grubości warstw. Szacuje się, że liczba wariantów typów struktury zależnych od powyższych czynników może wynosić 70 [30,39]. Wynika z tego, że z powodu tak wielu zmiennych, kształtowanie mikrostruktury warstw napawanych stanowi skomplikowane zagadnienie, którego rozwiązanie ściśle przekłada się na uzyskanie żądanych właściwości eksploatacyjnych napoin.

W grupie opisanych wcześniej typów struktury napoin dobrym punktem wyjścia do analizy budowy fazowej jest ich struktura w warunkach równowagowych [34,40,41]. Stąd wynika ich klasyfikacja według trzech grup podstawowych:

- a) Warstwy o osnowie ferrytyczno-perlitycznej.
- b) Warstwy o osnowie ferrytu stopowego.
- c) Warstwy o osnowie austenitu stopowego.

W tabelach 14 i 15 zestawiono charakterystyki wybranych elektrod do napawania według przedstawionych kryteriów. Zamieszczone tam dane nie stanowią ścisłego przeglądu elektrod wykorzystywanych w górnictwie węgla brunatnego, lecz materiałów, które są lub były przedmiotem kilkunastoletnich badań współautorów między innymi prac [40,41].

Tabela 14. Rodzaje i wybrane właściwości elektrod do napawania [34]

Lp.	Grupa	Oznaczenie elektrody	Twardość	Struktura podstawowa (równowagowa)
			[HRC]	
1	I	EN-200	191 HB	α + perlit
2		Lincore 40-O	40	α + perlit
3		CS-400	387 HB	α + perlit
4		EN-600	58-48	α + M_7C_3 + perlit
5		EN600B	50-55	Perlit + α + M_7C_3 + M_3C
6	II	EstelMoNb60	67-60	α + M_3C + Mo_2C + MC (Nb)
7		ENSW2MoB	63	α + M_7C_3 + M_3C + MC
8		PD11	60	-
9		DPT6	52-44	α + M_3C
10		WSER23 lub E	48-45	α + Cr_7C_3 + węgliki wolframu
11		DPS11	51	α + M_7C_3 + MC
12		EB3	> 58	α + M_7C_3 + M_2C + MC
13		DPIS14/3	61-58	α + M_3C + MC
14		PMFeCr65	65	α + M_7C_3
15		PD9	62	α + M_3C
16		300X9T6	60-48	α + M_7C_3 + MC
17		WJA	36	α + M_7C_3 + węgliki wolframu + MC
18		DPS14	51	α + $M_{23}C_6$ + M_7C_3 + MC?
19		PD1	44-38	α + $M_{23}C_6$ + M_7C_3
20		350H16	62-51	α + M_7C_3
21		382	62	α + M_7C_3 + M_3C
22		Castolin XHD-6715	64-31	α + M_7C_3 + M_2C + MC
23		DPS47	62-51	α + M_7C_3 + MC
24		DPT6	57-51	α + M_7C_3
25		Cintrac 650C	61-36	α + M_7C_3 + M_2C + MC
26		DPIS9	55-41	α + M_7C_3 + M_3C
27		Gidur 65	58-48	α + M_7C_3 + M_2C + MC
28		CN-O	60-40	α + węgliki
29		EA	41	α + $M_{23}C_6$ + MC (M_2C)
30		EP3600H24V9	65-67	α + M_7C_3 + MC
31		Abradur 64	52-34	α + M_7C_3
32		EH-UTC-02	58-33	α + M_7C_3 + M_3C + M_2C + MC
33		EstelMn60	61-37	α + M_7C_3 + M_3C
34		Abradur 58	52-34	α + M_7C_3
35		Castolin 6006	61-39	α + M_7C_3 + M_2C
36	PMFe60P	62-58	α + M_7C_3 + MC	
37	III	Lincore 15CrMn	41-36	γ + M_3C + $M_{23}C_6$
38		Stal manganowa	45	γ + M_3C + MC
39		DP11G12	54-32	γ + M_3C

I – struktura ferrytyczno-perlityczna, II – ferryt stopowy + węgliki,
III – austenit stopowy + węgliki

Tabela 15. Rodzaje i składy chemiczne elektrod do napawania [34]

Oznaczenie elektrody	Skład chemiczny [%]									
	C	Cr	Mn	W	Mo	V	Nb	Si	B	Inne
EN-200	0,15	0,01	0,59	-	-	-	-	0,36	-	-
Lincore 40-O	0,2	3,5	1,5	-	0,4	-	-	0,7	-	Al 1,8
CS-400	0,35	2,0	-	0,2	-	-	0,15	-	-	Al 0,7
EN-600	0,3	5,3	-	-	-	-	-	1,0	-	-
EN600B	0,6	5,6	1,4	-	-	-	-	1,2	-	-
EstelMoNb60	5,3	2,9	1,3	-	7,7	-	-	1,5	-	-
ENSW2MoB	0,9	5,4	1,6	2,2	6,8	-	-	1,1	-	-
PD11	2,0	7,0	-	12,0	3,0	2,0	-	-	-	-
DPT6	3,9	7,0	-	-	-	1,2	-	2,9	-	-
WSER23 lub E	0,9-1,1	7,5	-	11,0	-	-	-	0,6	0,3-0,4	-
DPS11	0,5	8,5	-	-	0,6	-	-	1,0	-	Ti 0,15
EB3	0,8	10,0	-	4,0	4,0	4,0	-	-	0,15	-
DPIS14/3	4,3	10,1	-	-	-	1,2	-	3,7	-	-
PMFeCr65	1,0	10,5	-	-	-	-	-	1,0	-	-
PD9	4,2	10,5	3,2	-	0,2	1,2	-	-	2,8	-
300X9T6	2,5	11,6	-	-	-	4,4	-	1,5	-	Ti 2,4 Al 0,2
WJA	1,1	12,0	-	13,0	-	1,7	-	-	-	-
DPS14	0,8	13,0	-	-	-	-	-	0,9	1,7	Cu 1,7
PD1	0,8-1,4	15,0-18,0	-	-	-	-	-	-	-	-
350H16	3,5	16,0	-	-	-	-	-	-	-	-
382	4,7	17,0	1,0	-	-	-	-	-	-	-
Castolin XHD-6715	3,5-4,0	17,0-23,0	-	6,0-9,0	6,0-9,0	-	6,0-9,0	-	-	-
DPS47	3,0	18,0	-	-	1,0	-	-	-	-	-
DPT6	2,9	18,6	1,8	-	-	-	-	1,0	-	-
Cinrac 650C	2,0	19,0	2,5	7,0	5,0	1,0	-	-	-	-
DPIS9	4,2	20,5	1,4	-	0,2	-	-	-	-	-
Gidur 65	5,0	21,0	-	6,0	8,5	-	7,0	-	-	-
CN-O	5,98	21,1	1,36	-	-	0,7	-	0,39	-	Nb 6,5
EA	1,2	23,0	-	-	-	-	-	-	-	Ti 1,2
EP3600H24V9	5,5-6,0	24,0	-	-	-	10,0	-	-	-	-
Abradur 64	7,0	24,0	-	-	-	-	7,0	-	-	-
EH-UTC-02	3,5-5,0	26,0-30,0	4,6-6,0	-	1,7-3,2	-	-	1,5	1,0-1,6	-
EstelMn60	5,0	31,6	3,0	-	-	-	-	1,7	-	Ni 0,3
Abradur 58	3,6	32,0	-	-	-	-	-	-	-	-
Castolin 6006	3,5-4,0	32,0-35,0	-	-	0,7-0,9	-	-	1,0-1,3	-	Ni 0,3-0,5
PMFe60P	0,2	40,6	1,2	-	-	0,15	-	2,2	-	-
Lincore 15CrMn	0,4	16,0	15,0	-	-	-	-	0,25	-	-
Stal manganowa	1,1	2,0	14,0	-	0,5	-	-	0,5	-	Ni 1,0
DP11G12	1,1		13,2					0,6		

Przy doborze elektrod do napawania posługujemy się, w większości przypadkach, wcześniejszymi doświadczeniami eksploatacyjnymi oraz podstawowymi zasadami doboru tworzyw konstrukcyjnych. W pracach [34,42] wykazano, że przeciętny inżynier dysponuje wiedzą o zastosowaniach praktycznych około 50÷100 materiałów inżynierskich. Rzeczywista ilość dostępnych materiałów szacowana jest na ponad sto tysięcy. Wybór najbardziej optymalnego tworzywa wymaga wykorzystania zasad projektowania materiałowego opartego na podstawie wielokryterijnej optymalizacji. W tym celu przydatne mogą być zebrane doświadczenia (również własne) służące opracowaniu odpowiedniego systemu doboru materiałów do napawania. Ma to posłużyć znacznemu ograniczeniu ilości własności materiałów uwzględnianych podczas procesu projektowania materiałowego. Powyższe rozważania mogą wiązać się przykładowo z potrzebą obecności w strukturze napoin faz węglkowych. Pogląd na temat ich wpływu na wzrost twardości i odporności na zużywanie ściernie poddają dyskusji autorzy pracy [34]. W pracy wykazano, iż węgliki pierwotne mogą stanowić przyczynę niskiej trwałości eksploatacyjnej (spękania samych węglików i ich wyłupywanie). Uważa się, że istnieje możliwość wykonania warstw napawanych o prostym składzie chemicznym (na przykład Castolin XHD 6715 lub CN-O) o cechach napoin z węglkami i równowagowej strukturze eutektycznej. Możliwość ta jednak ściśle wiąże się z koniecznością precyzyjnego uwzględnienia warunków pracy takiego materiału, a tym samym eliminowanie cech uniwersalności takiej elektrody.

W napoinach dopuszcza się obecność wad makroskopowych (pęknięć) w warunkach pracy bez obciążeń dynamicznych. Wprowadzają one pewne niedogodności eksploatacyjne. Bardziej szczegółowy ich opis zamieszczono w pracy [34]. Wady napoin mogą powstawać już w trakcie tworzenia warstwy i zwykle są to pęknięcia, pory i pęcherze gazowe powstające w trakcie napawania i chłodzenia po napawaniu. Mogą to być również braki przetopu wynikające z niestarannej technologii napawania, skutkujące niską trwałością warstwy. Niekiedy pęknięcia w napoinie propagują poprzez strefę wtopienia w materiał podkładki, co w dużej mierze może ograniczać lub wręcz uniemożliwiać jej regenerację (wykruszenia napoiny i materiału podkładki).

Ze względu na opisane trudności w uzyskaniu dobrej jakości napoin oraz bardzo rygorystyczne wymagania podczas ich wykonywania zastosowanie warstw napawanych może ulegać w przyszłości pewnym ograniczeniom. Wiąże się to także z licznymi pracami prowadzonymi, między innymi w Politechnice Wrocławskiej, nad nową grupą materiałów trudnościeralnych typu Hardox. Stale te charakteryzują się przede wszystkim stosunkowo prostym składem chemicznym i mikrostrukturą, co w zestawieniu ze znacznym stopniem komplikacji składu chemicznego napoin oraz wynikającą z niego mnogością struktur, stwarza duże możliwości w zastosowaniach tych stali na wybrane elementy maszyn podstawowych węgla brunatnego. Szersza analiza własności stali Hardox została ujęta w następnym rozdziale.

2.2. Stale odporne na zużywanie ścierne o strukturze pomartenzycyicznej – stale Hardox

Stale Hardox, według informacji producenta, są określane jako „wysokojakościowe stale odporne na ścieranie”. Charakteryzuje je wysoka odporność na zużywanie ścierne, możliwość obróbki skrawaniem specjalistycznymi narzędziami, spawalność, wysokie właściwości mechaniczne oraz odporność na obciążenia udarowe. Producentem stali Hardox jest szwedzki koncern SSAB-Oxelösund wytwarzający obecnie sześć gatunków tych materiałów. Produkcję tych stali rozpoczęto w 1970 roku, a do Polski w znacznych ilościach są sprowadzane od 1996 roku [43]. Kryterium ich klasyfikacji i oznaczeń jest twardość podawana w skali Brinella. Wyjątkiem jest tu, produkowany od 2005 roku charakteryzujący się najmniejszą twardością, Hardox HiTuf. Oznaczenia pozostałych gatunków kształtują się następująco: Hardox 400, Hardox 450, Hardox 500, Hardox 550 i Hardox 600.

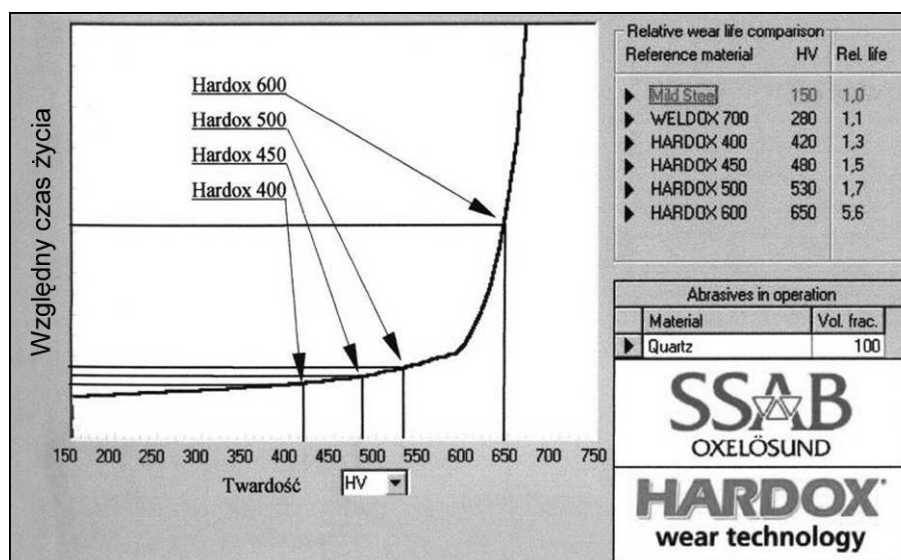
Spośród prezentowanych gatunków tych materiałów najszersze zastosowanie w Polsce znajduje Hardox 400 [43]. Aplikacja pozostałych gatunków sprowadza się głównie do elementów roboczych łyżek ładowarek typu TUR. W 2005 roku zaproponowano zmianę materiału burt, den i nadkoli wozów odstawczych do transportu rudy (Zanam-Legmet Polkowice) ze stali Hardox 400 na Hardox 450. W maszynach wydobywczych węgla brunatnego w Polsce materiały te praktycznie nie były stosowane. Uzyskano informację, iż w jednej z koparek SRs-1200 zastosowano Hardox 500 na noże czepaków [44]. W tabeli 16 zestawiono przykłady zastosowań stali Hardox.

Tabela 16. Wykaz zastosowań stali Hardox [45,46]

Maszyna	Stal	Elementy konstrukcji	Opinie	Źródło informacji
Wóz dostawczy wywrotkowy WKPL28	Hardox 400	Dno i burty skrzyni ładunkowej, spawane burty nadwozia	Pozytywna, brak danych ilościowych	Zanam-Legmet Legnica
Wozy dostawcze: CB4, CB500		Dno, burty i nadkola	Pozytywna, brak danych ilościowych	Zanam-Legmet Legnica
Barka kontenerowa „Casimir”		Wykładziny dna i burt	Brak opinii, zamiast stali kategorii A	Stocznia-Konstal Wrocław
Koparka SRs-1200		Łoże kulowe obrotu głównego	Zamiast stali 40HM	KWB „Konin”
Koparka dla kopalni w Indiach		Płyty wykładzinowe zsuwni koła czepakowego	Brak opinii, użycie na życzenie eksploatatorów	„Poltegor” Wrocław
Kocioł energetyczny	Hardox 500	Podłoga komory odżuźlacza (zamiast podłogi bazaltowej)	Brak opinii, propozycję z proj. modernizacyjnego	Elektrownia „Bełchatów”
Ładowarki TUR: 0301, 0403, 0803, 0805, 0900, 0901		Elementy robocze łyżki	Pozytywna, brak danych ilościowych	Zanam-Legmet Legnica

Maszyna	Stal	Elementy konstrukcji	Opinie	Źródło informacji
Koparka SRs-1200	Hardox 400	Noże czerpaków	Umiarkowanie pozytywna	KWB „Konin”
Koparka KWK-1500	Hardox 500	Komplety blach ślizgowych	Brak opinii	-

Charakterystyczne cechy prezentowanych stali to przede wszystkim: drobnoziarnistość w stanie normalizowanym (skutkująca po obróbce cieplnej drobnodispersyjnymi strukturami pomartenzycywnymi), bardzo wysokie właściwości wytrzymałościowe oraz specjalnie podkreślana przez producenta dobra odporność na zużywanie ściernie. Producent w celach komercyjnych opracował nawet program WearCalc™ (rys. 16 i tabela 17), pozwalający na wyznaczenie „względnego czasu życia” wybranych gatunków stali Hardox w złożonych warunkach pracy.



Rys. 16. Względny czas życia stali Hardox w środowisku kwarcu odniesiona do stali niskowęglowej według WearCalc™ [47,48]

Tabela 17. Względny czas życia stali Hardox w różnych środowiskach ciernych na podstawie WearCalc™ [23,48]

	Granit	Wapień	Kwarc	Bazalt	Piryt
	Względny czas życia materiału				
Stal niskowęglowa	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
Hardox 400	1,6	1,8	1,3	1,8	1,5
Hardox 450	2,8	2,5	1,5	2,5	2,5
Hardox 500	3,4	3,4	1,7	3,1	3,2
Hardox 600	11,4	8,3	5,6	25,0	25,0

Omawiane cechy stali są uzyskiwane przez precyzyjnie dobrany skład chemiczny oraz niską zawartość domieszek szkodliwych (P i S). W tabeli 18 i 19 przedstawiono składy chemiczne oraz wybrane właściwości mechaniczne tych materiałów. W obrębie tego samego gatunku stale Hardox mają zróżnicowane zawartości węgla i dodatków stopowych (Cr, Ni, Mo). Zróżnicowanie to jest zależne od grubości blachy. W ten sposób, przy stałej zawartości boru (max 0,004 %B) regulowana jest hartowność tych materiałów (jednorodna struktura blach). Budowę strukturalną stali Hardox determinują oprócz zawartości węgla dodatki stopowe: nikiel, mangan, chrom, molibden i wspomniany wcześniej bor. Ich wpływ na struktury i własności stali Hardox jest zróżnicowany, a ich ilości są tak dobrane, by ściśle regulować ich twardość [43,49,50].

Tabela 18. Składy chemiczne stali Hardox z uwzględnieniem grubości blach według danych producenta [51]

Grubość blachy [mm]		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B	C _{EV}	C _{ET}
		Maksymalna zawartość [%]										
Hardox HiTuf	40-70	0,200	0,500	1,600	0,020	0,010	0,700	2,000	0,700	0,005	0,55	0,36
	(70)-120	0,200	0,500	1,600	0,020	0,010	0,700	2,000	0,700	0,005	0,64	0,39
	max 0,040 %Nb max 0,060 %V (40-70 mm) max 0,090 %V (70-120 mm)											
Hardox 400	3-10	0,150	0,700	1,600	0,025	0,010	0,300	0,250	0,250	0,004	0,33	0,23
	(10)-20	0,150	0,700	1,600	0,025	0,010	0,500	0,250	0,250	0,004	0,37	0,27
	(20)-32	0,180	0,700	1,600	0,025	0,010	1,000	0,250	0,250	0,004	0,48	0,29
	(32)-45	0,220	0,700	1,600	0,025	0,010	1,400	0,500	0,600	0,004	0,57	0,31
	(45)-51	0,220	0,700	1,600	0,025	0,010	1,400	0,500	0,600	0,004	0,57	0,38
	(51)-80	0,270	0,700	1,600	0,025	0,010	1,400	1,000	0,600	0,004	0,65	0,41
	(80)-130	0,320	0,700	1,600	0,025	0,010	1,400	1,500	0,600	0,004	0,73	0,48
Hardox 450	3-10	0,190	0,700	1,600	0,025	0,010	0,250	0,250	0,250	0,004	0,41	0,30
	(10)-20	0,210	0,700	1,600	0,025	0,010	0,500	0,250	0,250	0,004	0,47	0,34
	(20)-40	0,230	0,700	1,600	0,025	0,010	1,000	0,250	0,250	0,004	0,57	0,37
	(40)-50	0,230	0,700	1,600	0,025	0,010	1,000	0,250	0,600	0,004	0,59	0,36
	(50)-80	0,260	0,700	1,600	0,025	0,010	1,400	1,000	0,600	0,004	0,72	0,41
Hardox 500	4-13	0,270	0,700	1,600	0,025	0,010	1,000	0,250	0,250	0,004	0,49	0,34
	(13)-32	0,290	0,700	1,600	0,025	0,010	1,000	0,500	0,300	0,004	0,62	0,41
	(32)-40	0,290	0,700	1,600	0,025	0,010	1,000	1,000	0,600	0,004	0,64	0,43
	(40)-80	0,300	0,700	1,600	0,025	0,010	1,500	1,500	0,600	0,004	0,74	0,46
Hardox 550	10-50	0,370	0,500	1,300	0,020	0,010	1,400	1,400	0,600	0,004	0,72	0,48
Hardox 600	8-30	0,45	0,700	1,000	0,015	0,010	1,200	2,500	0,800	0,004	0,73	0,55
	(30)-50	0,47	0,700	1,000	0,015	0,010	1,200	2,500	0,800	0,004	0,84	0,59
$C_{EV} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} \quad (\text{według IIW}) \quad (5)$												
$C_{ET} = C + \frac{Mn + Mo}{10} + \frac{Cr + Cu}{20} + \frac{Ni}{40} \quad (\text{według SEW088}) \quad (6)$												

Tabela 19. Wybrane właściwości mechaniczne stali Hardox według danych producenta [51]

		Hardox HiTuf	Hardox 400	Hardox 450	Hardox 500	Hardox 550	Hardox 600
Twardość	HB	310÷370	370÷430	425÷475	470÷540	525÷575	570÷640
$R_{p0,2}$	MPa	950÷850	1000	1200	1300	1400	1650
R_m	MPa	980÷900	1250	1400	1550	1700	2000
A_5	%	16	10	10	8	7	7
KV_{-40}	J	95÷70	45	40	30	30	20

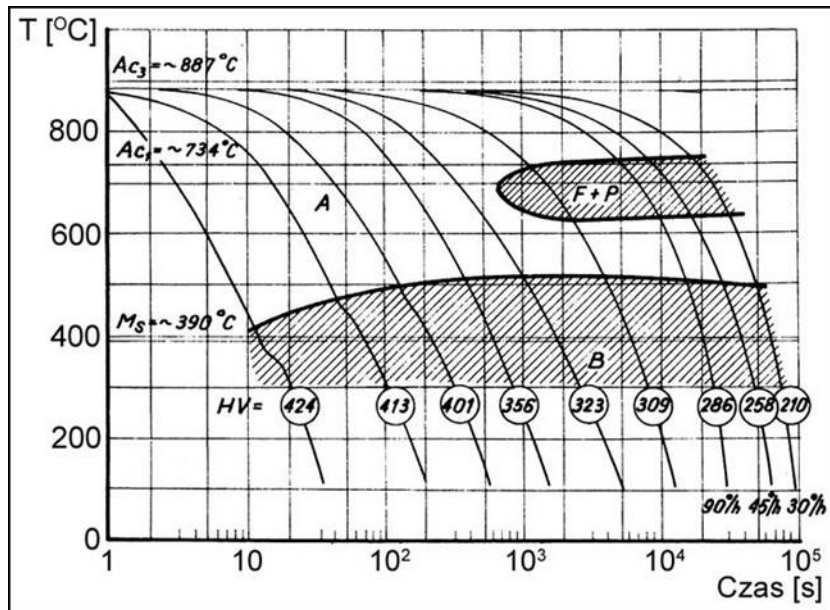
Rozpatrując role wybranych pierwiastków w składzie chemicznym można stwierdzić, że nikiel (w ilości do 2,5 %) obniża nieznacznie temperaturę austenitizowania, nie wpływa na przebieg procesów odpuszczania oraz obniża temperaturę przejścia stali w stan kruchy. Dlatego wartości pracy łamania dla stali Hardox zestawione w tabeli 18 mieszczą się w przedziale od 20÷90 J w temperaturze -40 °C (dla próbek zgodnych z kierunkiem przeróbki plastycznej). Mangan, występujący w stali Hardox, w ilościach nie przekraczających 1,6 %, wpływa na zwiększenie hartowności, roztworowo umacnia stal oraz może mieć wpływ na zmniejszenie ziaren ferrytu w czasie walcowania na gorąco [44].

Zwiększenie hartowności tych stali powodują również pierwiastki węglotwórcze (Cr, Mo) opóźniając przebieg procesów odpuszczania. Wynika to z mniejszej od cementytu szybkości koagulacji węglków chromu i molibdenu. Często dla wzmożenia tego efektu chrom i molibden (tak jak w stalach Hardox) są stosowane łącznie. Ponadto obecność molibdenu w zakresie 0,25÷0,60 % (za wyjątkiem Hardox 600) wywołuje pozytywny efekt twardości wtórnej i zapobiega nieodwracalnej kruchości odpuszczania w temperaturze 250÷400 °C. Obecności molibdenu (min 0,20 % Mo) jest tym bardziej znacząca, że chrom (podobnie jak fosfor i inne domieszki śladowe) zwiększają skłonność do kruchości odpuszczania. Również nikiel i mangan w obecności chromu sprzyjają temu procesowi. Zbliżoną funkcję do molibdenu w stalach Hardox odgrywa bor, zwiększając silnie hartowność w stalach przedeutektoidalnych. Efekt ten jest tym intensywniejszy im w stali występuje drobniejsze ziarno i im stal zawiera mniej węgla (stale z grupy Hardox są produkowane jako drobnoziarniste) [44].

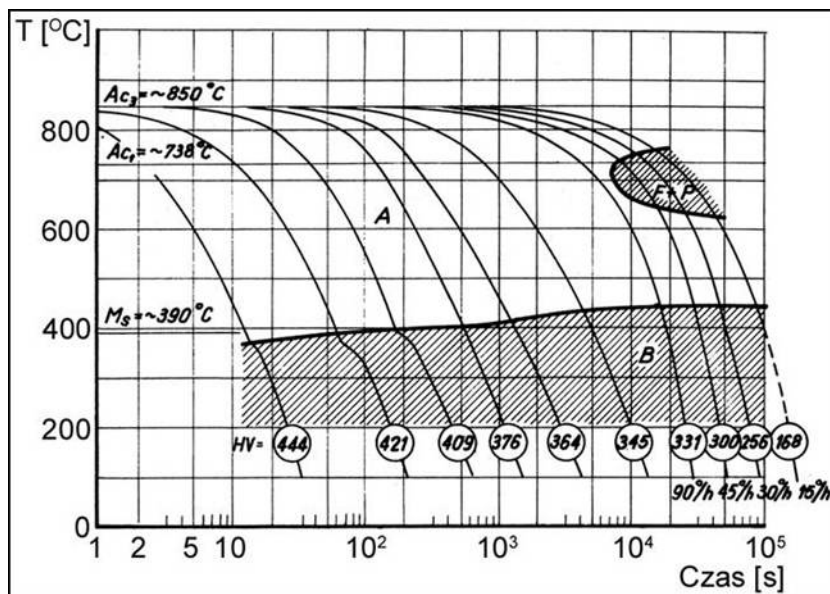
Stale z dodatkiem boru rozpowszechniły się już w okresie II wojny światowej. Była to grupa stali bainitycznych, spawalnych o dużej wytrzymałości. Struktury typu bainitycznego otrzymywano w dużych przekrojach poprzez normalizowanie. Działanie boru, opóźniające wydzielanie się ferrytu i przemianę perlityczną, jest szczególnie wyraźne w obecności molibdenu. Na rys. 17 i 18 przedstawiono wykresy CTP_c dla stali o zbliżonym do stali Hardox składzie chemicznym (bez boru i z borem), a w tabeli 20 zestawiono dane dotyczące składu chemicznego tych stali ze stalą Hardox 400 (dla różnej grubości blachy). Wpływ boru na hartowność stali oraz na położenie linii na wykresie CTP_i (dla stali o zbliżonym składzie chemicznym) przedstawiono graficznie na rys. 19 i 20 [44,50].

Wpływ dodatku boru oraz innych pierwiastków takich, jak niob lub tytan ma również istotny wpływ na zmniejszenie współczynnika węglowego C_E (CEV) przy

jednoczesnym wzroście własności mechanicznych omawianej grupy stali. W praktyce wymaga to wprowadzenia do ciekłej kąpieli aluminium (w celu odtlenienia stali). Mikrododatek tytanu (niekiedy cyrkonu) stanowi osłonę dla boru przeciwdziałającą wiązaniu się tego pierwiastka z tlenem i azotem. W sytuacji niedostatecznego odtlenienia stali, jednocześnie z Al_2O_3 tworzy się tlenek B_2O_3 , a w stanie stałym stabilne azotki AlN i BN . Według autorów prac [52÷55] część boru związana z azotem i tlenem jest wyeliminowana z oddziaływania na hartowność stali, pozostała natomiast wiąże się w austenicie (po wyczerpaniu azotu) w węglkoborki $M_{23}(C,B)_6$. Pozostałe pierwiastki (Nb i Ti) wiążą się w stabilne węgliki, azotki i węglikoazotki ograniczające rozrost ziaren austenitu podczas procesu hartowania stali.



Rys. 17. Wykres CTP_c dla stali o składzie chemicznym (0,16 %C, 1,45 %Mn, 1,48 %Cr, 0,81 %Ni, 0,41 %Mo, bez boru) [50]

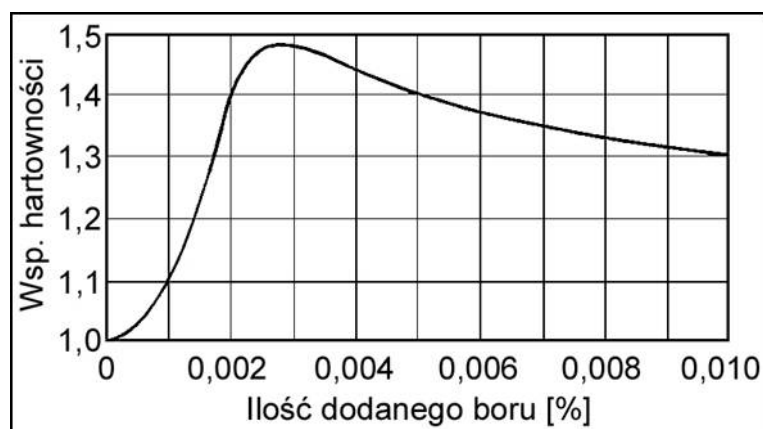


Rys. 18. Wykres CTP_c dla stali o składzie chemicznym (0,16 %C, 1,45 %Mn, 1,48 %Cr, 0,81 %Ni, 0,41 %Mo) z zawartością 0,0017 %B [50]

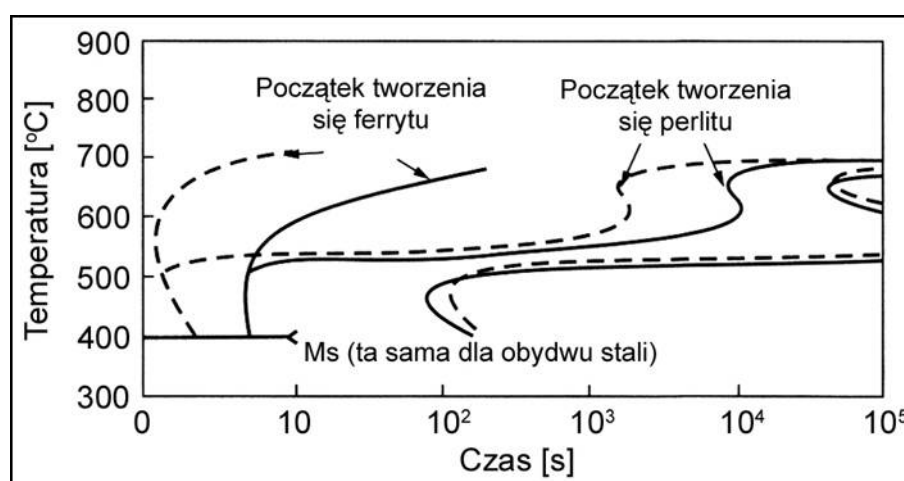
Tabela 20. Stale o zbliżonych składach chemicznych do stali Hardox [56,57]

		1	2	3	Hardox 400
C	%	0,1	0,1	0,16	0,150÷0,320
Si	%	-	-	-	max 0,700
Mn	%	-	1,5	1,45	max 1,600
Cr	%	-	2,0	1,48	0,300÷1,400
Ni	%	-	-	0,81	0,250÷1,500
Mo	%	0,5	0,5	0,41	0,250÷0,600
B	%	Razem z Mo	Razem z Mo	0,0023	max 0,004
R_m	MPa	~ 590	~ 1100	Brak danych	1250

1, 2, 3 – kolejne numery wczesnych stali zawierających mikrodozatek boru - stąd wynika brak oznaczeń gatunków tych stali, które w danych literaturowych [56,57] z 1965 roku przytaczane były jedynie na podstawie składu chemicznego



Rys. 19. Wpływ dodatku boru na współczynnik hartowności stali. Podana zawartość boru jest ilością dodawaną do stali a nie zawartością rzeczywistą (mniejszą) [49]



Rys. 20. Wpływ dodatku boru na położenie linii wykresu CTP_i w stali o składzie chemicznym: 0,16 %C, 0,60 %Mn, 1,92 %Ni, 0,27 %Mo, zbliżonym do Hardox 400. Linie przerywane dotyczą stali bez boru, linie ciągłe dotyczą stali z zawartością 0,0017 %B [49]

Następstwem wprowadzenia do stali mikrododatków boru, niobu i tytanu jest zmniejszenie zawartości węgla, chromu i krzemu a tym samym wydatne obniżenie równoważnika węgla C_E (CEV).

Na podstawie wcześniejszych rozważań należy podkreślić znaczącą rolę molibdenu i boru w stalach Hardox. Wynika z nich, iż stale tej grupy powstały drogą ewolucji znanych wcześniej stali martenzytycznych i bainitycznych. Z danych zamieszczonych w tabeli 19 wynika, że osiągnięcie wytrzymałości na rozciąganie powyżej 1250 MPa (Hardox 400) w stalach bainitycznych jest mało prawdopodobne ($R_m = 530 \div 1200$ MPa) [49]. Wiadomo również, że mikrostruktura odpuszczonego martenzytu w stosunku do odpuszczonego w tej samej temperaturze bainitu wykazuje wyższe właściwości mechaniczne [49]. Także stosunek R_e/R_m w funkcji temperatury przejścia plastyczno-kruchego jest korzystniejszy w przypadku struktur o orientacji pomartenzytycznej [44]. W tabeli 20 zestawiono wybrane właściwości stali Hardox 400 w odniesieniu do stali o zbliżonych składach chemicznych z mikrododatkiem boru.

Oprócz cech opisywanych powyżej, stale Hardox HiTuf, Hardox 400 i Hardox 450 są dobrze spawalne (nawet bez wstępnego podgrzewania do grubości blachy 50 mm). Mogą być również poddawane obróbce skrawaniem przy pomocy wyspecjalizowanych narzędzi wykonywanych ze stali szybko tnących lub węglików spiekanych. Możliwe jest także ich kształtowanie poprzez gięcie na prasach krawędziowych oraz za pomocą walców. Charakterystyki stali Hardox dotyczące ich spawalności, skrawalności oraz podatności do przeróbki plastycznej przedstawiono również w pracy [45] oraz materiałach producenta [58÷64]. Ponadto wybrane własności tych stali są tematyką niniejszej pracy badawczej, dlatego też przedstawione zagadnienia mają jedynie charakter sygnałny.

Prowadzone rozważania dowodzą, iż stale Hardox zostały zaprojektowane zgodnie z podstawami zasadami projektowania materiałowego stosowanymi we współczesnej inżynierii materiałowej [42]. Z tego względu stale typu Hardox stanowią nowoczesną grupę materiałową godną odrębnej uwagi i prowadzenia badań. Analiza danych od producenta stali Hardox oraz nielicznych jeszcze doniesień naukowych zawierających wyniki badań [np. 65÷71] spowodowała podjęcie prac mających prowadzić do szerszych zastosowań stali Hardox w budowie maszyn. Rozszerzenie możliwości aplikacyjnych omawianych stali powinno być umotywowane licznymi badaniami własnymi. Potrzebę badań laboratoryjnych dostrzega także producent, potwierdzając ich celowość w celu realizacji specyficznych zastosowań. Światowy rynek materiałowy notuje również pojawienie się zbliżonych pod względem własności do stali Hardox określanych, jako „odporne na ścieranie”. Są to między innymi stale: Fora, Raex, HTK, Endura i inne, które próbują między sobą konkurować. Dlatego też istnieje potrzeba badań porównawczych tych grup materiałów [72]. Poza danymi o charakterze informacyjno-reklamowym nie znaleziono informacji (w szczególności ilościowych) dotyczących danych eksploatacyjnych stali Hardox. Nie natrafiono także na badania strukturalne tych materiałów, ani na prace określające relacje między strukturą (stanem obróbki cieplnej) a właściwościami stali Hardox.

3. Teza i cel pracy

Literaturowe rozpoznanie stanu wiedzy na temat martenzytycznych stali Hardox wykazało, iż praktycznie jedynym źródłem informacji na ich temat są charakterystyki pochodzące od producenta tych materiałów. W takim stanie rzeczy racjonalna, a przede wszystkim odpowiedzialna wypowiedź na temat możliwości ich zastosowań, na przykład w maszynach podstawowych węgla brunatnego, wymaga realizacji programu badań („strategii laboratorium”) identyfikującego ich struktury i właściwości ukierunkowane na realne warunki ich potencjalnych zastosowań. W teoretycznej części pracy zawarto argumenty dotyczące możliwości wykorzystania stali Hardox w znacznie szerszym zakresie niż zużywanie ściernie. Tezę pracy można, zatem sformułować następująco:

Możliwości aplikacyjne trudnościeralnych stali typu Hardox mogą ulec znacznemu rozszerzeniu. Oprócz wykorzystania tych stali w warunkach zużywania ściernego, możliwe jest uwzględnienie w dotychczasowych zastosowaniach ich bardzo wysokich właściwości wytrzymałościowych i zdolności do przenoszenia obciążeń o charakterze dynamicznym. Własnością wymagającą szczegółowego rozpatrzenia są struktury, właściwości i możliwości obróbki cieplnej połączeń spawanych.

3.1. Cele i zakres pracy

3.1.1. Cel naukowy

Celem naukowym jest identyfikacja budowy fazowej i strukturalnej stali Hardox w aspekcie ich wybranych właściwości i różnych stanów obróbki cieplnej oraz przeprowadzenie analizy porównawczej tych stali z innymi materiałami o zbliżonych strukturach i własnościach (stale typu HTK, Fora, Raex, ArmoX). Ponadto cel naukowy rozprawy obejmuje identyfikację oraz interpretację budowy połączeń spawanych wraz z metodami ich obróbki cieplnej i weryfikacją uzyskanych rezultatów w toku eksperymentu eksploatacyjnego.

3.1.2. Cel aplikacyjny

Oprócz zagadnień badawczych objętych celem naukowym w niniejszej rozprawie określono dodatkowo cel praktyczny pracy mogący posłużyć do aplikacji uzyskanych wyników badań. Zakłada on wskazanie i uzasadnienie, wynikami badań własnych, obszaru potencjalnych zastosowań stali Hardox w maszynach wydobywczych węgla brunatnego. Ponadto zakłada się opracowanie kryteriów oceny wykonywania i obróbki cieplnej połączeń spawanych w warunkach eksploatacyjnych.

3.1.3. Zakres pracy

Realizację postawionych w rozprawie doktorskiej celów zaplanowano w dziewięciu głównych etapach. Poszczególne etapy scharakteryzowano następująco:

Etap I

Rozpoznanie stanu zagadnienia dotyczącego problemów zużywania elementów maszyn ukierunkowane na warunki eksploatacyjne maszyn roboczych ciężkich. Określenie czynników wpływających na proces zużycia oraz analiza różnych procesów zużywania wraz z określeniem metodyki badawczej. Podstawowy obszar rozpoznania powinien skupić się na zagadnieniach zużycia ściernego stali, a zwłaszcza wpływie mikrostruktury na odporność na ścieranie. Ponadto określono i scharakteryzowano warunki eksploatacyjne maszyn roboczych.

Etap I zakłada krytyczną analizę dotychczasowych rozwiązań materiałowych zespołów odpornych na zużywanie ściernie w maszynach górniczych węgla brunatnego. Oprócz powyższego w przedkładanym etapie badawczym zakłada się wykonanie podstawowej charakterystyki tworzyw metalicznych stosowanych na zespoły maszyn górniczych oraz wyszczególnienie w tych urządzeniach potencjalnych elementów i punktów konstrukcyjnych najbardziej narażonych na proces zużycia ściernego.

Etap II

Charakterystyka stali odpornych na zużywanie ściernie o strukturze pomartenzytycznej – stale typu Hardox. Szczegółowe opracowanie metodyki badawczej umożliwiającej realizację celu naukowego i aplikacyjnego.

Etap III

Analizy składu chemicznego oraz badania metalograficzne materiałów w stanie dostarczenia celem określenia ich cech mikrostrukturalnych. Metodyka badawcza na tym etapie pracy obejmuje między innymi zastosowanie metod mikroskopii świetlnej i elektronowej do badań struktury stali Hardox.

Etap IV

Wykonanie połączeń płyt ze stali Hardox metodą spawania łukiem krytym pod topnikiem. Wykorzystanie materiałów o różnej grubości z uwzględnieniem procedur spawalniczych określonych przez producenta stali Hardox.

Etap V

Przeprowadzenie zabiegów obróbki cieplnej materiałów w stanie dostarczenia. Obróbka cieplna jest niemal zawsze stosowana dla modyfikowania i uzyskania wymaganych właściwości strukturalnych i mechanicznych tego typu stali. Polega ona głównie na wyżarzaniu normalizującym (w celu rozdrobnienia struktury) oraz hartowaniu i odpuszczaniu w różnych temperaturach.

Etap VI

Wykonanie podstawowych badań własności mechanicznych i pomiarów twardości. Na tym etapie pracy badawczej przewiduje się doświadczalne wyznaczenie podstawowych wskaźników wytrzymałościowych stali Hardox (R_m , $R_{p0,2}$ i A_5) w temperaturze otoczenia. Przeprowadzenie statycznej próby rozciągania stali Hardox na próbkach wytrzymałościowych wykonanych z materiału w stanie dostarczenia i po normalizowaniu oraz próbek połączeń spawanych tych stali.

Badania odporności materiału na obciążenia dynamiczne w temperaturach otoczenia oraz obniżonych, realizowane metodą udarową Charpiego. Preparatyka próbek udarnościowych obejmuje materiały w stanie dostarczenia i po wyżarzaniu normalizującym. Planuje się wykonanie badań fraktograficznych próbek poddanych próbom udarności.

Ponadto prowadzone badania na tym etapie uzupełnione będą o pomiary twardości materiałów w różnych stanach obróbki cieplnej oraz rozkłady twardości połączeń spawanych według opracowanej metodyki badawczej.

Etap VII

Wykonanie testów laboratoryjnych odporności na zużywanie ściernie stali Hardox na testerze T-07 w obecności luźnego ścierniwa, na próbkach w stanie dostarczenia oraz po obróbce cieplnej. Poddanie próbek, wykonanych według tej samej preparatyki, badaniom odporności warstwy wierzchniej na ścieranie w warunkach obciążenia dynamicznego.

Etap VIII

Realizacja eksperymentu eksploatacyjnego w warunkach rzeczywistych obciążeń o charakterze udarowo-ściernym. Dobór odpowiednich i reprezentatywnych elementów konstrukcji maszyn wydobywczych węgla brunatnego w ujęciu możliwości zastosowania wybranych wariantów materiałowych (stale Hardox).

Etap IX

Podsumowanie wyników badań własnych trudnościeralnych stali Hardox.
Przeprowadzenie analizy porównawczej badanych materiałów z tworzywami
oferowanymi przez innych producentów opracowanych do podobnych zastosowań.

4. Metodyka badań

4.1. Analiza składu chemicznego

Analizy składów chemicznych wykonano metodą grawimetryczną w laboratorium chemicznym Zakładu Materiałoznawstwa Instytutu Materiałoznawstwa i Mechaniki Technicznej Politechniki Wrocławskiej. Analizy przeprowadzono na wiórkach pobranych z całego przekroju poprzecznego materiału badawczego po usunięciu warstwy częściowego odwęglenia. Ze względu na wysoką twardość stali Hardox do pobrania wiórów zastosowano wiertła w całości wykonane z węglików spiekanych, oznaczone YSD 060.

Mikroanalizy składów chemicznych przeprowadzono z zastosowaniem mikroanalizatora promieniowania rentgenowskiego Oxford LINK ISIS-300 sprzężonego z mikroskopem skaningowym JEOL JSM-5800LV. Do analiz stosowano napięcie przyspieszające 20 i 25 kV. Rezultaty mikroanaliz rejestrowano graficznie w formie wykresów widm energetycznych promieniowania rentgenowskiego, które ze względu na wykryte pierwiastki poddawano następnie analizie ilościowej z zastosowaniem metody korekcji ZAF. Próbki przed badaniami napyłano warstwą amorficznego węgla i z tego względu pierwiastek ten nie był analizowany pod względem ilościowym.

4.2. Badania z zastosowaniem mikroskopii świetlnej i skaningowej

Do obserwacji mikrostruktury stali wykorzystano mikroskop świetlny Neophot 32. Obserwacje prowadzono przy powiększeniach w zakresie 25÷2000 razy. Rejestrację obrazów mikrostruktur wykonywano, sprzężoną z mikroskopem, kamerą cyfrową Visitron Systems z wykorzystaniem oprogramowania Spot Advanced.

Obserwacje mikrostruktury przy większych powiększeniach oraz analizy składu chemicznego, morfologii i rodzaju faz prowadzono z zastosowaniem elektronowego mikroskopu skaningowego JEOL JSM-5800LV, sprzężonego z mikroanalizatorem promieniowania rentgenowskiego Oxford LINK ISIS-300. W trakcie badań stosowano napięcie przyspieszające 20 i 25 kV. Obserwacje mikrostruktury prowadzono w kontraście materiałowym wykorzystując detektory *SE* oraz *BSE*. Przed obserwacjami mikroskopowymi próbki napyłano amorficznym węglem.

Obserwacje mikroskopowe z zastosowaniem metod mikroskopii świetlnej prowadzono w stanie nietrawionym oraz po wytrawieniu z zastosowaniem konwencjonalnych metod chemicznych. Do ujawnienia mikrostruktury zastosowano odczynniki chemiczne przeznaczone do stali niskostopowej oraz niestopowej według PN- 75/H-04512.

Obserwacje makroskopowe połączeń spawanych przeprowadzono z wykorzystaniem mikroskopu świetlnego Neophot 32 oraz mikroskopów stereoskopowych PZO i SMT 800 współpracujących z aparatem cyfrowym Nikon Cooplix 990 i kamerą cyfrową Visitron Systems. Do trawienia makroskopowego złącz spawanych zastosowano 10 % roztwór HNO_3 (odczynnik Adlera).

4.3. Badania z zastosowaniem mikroskopii transmisyjnej

Badania mikrostruktury metodami mikroskopii transmisyjnej realizowano przy pomocy mikroskopów Philips EM 400 o napięciu przyspieszającym 120 keV i JEOL 2000X o napięciu przyspieszającym 200 keV. Stosowano powiększenia do 120 000 razy. Badania prowadzono w laboratorium Mikroskopii Elektronowej w Zakładzie Materiałoznawstwa Politechniki Wrocławskiej oraz w Uniwersytetach Technicznych w Hanowerze i Duisburgu.

Materiał do badań pobrano z arkuszy blach bezpośrednio dostarczonych przez producenta stosując technologię cięcia wysokoenergetycznym strumieniem wody ze ścierniwem oraz metodę elektroiskrową drutem mosiężnym $\phi 0,3$ mm. Do cięcia elektroiskrowego wykorzystano elektrodrażarkę typu Servomet SMD. Stosowano napięcie około 100÷150 V z przepływem i filtrowaniem nafty. Powyższe metody cięcia umożliwiały pobranie próbek badawczych z zachowaniem pierwotnej struktury stali z wybranego fragmentu płyty lub spoiny.

Preparatyka próbek obejmowała wykonanie cienkich folii o wymaganej grubości 80÷100 μm , które w następnej kolejności polerowano lub poddano dalszemu ścienianiu technikami dimplowania i polerowania elektrolitycznego. Do zagłębiania stosowano urządzenie Gatan Dimpler-Grinder. Polerowanie elektrolityczne wykonano na urządzeniach Struers Tenupol-3 oraz Fischione 120. Używano odczynników chemicznych opracowanych w Zakładzie Materiałoznawstwa oznaczonych symbolem WD oraz stosowano natężenie prądu 100 μA i temperaturę 4÷12 $^{\circ}\text{C}$. Wybrane folie poddawano krótkotrwałemu, dodatkowemu czyszczeniu i ścienianiu jonowemu w urządzeniu skonstruowanym w Zakładzie Materiałoznawstwa oraz urządzeniu PIPS GATAN 615, stosując jony argonu i napięcie przyspieszające 5 kV.

Do analizy fazowej na podstawie dyfraktogramów elektronowych wykorzystano program komputerowy DYFR-POL opracowany w Zakładzie Materiałoznawstwa Politechniki Wrocławskiej oraz literaturę [73-83]. Ponadto program został rozbudowany o bazę danych opracowaną przez autora pracy [84] obejmującą 171 faz (głównie węgliki i azotki) mogących wystąpić w badanym materiale.

4.4. Badania z zastosowaniem rentgenowskiej analizy strukturalnej

Do badań metodą rentgenowskiej analizy strukturalnej zastosowano dyfraktometr rentgenowski URD-6 z lampą kobaltową i miedzianą. Stosowano zakresy pomiarowe od $2\theta_{\min} = 6^\circ$ do $2\theta_{\max} = 130^\circ$ z krokiem wynoszącym $0,06^\circ$. Próbki do badań o powierzchni około 200 mm^2 przed badaniami szlifowano na papierach o zróżnicowanej gradacji ziarna dla uzyskania wymaganej chropowatości powierzchni. Do identyfikacji faz wykorzystano zasoby elektronicznej bazy danych znajdujące się w Zakładzie Materiałoznawstwa oraz zasoby literaturowe [73 i 74].

W badaniach rentgenograficznych zastosowano również dyfraktometr XStress 3000 firmy Stresstech Oy do pomiaru wartości naprężeń szczytowych połączeń spawanych. Aparatura umożliwiała wykonanie analiz w zakresie pomiarowym $2\theta = 125 \div 162^\circ$ i rozmiarem plamki $0,8 \div 5,0 \text{ mm}$.

4.5. Pomiary twardości i mikrotwardości

Pomiary twardości i mikrotwardości przeprowadzono zgodnie z normami PN-EN ISO 6507-1, PN-ISO 6507-3, PN-91/H-04360 i PN-91/H-04350 metodą Vickersa i Brinella wykorzystując twardościomierze Zwick 3212, Dia Testor 3A i Reichert. Wykonywano minimum po pięć pomiarów na jednej próbce lub w wybranym obszarze mikrostruktury. Rozkłady twardości połączeń spawanych wykonano zgodnie z normami PN-EN 1043-1 i PN-EN 1321. W pomiarach twardości stosowano obciążenie odpowiednio: metodą Vickersa 10 kG (98,07 N), metodą Brinella 750 kG (7358 N, kulka $R 2,5 \text{ mm}$), natomiast w pomiarach mikrotwardości 20 G (0,19612 N). Wyniki pomiarów uśredniano oraz określano przedziały ufności i odchylenie standardowe według rozkładu t-Studenta.

4.6. Badania właściwości mechanicznych

Badania właściwości mechanicznych w temperaturze otoczenia obejmowały próby statycznego rozciągania, badania odporności na zużywanie ściernie oraz udarowości. Ponadto wykonano próby udarowości zarówno w temperaturze otoczenia jak i w temperaturach obniżonych.

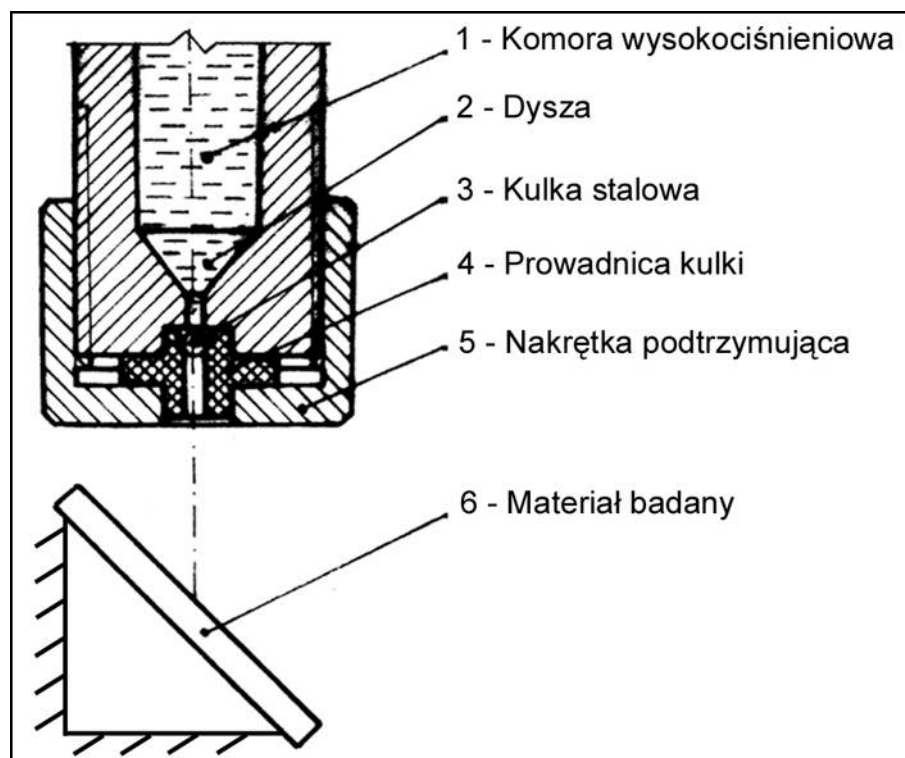
Statyczną próbę rozciągania przeprowadzono zgodnie z normą PN-EN 10002-1+AC1 i PN-EN 895 stosując maszyny wytrzymałościowe firmy Instron model 1126 oraz MTS 810. Zakresy pomiarowe odpowiednio wynosiły: $0 \div 50 \text{ kN}$ (działka elementarna $0,5 \text{ kN}$, prędkość przesuwu belki 2 mm/min) dla brytyjskiej maszyny INSTRON oraz $0 \div 250 \text{ kN}$ dla MTS'a. Badania przeprowadzono dla materiału w stanie dostarczenia i po wyżarzaniu normalizującym, na próbkach płaskich

wykonanych zgodnie z normą PN EN 10002-1+AC1 oraz na próbkach połączeń spawanych na podstawie PN-EN 895. Wartości $R_{p0,2}$, R_m oraz A_5 uśredniano, określano przedziały ufności i odchylenie standardowe według rozkładu t-Studenta.

Badania odporności na zużywanie ściernie przeprowadzono na testerze do badania ścieralności T-07 w obecności luźnego ścierniwa zgodnie z normą PN-76/M-59115. Próby wykonano według następujących parametrów:

- a) Rodzaj ruchu – ślizgowy.
- b) Stałe obciążenia podczas styku $F = 44 \text{ N}$ ($\Delta F = 0,25 \text{ N}$).
- c) Czas trwania testu – 10 lub 30 minut (odpowiednio 600 lub 1800 obrotów cyklu) w zależności od twardości materiału.
- d) Rodzaj ścierniwa – elektrokorund nr 90.
- e) Materiał wzorcowy – stal gatunku 45 w stanie normalizowanym.

Badania odporności udarowo-ścierniej warstwy wierzchniej stali Hardox poddanej miejscowemu obciążeniu dynamicznemu zrealizowano na urządzeniu skonstruowanym w Instytucie Techniki Ciepłej i Mechaniki Płynów Politechniki Wrocławskiej. Analizę geometrii powierzchni po próbach wykonano w Instytucie Technologii i Automatyzacji Maszyn Politechniki Wrocławskiej. Stanowisko badawcze (rys. 21) umożliwiało nadanie żądanej prędkości elementarnej cząstce ścierniej, która przy uderzeniu o powierzchnię materiału powodowała mierzalne, powtarzalne zmiany parametrów geometrycznych powierzchni. Prędkość cząstki ścierniej nadawano metodą balistyczną.



Rys. 21. Schemat stanowiska badawczego do badania odporności udarowo-ścierniej warstwy wierzchniej [85]

Wykorzystując energię spalania ładunku prochowego nadawano energię kinetyczną tłokowi, który powodował wzrost ciśnienia cieczy w komorze wysokociśnieniowej (1) i jej wypływ z dużą prędkością przez dyszę (2). Ciecz przekazywała energię kulce stalowej (3), która uderzała o powierzchnię badanej próbki (6), powodując jej zużycie udarowo-ściernie w postaci krateru. Położenie próbki

(o wymiarach 30x30x3 mm) względem powierzchni roboczej urządzenia było ustalane zgodnie z położeniem narzędzia w maszynach odspajających złoza gruntowe [85,86].

Parametry badań były następujące:

- a) Odległość wylotu dyszy od badanej powierzchni próbki $L = 50$ mm.
- b) Kąt uderzenia strumienia $\alpha = 45^\circ$.
- c) Czynnik nośny – woda destylowana.
- d) Materiał ścierniwa – kulka ze stali łożyskowej ŁH 15 o średnicy 2 mm.

Pomiar odkształceń plastycznych i badania metalograficzne przeprowadzono przy użyciu mikroskopu stereoskopowego typu SMT 800, mikroskopu świetlnego Neophot 32 sprzężonego z kamerą Vistron Systems oraz elektronowego mikroskopu skaningowego JEOL JSM 5800 LV. Rejestrację oraz pomiar parametrów profilu chropowatości i falistości powierzchni przeprowadzono za pomocą profilografometru Form Talysurf 120L firmy Rank Taylor Hobson Limited. Pomiar odbywał się w oparciu o zasadę odwzorowania zarysu profilu badanej powierzchni za pomocą igły diamentowej.

Próby udarności realizowano za pomocą młota Charpiego (KV150) według PN-EN 10045-1. Próbki do badań pobrano z materiału w stanie dostarczenia i po normalizowaniu uwzględniając oba kierunki przeróbki plastycznej. Pracę łamania określano w celu wyznaczenia krzywej przejścia plastyczno-kruczego dla następujących wartości temperatury: -40°C , -20°C , 0°C , $+20^\circ\text{C}$.

4.7. Zabiegi obróbki cieplnej

Obróbkę cieplną przeprowadzono w Instytucie Materiałoznawstwa i Mechaniki Technicznej Politechniki Wrocławskiej w konwencjonalnych piecach sylitowych oraz w laboratoryjnym piecu próżniowym SECO/WARWICK 3/2 przy średnim ciśnieniu 5 Pa. Stosowano różne warianty czasowo-temperaturowe obróbki, które zostały szczegółowo omówione w dalszych części pracy.

4.8. Połączenia spawane

Połączenia spawane wykonano w stoczni rzecznej Stocznia-Konstal Wrocław, specjalizującej się w wykonywaniu wielkogabarytowych konstrukcji stalowych berek technikami spawalniczymi. Połączenia stali Hardox wykonano technologią spawania łukiem krytym pod topnikiem (SAW) z uwzględnieniem materiałów spawalniczych i parametrów spawania sugerowanych przez producenta badanych stali. Do wykonania próbek wykorzystano arkusze blachy ze stali Hardox o grubościach 6÷12 mm, które łączono spoiną dwustronną według następujących parametrów gwarantujących prawidłowy przetop materiału:

- a) Minimalne natężenie prądu dla pierwszej warstwy spoiny $I_1 = 300$ A.
- b) Minimalne natężenie prądu dla drugiej warstwy spoiny $I_2 = 500$ A.
- c) Napięcie prądu łuku elektrycznego obu warstw spoiny $U = 30$ V.
- d) Stała prędkość spawania $v = 0,35$ m/min.

Jako materiały spawalnicze zastosowano: drut spawalniczy Multimet IMT9 ϕ 3 mm oraz topnik Lincoln Electric FX 780-25. Szczegółowe właściwości poszczególnych materiałów oraz pominięte w tym punkcie parametry spawania zreferowano w części badawczej niniejszej rozprawy doktorskiej.

4.9. Próby eksploatacyjne

Eksperyment eksploatacyjny zrealizowano w Kopalni Węgla Brunatnego BOT KWB Turów S.A. na koparce KWK-1500s (K-9). Miejsce montażu materiału badawczego określono na podstawie obserwacji miejsc najbardziej narażonych na proces zużywania i na podstawie danych eksploatacyjnych kopalni. Płyty ze stali Hardox (o wymiarach 400x200x12 i 400x200x15) przeznaczono do montażu na zsuwni stałej koła czepakowego w miejscu największego oddziaływania urobku. Czas trwania eksperymentu określono na 600 godzin roboczych maszyny.

5. Badania własne

5.1. Materiał badawczy

Do wstępnych badań metalograficznych zgromadzono kilkanaście fragmentów arkuszy blach wykonanych ze stali Hardox. W wyniku selekcji do badań wykorzystano blachy Hardox 400 i Hardox 500 (w różnych grubościach). Ze względu na fakt, iż stale typu Hardox oferowane są wyłącznie przez szwedzki koncern SSAB-Oxelösund, dostępność ich pozostałych gatunków była znacznie utrudniona, a w skali jednostkowej prawie niemożliwa. Ponadto Hardox 600, oferowany jako tworzywo o najwyższych wskaźnikach wytrzymałościowych, znacznie odbiega pod względem składu chemicznego od pozostałych gatunków stali Hardox i zbliżona jest ona do stali narzędziowej. Odpowiednikiem Hardox 600 może być stal konstrukcyjna do ulepszenia cieplnego gatunku 40HNMA. W stosunku do tej stali, Hardox 600 zawiera dodatek boru, ma mniejszą ilość szkodliwych domieszek fosforu i siarki oraz podwyższoną zawartość chromu (lepsza hartowność), niklu i molibdenu (tabela 21).

Tabela 21. Porównanie wybranych właściwości stali Hardox z innymi gatunkami stali o zbliżonych właściwościach [51,87,88]

		Hardox 400	14HNBCu	Hardox 500	Hardox 600	40HNMA
		Wartości maksymalne pierwiastków				
C	%	0,150÷0,320	0,160	0,270÷0,300	0,450÷0,470	0,37÷0,44
Si	%	0,700	0,230	0,700	0,700	0,17÷0,37
Mn	%	1,600	0,890	1,600	1,000	0,50÷0,80
P	%	0,025	0,018	0,025	0,015	0,030
S	%	0,010	0,025	0,010	0,010	0,025
Cr	%	0,300÷1,400	0,550	1,000÷1,500	1,200	0,600÷0,900
Ni	%	0,250÷1,500	0,840	0,250÷1,500	2,500	1,250÷1,650
Mo	%	0,250÷0,600	0,460	0,250÷0,600	0,800	0,150÷0,250
B	%	0,004	0,030	0,004	0,004	-
Cu	%	-	0,390	-	-	-
$R_{p0,2}$	MPa	1000	700	1300	1650	640÷980
R_m	MPa	1250	780÷1000	1550	2000	830÷1380
A_5	%	10	12	8	7	9÷12
KV_{-40}	J	45	35	30	35	32÷48

Z powyższych powodów ograniczono się do prac badawczych tylko dwóch wybranych gatunków stali Hardox dostarczonych bezpośrednio z huty. Materiał badawczy pobrano też z blach otrzymanych przez jednego z eksploatorów stali Hardox tj. Stocznię Konstal Wrocław (Hardox 400, grubość blachy 6 i 8 mm).

Zróżnicowany skład chemiczny w obrębie różnych gatunków stali Hardox oraz różne przebiegi obróbki cieplnej muszą skutkować zróżnicowaniem ich końcowych struktur. W świetle przeprowadzonego rozpoznania literaturowego można przyjąć, że stale Hardox łączą w sobie cechy wytrzymałościowe i strukturalne stali niskostopowych do ulepszania cieplnego (typu 40HM lub 40HNMA) i spawalnych stali niskostopowych o podwyższonej wytrzymałości (18G2, 12G2ANb, 10G2ANb, 14HNMBCu). Stanowią one zatem stale niskostopowe, spawalne, odporne na zużywanie ściernie. W związku z powyższym, w przypadku stali Hardox 400 (ale również Hardox 500), oczekuje się uzyskania struktur wyjściowych podobnych, jak w przypadku stali gatunku 14HNMBCu. Stal ta na podstawie literatury [87,88] pod względem składu chemicznego charakteryzuje się podobnymi właściwościami, jak stali Hardox 400 (tabela 21). Jako prawidłową strukturę tej stali podaje się strukturę sorbitu. W odniesieniu do stali Hardox należy oczekiwać struktur martenzytycznych (martenzyt odpuszczania) oraz struktur o orientacji pomartenzytycznej powstających podczas odpuszczania po hartowaniu.

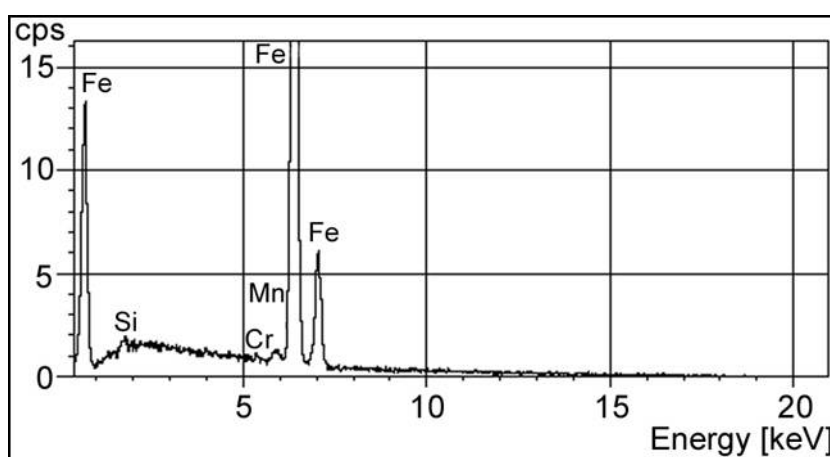
Próbki do analizy składu chemicznego oraz do badań metalograficznych pobrano metodami zapewniającymi brak zmian w strukturze stali. Do zgrubnego pobrania materiału badawczego stosowano cięcie wysokoenergetycznym strumieniem wody ze ścierniwem umożliwiającym preparatykę próbek w dowolnym kształcie i wymiarach. W przypadku, gdy była potrzeba bardziej precyzyjnego cięcia posługiwano się metodami cięcia elektroiskrowego. Do uzyskania żądanej gładkości powierzchni, stosowano szlifowanie próbek na papierach ściernych o różnej gradacji ziarna z chłodzeniem w wodzie.

5.2. Analiza składu chemicznego stali Hardox 400 i Hardox 500

Analizie chemicznej poddano próbki ze stali Hardox 400 pobrane z arkuszy blach o grubościach 6 i 8 mm. Blachę o grubości 6 mm uzyskano ze Stoczni Konstal Wrocław, gdzie jest stosowana na wykładziny komór załadowniczych barek rzecznych. Blachę ze stali Hardox 500 o grubości 8 mm zakupiono bezpośrednio od producenta (Huta SSAB Oxelösund). Analizy przeprowadzono metodami: grawimetryczną oraz mikroanalizy promieniowania rentgenowskiego. Przy wykonywaniu analiz brano pod uwagę grubość warstwy odwęglonej blach. Wyniki mikroanaliz rejestrowane były w formie wykresów spektrum widma energetycznego promieniowania rentgenowskiego. Zarejestrowane przykładowe widma zilustrowano na rys. 22÷24.

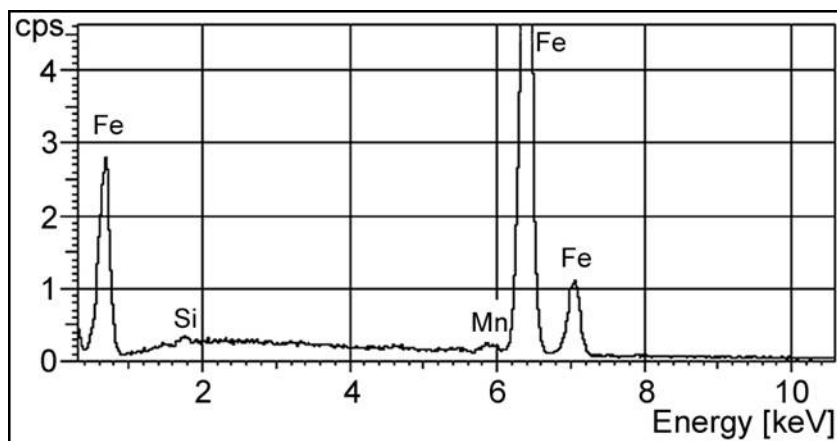
Zarejestrowane widma następnie poddawano analizie ilościowej ze względu na pierwiastki wykryte metodą EDX. Zastosowanie metody EDX do analizy składu chemicznego podyktowane było potrzebą weryfikacji wcześniejszych analiz chemicznych metodą grawimetryczną ze względu na brak lub śladowe ilości wykrytych pierwiastków w badanych stalach, które były ujęte przez ich producenta w kartach materiałowych. Średnie wyniki analiz (co najmniej pięciu pomiarów) wraz z porównaniem literaturowym [51] składu chemicznego dla badanych materiałów zestawiono w tabelach 22÷24.

Na podstawie badań składu chemicznego stali Hardox 400 i Hardox 500 stwierdzono, że zawartości pierwiastków stopowych są zbliżone do wartości podawanych przez producenta w materiałach informacyjnych [51] (tabela 18). Zastrzeżenia budzi niska zawartość w badanych materiałach molibdenu i boru. Dotyczy to w szczególności ich wpływu na właściwości stali bainitycznych i martenzytycznych. Rola molibdenu i boru w tych grupach stali została opisywana w rozdziale 2.2. W kontekście zaniżonej zawartości opisywanych pierwiastków w stalach Hardox może to skutkować niższymi właściwościami mechanicznymi badanych stali.

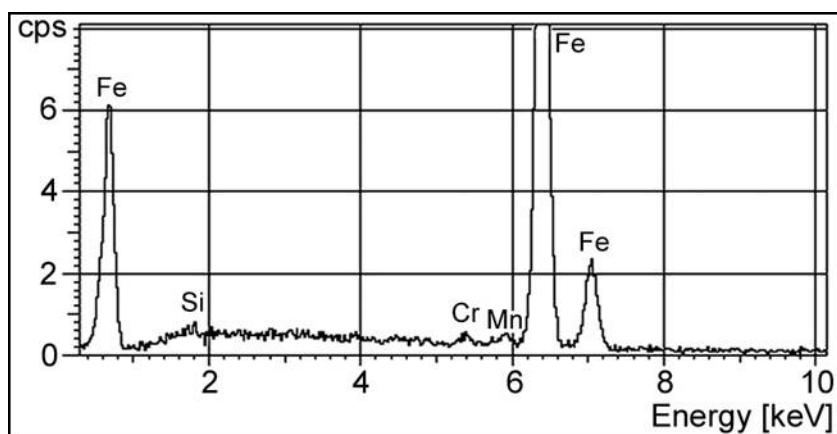


Rys. 22. Przykładowe widmo energetyczne promieniowania rentgenowskiego otrzymane z próbki ze stali Hardox 400 (grubość płyty 6 mm):

Si = 0,36 %, Mn = 1,16 %, Cr = 0,05, %Fe = 98,43 %



Rys. 23. Przykładowe widmo energetyczne promieniowania rentgenowskiego otrzymane z próbki ze stali Hardox 400 (grubość płyty 8 mm):
Si = 0,83 %, Mn = 1,47 %, Fe = 97,70 %



Rys. 24. Przykładowe widmo energetyczne promieniowania rentgenowskiego otrzymane z próbki ze stali Hardox 500 (grubość płyty 8 mm):
Si = 0,28 %, Cr = 0,71 %, Mn = 0,88 %, Fe = 98,13 %

Tabela 22. Wyniki analiz chemicznych stali Hardox 400 (grubość blachy 6 mm)

Pierwiastek		Analiza grawimetryczna	Mikroanaliza rentgenowska	Dane producenta wg [51]
Średnie wyniki wybranych analiz chemicznych				
C	%	0,150	Nie analizowano	max 0,150
Si	%	0,280	0,313	max 0,700
Mn	%	0,800	0,903	max 1,600
P	%	0,017	-	max 0,025
S	%	0,003	-	max 0,010
Cr	%	0,170	0,050	max 0,300
Ni	%	0,080	-	max 0,250
Mo	%	0,050	-	max 0,250
B	%	0,002	-	max 0,004

Tabela 23. Wyniki analiz chemicznych stali Hardox 400 (grubość blachy 8 mm)

Pierwiastek		Analiza grawimetryczna	Mikroanaliza rentgenowska	Dane producenta wg [51]
		Średnie wyniki wybranych analiz chemicznych		
C	%	0,120	Nie analizowano	max 0,150
Si	%	0,340	0,540	max 0,700
Mn	%	1,050	1,575	max 1,600
P	%	0,006	-	max 0,025
S	%	0,001	-	max 0,010
Cr	%	0,240	-	max 0,300
Ni	%	0,040	-	max 0,250
Mo	%	0,017	-	max 0,250
B	%	0,002	-	max 0,004

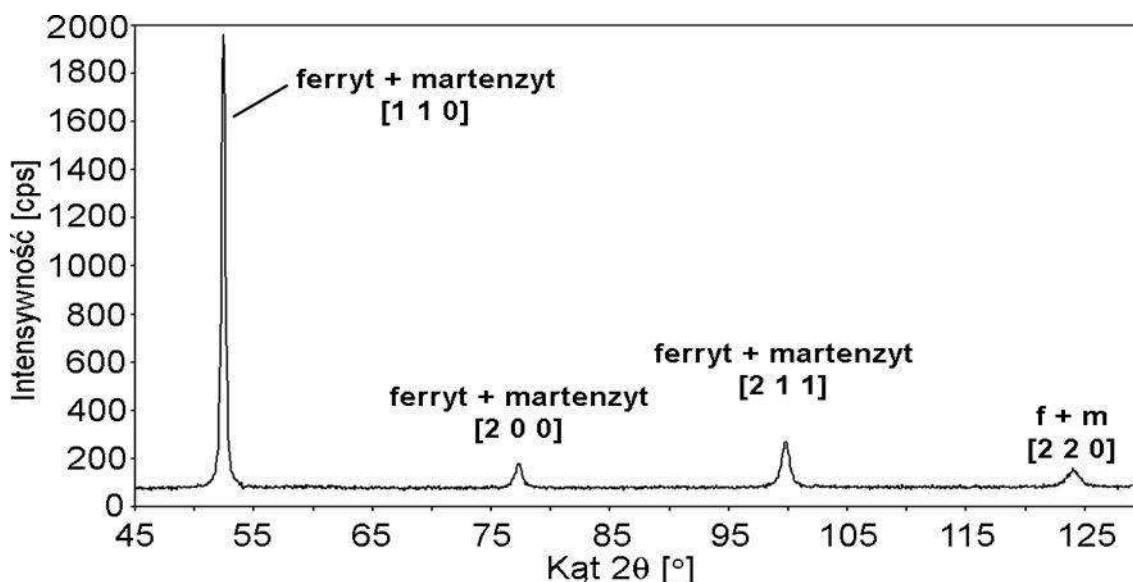
Tabela 24. Wyniki analiz chemicznych stali Hardox 500 (grubość blachy 8 mm)

Pierwiastek		Analiza grawimetryczna	Mikroanaliza rentgenowska	Dane producenta wg [51]
		Średnie wyniki wybranych analiz chemicznych		
C	%	0,260	Nie analizowano	max 0,270
Si	%	0,200	0,390	max 0,700
Mn	%	0,750	0,720	max 1,600
P	%	0,005	-	max 0,025
S	%	0,005	-	max 0,010
Cr	%	0,700	0,680	max 1,000
Ni	%	0,050	-	max 0,250
Mo	%	Ślady	-	max 0,250
B	%	0,001	-	max 0,004

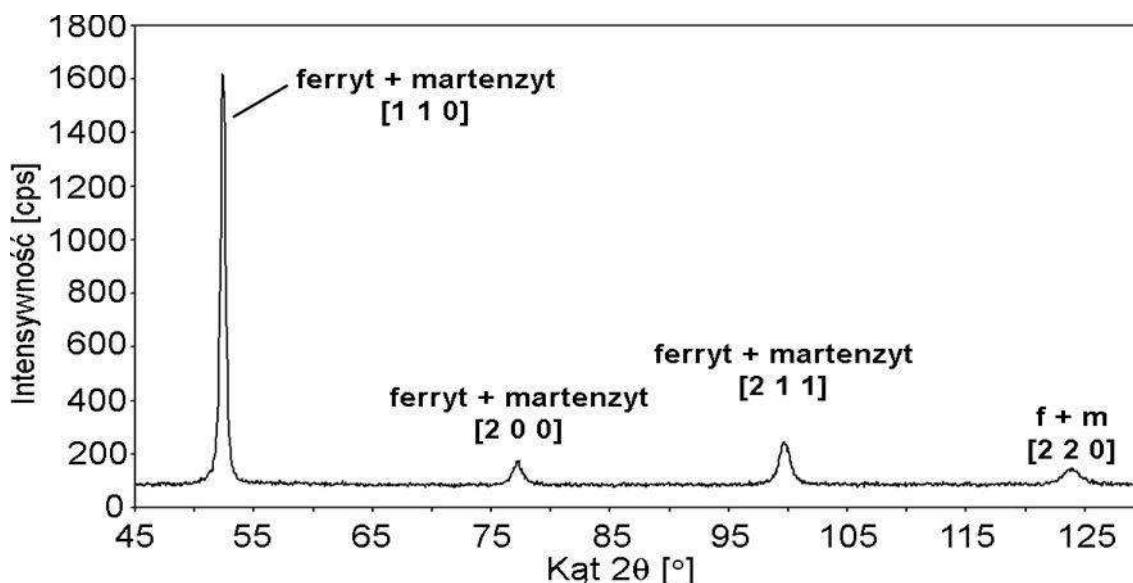
Ponadto w toku przeprowadzonych analiz składu chemicznego z zastosowaniem mikroanalizy rentgenowskiej (EDX) stwierdzono występowanie na powierzchni badanych stali wybranych pierwiastków (głównie chromu) ujętych w składzie chemicznym podawanym przez producenta, a niezidentyfikowanych w analizie grawimetrycznej wykonanej na materiale pobranym z całego przekroju próbek. Analizy metodą EDX wykazały także obecność w strukturze stali Hardox innych pierwiastków stopowych (przede wszystkim tytanu i niobu), które na podstawie danych od wytwórcy nie są ujęte w składzie chemicznym.

5.3. Badania rentgenograficzne stali Hardox w stanie dostarczenia

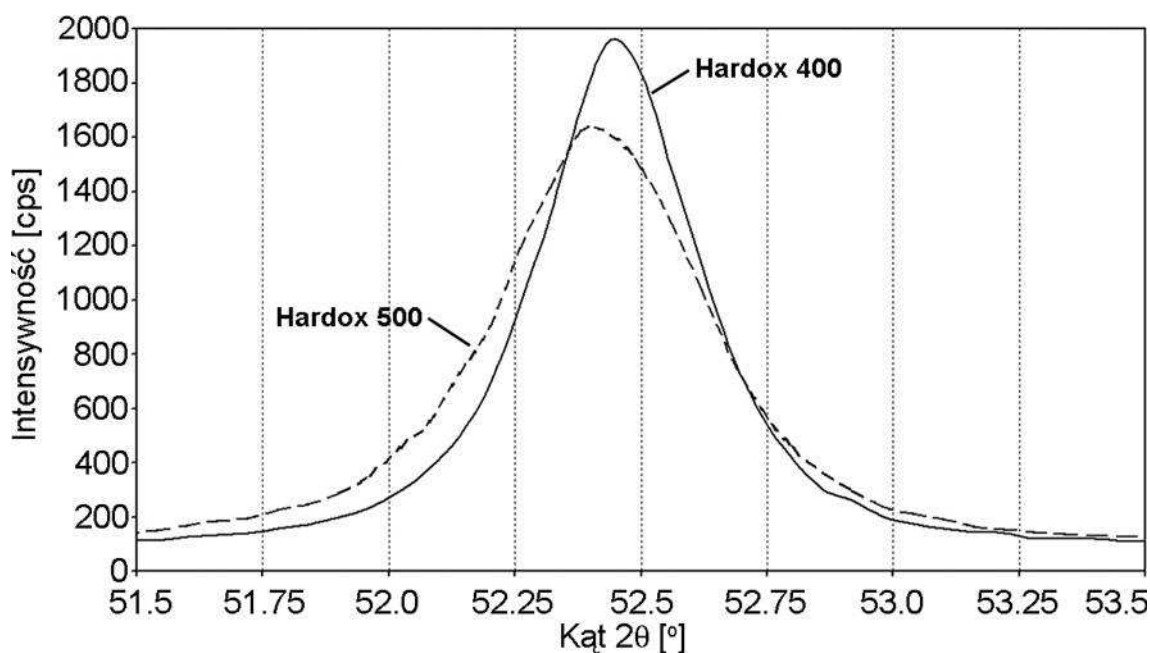
Badania rentgenograficzne wykonano na próbkach pobranych z arkuszy blach stali Hardox 400 i Hardox 500 w stanie dostarczenia o grubości 8 mm. Preparatyka obejmowała materiał badawczy przeznaczony do badań metodami mikroskopii świetlnej i elektronowej. Badania przeprowadzono w celu identyfikacji faz w stali Hardox przed dalszymi procedurami badawczymi tego materiału. Wykonano po trzy analizy na jednej próbce. Przykładowe wyniki badań pojedynczych analiz materiału przedstawiono w postaci widm promieniowania rentgenowskiego (rys. 25÷27).



Rys. 25. Widmo promieniowania rentgenowskiego stali Hardox 400 (lampa Co)



Rys. 26. Widmo promieniowania rentgenowskiego stali Hardox 500(lampa Co)



Rys. 27. Nałożone widma promieniowania rentgenowskiego stali Hardox 400 i Hardox 500 dla wybranego kąta 2θ . Promieniowanie $\text{CoK}\alpha$

Badania rentgenograficzne stali Hardox 400 i Hardox 500 wykazały obecność w strukturze tych materiałów dwóch faz: ferrytu i martenzytu. Zarówno dla Hardox 400 i Hardox 500 obrazy widm promieniowania rentgenowskiego były do siebie zbliżone (rys. 25 i 26). Podczas przemiany martenzytycznej na obrazie dyfrakcyjnym obserwujemy rozszczenie się linii dyfrakcyjnych (pików) ferrytu. Związane jest to z powstawianiem struktury tetragonalnej martenzytu. Na wykresie powoduje to poszerzenie profili pików w stronę niższych kątów 2θ i rośnie ze wzrostem zawartości węgla w martenzycie. Podobny wpływ na szerokość linii dyfrakcyjnych ma niedoskonałość struktury martenzytu rosnąca wraz z zawartością węgla.

Na rys. 27 pokazano linie dyfrakcyjne $[1\ 1\ 0]$ pochodzące od stali Hardox 400 i Hardox 500. Oszacowano, że stosunek szerokości połówkowej od Hardox 400 do szerokości połówkowej od ferrytu wynosi około 1,7. Taki sam stosunek dla stali Hardox 500 wyniósł około 2,19, co potwierdza wyraźną zależność szerokości linii dyfrakcyjnych martenzytu od zawartości w nim węgla.

5.4. Wyniki badań mikroskopowych z zastosowaniem mikroskopii świetlnej i elektronowej

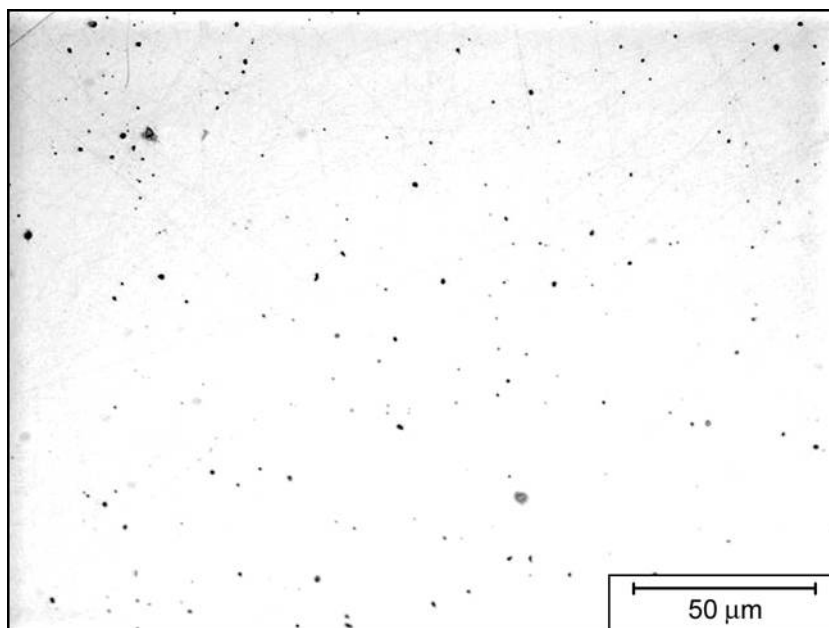
Stale Hardox według danych producenta [43,47,51,58÷64] są dostarczane po hartowaniu w wodzie i odpuszczaniu w zakresie temperatur 200÷700 °C. Stanem wyjściowym do końcowej obróbki cieplnej jest normalizowanie. Dlatego też badaniom mikroskopowym poddano stale w stanie dostarczenia oraz po wyżarzaniu normalizującym, symulującym odtworzenie struktury wyjściowej stali Hardox przed hartowaniem. Uzasadnienie obserwacji próbek w stanie normalizowanym stanowi także fakt, że stan struktury przed typową obróbką cieplną ma istotny wpływ (obok składu chemicznego) na ostateczne właściwości stali. Stale Hardox, na podstawie norm producenta, mają rozdrobnione ziarno, co dodatkowo potwierdza celowość prowadzenia obserwacji mikroskopowych tych stali po opisanym zabiegu obróbki cieplnej.

Badania mikroskopowe prowadzono na próbkach wzdłużnych ze stali Hardox 400 i Hardox 500 pobranych z płyt o grubości 8 mm. Do obserwacji metodami mikroskopii świetlnej wykorzystano próbki nietrawione oraz po wytrawieniu Mi1Fe.

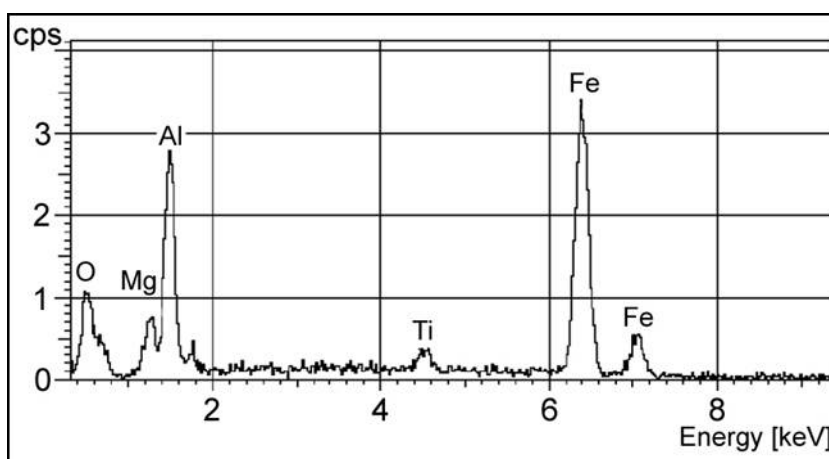
5.4.1. Badania mikroskopowe stali Hardox 400 w stanie dostarczenia

Obserwacje próbek ze stali Hardox 400 w stanie nietrawionym (wykonane zgodnie z normą ISO 4967-1979 (E)) wykazały obecność w badanej stali małej ilości rozmieszczonych równomiernie wtrąceń niemetalicznych głównie w postaci krzemianów kruchych, tlenków, azotków tytanu oraz siarczków. Ilość i rozmieszczenie wtrąceń nie przekraczały, we wszystkich badanych przypadkach wzorca nr 1 (głównie 1a) – rys. 28. Identyfikację wtrąceń niemetalicznych prowadzono metodą EDX. Przykładowe widmo energetyczne promieniowania rentgenowskiego dla stali Hardox 400 w stanie dostarczenia przedstawiono na rys. 29.

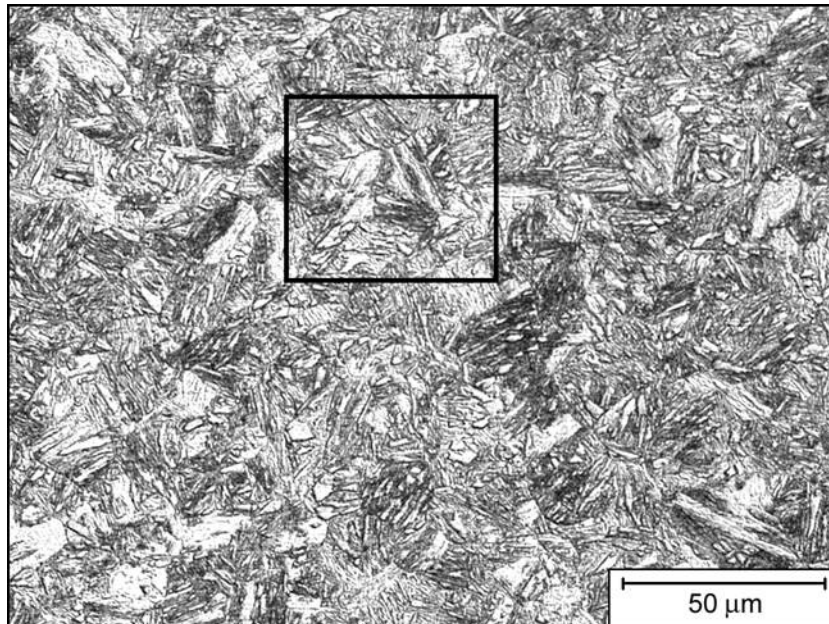
Po wytrawieniu stal Hardox 400 w stanie dostarczenia posiada strukturę martenzytu odpuszczonego (rys. 30÷33). Struktura tego materiału wykazuje dużą jednorodność na całym przekroju blachy. W pojedynczych przypadkach wykryto obecność wydzieleni faz bogatych w niob i tytan (rys. 34 i 35). Obecności tych pierwiastków nie stwierdzono w toku analiz chemicznych. Nie są też one uwzględniane przez producenta w składzie chemicznym stali.



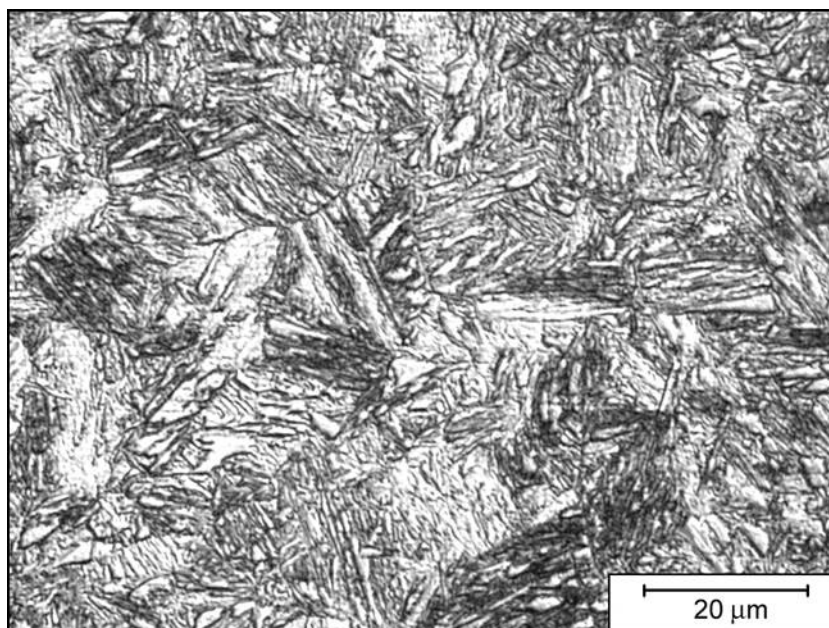
Rys. 28. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia.
 Wtrącenia niemetaliczne głównie w postaci siarczków, tlenków, krzemianów
 i azotków rozmieszczonych równomiernie na przekroju próbki.
 Stan nietrawiony, mikroskopia świetlna



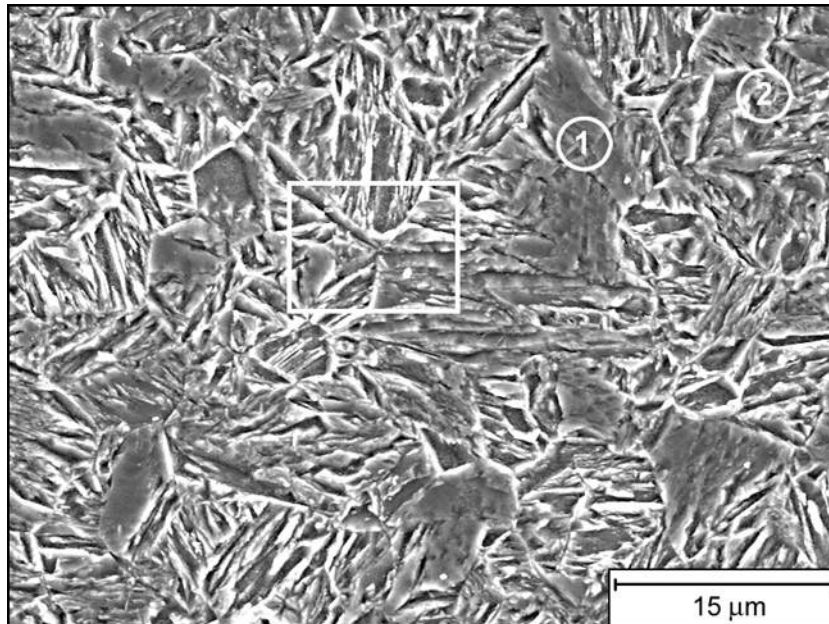
Rys. 29. Przykładowe widmo energetyczne promieniowania rentgenowskiego
 otrzymane z obszaru próbki ze stali Hardox 400 w stanie dostarczenia
 pokazanego na rys. 28:
 O = 27,53 %, Mg = 4,68 %, Al = 16,94 %, Ti = 1,96 %, Fe = 48,89 %



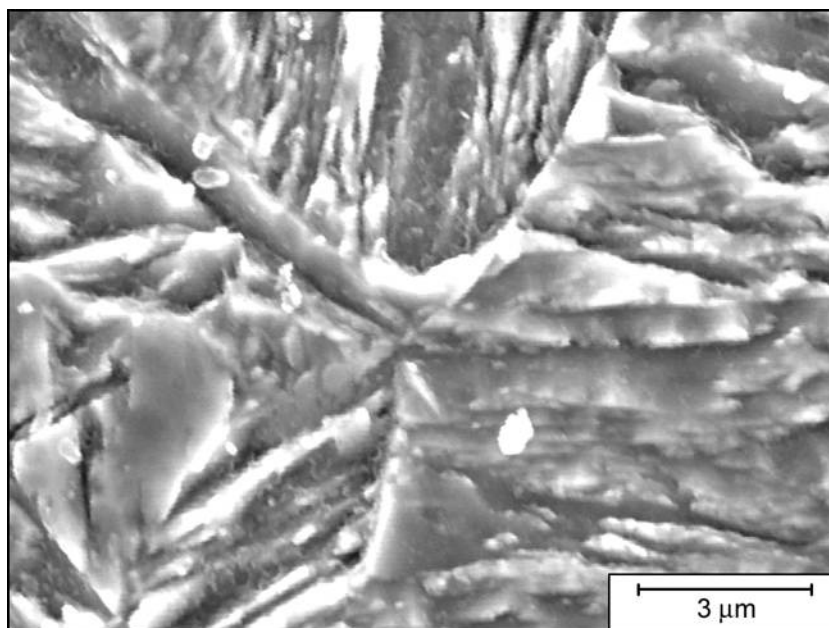
Rys. 30. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia.
Martenzyt odpuszczania.
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



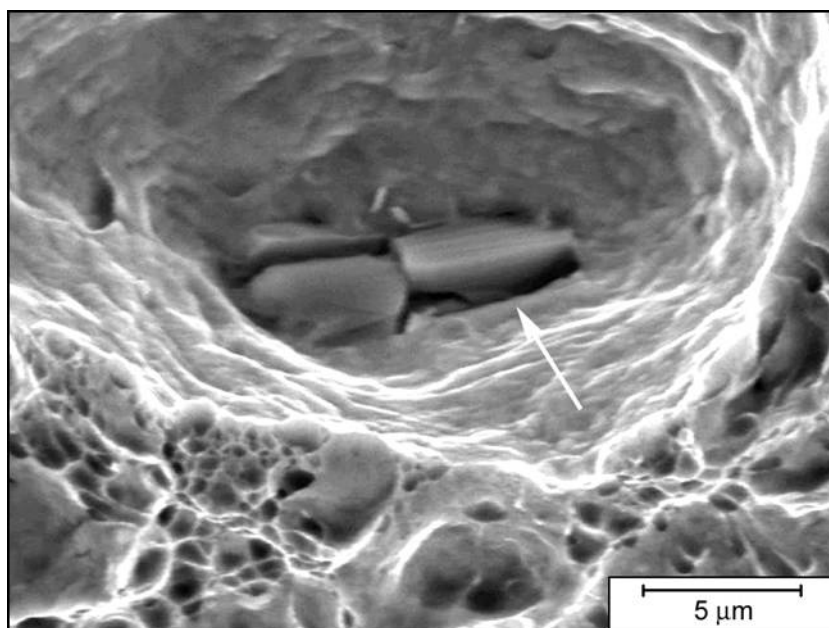
Rys. 31. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia.
Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 30.
Martenzyt odpuszczania.
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



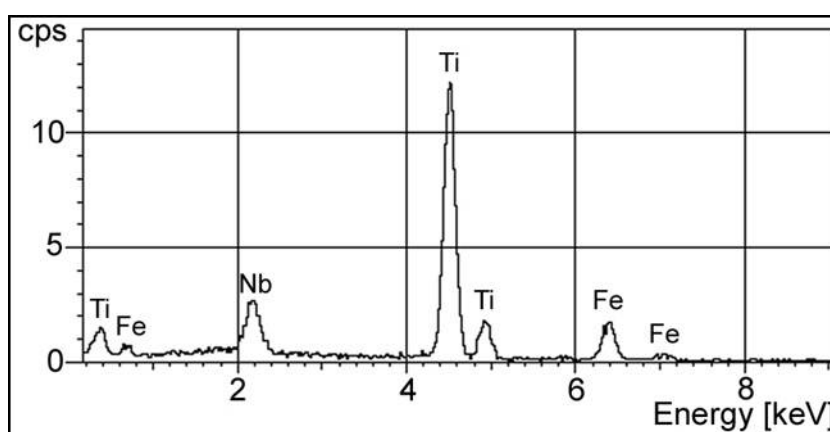
Rys. 32. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia.
Martenzyt odpuszczania (1) z sorbitem (2).
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia skaningowa



Rys. 33. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia.
Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 32.
Igły martenzytu w obszarach ziaren byłego austenitu.
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia skaningowa

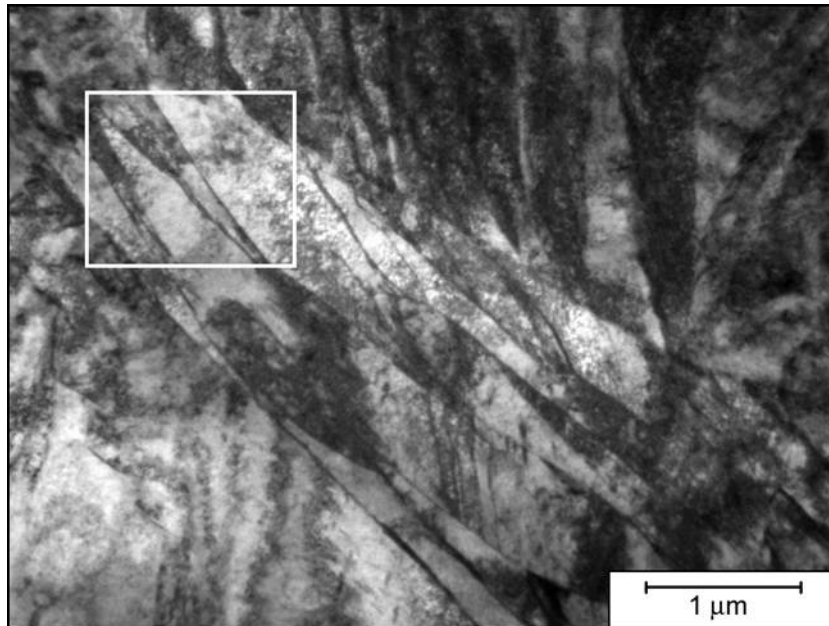


Rys. 34. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia. Wydzielenia faz bogatych w Ti i Nb na przełomie badanej stali. Strzałką oznaczono miejsce analizy spektralnej. Trawiono Mi1Fe, mikroskopia skaningowa

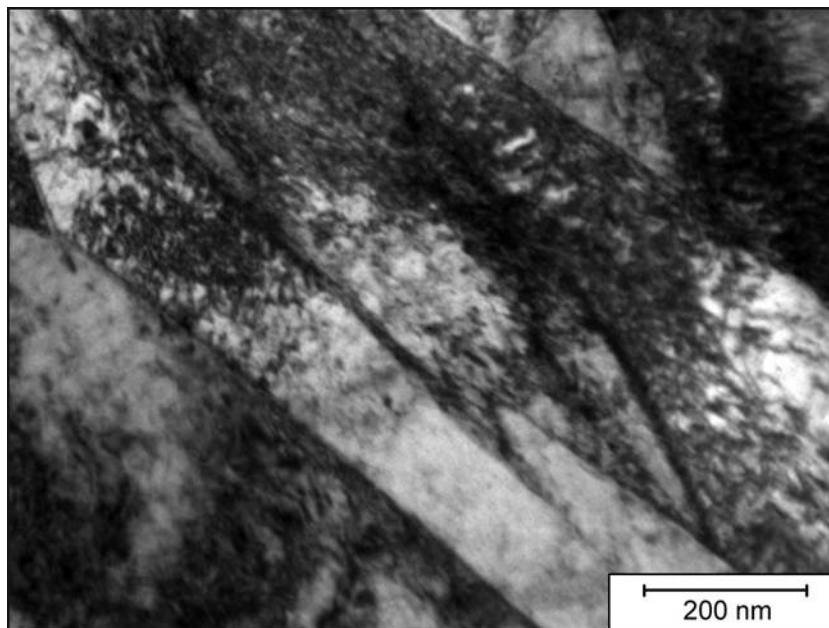


Rys. 35. Widmo energetyczne promieniowania rentgenowskiego otrzymane z wydzielenia zaznaczonego strzałką na rys. 34:
Ti = 68,03 %, Fe = 17,38 %, Nb = 14,59 %

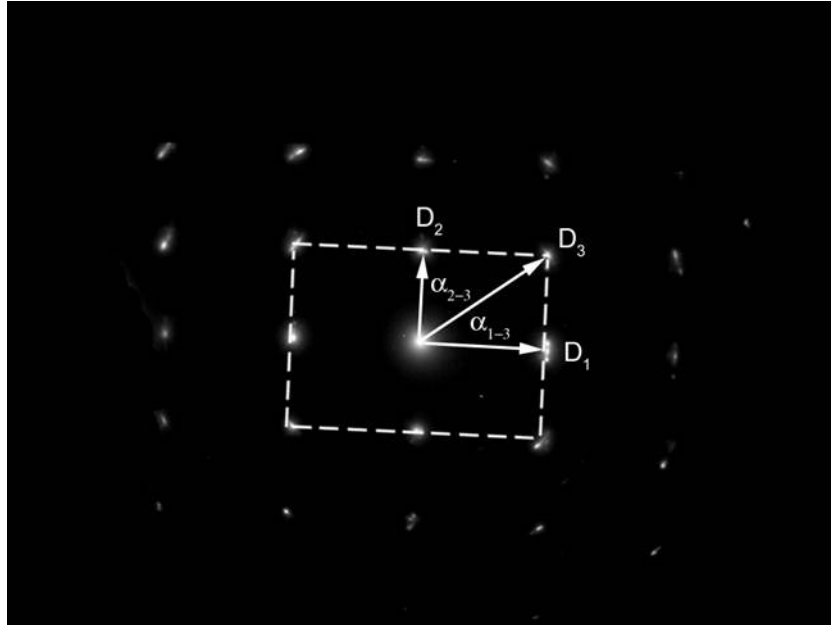
Prowadząc badania z zastosowaniem metod mikroskopii świetlnej i elektronowej (zarówno *SEM* jak i *TEM*) w stali Hardox 400 nie stwierdzono obecności austenitu szczątkowego lub skupisk wydzielen węglikowych. Jedynie zaobserwowano obecność drobnych, pojedynczych wydzielen węglików typu M_2C , M_3C_2 i M_7C_3 (głównie węglików chromu). W toku badań metodami mikroskopii transmisyjnej potwierdzono również obecność pojedynczych wydzielen faz bogatych w tytan i niob. Na podstawie analizy dyfrakcji elektronowych obecność powyższych pierwiastków utożsamiana jest z występowaniem faz węglikowych Ti_2C oraz Nb_3C_2 . Na rys. 36÷43 przedstawiono szczegółowy tok badań stali Hardox 400 metodami transmisyjnej mikroskopii elektronowej.



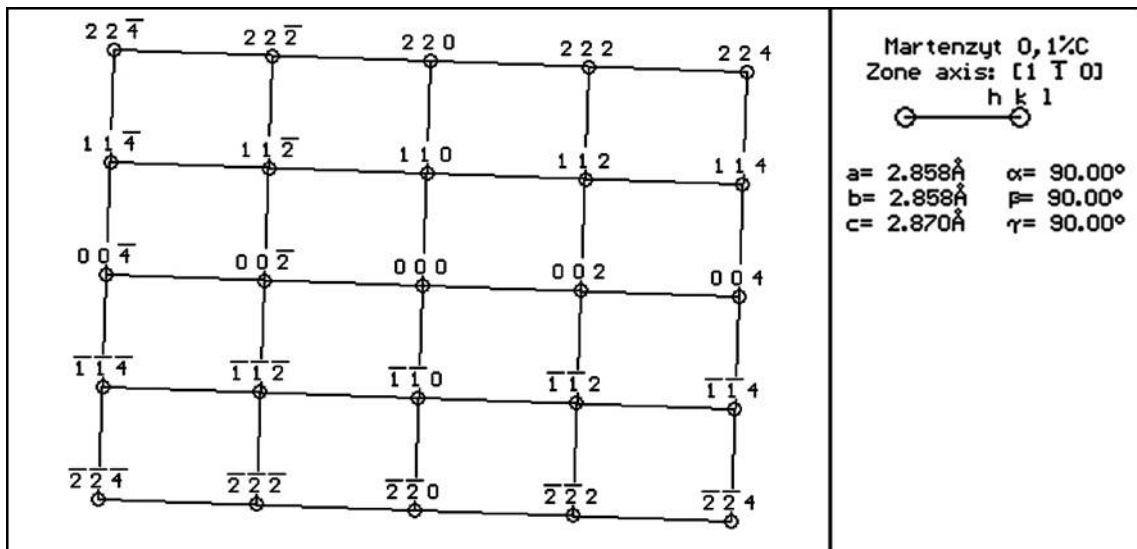
Rys. 36. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia.
Martenzyt odpuszczania.
Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



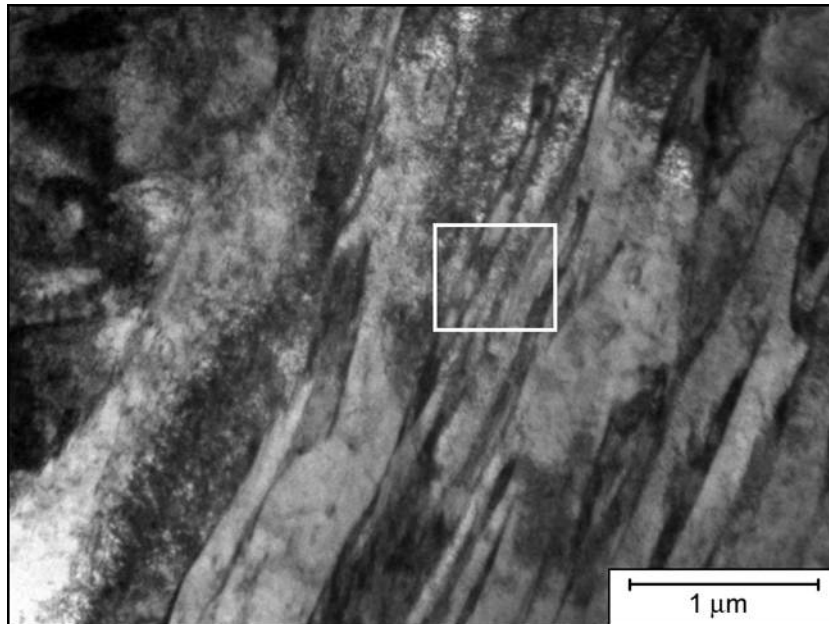
Rys. 37. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia.
Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 36.
Igły martenzytu ze średnią gęstością dyslokacji.
Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



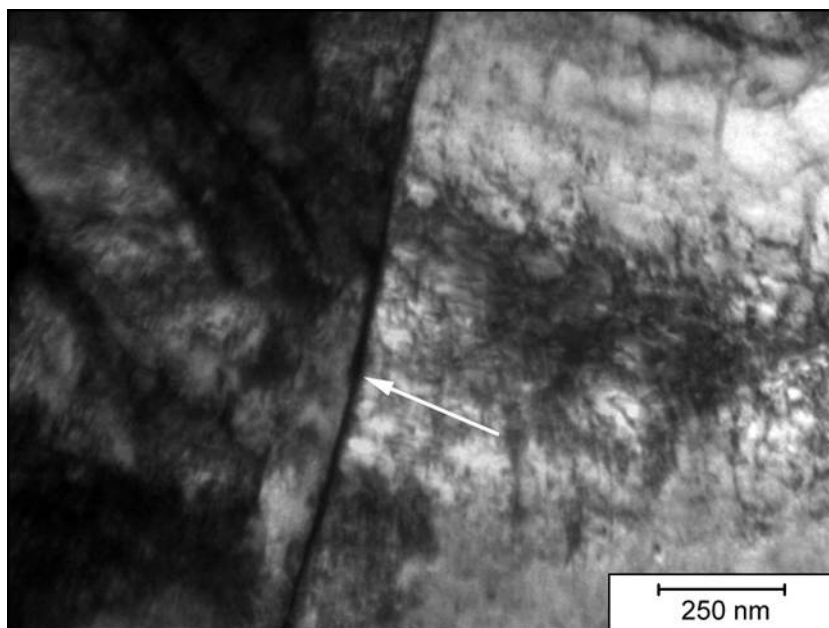
Rys. 38. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia.
 Dyfraktogram elektronowy z igły martenzytu pokazanej na rys. 37.
 Na rysunku schematycznie naniesiono kształt i orientacje osi krystalograficznych
 komórki elementarnej przyjętej do rozwiązania dyfraktogramu.
 Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



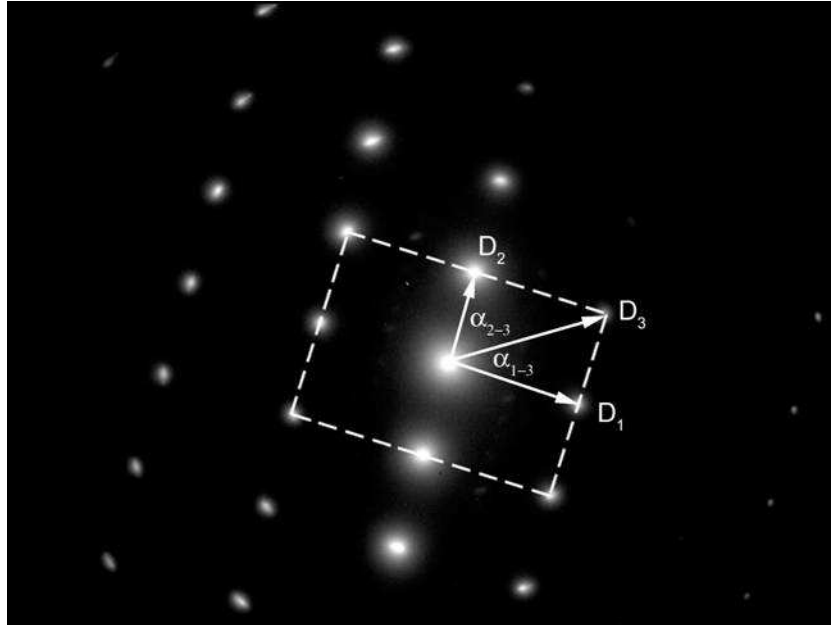
Rys. 39. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia.
 Rozwiązanie dyfraktogramu elektronowego pokazanego na rys. 38.
 Martenzyt 0,1 % węgla.
 Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



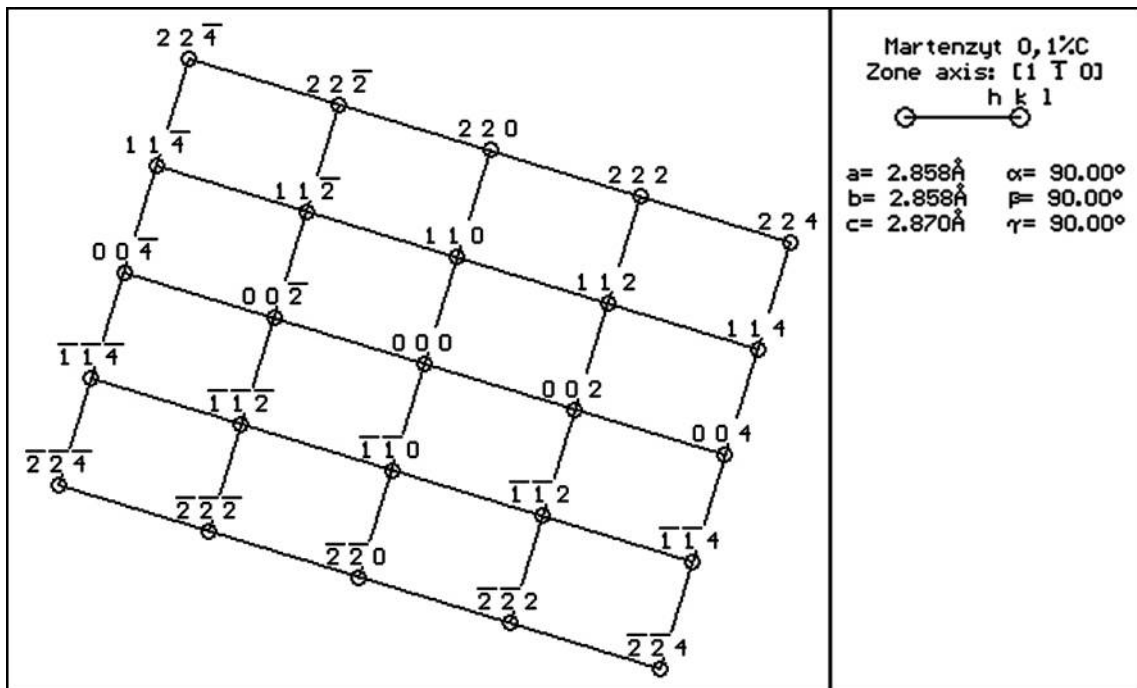
Rys. 40. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia.
Martenzyt odpuszczania o charakterze listwowym.
Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



Rys. 41. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia.
Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 40.
Igły martenzytu ze średnią gęstością dyslokacji.
Strzałką zaznaczono wyraźną granicę między igłami martenzytu.
Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



Rys. 42. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia.
 Dyfraktogram elektronowy z igły martenzytu pokazanej na rys. 41.
 Na rysunku schematycznie naniesiono kształt i orientacje osi krystalograficznych
 komórki elementarnej przyjętej do rozwiązania dyfraktogramu.
 Cienka folia, mikroskopia transmisyjna

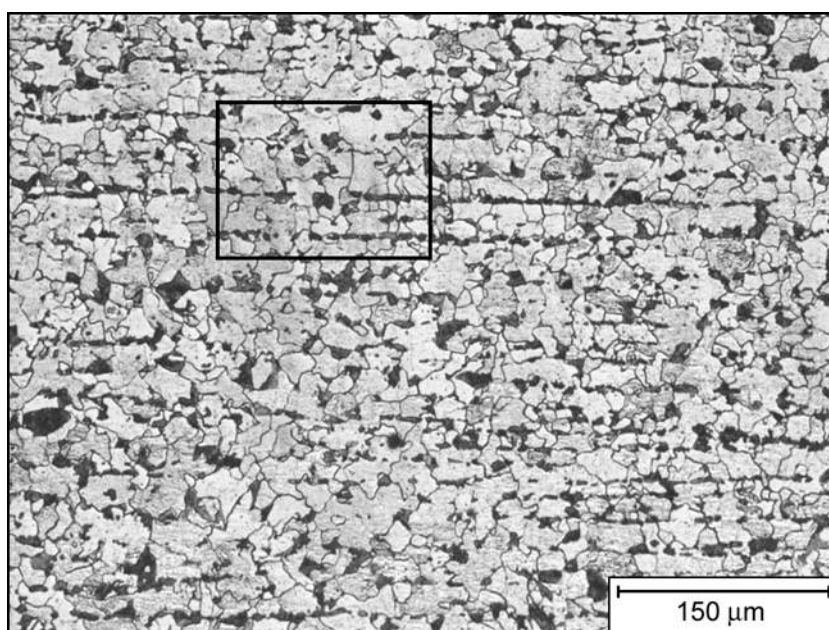


Rys. 43. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia.
 Rozwiązanie dyfraktogramu elektronowego pokazanego na rys. 42.
 Martenzyt 0,1 % węgla.
 Cienka folia, mikroskopia transmisyjna

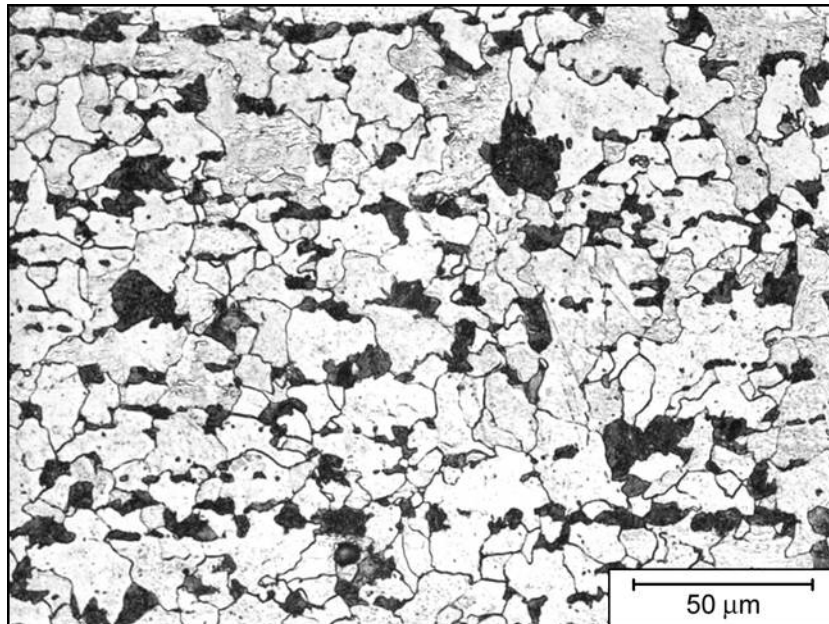
5.4.2. Badania mikroskopowe stali Hardox 400 w stanie normalizowanym

W celu odtworzenia struktury stali Hardox 400 przed hartowaniem i odpuszczaniem przeprowadzono wyżarzanie normalizujące. Uwidoczniono zarazem drobnoziarnistą budowę badanej stali. Rozdrobnienie mikrostruktury wraz ze ściśle dobranym i kontrolowanym składem chemicznym (przede wszystkim bardzo niską zawartością szkodliwych domieszek) są główną składową uzyskiwania bardzo wysokich własności wytrzymałościowych stali Hardox. W stanie normalizowanym stwierdzono w stali Hardox 400 występowanie struktury ferrytyczno-perlitycznej o niewielkim nasileniu cech pasmowości. Perlit wykazuje budowę drobnopłytkową, częściowo nieregularną. Nasilenie cech pasmowości jest zróżnicowane w obrębie wzorców (według PN-63/H-04504) od 1A do 4B. Strukturę stali Hardox 400 w stanie normalizowanym przedstawiono na rys. 44÷50.

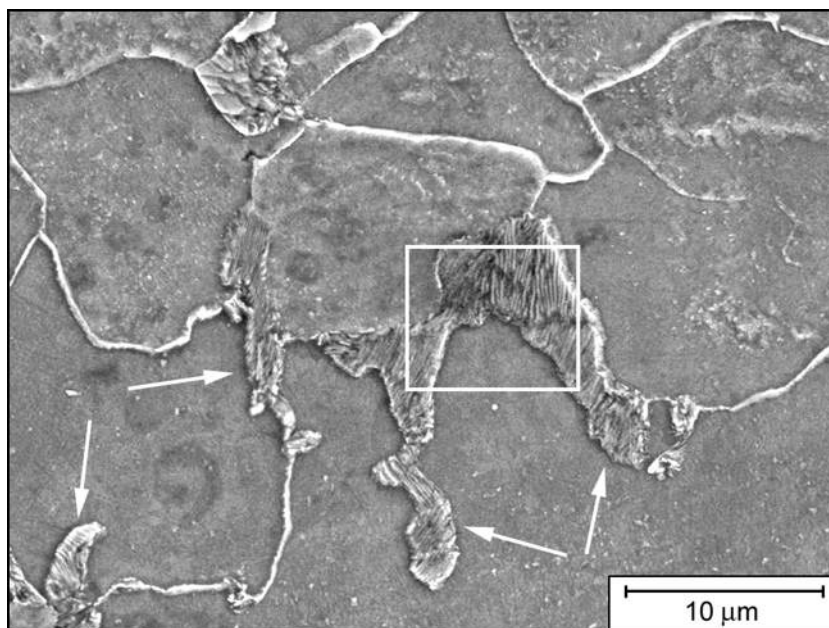
Wyniki badań stali Hardox 400 metodami mikroskopii skaningowej wykazały drobnopłytkową i częściowo nieregularną budowę perlitu po normalizowaniu (rys. 46÷50). Na rys. 49 i 50 zaznaczono nieregularne ziarna perlitu ze śladami braku rozpadu struktury stali Hardox 400 przed normalizowaniem.



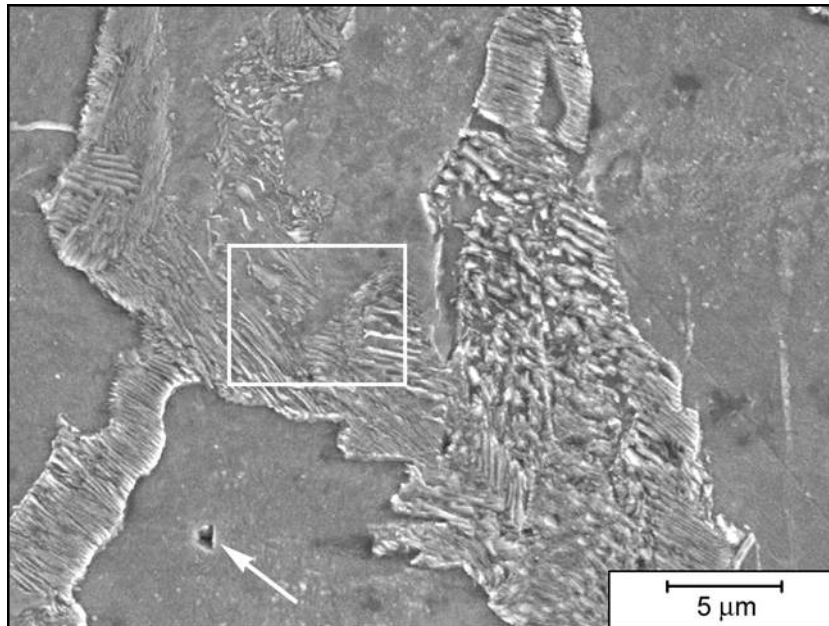
Rys. 44. Stal Hardox 400 w stanie normalizowanym. Drobnoziarnista struktura ferrytyczno-perlityczna z udziałem perlitu około 10÷15 %. Bardzo niewielkie nasilenie cech pasmowości perlitu. Trawiono $Mi1Fe$, mikroskopia świetlna



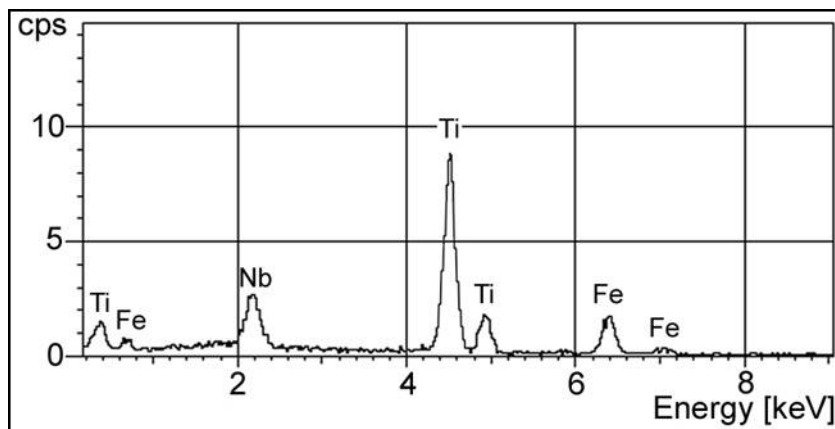
Rys. 45. Stal Hardox 400 w stanie normalizowanym.
 Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 44.
 Widoczny drobnodispersyjny perlit w osnowie równowagowych
 i nierównowagowych ziaren ferrytu.
 Brak uwidocznionej płytkowej budowy perlitu.
 Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



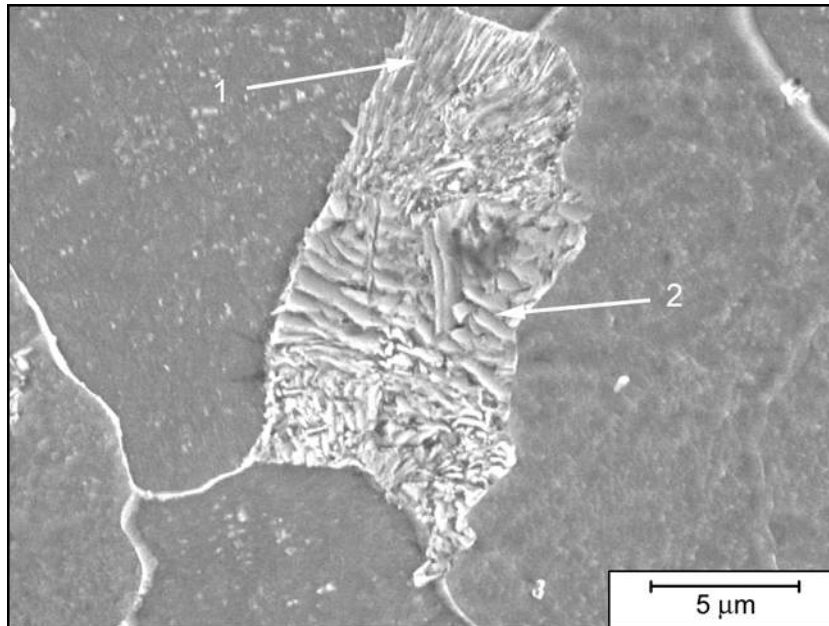
Rys. 46. Stal Hardox 400 w stanie normalizowanym.
 Powiększony fragment obszaru przedstawionego na rys. 45.
 Kolonie perlitu (zaznaczono strzałkami) na tle ziaren ferrytu.
 Perlit o budowie drobnopłytkowej.
 Trawiono Mi1Fe, mikroskopia skaningowa



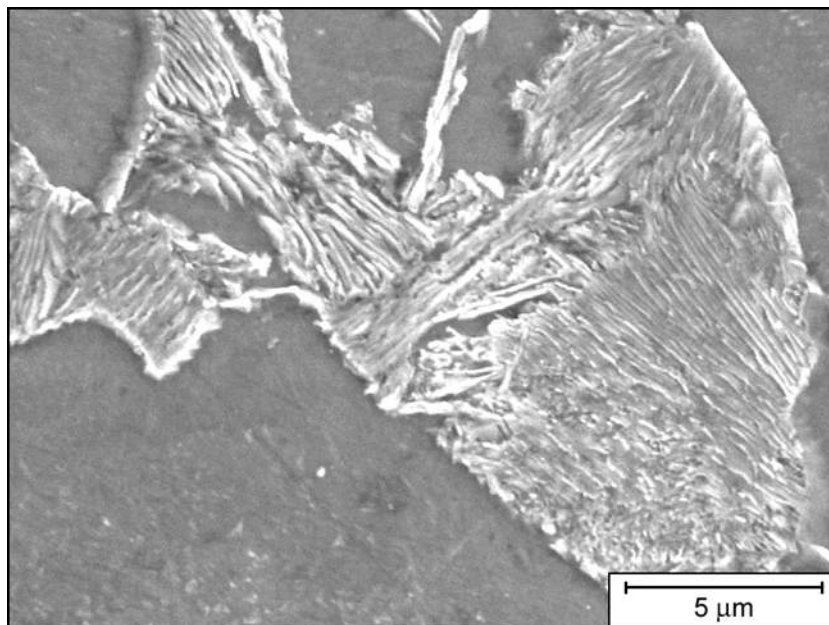
Rys. 47. Stal Hardox 400 w stanie normalizowanym.
 Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 46.
 Perlit o budowie drobnopłytkowej i nieregularnej. W budowie perlitu
 widoczne ślady braku rozpadu struktury przed normalizowaniem.
 Strzałką oznaczono miejsce wydzielenia fazy węglkowej poddanej
 analizie spektralnej w celu określenia składu chemicznego.
 Trawiono Mi1Fe, mikroskopia skaningowa



Rys. 48. Widmo energetyczne promieniowania rentgenowskiego otrzymane
 z wydzielenia zaznaczonego strzałką na rys. 47:
 Ti = 62,11 %, Fe = 21,21 %, Nb = 16,68 %



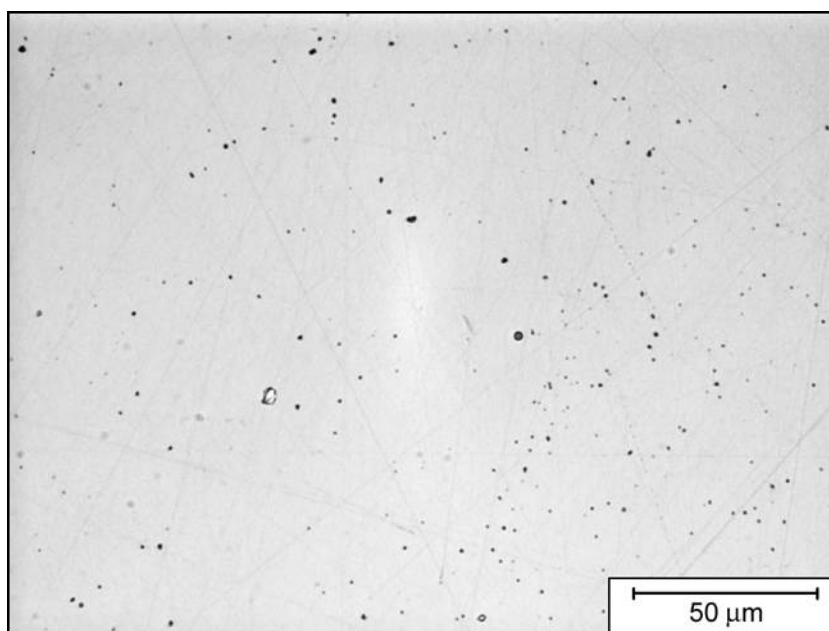
Rys. 49. Stali Hardox 400 w stanie normalizowanym.
 Inny fragment obszaru mikrostruktury próbki (niż pokazany na rys. 48):
 1 – perlit o budowie drobnopłytkowej i nieregularnej, 2 – ślady braku
 rozpadu struktury stali przed normalizowaniem.
 Trawiono Mi1Fe, mikroskopia skaningowa



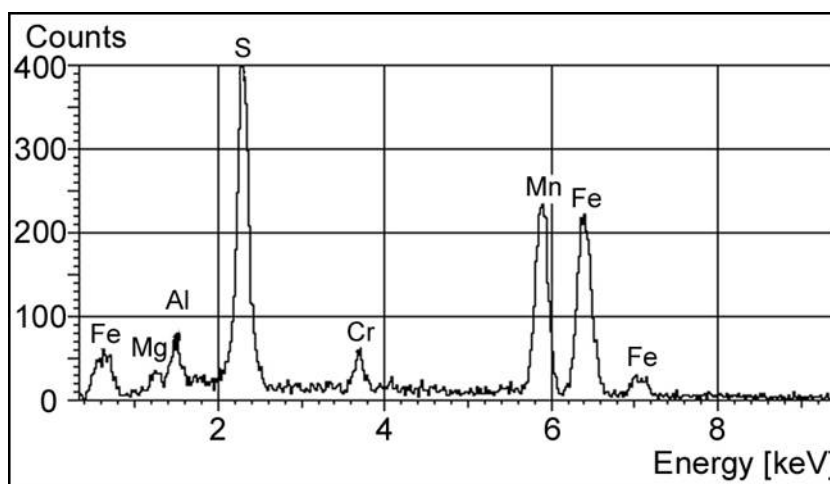
Rys. 50. Stal Hardox 400 w stanie normalizowanym.
 Perlit o zróżnicowanej budowie drobnopłytkowej i nieregularnej.
 Trawiono Mi1Fe, mikroskopia skaningowa

5.4.3. Badania mikroskopowe stali Hardox 500 w stanie dostarczenia

Badania stali Hardox 500 w stanie nietrawionym wykazały obecność w tej stali, małej ilości wtrąceń niemetalicznych. Wtrącenia głównie rejestrowano w postaci tlenków, siarczków, krzemianów i azotków. Ich ilość i rozmieszczenie określono na zgodne ze wzorcem nr 1 (wg ISO 4967-1979 (E)). Obraz powierzchni próbki ilustrujący ilość i sposób rozmieszczenia wtrąceń w stali Hardox 500 pokazano na rys. 51 i 52.



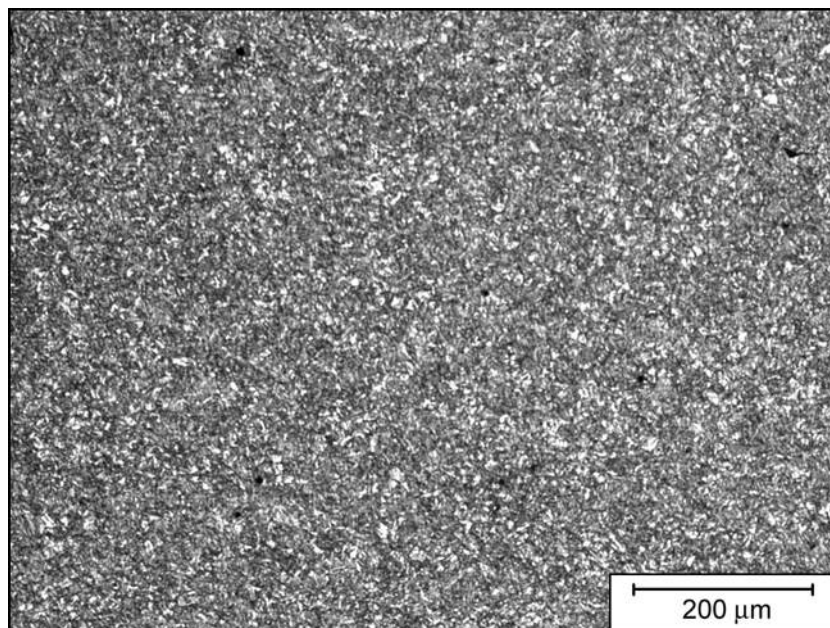
Rys. 51. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia. Wtrącenia niemetaliczne w postaci siarczków, tlenków, krzemianów i azotków rozmieszczonych równomiernie na przekroju próbki. Stan nietrawiony, mikroskopia świetlna



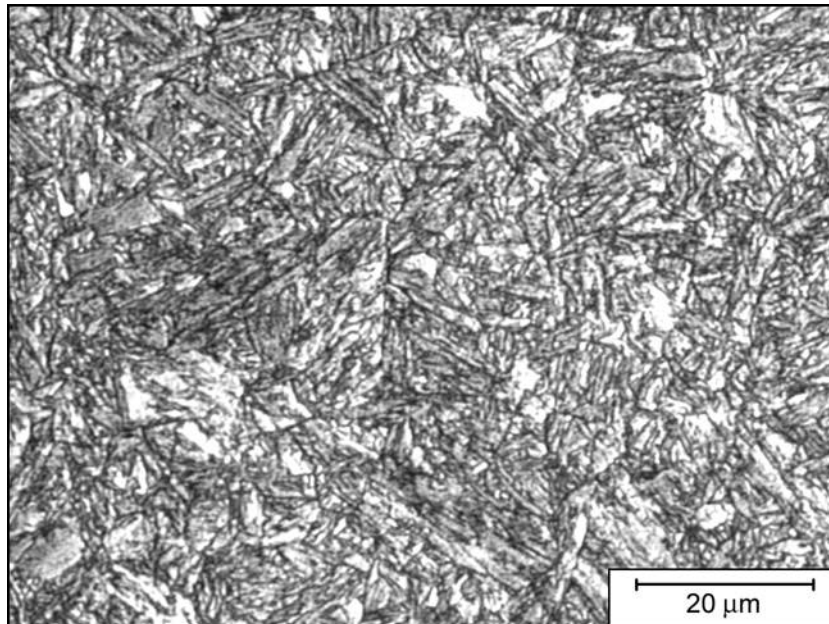
Rys. 52. Widmo energetyczne promieniowania rentgenowskiego otrzymane z obszaru próbki ze stali Hardox 500 w stanie dostarczenia pokazanego na rys. 51:
Cr = 0,33 %, Al = 3,85 %, Mn = 36,79 %, S = 22,04 %, Fe = 35,10 %, Mg = 1,89 %

Na mikrofotografiach (rys. 53÷69) zilustrowano strukturę stali Hardox 500 w stanie dostarczenia. Wykazuje ona dużą jednorodność i orientację pomartenzytyczną. Budowę tej struktury można określić jako zbliżoną do sorbitu odpuszczania (martenzyt wysokoodpuszczony) z tym, że jej twardość jest znacząco wyższa niż sorbitu w stalach niestopowych. Pomiary twardości stali Hardox zostały opisane szczegółowo w kolejnych rozdziałach.

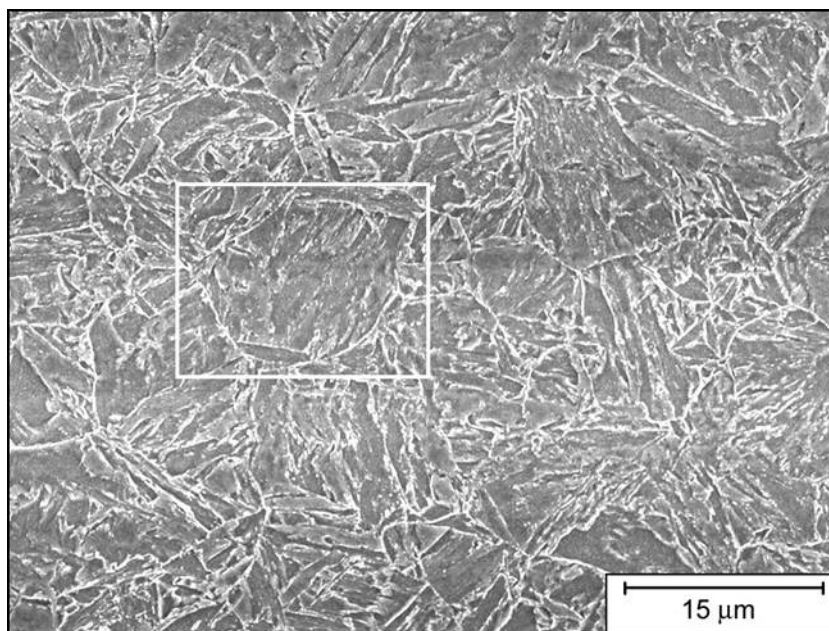
Ponadto obserwacje mikroskopowe stali Hardox 500 w stanie dostarczenia wskazują na fakt, iż była ona zahartowana a następnie odpuszczona. W wyniku tego posiada strukturę o orientacji pomartenzytycznej (martenzyt odpuszczony) z wydzieleniami drobnych węglików koherentnie rozłożonych wewnątrz ziaren martenzytu. W odróżnieniu od stali Hardox 400 w gatunku 500 badanej stali można było wyróżnić występowanie znacznie większej ilości faz węglkowych rozmieszczonych w dużych skupiskach. Tak wyraźne różnice w ilości występowania węglików (przede wszystkim rozmieszczonych wewnątrz igieł martenzytu a tylko niekiedy na ich granicach) wiąże się ze wzrostem zawartości węgla w Hardox 500. W stosunku do Hardox 400 wzrost zawartości węgla wynosi 0,12 %. Ponadto na badanych powierzchniach próbek metalograficznych daje się wyróżnić obszary, w których uwidaczniają się granice ziaren byłego austenitu (rys. 55÷58).



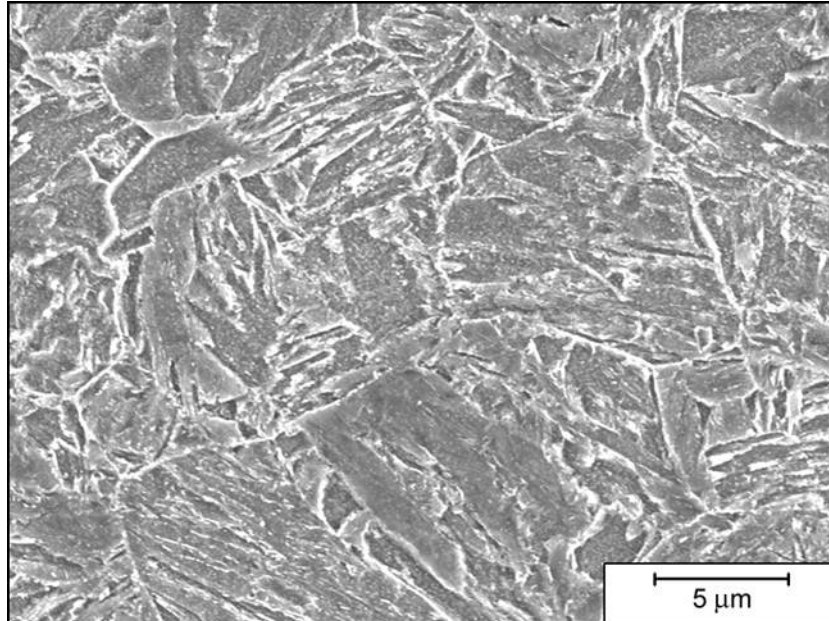
Rys. 53. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.
Jednorodna struktura o orientacji pomartenzytycznej.
Trawiono $Mi1Fe$, mikroskopia świetlna



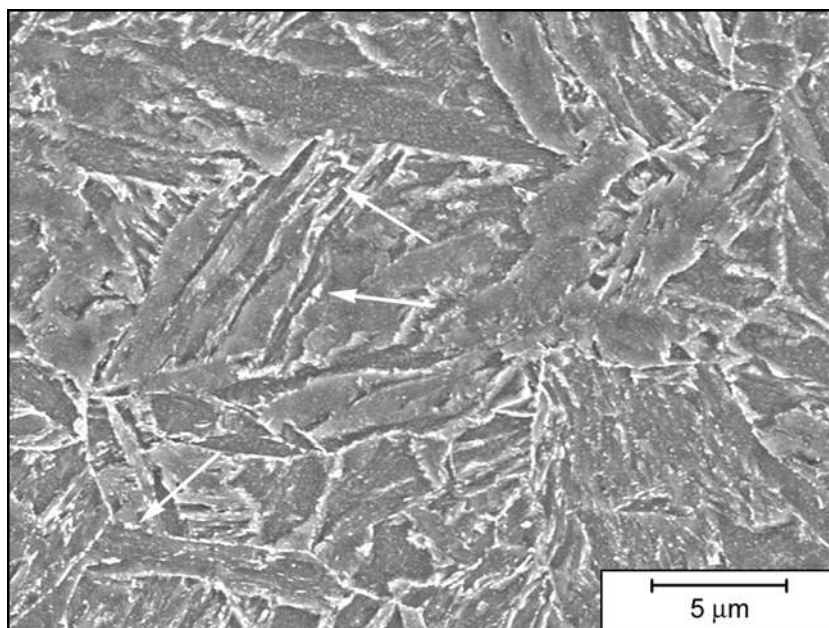
Rys. 54. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.
Powiększony fragment obszaru pokazanego na rys. 53.
Martenzyt odpuszczania.
Trawiono $Mi1Fe$, mikroskopia świetlna



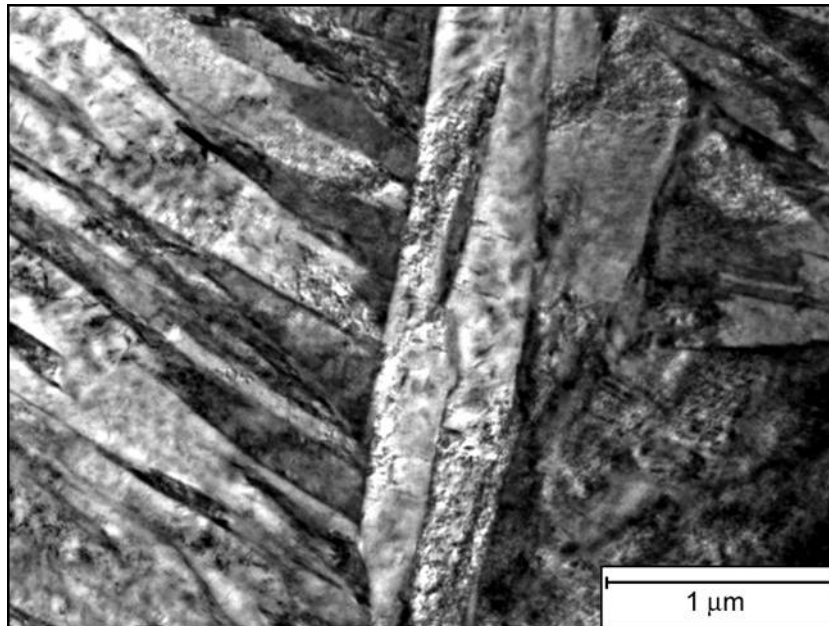
Rys. 55. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.
Struktura o orientacji pomartenzytycznej z wyraźnie zarysowanymi
granicami ziaren byłego austenitu.
Trawiono $Mi1Fe$, mikroskopia skaningowa



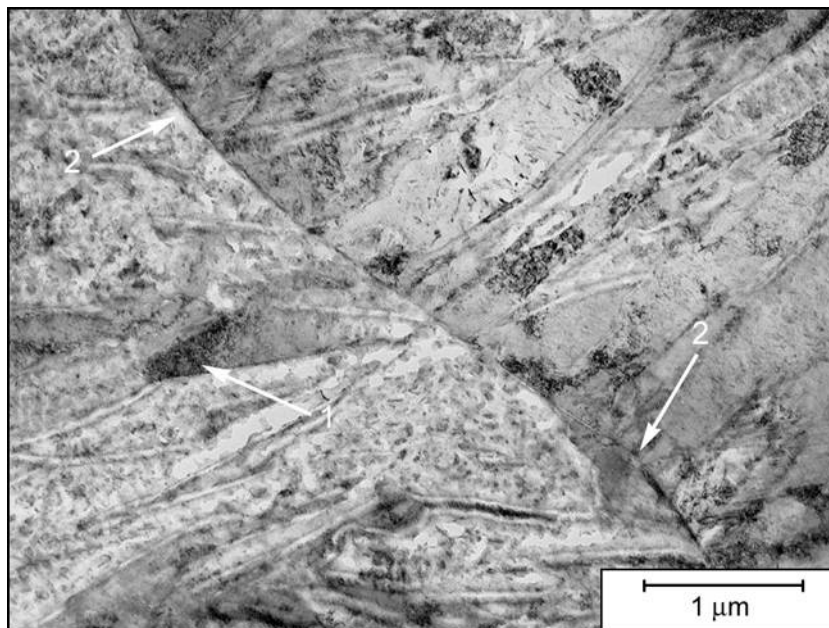
Rys. 56. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.
Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 55.
Wyraźnie zarysowane granice ziaren byłego austenitu.
Analiza chemiczna z centralnego obszaru próbki wykazała:
Si = 0,5 %, Cr = 0,8 %; Mn = 0,24 %.
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia skaningowa



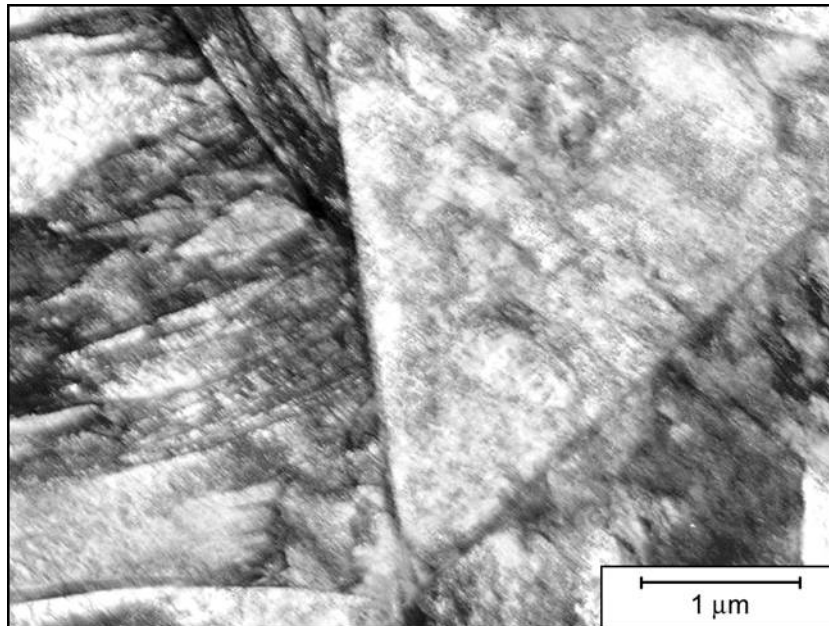
Rys. 57. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.
Przesycony (iglasty) ferryt z wydzieleniami drobnych węglików
(zaznaczono strzałkami).
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia skaningowa



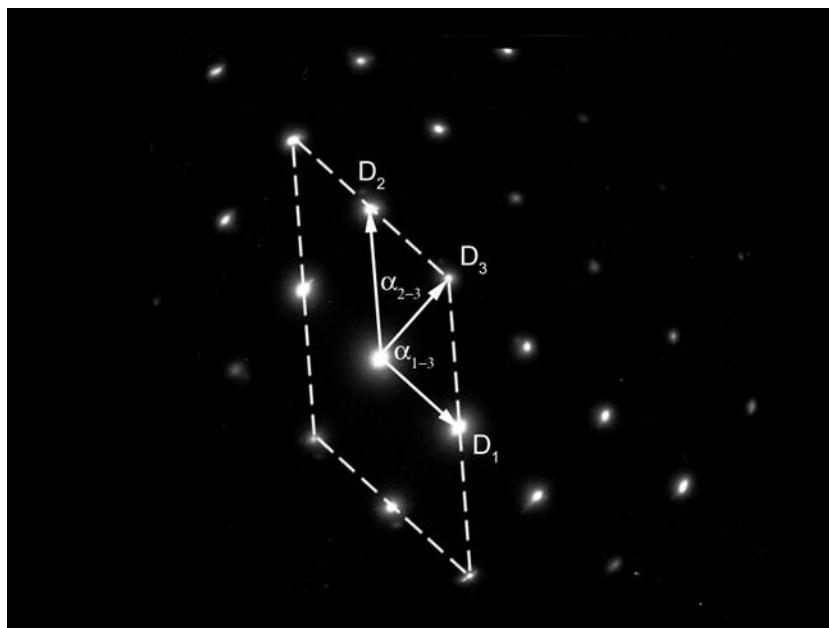
Rys. 58. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.
Igły martenzytu zawierające około 0,2 %C.
Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



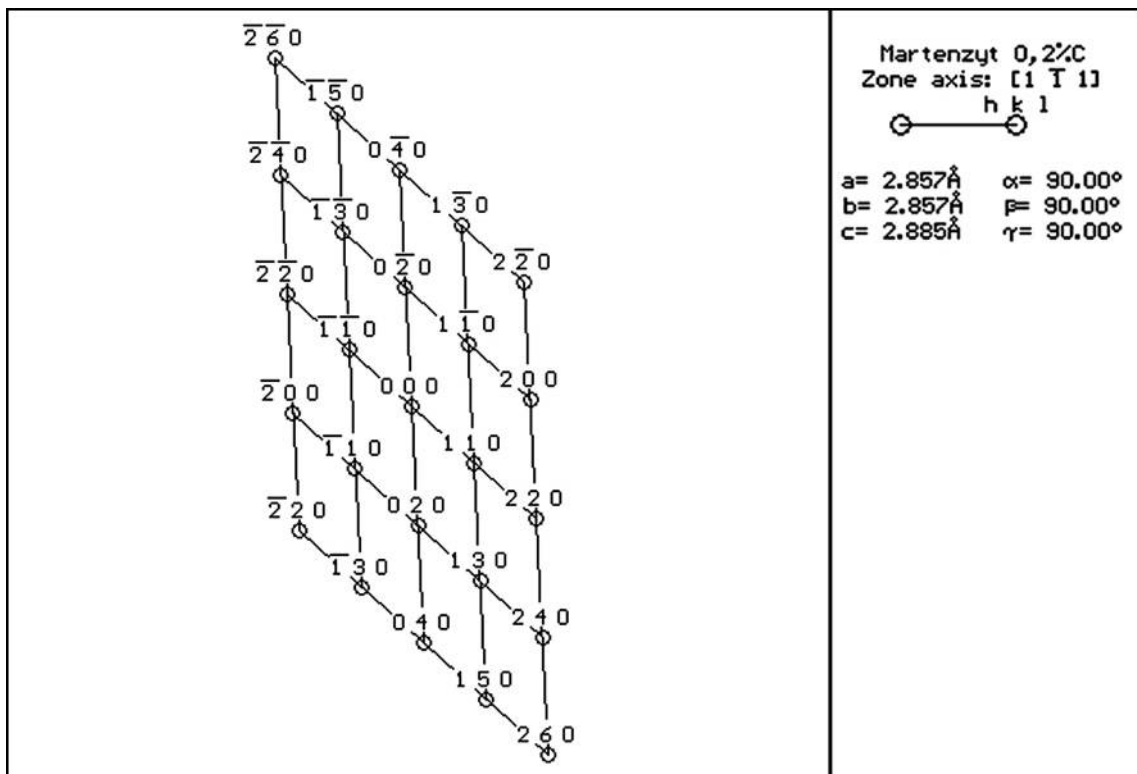
Rys. 59. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia:
1 – igła martenzytu, 2 – widoczna granica ziaren byłego austenitu.
Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



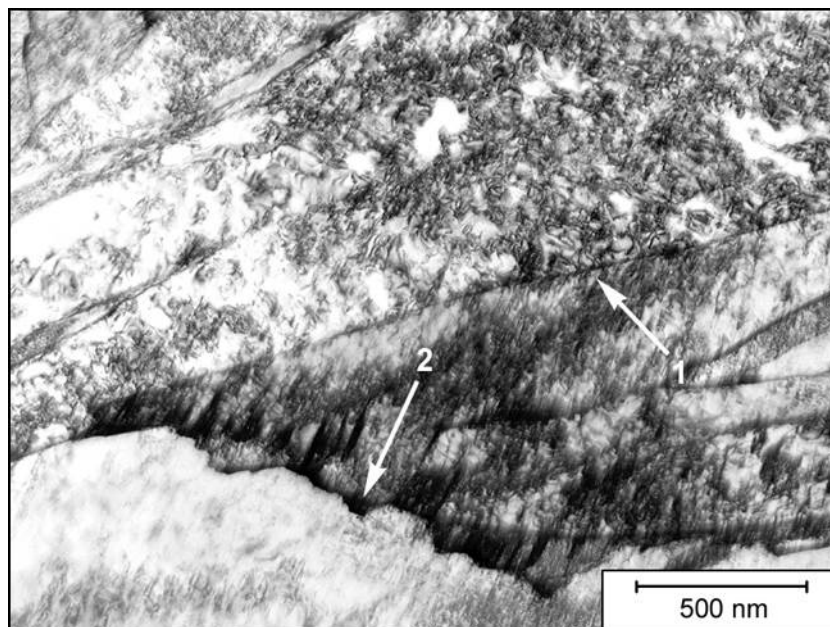
Rys. 60. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.
 Igły martenzytu zawierające około 0,2 %C w obszarach ziaren byłego austenitu.
 Zawartość węgla w strukturze poddanej identyfikacji określono metodami dyfrakcji elektronów w elektronowym mikroskopie transmisyjnym.
 Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



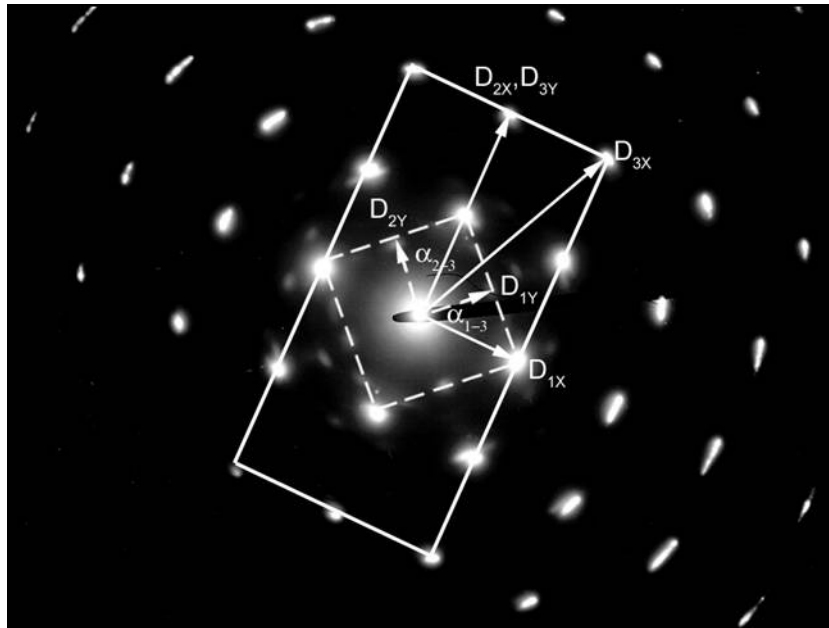
Rys. 61. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.
 Dyfraktogram elektronowy z igły martenzytu pokazanej na rys. 60.
 Na rysunku schematycznie naniesiono kształt i orientacje osi krystalograficznych komórki elementarnej przyjętej do rozwiązania dyfraktogramu.
 Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



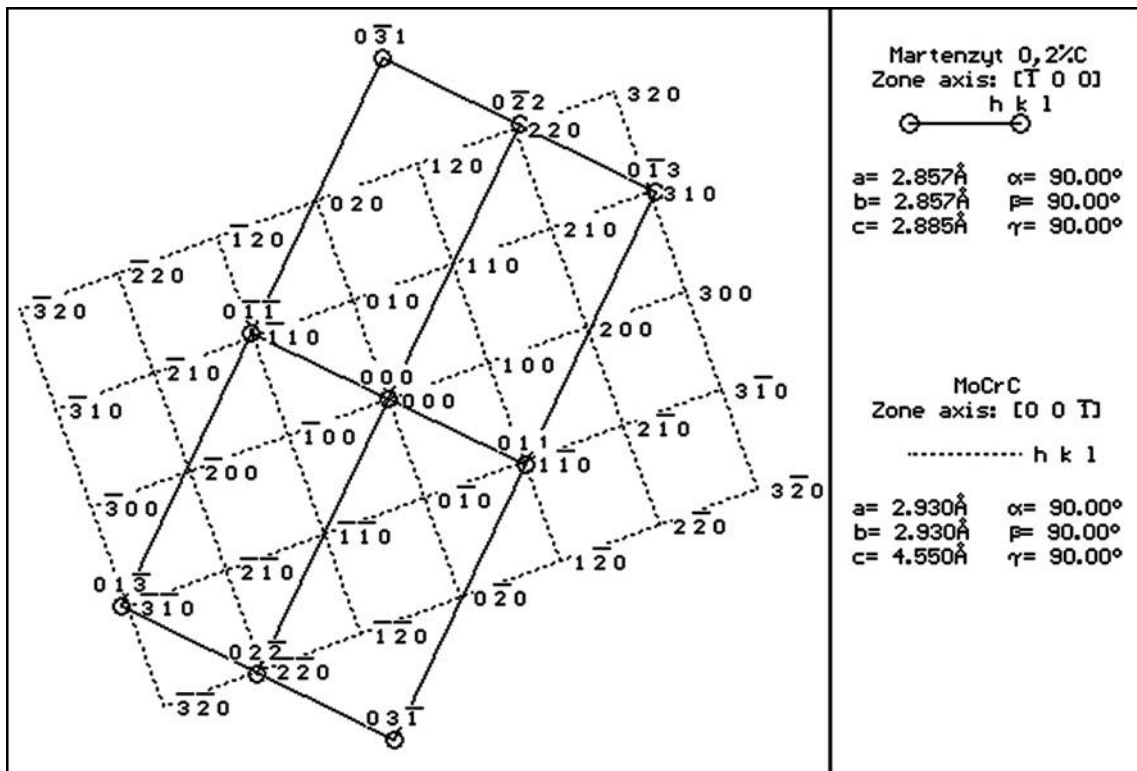
Rys. 62. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.
Rozwiązanie dyfraktogramu elektronowego pokazanego na rys. 61.
Martensyt 0,2 % węgla.
Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



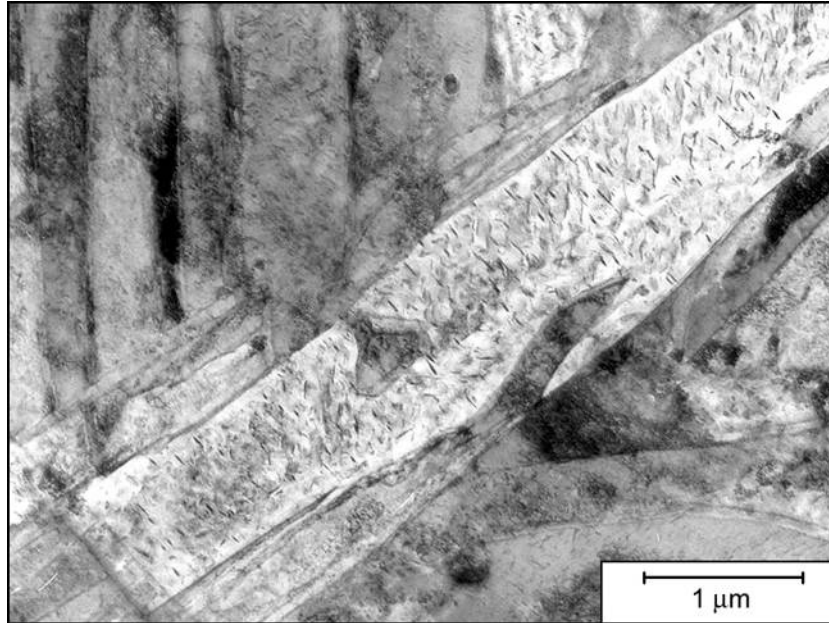
Rys. 63. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia:
1 – igły martenzytu z wyraźnie widocznymi ich granicami,
2 – granica ziaren byłego austenitu.
Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



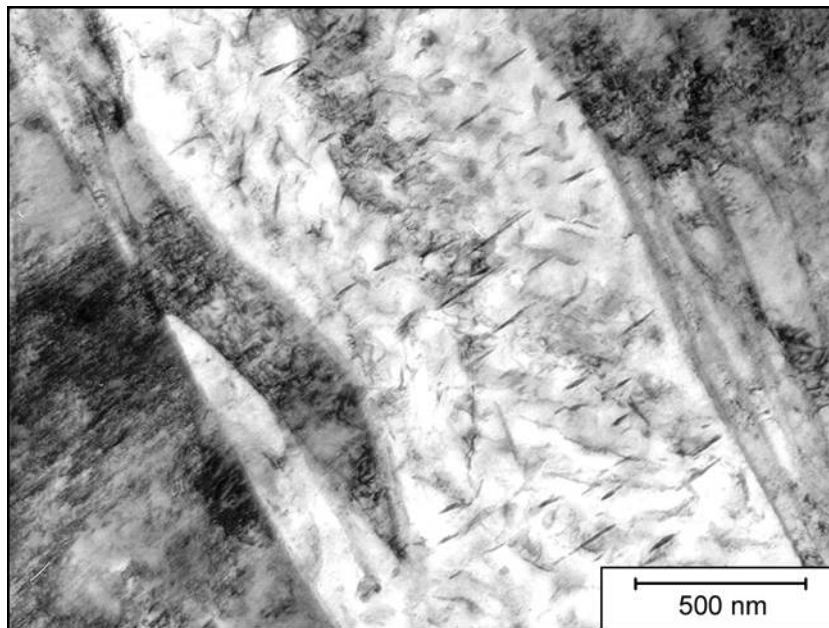
Rys. 64. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.
 Dyfraktogram elektrony z obszaru pokazanego na rys. 63.
 Na rysunku schematycznie naniesiono kształt i orientacje osi krystalograficznych komórek elementarnych przyjętych do rozwiązania dyfraktogramu.
 Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



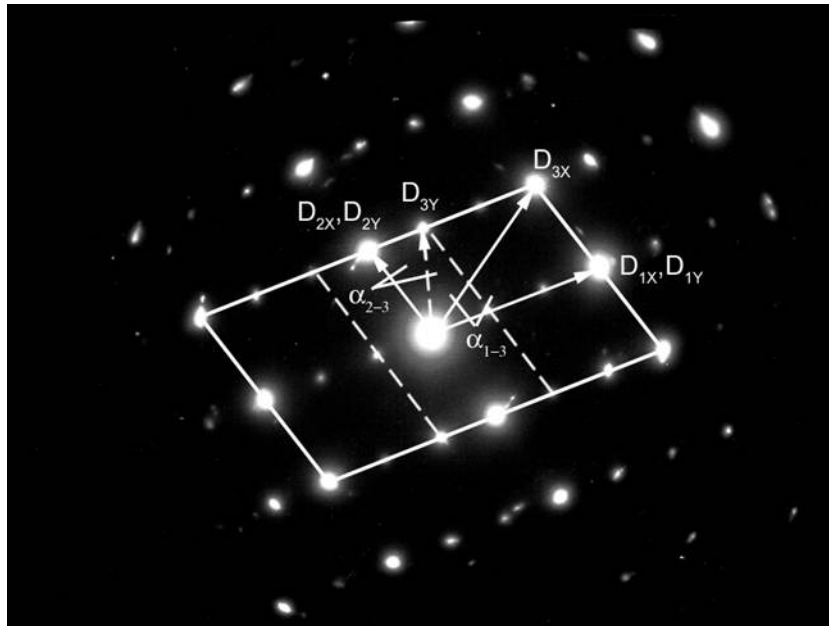
Rys. 65. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.
 Rozwiązanie dyfraktogramu elektrony pokazanego na rys. 64.
 Węgiel MoCrC koherentnie rozłożony wewnątrz martenzytu 0,2 % węgla.
 Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



Rys. 66. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.
Wydzielenia faz węglkowych rozłożonych wewnątrz martenzytu.
Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



Rys. 67. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.
Powiększony fragment obszaru pokazanego na rys. 66.
Duża ilość faz węglkowych koherentnie rozłożonych wewnątrz martenzytu.
W celu ich identyfikacji z przedstawionego obszaru próbki przeprowadzono
analizy metodami dyfrakcji elektronów w elektronowym
mikroskopie transmisyjnym.
Cienka folia, mikroskopia transmisyjna

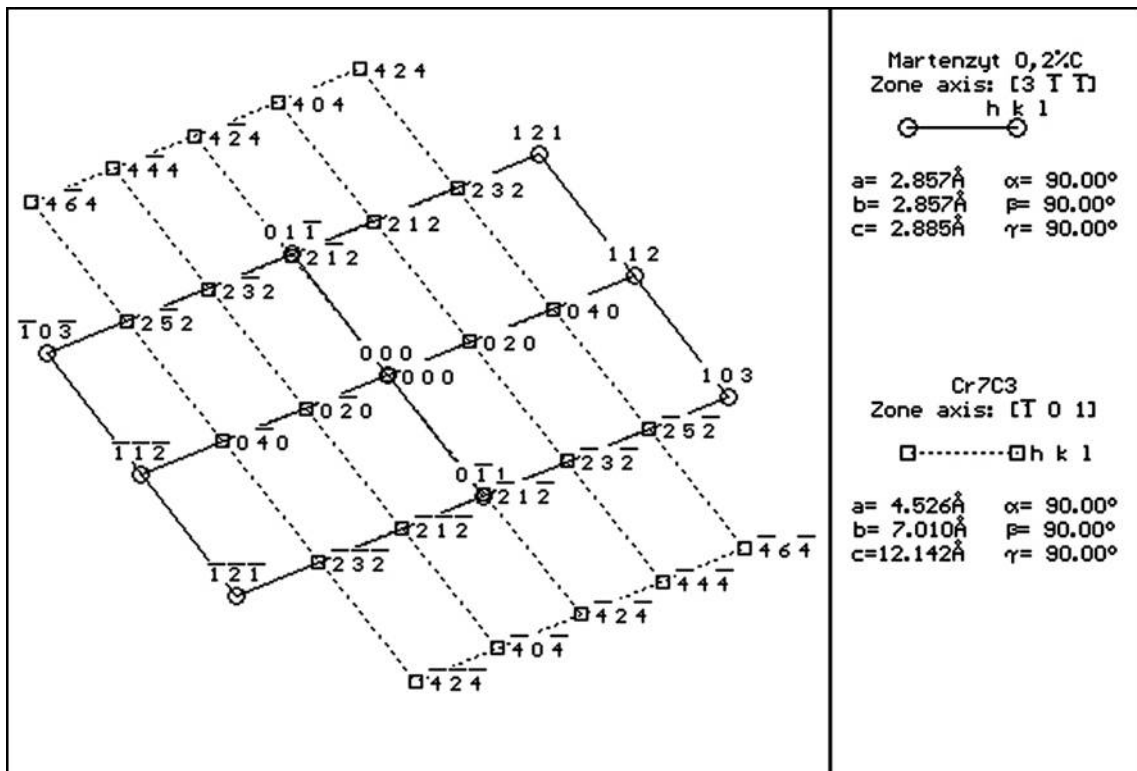


Rys. 68. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.

Dyfraktogram elektronowy z obszaru pokazanego na rys. 67.

Na rysunku schematycznie naniesiono kształt i orientacje osi krystalograficznych komórek elementarnych przyjętych do rozwiązania dyfraktogramu.

Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



Rys. 69. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.

Rozwiązanie dyfraktogramu elektronowego pokazanego na rys. 68.

Węgiel chromu Cr₇C₃ koherentnie rozłożony wewnątrz martenzytu 0,2 % węgla.

Cienka folia, mikroskopia transmisyjna

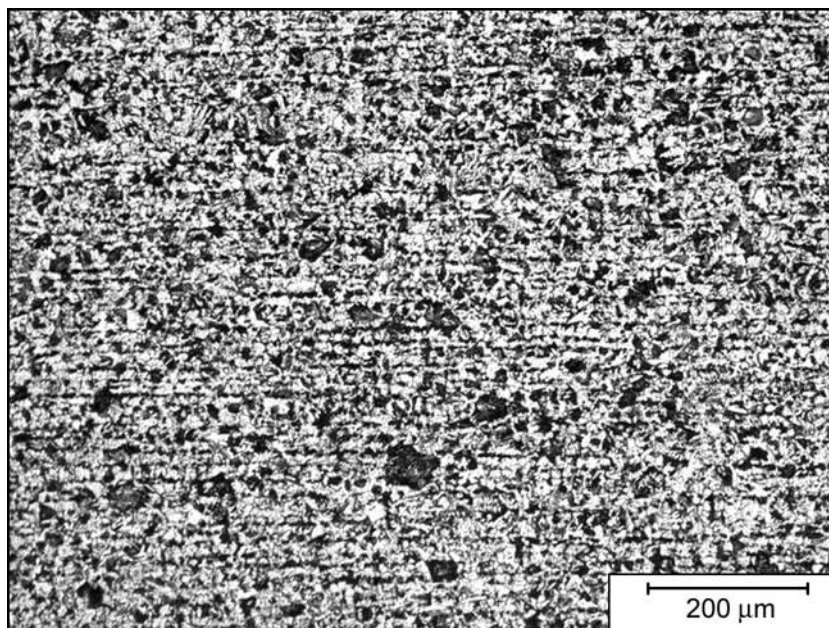
5.4.4. Badania mikroskopowe stali Hardox 500 w stanie normalizowanym

Podobnie, jak w przypadku stali Hardox 400, wyżarzanie normalizujące uwidoczniało drobnoziarnistą budowę strukturalną stali Hardox 500. Na rys. 70÷75 przedstawiono budowę strukturalną stali Hardox 500 w stanie normalizowanym. W porównaniu do stali Hardox 400 odznacza się ona wyraźnie spasmowaną budową. Struktura ferrytyczno-perlityczna o pasmowym rozłożeniu perlitu, uzyskana w wyniku wyżarzania normalizującego, świadczy o mniejszym opóźnieniu wydzielania się ferrytu i przemiany perlitycznej niż to wynika z wykresu CTP_c dla stali o zbliżonym do Hardox 500 składzie chemicznym. Nie otrzymano, bowiem struktur typu bainitycznego po chłodzeniu na powietrzu. Wykres dla stali o składzie chemicznym: 0,16 %C, 1,45 %Mn, 1,48 %Cr, 0,81 %Ni, 0,41 %Mo oraz zawartością 0,0017 %B przedstawiono we wcześniejszej charakterystyce stali Hardox (rozdział 2.2, rys. 18).

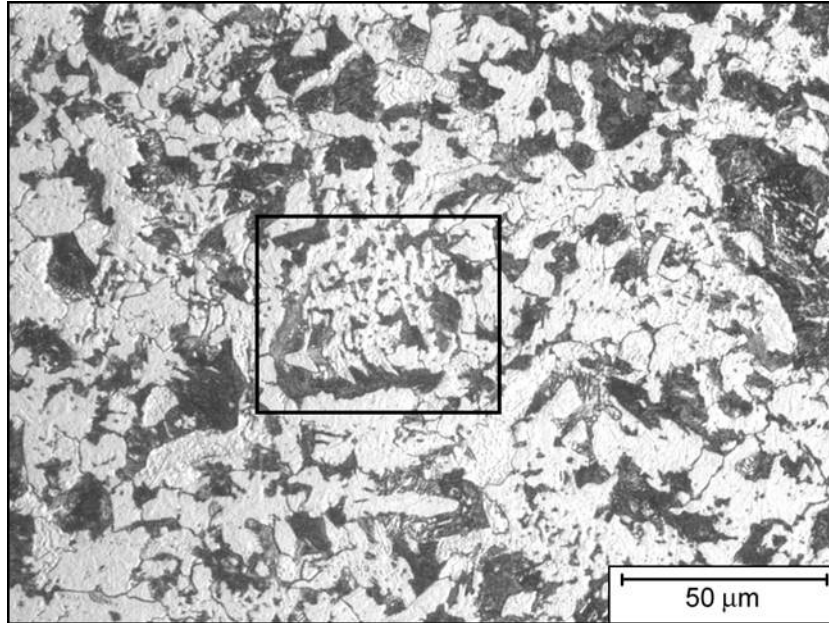
Ilości perlitu (około 30÷40 % w Hardox 500) wskazuje na zawartość węgla w badanej stali na około 0,25 % (rys. 70). Potwierdzają to rezultaty analiz chemicznych zamieszczone w tabeli 24 oraz informacje od producenta [51], który przewiduje dla badanej grubości blachy (8 mm) dopuszczalną zawartość węgla 0,27 %.

Wyniki badań stali Hardox 500 metodami mikroskopii skaningowej wykazały drobnopłytkową i częściowo nieregularną budowę perlitu po normalizowaniu (rys. 73÷75). Na rys. 74 zaznaczono nieregularne ziarna perlitu z wyraźnym brakiem rozpadu struktury stali Hardox 500 przed normalizowaniem.

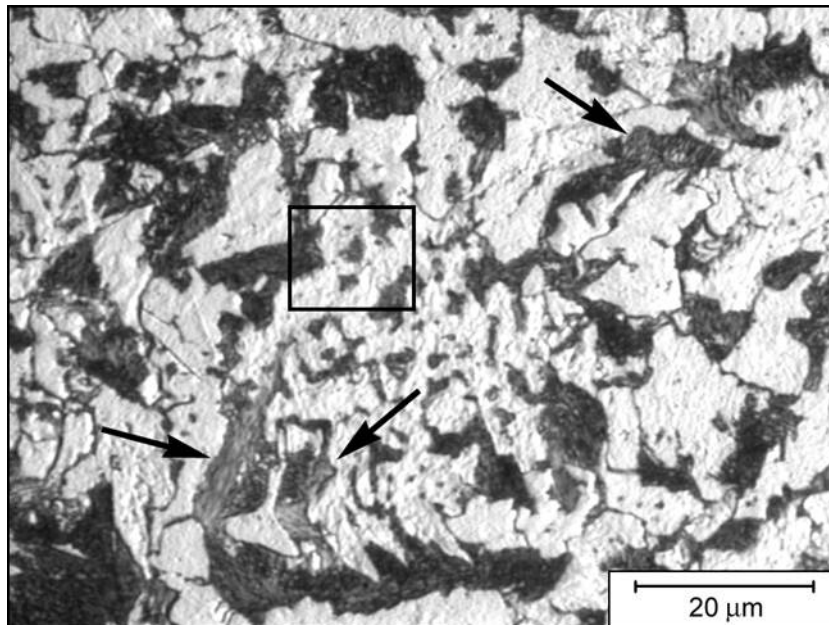
Wewnątrz równowagowych i nierównowagowych ziaren ferrytu zaobserwowano wydzielenia faz węglkowych (rys. 74). W celu ich identyfikacji zastosowano metody dyfrakcji elektronów w elektronowym mikroskopie transmisyjnym.



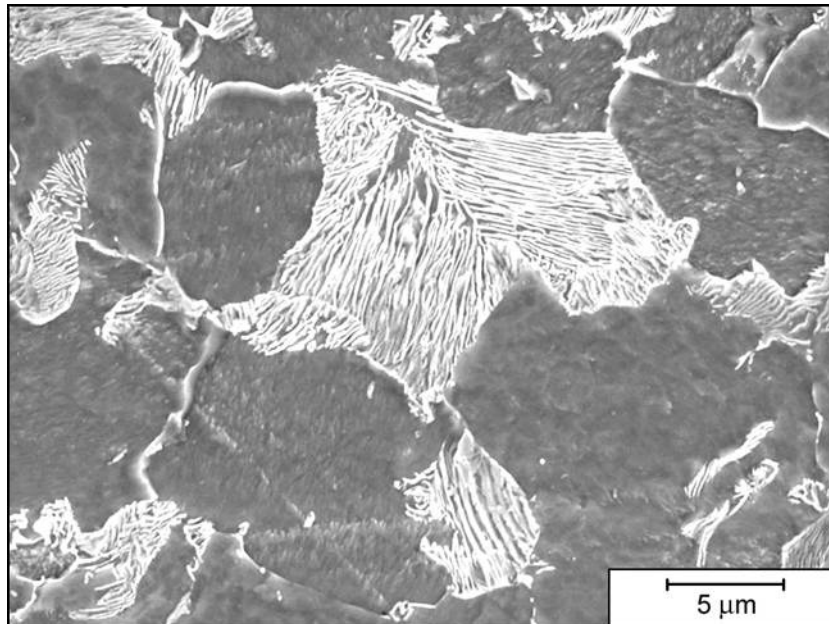
Rys. 70. Stal Hardox 500 w stanie normalizowanym. Drobnoziarnista pasmowa struktura ferrytyczno-perlityczna z udziałem perlitu około 30÷40 %.
Trawiono $Mi1Fe$, mikroskopia świetlna



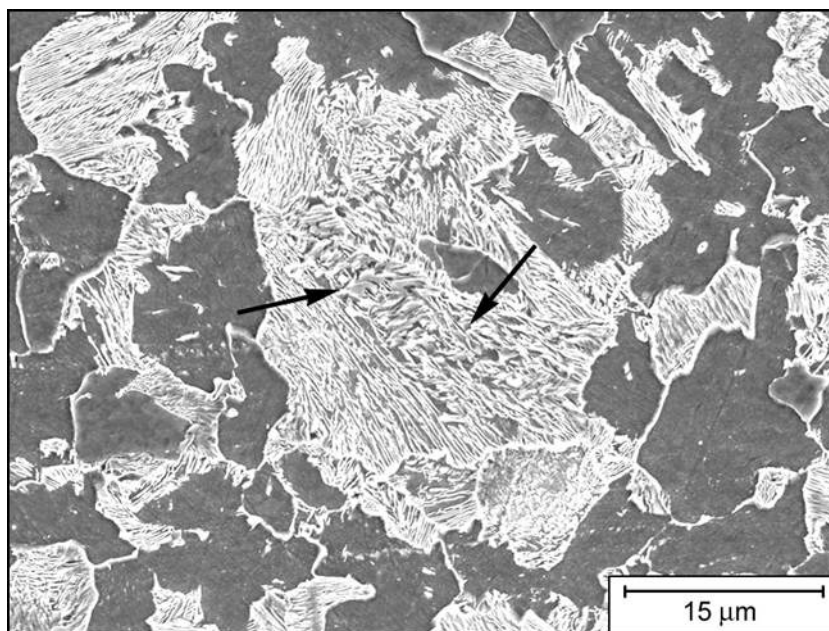
Rys. 71. Stal Hardox 500 w stanie normalizowanym.
 Powiększony fragment obszaru pokazanego na rys. 70.
 Drobnodispersyjny perlit (quasieutektoid) w osnowie równowagowych
 i nierównowagowych ziaren ferrytu.
 Trawiono $Mi1Fe$, mikroskopia świetlna



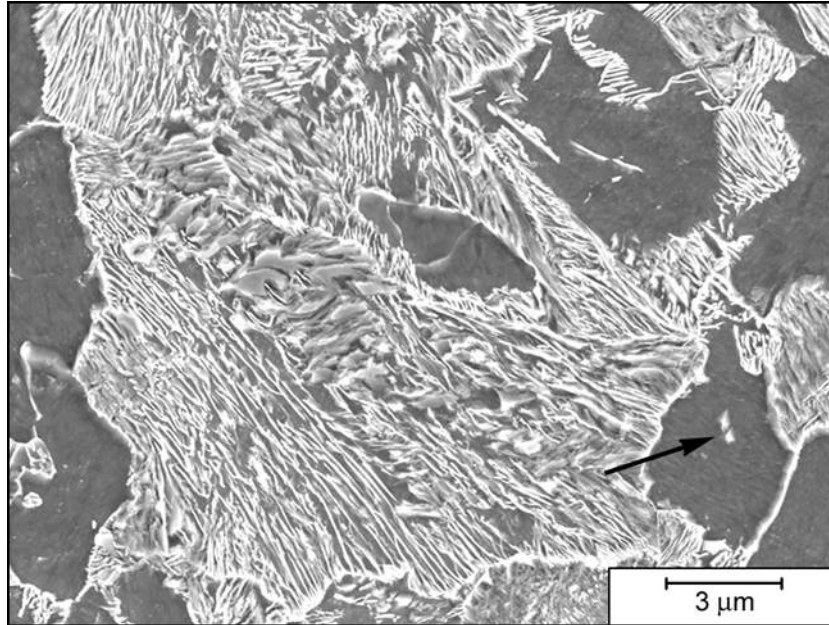
Rys. 72. Stal Hardox 500 w stanie normalizowanym.
 Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 71.
 Struktura ferrytyczno-perlityczna.
 Perlitu o budowie drobnopłytkowej (oznaczono strzałkami).
 Trawiono $Mi1Fe$, mikroskopia świetlna



Rys. 73. Stal Hardox 500 w stanie normalizowanym.
Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 72.
Kolonie perlitu o budowie drobnopłytkowej.
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia skaningowa



Rys. 74. Stal Hardox 500 w stanie normalizowanym.
Perlit o budowie drobnopłytkowej i nieregularnej.
Strzałkami oznaczono obszar braku rozpadu poprzedniej struktury.
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia skaningowa



Rys. 75. Stal Hardox 500 w stanie normalizowanym.
Powiększony fragment obszaru pokazanego na rys. 74.
Perlit płytkowy z uwidocznionym brakiem rozpadu poprzedniej struktury.
Analiza składu chemicznego z centralnej części obszaru próbki wykazała
obecność następujących pierwiastków:
Si = 0,23 %, Cr = 0,67 %, Mn = 0,66 %.
Strzałką zaznaczono wydzielenia faz węglkowych poddanych identyfikacji
w toku badań metodami dyfrakcji elektronów w elektronowym mikroskopie
transmisyjnym.
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia skaningowa

5.4.5. Omówienie rezultatów badań stali Hardox 400 i Hardox 500 metodami mikroskopii świetlnej i elektronowej

Badania metodami mikroskopii świetlnej wykazały w badanych stalach niewielką ilość wtrąceń niemetalicznych (głównie tlenków i siarczków). Potwierdza to dane producenta określające stal Hardox 400 i Hardox 500 jako tworzywa metaliczne o obniżonej zawartości fosforu i siarki. Ponadto obserwacje struktury wskazują na fakt, iż oba gatunki stali Hardox w stanie dostarczenia występują w stanie zahartowanym i odpuszczonym. Charakteryzuje je jednorodna struktura o orientacji pomartenzytycznej (martenzyt odpuszczony).

Badania stali Hardox 400 i Hardox 500 w stanie dostarczenia metodami elektronowej mikroskopii transmisyjnej wykazały obecność w ich strukturze licznych faz węglkowych koherentnie rozłożonych wewnątrz ziaren martenzytu. Z uwagi na większą zawartość węgla ilość faz węglkowych w stali Hardox 500 była znacząco większa niż w Hardox 400. W tabeli 25 i 26 zestawiono wszystkie ważniejsze wydzielenia faz w badanych stalach zidentyfikowane w toku badań metodami mikroskopii transmisyjnej. Wykaz ważniejszych oznaczeń użytych do identyfikacji i opisu wybranych faz przedstawiono poniżej:

- a, b, c, α , β , γ – parametry sieci krystalicznej,
- (hkl) – wskaźniki płaszczyzn krystalograficznych,
- d_1 , d_2 , d_3 – odpowiednie odległości międzypłaszczyznowe,
- Δd – błąd pomiaru odległości międzypłaszczyznowych na dyfraktogramie,
- α_{1-2} , α_{1-3} , α_{2-3} – kąty między odpowiednimi kierunkami krystalograficznymi,
- $\Delta\alpha$ – błąd pomiaru kąta między kierunkami na dyfraktogramie,
- [uvw] – wskaźniki osi pasa krystalograficznego.

Tabela 25. Zestawienie warunków identyfikacji oraz parametrów sieciowych faz występujących w stali Hardox 400

Lp.	h_1 h_2 h_3	k_1 k_2 k_3	l_1 l_2 l_3	d_1 [Å] d_2 [Å] d_3 [Å]	Δd [Å]	α_{1-2} [°] α_{1-3} [°] α_{2-3} [°]	$\Delta\alpha$ [°]	Oś pasa [u v w]
Nazwa fazy: Martenzyt 0,1 %C Typ sieci: Tetragonalna Parametry komórki: a = 2,858 Å, b = 2,858 Å, c = 2,870 Å, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 90^\circ$								
1	0	0	2	1.4350	0.0224	90.000	0.000	[1 -1 0]
	1	1	0	2.0209	0.0061	35.378	0.378	
	1	1	2	1.1700	0.0097	54.622	-0.378	
Nazwa fazy: Cr ₃ C Typ sieci: Ortorombowa Parametry komórki: a = 5,120 Å, b = 6,800 Å, c = 4,580 Å, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 90^\circ$								
2	2	2	0	2.0451	0.0587	68.138	-0.862	[1 -1 2]
	5	-3	-4	0.7234	-0.0112	51.962	-0.038	
	7	-1	-4	0.6139	-0.0063	16.176	-0.824	

Lp.	h_1 h_2 h_3	k_1 k_2 k_3	l_1 l_2 l_3	d_1 [Å] d_2 [Å] d_3 [Å]	Δd [Å]	α_{1-2} [°] α_{1-3} [°] α_{2-3} [°]	$\Delta\alpha$ [°]	Oś pasa [u v w]
Nazwa fazy: Cr_3C_2 Typ sieci: Ortorombowa Parametry komórki: $a = 5,533$ Å, $b = 2,829$ Å, $c = 11,472$ Å, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 90^\circ$								
3	0	2	0	1.4145	0.0019	90.000	0.000	[-2 0 1]
	2	0	4	1.9911	-0.0237	35.390	0.390	
	2	2	4	1.1531	-0.0072	54.610	-0.390	
Nazwa fazy: Cr_7C_3 Typ sieci: Ortorombowa Parametry komórki: $a = 4,526$ Å, $b = 7,010$ Å, $c = 12,142$ Å, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 90^\circ$								
4	2	4	0	1.3856	-0.0270	90.000	0.000	[-2 1 0]
	0	0	6	2.0237	0.0088	34.399	-0.601	
	2	4	6	1.1433	-0.0170	55.601	0.601	
Nazwa fazy: Ti_2C Typ sieci: Regularna Parametry komórki: $a = 8,600$ Å, $b = 8,600$ Å, $c = 8,600$ Å, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 90^\circ$								
5	0	0	6	1.4333	0.0207	90.000	0.000	[1 -1 0]
	3	3	0	2.0270	0.0122	35.264	0.264	
	3	3	6	1.1703	0.0100	54.736	-0.264	
Nazwa fazy: Nb_3C_2 Typ sieci: Heksagonalna Parametry komórki: $a = 11,460$ Å, $b = 11,460$ Å, $c = 18,300$ Å, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 120^\circ$								
6	4	4	0	1.4325	0.0199	90.000	0.000	[0 0 1]
	5	-5	0	1.9849	-0.0299	35.818	0.818	
	9	-1	0	1.1616	0.0013	54.182	-0.818	
Nazwa fazy: Mo_2C-2 Typ sieci: Ortorombowa Parametry komórki: $a = 4,724$ Å, $b = 6,004$ Å, $c = 5,119$ Å, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 90^\circ$								
7	0	2	2	1.9477	-0.0387	67.989	-1.011	[0 -1 1]
	6	2	2	0.7299	-0.0046	51.045	-0.955	
	6	4	4	0.6123	-0.0079	16.944	-0.056	

Tabela 26. Zestawienie warunków identyfikacji oraz parametrów sieciowych faz występujących w stali Hardox 500

Lp.	h_1 h_2 h_3	k_1 k_2 k_3	l_1 l_2 l_3	d_1 [Å] d_2 [Å] d_3 [Å]	Δd [Å]	α_{1-2} [°] α_{1-3} [°] α_{2-3} [°]	$\Delta\alpha$ [°]	Oś pasa [u v w]
Nazwa fazy: Martenzyt 0,2 %C Typ sieci: Tetragonalna Parametry komórki: $a = 2,857$ Å, $b = 2,857$ Å, $c = 2,885$ Å, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 90^\circ$								
1	0	2	2	1.0150	-0.0066	59.839	-0.161	[1 -1 1]
	1	1	0	2.0202	0.0006	19.129	0.129	
	1	3	2	0.7657	-0.0033	40.71	-0.29	

Lp.	h_1 h_2 h_3	k_1 k_2 k_3	l_1 l_2 l_3	d_1 [Å] d_2 [Å] d_3 [Å]	Δd [Å]	α_{1-2} [°] α_{1-3} [°] α_{2-3} [°]	$\Delta\alpha$ [°]	Oś pasa [u v w]
2	0	1	1	2.0300	-0.0410	90.559	-1.440	[-1 0 0]
	0	-2	2	1.0150	0.0190	63.883	-1.120	
	0	-1	3	0.9110	-0.0260	26.676	-0.320	
Nazwa fazy: Cr ₃ C Typ sieci: Ortorombowa Parametry komórki: a = 5,120 Å, b = 6,800 Å, c = 4,580 Å, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 90^\circ$								
3	2	2	0	2.0451	-0.0255	92.485	0.485	[-1 1 2]
	2	-4	3	1.0383	0.0046	65.073	0.073	
	4	-2	3	0.9424	0.0048	27.412	0.412	
Nazwa fazy: Cr ₃ C ₂ Typ sieci: Ortorombowa Parametry komórki: a = 5,533 Å, b = 2,829 Å, c = 11,472 Å, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 90^\circ$								
4	2	2	4	1.1531	0.0126	65.366	-0.634	[0 -2 1]
	4	0	0	1.3833	-0.0293	29.352	0.352	
	6	2	4	0.7459	-0.0052	36.014	-0.986	
Nazwa fazy: Cr ₇ C ₃ Typ sieci: Ortorombowa Parametry komórki: a = 4,526 Å, b = 7,010 Å, c = 12,142 Å, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 90^\circ$								
5	0	2	0	3.5050	-0.0040	106.830	0.830	[-1 0 1]
	2	-1	2	2.0300	-0.0290	73.170	1.170	
	2	-1	1	2.0300	-0.0060	33.660	-0.340	
Nazwa fazy: Ti ₂ C Typ sieci: Regularna Parametry komórki: a = 8,600 Å, b = 8,600 Å, c = 8,600 Å, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 90^\circ$								
6	0	6	6	1.0135	-0.0081	60.000	0.000	[1 -1 1]
	3	3	0	2.0270	0.0075	19.107	0.107	
	3	9	6	0.7661	-0.0029	40.893	-0.107	
Nazwa fazy: Nb ₃ C ₂ Typ sieci: Heksagonalna Parametry komórki: a = 11,460 Å, b = 11,460 Å, c = 18,300 Å, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 120^\circ$								
7	1	3	6	2.0435	-0.0131	59.020	0.020	[0 -2 1]
	5	0	0	1.9849	-0.0370	29.981	-0.019	
	6	3	6	1.1569	-0.0174	29.039	0.039	
Nazwa fazy: Mo ₂ C-2 Typ sieci: Ortorombowa Parametry komórki: a = 4,724 Å, b = 6,004 Å, c = 5,119 Å, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 90^\circ$								
8	2	0	1	2.1447	0.0741	91.731	-0.269	[1 1 -2]
	-1	5	2	1.0594	0.0258	65.110	0.110	
	1	5	3	0.9615	0.0238	26.621	-0.379	
Nazwa fazy: Cr ₂₃ C ₆ Typ sieci: Regularna Parametry komórki: a = 10,659 Å, b = 10,659 Å, c = 10,659 Å, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 90^\circ$								
9	1	1	5	2.0513	-0.0053	70.529	-2.471	[-1 1 0]
	-5	-5	5	1.2308	0.0383	45.289	-2.711	
	-4	-4	10	0.9277	0.0052	25.239	0.239	

Lp.	h_1 h_2 h_3	k_1 k_2 k_3	l_1 l_2 l_3	d_1 [Å] d_2 [Å] d_3 [Å]	Δd [Å]	α_{1-2} [°] α_{1-3} [°] α_{2-3} [°]	$\Delta\alpha$ [°]	Oś pasa [u v w]
Nazwa fazy: MoC Typ sieci: Heksagonalna Parametry komórki: $a = 2,898 \text{ \AA}$, $b = 2,898 \text{ \AA}$, $c = 2,809 \text{ \AA}$, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 120^\circ$								
10	0	2	1	1.1457	0.0052	65.928	-0.072	[-1 0 0]
	0	0	2	1.4045	-0.0080	29.199	0.199	
	0	2	3	0.7504	-0.0006	36.729	-0.271	
Nazwa fazy: MoC-2 Typ sieci: Heksagonalna Parametry komórki: $a = 2,932 \text{ \AA}$, $b = 2,932 \text{ \AA}$, $c = 10,970 \text{ \AA}$, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 120^\circ$								
11	0	1	3	2.0857	0.0291	74.247	1.247	[1 -3 1]
	2	0	-2	1.2369	0.0444	48.067	0.067	
	2	1	1	0.9561	0.0335	26.180	1.180	
Nazwa fazy: Mo ₂ C Typ sieci: Regularna Parametry komórki: $a = 4,254 \text{ \AA}$, $b = 4,254 \text{ \AA}$, $c = 4,254 \text{ \AA}$, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 90^\circ$								
11	0	0	2	2.1270	0.0472	90.000	0.000	[1 0 0]
	0	4	0	1.0635	0.0284	63.435	0.435	
	0	4	2	0.9512	0.0260	26.565	-0.435	
Nazwa fazy: MoCrC Typ sieci: Ortorombowa Parametry komórki: $a = 2,930 \text{ \AA}$, $b = 2,930 \text{ \AA}$, $c = 4,550 \text{ \AA}$, $\alpha = 90^\circ$, $\beta = 90^\circ$, $\gamma = 90^\circ$								
12	1	0	0	2.9300	-0.0060	90.000	0.000	[0 0 -1]
	0	1	0	2.9300	0.0400	45.000	0.000	
	1	1	0	2.0720	0.0200	45.000	0.000	

Oprócz stali Hardox w stanie dostarczenia analizie stanu struktury poddano również Hardox 400 i Hardox 500 po przeprowadzonym wyżarzaniu normalizującym. Obróbka cieplna miała na celu odtworzenie struktury wyjściowej zarówno Hardox 400 jak i Hardox 500 przed wszystkimi zabiegami ulepszania cieplnego. Normalizowanie uwidocznilo w nich drobnoziarnistą budowę strukturalną, która w zestawieniu z odpowiednio dobranym składem chemicznym stanowi główną składową bardzo wysokich własności mechanicznych omawianej grupy materiałów. Stale Hardox (400 i 500) w stanie normalizowanym posiadają spasmowane struktury ferrytyczno-perlityczne z przewagą cementytu w perlicie o budowie drobnopłytkowej. We wszystkich próbkach poddanych badaniom obserwowano w warstwach wierzchnich strefy częściowego odwęglania sięgające do około 0,5 mm.

Pomimo zbliżonej budowy strukturalnej obu gatunków stali Hardox należy również nawiązać do istotnej cechy strukturalnej odróżniającej od siebie obie te stale. W toku badań mikroskopowych stwierdzono, iż występuje pomiędzy nimi znacząca różnica w ilości i wielkości wydzieleni fazy węglkowych. O ile niektóre z nich (w Hardox 400) były możliwe do zaobserwowania z wykorzystaniem mikroskopu skaningowego, o tyle drobnodispersyjne wydzielenia w Hardox 500 wymagały stosowania znacznie większych powiększeń możliwych do uzyskania za pomocą mikroskopii transmisyjnej. Wykonane badania strukturalne obu materiałów (na cienkich foliach) pozwalają na korzystniejsze prognozowanie odnośnie odporności na zużywanie

ścierne w warunkach obciążenia dynamicznego Hardox 500. Wynika to z wielkości, ilości oraz sposobu rozmieszczenia węglików w martenzycie w tych stalach, bowiem omawiane cechy faz praktycznie wykluczają możliwość ich wykruszania się z metalicznej osnowy. Podobnej cechy strukturalnej nie można stwierdzić w stalach z naniesioną warstwą napoiny, które to znajdują podstawowe zastosowania w elementach narażonych na intensywne procesy zużycia uderowo-ściernego.

5.5. Badania właściwości mechanicznych stali Hardox

5.5.1. Statyczna próba rozciągania w temperaturze otoczenia

W tabeli 27÷36 przedstawiono wyniki statycznej próby rozciągania oraz zestawiono parametry geometryczne próbek poddanych badaniom wytrzymałościowym. W każdym z przypadków stosowano, co najmniej po pięć próbek z każdego materiału uwzględniając również jego stan obróbki cieplnej. Próbki do statycznej próby rozciągania pobrano wzdłużnie do kierunku przeróbki plastycznej płyt ze stali Hardox 400 i Hardox 500 (płyty o grubości 8 mm).

Tabela 27. Wyniki statycznej próby rozciągania stali Hardox 400 w stanie dostarczenia dla próbek wzdłużnych

Numer próbki	a·b	S ₀	L ₀	F _m	L _u	R _{p0,2}	R _m	A ₅
	Wybrane parametry mechaniczne							
	mm·mm	mm ²	mm	kN	mm	MPa	MPa	%
1	8,3·8,0	66,4	60	85,0	66,8	1040	1280	11,3
2				85,1	67,1	1060	1282	11,8
3				85,1	67,0	1028	1282	11,7
4				84,9	67,2	1037	1279	12,0
5				85,4	66,9	1070	1286	11,5

a, b – szerokość i wysokość próbki w bazie pomiarowej, S₀ – pole przekroju w bazie pomiarowej, L₀ – długość bazy pomiarowej, F_m – siła przy zerwaniu, L_u – wydłużenie bezwzględne, R_{p0,2} – umowna granica plastyczności, R_m – wytrzymałość na rozciąganie, A₅ – wydłużenie względne

Tabela 28. Wyniki statycznej próby rozciągania stali Hardox 400 w stanie dostarczenia dla próbek poprzecznych

Numer próbki	a·b	S ₀	L ₀	F _m	L _u	R _{p0,2}	R _m	A ₅
	Wybrane parametry mechaniczne							
	mm·mm	mm ²	mm	kN	mm	MPa	MPa	%
1	8,3·8,0	66,4	60	84,3	67,3	1035	1270	12,2
2				83,7	67,9	1030	1261	13,2
3				84,1	67,5	1033	1267	12,5
4				83,9	67,8	1028	1264	13,0
5				85,0	67,2	1060	1280	12,0

a, b – szerokość i wysokość próbki w bazie pomiarowej, S₀ – pole przekroju w bazie pomiarowej, L₀ – długość bazy pomiarowej, F_m – siła przy zerwaniu, L_u – wydłużenie bezwzględne, R_{p0,2} – umowna granica plastyczności, R_m – wytrzymałość na rozciąganie, A₅ – wydłużenie względne

Tabela 29. Wyniki statycznej próby rozciągania stali Hardox 400 w stanie normalizowanym dla próbek wzdłużnych

Numer próbki	a·b	S ₀	L ₀	F _m	L _u	R _e	R _m	A ₅
	Wybrane parametry mechaniczne							
	mm·mm	mm ²	mm	kN	mm	MPa	MPa	%
1	8,3·8,0	66,4	60	31,4	80,1	327	473	33,5
2				32,1	79,8	334	483	33,0
3				30,9	80,6	329	465	34,3
4				31,1	80,0	330	468	33,3
5				31,7	79,9	328	477	33,2

a, b – szerokość i wysokość próbki w bazie pomiarowej, S₀ – pole przekroju w bazie pomiarowej, L₀ – długość bazy pomiarowej, F_m – siła przy zerwaniu, L_u – wydłużenie bezwzględne, R_e – granica plastyczności, R_m – wytrzymałość na rozciąganie, A₅ – wydłużenie względne

Tabela 30. Wyniki statycznej próby rozciągania stali Hardox 400 w stanie normalizowanym dla próbek poprzecznych

Numer próbki	a·b	S ₀	L ₀	F _m	L _u	R _e	R _m	A ₅
	Wybrane parametry mechaniczne							
	mm·mm	mm ²	mm	kN	mm	MPa	MPa	%
1	8,3·8,0	66,4	60	30,8	82,2	317	464	37,0
2				31,2	80,0	320	470	33,3
3				29,7	79,8	311	447	33,0
4				30,2	82,9	315	455	38,2
5				30,0	82,5	315	452	37,5

a, b – szerokość i wysokość próbki w bazie pomiarowej, S₀ – pole przekroju w bazie pomiarowej, L₀ – długość bazy pomiarowej, F_m – siła przy zerwaniu, L_u – wydłużenie bezwzględne, R_e – granica plastyczności, R_m – wytrzymałość na rozciąganie, A₅ – wydłużenie względne

Tabela 31. Wyniki statycznej próby rozciągania stali Hardox 500 w stanie dostarczenia dla próbek wzdłużnych

Numer próbki	a·b	S ₀	L ₀	F _m	L _u	R _{p0,2}	R _m	A ₅
	Wybrane parametry mechaniczne							
	mm·mm	mm ²	mm	kN	mm	MPa	MPa	%
1	8,3·8,0	66,4	70	110,0	76,5	1355	1657	9,3
2				109,8	76,7	1350	1654	9,6
3				109,7	76,9	1346	1652	9,9
4				109,5	77,1	1339	1649	10,1
5				109,9	76,5	1350	1655	9,3

a, b – szerokość i wysokość próbki w bazie pomiarowej, S₀ – pole przekroju w bazie pomiarowej, L₀ – długość bazy pomiarowej, F_m – siła przy zerwaniu, L_u – wydłużenie bezwzględne, R_{p0,2} – umowna granica plastyczności, R_m – wytrzymałość na rozciąganie, A₅ – wydłużenie względne

Tabela 32. Wyniki statycznej próby rozciągania stali Hardox 500 w stanie dostarczenia dla próbek poprzecznych

Numer próbki	a·b	S ₀	L ₀	F _m	L _u	R _{p0,2}	R _m	A ₅
	Wybrane parametry mechaniczne							
	mm·mm	mm ²	mm	kN	mm	MPa	MPa	%
1	8,3·8,0	66,4	70	108,8	76,7	1318	1638	9,6
2				109,0	76,5	1324	1642	9,3
3				108,7	76,8	1320	1637	9,7
4				108,9	76,6	1329	1640	9,4
5				108,8	76,8	1322	1638	9,7

a, b – szerokość i wysokość próbki w bazie pomiarowej, S₀ – pole przekroju w bazie pomiarowej, L₀ – długość bazy pomiarowej, F_m – siła przy zerwaniu, L_u – wydłużenie bezwzględne, R_{p0,2} – umowna granica plastyczności, R_m – wytrzymałość na rozciąganie, A₅ – wydłużenie względne

Tabela 33. Wyniki statycznej próby rozciągania stali Hardox 500 w stanie normalizowanym dla próbek wzdłużnych

Numer próbki	a·b	S ₀	L ₀	F _m	L _u	R _e	R _m	A ₅
	Wybrane parametry mechaniczne							
	mm·mm	mm ²	mm	kN	mm	MPa	MPa	%
1	8,3·8,0	66,4	60	37,2	76,4	370	560	27,3
2				37,0	76,6	368	557	27,7
3				37,4	76,1	372	563	26,8
4				36,8	76,9	361	554	28,2
5				36,9	76,7	359	556	27,8

a, b – szerokość i wysokość próbki w bazie pomiarowej, S₀ – pole przekroju w bazie pomiarowej, L₀ – długość bazy pomiarowej, F_m – siła przy zerwaniu, L_u – wydłużenie bezwzględne, R_e – granica plastyczności, R_m – wytrzymałość na rozciąganie, A₅ – wydłużenie względne

Tabela 34. Wyniki statycznej próby rozciągania stali Hardox 500 w stanie normalizowanym dla próbek poprzecznych

Numer próbki	a·b	S ₀	L ₀	F _m	L _u	R _e	R _m	A ₅
	Wybrane parametry mechaniczne							
	mm·mm	mm ²	mm	kN	mm	MPa	MPa	%
1	8,3·8,0	66,4	60	37,0	76,5	355	557	27,5
2				37,2	76,1	359	560	26,8
3				37,0	76,3	352	557	27,2
4				36,9	76,9	360	556	28,2
5				37,4	76,0	362	563	26,7

a, b – szerokość i wysokość próbki w bazie pomiarowej, S₀ – pole przekroju w bazie pomiarowej, L₀ – długość bazy pomiarowej, F_m – siła przy zerwaniu, L_u – wydłużenie bezwzględne, R_e – granica plastyczności, R_m – wytrzymałość na rozciąganie, A₅ – wydłużenie względne

Tabela 35. Wyniki statycznej próby rozciągania połączeń spawanych ze stali Hardox 400 w stanie dostarczenia

Numer próbki	a·b	S ₀	L ₀	F _m	L _u	R _e	R _m	A ₅
	Wybrane parametry mechaniczne							
	mm·mm	mm ²	mm	kN	mm	MPa	MPa	%
1	7,9·25,4	200,7	80	124,0	94,6	587	618	18,3
2	8,0·25,8	206,4		128,0	94,4	590	620	18,8
3	8,2·25,8	211,5		128,0	97,6	572	605	22,0
4	8,0·25,8	206,4		128,0	95,1	585	620	18,9
5	8,0·25,9	207,2		128,0	96,0	585	618	20,0
6	8,0·25,9	207,2		126,0	97,2	570	608	21,5

a, b – szerokość i wysokość próbki w bazie pomiarowej, S₀ – pole przekroju w bazie pomiarowej, L₀ – długość bazy pomiarowej, F_m – siła przy zerwaniu, L_u – wydłużenie bezwzględne, R_e – granica plastyczności, R_m – wytrzymałość na rozciąganie, A₅ – wydłużenie względne

Tabela 36. Wyniki statycznej próby rozciągania połączeń spawanych ze stali Hardox 500 w stanie dostarczenia

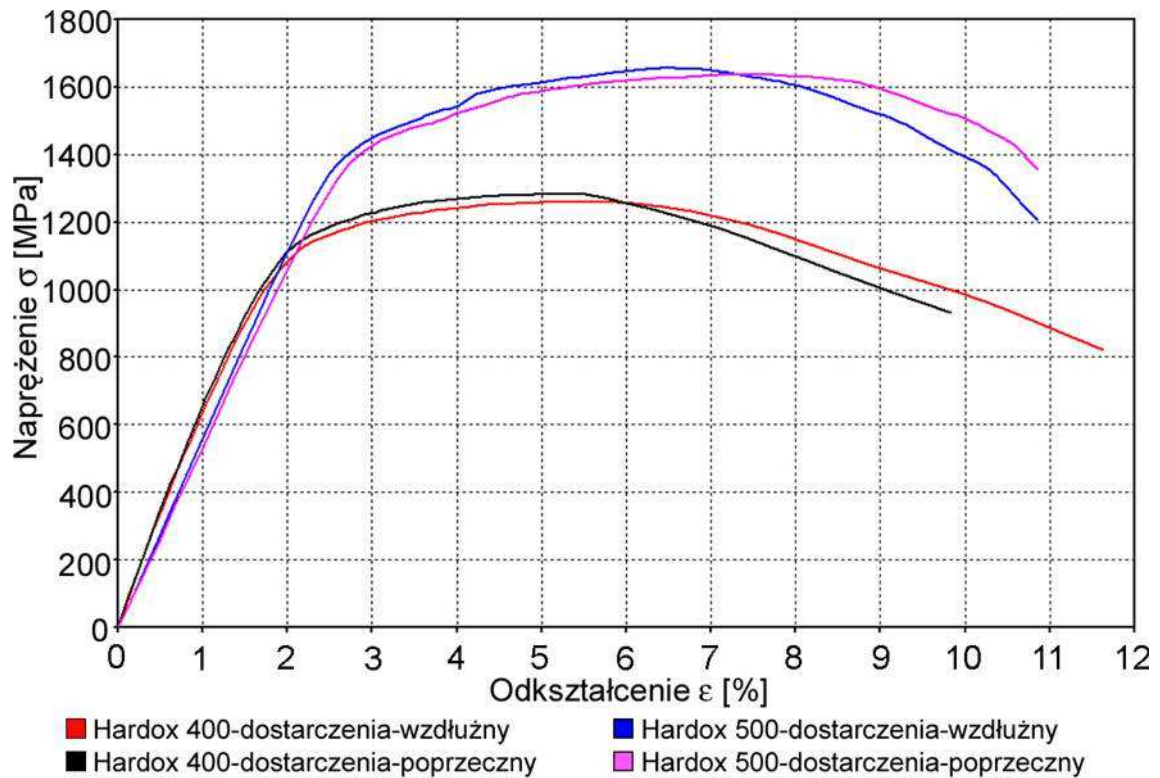
Numer próbki	a·b	S ₀	L ₀	F _m	L _u	R _e	R _m	A ₅
	Wybrane parametry mechaniczne							
	mm·mm	mm ²	mm	kN	mm	MPa	MPa	%
1	6,9·15,0	103,5	70	69,2	79,2	468	669	13,1
2	6,9·14,8	102,1		68,0	79,1	471	668	13,0
3	7,2·15,0	108,0		69,1	79,9	457	642	14,2
4	6,9·15,0	103,5		69,0	79,6	465	668	13,6
5	6,9·15,1	104,2		69,0	78,4	470	669	12,0

a, b – szerokość i wysokość próbki w bazie pomiarowej, S₀ – pole przekroju w bazie pomiarowej, L₀ – długość bazy pomiarowej, F_m – siła przy zerwaniu, L_u – wydłużenie bezwzględne, R_e – granica plastyczności, R_m – wytrzymałość na rozciąganie, A₅ – wydłużenie względne

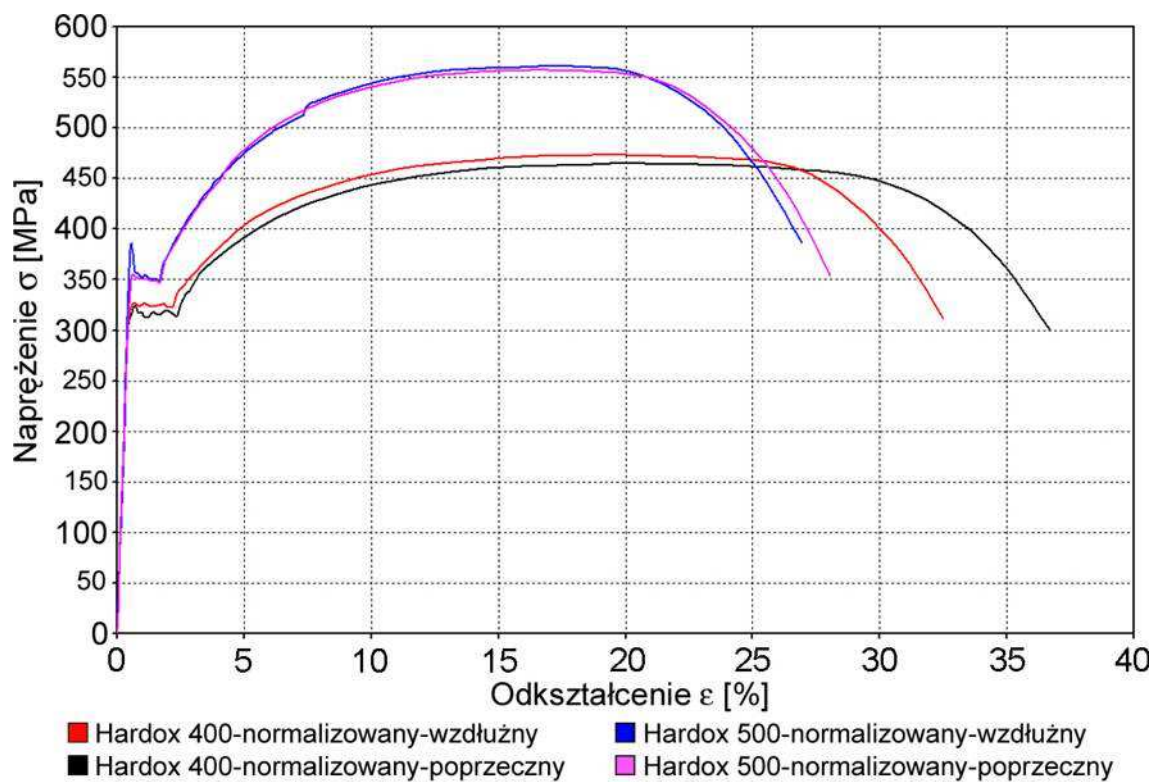
Do preparatyki materiału ze stali Hardox zastosowano metodę cięcia wysokoenergetycznym strumieniem cieczy ze ścierniwem. Próby wytrzymałościowe wykonano na próbkach płaskich zarówno w stanie dostarczenia jak i w stanie normalizowanym. Badania wytrzymałościowe stali Hardox po wyżarzaniu normalizującym wykonano w celu porównania właściwości mechanicznych badanych stali w stanie wyjściowym, przed zabiegami ulepszania cieplnego (w przypadku stali Hardox 400 i Hardox 500 – hartowaniem i odpuszczaniem).

Na rys. 76 i 77 przedstawiono reprezentatywne krzywe rozciągania próbek ze stali Hardox 400 i Hardox 500. Ze względu na strukturę oraz własności mechaniczne badanych materiałów, w stanie dostarczenia nie wykazują one wyraźnej granicy plastyczności. Umowna granica plastyczności obu gatunków prezentowanych materiałów znacznie przekracza wartość 1000 MPa (tabela 27, 28, 31 i 32 oraz rys. 76). Nie odnotowano również znaczących różnic badanych wskaźników wytrzymałościowych na kierunkach wzdłużnym i poprzecznym. Świadczy to, iż producent stali Hardox kładzie duży nacisk na utrzymywanie wysokich parametrów

wytrzymałościowych uzyskiwanych w toku obróbki cieplno-plastycznej zarówno stali Hardox 400 jak i Hardox 500.



Rys. 76. Reprezentatywne charakterystyki rozciągania próbek ze stali Hardox 400 i Hardox 500 w stanie dostarczenia



Rys. 77. Reprezentatywne charakterystyki rozciągania próbek ze stali Hardox 400 i Hardox 500 w stanie normalizowanym

Parametry mechaniczne stali Hardox w stanie normalizowanym (tabela 29, 30, 33 i 34 oraz rys. 77) w zestawieniu z przeprowadzonymi wcześniej badaniami strukturalnymi tych stali potwierdzają wniosek, iż materiały te są wytwarzane z niskowęglowych stali mikrostopowych. W stanie normalizowanym, podobnie jak w stanie dostarczenia, nie zarejestrowano znaczących rozrzutów zmierzonych wskaźników na poszczególnych kierunkach blach, z których pobrano materiał badawczy. Potwierdzają to krzywe rozciągania zamieszczone na rys. 77.

5.5.2. Wyniki badań udarności stali Hardox

Próbie udarności poddano próbki z karbem „V” ze stali Hardox 400 i Hardox 500 wykonane według PN-EN 10045-1. Próbki pobrano z materiału zarówno w stanie dostarczenia, jak i po normalizowaniu uwzględniając oba kierunki przeróbki plastycznej. Do preparatyki wykorzystano blachy stali Hardox o grubości 8 mm i z tego względu (biorąc pod uwagę grubość warstwy odwęglonej ujawnionej w toku obserwacji mikroskopowych) możliwe było wykonanie jedynie próbek pocienionych, o wysokości 7,5 mm. W rezultacie wyniki badań scharakteryzowano parametrem udarności (KCV150/7,5), a nie sugerowanym przez normę parametrem pracy łamania odniesioną do znormalizowanej próbki o wymiarach 10x10 mm. Ponadto wyznaczono krzywą przejścia plastyczno-kruchości stali Hardox 400 i Hardox 500 stosując następujące wartości temperatury podczas próby: -40 °C, -20 °C, 0 °C, +20 °C. W tabelach 37÷43 szczegółowo scharakteryzowano wyniki badań udarności oraz zamieszczono oznaczenia poszczególnych próbek poddanych późniejszym badaniom fraktograficznym. Na rys. 78 zilustrowano graficznie porównanie średnich wartości udarności dla poszczególnych partii próbek stali Hardox, a na rys. 79 przedstawiono krzywą przejścia plastyczno-kruchości.

Tabela 37. Udarność stali Hardox 400 w stanie dostarczenia dla próbek wzdłużnych

Nr próbki	Temp	b	h	S ₀	KV150	KCV150	KCV150 _{sr}
	°C	mm	mm	cm ²	J	J/cm ²	J/cm ²
21	+20	10.00	5.50	0.55	76	137	137
22		10.00	5.50	0.55	76	137	
23		10.00	5.50	0.55	70	127	
24		10.00	5.50	0.55	80	146	
25	0	10.00	5.50	0.55	67	121	133
26		10.00	5.50	0.55	77	139	
27		10.00	5.50	0.55	76	137	
28		10.00	5.50	0.55	74	134	
29	-20	10.00	5.50	0.55	72	130	133
30		10.00	5.50	0.55	66	120	
31		10.00	5.50	0.55	77	139	
32		10.00	5.50	0.55	79	144	
33	-40	10.00	5.50	0.55	21	37	51
34		10.00	5.50	0.55	27	50	
35		10.00	5.50	0.55	29	54	
36		10.00	5.50	0.55	34	62	

Tabela 38. Udarność stali Hardox 400 w stanie dostarczenia dla próbek poprzecznych

Nr próbki	Temp	b	h	S ₀	KV150	KCV150	KCV150 _{sr}
	°C						
1	+20	10.00	5.50	0.55	67	121	110
2		10.00	5.50	0.55	53	96	
3		10.00	5.50	0.55	62	112	
4		10.00	5.50	0.55	64	116	
5	0	10.00	5.50	0.55	41	75	82
5		10.00	5.50	0.55	40	73	
6		10.00	5.50	0.55	39	71	
7		10.00	5.50	0.55	61	111	
8	-20	10.00	5.50	0.55	30	55	55
9		10.00	5.50	0.55	32	59	
10		10.00	5.50	0.55	33	61	
11		10.00	5.50	0.55	26	46	
12	-40	10.00	5.50	0.55	27	50	47
13		10.00	5.50	0.55	26	46	
14		10.00	5.50	0.55	21	37	
15		10.00	5.50	0.55	30	55	

Tabela 39. Udarność stali Hardox 400 w stanie normalizowanym dla próbek wzdłużnych

Nr próbki	Temp	b	h	S ₀	KV150	KCV150	KCV150 _{sr}
	°C						
41	+20	10.00	5.50	0.55	72	130	141
42		10.00	5.50	0.55	95	173	
43		10.00	5.50	0.55	66	120	
44		10.00	5.50	0.55	78	143	
45	0	10.00	5.50	0.55	66	120	103
46		10.00	5.50	0.55	51	93	
47		10.00	5.50	0.55	53	96	
48		10.00	5.50	0.55	58	105	
49	-20	10.00	5.50	0.55	18	32	40
50		10.00	5.50	0.55	24	43	
51		10.00	5.50	0.55	15	27	
52		10.00	5.50	0.55	31	57	
53	-40	10.00	5.50	0.55	7	12	13
54		10.00	5.50	0.55	8	14	
55		10.00	5.50	0.55	7	12	
56		10.00	5.50	0.55	7	12	

Tabela 40. Udarność stali Hardox 400 w stanie normalizowanym dla próbek poprzecznych

Nr próbki	Temp	b	h	S ₀	KV150	KCV150	KCV150 _{sr}
	°C						
57	+20	10.00	5.50	0.55	74	134	120
58		10.00	5.50	0.55	121	219	
59		10.00	5.50	0.55	60	109	
60		10.00	5.50	0.55	64	116	
61	0	10.00	5.50	0.55	31	57	84
62		10.00	5.50	0.55	56	102	
63		10.00	5.50	0.55	44	80	
64		10.00	5.50	0.55	54	98	
65	-20	10.00	5.50	0.55	127	230	32
66		10.00	5.50	0.55	15	27	
67		10.00	5.50	0.55	15	27	
68		10.00	5.50	0.55	23	41	
69	-40	10.00	5.50	0.55	44	80	10
70		10.00	5.50	0.55	6	11	
71		10.00	5.50	0.55	5	9	
72		10.00	5.50	0.55	5	9	

Tabela 41. Udarność stali Hardox 500 w stanie dostarczenia dla próbek wzdłużnych

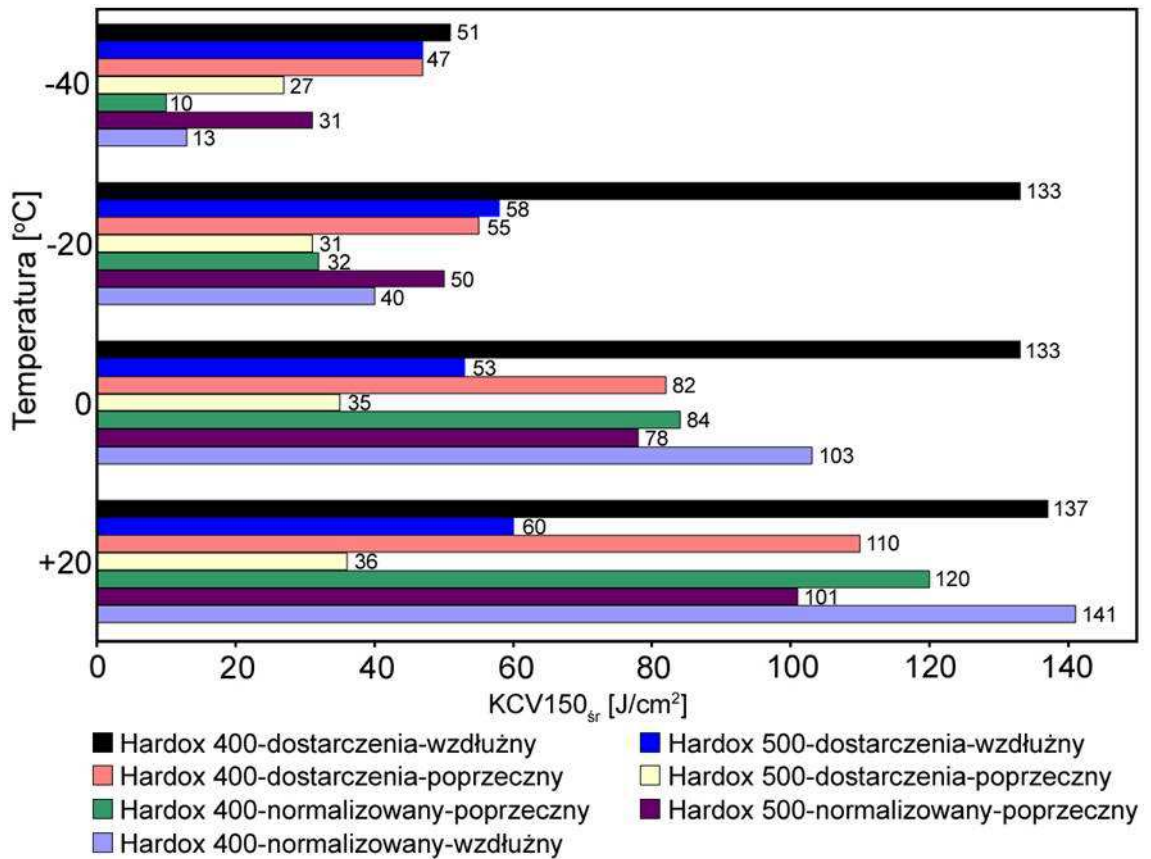
Nr próbki	Temp	b	h	S ₀	KV150	KCV150	KCV150 _{sr}
	°C						
73	+20	10.00	5.50	0.55	35	64	60
74		10.00	5.50	0.55	33	61	
75		10.00	5.50	0.55	31	57	
76		10.00	5.50	0.55	32	59	
77	0	10.00	5.50	0.55	28	52	53
78		10.00	5.50	0.55	28	52	
79		10.00	5.50	0.55	29	54	
80		10.00	5.50	0.55	30	55	
81	-20	10.00	5.50	0.55	33	61	58
82		10.00	5.50	0.55	29	54	
83		10.00	5.50	0.55	31	57	
84		10.00	5.50	0.55	34	62	
85	-40	10.00	5.50	0.55	22	39	47
86		10.00	5.50	0.55	28	52	
87		10.00	5.50	0.55	26	48	
88		10.00	5.50	0.55	27	50	

Tabela 42. Udarność stali Hardox 500 w stanie dostarczenia dla próbek poprzecznych

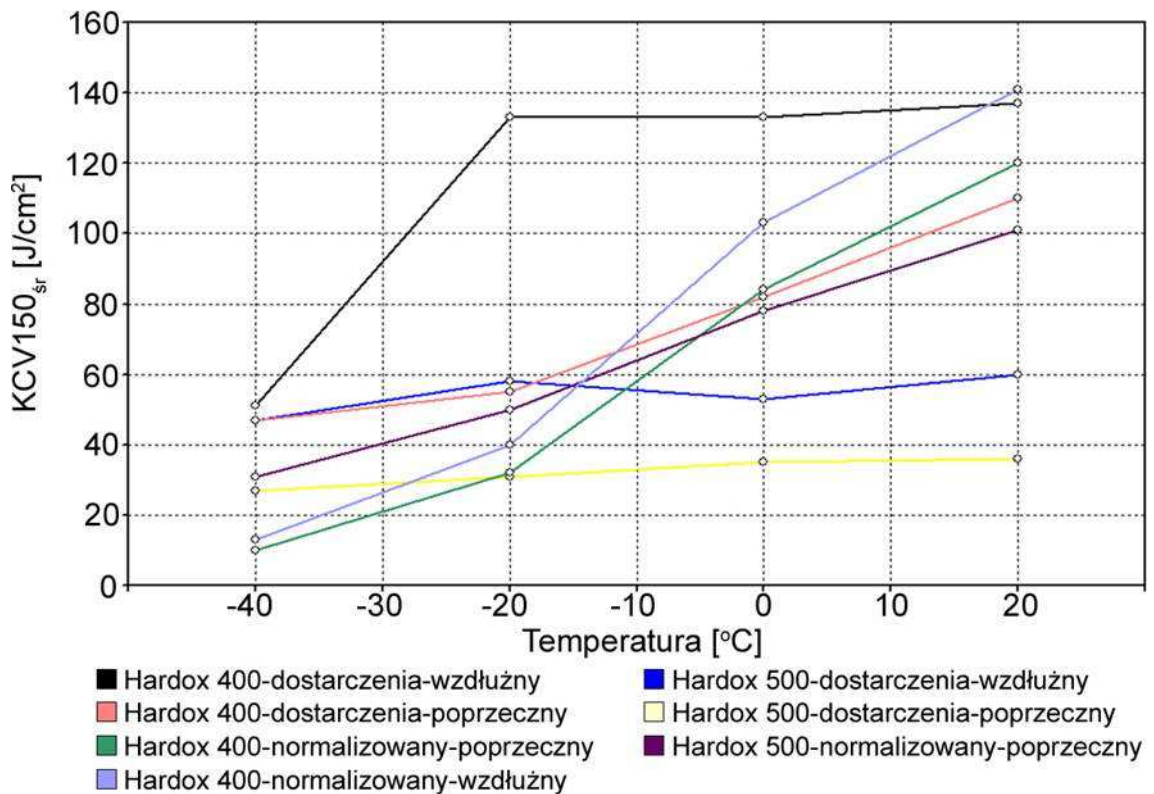
Nr próbki	Temp	b	h	S ₀	KV150	KCV150	KCV150 _{sr}
	°C						
89	+20	10.00	5.50	0.55	21	37	36
90		10.00	5.50	0.55	20	36	
91		10.00	5.50	0.55	21	37	
92		10.00	5.50	0.55	19	34	
93	0	10.00	5.50	0.55	19	34	35
94		10.00	5.50	0.55	20	36	
95		10.00	5.50	0.55	19	34	
96		10.00	5.50	0.55	20	36	
97	-20	10.00	5.50	0.55	19	34	31
98		10.00	5.50	0.55	19	34	
99		10.00	5.50	0.55	15	27	
100		10.00	5.50	0.55	17	30	
101	-40	10.00	5.50	0.55	16	29	27
102		10.00	5.50	0.55	15	27	
103		10.00	5.50	0.55	15	27	
104		10.00	5.50	0.55	14	25	

Tabela 43. Udarność stali Hardox 500 w stanie normalizowanym dla próbek poprzecznych

Nr próbki	Temp	b	h	S ₀	KV150	KCV150	KCV150 _{sr}
	°C						
105	+20	10.00	5.50	0.55	58	105	101
106		10.00	5.50	0.55	56	102	
107		10.00	5.50	0.55	56	102	
108		10.00	5.50	0.55	52	95	
109	0	10.00	5.50	0.55	29	54	78
110		10.00	5.50	0.55	50	91	
111		10.00	5.50	0.55	44	80	
112		10.00	5.50	0.55	47	86	
113	-20	10.00	5.50	0.55	37	68	50
114		10.00	5.50	0.55	20	36	
115		10.00	5.50	0.55	29	54	
116		10.00	5.50	0.55	25	45	
117	-40	10.00	5.50	0.55	25	45	31
118		10.00	5.50	0.55	19	34	
119		10.00	5.50	0.55	13	23	
120		10.00	5.50	0.55	12	21	



Rys. 78. Porównanie udarności stali Hardox 400 i Hardox 500 dla różnych konfiguracji badanych próbek



Rys. 79. Krzywe przejścia plastyczno-kruchości stali Hardox 400 i Hardox 500

Przeprowadzone próby udarności stali Hardox 400 i Hardox 500 w zakresie temperatur od -40 do $+20$ °C odpowiadają rzeczywistym warunkom pracy większości maszyn roboczych (w tym również koparek węgla brunatnego). Jako kryterium minimalnej udarności w maszynach tych przyjmuje się wartość 35 J/cm^2 [89]. Stwierdzono, że w obu przypadkach badanych materiałów wymienione kryterium jest spełnione, lecz nie w sposób jednoznaczny (rys. 78 i 79). Zastrzeżenia dotyczą przede wszystkim stali w stanie wyżarzonym normalizująco, poddanych badaniom w temperaturze -40 °C. Kryterium minimalnej udarności nie spełnia normalizowany Hardox 400 dla obu kierunków przeróbki plastycznej blachy oraz Hardox 500 w tym samym stanie obróbki cieplnej, lecz na kierunku poprzecznym. Bardzo niepokojące rezultaty prób udarnościowych otrzymano również dla Hardox 500 w stanie dostarczenia (kierunek poprzeczny), który praktycznie w całym przedziale temperatur wykazywał dość niską wartość udarności utrzymywaną na poziomie 35 J/cm^2 . Pozostałe próbki nie budziły zastrzeżeń pod względem otrzymywanych wskaźników udarności. Komentarza wymaga również brak badań próbek wzdłużnych pobranych ze stali Hardox 500 w stanie normalizowanym. Spowodowane było to ograniczonym zasobem materiałowym tej stali oraz głównie skupienie się na stanie dostarczenia tej grupy materiałowej. Wytwórca stali Hardox nie zastrzega sobie, bowiem możliwości dostarczenia badanych stali w stanie normalizowanym tak, jak w przypadku większości innych producentów wytwarzających stale o podwyższonej wytrzymałości. Dlatego też prezentowane badania kładą nacisk przede wszystkim na stan dostarczenia.

W stanie dostarczenia najwyższym poziomem udarności charakteryzuje się stal Hardox 400, poddana badaniom na próbkach pobranych wzdłużnie do kierunku przeróbki plastycznej. Udarność na poziomie 130 J/cm^2 utrzymywała aż do temperatury -20 °C, przy której następował skokowy jej spadek. Jednak pomimo tego w dalszym ciągu poniżej temperatury -20 °C materiał zachowywał odpowiedni jej poziom powyżej 35 J/cm^2 . W kontekście tych samych próbek wykonanych ze stali Hardox 500, których poziom udarności w całym zakresie temperaturowym kształtował się w granicach 55 J/cm^2 , na wyższy poziom udarności Hardox 400 rzutuje niższa zawartość węgla w stosunku do stali Hardox 500.

Przeprowadzone próby udarności wykazały, iż bardzo istotnym elementem doboru prezentowanych materiałów typu Hardox do budowy elementów konstrukcji maszyn stanowi wybór kierunku przeróbki plastycznej tych tworzyw. Producent zapewnia odpowiedni poziom wybranych parametrów wytrzymałościowych stali, lecz badania wskazują, iż w przypadku parametru udarności dotyczą one wyłącznie kierunku wzdłużnego. Z punktu widzenia dużego zróżnicowania udarności tych materiałów logiczne wydaje się przeprowadzenie dodatkowych badań fraktograficznych w celu identyfikacji oraz określenia udziałów złomu plastycznego i kruchego stali Hardox w prezentowanym zakresie temperatur.

W tabelach przedstawionych powyżej użyto symboli zgodnych z przytoczoną wcześniej normą PN-EN 10045-1 według następującego opisu:

Gdzie: Temp – temperatura, w której przeprowadzono próby udarności w [°C],

b, h – szerokość i wysokość próbki w [mm],

S_0 – pole przekroju poprzecznego próbki pod karbem w [cm^2],

KV150 – praca łamania dla początkowej energii 150 J i wysokości próbki 7,5 mm w [J],

KCV150 – udarność dla początkowej energii 150 J i wysokości próbki 7,5 mm w [J/cm^2],

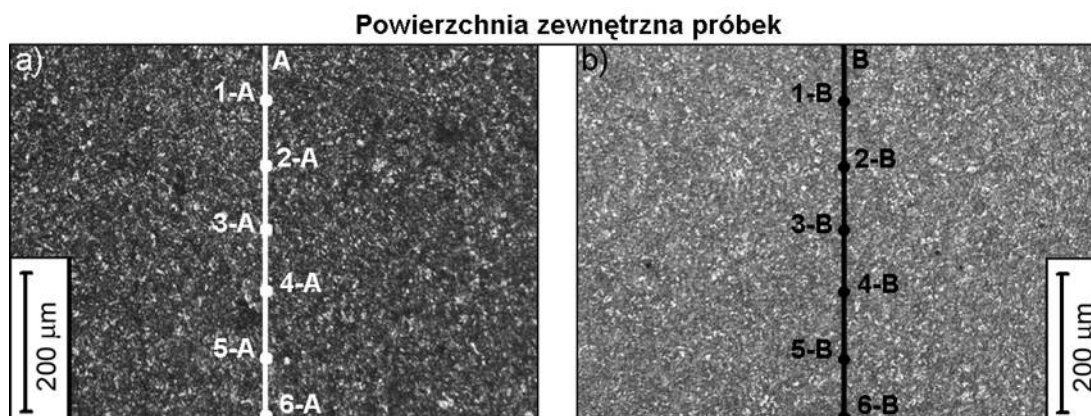
$KCV150_{sr}$ – średnia udarność dla początkowej energii 150 J i wysokości próbki 7,5 mm w [J/cm^2].

5.5.3. Pomiary twardości

W niniejszym rozdziale przedstawiono wyniki pomiarów twardości i mikrotwardości stali Hardox 400 i Hardox 500 po cięciu z zastosowaniem różnych technik oraz po różnych procesach obróbki cieplnej. Na ich podstawie opracowano mapy i wykresy rozkładu twardości w skali Brinella (HBW) i Vickersa (HV10 i HV0.5) zaprezentowane na rys. 80÷85. Próbkę badawczą pobrano z: płyt ze stali Hardox 400 i Hardox 500 w stanie dostarczenia o wymiarach 100x100x8 i 140x140x8 dla oceny rozkładu powierzchniowego oraz fragmentów płyt o wymiarach 10x10x8 poddanych różnym wariantom obróbki cieplnej. W każdym z przypadków usuwano warstwę odwęgloną uzyskując jednorodny materiał na całym przekroju próbki bądź stosowano atmosferę ochronną w celu zabezpieczenia przed odwęgleniem. Pomiary twardości przeprowadzono w celu uzupełnienia wyników badań mikrostruktury uzyskanych metodami mikroskopii świetlnej i elektronowej. Dodatkowo celem prowadzenia tej grupy pomiarów było bardziej szczegółowe zapoznanie się z właściwościami (a dokładniej ich zmianami) badanych materiałów pod wpływem różnych warunków zewnętrznych, takich jak cięcie lub spawanie.

Na rys. 80 oraz w tabelach 44 i 45 przedstawiono rezultaty pomiarów twardości (HV0.5) i mikrotwardości próbek ze stali Hardox 400 i Hardox 500 w stanie dostarczenia na całym ich przekroju poprzecznym. Uzyskano w ten sposób informację o odwęgleniu na powierzchni oraz o ewentualnej grubości warstwy odwęglonej. Twardość mierzono przy obciążeniu 0,5 kG w kierunku prostopadłym do powierzchni zewnętrznej materiału. Na każdy uzyskany wynik średniej twardości $HV0.5_{\text{sr}}$ przypadało, co najmniej po pięć odcisków, a kolejne punkty pomiarowe rozłożone były w stałej odległości wynoszącej 100 μm licząc od zewnętrznej krawędzi próbki.

Pomiary mikrotwardości, podobnie jak opisane powyżej pomiary HV0.5, wykonano na kierunku prostopadłym do powierzchni zewnętrznej materiału, przy obciążeniu 20 G. Wartość średniej mikrotwardości $HV0.02_{\text{sr}}$ wynikał z co najmniej pięciu odcisków, rozłożonych co 100 μm .



Rys. 80. Schemat pomiaru twardości i mikrotwardości na przekrojach poprzecznych próbek ze stali Hardox o wymiarach 10x10x8: a) Hardox 400, b) Hardox 500

Powyżej (na rys. 80) zobrazowano sposób pomiaru twardości i mikrotwardości na przekroju poprzecznym próbek stali Hardox. Rozkłady twardości wykonano wzdłuż linii A i B odpowiadającym odpowiednio stali Hardox 400 i Hardox 500. Naniesione punkty określają kolejne miejsca odcisków pomiaru mikrotwardości. Numerami kolejnych punktów (rys. 80) umownie oznaczono sposób pomiaru twardości – od powierzchni zewnętrznej w głąb materiału.

Tabela 44. Wyniki pomiarów twardości HV0.5 i HV0.02 próbek ze stali Hardox 400 w stanie dostarczenia na całym przekroju poprzecznym

Lp.	Odległość od powierzchni	HV0.02 _{sr}	HV0.5 _{sr}
	μm	HV0.02	HV0.5
1	100	100	127
2	200	128	160
3	300	190	220
4	400	290	308
5	500	389	367
6	600	480	401
7	700	491	413
8	800	495	415
9	900	505	411
10	1000	490	420

HV0.02_{sr} – średnia wartość mikrotwardości, co najmniej z pięciu pomiarów, przy obciążeniu 20 G, HV0.5_{sr} – średnia wartość twardości, co najmniej z pięciu pomiarów, przy obciążeniu 0,5 kG

Tabela 45. Wyniki pomiarów twardości HV0.5 i HV0.02 próbek ze stali Hardox 500 w stanie dostarczenia na całym przekroju poprzecznym

Lp.	Odległość od powierzchni	HV0.02 _{sr}	HV0.5 _{sr}
	μm	HV0.02	HV0.5
1	100	415	501
2	200	461	513
3	300	537	552
4	400	606	579
5	500	632	579
6	600	660	580
7	700	668	575
8	800	675	577
9	900	660	570
10	1000	670	578

HV0.02_{sr} – średnia wartość mikrotwardości, co najmniej z pięciu pomiarów, przy obciążeniu 20 G, HV0.5_{sr} – średnia wartość twardości, co najmniej z pięciu pomiarów, przy obciążeniu 0,5 kG

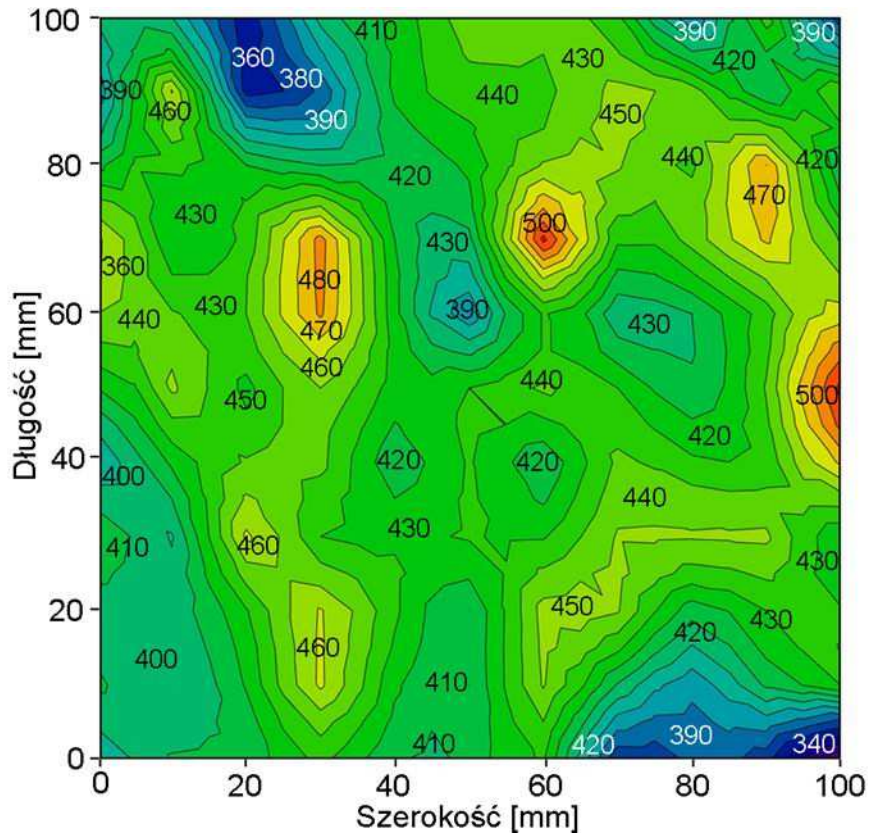
W toku pomiarów twardości i mikrotwardości próbek ze stali Hardox 400 i Hardox 500 w stanie dostarczenia ujawniono odwęglenie pod powierzchnią płyt. Dla stali Hardox 400 grubość warstwy odwęglonej powstałej w trakcie procesu produkcyjnego blach wynosi około 0,6 mm (tabela 44). W przypadku Hardox 500 odwęglenie zarejestrowano do głębokości około 0,4 mm (tabela 45). W obu przypadkach szwedzki producent blach stali Hardox określa ich twardość po wcześniejszym zeszlifowaniu warstwy wierzchniej na głębokość 0,5÷2,0 mm, co sugeruje możliwość wystąpienia odwęglenia nawet na większej grubości niż stwierdzona w prezentowanych badaniach.

Na rys. 81 i 82 przedstawiono powierzchniowy rozkład twardości (HBW) płyt ze stali Hardox o grubości 8 mm po cięciu wysokoenergetycznym strumieniem wody. W przypadku tych płyt proces cięcia nie miał wpływu na zmiany twardości. W każdym przypadku, po usunięciu z powierzchni blach warstwy częściowego odwęglenia o grubości około 0,5 mm, zmierzone twardości były zgodne z danymi podanymi przez producenta zestawionymi w tabeli 19 (rozdział 2.2). Analizowana technika cięcia strumieniem wody pozwala na wycinanie dowolnych kształtów z płyt ze stali Hardox bez groźby utraty wysokich właściwości mechanicznych.

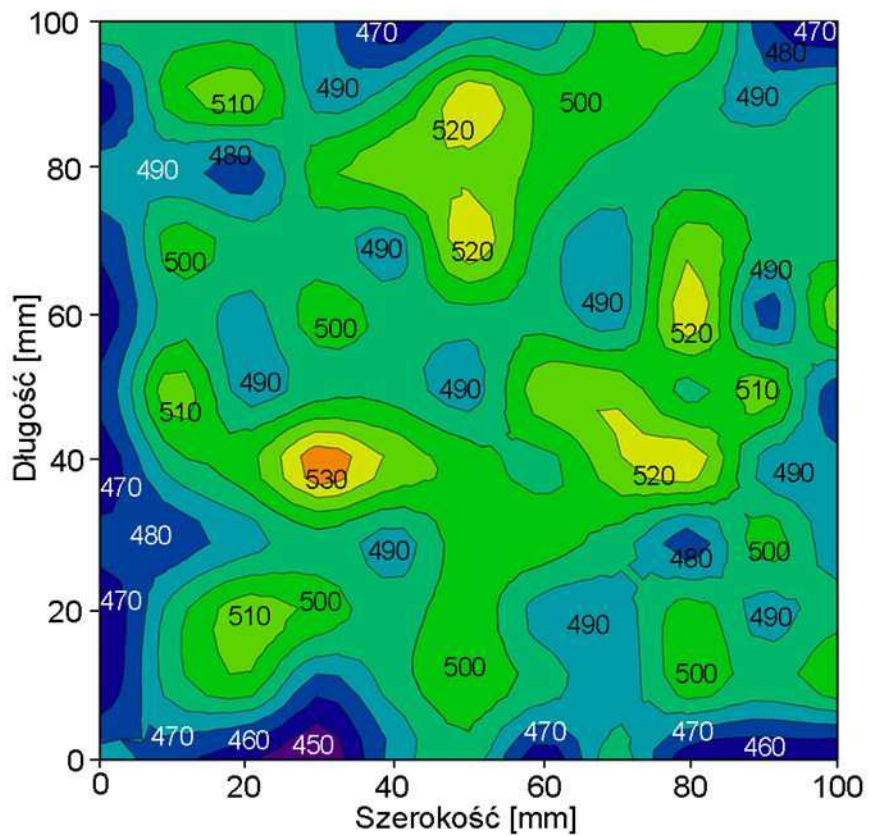
W stali Hardox 400 (rys. 81) zarejestrowano dość znaczny rozrzut wyników twardości w przedziale 340÷440 HBW, a lokalnie nawet do 500 HBW. Dane wytwórcy zakładają średnią twardość badanego materiału w stanie dostarczenia wynoszącą 370÷430 HBW. Rozbieżności mogą wynikać z mniejszego obciążenia zastosowanego podczas pomiarów (750 kG) w stosunku do 4000 kG stosowanych przez producenta. Pomiary z zastosowaniem wyższych sił nacisku węgelnika oraz wynikająca z nich jego większa średnica powoduje uśrednienie rozkładu twardości w dużo większym stopniu.

W przypadku płyty ze stali Hardox 500 również poddanej cięciu za pośrednictwem wysokoenergetycznego strumienia cieczy uzyskane rozkłady twardości wyniosły 450÷530 HBW, a więc były zgodne z danymi literaturowymi. Zakładają one średnią twardość stali Hardox 500 w przedziale 470÷530 HBW.

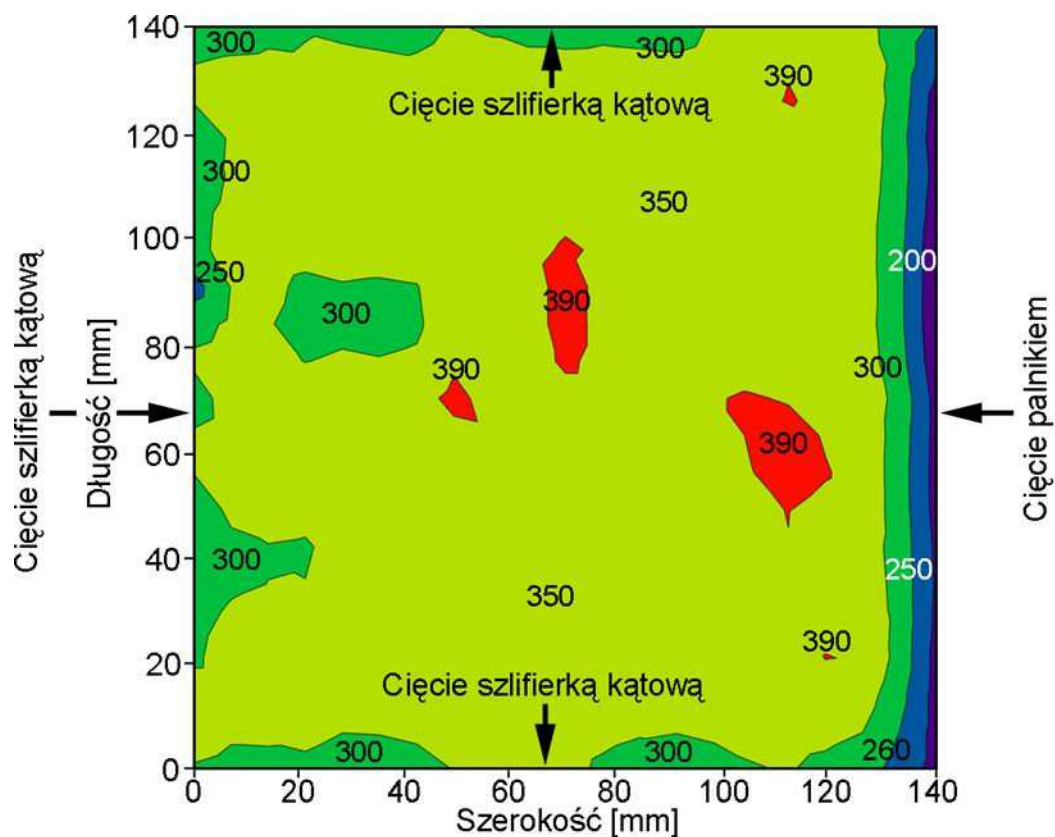
Jak wspomniano na początku rozdziału, w celu odwzorowania rzeczywistych warunków cięcia blach ze stali Hardox, na rys. 83 i 84 przedstawiono mapy rozkładu twardości badanych materiałów po cięciu palnikiem, szlifierką kątową z tarczą do cięcia stali oraz cięciu mechanicznym. W obu przypadkach cięcie palnikiem powodowało znaczne obniżenie twardości materiałów, dochodzące nawet do 50 % spadku w stosunku do twardości początkowej (Hardox 400, rys. 83). W stali Hardox 500 zmiany twardości po cięciu palnikiem były mniejsze, jednak również wystąpił spadek twardości o około 20÷30 % wartości początkowej. Analiza krawędzi utworzonych w wyniku odcięcia materiału tarczą do stali wykazała, iż w skali makroskopowej nie wprowadza ona wyraźnych zmian twardości, pod warunkiem cięcia arkuszy blach o dużych wymiarach. Ponadto płytę ze stali Hardox 500 na wstępie odcięto na gilotynie mechanicznej (górną krawędź na rys. 84). W tym przypadku stwierdzono, że metoda ta nie ma zastosowania do uzyskania prawidłowej płaszczyzny cięcia stali Hardox, pomimo zachowania odpowiedniej twardości materiału. Poza tym może ona prowadzić do uszkodzenia gilotyny podczas cięcia badanego materiału.



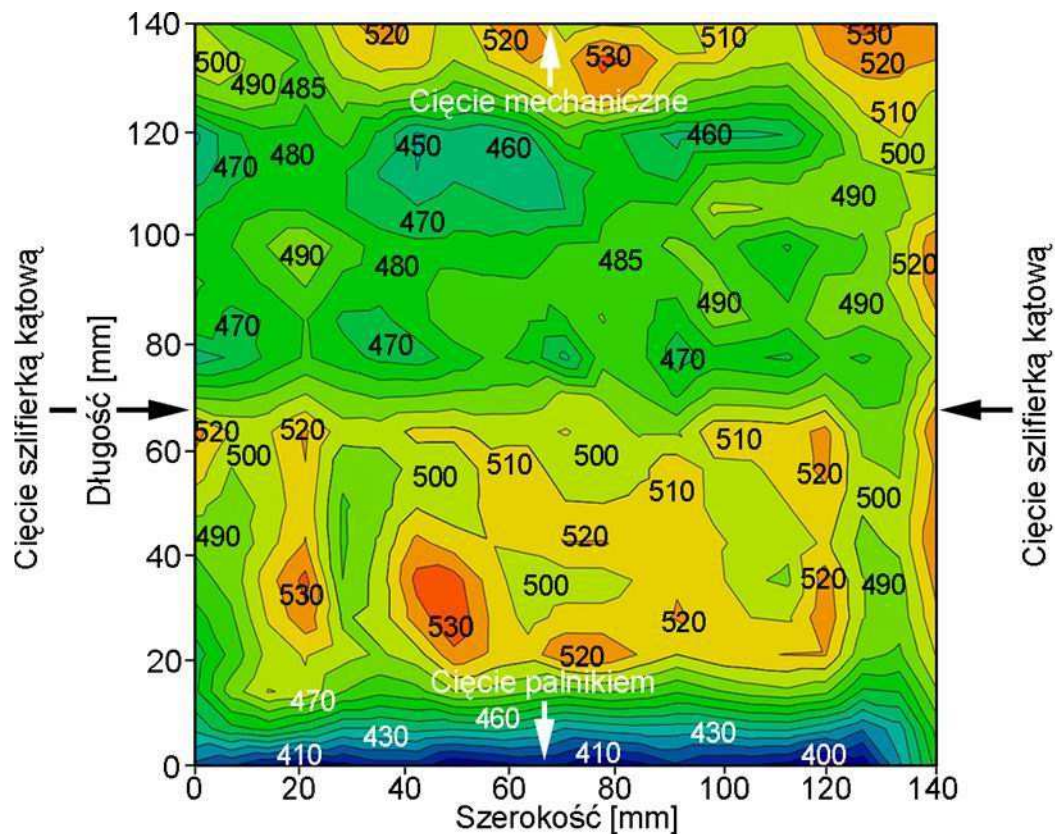
Rys. 81. Rozkład twardości (HBW) na powierzchni płyty ze stali Hardox 400 po cięciu wysokoenergetycznym strumieniem wody



Rys. 82. Rozkład twardości (HBW) na powierzchni płyty ze stali Hardox 500 po cięciu wysokoenergetycznym strumieniem wody



Rys. 83. Rozkład twardości (HBW) na powierzchni płyty ze stali Hardox 400 po różnych technikach cięcia



Rys. 84. Rozkład twardości (HBW) na powierzchni płyty ze stali Hardox 500 po różnych technikach cięcia

Oprócz pomiarów twardości płyt ze stali Hardox wykonano również pomiary twardości próbek metalograficznych poddanych uprzednio procesowi obróbki cieplnej. Przed hartowaniem i odpuszczaniem próbki normalizowano w celu odtworzenia ich wyjściowej struktury przed zabiegami obróbki cieplnej. Powierzchnie próbek zabezpieczono przed odwęglaniem przez stosowanie atmosfery ochronnej pieca bądź obróbkę w piecu próżniowym. W tabeli 46 zestawiono wszystkie warianty obróbki cieplnej wraz z oznaczeniem próbek badawczych, natomiast w tabelach 47 i 48 zreferowano wskaźniki liczbowe z otrzymanych pomiarów.

Tabela 46. Schemat i parametry obróbki cieplnej stali Hardox 400 i Hardox 500

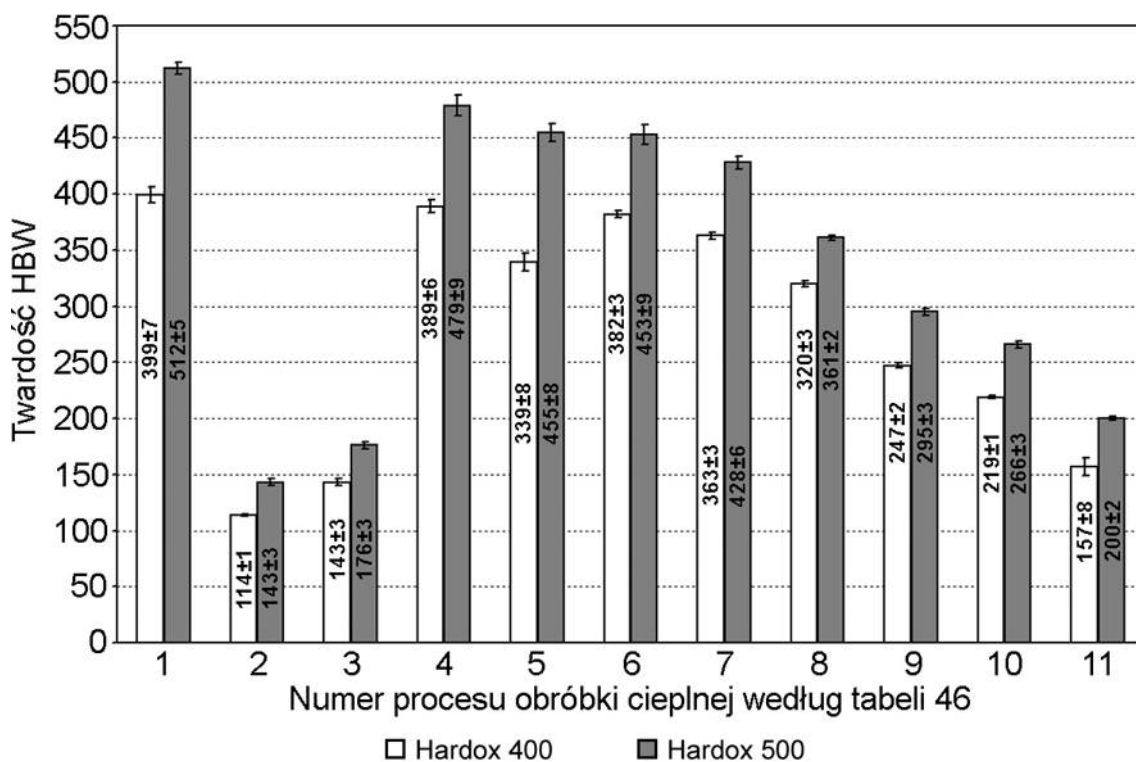
Lp.	Oznaczenie próbek		Schemat obróbki cieplnej	Parametry obróbki cieplnej
	Hardox 400	Hardox 500		
1	I – 1	II – 1	Stan dostarczenia	-
2	I – 2	II – 2	Wyżarzanie zupełne	930 °C/1 h/chłodzenie z piecem
3	I – 3	II – 3	Normalizowanie	930 °C/1 h/chłodzenie na powietrzu
4	I – 4	II – 4	Hartowanie	930 °C/20 min/chłodzenie w H ₂ O
5	I – 5	II – 5	Hartowanie	930 °C/20 min/chłodzenie w oleju
6	I – 6	II – 6	Hart./H ₂ O/Odp.	Odp. 200 °C/2 h/chłodz. na powietrzu
7	I – 7	II – 7	Hart./H ₂ O/Odp.	Odp. 300 °C/2 h/chłodz. na powietrzu
8	I – 8	II – 8	Hart./H ₂ O/Odp.	Odp. 400 °C/2 h/chłodz. na powietrzu
9	I – 9	II – 9	Hart./H ₂ O/Odp.	Odp. 500 °C/2 h/chłodz. na powietrzu
10	I – 10	II – 10	Hart./H ₂ O/Odp.	Odp. 600 °C/2 h/chłodz. na powietrzu
11	I – 11	II – 11	Hart./H ₂ O/Odp.	Odp. 700 °C/2 h/chłodz. na powietrzu
Próbki nr I – 4÷11 oraz II – 4÷11 poddano procesowi wyżarzania normalizującego przed obróbką cieplną (hartowanie)				

Tabela 47. Wyniki pomiarów twardości próbek stali Hardox 400 po różnych wariantach obróbki cieplnej wykonanej według tabeli 46

Oznaczenie próbki	Twardość HV10					HV _{sr}	HB	ΔHB
	-1-	-2-	-3-	-4-	-5-	HV10	HBW	HBW
I – 1	417	417	424	424	420	420	399	±7
I – 2	120	117	120	117	120	119	114	±1
I – 3	153	150	146	153	150	150	143	±3
I – 4	413	417	409	402	405	409	389	±6
I – 5	347	351	360	363	363	357	339	±8
I – 6	405	402	405	409	402	405	382	±3
I – 7	385	389	385	385	382	385	363	±3
I – 8	332	337	334	340	337	336	320	±3
I – 9	260	262	259	259	262	261	247	±2
I – 10	230	229	230	229	230	230	219	±1
I – 11	171	168	163	153	168	164	157	±8

Tabela 48. Wyniki pomiarów twardości próbek stali Hardox 500 po różnych wariantach obróbki cieplnej wykonanej według tabeli 46

Oznaczenie próbki	Twardość HV10					HV _{sr}	HB	ΔHB
	-1-	-2-	-3-	-4-	-5-	HV10	HBW	HBW
II – 1	551	545	545	540	551	546	512	±5
II – 2	156	150	153	150	150	152	143	±3
II – 3	188	188	183	182	182	185	176	±3
II – 4	518	503	503	513	498	507	479	±9
II – 5	488	488	493	475	488	486	455	±8
II – 6	484	488	479	469	469	478	453	±9
II – 7	448	452	461	448	448	451	428	±6
II – 8	379	379	375	375	379	377	361	±2
II – 9	306	312	306	308	312	309	295	±3
II – 10	276	283	283	284	280	281	266	±3
II – 11	208	210	209	209	204	208	200	±2

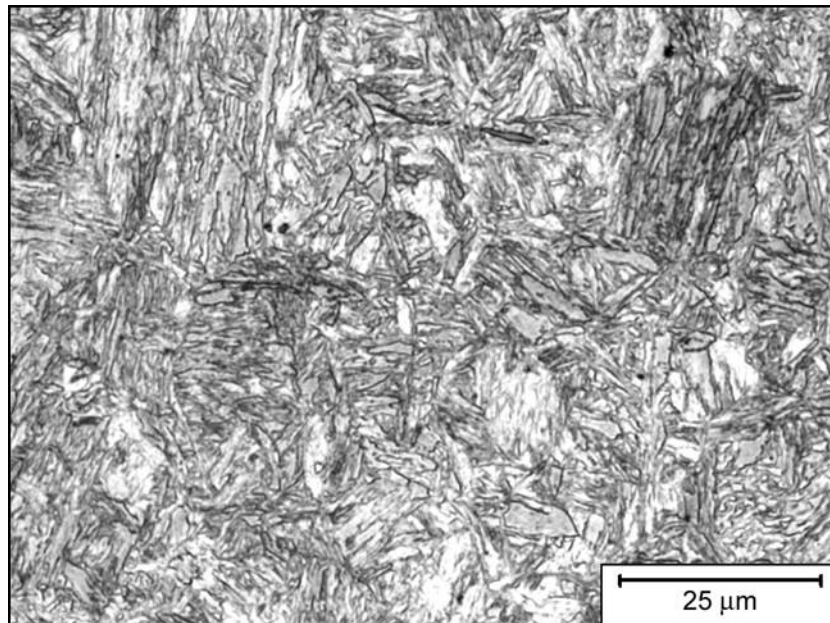


Rys. 85. Twardość stali Hardox w różnych stanach obróbki cieplnej wykonanej według danych z tabeli 46÷48

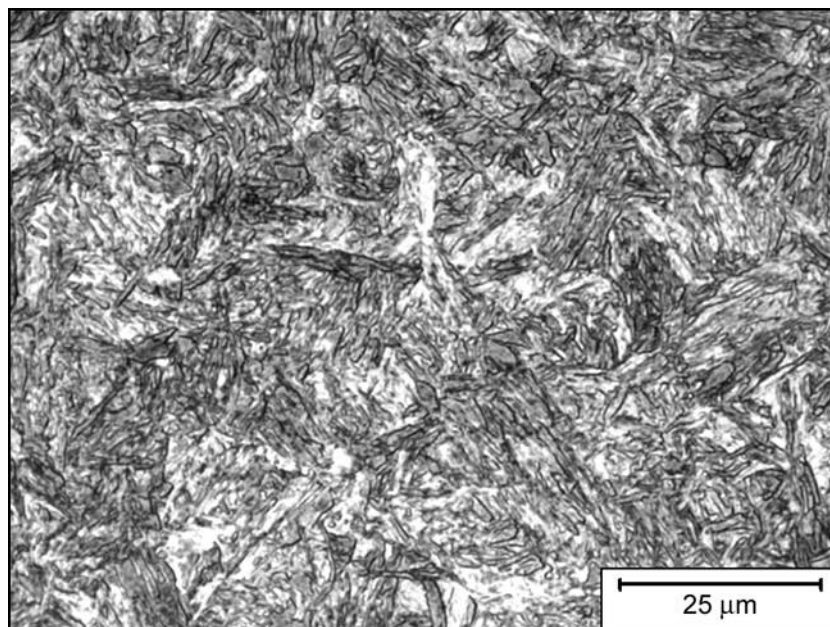
Rys. 85 ilustruje graficznie rozkłady twardości poszczególnych próbek w zależności od wariantu obróbki cieplnej. Z zamieszczonych tam rozkładów twardości wynika, iż właściwości mechaniczne zarówno Hardox 400, jak i Hardox 500 uzyskiwane są w toku obróbki cieplnej: hartowana i odpuszczana w temperaturze 200 °C. Należy jednak zwrócić uwagę, że powyższe rozważania dotyczą stali Hardox dla blach o grubości 8 mm. Zwiększenie grubości blach wiąże się ze wzrostem

zawartości węgla w tych tworzywach, co będzie pociągać za sobą również zmianę temperatur odpuszczania dla uzyskania tej samej twardości na całym ich przekroju.

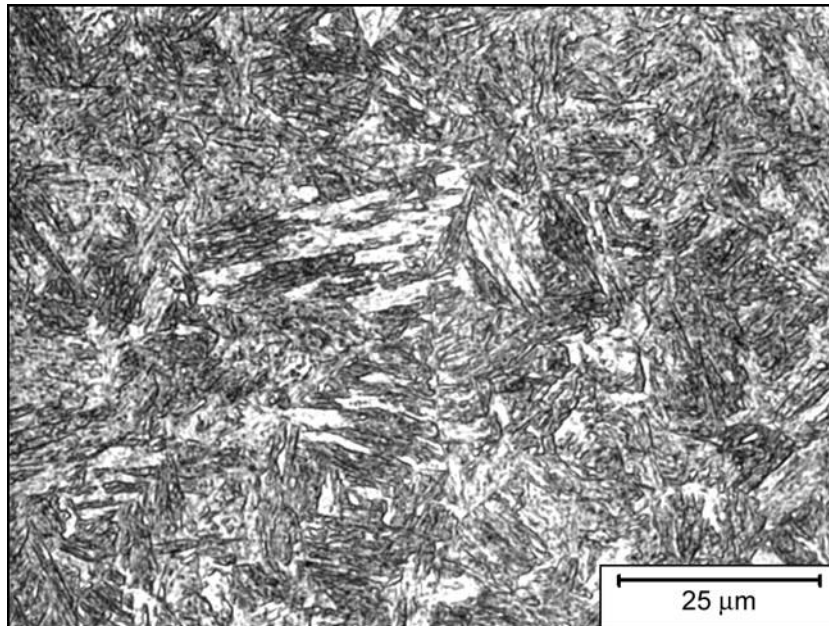
Na rys. 86÷91 przedstawiono przykładowe struktury stali Hardox 500 uzyskane w toku jej obróbki cieplnej scharakteryzowanej w tabeli 48.



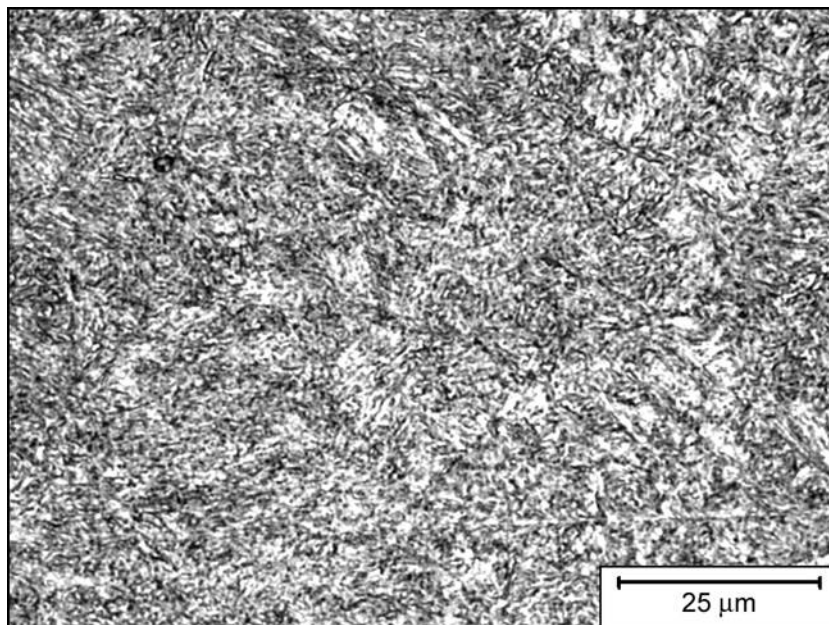
Rys. 86. Stal Hardox 500 – stan normalizowany i hartowany w wodzie.
Struktura martenzytu o charakterze listwowym.
Twardość 479 HBW (próbka II – 4, tabela 48 i rys. 85).
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



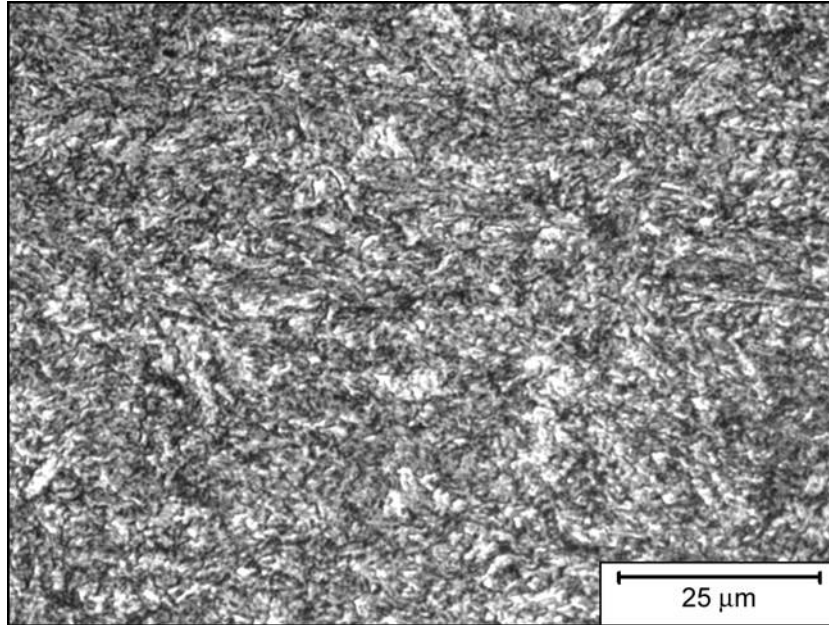
Rys. 87. Stal Hardox 500 – stan normalizowany, hartowany w wodzie
i odpuszczony w temperaturze 200 °C.
Struktura martenzytu odpuszczonego.
Twardość 453 HBW (próbka II – 6, tabela 48 i rys. 85).
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



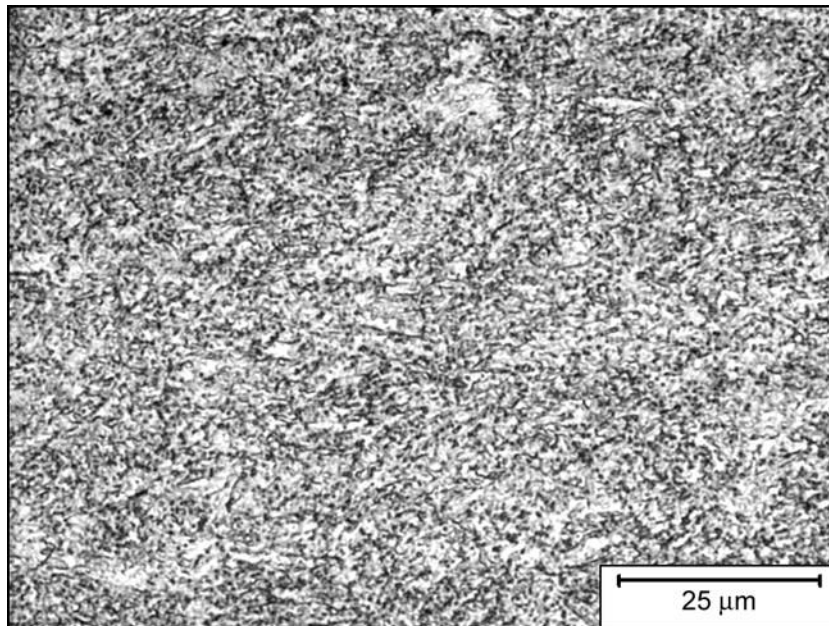
Rys. 88. Stal Hardox 500 – stan normalizowany, hartowany w wodzie i odpuszczony w temperaturze 300 °C.
Struktura martenzytu odpuszczonego.
Twardość 428 HBW (próbka II – 7, tabela 48 i rys. 85).
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



Rys. 89. Stal Hardox 500 – stan normalizowany, hartowany w wodzie i odpuszczony w temperaturze 400 °C.
Struktura sorbitu odpuszczania.
Twardość 361 HBW (próbka II – 8, tabela 48 i rys. 85).
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



Rys. 90. Stal Hardox 500 – stan normalizowany, hartowany w wodzie i odpuszczony w temperaturze 500 °C.
Struktura sorbitu odpuszczania.
Twardość 295 HBW (próbka II – 9, tabela 48 i rys. 85).
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



Rys. 91. Stal Hardox 500 – stan normalizowany, hartowany w wodzie i odpuszczony w temperaturze 700 °C.
Struktura sferoidytu.
Twardość 200 HBW (próbka II – 11, tabela 48 i rys. 85).
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna

Przeprowadzone zabiegi obróbki cieplnej badanych tworzyw dowodzą, iż istnieje możliwość odtworzenia ich struktury i własności (przykładowo po grzaniu i chłodzeniu na skutek spawania) w stosunku do stanu dostarczenia. Dokonując porównania struktury stali Hardox 500 w stanie dostarczenia (rys. 54 i 55, rozdział 5.4.3) i struktury otrzymanej, w warunkach laboratoryjnych, po hartowaniu w wodzie ze stanu normalizowanego (rys. 86) w obu przypadkach otrzymano zbliżone struktury typu martenzytycznego. Twardości w poszczególnych przypadkach wynoszą odpowiednio: dla stanu dostarczenia 512 ± 5 HBW i 479 ± 9 HBW dla struktury uzyskanej w warunkach laboratoryjnych (próbka II – 1 i II – 4 tabela 48 i rys. 85).

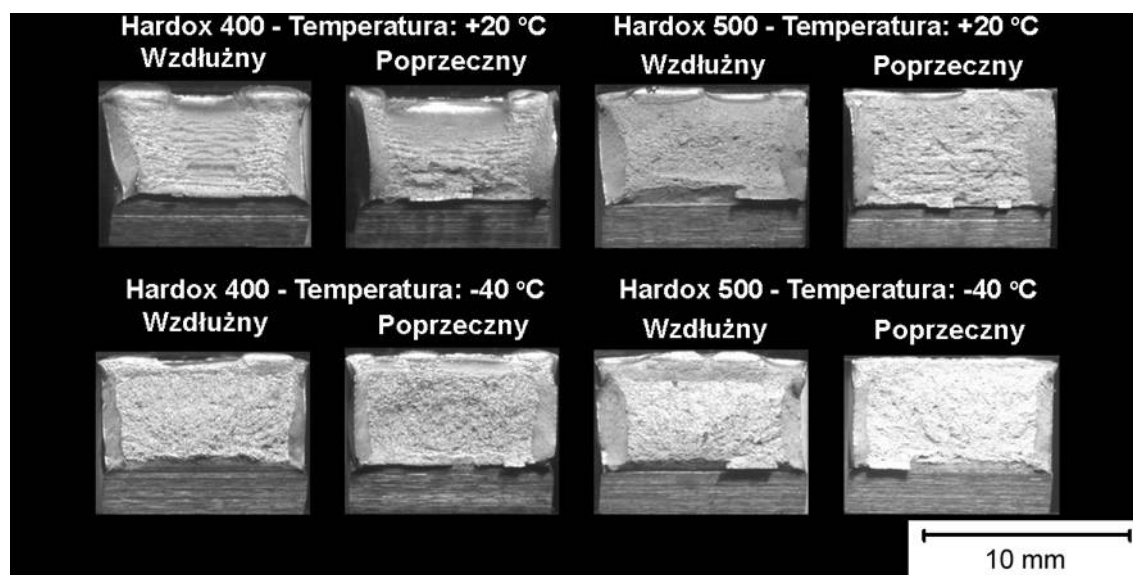
Porównanie uzyskanych własności badanych materiałów w toku poszczególnych procesów obróbki cieplnej (rys. 85) dowodzi, że stale typu Hardox zachowują wysokie wskaźniki twardości tylko do pewnego zakresu temperatury. Górną granicą wyznaczającą możliwość stosowania stali Hardox 400 lub 500 są punkty 6 i 7 powyższego wykresu, oznaczające hartowanie w wodzie z temperatury $930\text{ }^{\circ}\text{C}$ i odpuszczanie w $200\text{--}300\text{ }^{\circ}\text{C}$. W temperaturach wyższych następował gwałtowny spadek twardości badanych materiałów, związany ze zmianami mikrostruktury, co teoretycznie uniemożliwia (a na pewno w dużym stopniu utrudnia) jego zastosowanie praktyczne. Rozważania prowadzono w oparciu o założenie odpowiednich własności początkowych oraz gatunku stali Hardox. Należy, więc, przy doborze tych tworzyw konstrukcyjnych kierować się nie tylko wymaganiami wytrzymałościowymi w warunkach pracy, ale przede wszystkim warunkami poprzedzającymi, takimi jak przygotowanie geometrii detali czy ich montaż.

5.6. Badania fraktograficzne próbek ze stali Hardox 400 i Hardox 500

Mała dostępność publikacji dotyczących stali Hardox w kontekście ich bardzo dobrych właściwości mechanicznych oraz możliwości ewentualnego rozszerzenia zakresu ich zastosowań stały się przyczyną bardziej szczegółowego zainteresowania się tymi stalami. Dodatkowo przeprowadzenie badań fraktograficznych podyktowane było dużymi rozbieżnościami uzyskanych wskaźników odporności na obciążenia udarowe stali Hardox (paragraf 5.7). Stale te należące do grupy stali spawalnych, niskostopowych swymi wysokimi właściwościami mechanicznymi wyróżniają się w tej kategorii materiałowej. Wśród swoich zalet wykazują stosunkowo wysoką udarność przy jednocześnie wysokich wytrzymałościach statycznych. Zatem zarówno z ekonomicznego, jak i z praktycznego oraz poznawczego punktu widzenia, poświęcenie części badań na analizę fraktograficzną próbek tym stali wydawało się być uzasadnione.

Badania fraktograficzne wykonano z zastosowaniem elektronowego mikroskopu skaningowego JEOL JSM-5800LV sprzężonego z mikroanalizatorem promieniowania rentgenowskiego Oxford LINK ISIS-300. W trakcie badań stosowano napięcie przyspieszające 20 i 25 kV. Obserwacje przełomów prowadzono na kontraście materiałowym wykorzystując detektory *SE* oraz *BSE*. Dobór parametrów badań wynikał z wcześniejszych doświadczeń z pracy [90].

Próbki przełomów stali Hardox poddanych badaniom fraktograficznym z zaznaczoną temperaturą i kierunkiem badania zestawiono zbiorczo na rys. 92.



Rys. 92. Makroskopowy obraz przełomów stali Hardox 400 i Hardox 500 poddanych analizie fraktograficznej

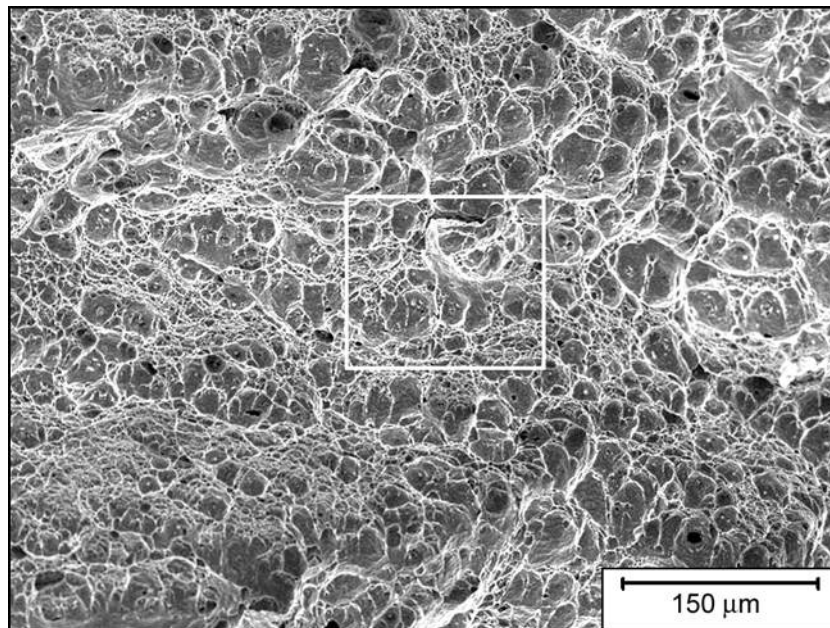
W badaniach ograniczono się jedynie do próbek stali Hardox 400 i Hardox 500 w stanie dostarczenia z uwzględnieniem różnych kierunków przeróbki plastycznej tych tworzyw. Zrezygnowano z materiału wyżarzającego normalizująco ze względu na fakt, iż

producent zapewnia wysokie właściwości badanych materiałów, pod względem pracy łamania, wyłącznie dla stanu dostarczenia. Co prawda bierze pod uwagę dostępność stali Hardox w stanie normalizowanym, ale nie posługuje się wobec tych stanów żadnymi proponowanymi wskaźnikami wytrzymałościowymi. Sugeruje to możliwość praktycznych zastosowań tych tworzyw konstrukcyjnych jedynie w stanie dostarczenia. Dlatego analizy fraktograficzne zawężono do stanu, w którym materiały te bezpośrednio mogą znaleźć zastosowanie w warunkach przemysłowych.

5.6.1. Próbki wycięte wzdłuż kierunku walcowania poddane badaniom w temperaturze +20 °C

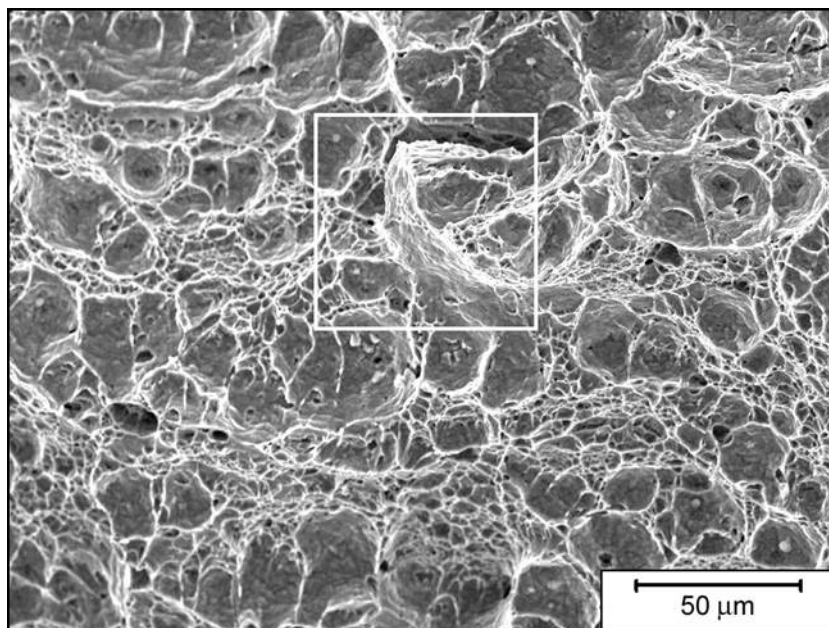
Przełomy próbek udarnościoowych ze stali Hardox 400 w stanie dostarczenia, wyciętych wzdłuż kierunku walcowania i poddanych próbie w temperaturze +20 °C wykazują cechy przełomów plastycznych. Charakterystyczna dla tego typu przełomów powierzchnia dołkowa widoczna jest na rys. 93. Szczególną uwagę zwraca znaczące zróżnicowanie dołków. Dominują dwa ich rozmiary: duże – o średnicy wynoszącej około 25 μm (jest to wartość średnia z pięciu pomiarów) oraz małe – o średnicy wynoszącej około 5 μm (rys. 94).

W większych dołkach występują pojedyncze, kruche wydzielения faz węglkowych (rys. 95) lub ich skupiska o stosunkowo dużych rozmiarach. Inicjowały one proces powstawania mikroporów i ich wzrost. Analogicznie do stosunkowo dużego udziału większych dołków (około 60 %) stanowi udział większych wydzieleni węglkowych w tej stali, względnie rzadko rozłożonych. Może to wynikać ze stosunkowo małej zawartości węgla (0,15 %). Taki rozkład węglków wpływa dodatnio na plastyczność tej stali.

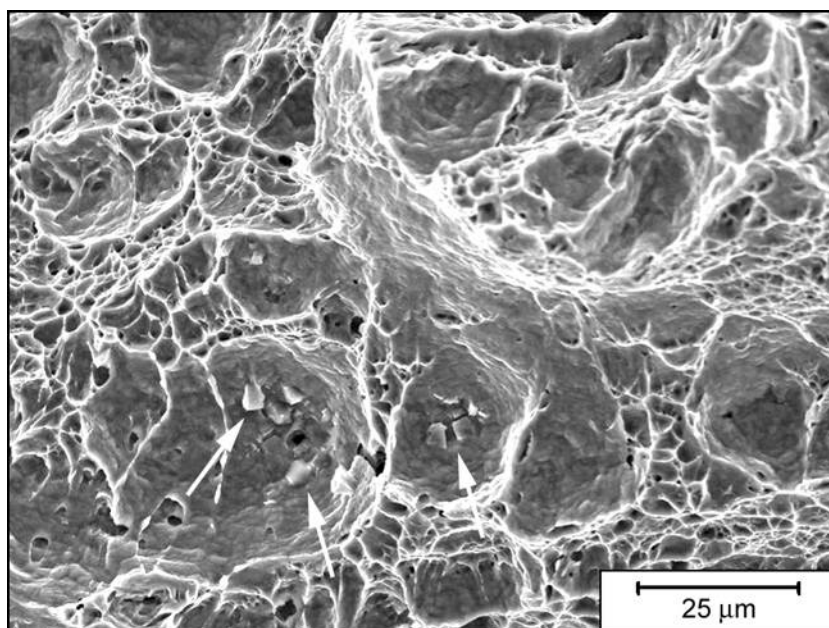


Rys. 93. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia. Próbki wycięte wzdłuż kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze +20 °C.

Powierzchnia przełomu plastycznego.
Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa



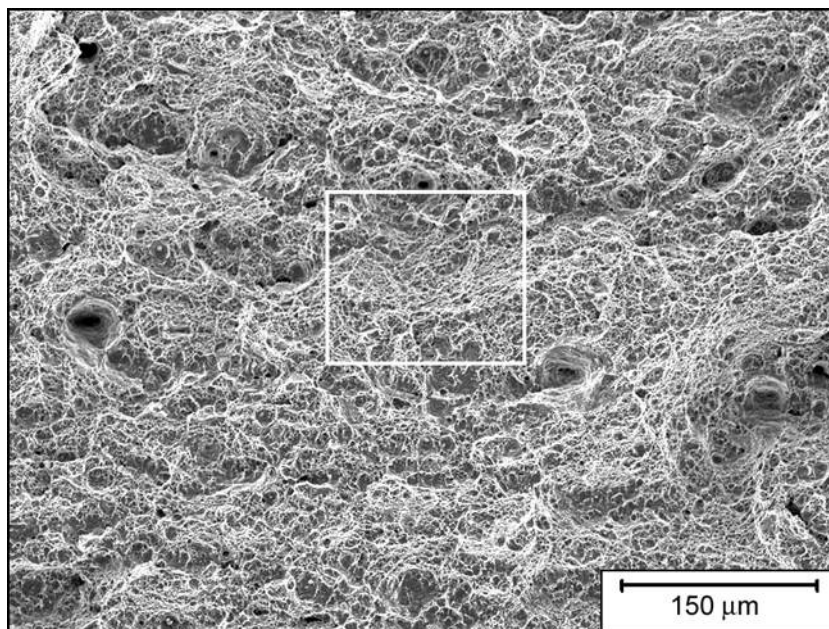
Rys. 94. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia. Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 93. Próbki wycięte wzdłuż kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze +20 °C. Obszar przełomu plastycznego. Widoczne zróżnicowanie wielkości dołków. Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa



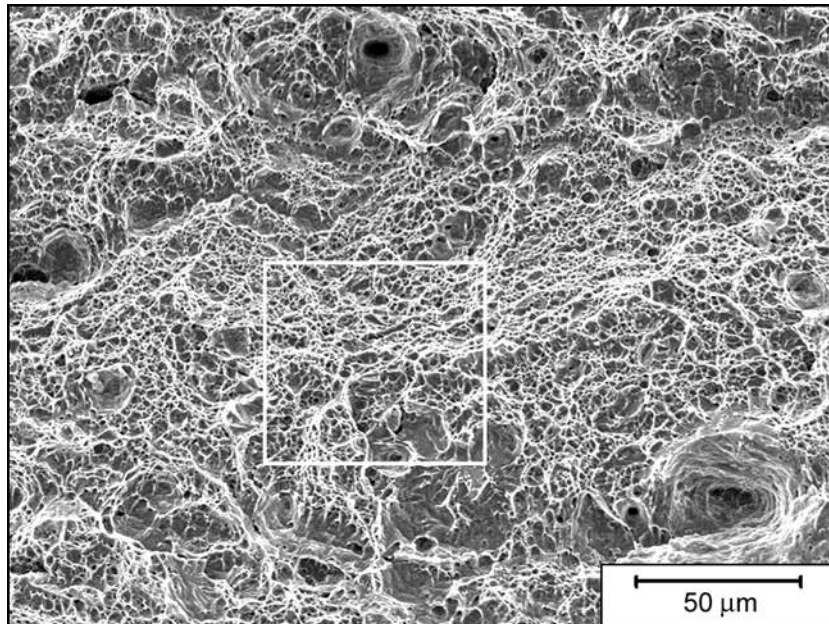
Rys. 95. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia. Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 94. Próbki wycięte wzdłuż kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze +20 °C. Obszar przełomu plastycznego. Strzałkami zaznaczono wydzielania faz węglkowych w poszczególnych dołkach biorących udział w powstawaniu mikroporów. Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa

Pomimo, że wydłużenie stali Hardox 400 w statycznej próbie rozciągania osiągnęło jedynie 12 % to jej plastyczność okazała się wystarczająca, aby przełom podczas próby udarowości był przełomem plastycznym, czyli bezpiecznym przy względnie dużej wartości udarności przekraczającej 130 J/cm^2 . W dużych dołkach przełomu widoczny jest zarys bloków podstruktury wpływający na przebieg przełomu (rys. 95). Taka rozbudowana podstruktura (widoczna również przy analizie cienkich folii metodami elektronowej mikroskopii transmisyjnej), będąca wynikiem zastosowanej obróbki plastycznej i cieplnej, wpływa na osiąganie wysokich własności wytrzymałościowych tej stali. Granica plastyczności stali Hardox 400 wynosi około 1070 MPa, a wytrzymałość na rozciąganie 1280 MPa.

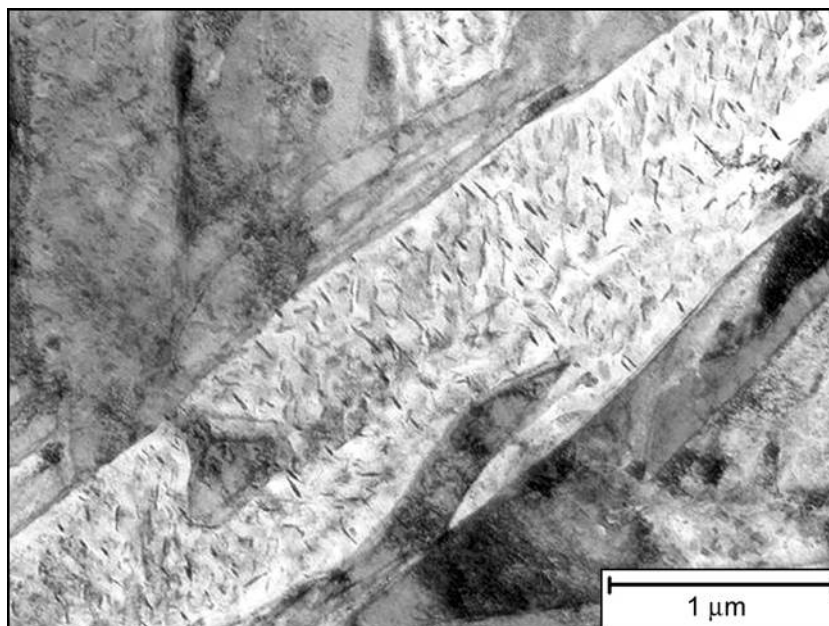
W próbkach stali Hardox 500 wyciętych wzdłuż kierunku walcowania, badanych w temperaturze $+20 \text{ }^\circ\text{C}$, występuje również przełom plastyczny. Na przełomie tym jednak nie obserwuje się zróżnicowania wielkości dołków (rys. 96) charakterystycznych dla stali Hardox 400. Zdecydowanie większą powierzchnię przełomu pokrywają dołki drobne o podobnych rozmiarach, wynoszących około $5 \mu\text{m}$. Koalescencja drobnych, gęsto rozłożonych porów następuje stosunkowo szybko. Dlatego odkształcenie plastyczne tych próbek jest mniejsze niż próbek stali Hardox 400. Ponadto na powierzchni przełomu stali Hardox 500 widoczne są nieliczne miejsca przełomu łupliwego w niektórych ziarnach (rys. 97), co wpływa na obniżenie jej plastyczności. Zmniejszona plastyczność tej stali wpłynęła na obniżenie jej udarności. Wartość udarności stali Hardox 500 jest dwukrotnie mniejsza od udarności stali Hardox 400, ale zachowuje jeszcze stosunkowo dobrą odporność na obciążenia dynamiczne wykazując udarność wynoszącą około 60 J/cm^2 . Wartość ta jest znacząco wysoka, biorąc ponadto pod uwagę jej wysokie wartości wytrzymałości statycznej: jej granica plastyczności wynosi około 1350 MPa a wytrzymałość na rozciąganie około 1650 MPa.



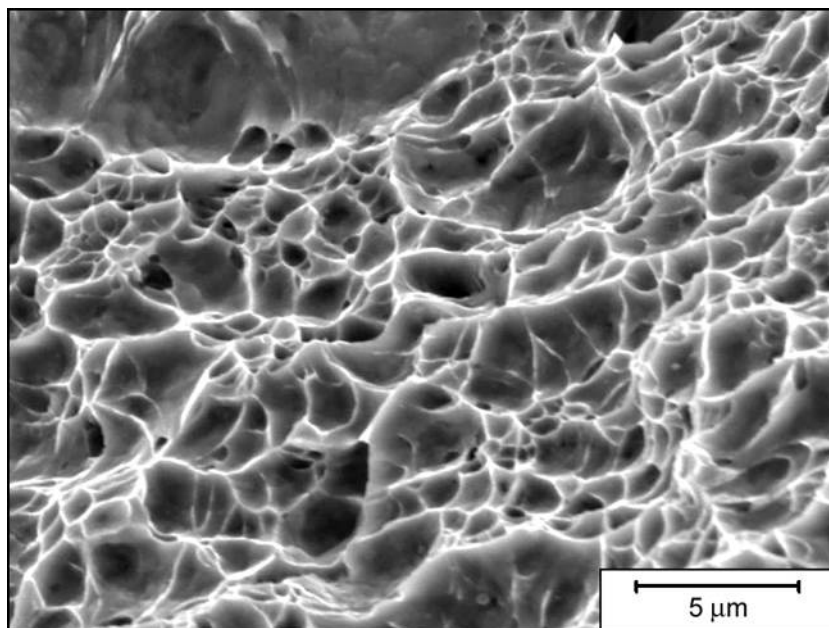
Rys. 96. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia. Próbkę wyciętą wzdłuż kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze $+20 \text{ }^\circ\text{C}$.
Powierzchnia przełomu plastycznego.
Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa



Rys. 97. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia. Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 96. Próbki wycięte wzdłuż kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze +20 °C. Powierzchnia przełomu plastycznego. Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa



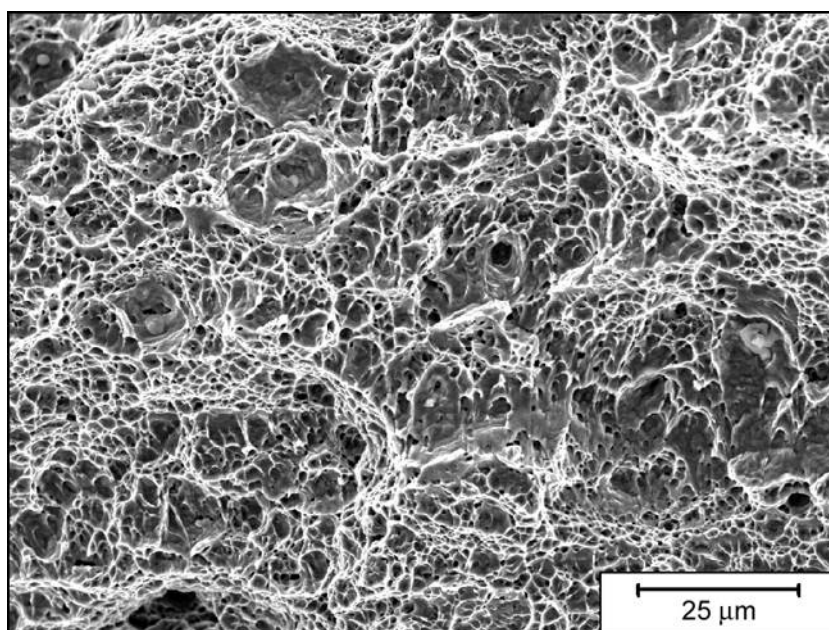
Rys. 98. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia. Duża ilość faz węglkowych rozłożonych wewnątrz listwy martenzytu. Cienka folia, mikroskopia transmisyjna



Rys. 99. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia. Próbki wycięte wzdłuż kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze +20 °C. Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 97.

Powierzchnia przełomu plastycznego. W drobnych porach nie zauważa się występowania bardzo drobnych węglików obserwowalnych metodami mikroskopii transmisyjnej (rys. 98).

Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa



Rys. 100. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia. Próbki wycięte wzdłuż kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze +20 °C.

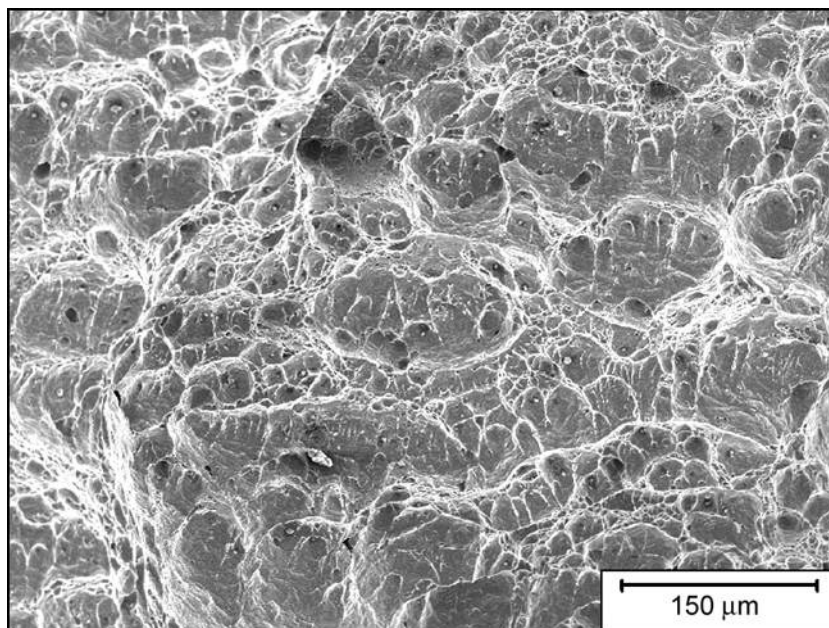
Inny fragment powierzchni przełomu (niż przedstawiony na rys. 96÷99). Obszar przełomu plastycznego. Na powierzchni dużych porów widoczna fragmentacja blokowa, przyczyniająca się do wysokich wartości parametrów statycznej wytrzymałości.

Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa

Na omawiany rodzaj przełomu próbek stali Hardox 500 w stanie dostarczenia i własności tej stali wpływa zarówno zwiększona zawartość węgla do 0,26 % (w porównaniu do stali Hardox 400 (0,15 %)), jak i rozmieszczenie i wielkość węglików. Obserwacje cienkich folii na mikroskopie transmisyjnym wykazały dużą gęstość, drobnych, równomiernie rozłożonych wydzieleni faz węglkowych (rys. 98). Wydzielenia te wywołują proces tworzenia się mikroporów, których koalescencja doprowadza do złomu i tworzenia powierzchni przełomu opisanej powyżej. Tylko w nielicznych porach o większych rozmiarach widoczne są większe wydzielenia węglkowe. Nawet przy dużych powiększeniach, w drobnych porach, nie zauważa się występujących bardzo drobnych węglków (rys. 99). Ponadto w stali Hardox 500 występuje również fragmentacja blokowa, widoczna na powierzchni dużych porów (rys. 100), przyczyniająca się do wysokich wartości parametrów statycznej wytrzymałości.

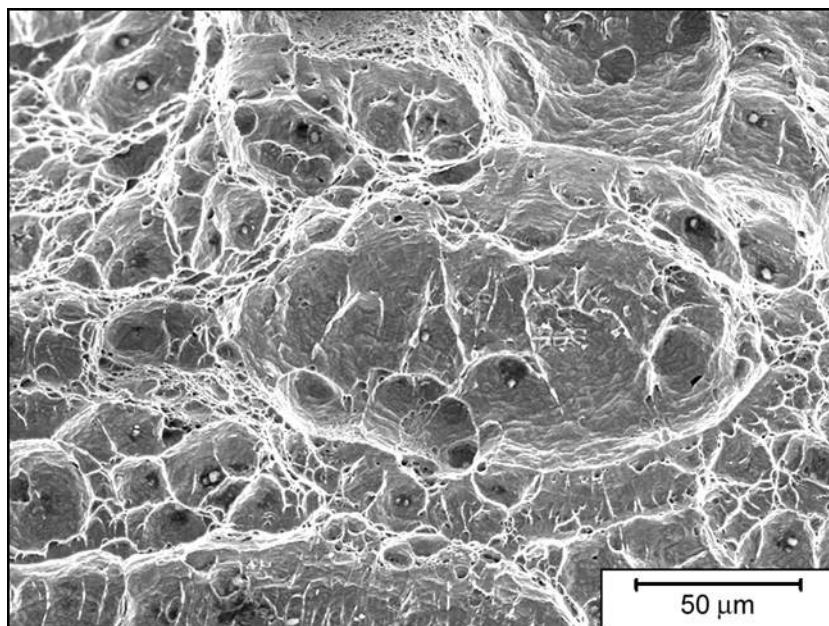
5.6.2. Próbki wycięte poprzecznie do kierunku walcowania poddane badaniom w temperaturze +20 °C

Przełomy próbek ze stali Hardox 400 wyciętych poprzecznie do kierunku przeróbki plastycznej zilustrowano na rys. 101 i 102. Nie wykazują one istotnych różnic w stosunku do przełomów próbek wyciętych w kierunku równoległym.



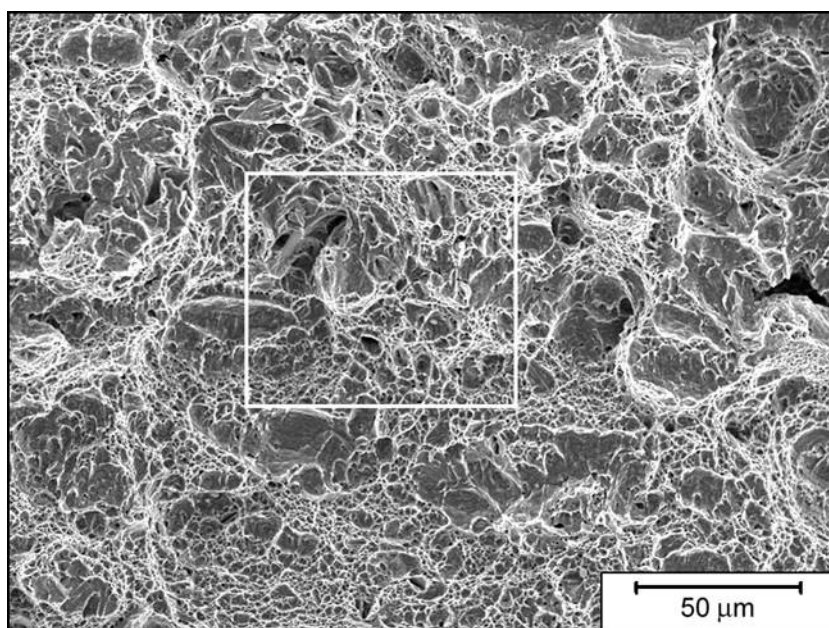
Rys. 101. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia. Próbki wycięte poprzecznie do kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze +20 °C.

Powierzchnia przełomu plastycznego.
Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa

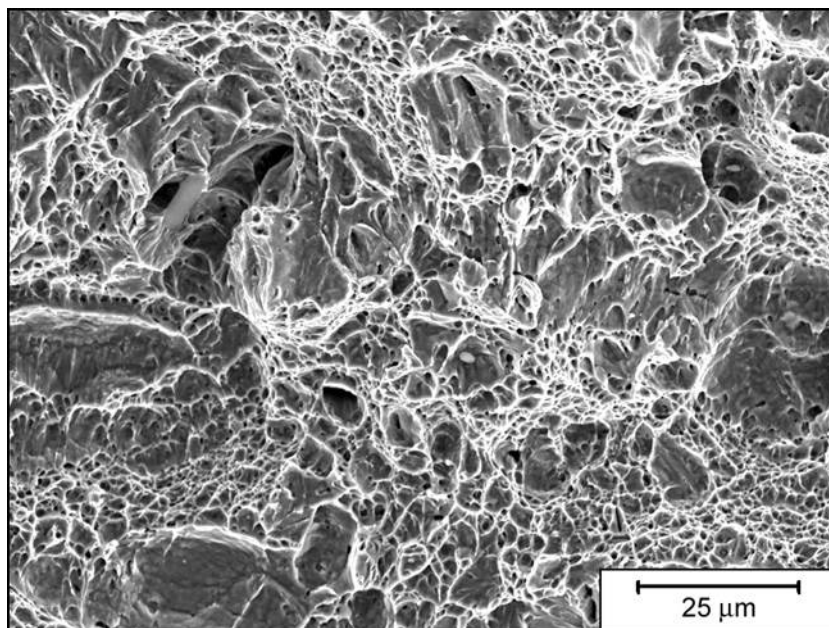


Rys. 102. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia. Próbki wycięte poprzecznie do kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze +20 °C. Inny fragment powierzchni przełomu (niż przedstawiony na rys. 101).
Obszar przełomu plastycznego.
Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa

Na przełomach próbek ze stali Hardox 400 obserwuje się podobne cechy przełomu plastycznego, które scharakteryzowano przy analizie próbek stali Hardox 400 na kierunku wzdłużnym. Nieco mniejsza plastyczność tych próbek, uwidoczniła poprzez niewiele mniejszą wartość udarności (w stosunku do przeciwnego kierunku) może być spowodowana niewielką teksturą. Nie prezentowane w niniejszej pracy badania rentgenowskie wykazały, że tekstura w badanych próbkach jest niewielka.



Rys. 103. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia. Próbki wycięte poprzecznie do kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze +20 °C. Powierzchnia przełomu plastycznego. Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa



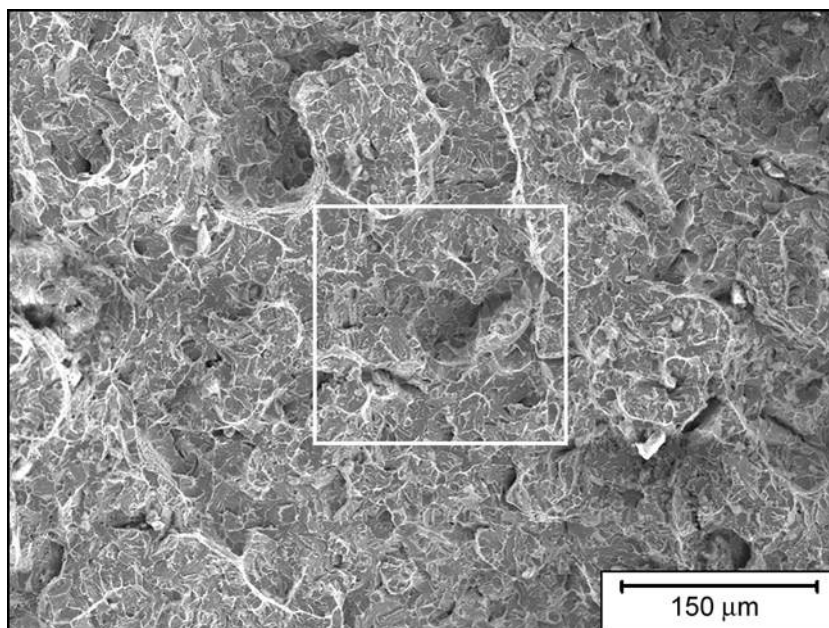
Rys. 104. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia. Próbki wycięte poprzecznie do kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze +20 °C. Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 103. Powierzchnia przełomu plastycznego z miejscami występowania przełomu łupliwego. Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa

Przełomy próbek ze stali Hardox 500 wyciętych w poprzecznie do kierunku walcowania, poddanych próbie udarności w temperaturze +20 °C (rys. 103 i 104) są podobne do takich, jakie wystąpiły w próbkach wzdłużnych. Można zauważyć jednak częstsze występowanie miejsc przełomu łupliwego. Mniejsza plastyczność przełomu próbek poprzecznych wywołała również spadek udarności ze średniej wartości 60 J/cm² dla próbek wzdłużnych do 36 J/cm² dla poprzecznych.

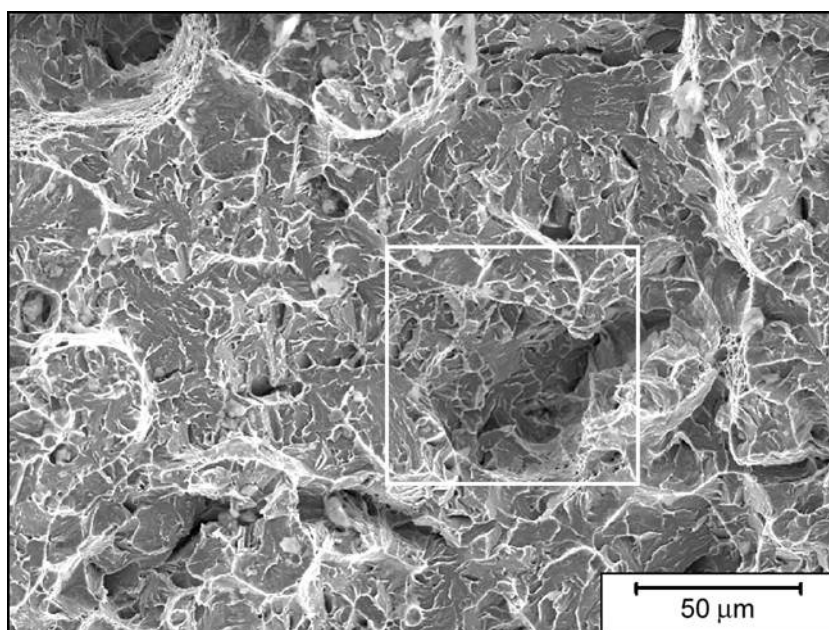
5.6.3. Próbki wycięte wzdłuż kierunku walcowania poddane badaniom w temperaturze -40 °C

Przełomy próbek ze stali Hardox 400 w stanie dostarczenia, wyciętych w kierunku wzdłużnym, po próbie udarności w temperaturze -40 °C wykazują charakter łupliwy (rys. 105÷107).

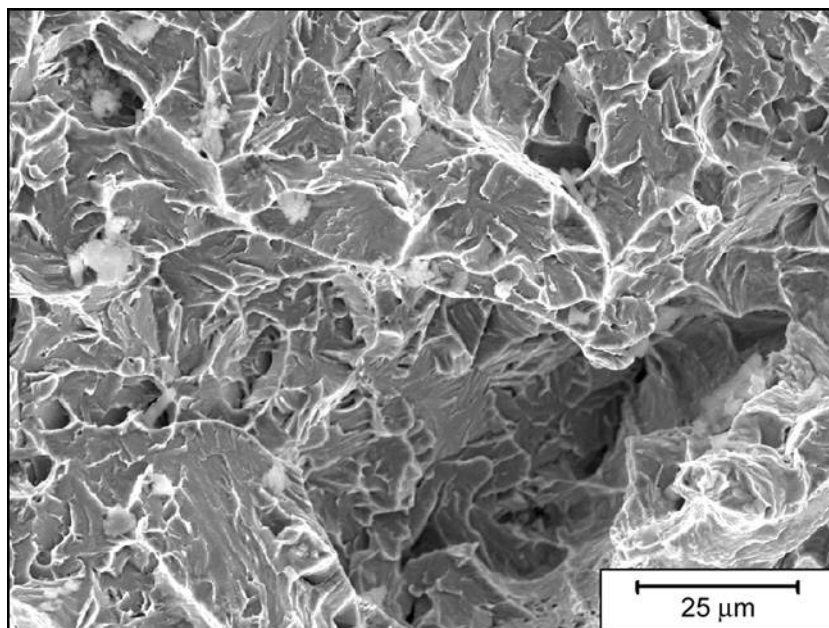
Stwierdzono występowanie w stali Hardox 400 pojedynczych obszarów, w których wystąpił przełom plastyczny (rys. 106 i 107). Z tego powodu, pomimo że stal Hardox 400 charakteryzuje się przełomem łupliwym, w próbie udarności w temperaturze -40 °C wykazuje cechy plastyczne. Taki charakter przełomu pozwala uzyskać w tej stali względnie wysoką wartość udarności wynoszącą średnio 51 J/cm².



Rys. 105. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia. Próbki wycięte wzdłuż kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.
Powierzchnia przełomu głównie łupliwego.
Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa

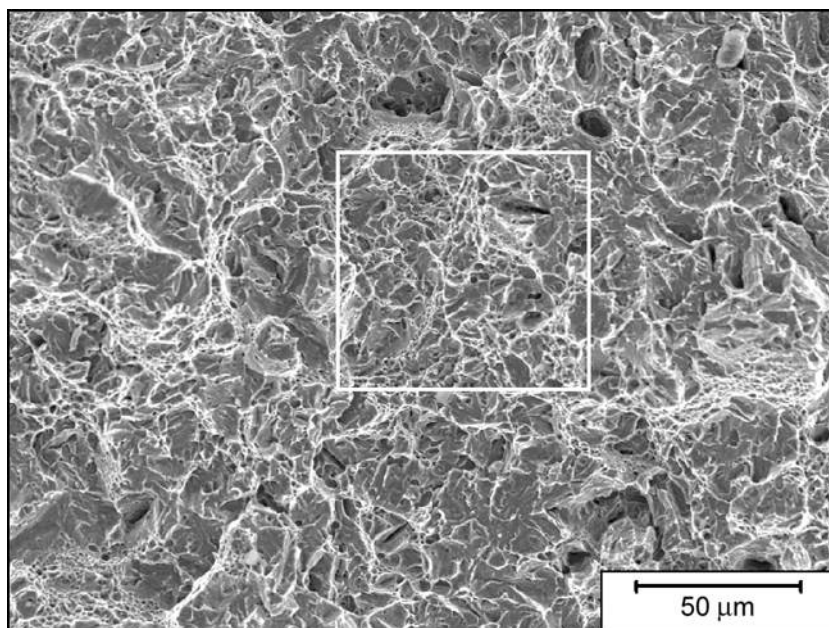


Rys. 106. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia. Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 105. Próbki wycięte wzdłuż kierunku walcowania.
Próba przeprowadzona w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.
Przełom głównie łupliwy z licznymi miejscami przełomu plastycznego.
Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa

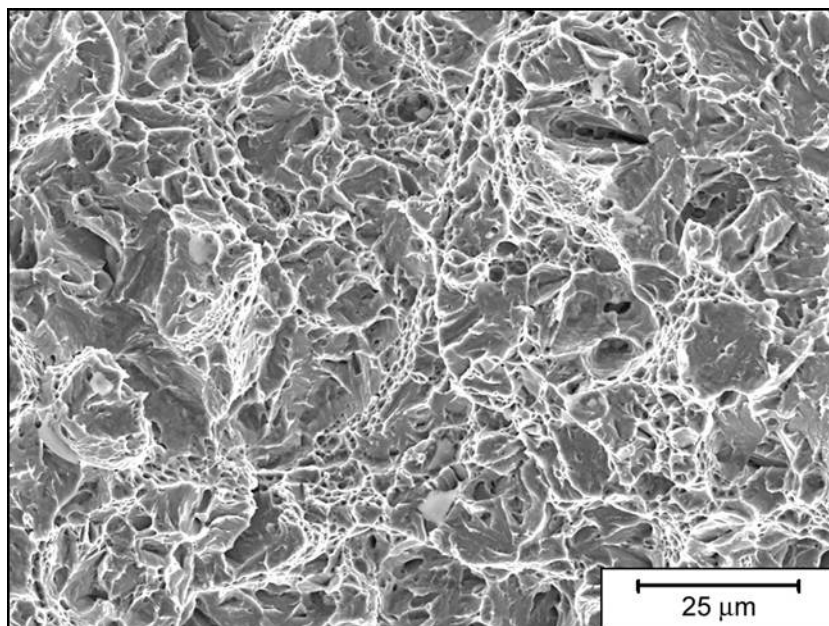


Rys. 107. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia. Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 106. Próbki wycięte wzdłuż kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.
Powierzchnia przełomu głównie łupliwego.
Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa

Przełomy próbek ze stali Hardox 500 w stanie dostarczenia, wyciętych w kierunku wzdłużnym, wykazują w próbie udarności w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ charakter mieszany. Na rys. 108 i 109 uwidoczniono występowanie zarówno obszarów przełomów łupliwych, jak i plastycznych. Udziały tych dwóch rodzajów przełomów wynoszą po około 50 %.



Rys. 108. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia. Próbki wycięte wzdłuż kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.
Powierzchnia przełomu plastyczno-łupliwego.
Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa



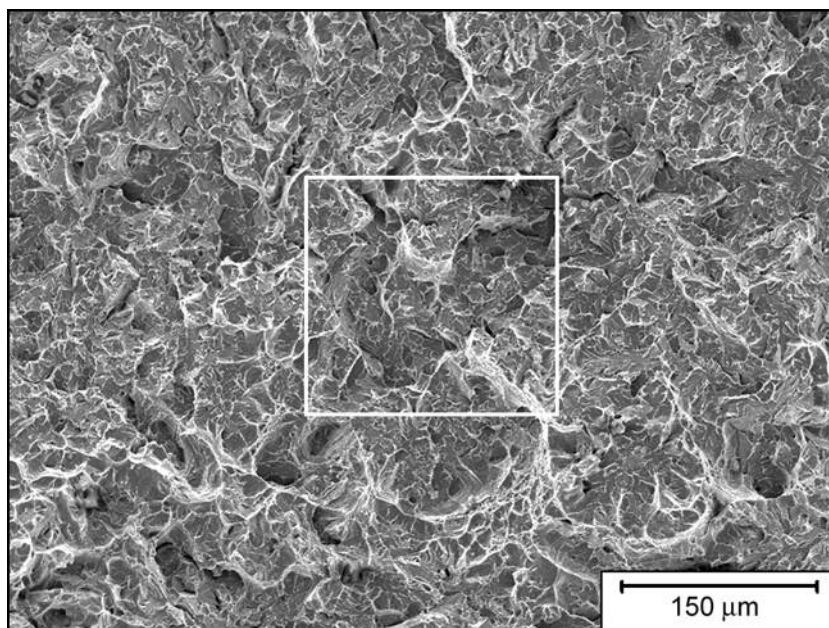
Rys. 109. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia. Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 108. Próbki wycięte wzdłuż kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. Powierzchnia przełomu plastyczno-łupliwego. Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa

Przy 100 % udziale przełomu plastycznego w stali Hardox 500 badanej w temperaturze $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$, jak opisano powyżej, jej udarność wyniosła 60 J/cm^2 . Zmniejszenie udziału przełomu plastycznego, które nastąpiło w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, obniżyło również wartość udarności do średnio 47 J/cm^2 . Udarność tę należy jednak ocenić jako stosunkowo dobrą biorąc pod uwagę jednocześnie bardzo dobre własności wytrzymałości statycznej tej stali. Udarność stali Hardox 500 jest podobna do udarności stali Hardox 400 badanych w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

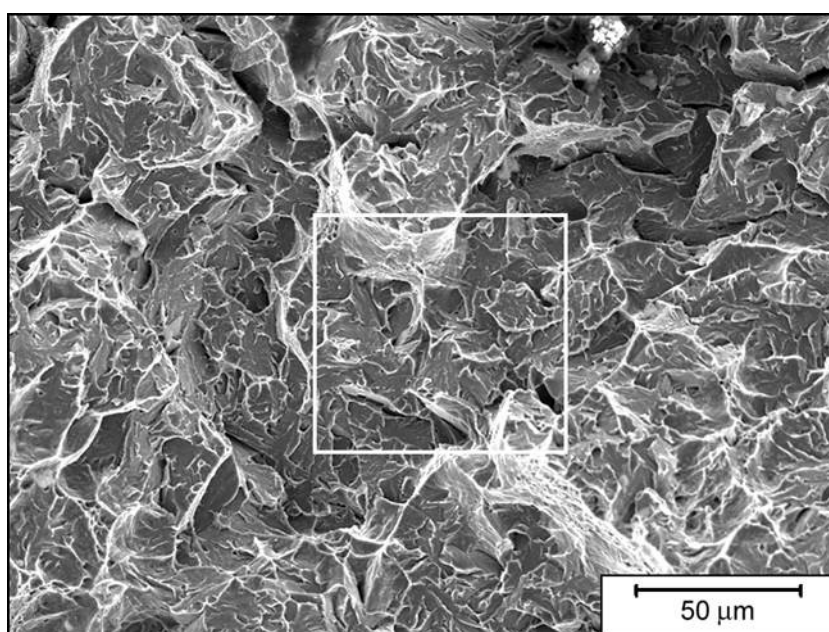
5.6.4. Próbki wycięte poprzecznie do kierunku walcowania poddane badaniom w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$

Przełomy próbek ze stali Hardox 400 w stanie dostarczenia, wyciętych w kierunku poprzecznym do kierunku walcowania, poddanych próbie udarności w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ przedstawiono na rys. 110÷112.

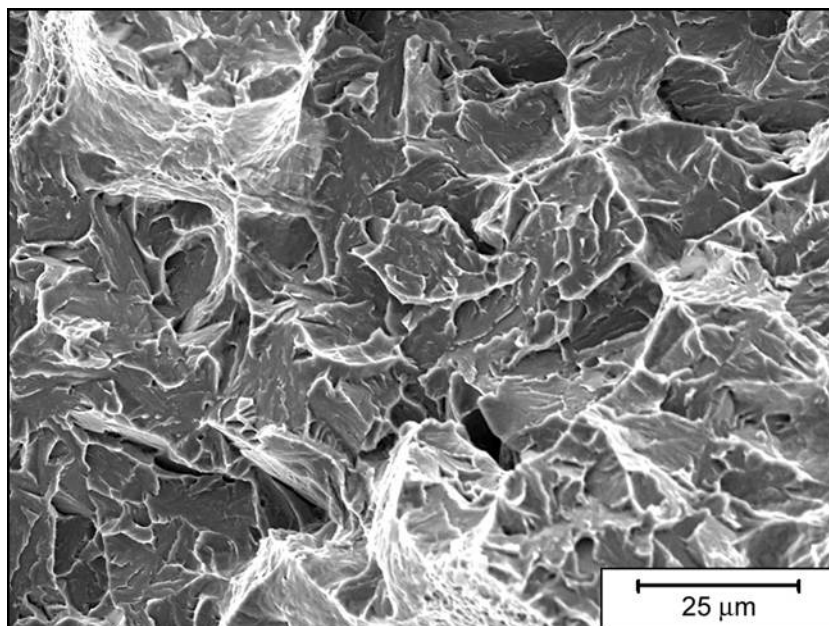
Przełomy próbek poprzecznych ze stali Hardox 400, poddanych badaniom w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, wykazują charakter zbliżonym do przełomów występujących w próbkach wzdłużnych. Ich cechy podkreślone przy charakterystyce próbek wzdłużnych odnieść można również do próbek poprzecznych. Widoczny jest na nich obszar przełomu łupliwego z powierzchniami występowania przełomu plastycznego. Ten sam rodzaj przełomu w obu kierunkach wpłynął na podobne wartości udarności. Średnia wartość udarności dla próbek poprzecznych wyniosła 47 J/cm^2 .



Rys. 110. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia. Próbki wycięte poprzecznie do kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.
Powierzchnia przełomu głównie łupliwego.
Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa

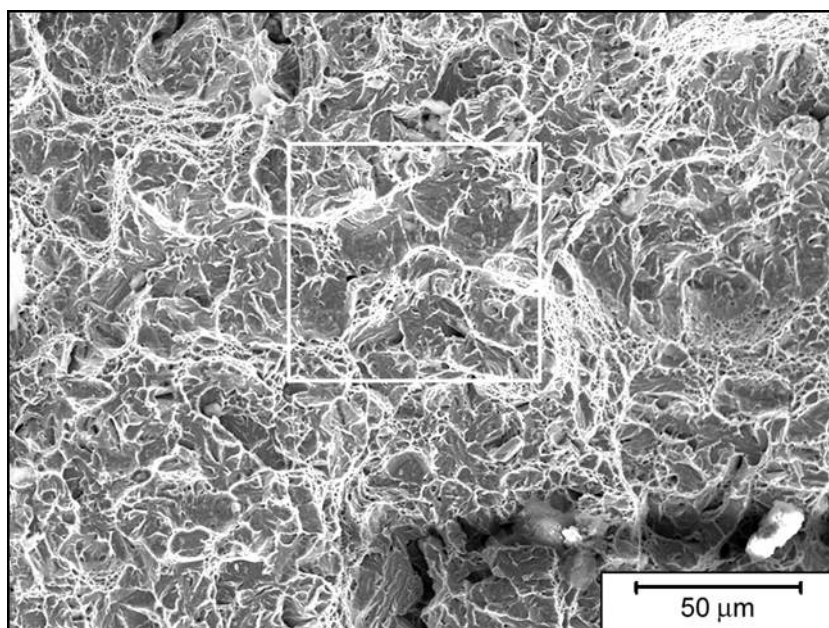


Rys. 111. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia. Próbki wycięte poprzecznie do kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.
Powiększenie obszaru zaznaczonego ramką na rys. 110.
Przełom łupliwy z miejscami przełomu plastycznego.
Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa

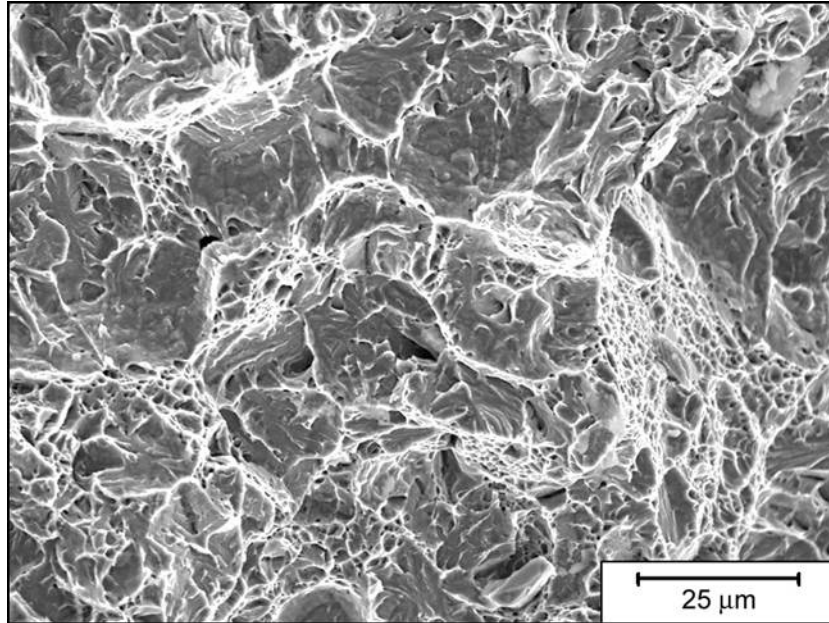


Rys. 112. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia. Próbki wycięte poprzecznie do kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.
 Powiększenie obszaru zaznaczonego ramką na rys. 111.
 Powierzchnia przełomu głównie łupliwego z widocznymi licznymi miejscami przełomu plastycznego.
 Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa

Charakter przełomów próbek ze stali Hardox 500 wyciętych w kierunku poprzecznym, badanych w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, analogicznie jak w przypadku stali Hardox 400, jest podobny do przełomów próbek wyciętych w kierunku wzdłużnym. Na rys. 113 i 114 widoczne są przełomy krucho-plastyczne stali Hardox 500.



Rys. 113. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia. Próbki wycięte poprzecznie do kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.
 Powierzchnia przełomu łupliwie-plastycznego.
 Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa



Rys. 114. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia. Próbki wycięte poprzecznie do kierunku walcowania. Próba przeprowadzona w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. Powiększenie obszaru próbki zaznaczonego ramką na rys. 113. Obszar powierzchni przełomu łupliwie-plastycznego. Stan nietrawiony, mikroskopia skaningowa

Obszary przełomów plastycznych w próbkach ze stali Hardox 500 występują obok obszarów przełomów łupliwych. Udział przełomu łupliwego w próbkach wyciętych w kierunku poprzecznym jest jednak większy i wynosi około 65 %. Większy udział przełomu łupliwego wpływa na obniżenie wartości udarności. Wartość średnia udarności próbek poprzecznych w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ wyniosła 27 J/cm^2 , która to wartość jest udarnością stosunkowo niską.

5.7. Badania odporności na zużywanie ściernie stali Hardox

Badania odporności na zużywanie ściernie przeprowadzono zgodnie z metodyką badawczą na testerze do badania ścieralności T-07. Zastosowano materiał ścierny elektrokorund 90 zgodnie z normą PN-76/M-59115. Testy odporności na zużywanie ściernie wykonano na próbkach ze stali Hardox 400 i Hardox 500 o wymiarach 30x30x3 zarówno w stanie dostarczenia jak i po wyżarzaniu normalizującym. Idea samego badania ścieralności opierała się na pomiarze wagowym ubytku masy próbek po określonym czasie oddziaływania luźnego ścierniwa. Dobór czasu ścierania określono z powyższej normy i w przypadku materiałów o twardości do 400 HV (380 HBW) wynosił on 10 minut (600 obrotów rolki urządzenia). Dla tworzyw twardszych to jest 400÷800 HV (380÷722 HBW) czas wynosił 30 minut (1800 obrotów rolki urządzenia). Zużycie wagowe wyznaczano metodą określania różnicy masy elementu próbnego na podstawie pomiarów wagowych, wykonanych przy założonej drodze tarcia przed i po próbie zużycia ściernego. Na podstawie wyników zużycia wagowego obliczano względną odporność na zużycie ściernie K materiału badanego, odniesioną do materiału wzorcowego (stali niestopowej gatunku 45 (C45) po normalizowaniu). Poniżej przedstawiono zależność określającą współczynnik odporności na zużywanie ściernie, który dla materiału wzorcowego przyjmował wartość 1:

$$K = \frac{Z_w \cdot N_B}{Z_B \cdot N_w} \quad (7)$$

Gdzie: K – współczynnik odporności na zużywanie ściernie,
 Z_w – wartość zużycia wagowego próbek wzorcowych w [g],
 Z_B – wartość zużycia wagowego materiału badanego w [g],
 N_w – ilość obrotów rolki podczas badań próbki wzorcowej,
 N_B – ilość obrotów rolki podczas badań materiału.

Oprócz testów odporności na zużywanie ściernie stali Hardox, badaniom poddano również inne materiały, których stosowanie w warunkach przemysłowych podyktowane jest uzyskaniem korzystniejszych wskaźników ścieralności w danych zespołach konstrukcyjnych. Przykładowym zastosowaniem takich tworzyw jest zsuwnia koła czerpakowego koparek węgla brunatnego, gdzie wymagana jest duża odporność na zużycie ściernie z uwzględnieniem dynamicznego charakteru obciążenia. Dotychczas stosowane tworzywa metaliczne na tych zespołach koparek to stal 35SG (37MnSi5), 18G2A (P355N), 18G2A z naniesioną warstwą napoiny Fe-Cr-C oraz żeliwo wysokochromowe. W związku z tym, do badań odporności ścierniej wzięto pod uwagę materiały stosowane do tej pory oraz coraz łatwiej dostępne nowe grupy stali odpornych na zużywanie ściernie pochodzące od różnych producentów. Materiały te to między innymi tworzywa metaliczne o zbliżonych właściwościach do stali Hardox takie jak: HTK 700 i HTK 900 oraz Raex AR400.

W tabeli 49 i 50 przedstawiono wyniki badań odporności na zużywanie ściernie. Graficzną interpretację wyników badań zaprezentowano na rys. 115÷120.

Tabela 49. Ubytek masy próbek ze stali Hardox oraz innych materiałów odpornych na zużywanie ściernie poddanych badaniom

Lp.	Materiał	Ubytek masy Z [g] w kolejnych próbach				Z _{śr}	ΔZ _{śr}
		-1-	-2-	-3-	-4-	g	g
1	Stal 45 (N)	0,1924	-	-	-	0,1924	-
2	Hardox 400(D)	0,1650	0,1740	0,1817	0,1613	0,1705	0,009
3	Hardox 400(N)	0,0591	0,0570	0,0506	0,0560	0,0557	0,004
4	Hardox 500(D)	0,1930	0,1710	0,1771	0,1866	0,1819	0,010
5	Hardox 500(N)	0,0650	0,0530	0,0520	0,0530	0,0558	0,006
6	35SG (D)	0,0520	0,0530	0,0560	0,0520	0,0533	0,002
7	18G2A (D)	0,0510	0,0490	0,0500	0,0530	0,0508	0,002
8	18G2A napawana	0,1225	0,1094	-	-	0,1160	0,009
9	Raex AR400 (D)	0,2221	0,2092	0,2020	0,2214	0,2137	0,010
10	Raex AR400 (N)	0,0861	0,0824	0,0735	0,0685	0,0776	0,008
11	HTK 700H (D)	0,1872	0,1990	0,2259	0,2123	0,2061	0,017
12	HTK 700H (N)	0,0813	0,0747	0,0768	0,0899	0,0807	0,007
13	HTK 900H (D)	0,2101	0,1999	0,2126	0,2197	0,2106	0,008
14	HTK 900H (N)	0,0824	0,0770	0,0678	0,0714	0,0747	0,006
15	Żeliwo chromowe	0,1157	0,1128	-	-	0,1143	0,002

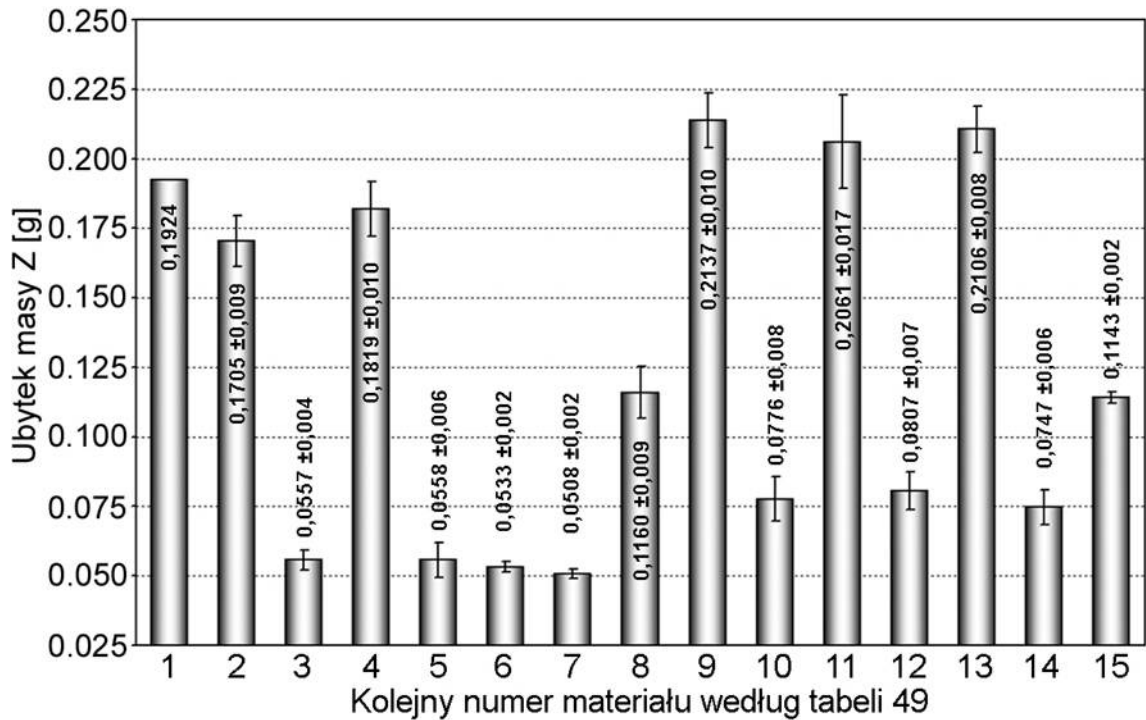
D – stan dostarczenia, N – stan normalizowany

Tabela 50. Wskaźniki odporności na zużywanie ściernie stali Hardox oraz innych materiałów poddanych badaniom

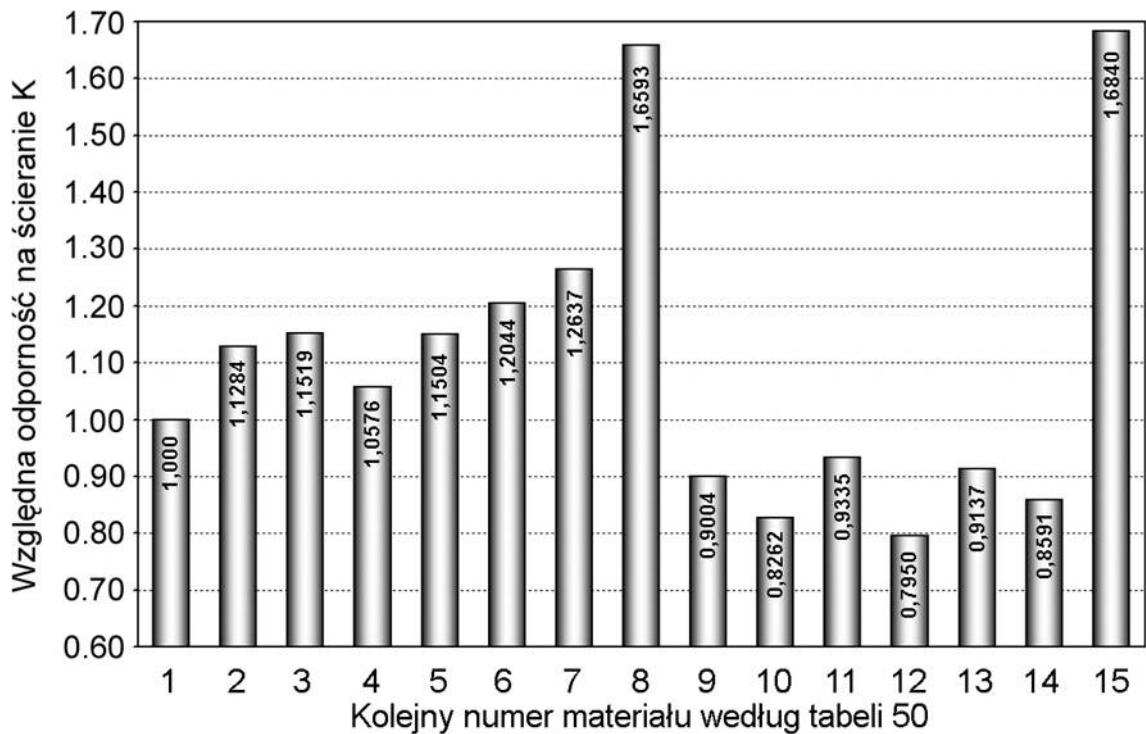
Lp.	Materiał	Ilość obrotów	Wskaźnik odporności na ścieranie K
1	Stal 45 (N)	1800	1,0000
2	Hardox 400(D)	1800	1,1284
3	Hardox 400(N)	600	1,1519
4	Hardox 500(D)	1800	1,0576
5	Hardox 500(N)	600	1,1504
6	35SG (D)	600	1,2044
7	18G2A (D)	600	1,2637
8	18G2A napawana	1800	1,6593
9	Raex AR400 (D)	1800	0,9004
10	Raex AR400 (N)	600	0,8262
11	HTK 700H (D)	1800	0,9335
12	HTK 700H (N)	600	0,7950
13	HTK 900H (D)	1800	0,9137
14	HTK 900H (N)	600	0,8591
15	Żeliwo chromowe	1800	1,6840

D – stan dostarczenia, N – stan normalizowany

Rezultaty badań zużywania ściernego stali Hardox 400 i Hardox 500 w stanie dostarczenia i normalizowanym odnoszono do materiału wzorcowego (stali gatunku 45 (C45)). Na rys. 115 zestawiono ubytki masowe badanych materiałów na podstawie danych z tabeli 49, a na rys. 116 ich wskaźniki odporności na zużywanie ścierne.



Rys. 115. Ubytek masy wybranych materiałów odpornych na zużywanie ścierne na podstawie tabeli 49

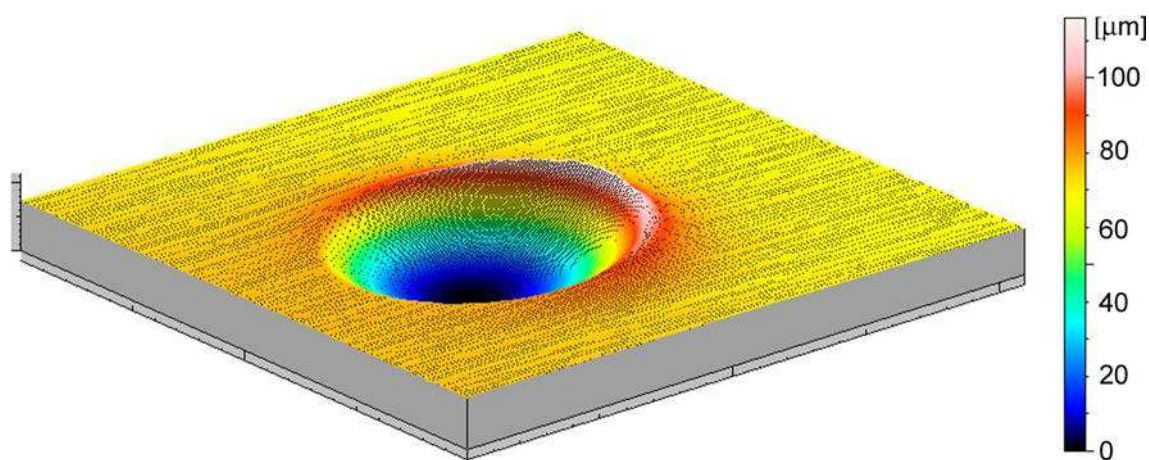


Rys. 116. Porównanie wskaźników względnej odporności na zużywanie ścierne wybranych materiałów poddanych badaniom na podstawie tabeli 50

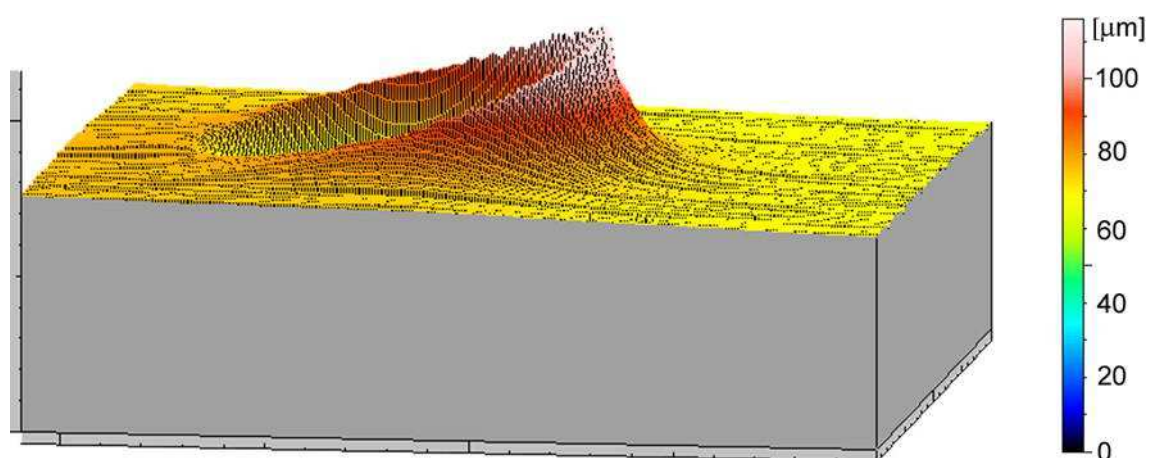
W wyniku badań odporności na zużywanie ścierne za pomocą testera T-07 stwierdzono, że najwyższy wskaźnik odporności na zużycie wykazywało żeliwo wysokochromowe ($K = 1,6840$, tabela 50 i rys. 116). Niewiele niższym od żeliwa wskaźnikiem K odznaczała się napawana stal 18G2A ($K = 1,6593$). Pozostałe tworzywa poddane badaniom posiadały dużo niższą odporność w stosunku do powyższych materiałów. Rezultaty badań dowodzą słuszności dotychczasowych zasad doboru materiałów na elementy narażone na intensywne procesy zużywania ściernego uwzględniających twardość tworzywa jako podstawowe kryterium jego odporności na ścieranie. Jednak pogląd ten na przestrzeni ostatnich kilkunastu lat uległ pewnej weryfikacji. Bowiem w zastosowaniach praktycznych, gdzie oprócz samego ścierania należy wziąć pod uwagę charakter obciążenia, materiały o bardzo wysokim wskaźniku twardości uzyskiwały tylko nieznaczne podwyższenie odporności na zużywanie ścierne. W niektórych przypadkach uzyskiwano nawet obniżenie żywotności danego materiału. Dotyczy to przede wszystkim obciążeń o charakterze dynamicznym, jakim poddawane są tworzywa w wielkogabarytowych konstrukcjach koparek węgla brunatnego. Wynikające z budowy strukturalnej (wydzielenia dużych węglików pierwotnych chromu w osnowie mieszaniny ferryt stopowy + węgliki [30,40,41,91]) ograniczenia zastosowań żeliwa chromowego lub stali z naniesioną warstwą napoiny doprowadziły do rozwoju nowych grup materiałowych, które swoje cechy wytrzymałościowe uzyskują w toku specjalistycznych procesów obróbki cieplno-plastycznej. W materiałach tych, których przedstawicielami są stale Hardox, należy spodziewać się zachowania wysokich parametrów wytrzymałościowych (w tym odporności na zużywanie ścierne) w warunkach obciążeń dynamicznych. W przypadku warstw napawanych dużym problemem dla konstruktorów i eksploatorów koparek węgla brunatnego jest wykruszanie się fragmentów płyt wykładzinowych w wyniku oddziaływania urobku, czego skutkiem jest nierównomierne zużycie tych elementów konstrukcji. Podobny problem stwarzają płyty ślizgowe wykonane z teoretycznie odpornego na ścieranie żeliwa chromowego. Oprócz procesów związanych z kruchym pękaniem i wykruszaniem się fragmentów płyt, tworzywo to wykluczało możliwość zastosowania technik spawalniczych do jego montażu. W praktyce stosowano połączenia nitowe do przytwierdzenia twardej warstwy żeliwnej do spawalnego materiału podkładki [92].

W obu opisywanych przypadkach tworzyw odpornych na ścieranie mamy do czynienia z materiałami niejednorodnymi. Ową niejednorodność należy rozumieć jako zmienne własności użytkowe na całym przekroju zastosowanego materiału z uwzględnieniem materiału podkładki. Dlatego też rozwój inżynierii materiałowej w stalach przeznaczonych na elementy narażone na zużywanie ścierne ukierunkowany jest na tworzywa o jednorodnych właściwościach na przekroju poprzecznym oraz rozwój możliwych technik ich obróbki mechanicznej i metod łączenia między sobą. Taką właśnie ideę tworzyw konstrukcyjnych odpornych na zużywanie ścierne łączą w sobie stale Hardox dostarczane w stanie ulepszonym cieplnie. Stosowanie w stosunku do nich wyłącznie prezentowanych badań ścieralności za pomocą testera T-07 wydaje się być niemiarodajne. W związku z powyższym, rezultaty badań porównano z wynikami prac prowadzonych w Zakładzie Materiałoznawstwa Politechniki Wrocławskiej dotyczących odporności na zużywanie udarowo-ściernie stali Hardox 400 i Hardox 500 poddanych miejscowemu obciążeniu dynamicznemu [85,93]. Przy wykonywaniu badań opierano się o wcześniejsze doświadczenia badawcze stali martenzytycznych wykorzystywanych na pancerze kuloodporne, o zbliżonych do stali Hardox właściwościach mechanicznych [94,95].

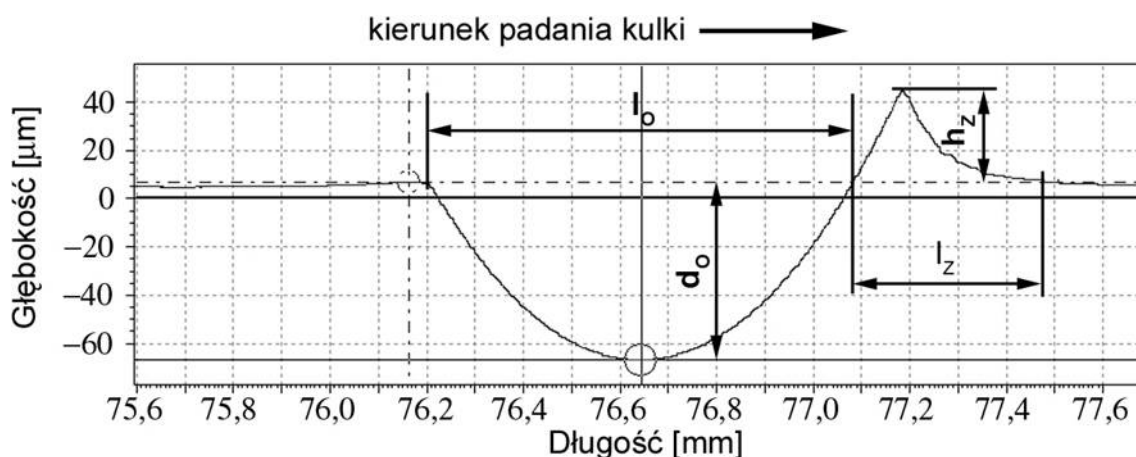
Do realizacji badań odporności uderowo-ściernej stali Hardox 400 i Hardox 500 wykorzystano stanowisko badawcze zaprojektowane w Instytucie Techniki Ciepłej i Mechaniki Płynów Politechniki Wrocławskiej [85]. Schemat stanowiska oraz podstawowe warunki pomiarów przedstawiono w metodyce badań. Do celów pomiarowych wykorzystano materiał badawczy poddany wcześniej testom odporności na zużywanie ściernie w obecności luźnego ścierniwa (tester T-07). Badaniom poddano stal Hardox 400 i 500 w dwóch stanach obróbki cieplnej: dostarczenia (po hartowaniu i odpuszczaniu) oraz normalizowanym (930 °C/1 godzina). Przykładowe wyniki analizy zmian topografii powierzchni badanych materiałów w wyniku oddziaływania kulki stalowej przedstawiono na rys. 111÷113. Pozostałe próbki poddane zużyciu uderowo-ściernemu posiadały charakter zużycia zbliżony do zilustrowanego na rys. 117÷119, a różnice dotyczyły jedynie parametrów geometrycznych kraterów. Wszystkie wyniki zmian topografii powierzchni badanych materiałów zebrano w tabeli 51.



Rys. 117. Trójwymiarowy fragment topografii powierzchni próbki stali Hardox 400 w stanie dostarczenia po próbie zużywania uderowo-ściernego [85,93].
Widoczne zepchnięcie materiału wskutek odkształcenia plastycznego



Rys. 118. Stal Hardox 400 w stanie dostarczenia po próbie zużywania uderowo-ściernego [85,93].
Powiększenie fragmentu topografii powierzchni, pokazanej na rys. 117.
Wyraźnie widoczne zepchnięcie materiału wskutek odkształcenia plastycznego



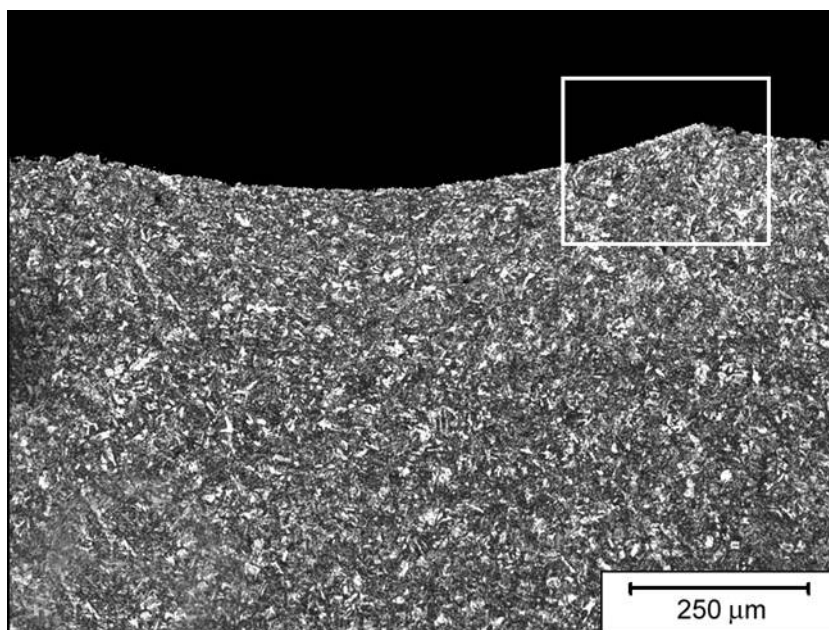
Rys. 119. Profil powierzchni próbki stali Hardox 400 w stanie dostarczenia po próbie zużywania udarowo-ściernego [85,93]:
 l_o – długość odcisku [mm], l_z – długość zepchniętego materiału [mm], h_z – wysokość zepchniętego materiału [μm], d_o – głębokość odcisku [μm]

Tabela 51. Parametry kraterów na powierzchni próbek poddanych zużyciu udarowo-ściernemu [85,93]

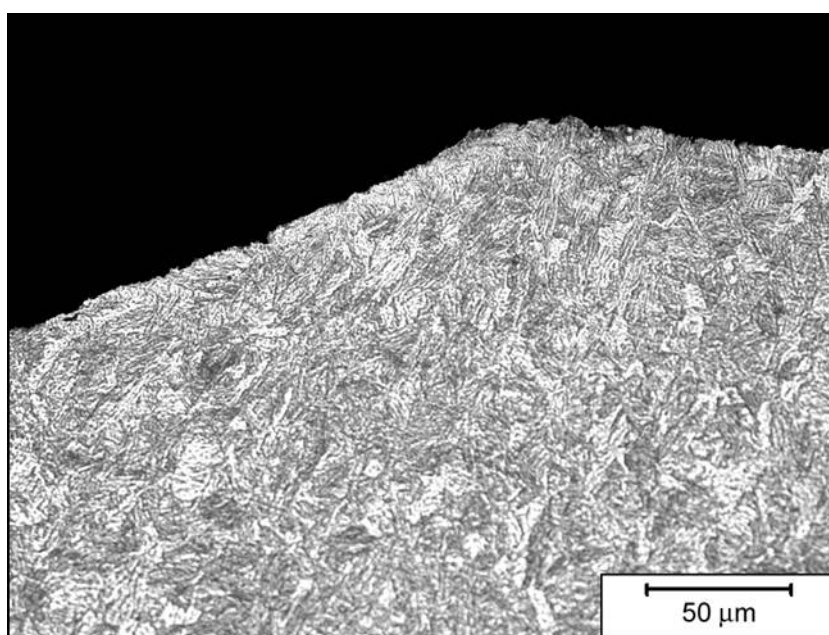
Gatunek stali	d_o	l_o	h_z	l_z
	[μm]	[mm]	[μm]	[mm]
Hardox 400 stan dostarczenia	66,55	0,88	40,00	0,40
Hardox 400 stan normalizowany	230,73	1,64	116,66	0,66
Hardox 500 stan dostarczenia	59,35	0,83	20,65	0,30
Hardox 500 stan normalizowany	100,00	0,96	66,64	0,50

l_o – długość odcisku [mm], l_z – długość zepchniętego materiału [mm], h_z – wysokość zepchniętego materiału [μm], d_o – głębokość odcisku [μm]

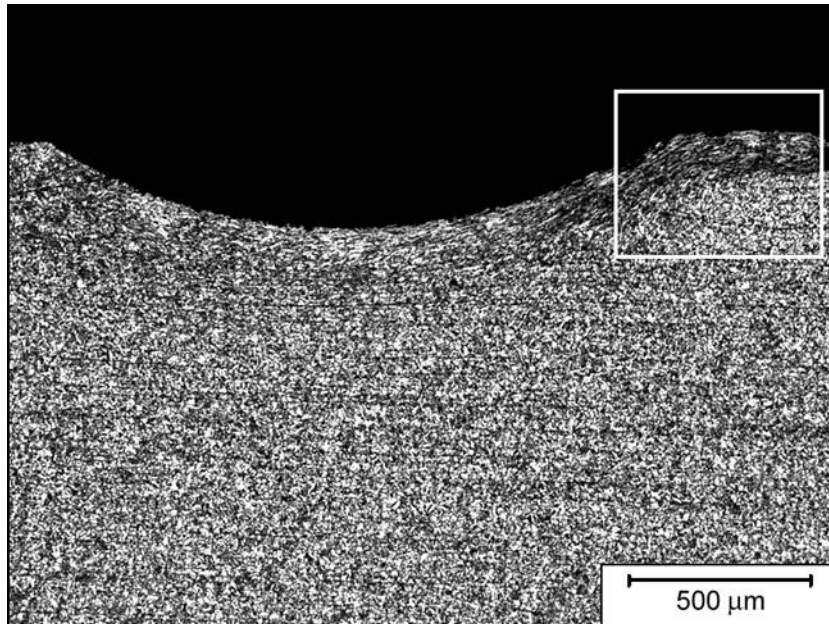
W wyniku oddziaływania wysokoenergetycznego strumienia cieczy z kulką stalową na powierzchni próbek wystąpiły wgłębienia (kratery) o zróżnicowanej geometrii. W strefie wyjścia ścierniwa, we wszystkich rozpatrywanych przypadkach próbek stali Hardox, rejestrowano wyraźne strefy odkształceń plastycznych i mikropęknięć. Na rys. 120÷127 pokazano mikrostruktury stali Hardox 400 i Hardox 500 w stanie dostarczenia i normalizowanym po przeprowadzonych próbach oddziaływania ścierniwa na ich powierzchni. W stanie wyjściowym struktury stali Hardox były jednorodne na całej grubości badanych próbek. Na skutek działania wysokoenergetycznego strumienia cieczy ze ścierniwem, ich fragmenty uległy lokalnym zmianom w obszarach bezpośrednio przylegających do powierzchni powstałych odcisków.



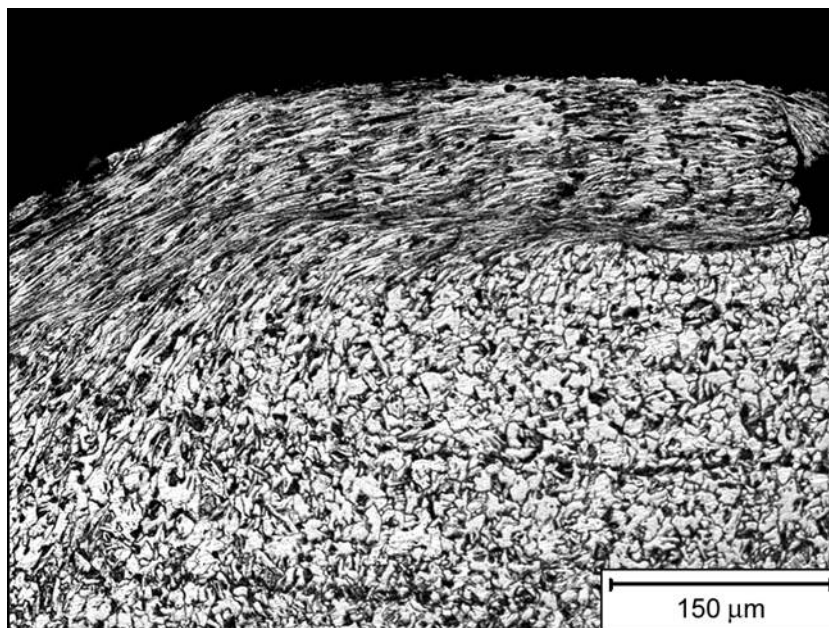
Rys. 120. Stali Hardox 400 w stanie dostarczenia.
Zmiana topografii powierzchni próbki w wyniku oddziaływania
wysokoenergetycznego strumienia cieczy ze ścierniwem.
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



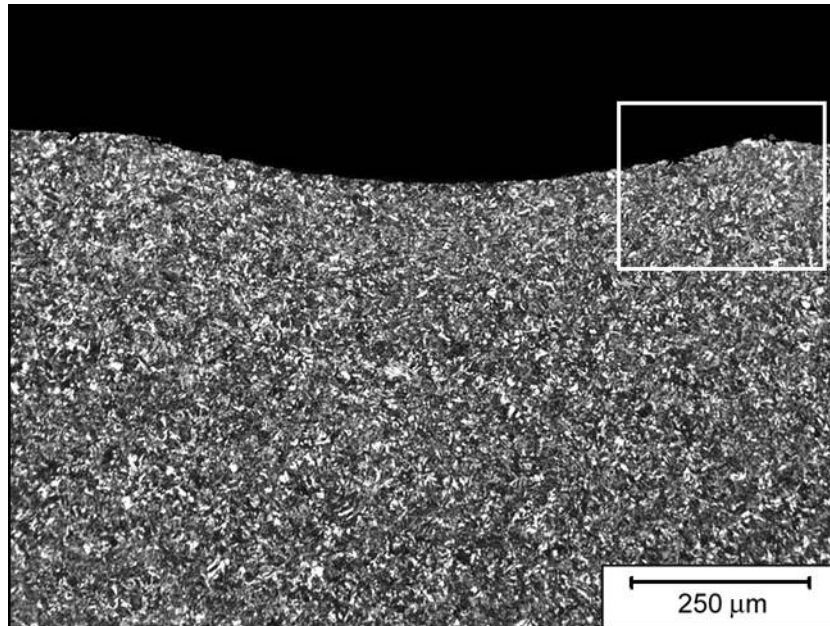
Rys. 121. Stali Hardox 400 w stanie dostarczenia.
Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 120.
Zmiana topografii powierzchni próbki w wyniku oddziaływania
wysokoenergetycznego strumienia cieczy ze ścierniwem.
W górnej części próbki ślady odkształcenia plastycznego materiału (zepchnięcie
w materiał przez wychodzące ścierniwo). Na powierzchni badanej nie obserwuje
się śladów mikropęknięć lub wykruszeń materiału.
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



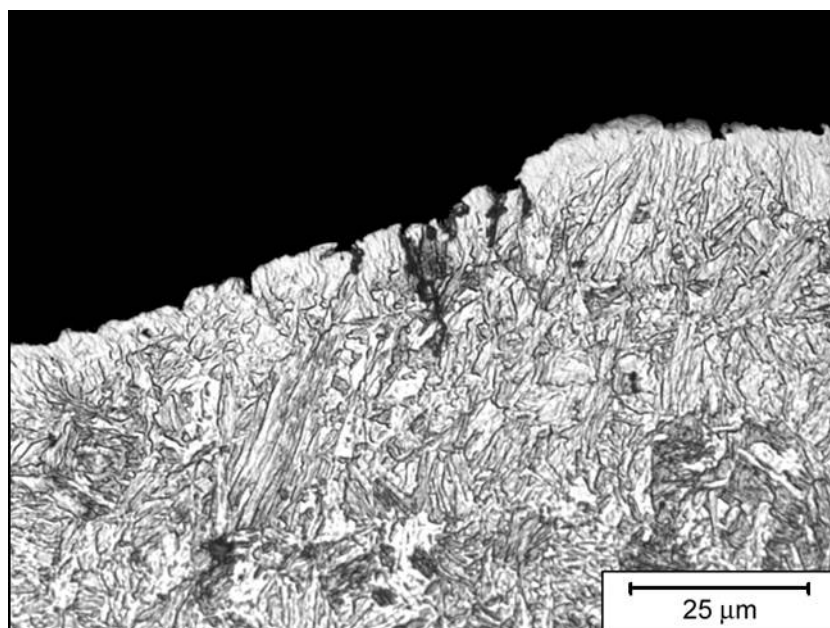
Rys. 122. Stali Hardox 400 w stanie normalizowanym.
Zmiana topografii powierzchni próbki w wyniku oddziaływania
wysokoenergetycznego strumienia cieczy ze ścierniwem.
Ramką zaznaczono zepchniętą część materiału w skutek odkształcenia plastycznego.
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



Rys. 123. Stali Hardox 400 w stanie normalizowanym.
Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 123.
Zmiana topografii powierzchni próbki w wyniku oddziaływania
wysokoenergetycznego strumienia cieczy ze ścierniwem. W górnej części próbki
widoczne duże odkształcenie plastyczne materiału (zepchnięcie w materiał przez
wychodzące ścierniwo). Na powierzchni nie widać śladów mikropęknięć lub
rozwarstwień materiału próbki wskutek odkształceń plastycznych.
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



Rys. 124. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.
 Zmiana topografii powierzchni próbki w wyniku oddziaływania
 wysokoenergetycznego strumienia cieczy ze ścierniwem.
 Ramką zaznaczono miejsce wyjścia ścierniwa z materiału a zarazem
 obszar o największym stopniu odkształcenia powierzchni.
 Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



Rys. 125. Stal Hardox 500 w stanie dostarczenia.
 Powiększony fragment obszaru zaznaczonego ramką na rys. 124.
 Zmiana topografii powierzchni próbki w wyniku oddziaływania
 wysokoenergetycznego strumienia cieczy ze ścierniwem.
 W górnej części próbki ślady odkształcenia plastycznego materiału (zepchnięcie
 materiału przez wychodzące ścierniwo). W materiale zepchniętym przez ścierniwo,
 na powierzchni widoczne zagłębienia oraz wyraźne ślady mikropęknięć.
 Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna

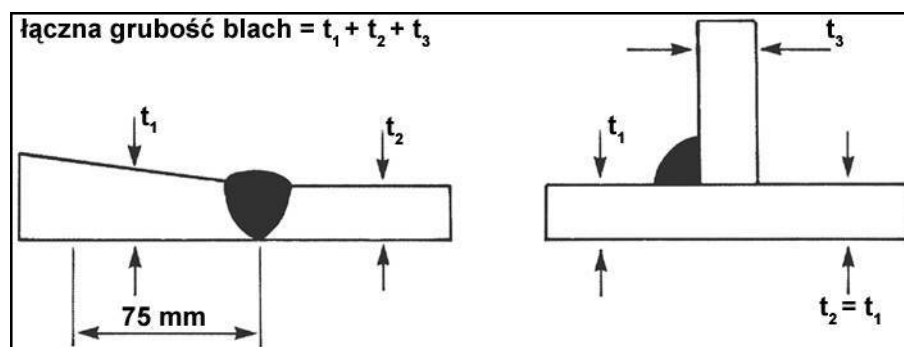
Miejscowe obciążenie powierzchni próbek wywołane metodą balistyczną, we wszystkich badanych stanach struktury próbek, spowodowało powstanie odcisków (kraterów) oraz wypływek materiału.

Parametry geometryczne obserwowanych zmian powierzchni są zależne od twardości i struktury stali. Maksymalne zmiany parametrów geometrii powierzchni próbek wystąpiły w normalizowanej stali Hardox 400 o strukturze ferrytyczno-perlitycznej. Zmiany minimalne rejestrowano w stali Hardox 500 o strukturze martenzytu odpuszczonego.

Obciążenia wywołane przez uderzenia kulki stalowej wywołują w warstwach podpowierzchniowych badanych materiałów zmiany strukturalne. Przedstawiona metoda badań pozwala na szybką ocenę odporności materiałów na zużycie udarowości i umożliwia racjonalizację decyzji dotyczących eksperymentów eksploatacyjnych.

5.8. Badanie połączeń spawanych stali Hardox

Jedną z głównych zalet stali Hardox podkreślanych przez producenta, oprócz odporności na zużywanie ścierne, jest ich dobra spawalność. Właściwość ta nabiera szczególnego znaczenia wobec możliwości do zastosowania różnych technik spawalniczych oraz możliwości wykonania połączeń pozbawionych wad bez konieczności podgrzewania wstępnego. Producent określa tę właściwość dla blach o grubości nawet do 40 mm. W zależności od łącznej grubości materiału, gatunku stali oraz zawartości wodoru w spoinie, w niektórych przypadkach zalecane jest podniesienie temperatury przed spawaniem w celu zapobieżenia wystąpienia pęknięć. Na rys. 126 i 127 przedstawiono dane literaturowe podawane przez wytwórcę stali Hardox odnośnie temperatur wstępnego podgrzewania z uwzględnieniem metody wyznaczania całkowitej grubości łączonego materiału. Dane przedstawione poniżej obowiązują przy energii liniowej 1,7 kJ/mm oraz potencjale wodorowym w spoinie do 5 ml/100 g (zgodnie z normą ISO 3690) [60,62].



Rys. 126. Przykładowa metoda określania całkowitej grubości łączonych blach [60,62]

$t_1+t_2+t_3$ [mm]	≤10	≤20	≤30	≤40	≤50	≤60	≤70	≤80	≤90	≤100	≤110	≤120	>120
Hardox HiTuf	bez podgrzewania									75°C	100°C	150°C	
Hardox 400	bez podgrzewania				75°C			100°C			175°C		
Hardox 450	bez podgrzewania				100°C			125°C			175°C		
Hardox 500	bez podgrzewania		100°C	125°C	150°C			175°C					
Hardox 600	150°C		175°C		Elektrody 100°C austenityczne				Elektrody 125°C austenityczne				

Rys. 127. Dobór temperatury podgrzewania wstępnego podczas spawania stali Hardox dla różnych grubości blach [60,62]

Wartość energii liniowej można wyznaczyć algebraicznie uwzględniając parametry spawania. Poniżej scharakteryzowano podstawowe czynniki wpływające na opisywaną wielkość:

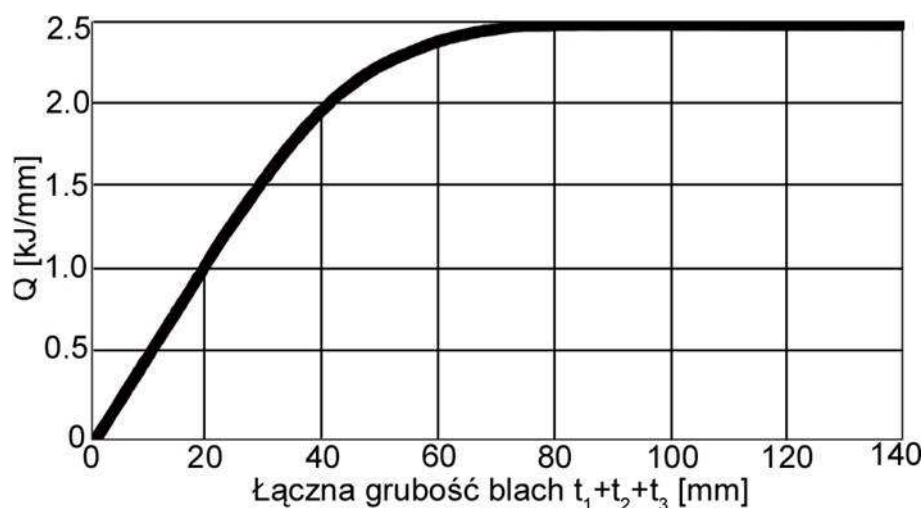
$$Q = \frac{\eta \cdot U \cdot I \cdot 60}{v \cdot 1000} \quad (8)$$

Gdzie: Q – energia liniowa w [kJ/mm],
 η – współczynnik wydajności stapiania łuku,
 U – napięcie prądu łuku elektrycznego w [V],
 I – natężenie prądu łuku elektrycznego w [A],
 v – prędkość spawania w [mm/min].

Wartość współczynnika η w zależności od różnych metod spawania zilustrowano w tabeli 52. Wartości energii liniowej doprowadzanej podczas spawania stali Hardox zbliżone są do wartości energii stosowanych do wykonywania połączeń innych stali o podwyższonej wytrzymałości, bezpośrednio konfrontowanych ze stalami Hardox. Jednak w każdym z przypadków nie zaleca się stosowania procesów spawalniczych, gdy energia liniowa przekracza wartość 3,5 kJ/mm. Na rys. 128 przedstawiono graficznie zalecaną wartość energii dla stali typu Hardox. Z analizy danych literaturowych [62] wynika też, iż odporność na pęknięcie spoiny jest odwrotnie proporcjonalna do wartości doprowadzonej energii.

Tabela 52. Wartość współczynnika wydajności stapiania łuku η w zależności od zastosowanej metody spawania [60,62]

MIG-MAG	FCAW	TIG	SAW	MMA
Wartość współczynnika η				
0,8÷0,9	0,9	0,7	1,0	0,8
MIG-MAG – spawanie łukowe w osłonie gazowej (elektrody drutowe), FCAW – spawanie łukowe w osłonie gazowej (elektrody z rdzeniem topnikowym), TIG – spawanie łukowe w osłonie gazowej (nietopliwe elektrody wolframowe), SAW – spawanie łukiem krytym, MMA – ręczne spawanie łukowe				



Rys. 128. Zalecana maksymalna wartość energii liniowej podczas spawania stali Hardox z uwzględnieniem różnych grubości arkuszy blach łączonego materiału [60,62]

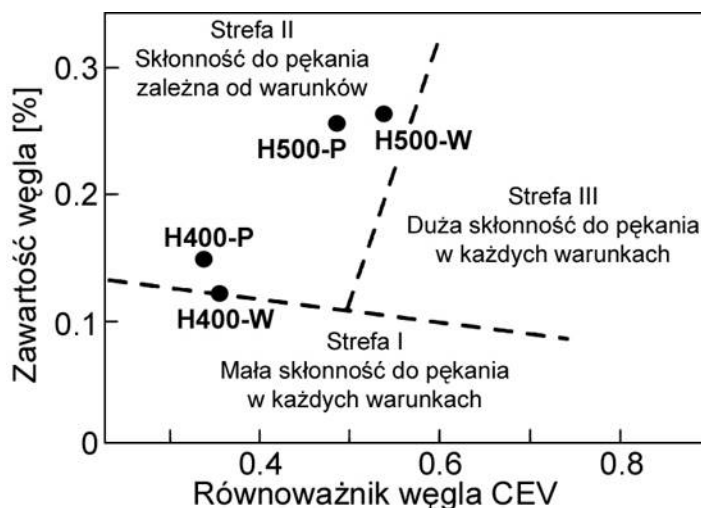
W celu określenia spawalności stali Hardox oraz możliwości wystąpienia pęknięć w spoinie w niniejszej pracy posłużono się danymi producenta dotyczącymi równoważników węgla C_E (CEV) oraz własnymi wyliczeniami w oparciu o przeprowadzone analizy chemiczne badanych materiałów (tabela 53). Na podstawie

tych danych oraz diagramu przedstawionego na rys. 129 określono spawalność stali Hardox 400 i Hardox 500 dla blach o grubości 8 mm. Dla celów porównawczych na omawiany diagram naniesiono również równoważniki węgla podane przez producenta, szczegółowo scharakteryzowane w tabeli 18 (rozdział 2.2).

Tabela 53. Równoważniki węgla C_E (CEV) stali Hardox 400 i Hardox 500

Gatunek stali	Zawartość węgla*	Zawartość węgla**	C_E^*	C_E^{**}
	%	%	-	-
Hardox 400	0,15	0,12	0,33	0,35
Hardox 500	0,27	0,26	0,49	0,53

* maksymalne wartości podawane przez producenta dla blachy 8 mm [51],
 ** wartości według badań własnych dla blachy 8 mm i wyznaczone z zależności (5) przedstawionej w rozdziale 2.2



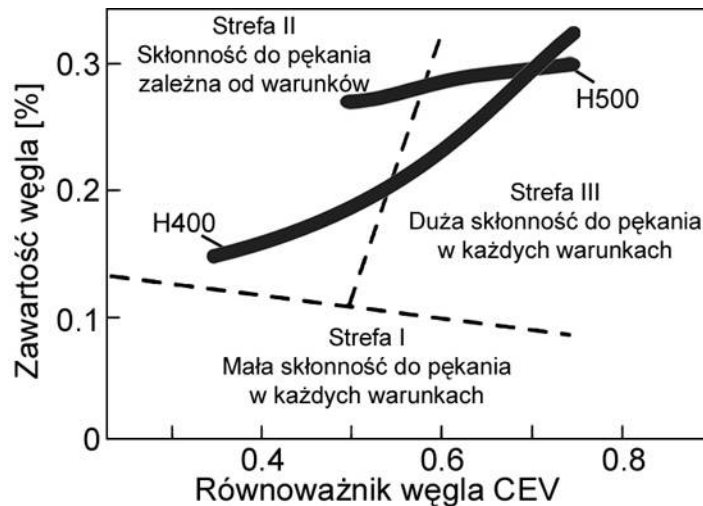
Rys. 129. Skłonność do pęknięcia połączeń spawanych stali Hardox 400 i Hardox 500 dla blach o grubości 8 mm w funkcji zawartości węgla oraz równoważnika zawartości węgla C_E (CEV) [49]: P – według danych producenta, W – według badań własnych

Analiza danych producenta oraz własnych analiz chemicznych stali Hardox 400 i Hardox 500 potwierdzą lepszą spawalność pierwszego z omawianych gatunków tworzyw metalicznych. W przypadku Hardox 400 (dla blachy o grubości 8 mm) należy spodziewać się nawet lepszej spawalności, niż wskazywałyby na to dane od wytwórcy. Wynika to z faktu, iż podstawowe parametry określające jego spawalność (zawartość węgla i C_E (CEV)) leżą na pograniczu stref I i II wyrażających możliwość wystąpienia pęknięć w spoinie (rys. 129). Położenie danego materiału w strefie I praktycznie eliminuje konieczność jego podgrzewania wstępnego przed wykonaniem połączenia spawanego. Jednak bezpośrednie usytuowanie stali Hardox 400 w obszarze wyznaczającym skłonność do pęknięcia zależną od warunków spawania budzi pewne wątpliwości. Bowiem w przypadku zastosowania grubszej blachy, nastąpiłoby przesunięcie punktu dotyczącego tego gatunku stali do II strefy. Podyktowane jest to tym, iż wraz ze wzrostem grubości blachy wzrasta zawartość węgla w stalach Hardox, a co za tym idzie również i wartość równoważnika węgla ekwiwalentnego.

Z praktycznego punktu widzenia, posługując się wyłącznie zaleceniami producenta odnośnie stali Hardox 400, trzeba brać pod uwagę możliwość wystąpienia wad w spoinie.

Nieco inaczej należy interpretować informacje techniczne dostarczone przez wytwórcę stali Hardox 500. Z wykresu przedstawionego na rys. 129 wynika, że należałoby zastosować wstępne podgrzanie niezależnie od grubości blachy. Producent zaleca je dopiero od grubości 20 mm. Biorąc pod uwagę, że podawana wielkość określa w każdym przypadku łączną grubość spawanych blach $t_1+t_2+t_3$ (rys. 126 i 127) mogą, zatem wystąpić, już przy praktycznie najmniejszych grubościach tych blach, problemy z wykonaniem prawidłowego złącza spawanego bez dodatkowych zabiegów podgrzewania wstępnego. Wagę powyższego stwierdzenia podkreśla też położenie stali Hardox 500 na rys. 129 w bliskiej odległości od strefy III – dużej skłonności do pęknięcia w każdych warunkach.

Na rys. 130 przedstawiono również, w charakterze porównawczym, przebiegi obszarów skłonności do pęknięcia połączeń spawanych stali Hardox 400 i Hardox 500 dla wszystkich dostępnych grubości blach tych materiałów (3÷130 mm). Obszary wyznaczono wyłącznie na podstawie danych producenta zamieszczonych w tabeli 18 (rozdział 2.2).



Rys. 130. Skłonność do pęknięcia połączeń spawanych stali Hardox dla wszystkich dostępnych grubości blach według danych producenta [51]. Przyjętą następujące przedziały grubości blach: Hardox 400 – 3÷130 mm, Hardox 500 – 4÷80 mm

Bardzo istotną rolę w uzyskaniu prawidłowego połączenia spawanego stali Hardox pełni odpowiedni dobór elektrod spawalniczych oraz sposób obchodzenia się z nimi. W celu zoptymalizowania wytrzymałości i odporności na pęknięcie złącz spawanych wytwórca stali Hardox zaleca stosowanie miękkich elektrod zasadowych (o granicy plastyczności poniżej 500 MPa). W korelacji z wysokimi właściwościami wytrzymałościowymi badanych materiałów ($R_{p0,2} = 1000\div 1300$ MPa, $R_m = 1250\div 1550$ MPa) powyższego zalecenia nie należy stosować bez głębszego zastanowienia. Podobne stanowisko dotyczy uzyskania wysokiej odporności na zużywanie ścieranie spoiny w sytuacji, gdy stosowane są tego typu obciążenia. Wówczas proponuje się (a nawet w niektórych przypadkach zaleca) nałożenie warstwy napoiny utwardzającej. Z inżynierskiego punktu widzenia nasuwają się duże wątpliwości, czy wówczas nie nastąpi obniżenie parametrów wytrzymałościowych

(a w szczególności podkreślonej odporności na ścieranie) w strefach bezpośrednio przyległych do napoiny?

Stale Hardox mogą być również spawane elektrodami austenitycznymi w przypadku, gdy przedmiot łączony jest całkowicie usztywniony bądź nie może być wstępnie podgrzany. Elektrody austenityczne mogą być też zastosowane, jeśli konieczne jest użycie blach grubszych niż 60 mm [58÷64].

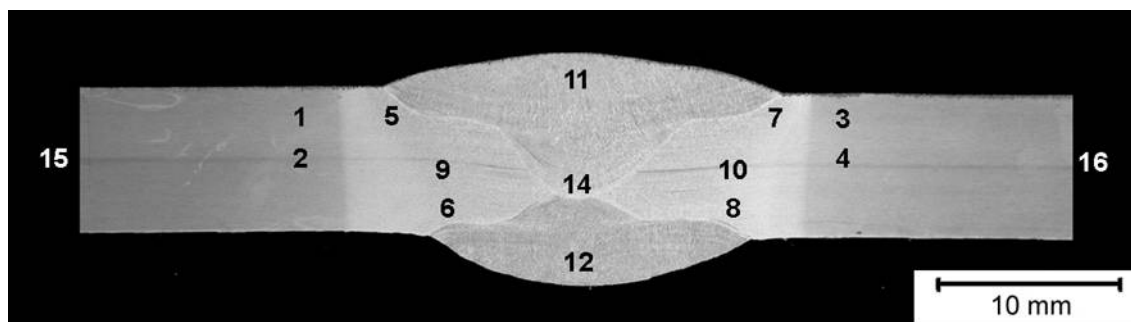
Do wykonania połączeń spawanych badanych materiałów zastosowano technologię spawania łukiem krytym pod topnikiem (SAW). Użyto zalecanych przez producenta materiałów spawalniczych oraz parametrów prądowo-napięciowych dla zapewnienia optymalnych warunków przetopu z zachowaniem kryterium maksymalnej energii liniowej. Jako elektrodę zastosowano drut spawalniczy Multimet IMT9 ϕ 3 mm oraz topnik Lincoln Electric FX 780-25. Zastosowane spoiwo (drut miedziowany w kombinacji z topnikiem), pod względem przeznaczenia jest odpowiednie do spawania stali niskowęglowych i niskostopowych. Jest zalecane do wykonywania spoin czołowych i pachwinowych konstrukcji stalowych ogólnego przeznaczenia, wytwarzania kotłów i zbiorników ciśnieniowych oraz wykorzystania do napawania elementów w kolejnictwie [96,97]. Podstawowe dane dotyczące właściwości użytych materiałów spawalniczych zestawiono w tabeli 54.

Tabela 54. Wybrane właściwości chemiczne i mechaniczne spoiwa [96,97]

C	Si	Mn	Cu	R_e	R_m	A₅	KV₋₂₀
%	%	%	%	MPa	MPa	%	J
0,09	0,14	1,00	Pokrycie drutu	> 400	> 500	> 20	> 27

5.8.1. Badania połączeń spawanych stali Hardox 400

Obserwacje makroskopowe oraz nie zamieszczone w tej pracy doktorskiej badania rentgenograficzne i ultradźwiękowe połączeń spawanych stali Hardox 400 nie wykazały występowania w nich istotnych wad na przykład w postaci braku przetopu lub nieciągłości spoiny na całej długości połączenia. W związku z tym połączenia spawane poddano dalszym badaniom wytrzymałościowym i metalograficznym. W pierwszej kolejności wykonano pomiary rozkładu twardości zgodnie z normą PN-EN 1043-1. Na rys. 131 przedstawiono makroskopowy obraz połączenia stali Hardox 400 wraz z naniesionymi obszarami pomiaru twardości. Na ich podstawie wyznaczono rozkład twardości na całym przekroju poprzecznym połączenia, a wartości liczbowe poszczególnych pomiarów zestawiono w tabeli 55. W celach porównawczych z danymi literaturowymi [51] stosowano różne metody pomiaru twardości. Do ich przeliczania na wybrane skale twardości posłużono się tablicami porównawczymi według normy PN-93/H-04357.



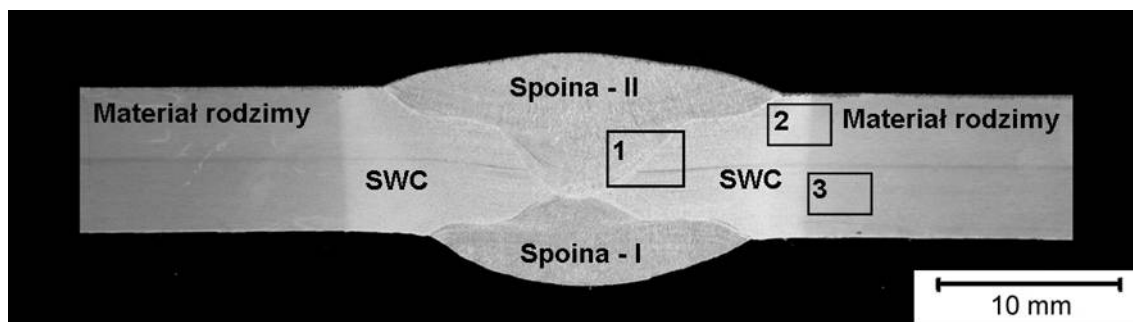
Rys. 131. Makroskopowy obraz połączenia spawanego stali Hardox 400 z zaznaczonymi miejscami pomiarów twardości

Tabela 55. Rozkład twardości połączenia spawanego stali Hardox 400 przedstawionego na rys. 131

Numer obszaru	Twardość HV10					HV _{śr}	HB	ΔHB
	-1-	-2-	-3-	-4-	-5-	HV10	HBW	HBW
1	240	249	245	252	257	249	237	±6
2	264	262	266	260	268	264	252	±4
3	250	258	256	254	252	254	242	±4
4	260	270	266	266	268	266	253	±5
5	170	172	167	167	168	168	160	±3
6	200	201	195	196	197	198	187	±3
7	210	215	212	214	214	213	204	±2
8	159	157	161	163	157	159	151	±3
9	170	175	165	167	165	168	160	±5
10	212	210	203	200	209	207	195	±6
11	215	205	207	212	210	210	200	±5
12	200	190	194	189	192	193	182	±5
14	213	220	221	207	210	214	204	±8
15	350	342	346	351	350	348	331	±5
16	352	348	346	352	350	350	332	±3

Pomiary twardości połączenia spawanego Hardox 400 potwierdziły poprawność jego wykonania na całym przekroju poprzecznym. Wykazały też słuszność rozważań prowadzonych w rozdziale 5.5.3 dotyczących wpływu temperatury na właściwości mechaniczne stali Hardox. Ujawniono bardzo szeroką strefę obniżonej twardości materiału rodzimego sięgającą do około 45 mm od środka spoiny, bowiem dopiero w tej odległości materiał uzyskiwał twardość taką jak materiału rodzimego w stanie wyjściowym.

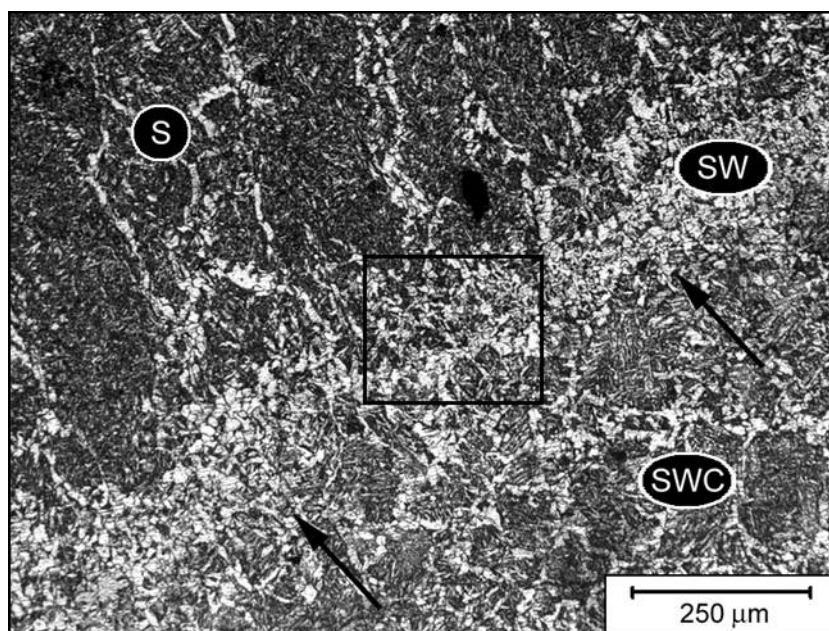
W badaniach mikrostruktury metodami mikroskopii świetlnej głównie skupiono uwagę na zmianach struktury bezpośrednio w strefie wtopienia oraz w strefie wpływu ciepła. Miejsca obserwacji mikroskopowych schematycznie oznaczono na rys. 132 określając strefę wtopienia (SW), strefę wpływu ciepła (SWC) oraz przejście pomiędzy SWC i materiałem rodzimym (MR). Rezultaty obserwacji przedstawiono na rys. 132÷136.



Rys. 132. Makroskopowy obraz połączenia spawanego stali Hardox 400: I i II – warstwy spoin, SWC – strefa wpływu ciepła, 1 – strefa wtopienia, 2 – strefa pośrednia między strefą wtopienia i materiałem rodzimym, 3 – materiał rodzimy w pobliżu SWC.

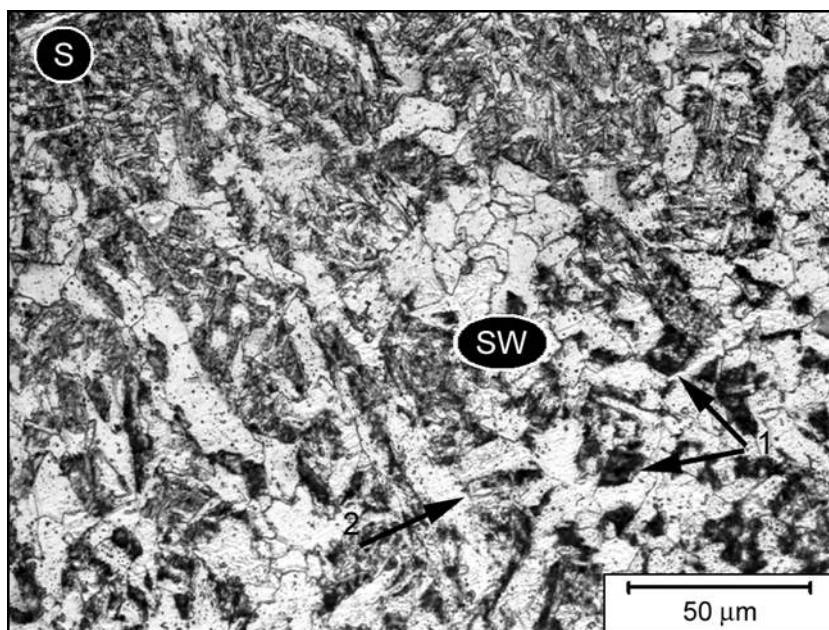
Trawiono odczynnikami Adlera, mikroskopia świetlna

Badania połączeń spawanych stali Hardox 400 w stanie dostarczenia potwierdziły ich dobrą spawalność. Wykonana spoina charakteryzowała się prawidłowym rozkładem twardości na całym swoim przekroju (tabela 55) oraz wyraźną zarysowaną strefą wtopienia ujawnioną w toku obserwacji metodami mikroskopii świetlnej (rys. 133). Bezpośrednio w strefie wtopienia, połączenie wykazywało strukturę ziarnistego ferrytu i ferrytu iglastego. Wewnątrz ziaren ferrytu obserwowalne były liczne wydzielenia węglików. Ponadto w nielicznych obszarach badanej strefy zaobserwowano kolonie quasieutektoidu i bainitu (rys. 134).

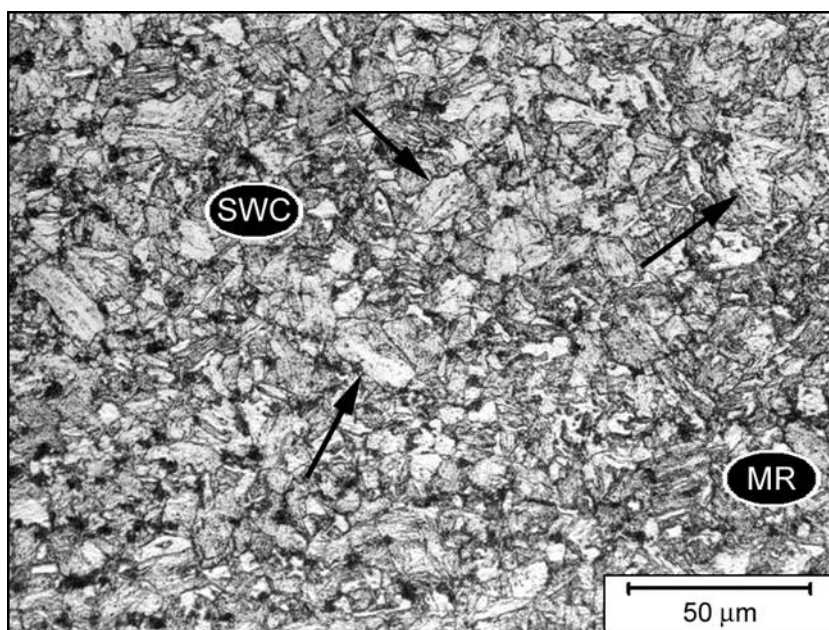


Rys. 133. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 400 (obszar 1 na rys. 132): S – materiał spoiny, SW – strefa wtopienia, SWC – strefa wpływu ciepła. Strzałkami zaznaczono wyraźnie zarysowaną na całej długości strefę wtopienia.

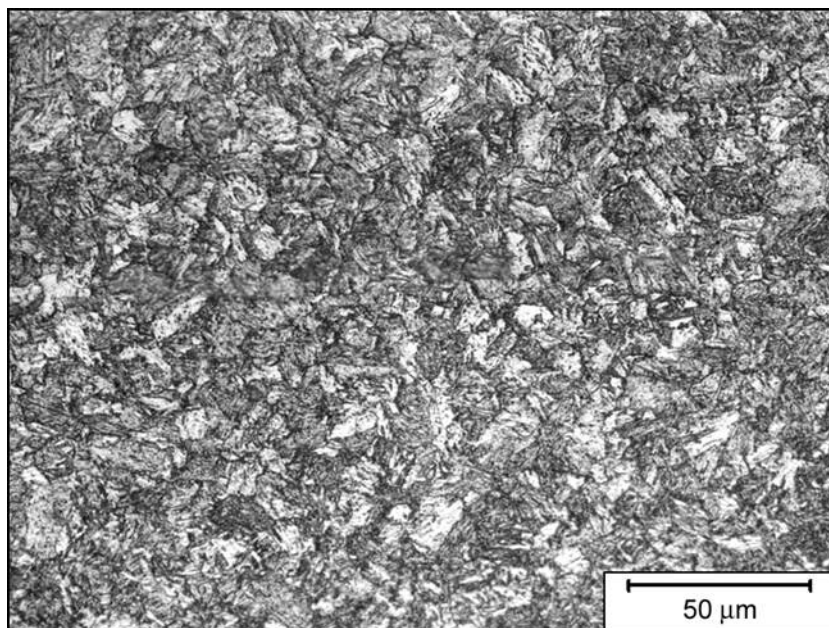
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



Rys. 134. Powiększenie obszaru mikrostruktury połączenia spawanego stali Hardox 400 zaznaczonego ramką na rys. 133. Struktura ziarnistego ferrytu i ferrytu iglastego. Wewnątrz ziaren ferrytu widoczne liczne wydzielenia węglików. Strzałkami zaznaczono nieliczne kolonie quasieutektoidu i obszary bainitu. S – materiał spoiny, SW – strefa wtopienia, 1 – quasieutektoid, 2 – bainit. Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



Rys. 135. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 400 (obszar 2 na rys. 132): SWC – strefa wpływu ciepła, MR – materiał rodzimy. Widoczne rozdrobnienie struktury w strefie wpływu ciepła w porównaniu do strefy wtopienia pokazanej na rys. 134. Struktura ferrytyczna z niewielką ilością perlitu. Wewnątrz ziaren ferrytu wydzielienia faz węglkowych. Lokalnie zauważalne wydzielienia bainitu (oznaczono strzałką). Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



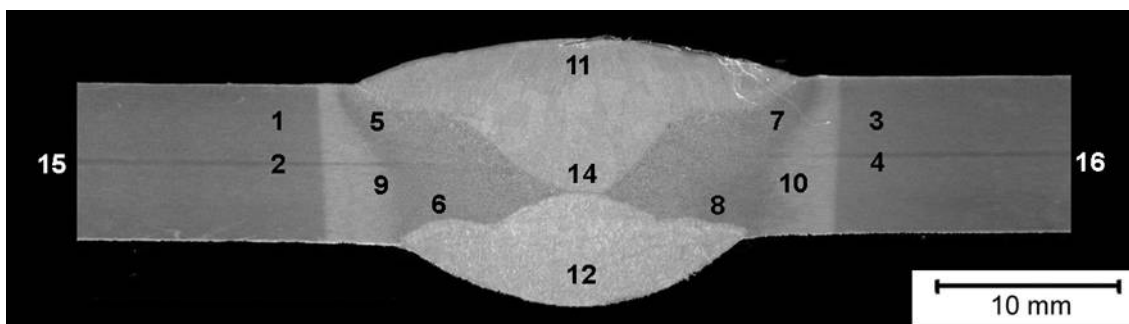
Rys. 136. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 400 (obszar 3 na rys. 132). Struktura martenzytu odpuszczonego, porównywalna z mikrostrukturą stali Hardox 400 w stanie dostarczenia, ujawnionej w toku badań metodami mikroskopii świetlnej i elektronowej.
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna

W połączeniu spawanym stali Hardox 400, w obszarze strefy wpływu ciepła bliżej położonym w stosunku do materiału rodzimego, widoczne były cechy rozdrobnienia struktury, szczególnie w porównaniu do strefy wtopienia (rys. 135).

Struktura materiału rodzimego, w obszarze przyspoinowym, była porównywalna z mikrostrukturą stali Hardox 400 w stanie dostawy (rys. 136). W toku badań ujawniono w tym obszarze dość szeroką strefę obniżonej twardości, wynoszącą nawet około 45 mm mierząc od środka spoiny.

5.8.2. Badania połączeń spawanych stali Hardox 500

Połączenia spawane stali Hardox 500 nie wykazały istotnych wad związanych z brakiem przetopu lub nieciągłościami spoiny. Badania rentgenograficzne oraz ultradźwiękowe również nie wykazały istotnych wad. Dlatego też, po wstępnej analizie, poddano je dalszym badaniom wytrzymałościowym i metalograficznym. Wykonano pomiary rozkładu twardości na przekroju poprzecznym złącza (według PN-EN 1043-1) oraz przeprowadzono badania mikrostruktury metodami mikroskopii świetlnej. Na rys. 137 przedstawiono makroskopowy obraz połączenia spawanego stali Hardox 500 z oznaczeniem obszarów pomiaru twardości. Wartości liczbowe zmierzonych twardości zestawiono w tabeli 56. Analogicznie jak w przypadku stali Hardox 400, w celach porównawczych z danymi literaturowymi [51], stosowano różne metody pomiaru twardości. Do ich przeliczania na wybrane skale twardości posłużono się tablicami porównawczymi według normy PN-93/H-04357.



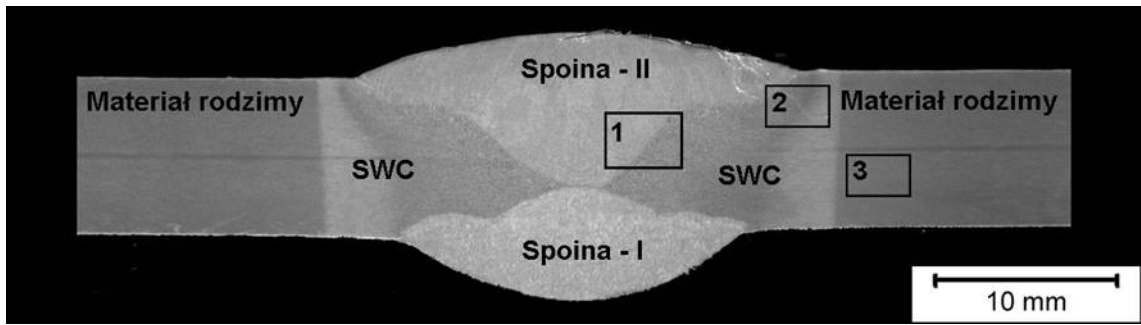
Rys. 137. Makroskopowy obraz połączenia spawanego stali Hardox 500 z zaznaczonymi miejscami pomiarów twardości

Tabela 56. Rozkład twardości połączenia spawanego stali Hardox 500 przedstawionego na rys. 137

Numer obszaru	Twardość HV10					HV _{sr}	HB	ΔHB
	-1-	-2-	-3-	-4-	-5-	HV10	HBW	HBW
1	285	290	278	284	286	285	270	±5
2	279	286	285	282	284	283	268	±3
3	285	280	278	281	283	281	266	±3
4	303	297	295	301	294	298	285	±5
5	195	199	200	201	195	198	187	±4
6	220	225	218	224	222	222	212	±4
7	192	206	200	195	195	198	187	±7
8	227	232	230	232	229	230	219	±3
9	225	229	231	224	227	227	214	±4
10	215	225	228	225	220	223	212	±6
11	224	225	217	216	219	220	210	±4
12	225	223	230	229	228	227	214	±4
14	220	219	234	230	233	227	214	±9
15	400	390	397	392	390	394	372	±6
16	390	399	405	407	401	400	380	±8

Wstępne badania połączenia spawanego stali Hardox 500 obejmowały pomiary twardości na całym przekroju poprzecznym złącza. Identycznie, jak w przypadku stali Hardox 400, na każdy punkt pomiarowy składało się pięć odcisków twardości (HV10). Wykonany rozkład twardości badanego materiału wykazał poprawność jego wykonania dla zastosowanych warunków i parametrów spawania. Na podstawie ujawnionej strefy wpływu ciepła w złączu spawanym również potwierdzono znaczący wpływ temperatury na właściwości mechaniczne stali Hardox 500. Rejestrowano bardzo szeroką strefę obniżonej twardości materiału sięgającą do około 45 mm od środka spoiny.

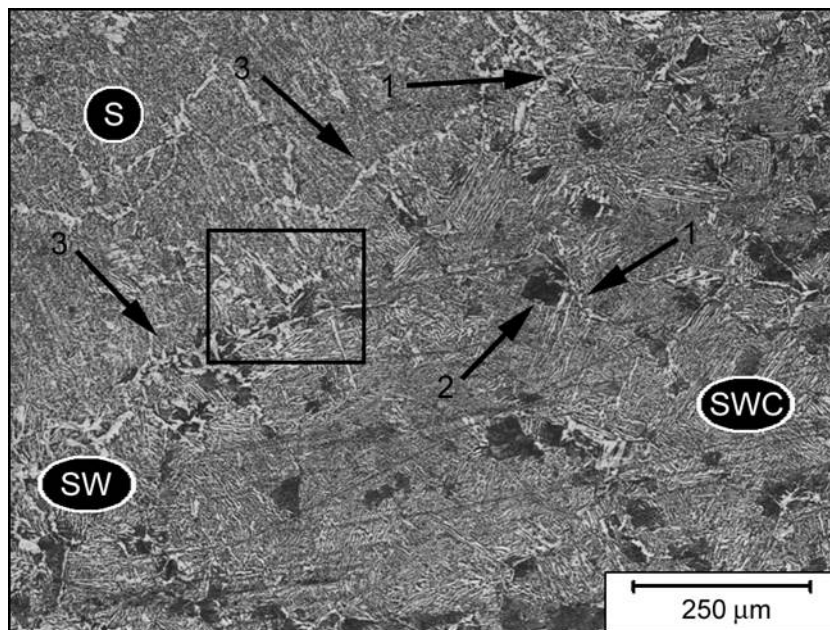
Wyniki badań metodami mikroskopii świetlnej przedstawiono na rys. 138÷142. W obserwacjach główny nacisk postawiono na zmiany mikrostruktury bezpośrednio w strefie wtopienia oraz w strefie wpływu ciepła. Miejsca obserwacji mikroskopowych schematycznie oznaczono na rys. 138 określając strefę wtopienia (SW), strefę wpływu ciepła (SWC) oraz przejście pomiędzy SWC i materiałem rodzimym (MR).



Rys. 138. Makroskopowy obraz połączenia spawanego stali Hardox 500:
I i II – warstwy spoin, SWC – strefa wpływu ciepła, 1 – strefa wtopienia, 2 – strefa
pośrednia między strefą wtopienia i materiałem rodzimym, 3 – materiał rodzimy
w pobliżu SWC.

Trawiono odczynnikami Adlera, mikroskopia świetlna

Badania połączeń spawanych stali Hardox 500 w stanie dostarczenia wykazały ich dość dobrą spawalność, jednak wyraźnie odbiegającą od spawalności stali Hardox 400. Wykonana spoina charakteryzowała się prawidłowym rozkładem twardości na całym przekroju (tabela 56) oraz węższą i słabiej zarysowaną (w porównaniu do Hardox 400) strefą wtopienia (rys. 139 i 140). W strefie tej, połączenie wykazywało strukturę ziarnistego ferrytu i ferrytu iglastego. Wewnątrz ziaren ferrytu obserwowalne były mniej liczne, niż w Hardox 400, wydzielenia węglików. W nielicznych obszarach badanej strefy obserwowano kolonie quasisiektoidu, bainitu i trostytu (rys. 139).

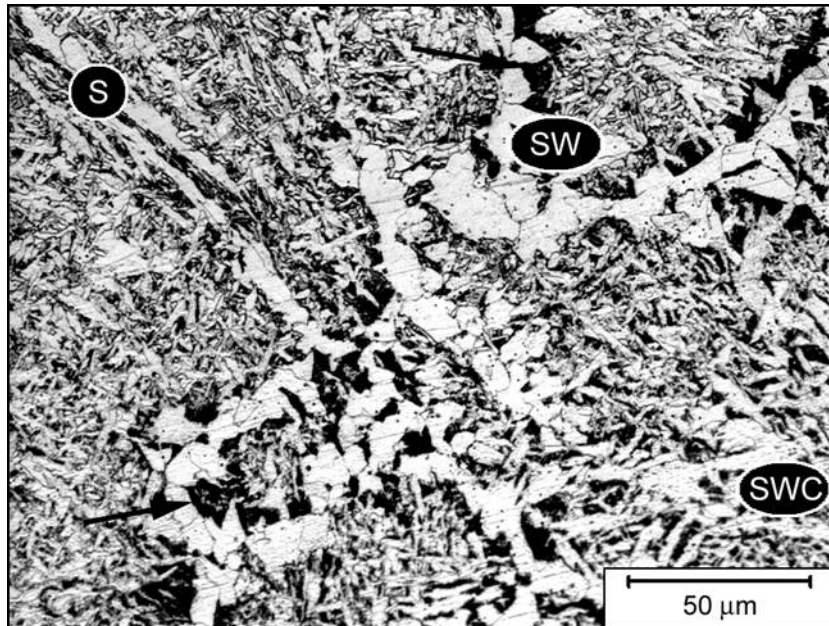


Rys. 139. Struktura połączenia spawanego stali Hardox 500 (obszar 1 na rys. 138):
S – materiał spoiny, SW – strefa wtopienia, SWC – strefa wpływu ciepła.

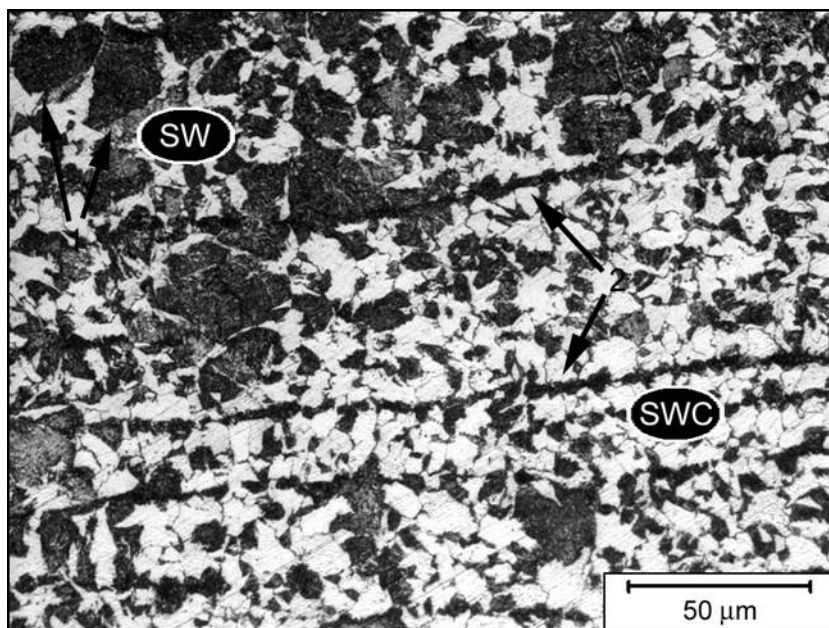
Struktura quasisiektoidu w SWC.

1 – obszar bainitu, 2 – obszar trostytu, 3 – strefa wtopienia.

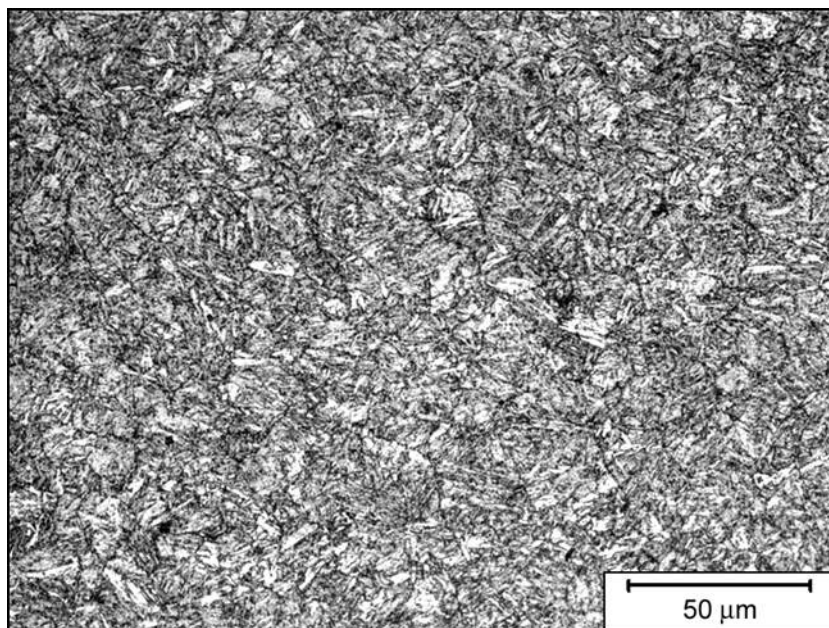
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



Rys. 140. Powiększenie obszaru mikrostruktury połączenia spawanego stali Hardox 500 zaznaczonego ramką na rys. 139. Struktura ziarnistego ferrytu i ferrytu iglastego. Wewnątrz ziaren ferrytu widoczne mniej liczne niż w Hardox 400 wydzielenia węglików. Strzałkami zaznaczono nieliczne kolonie quasieutektoidu. S – materiał spoiny, SW – strefa wtopienia, SWC – strefa wpływu ciepła. Trawiono $Mi1Fe$, mikroskopia świetlna



Rys. 141. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 500 (obszar 2 na rys. 138): SWC – strefa wpływu ciepła, SW – strefa wtopienia. W strefie wtopienia widoczna struktura perlitu o budowie ziarnistej z cementytem płytkowym (oznaczono strzałkami – 1). W strefie wpływu ciepła widoczna struktura połączenia zbliżona do stanu normalizowanego – ferrytyczno-perlityczna z perlitem o rozłożeniu pasmowym (oznaczono strzałkami – 2). Trawiono $Mi1Fe$, mikroskopia świetlna

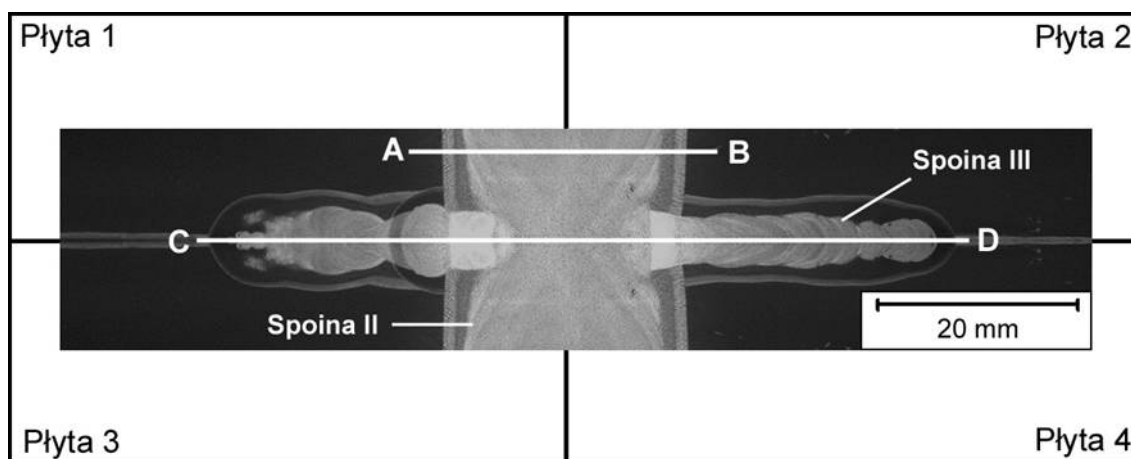


Rys. 142. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 500 (obszar 3 na rys. 138). Struktura martenzytu odpuszczonego, porównywalna z mikrostrukturą stali Hardox 500 w stanie dostarczenia ujawnionej w toku badań metodami mikroskopii świetlnej i elektronowej. Trawiono $Mi1Fe$, mikroskopia świetlna

W strefie wtopienia, połączenie spawane ze stali Hardox 500, charakteryzowało się strukturą ferrytyczno-perlityczną z perlitem o budowie ziarnistej i cementytem płytkowym (rys. 141). Taki rodzaj struktury w strefie wtopienia, zbliżony jest do stanu normalizowanego stali Hardox 500.

Analogicznie do stali Hardox 400, struktura materiału rodzimego Hardox 500 w obszarach przyspoinowych, była porównywalna z mikrostrukturą tej stali w stanie dostawy (rys. 142). W toku badań ujawniono również w tym obszarze szeroką strefę obniżonej twardości, wynoszącą około 45 mm mierząc od środka spoiny.

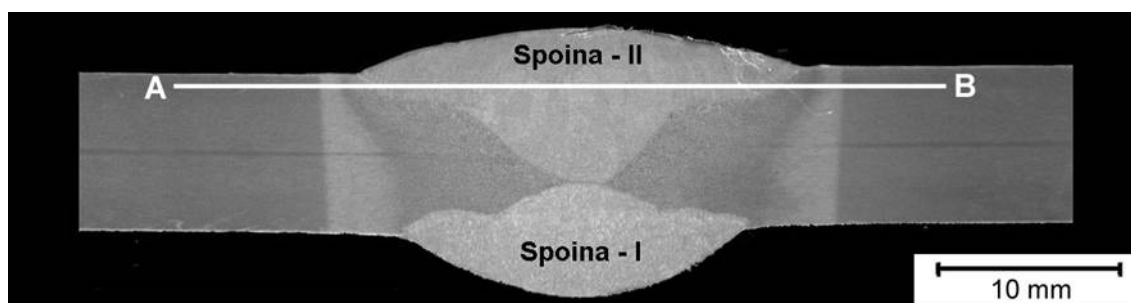
Poniżej przedstawiono przykład analizy połączenia spawanego stali Hardox 500 powstałego w wyniku połączenia czterech płyt o grubości 8 mm. Prezentowany sposób łączenia blach podyktowany był realizacją eksperymentu eksploatacyjnego zreferowanego w dalszym etapie rozprawy doktorskiej. W pierwszej kolejności wykonano połączenie spoiną ręczną jednostronną (za pomocą elektrody otulonej) płyty 1 i 3 oraz 2 i 4 (uzyskując spoinę – III na rys. 143). Następnie metodą spawania łukiem krytym pod topnikiem (*SAW*) połączono zesparane wcześniej blachy (tworząc spoinę – II na rys. 143). Opisany sposób łączenia ma uzasadnienie praktyczne w przypadku stosowania płytek wybiegowych przed spawaniem automatycznym lub podczas mocowania fragmentów blach na stosunkowo małych zespołach konstrukcyjnych.



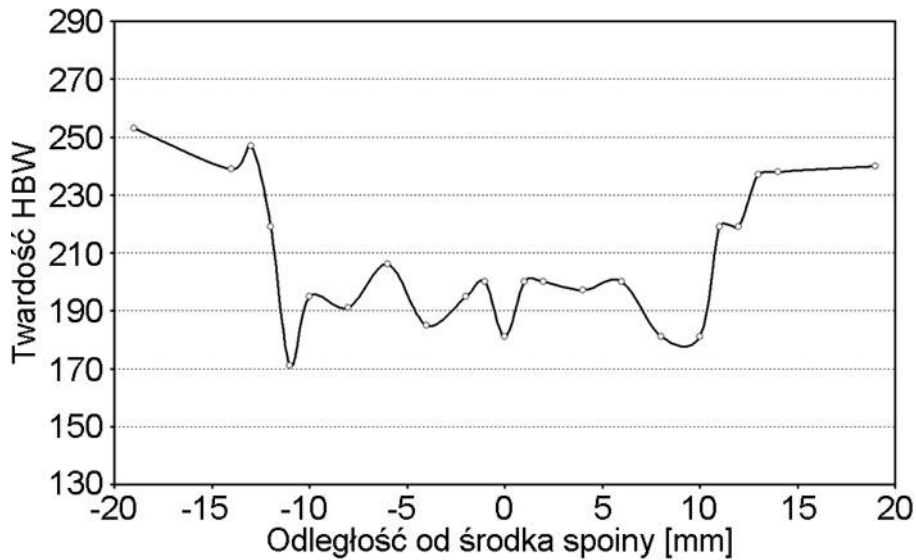
Rys. 143. Makroskopowy obraz połączenia spawanego czterech płyt stali ze stali Hardox 500 z naniesionymi liniami pomiaru twardości.
Trawiono odczynnikiem Adlera, mikroskopia świetlna

Dodatkowym uzasadnieniem prezentowanych rozważań spawania stali Hardox była chęć lepszego poznania ich podatności do łączenia technikami spawalniczymi. Bowiem w warunkach eksploatacyjnych zastosowanie danego tworzywa konstrukcyjnego często zdeterminowane jest możliwościami wykorzystania określonych technik spawalniczych. Przykładem ograniczonych zastosowań technik łączenia materiałów odpornych na zużywanie ścierne są maszyny podstawowe górnictwa węgla brunatnego. Możliwe do zastosowania tam techniki to: spawanie ręczne elektrodami otulonymi i mocowanie elementów za pomocą połączeń śrubowych. Ze względów ekonomicznych te drugie są dopiero w fazach projektowych, a zatem w dotychczasowych zastosowaniach rzadko spotykane.

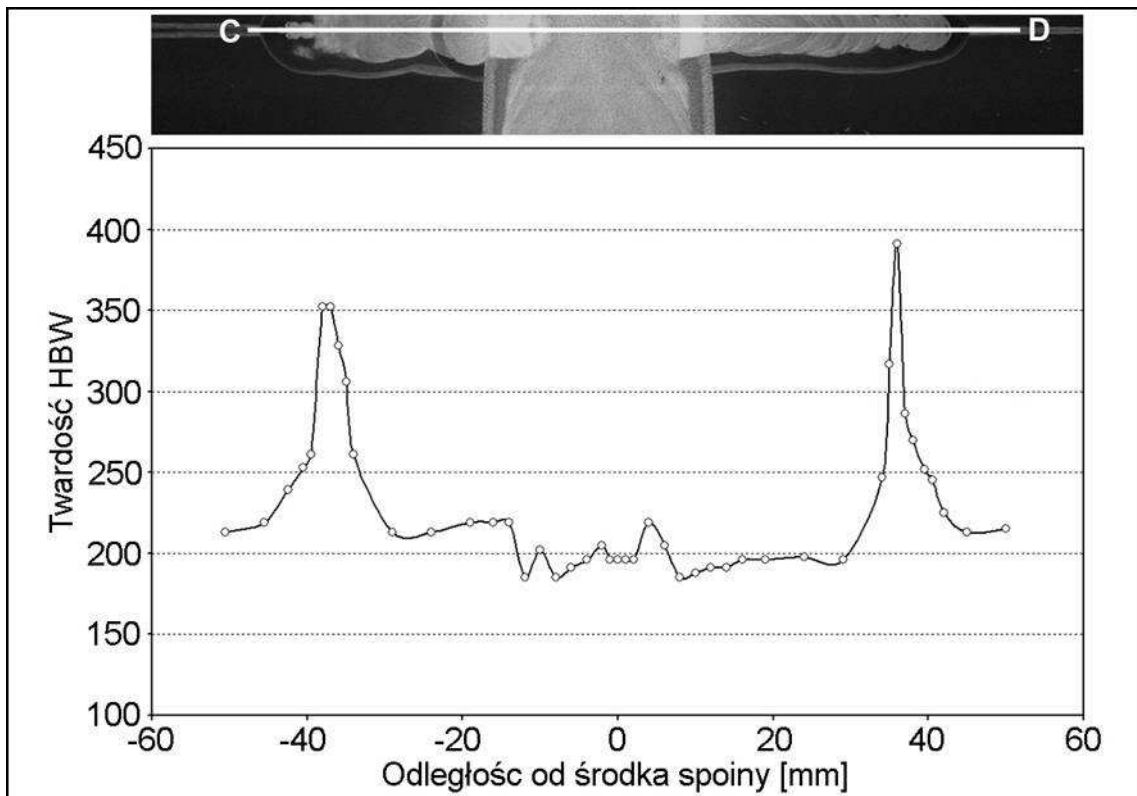
Stosując analogię wcześniejszych badań, analizę połączenia kilku płyt ze stali Hardox 500 rozpoczęto od wykonania rozkładu twardości wzdłuż linii A-B i C-D (rys. 143). Pierwsza linia to rozkład twardości spoiny wykonanej techniką SAW (spoina – II na rys. 143). Przeprowadzone pomiary na linii A-B są uzupełnieniem wcześniejszych badań połączenia spawanego stali Hardox 500, bowiem prezentowana spoina – II jest widokiem przez przekrój wzdłużny spoiny zamieszczonej na rys. 138 oraz powtórnie przedstawionej na rys. 144. Dla uwiarygodnienia rezultatów badań z powierzchni płyt zeszlifowano lico spoiny oraz część materiału rodzimego na grubości warstwy odwęglonej. Druga linia (C-D na rys. 143) jest markerem rozkładu twardości wzdłuż ręcznie wykonanej spoiny – III, również na jej przekroju wzdłużnym.



Rys. 144. Makroskopowy obraz połączenia spawanego stali Hardox 500 z naniesioną linią rozkładu twardości.
Trawiono odczynnikiem Adlera, mikroskopia świetlna



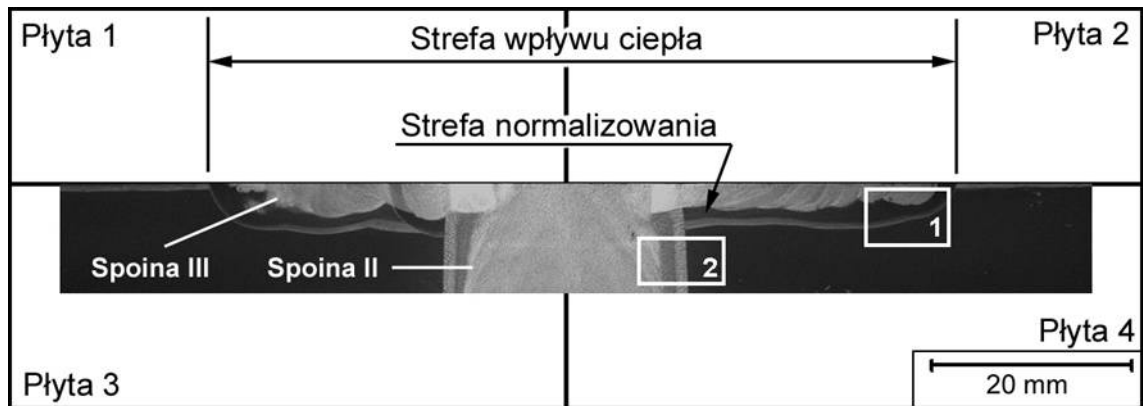
Rys. 145. Rozkład twardości połączenia spawanego stali Hardox 500 wzdłuż linii A-B zaznaczonej na rys. 143 i 144



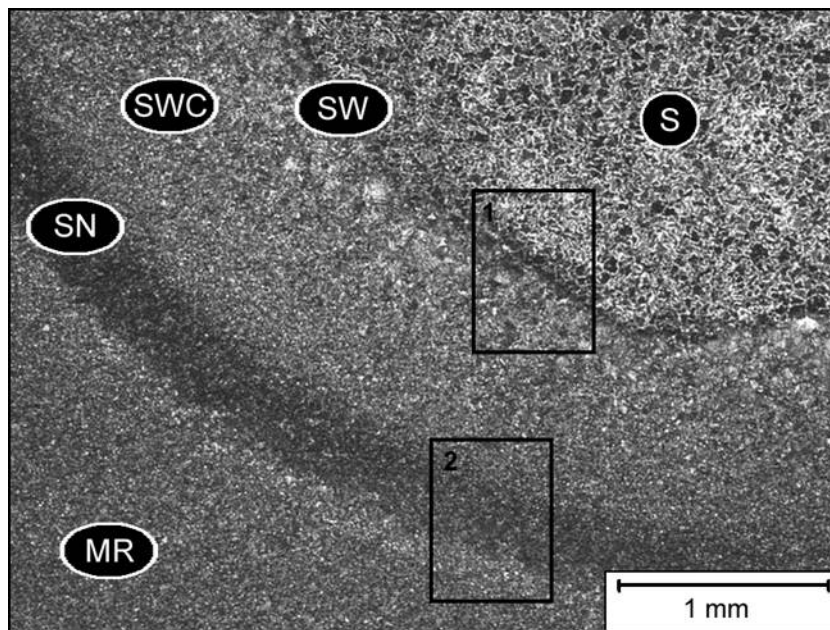
Rys. 146. Rozkład twardości połączenia spawanego stali Hardox 500 wzdłuż linii C-D zaznaczonej na rys. 143

W obu przypadkach na poziom twardości w spoinie miał wpływ przede wszystkim rodzaj zastosowanej elektrody. Natomiast niski poziom twardości materiału rodzimego Hardox 500 (poza strefą wpływu ciepła) wskazuje, że spawane blachy ulegały znacznemu podgrzewaniu podczas spawania, co powodowało zmiany ich struktury (dalsze odpuszczanie struktury w stanie dostarczenia). Podobne przebiegi zmian twardości rejestrowano w połączeniach spawanych ze stali Hardox 400. Na rys. 148÷153 przedstawiono wyniki badań metodami mikroskopii świetlnej. Miejsca

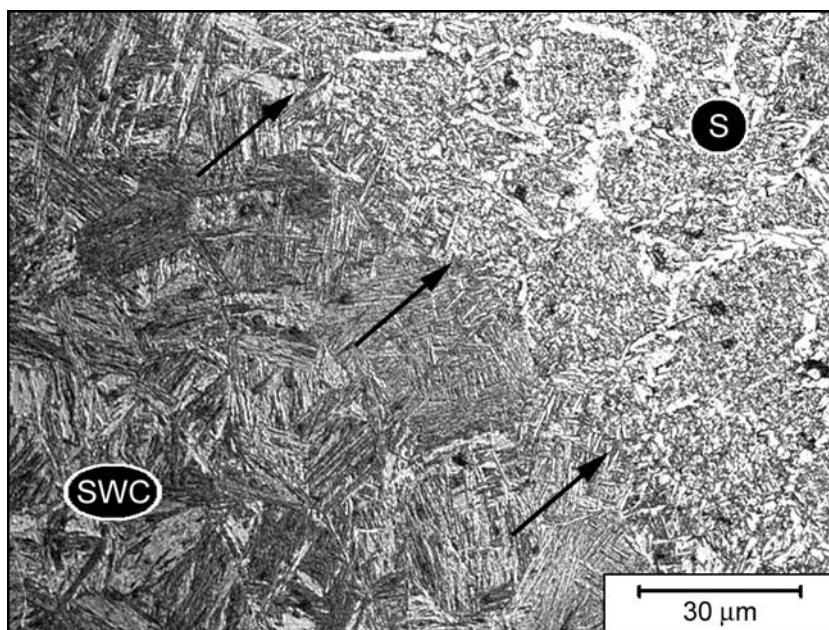
obserwacji mikroskopowych oznaczono na rys. 147. Ze strukturalnego punktu widzenia najistotniejsza w badaniach była rejestracja zmian mikrostruktury w strefie wtopienia oraz w strefie wpływu ciepła.



Rys. 147. Makroskopowy obraz połączenia spawanego stali Hardox 500:
1, 2 – obszary poddane obserwacjom mikroskopowym.
Trawiono odczynnikami Adlera, mikroskopia świetlna



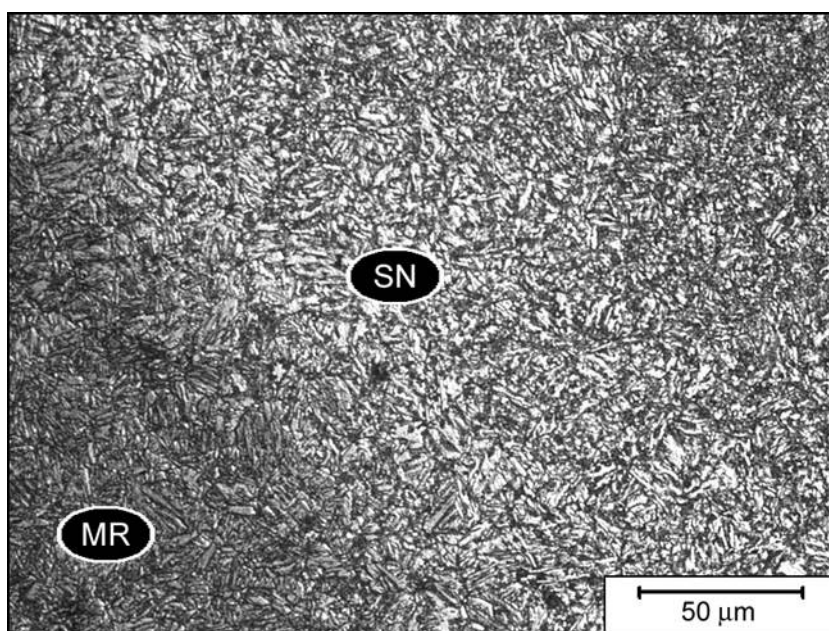
Rys. 148. Obraz zmian mikrostruktury połączenia spawanego stali Hardox 500 (obszar 1 na rys. 147): S – materiał spoiny, SW – strefa wtopienia, SWC – strefa wpływu ciepła, SN – strefa normalizowania, MR – materiał rodzimy.
Ramkami 1 i 2 zaznaczono obszary poddane dalszym obserwacjom mikroskopowym.
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



Rys. 149. Powiększenie mikrostruktury połączenia spawanego stali Hardox 500 zaznaczonej ramką 1 na rys. 148: S – materiał spoiny, SW – strefa wtopienia, SWC – strefa wpływu ciepła.

Strzałkami zaznaczono słabo zarysowaną linię wtopienia pozbawioną wad. W strefie wpływu ciepła wyraźnie widoczna struktura o orientacji pomartenzytycznej świadcząca o dużym przechłodzeniu w tym obszarze oraz struktura typu martenzytycznego o innym charakterze niż mikrostruktura materiału rodzimego w stanie dostarczenia.

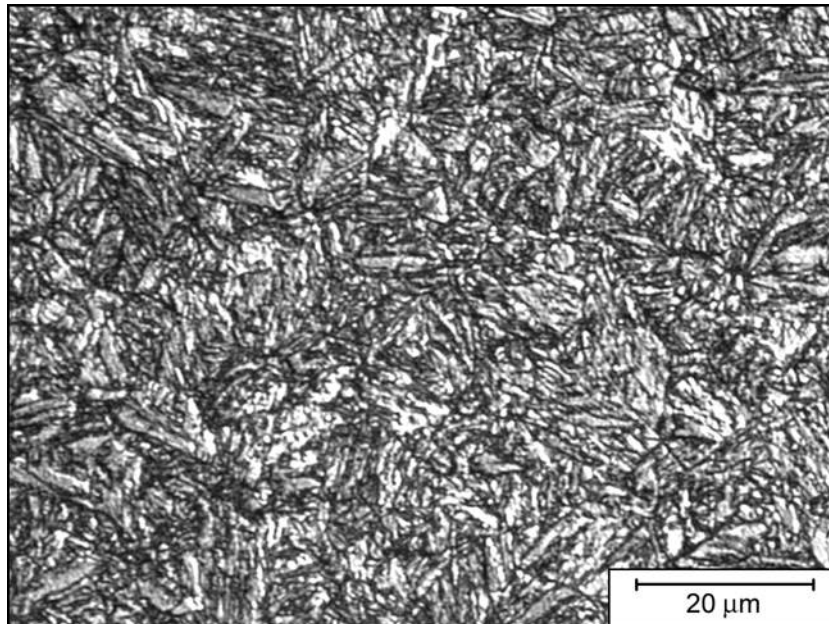
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



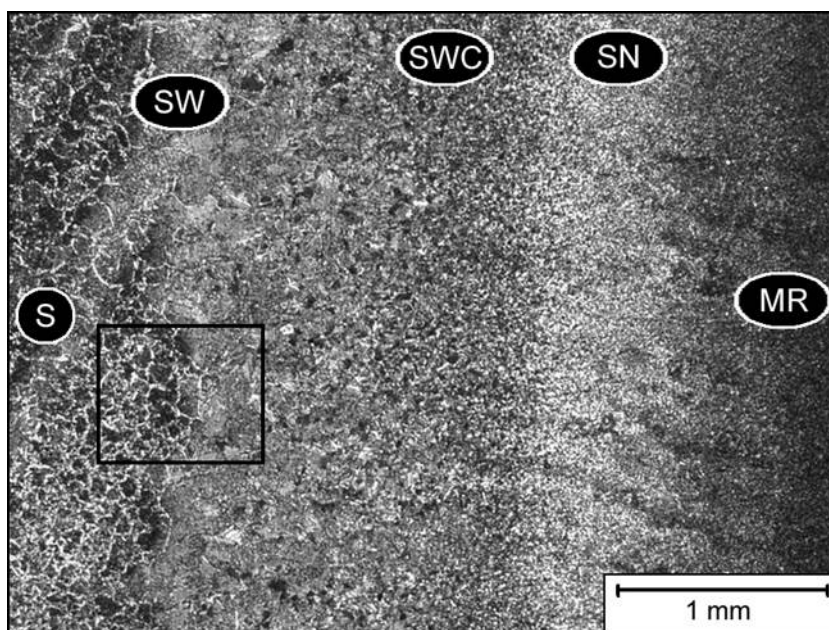
Rys. 150. Powiększenie mikrostruktury połączenia spawanego stali Hardox 500 zaznaczonej ramką 2 na rys. 148: SN – strefa normalizowania, MR – materiał rodzimy.

Wyraźnie uwidocznione różnice w budowie strukturalnej materiału rodzimego i materiału w strefie wpływu ciepła.

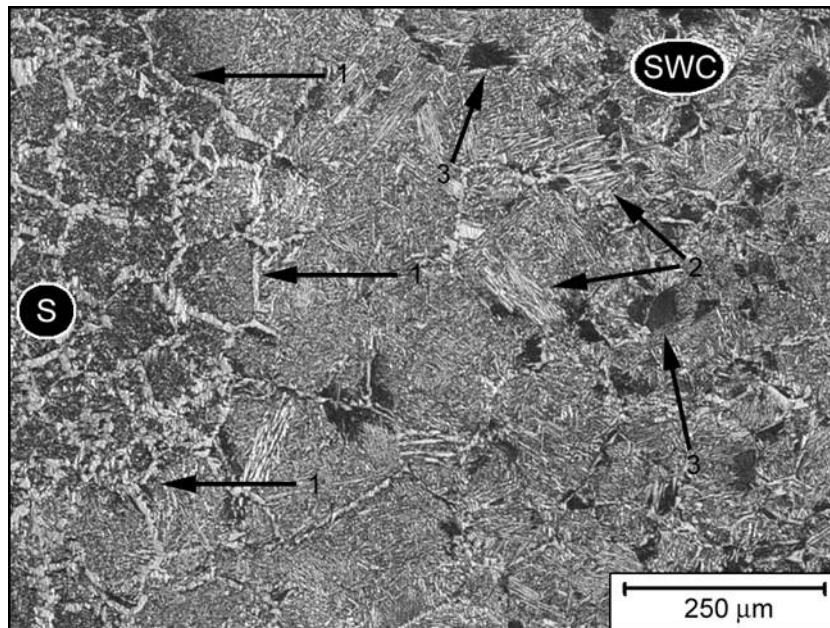
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



Rys. 151. Powiększenie mikrostruktury materiału rodzimego połączenia spawanego stali Hardox 500 przedstawionej na rys. 150.
Struktura materiału zbliżona do budowy stali Hardox 500 w stanie dostarczenia.
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



Rys. 152. Obraz zmian mikrostruktury połączenia spawanego stali Hardox 500 (obszar 2 na rys. 147): S – materiał spoiny, SW – strefa wtopienia, SWC – strefa wpływu ciepła, SN – strefa normalizowania, MR – materiał rodzimy.
Struktura połączenia zbliżona do tej przedstawionej na rys. 148.
Ramką zaznaczono obszar poddany dalszym obserwacjom mikroskopowym.
Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna



Rys. 153. Powiększenie mikrostruktury połączenia spawanego stali Hardox 500 zaznaczonej ramką na rys. 152: S – materiał spoiny, SWC – strefa wpływu ciepła. Strzałkami (1) zaznaczono słabo zarysowaną linię wtopienia. W strefie wpływu ciepła widoczna struktura o orientacji pomartenzytycznej z obszarami bainitu (2) i troostytu (3). Lokalnie rejestrowano obszary o cechach struktury Widmanstättena charakterystycznej dla znacznych przechłódzeń.

Trawiono Mi1Fe, mikroskopia świetlna

Przedstawiona analiza połączenia spawanego czterech płyt ze stali Hardox 500 (rys. 143÷153) potwierdziła wcześniejsze rozważania na temat spawalności tego materiału. Wykazano dużą podatność tej stali do jej łączenia z zastosowaniem różnych technik spawalniczych. W każdym z przypadków otrzymywano pozbawione wad strukturalnych spoiny o prawidłowym przebiegu rozkładu twardości (rys. 145 i 146). Obserwacje mikrostruktury połączenia wykazały, iż podobnie jak w poprzednim przypadku, spoina charakteryzowała się wąską, słabo zarysowaną strefą wtopienia (rys. 148, 149). W strefie wpływu ciepła ujawniono obszary mikrostruktury o orientacji pomartenzytycznej, świadczącej o dużym przechłdzeniu oraz obszar struktury typu martenzytycznego o innym charakterze niż mikrostruktura materiału rodzimego w stanie dostarczenia (rys. 149÷151). Zaobserwowano również w tej strefie strukturę o orientacji pomartenzytycznej z obszarami bainitu i troostytu oraz nieliczne obszary o cechach struktury Widmanstättena (rys. 152 i 153).

5.8.3. Omówienie wyników badań połączeń spawanych stali Hardox 400 i Hardox 500

Przeprowadzone badania połączeń stali Hardox potwierdzają ich dobrą spawalność podkreślaną przez producenta. Dowodzą tego pomiary rozkładu twardości oraz przedstawione wyniki obserwacji metodami mikroskopii świetlnej. W żadnym z przypadków badanych materiałów nie stosowano podgrzewania wstępnego przed spawaniem, co dodatkowo podkreśla podatność tych tworzyw metalicznych do tworzenia tego rodzaju połączeń.

Przy wykonywaniu rozkładów twardości połączeń spawanych stali Hardox zaobserwowano wyraźne spadki twardości sięgające daleko w strefę materiału rodzimego. W obydwu rozpatrywanych połączeniach szerokości stref o obniżonej twardości wynosiły około 45 mm mierząc od środka spoiny. Świadczy to o dużej wrażliwości zarówno stali Hardox 400 jak i Hardox 500 na oddziaływanie temperatury. Z wcześniejszych badań przeprowadzonych na próbkach poddanych różnym wariantom obróbki cieplnej ustalono, iż już wartość temperatury z zakresu 200÷300 °C powoduje wyraźne zmiany mikrostruktury stali Hardox oraz rejestrowalne obniżenie twardości. Stąd nasuwa się sugestia, że należy poddać szczegółowej analizie parametry i warunki spawania przed wykonaniem tego typu połączeń w celu zachowania wysokich wskaźników wytrzymałościowych badanych materiałów. W szczególności należy zwrócić uwagę na wartość doprowadzonej energii liniowej zapewniającej prawidłowy przetop, a zarazem powodującej możliwie najwęższą strefę odpuszczania materiału rodzimego.

Do podobnych wniosków prowadzą wyniki badań mikroskopowych. Pod względem strukturalnym oba tworzywa charakteryzują się dobrą spawalnością, z wyraźnie obserwowalną przewagą na korzyść Hardox 400. Zestawiając obrazy mikroskopowe stref wtopienia w analizowanych połączeniach spawanych (rys. 133 i rys. 139), stal Hardox 400 posiada szerszą strefę wyznaczającą jej lepszą spawalność w stosunku do Hardox 500. Dodatkowo w tym drugim przypadku obserwowano znacznie większą ilość obszarów struktur takich jak bainit lub trostyt oraz struktury Widmanstättena charakterystyczną dla znacznych przechłódzeń z wysokich temperatur (rys. 153). Jednak w jednym i w drugim przypadku oba materiały wykazywały poprawność wykonanego połączenia w strefie wtopienia, co stawia je w pozytywnym świetle wobec tradycyjnych materiałów konstrukcyjnych. Przy okazji omawiania wyników badań połączeń spawanych należy podważyć również sugestię producenta stali Hardox, poruszającą aspekt obniżonej twardości materiału rodzimego w strefy wpływu ciepła. Niwelowanie tych zmian twardości poprzez sugerowane nałożenie napoiny utwardzającej wydają się w tej sytuacji mało logiczne.

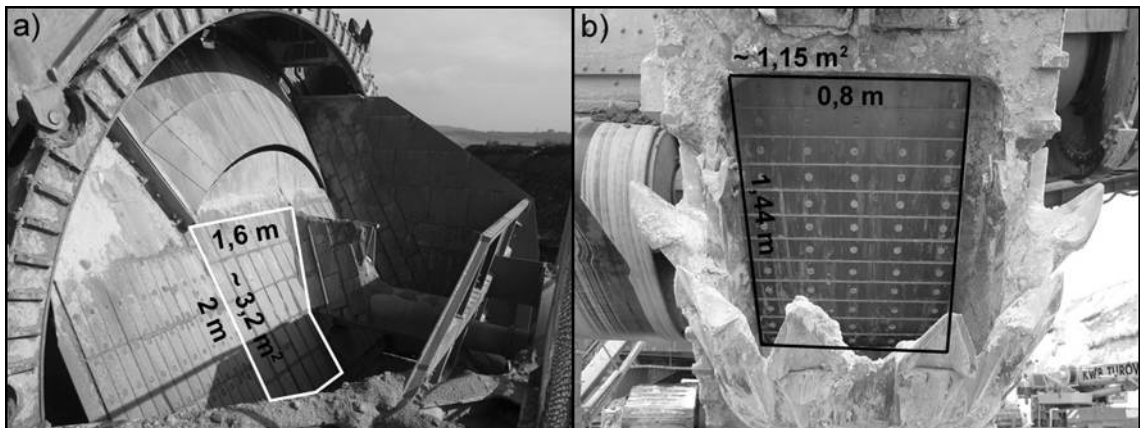
5.9. Realizacja prób eksploatacyjnych

5.9.1. Charakterystyka zagadnienia

W maszynach podstawowych górnictwa węgla brunatnego do zespołów konstrukcyjnych najbardziej narażonych na intensywne zużywanie ściernie, w których istnieje potrzeba stosowania wykładzin z materiałów trudnościeralnych, możemy zaliczyć:

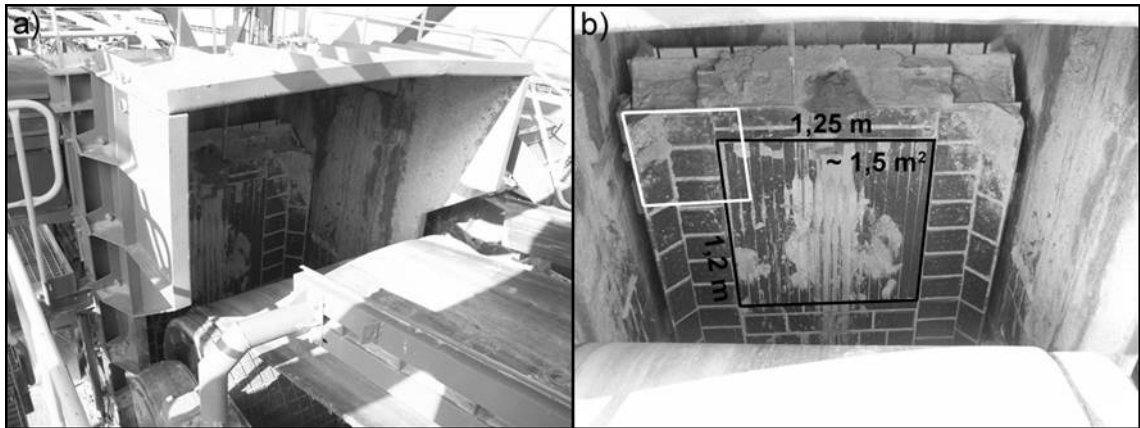
- a) Zsyp koła czerpakowego (rys. 154a).
- b) Zamki czerpaków (rys. 154b).
- c) Przesyp główny (w osi obrotu koparki rys. 155).
- d) Leje i przesypy przenośników taśmowych i rozdzielni nadkładu (rys. 156).

Wszystkie wyżej wymienione zespoły koparek narażone na oddziaływanie dużych mas urobku wymagają właściwego doboru materiałów, dla których wymogi są dodatkowo podniesione z uwagi na obciążenia o charakterze dynamicznym. Przez właściwy dobór materiałów wykładzin, dostosowany do stopnia abrazywności urobku oraz samych warunków urabiania, można w znacznym stopniu wydłużyć okres efektywnej pracy wymienionych zespołów konstrukcyjnych. Brak odpowiednich wytycznych odnośnie doboru tworzyw konstrukcyjnych na wyżej wymienione zespoły maszyn praktycznie w każdym przypadku skutkują obniżeniem ich trwałości lub zużyciem wskutek uszkodzenia mechanicznego.



Rys. 154. Wybrane elementy konstrukcyjne koparki KWK-1500s (K9):

- a) zsuwnia koła czerpakowego – ramką zaznaczono obszar lewej trapezowej zsuwni stałej o powierzchni około $3,2 \text{ m}^2$ wykładany napawanymi płytami ze stali 18G2A (P355N), na pozostałe fragmenty zsuwni przeważnie stosuje się płyty ze stali 35SG (37MnSi5) lub 18G2A (P355N),
- b) wnętrze czerpaka – ramką oznaczono powierzchnię zsuwni zewnętrznej (zamka) wykonanej z płyt wykładzinowych o wymiarach $800 \times 120 \times 25$, materiał wykładzin zamka: stal 18G2A (P355N) bądź 35SG (37MnSi5)



Rys. 155. Wybrane elementy konstrukcyjne koparki KWK-1500s (K9):
 a) przesyp główny (w osi obrotu) koparki po 1380 godzinach eksploatacji zsuwni łamacza,
 b) powiększony fragment przesypu głównego pokazanego na rys. 155a – czarną ramką zaznaczono obszar o największym zużyciu płyt wykładzinowych

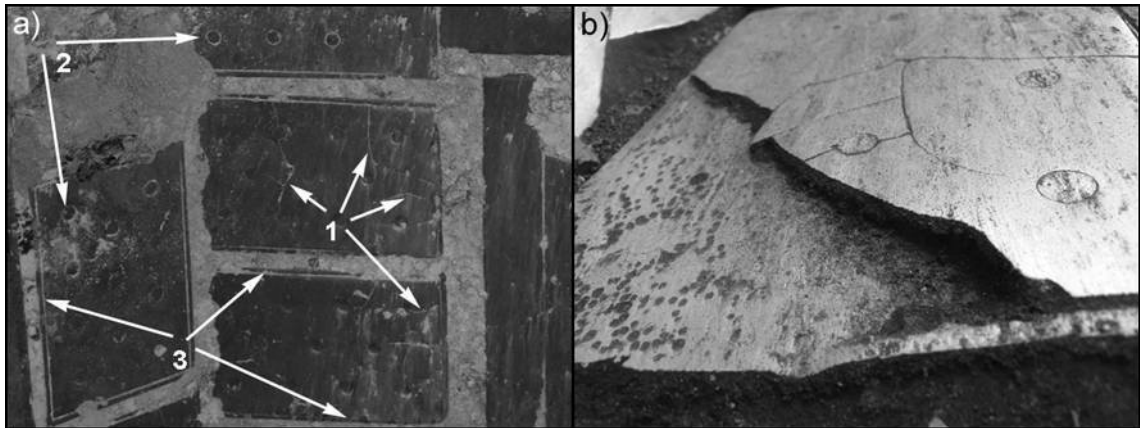


Rys. 156. Wybrane elementy konstrukcyjne koparki KWK-1500s (K9):
 a) przesyp TN 1.2 w przesypie przenośnika odprowadzającego nadkład na zwałowisko zewnętrzne,
 b) rozdzielnia nadkładu TN 1.6 z tzw. daszkiem wykonanym z płyt wykładzinowych ze stali 18G2A (P355N) bez napoiny

Przykład zastosowania płyt wykładzinowych, z materiału o zbyt niskiej udurowalności – żeliwa chromowego, poddanych oddziaływaniu obciążeń udarowych na rozbijaczu zsuwni koła czerpakowego koparki SchRs-1200 (K-28) pracującej w kopalni „Turów” pokazano na rys. 157. Oprócz tego materiału na wybrane zespoły maszyn podstawowych narażone na zużywanie ściernie obecnie znajdują zastosowanie: płyty ze stali 18G2A (P355N) z napoiną Fe-Cr-C i bez napoiny oraz stal 35SG (37MnSi5).

Analiza przykładów zużycia wykładzin żeliwnych stosowanych w warunkach obciążeń dynamicznych wykazała liczne pęknięcia i wykruszenia fragmentów płyt. Dodatkowo niekorzystną stroną wykorzystania tego tworzywa jest brak możliwości mocowania płyt technikami spawalniczymi. Dlatego umieszczenie płyt w ramce ze stali konstrukcyjnej St3S (S235JR) umożliwia montaż wykładzin na zespołach konstrukcyjnych narażonych na intensywne ścieranie przy użyciu technologii spawania. Jednak w dalszym ciągu duże zastrzeżenia budzi niska udurowalność płyt żeliwnych w kontekście obciążeń o charakterze dynamicznym. Na rys. 157b przedstawiono obraz zużycia płyty wykładzinowej zsuwni koła czerpakowego koparki SchRs-1200 (K-28)

poddanej intensywnemu zużyciu udarowo-ściernemu. W przypadku występowania jedynie zużycia ściernego dobór żeliwa chromowego wydaje się uzasadniony. Potwierdzeniem tej tezy może być przykład zastosowania płyt żeliwnych na zsuwni łamacza koparki KWK-1500s (K-9) (rys. 157a), gdzie po przepracowaniu 1380 godzin [24] nie wykazują one wykruszeń, a jedynie pęknięcia wynikające z budowy strukturalnej.



Rys. 157. Żeliwne płyty wykładzinowe: a) po 1380 godzinach eksploatacji na zsuwni łamacza (biała ramka na rys. 155a), gdzie:

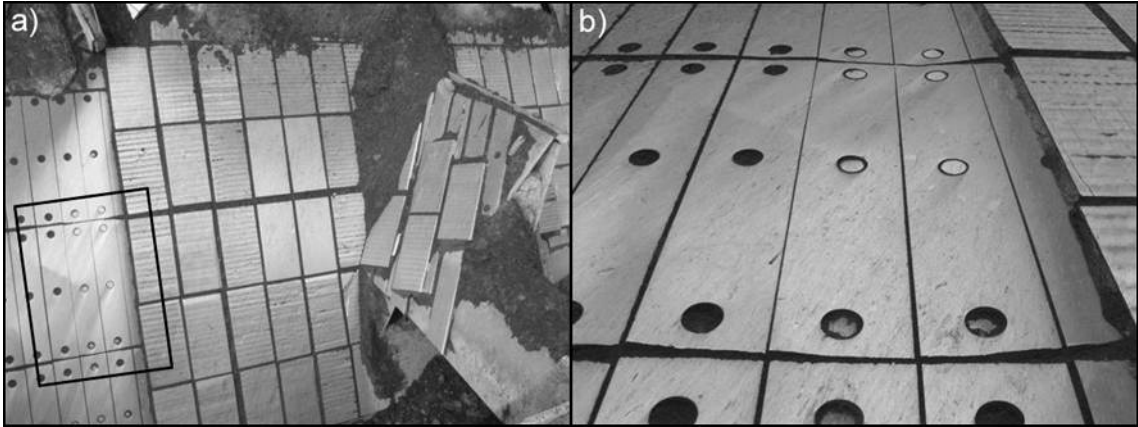
1 – makropęknięcia, 2 – odkryte nity mocujące płyty z ramką, 3 – ramka ze stali St3S (S235JR),

b) rozbijacza brył koparki SchRs-1200 (K-28) po 390 godzinach eksploatacji – liczne pęknięcia, ubytki i wykruszenia materiału wykładziny

Trwałość wykładzin żeliwnych eksploatowanych w warunkach geologicznych BOT KWB Turów S.A. diagnozuje się na 390÷7158 godzin. Znaczny rozrzut trwałości płyt wynika ze zmiennych warunków pracy koparek oraz miejsca montażu wykładzin. Wysoką odporność na działanie urobku uzyskują wykładziny zamontowane poza strefą zarówno intensywnego oddziaływania ściernego, jak i oddziaływania dynamicznego urobku w obrębie rozpatrywanego przypadku zsuwni łamacza (rys. 155 i 157a). W obecnym okresie KWB „Turów” nie sprowadza już wykładzin żeliwnych i są one montowane wyłącznie do wyczerpania zapasów [23].

Oprócz opisanych powyżej płyt wykładzinowych wykonanych z żeliwa chromowego, podstawowym tworzywem konstrukcyjnym elementów trudnościeralnych koparek węgla brunatnego są stale: 35SG (37MnSi5) oraz 18G2A (P355N). Najczęściej z tworzyw tych wykonuje się blachy ślizgowe (o grubości 12 mm) montowane na dennicach promieniowych koła czerpakowego. Z uwagi na to, iż stal gatunku 35SG (37MnSi5) cechują niezadowalające własności eksploatacyjne oraz praktycznie zakończona produkcja tego materiału przez huty jest ona coraz częściej zastępowana przez stal o podwyższonej wytrzymałości 18G2A (P355N). Dodatkowym powodem, dla którego odchodzi się od wykorzystania stali 35SG (37MnSi5) na elementy narażone na ścieranie jest fakt, że badania tej stali nie wykazywały, aby w sposób znaczący można było podwyższyć jej odporność na zużycie ściernie w wyniku obróbki cieplnej [98,99]. Sam charakter zużycia się zarówno wykładzin wykonanych ze stali 35SG (37MnSi5) jak i 18G2A (P355N) jest w obu przypadkach zbliżony. Oba materiały zastosowane w miejscach o mniejszej intensywności zużycia ściernego (na przykład w wybranych obszarach zsuwni stałej koła czerpakowego, rys. 154a) wykazują trwałość w przedziale 3000÷4000 godzin efektywnej pracy [23]. Na rys. 158 przedstawiono charakter zużycia się płyt wykładzinowych wykonanych ze stali 35SG (37MnSi5) po

2587 godzinach pracy na „nadkładzie” łatwo urabialnym, zamontowanych na zsuwni stałej koparki KWK-1500s (K-9). Wyraźnie widoczny równomierny charakter zużycia ślizgów potwierdza słuszność stosowania wykładzin ze stali 35SG (37MnSi5) wyłącznie w obszarach o mniejszej intensywności oddziaływania urobku. Ponadto materiał ten stanowi dobre tworzywo konstrukcyjne jako podkładka pod inne stosowane wykładziny trudnościeralne (najczęściej z napawanej stali 18G2A (P355N)).



Rys. 158. Zsuwnia koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9):

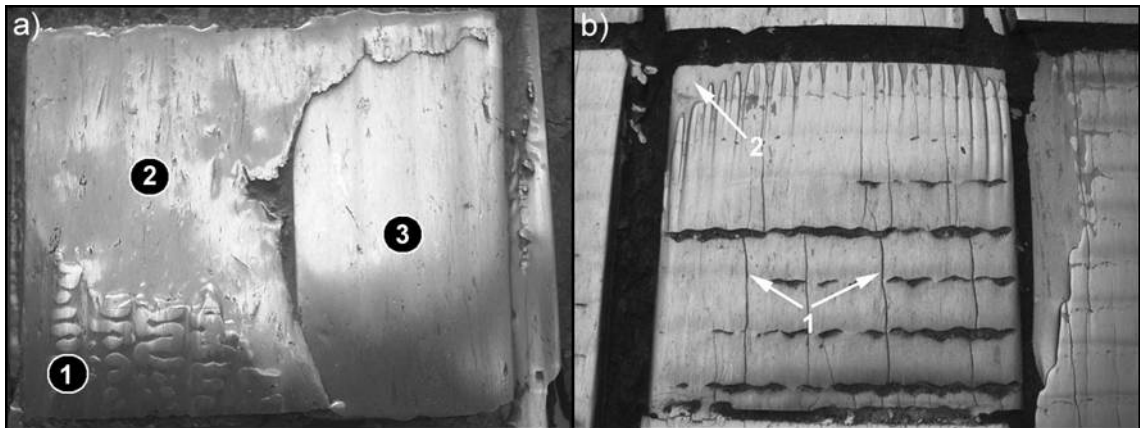
- a) ogólny widok zsuwni z oznaczeniem lewej części zsuwni stałej o mniejszej intensywności zużycia elementów trudnościeralnych,
- b) powiększony fragment zsuwni zaznaczony ramką na rys. 158a – stan powierzchni płyt wykładzinowych ze stali 35SG (37MnSi5) po 2587 godzinach eksploatacji w warunkach urabiania „nadkładu”

Opisane powyżej zastosowanie tworzyw metalicznych związane jest głównie z elementami narażonymi na zużywanie ściernie o mniejszej intensywności. W sytuacji gdzie od materiału płyt wykładzinowych wymaga się znacznie wyższej odporności na abrazyjne działanie urobku, w kopalni „Turów” zastosowanie znajdują stale 18G2A (P355N) z naniesioną warstwą napoiny Fe-Cr-C-X. Właściwości uzyskanego w ten sposób tworzywa zbliżone są, pod względem twardości (780 HV10), do żeliwa chromowego (860 HV10), natomiast znacznie przewyższają je parametrami odporności na obciążenia udarowe. Wynika to z zastosowania materiału podkładki o wyższych własnościach plastycznych. Na podstawie danych eksploatacyjnych z kopalni [23] lepsze własności udarowościowe płyt z napawanej stali 18G2A (P355N) stwarzają możliwości wykorzystania tego tworzywa praktycznie w każdych warunkach występujących w kopalni.

Negatywną cechą warstw napawanych są pęknięcia powstałe podczas stygnięcia po napawaniu. Występują one najczęściej w warstwach napawanych o dużych powierzchniach i grubościach. Wady te występują praktycznie zawsze i traktuje się je jako normalny stan wyjściowy napoiny przed eksploatacją. Ponadto uzyskanie żądanej grubości warstwy trudnościeralnej (najczęściej z przedziału 12÷15 mm) wymaga nałożenia kilku warstw napoiny, co podwyższa koszt zastosowanego tworzywa. Inną niepożądaną cechą napoin jest zakładane zużycie nominalne wykładziny z naniesioną warstwą napoiny wynoszące 50 % powierzchni tej warstwy. W przypadku wyższego zużycia płyta jest wymieniana na nową.

Trwałość napawanych płyt wykładzinowych stosowanych na elementy koparek węgla brunatnego w kopalni „Turów” uzależniona jest głównie od intensywności działania mas urobku oraz od wielkości obciążeń dynamicznych. W najbardziej

narażonych strefach (odbojnica w lejach przesypowych zbiorczych przenośników nadkładowych) wynosi ona około 236 godzin [23]. Na zsuwni stałej koła czerpakowego trwałość płyt napawanych na „nadkładzie” wynosi 640÷3060 godzin. Najwyższą trwałość uzyskują płyty umieszczone poza strefą intensywnego oddziaływania urobku. Na rys. 159 zilustrowano charakter zużywania się płyt wykładzinowych zamontowanych w obszarach o najwyższym stopniu zużywania się elementów trudnościeralnych.



Rys. 159. Makroskopowy obraz powierzchni płyt wykładzinowych z napawanej stali 18G2A (P355N) zamontowanych na: a) odbojnicy w leju przesypowym zbiorczego przenośnika nadkładowego TN 2.2 [23] – czas eksploatacji: 236 godzin, 1 – obszar napoiny o najmniejszym stopniu zużycia z uwidocznionym kierunkiem nakładania warstw napoiny, 2 – cienka pozostała warstwa napoiny, 3 – całkowicie pozbawiony napoiny odsłonięty fragment materiału podkładki, b) zsuwni stałej (prawej) koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) [23] – czas eksploatacji: 366 godzin, wykładzinę charakteryzuje nierównomierny stopień zużycia z uwidocznionymi licznymi pęknięciami ułożonymi poprzecznie do kierunku nakładania warstw napoiny: 1 – pęknięcia napoiny, 2 – odkryty materiał podkładki

Powyżej przedstawiono skondensowaną charakterystykę zużywania się płyt wykładzinowych wykonanych z różnych tworzyw metalicznych. W każdym z przypadków ich trwałość uzależniona była od tego, w jakim obszarze roboczym się znajdowały. W strefach o największym stopniu oddziaływania obciążenia dynamicznego wynikającego z ogromnych mas spadającego urobku, stosunkowo niska odporność na obciążenia udarowe płyt ze stali 35SG (37MnSi5) oraz 18G2A (P355N) praktycznie eliminuje możliwość ich zastosowania w omawianych strefach. Pod uwagę bierze się tu jedynie stal 18G2A (P355N) z warstwą napoiny. Jednak, mimo wyraźnie korzystniejszych właściwości tego ostatniego tworzywa w stosunku do pozostałych materiałów, również i jego możliwości wykorzystania na wybrane zespoły koparek węgla brunatnego budzą wątpliwości. Przede wszystkim wiążą się one z nierównomiernym charakterem zużywania się płyt napawanych (patrz przykładowo rys. 159). W procesie zużycia udarowo-ściernego rejestruje się wyraźne „uwrażliwienie” materiału płyt względem epicentrum obciążenia dynamicznego. Rezultatem tego jest zapoczątkowanie procesu zużycia na krawędziach bądź w strefach środkowych wykładzin. Zjawisko to wymusza częstsze wymiany płyt wykładzinowych nawet w sytuacji, gdy jej fragmenty w dalszym ciągu spełniają 50 % kryterium wymiany. Pociąga to za sobą znaczne podwyższenie kosztów eksploatacyjnych maszyn

podstawowych zważywszy na fakt, iż płyty napawane kilkakrotnie przewyższają pod względem kosztów inne stosowane materiały.

Z analizy danych eksploatacyjnych z kopalni „Turów” wynika, że korzystne ekonomicznie byłoby zastosowanie na wykładziny trudnościeralne innych materiałów. Niniejsza praca doktorska ma na celu, oprócz badań laboratoryjnych, przeprowadzenie analizy możliwości zastosowania stali Hardox na wybrane zespoły koparek węgla brunatnego narażone na zużywanie udarowo-ścierne. Podjęcie prezentowanej tematyki podyktowane jest też znikomą ilością publikacji na temat zachowania się tej nowej grupy materiałów o strukturze martenzytycznej w warunkach rzeczywistych obciążeń dynamicznych. Dostępne dane literaturowe mają jedynie charakter informacyjny (pochodzący głównie od producenta), nie mający oparcia o wyniki badań laboratoryjnych i eksploatacyjnych. Stąd zaproponowano rozszerzenie badań laboratoryjnych o rzeczywiste badania poligonowe zachowania się stali Hardox na najbardziej narażonych na zużywanie ściernych elementach konstrukcji koparek węgla brunatnego.

5.9.2. Założenia eksperymentu eksploatacyjnego

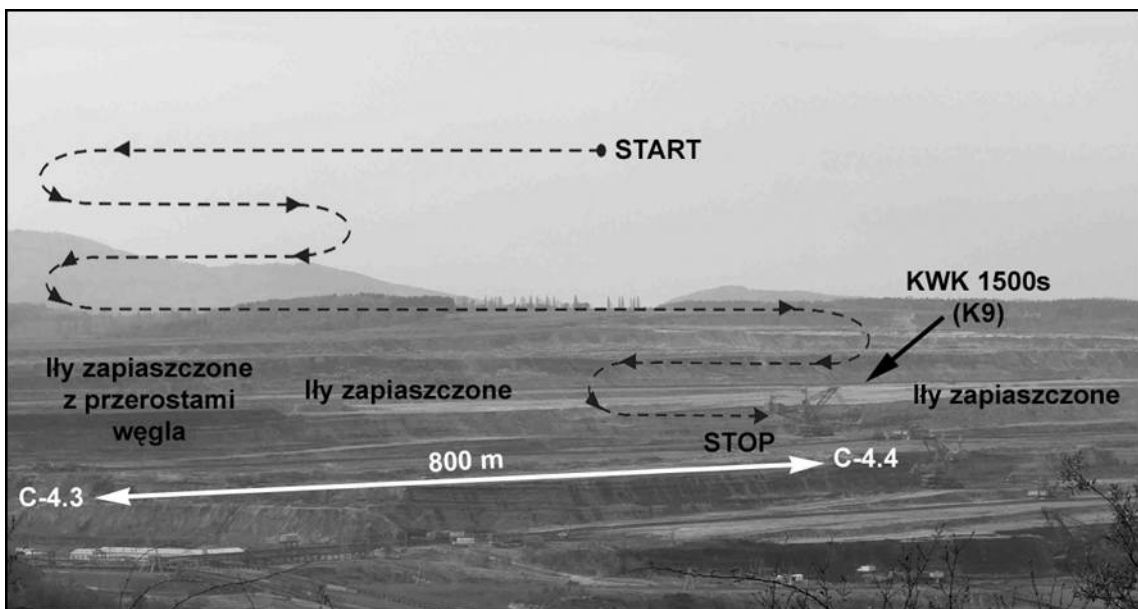
Kluczowe znaczenie w uzyskaniu miarodajnych informacji o zachowaniu się badanych tworzyw ma w próbach eksploatacyjnych prawidłowy wybór zespołów konstrukcyjnych maszyn podstawowych. Również samo rozmieszczenie elementów trudnościeralnych ze stali Hardox w sąsiedztwie dotychczas stosowanych tworzyw trudnościeralnych wydaje się uzasadnione. Zapewnienie optymalnych warunków eksploatacyjnych w BOT KWB Turów S.A. pozwoli na pozyskanie cennego materiału porównawczego do badań w stanie poeksploatacyjnym.

Realizacja badań poligonowych na rzeczywistym obiekcie powinna być poprzedzona przyjęciem pewnych założeń teoretycznych gwarantujących pozyskanie prawidłowego materiału porównawczego w stanie poeksploatacyjnym. Przyjęte założenia sformułowano następująco:

- a) Do badań poligonowych wykorzystano, oprócz dotychczas stosowanych tworzyw, cztery płyty wykładzinowe w całości wykonane ze stali Hardox 400 (2 szt. o wymiarach 400x200x12) i Hardox 500 (2 szt. o wymiarach 400x200x15).
- b) Własności tworzyw konstrukcyjnych poddanych badaniom powinny być wcześniej rozpoznane w toku badań laboratoryjnych.
- c) Minimalna powierzchnia elementów konstrukcji koparki powinna umożliwić rozmieszczenie płyt ze stali Hardox wraz z okalającymi je wykładzinami z napawanej stali 18G2A (P355N) z możliwością pozyskania zużytych płyt do badań porównawczych.
- d) Dobór elementów konstrukcyjnych narażonych na intensywne zużycie ściernych na danym obiekcie powinien uwzględniać jednocześnie abrazywne i dynamiczne oddziaływanie urobku na płyty wykładzinowe.
- e) Wszystkie płyty poddane badaniom powinny znajdować się, w miarę możliwości, w obszarze o jednakowej intensywności oddziaływania urobku w obrębie tego samego elementu konstrukcyjnego.
- f) Montaż wszystkich płyt wykładzinowych powinien być wykonanych tą samą techniką – spoinami szczepnymi.
- g) Zapewnienie możliwości łatwego prowadzenia monitoringu badanych płyt podczas całego okresu trwania eksperymentu.

Rozpoznanie warunków geologicznych w kopalni „Turów” pozwoliło na wybór poziomu roboczego +185, na którym pracuje koparka KWK-1500s (K-9). Dodatkowym kryterium wyboru powyższego poziomu roboczego była przeprowadzona analiza zużywania się czerpaków. Wykazała ona, iż na poziomie +185 trwałość elementów skrawających koparki jest najniższa. Dlatego do badań poligonowych przyjęto geologicznie najtrudniejsze warunki urabiania. Rys. 160 obrazuje przebieg eksperymentu na wybranym poziomie roboczym.

Z dotychczasowych badań materiałów stosowanych na najbardziej narażone na zużywanie udarowo-ścierne zespołów koparek wynika, iż w celu realizacji eksperymentu odpowiednim zespołem konstrukcji tych maszyn jest zsuwnia stała koła czerpakowego (rys. 154a). Istotnym argumentem przemawiającym za powyższym wyborem jest możliwość ciągłego monitorowania stanu badanych powierzchni wykładzin. Dodatkowo stosunkowo duże rozmiary zsuwni stałej pozwalają na zamontowanie niezbędnej ilości płyt wykładzinowych określonych we wstępnych założeniach tj. po dwie płyty ze stali Hardox 400 i Hardox 500 oraz co najmniej osiem płyt z napawanej stali 18G2A (P355N).



Rys. 160. Rejon pracy koparki KWK-1500s (K-9) na poziomie roboczym +185. Przerwaną linią oznaczoną sposób przemieszczania się koparki w całym okresie trwania eksperymentu [23]. Praca koparki przebiegała wzdłuż przenośnika C-4.3 wraz ze stacją napędową C-4.4

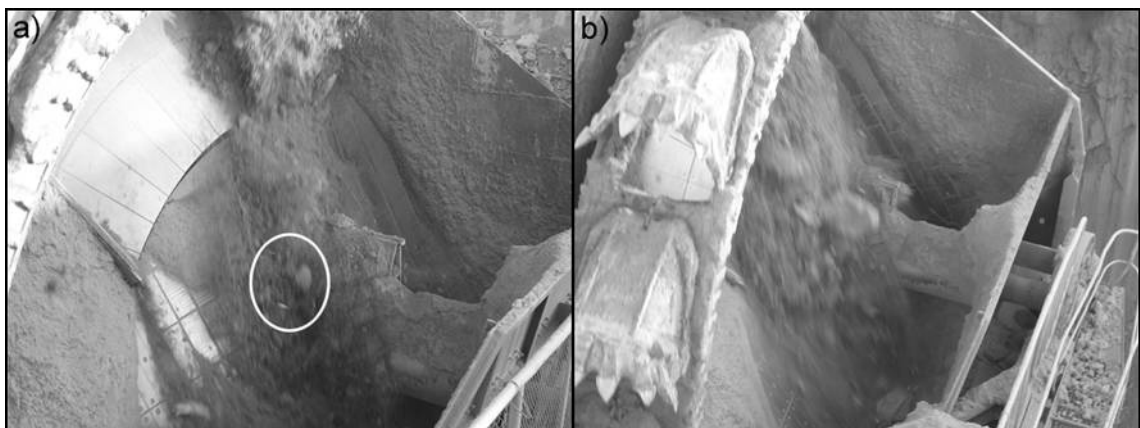
Z powodu braku dostępnych danych umożliwiających precyzyjne określenie na zsuwni koła czerpakowego obszarów o największej intensywności zużywania ściernego wykonano szczegółową dokumentację fotograficzną i filmową całej zsuwni (rys. 161÷163).

Rejestracja ta miała na celu scharakteryzowanie oddziaływania urobku na powierzchni zsuwni podczas całego cyklu urabiania gruntu. Dokumentacja fotograficzna pokazuje przebieg zsuwania się mas urobku po zsuwni stałej w czasie napełniania i opróżniania czerpaków. Szczegółowa analiza obszernej dokumentacji procesu urabiania pozwoliła na wyselekcjonowanie obszarów zsuwni stałej koła czerpakowego koparki KWK-1500s o największej intensywności zużycia ściernego. Obszar o największej intensywności zużywania ściernego obejmuje zsuwnię stałą przy styku z rozbijaczem brył. Powołując się na dane dotyczące trwałości płyt napawanych

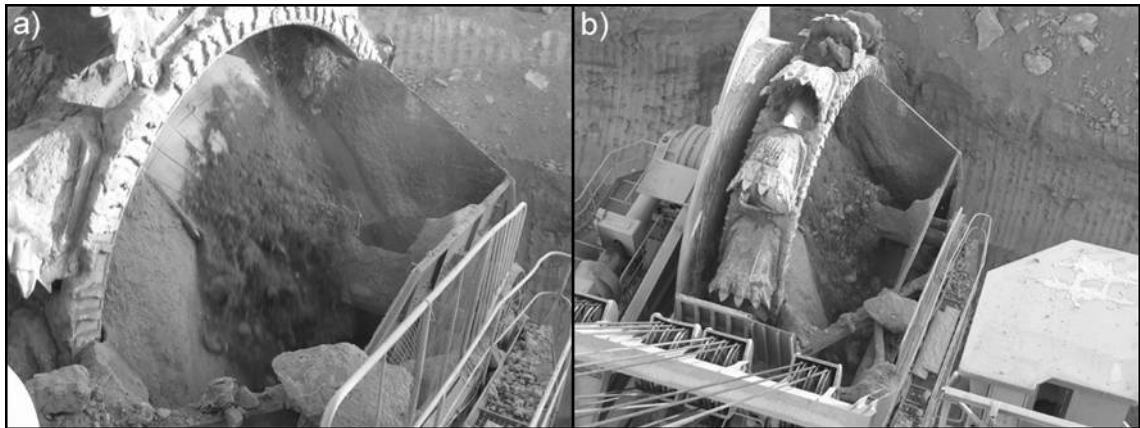
ze stali 18G2A (P355N) zawartych w Książce Raportów Szttygarów (Oddział m-2, wymiany płyt napawanych w leju koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9)) oraz danych pochodzących z Działu TC (czasy pracy koparek), potwierdzono trafność wyboru wskazanego obszaru [23]. Szczegółowe dane dotyczące czasów eksploatacji leja przesywowego zestawiono w tabeli 57.



Rys. 161. Początkowa faza zsuwania się mas urobku po zsuwni koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9). Górne położenie koła czerpakowego oraz maksymalne napełnienie czerpaka urobkiem. Ramką oznaczono powierzchnię styku urobku z zsuwnią w obszarze największych obciążeń dynamicznych:
a) widok z podestu kabiny operatora, b) widok z podestu wiatromierza



Rys. 162. Środkowa faza zsuwania się mas urobku po zsuwni koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9). Dolne położenie koła czerpakowego oraz umiarkowany stopień napełnienia czerpaka. Ramką oznaczono obszar bezpośredniego kontaktu urobku z powierzchnią zsuwni po wyjściu z czerpaka:
a) widok z podestu kabiny operatora, b) widok z podestu wiatromierza



Rys. 163. Końcowa faza zsuwania się mas urobku po zsuwni koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9). Górne położenie koła czerpakowego oraz maksymalne napełnienie czerpaka urobkiem: a) widok z podestu kabiny operatora, b) widok z podestu wiatromierza

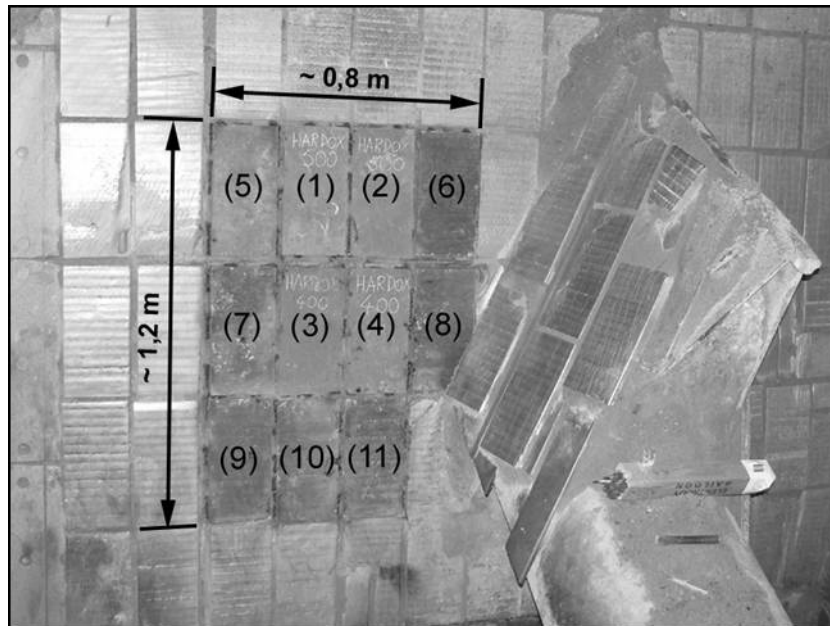
Tabela 57. Przebieg zużywania się płyt napawanych ze stali 18G2A (P355N) w leju przesypowym koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) [za 23]

Lp.	Data wymiany	Ilość sztuk	Całkowity czas eksploatacji leja [h]
1	25.08.2004	10	669
2	06.09.2004	-	813
3	23.09.2004	-	894
4	23.10.2004	3	1075
5	10.11.2004	6	1206
6	18.12.2004	-	1309
7	01.07.2005	2	1351

5.9.3. Montaż płyt wykładzinowych ze stali Hardox 400 i Hardox 500

Na rys. 164 przedstawiono fragment lewej zsuwni trapezowej koła czerpakowego (zaznaczony ramka na rys. 154a) po zamontowaniu płyt eksperymentalnych ze stali Hardox 400 i Hardox 500. Zilustrowano tam sposób rozmieszczenia wykładzin trudnościeralnych umieszczonych w obszarze o największej intensywności zużycia ściernego wyznaczonego na podstawie założeń wstępnych eksperymentu prezentowanego wcześniej.

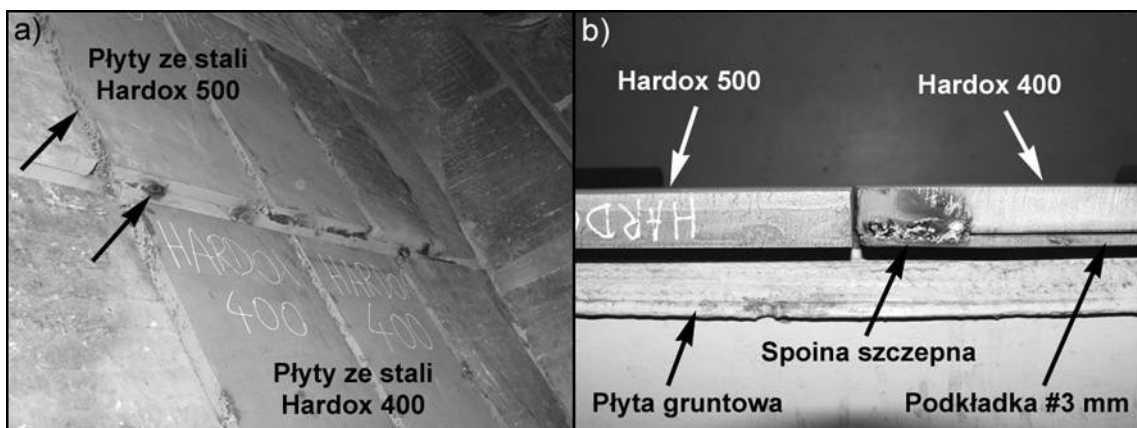
Montaż płyt ze stali Hardox zrealizowano technikami spawalniczymi stosując analogiczny sposób przytwierdzenia płyt wykładzinowych, jak w przypadku obecnie stosowanej technologii spawania przy łączeniu płyt z napawanej stali 18G2A (P355N) (rys. 165).



Rys. 164. Sposób rozmieszczenia eksperymentalnych płyt wykładzinowych ze stali Hardox 400 i Hardox 500 na lewej trapezowej zsuwni stałej koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) pracującej w kopalni „Turów”.

Płyty: 1,2 – Hardox 500 (400x200x15), 3,4 – Hardox 400 (400x200x12 z podkładką), 5÷11 – napawana stal 18G2A (P355N) (400x200x15)

Przed procesem spawania, płyty ze stali Hardox pobrano z arkuszy blach metodą cięcia wysokoenergetycznym strumieniem cieczy ze ścierniwem eliminując w ten sposób wpływ temperatury na strukturę stali Hardox przy zastosowaniu na przykład cięcia palnikiem lub plazmą. W przypadku stali Hardox 400 (płyta o grubości 12 mm) zastosowano dodatkowo podkładkę dystansową o grubości 3 mm w celu wyrównania grubości wykładziny w odniesieniu do pozostałych zastosowanych tworzyw trudnościeralnych (rys. 165).



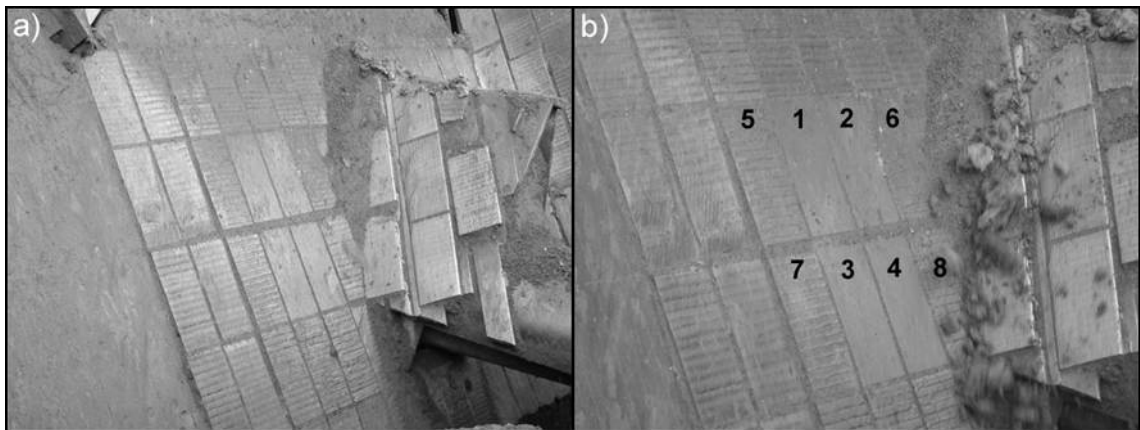
Rys. 165. Schemat montażu płyt wykładzinowych ze stali Hardox na powierzchni zsuwni stałej (pokazanej na rys. 164) koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9):

- widok płyt wykładzinowych ze stali Hardox od strony czołowej, strzałkami oznaczono sposób utwierdzenia płyty do blachy gruntowej zsuwni – spoiny szczerwne,
- widok płyt wykładzinowych w przekroju poprzecznym przed utwierdzeniem do blachy gruntowej zsuwni

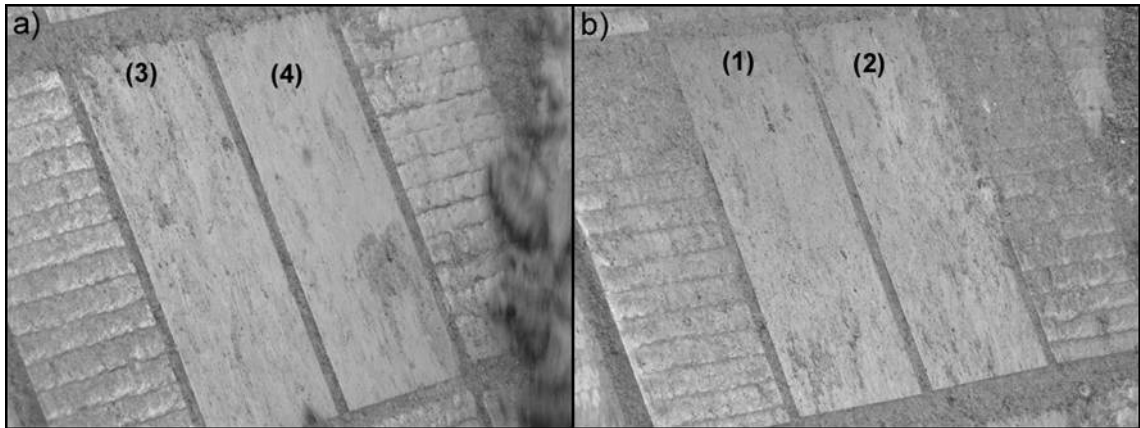
Podczas montażu eksperymentalnych płyt wykładzinowych zwrócono uwagę, by wszystkie powierzchnie płyt poddane badaniom znajdowały się w tej samej płaszczyźnie. Jednak warunek ten nie został w pełni spełniony ze względu na duże nierówności podłoża zsuwni. Należy również zwrócić uwagę na znaczne odległości między płytami (rys. 165a). W rzeczywistych warunkach urabiania mogą one stwarzać miejsca osadzania się urobku, co może wprowadzać pewne zaburzenia podczas badań. Taki sposób ułożenia wykładzin podyktowany był warunkami eksploatacyjnymi na zsuwni stałej umożliwiającymi łatwy montaż nowych i demontaż zużytych wykładzin.

5.9.4. Rozpoczęcie eksperymentu – 12 godzin eksploatacji

Po zamontowaniu na powierzchni zsuwni koła czerpakowego wykładzin ze stali Hardox oraz napawanej stali 18G2A (P355N) został przyjęty stan początkowy tych zespołów. „Stan zerowy” obejmował wykonanie dokumentacji fotograficznej uwzględniającej różne płaszczyzny lewej zsuwni trapezowej w przesypie koła czerpakowego. Inny sposób identyfikacji aktualnego stanu powierzchni płyt nie był możliwy do realizacji ze względu na charakter pracy maszyny, której harmonogram eksploatacji ma charakter ciągły. Dopuszcza się jedynie krótkie przestoje maszyn w celach konserwacyjnych. W związku z powyższym ustalono, że obserwacje makroskopowe i dokumentację stanu płyt wykładzinowych będą dokonywane wyłącznie w przerwach pracy koparki. Określenie stałych przedziałów czasowych eksperymentu nie było możliwe na skutek ustalonego zakładowego cyklu produkcyjnego. Na rys. 166 i 167 przedstawiono stan powierzchni płyt wykładzinowych w początkowej fazie eksperymentu.



Rys. 166. Ogólny widok trapezowej zsuwni stałej koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) z zamontowanymi eksperymentalnymi wykładzinami trudnościeralnymi po 12 godzinach eksploatacji: a) ogólny widok zsuwni, b) powiększenie fragmentu zsuwni z oznaczonymi płytami eksperymentalnymi. Płyty: 1,2 – Hardox 500 (400x200x15), 3,4 – Hardox 400 (400x200x12 z podkładką), 5÷8 – napawana stal 18G2A (P355N) (400x200x15)



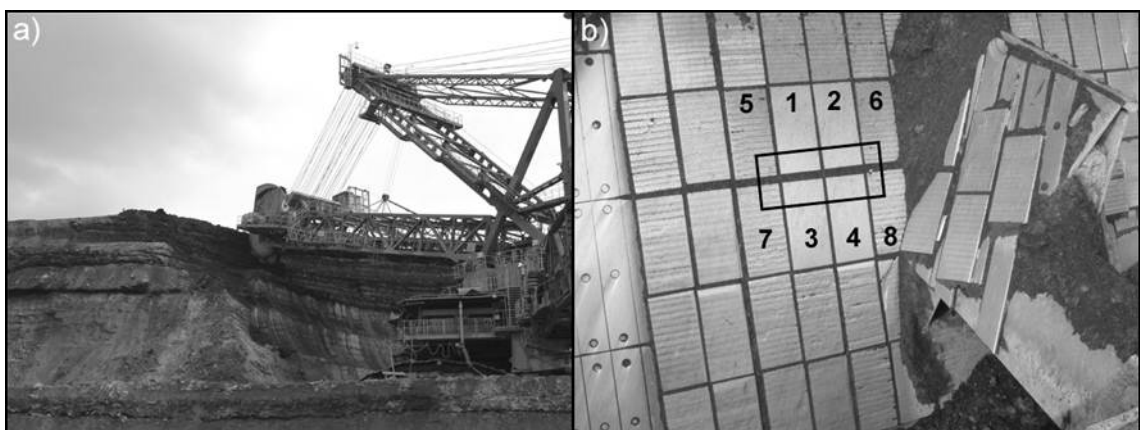
Rys. 167. Powiększony fragment zsuwni koła czerpakowego pokazanej na rys. 166 po 12 godzinach eksploatacji:

- a) płyty wykładzinowe ze stali Hardox 400 (400x200x12 z podkładką),
- b) płyty wykładzinowe ze stali Hardox 500 (400x200x15)

Po 12 godzinach eksploatacji na żadnej z badanych płyt nie zaobserwowano śladów zużycia. Z wykładzin ze stali Hardox 400 i Hardox 500 w wyniku oddziaływania urobku została zdjęta cienka powłoka farby ochronnej w wyniku, czego nabrały one metalicznego połysku. W przypadku płyt napawanych, po wstępnej fazie eksploatacji, uwidoczniły się na nich ściegi nakładanych warstw napoiny. Nie było to jednak oznaką ich zużycia.

5.9.5. Eksperyment – 85 godzin eksploatacji

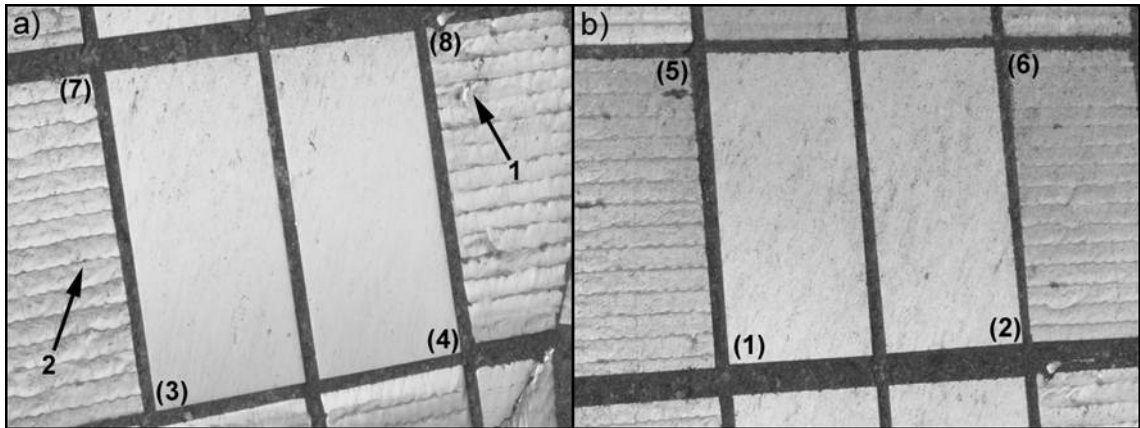
Na rys. 168÷170 przedstawiono dokumentację fotograficzną po 85 godzinach trwania eksperymentu. Po tym okresie eksploatacji płyt wykładzinowych, przebieg ich zużywania oraz stan powierzchni był zbliżony do stanu poprzedniego.



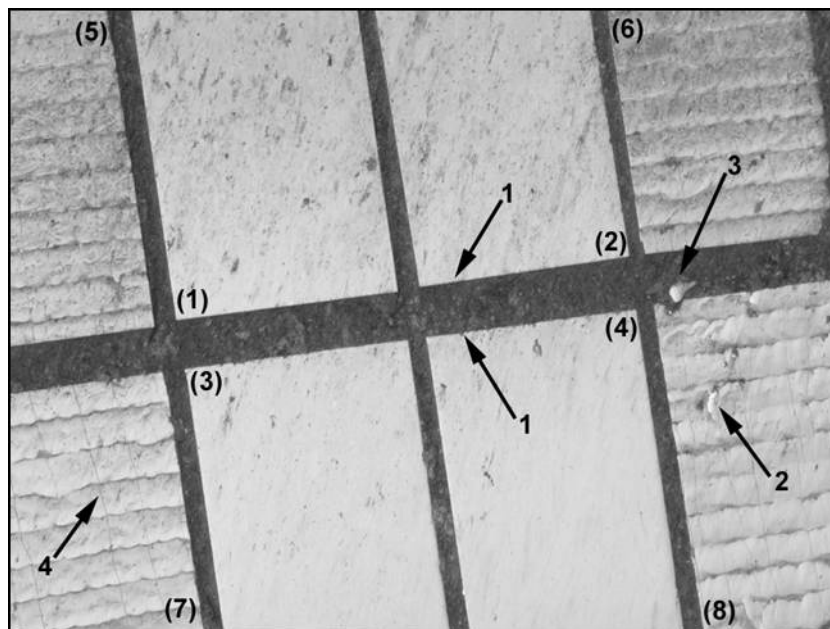
Rys. 168. Stan obiektu badawczego (koparki KWK-1500s (K-9)) po 85 godzinach trwania eksperymentu:

- a) aktualne geologiczne położenie koparki podczas urabiania,
- b) fragment trapezowej zsuwni stałej koła czerpakowego.

Płyty: 1,2 – Hardox 500, 3,4 – Hardox 400, 5÷8 – napawana stal 18G2A (P355N)



Rys. 169. Płyty wykładzinowe przedstawione na rys. 168 po 85 godzinach eksploatacji: a) centralnie pokazano płyty (nr 3 i 4) ze stali Hardox 400, b) centralnie pokazano płyty (nr 1 i 2) ze stali Hardox 500. Strzałkami oznaczono: 1 – makropęknięcia w napoinie, 2 – zagłębienia w płytach wzdłuż ściegów napoiny



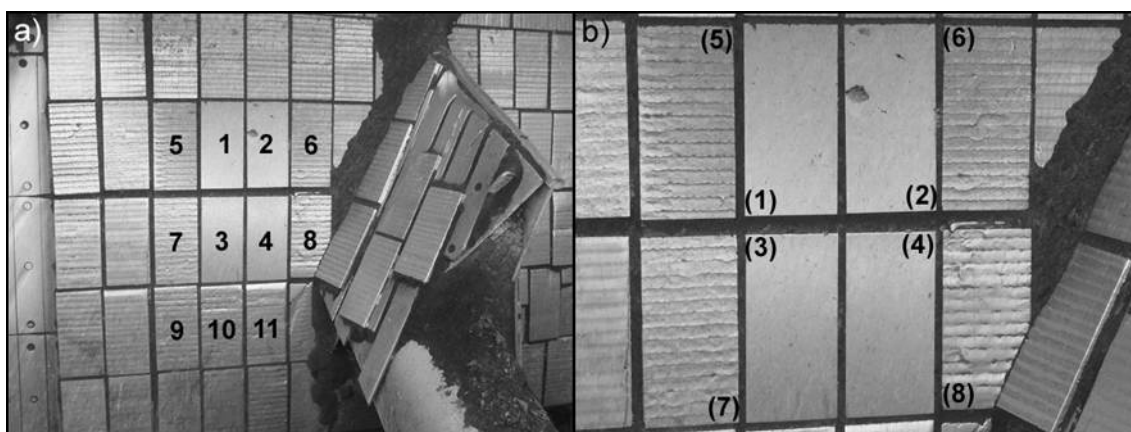
Rys. 170. Powiększenie fragmentu zaznaczonego ramką na rys. 168b. Płyty wykładzinowe po 85 godzinach eksploatacji.

Strzałkami oznaczono: 1 – niewielkie ślady zaokrąglenia krawędzi płyt ze stali Hardox (płyty 1÷4), 2 – makropęknięcia płyty ze stali 18G2A (P355N) napawanej, 3 – niewielkie wykruszenia płyt napawanych na krawędzi, 4 – wyraźniej widoczne, niż w początkowej fazie projektu, technologiczne pęknięcia wzdłużne do kierunku nakładania warstw napoiny

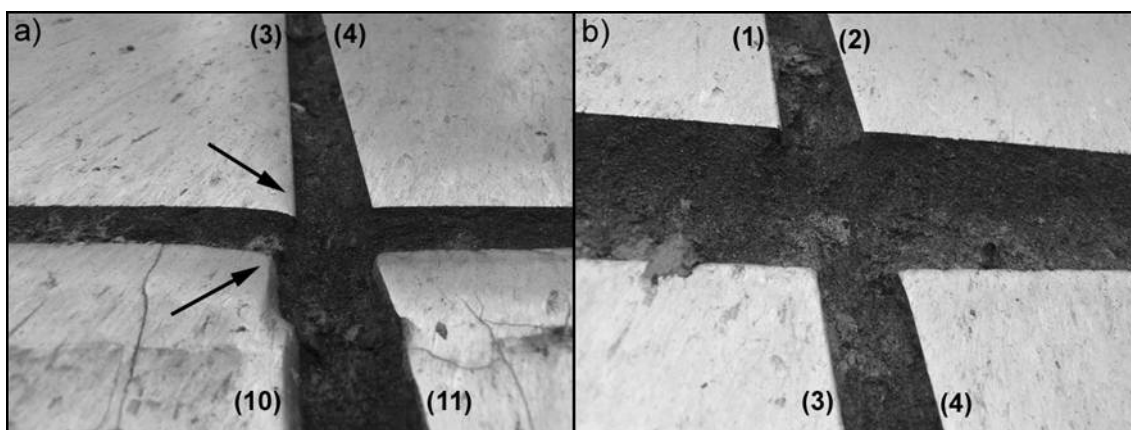
W początkowym okresie pracy koparki KWK-1500s (K-9) (do około 60 godzin eksploatacji), płyty trudnościeralne narażone były na działanie nadkładu łatwo urabialnego (iły zapiaszczone, kl. 1 urabialności). Następnie praca zsuwni stałej przebiegała w warunkach urabiania iłów zapiaszczonych z przerostami węgla (grunty również pierwszej klasy urabialności). Zastane rzeczywiste warunki eksploatacyjne nie wywołały istotnych zmian w topografii powierzchni płyt wykładzinowych. Stan płyt wykonanych z napawanej stali 18G2A (P355N) również nie budził zastrzeżeń. Można jedynie w nich zaobserwować zwiększone zagłębienia wzdłuż ściegów napoiny.

5.9.6. Eksperyment – 180 godzin eksploatacji

W toku 180 godzinnej eksploatacji stan powierzchni badanych płyt nie uległ znaczącym zmianom. Dokumentację fotograficzną stanu płyt przedstawiono na rys. 171÷174. Obserwacje makroskopowe potwierdziły dalszy proces zaokrąglania krawędzi płyt. Dotyczyło to zarówno płyt z napawanej stali 18G2A (P355N), jak również wykładzin ze stali Hardox.



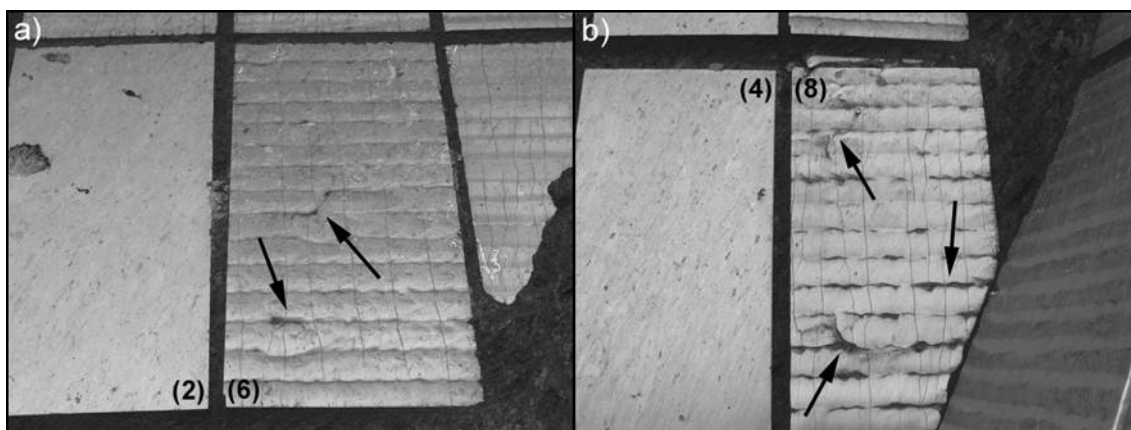
Rys. 171. Zsuwnia stała koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) po 180 godzinach eksploatacji: a) ogólny widok zsuwni, b) powiększony fragment zsuwni z centralnie pokazanymi płytami ze stali Hardox. Numerami oznaczono płyty wykładzinowe poddane obserwacjom: 1,2 – Hardox 500 (400x200x15), 3,4 – Hardox 400 (400x200x12 z podkładką), 5÷11 – napawana stal 18G2A (P355N) (400x200x15)



Rys. 172. Powiększenie naroży płyt wykładzinowych pokazanych na rys. 171 zsuwni stałej koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) po 180 godzinach eksploatacji.

Numerami oznaczono płyty wykładzinowe poddane obserwacjom: 1,2 – Hardox 500 (400x200x15), 3,4 – Hardox 400 (400x200x12 z podkładką), 10,11 – napawana stal 18G2A (P355N) (400x200x15).

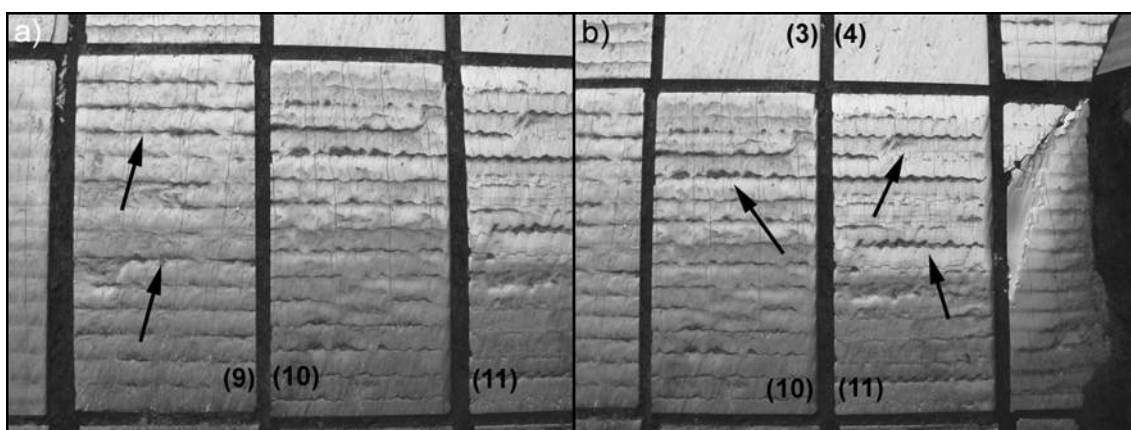
Widoczne zaokrąglenia krawędzi płyt (oznaczono strzałkami). Płyty napawane (głównie 11) wykazują większy stopień zużycia w stosunku do płyt ze stali Hardox



Rys. 173. Powiększenie fragmentów płyt wykładzinowych pokazanych na rys. 171 zsuwni stałej koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) po 180 godzinach eksploatacji. Numerami oznaczono płyty wykładzinowe poddane obserwacjom: 2 – Hardox 500 (400x200x15), 4 – Hardox 400 (400x200x12 z podkładką), 6,8 – napawana stal 18G2A (P355N) (400x200x15).

Na płytach napawanych coraz wyraźniej rysują się ślady zużycia. Skutkuje to tworzeniem się wad makroskopowych w postaci makropęknięć, zagłębienia wzdłuż ściegów napoiny oraz propagacją pęknięć poprzecznie do warstw napoiny. Długość niektórych wad osiąga rozmiar płyty.

Strzałkami oznaczono omawiane wady makroskopowe



Rys. 174. Powiększenie fragmentów płyt wykładzinowych pokazanych na rys. 171 zsuwni stałej koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) po 180 godzinach eksploatacji. Numerami oznaczono płyty wykładzinowe poddane obserwacjom: 3,4 – Hardox 400 (400x200x12 z podkładką), 9÷11 – napawana stal 18G2A (P355N) (400x200x15). Potwierdzenie zarejestrowanych na rys. 173 licznych wad makroskopowych płyt napawanych wywołanych udarowo-ściernym oddziaływaniem urobku. Liczne wady makroskopowe: makropęknięcia, zagłębienia wzdłuż ściegów napoiny oraz długie pęknięcia poprzecznie do kolejnych warstw napoiny.

Wymienione wady makroskopowe oznaczono strzałkami

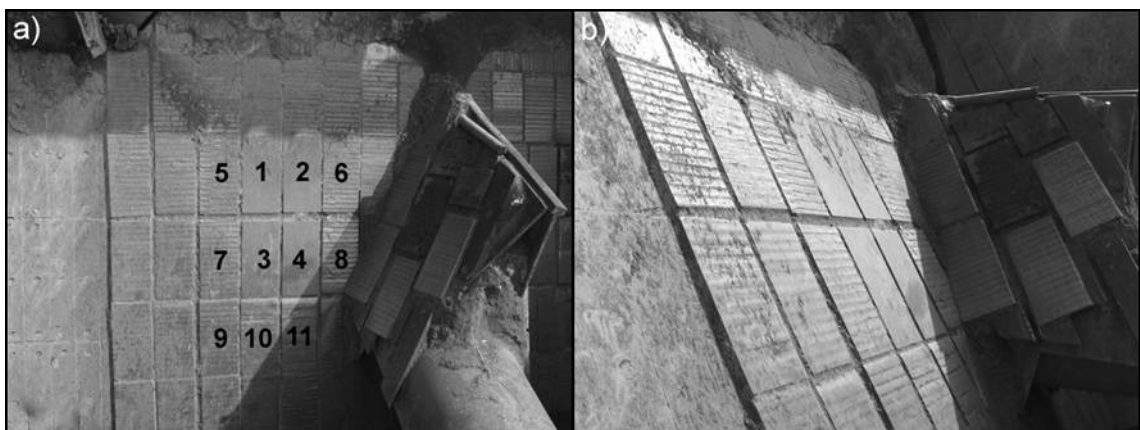
Stopień zaokrąglenia krawędzi płyt ze stali Hardox 400 był znacznie bardziej wyraźny aniżeli stali Hardox 500. Należy nadmienić, że środowisko pracy koparki nie uległo zmianie. W dalszym ciągu skład urabianego gruntu składał się z iłów zapiaszczonych z przerostami węgla.

Opisane wady makroskopowe wykładzin (zaokrąglenie krawędzi płyt) ze stali Hardox 400 (płyty 3 i 4 na rys. 172a) oraz płyt napawanych (płyty 10 i 11 na rys. 172a) wynikały głównie z rejonu ich umiejscowienia – styk tych płyt od strony rozbijacza brył. W obszarze tym dynamiczne oddziaływanie urobku było najbardziej intensywne. Ponadto odnotowano znaczne odsłonięcie materiału podkładki na płycie nr 11 (rys. 172) w wyniku jej wytarcia na krawędzi. Całkowity ubytek warstwy napawanej na krawędzi może prognozować konieczność wymiany płyty w niedługim okresie eksploatacji zsuwni stałej. Duże znaczenie w tej kwestii może mieć aktualna praca koparki z gruncie łatwourabialnym (iły zapiaszczone z przerostami węgla). Stosunkowo mała abrazywność tej frakcji sugeruje możliwość przedwczesnego zużycia się płyt wykładzinowych z naniesioną warstwą napoiny w przypadku przejścia koparki na grunty o trudniejszej skali urabialności. Należy jednak dodać, iż prowadzone rozważania mają charakter wyłącznie porównawczy i nie mogą stanowić jednoznacznej wykładni.

5.9.7. Eksperyment – 255 godzin eksploatacji

Na rys. 175÷178 przedstawiono makroskopowy stan powierzchni płyt wykładzinowych po 255 godzinach eksploatacji. Na płytach ze stali Hardox nie zarejestrowano występowania wad lub uszkodzeń. Powierzchnia robocza tych wykładzin ulega równomiernemu zużywaniu pomimo działania obciążeń dynamicznych (rys. 177). Nie zaobserwowano na nich oznak wzmożonego wycierania w postaci zaokrąglenia na krawędziach (rys. 177).

Najbardziej obciążone płyty wykonane z napawanej stali 18G2A (P355N) ulegały coraz większemu zużyciu na krawędziach (rys. 177b i 178). Nastąpiła również intensyfikacja procesu wycierania się nałożonej warstwy napoiny wynikiem, czego było odsłanianie coraz większych obszarów materiału podkładki. Wiązało się to przede wszystkim z napawaną płytą nr 11 umiejscowioną tuż pod wykładziną ze stali Hardox 400 (nr 4) – rys. 178.

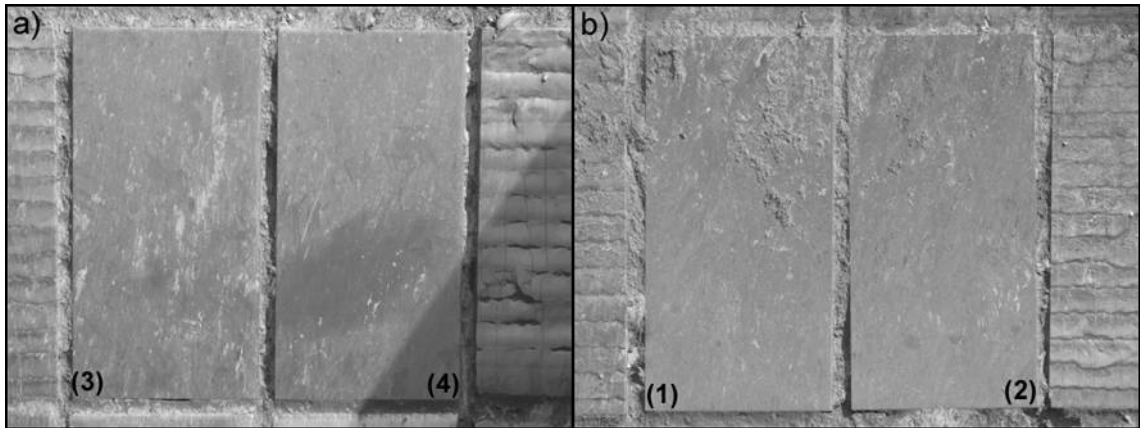


Rys. 175. Zsuwnia stała koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) po 255 godzinach eksploatacji:

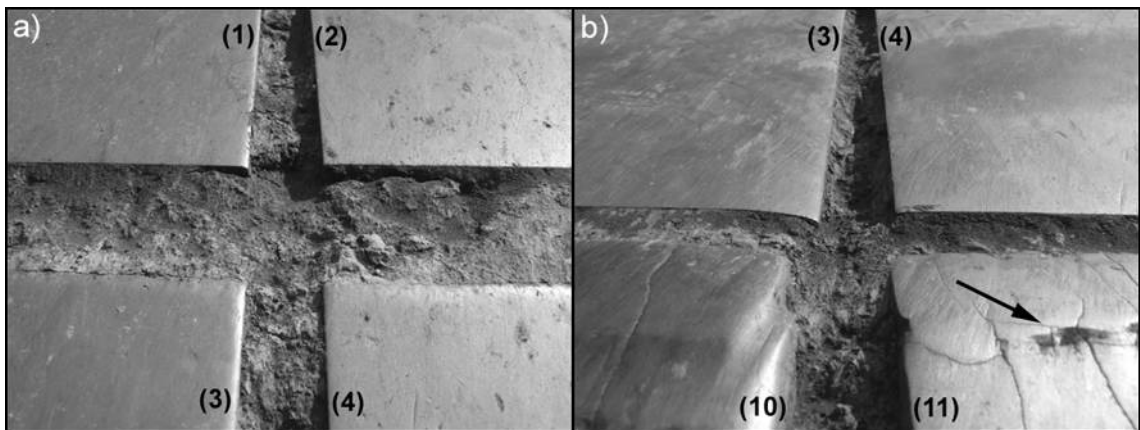
a) ogólny widok zsuwni, b) widok fragmentu zsuwni od strony operatora.

Numerami oznaczono płyty wykładzinowe poddane obserwacjom:

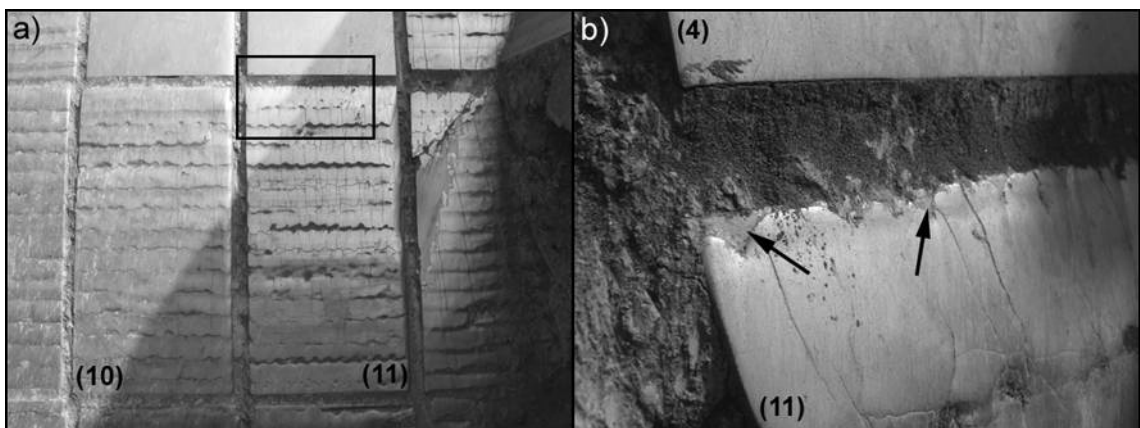
1,2 – Hardox 500, 3,4 – Hardox 400, 5÷11 – napawana stal 18G2A (P355N)



Rys. 176. Płyty ze stali Hardox po 255 godzinach eksploatacji: a) 3,4 – Hardox 400 (400x200x12 z podkładką), b) 1,2 – Hardox 500 (400x200x15). Płyty ze stali Hardox wykazują równomierny stopień zużycia. Brak wad makroskopowych



Rys. 177. Powiększenie fragmentów płyt pokazanych na rys. 175 po 255 godzinach eksploatacji: a) 1,2 – Hardox 500 (400x200x15), 3,4 – Hardox 400 (400x200x12 z podkładką), b) 10,11 – napawana stal 18G2A (P355N) (400x200x15). Zaokrąglenia krawędzi płyt napawanych z licznymi wadami makroskopowymi (strzałki). Wyraźnie większy stopień zużycia płyt napawanych (10 i 11), niż płyt ze stali Hardox

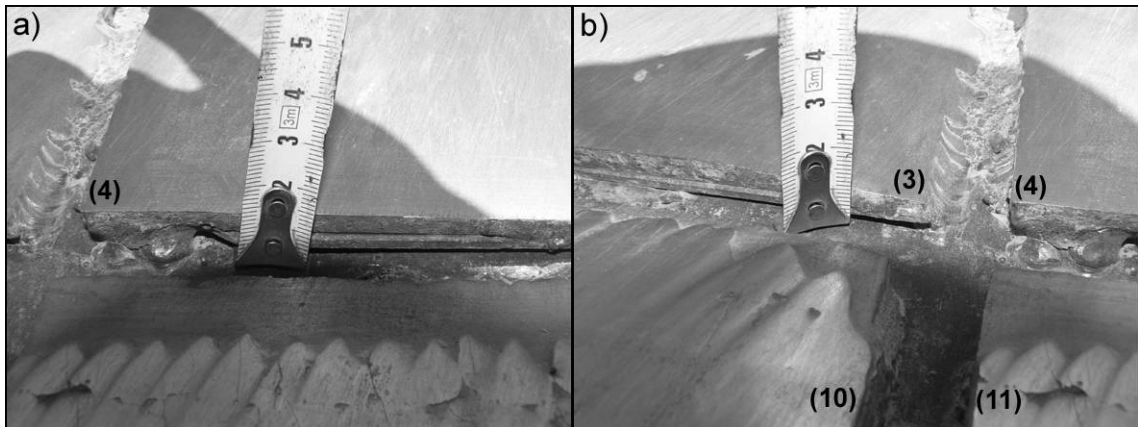


Rys. 178. Powiększenie fragmentów płyt pokazanych na rys. 175 po 255 godzinach eksploatacji: a) ogólny stopień zużycia płyt napawanych (10 i 11) z licznymi zagłębieniami wzdłuż ściegów napoiny, b) powiększenie fragmentu płyty wykładzinowej zaznaczonego ramką na rys. 178a – całkowite wytarcie się warstwy napawanej płyty nr 11 i odsłonięcie materiału podkładki (zaznaczono strzałkami)

Obserwacje przebiegu eksperymentu wykazały, iż oprócz przedstawionych powyżej zmian w topografii powierzchni wykładzin, następowało coraz intensywniejsze wycieranie się nałożonych warstw napoiny, słabo widocznych na płytach nr 8, 10 i 11). Płyty ze stali Hardox 400 wykazywały niewielkie zaokrąglenia na krawędziach spowodowane zastosowaną technologią ich utwardzenia. Stal Hardox 500 odznaczała się brakiem śladów zużycia (nawet na krawędziach płyt).

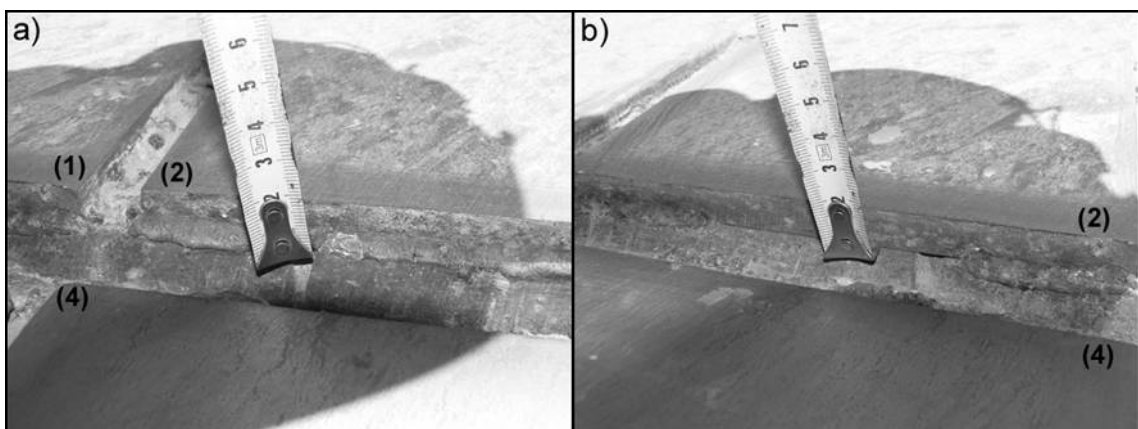
5.9.8. Eksperyment – 460 godzin eksploatacji

Po 460 godzinach pracy zsuwni nastąpił przestój konserwacyjny maszyny wystarczający do wykonania dokumentacji fotograficznej oraz pomiarów geometrii eksploатовanych płyt. Rezultaty wykonanych badań zilustrowano na rys. 179÷181.



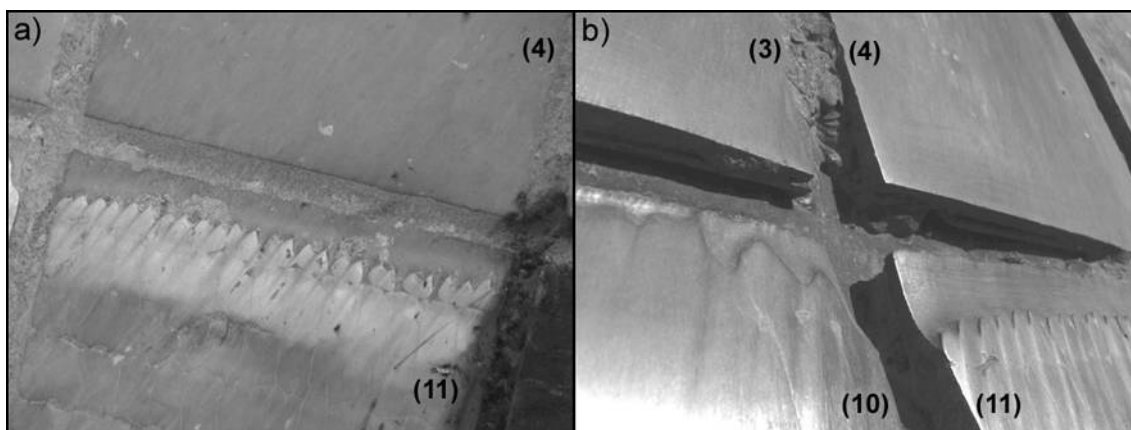
Rys. 179. Stopień zużycia płyt wykładzinowych zamontowanych na zsuwni stałej koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) po 460 godzinach eksploatacji:

- a) lewe dolne naroże płyty nr 4 ze stali Hardox 400 – grubość 7÷8 mm (bez podkładki),
- b) prawe dolne naroże płyty nr 3 ze stali Hardox 400 – grubość 6 mm (bez podkładki)



Rys. 180. Stopień zużycia płyt wykładzinowych zamontowanych na zsuwni stałej koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) po 460 godzinach eksploatacji:

- a) lewe dolne naroże płyty nr 2 ze stali Hardox 500 – grubość 11÷12 mm,
- b) środkowa część dolnej krawędzi płyty nr 2 ze stali Hardox 500 – grubość 12÷13 mm



Rys. 181. Makroskopowy obraz powierzchni płyt wykładzinowych zamontowanych na zsuwni koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) po 460 godzinach eksploatacji:
 a) odsłonięty materiał podkładki napawanej płyty ze stali 18G2A (P355N),
 b) stopień zużycia naroży wykładzin: 3 i 4 – Hardox 400, 10 i 11 – napawana stal 18G2A (P355N). Na płycie nr 3 uwidoczniony duży stopień zużycia materiału podkładki po wytarciu warstwy napawanej

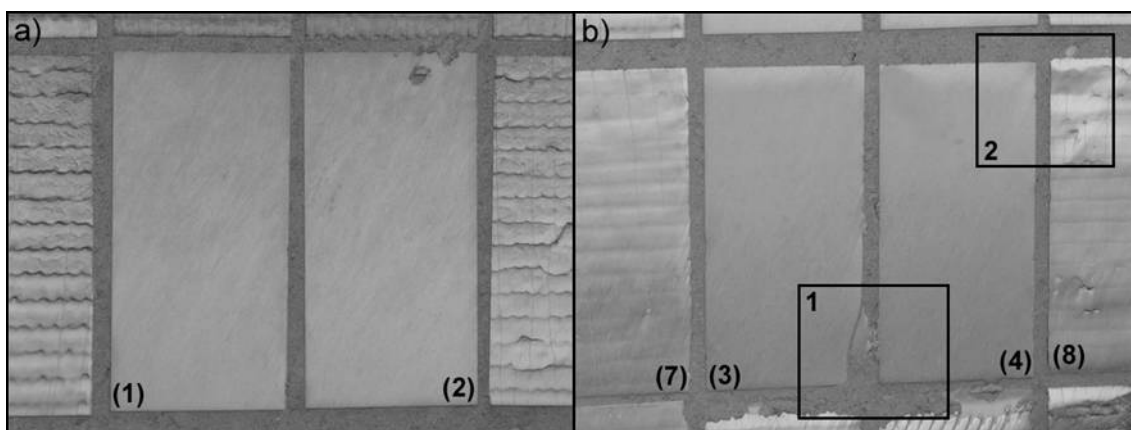
Po przepracowaniu 384 godzin na gruncie łatwo urabialnym (iły zapiaszczone z przerostami węgla) nastąpiła zmiana charakteru urabianego gruntu na iły zapiaszczone o wysokich właściwościach abrazywnych. Od tego momentu koparka KWK-1500s rozpoczęła pracę na „wysokiej” ścianie wykonując tzw. „zabierkę”. Praca ta charakteryzuje się zmiennym położeniem wysięgnika (położenia górne i dolne naprzemiennie).

Spośród płyt wykładzinowych wykonanych ze stali Hardox największym stopniem zużycia odznacza się płyta nr 4 (stal Hardox 400 o grubości 12 mm nie licząc materiału podkładki). Stopień jej zużycia na dotychczasowym etapie eksperymentu szacuje się na około 40÷50 %. Płyta ze stali Hardox 400 nieco mniej obciążona (nr 3) wykazuje zużycie ściernie na poziomie 20÷50 % (rys. 179).

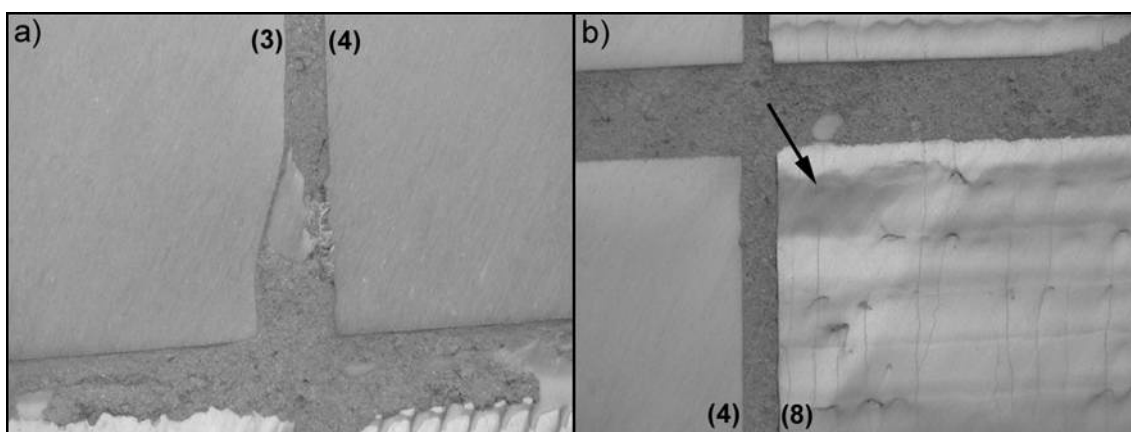
Stopień zużycia płyt wykonanych ze stali Hardox 500 (płyta nr 1 i 2 o nominalnej grubości 15 mm) znacznie mniejszy od Hardox 400 i wyniósł około 15÷30 % (rys. 180). Natomiast w przypadku płyt napawanych największym stopniem zużycia charakteryzuje się płyta nr 11, na której krawędzi zarejestrowano całkowity ubytek warstwy napoiny (rys. 181). Zużycie tej płyty było na tyle duże, iż spadający urobek dokonał podtarcia samego materiału podkładki na dużej głębokości (rys. 181b). Na pozostałych płytach napawanych nie zaobserwowano (oprócz licznych wad makroskopowych) dużego ubytku materiału na grubości płyt. Stopień zużycia płyty napawanej nr 10 był zbliżony do wykładzin ze stali Hardox 500.

5.9.9. Eksperyment – 531 godzin eksploatacji

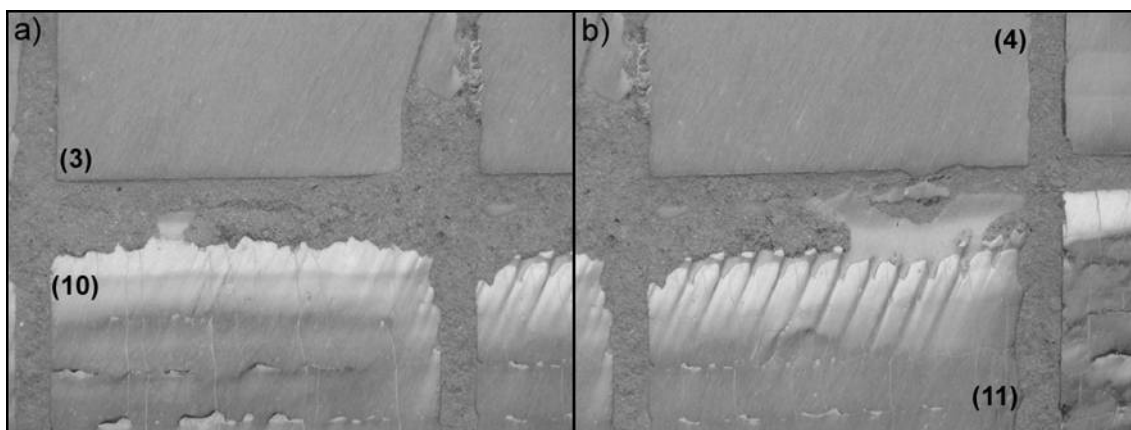
Po 531 godzinach eksploatacji trapezowej zsuwni stałej koparki KWK-1500s stwierdzono wyraźne ślady zużycia eksploatacyjnego płyty ze stali Hardox 400 (nr 3 na rys. 182 i 183). W wyniku ścierania przetarciu uległa prawa dolna część tej wykładziny uwidaczniając powierzchnię materiału podkładki. Druga płyta ze stali Hardox 400 (nr 4) nie wykazywała jeszcze na tym etapie doświadczenia stref całkowitego zużycia. Płyty ze stali Hardox 500 (nr 1 i 2 na rys. 182a) zużywają się równomiernie bez śladów wad makroskopowych na powierzchniach. Ich mały stopień zużycia w stosunku do pozostałych wykładzin daje pozytywne prognozy na znaczne zwiększenie trwałości elementów trudnościeralnej zsuwni stałej koparek węgla brunatnego.



Rys. 182. Obraz powierzchni płyt wykładzinowych zamontowanych na zsuwni stałej koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) po 531 godzinach eksploatacji:
a) płyty ze stali Hardox 500 o równomiernym stopniu zużycia bez wad na powierzchni,
b) płyty ze stali Hardox 400 (3 i 4) z ubytkiem materiału (zaznaczono ramką 1)



Rys. 183. Powiększenie fragmentów płyt wykładzinowych pokazanych na rys. 182b zsuwni koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) po 531 godzinach eksploatacji:
a) płyta ze stali Hardox 400 zaznaczona ramką 1 – wyraźnie widoczne całkowite wytarcie się materiału płyty, zalegający urobek zasłania materiał podkładki,
b) płyta napawana zaznaczona ramką 2 – duży stopień zużycia się warstwy napoiny na jej krawędzi (oznaczono strzałką)

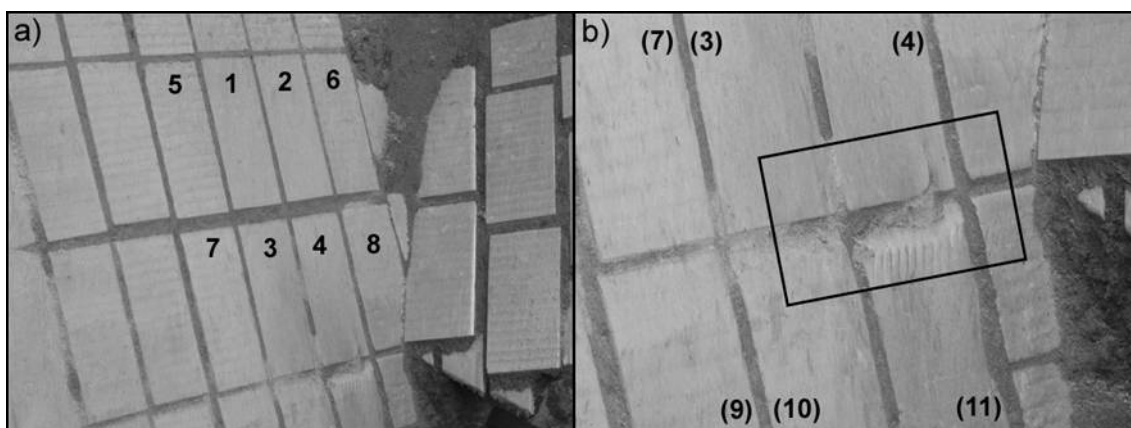


Rys. 184. Makroskopowy obraz powierzchni płyt wykładzinowych zamontowanych na zsuwni koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) po 531 godzinach eksploatacji: a) płyty ze stali Hardox 500 o równomiernym stopniu zużycia bez wad na powierzchni, b) płyty ze stali Hardox 400 (3 i 4) z zarejestrowanym ubytkiem fragmentu materiału (zaznaczono ramką 1)

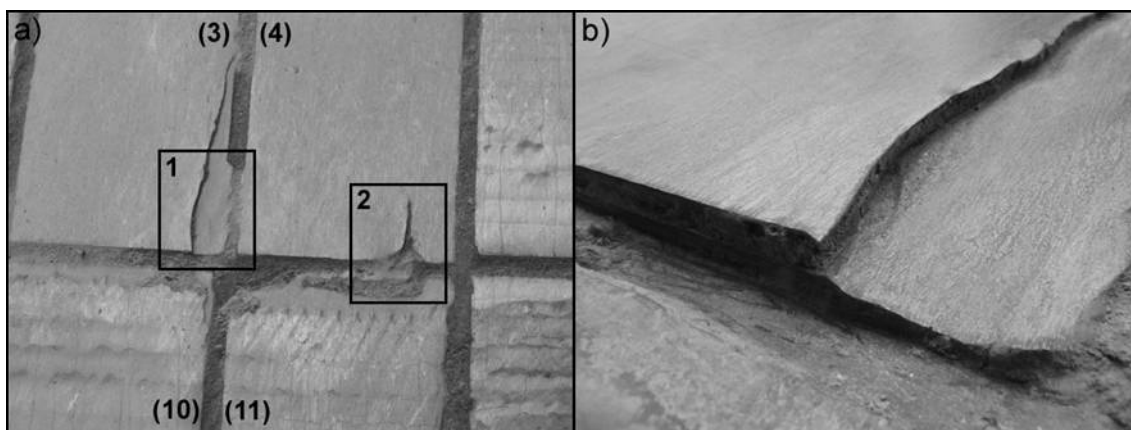
Na rys. 184 przedstawiono obrazy makroskopowe napawanych płyt ze stali 18G2A (P355N). Stopień ich zużycia określony na podstawie odsłoniętego materiału podkładki (płyta 10 i 11 na rys. 184) w zestawieniu ze znacznym zużyciem płyt ze stali Hardox 400 utwierdza w przekonaniu, że wykładziny te znajdują się w najbardziej obciążonej strefie zsuwni.

5.9.10. Eksperyment – 565 godzin eksploatacji

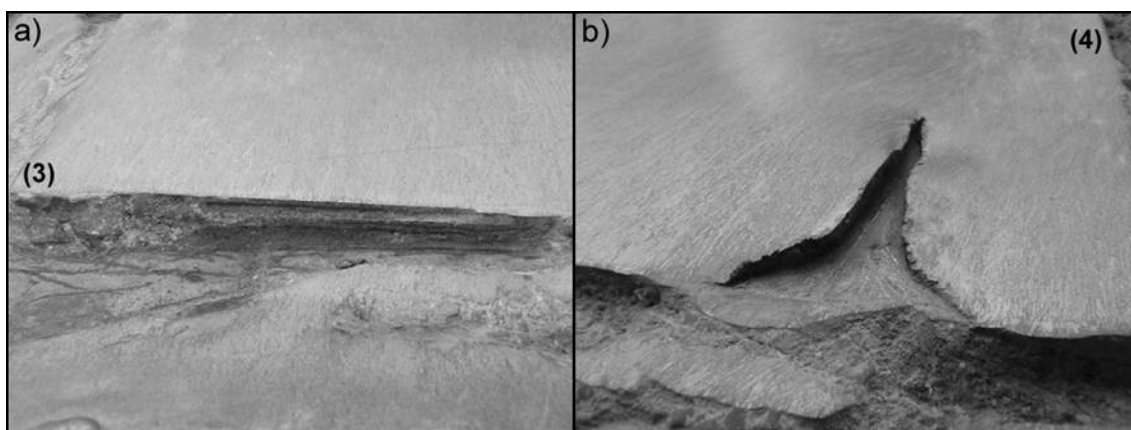
Zwiększenie okresu eksploatacji płyt wykładzinowych zsuwni o kolejne 34 godziny w stosunku do poprzedniego etapu badawczego (531 godzin) skutkowało przede wszystkim wzmożonym zużyciem się płyt ze stali Hardox 400. Dokumentację ilustrującą stan faktyczny przedstawiono na rys. 185÷188.



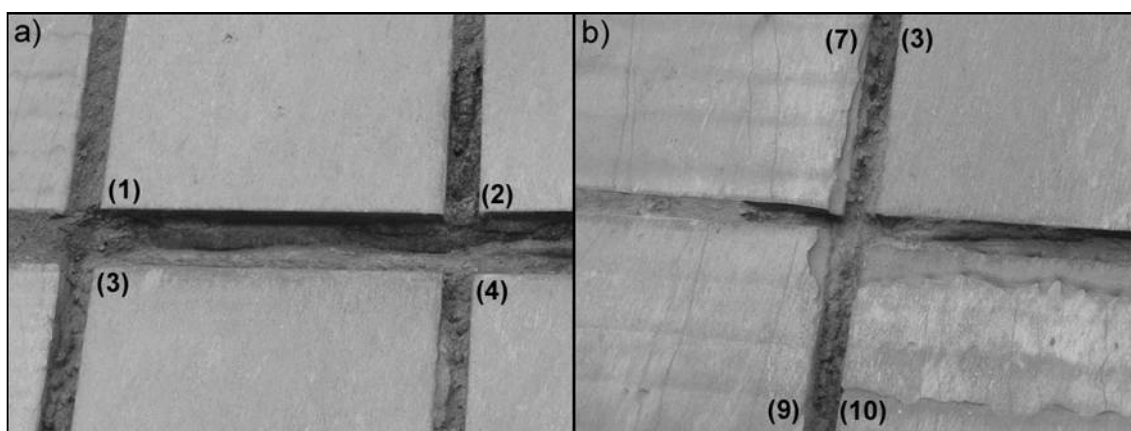
Rys. 185. Zsuwnia stała koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) po 565 godzinach eksploatacji: a) ogólny widok zsuwni, b) powiększony fragment zsuwni pokazany na rys. 185a. Numerami oznaczono płyty poddane obserwacjom: 1,2 – Hardox 500 (400x200x15), 3,4 – Hardox 400 (400x200x12 z podkładką), 5÷8 – napawana stal 18G2A (P355N) (400x200x15)



Rys. 186. Powiększenie fragmentów płyt wykładzinowych zsuwni po 565 godzinach eksploatacji: a) płyty ze stali Hardox 400 (nr 3 i 4) zaznaczone ramką na rys. 185b – wyraźnie widoczne ubytki materiału płyt, b) fragment płyty nr 3 (zaznaczony ramką 1 na rys. 186a) – duży ubytek materiału odsłaniający blachę podkładki, również wykazującej znamiona zużycia



Rys. 187. Powiększenie fragmentów płyt wykładzinowych ze stali Hardox 400 (pokazanych na rys. 186a) zsuwni po 565 godzinach eksploatacji: a) fragment dolnej krawędzi płyty nr 3, b) fragment płyty nr 4 (zaznaczony ramką 2 na rys. 186a) – duży ubytek materiału odsłaniający blachę podkładki



Rys. 188. Makroskopowy obraz stanu naroży płyt wykładzinowych po 565 godzinach eksploatacji: a) dolne naroża płyt ze stali Hardox 500 (nr 1 i 2) oraz górne naroża płyt ze stali Hardox 400 nie wykazują dużego stopnia zużycia, b) widok naroży płyt napawanych (nr 7, 9 i 10) oraz dolnego naroża płyty ze stali Hardox 400 (nr 3)

W wyniku oddziaływania urobku, po 565 godzinach eksploatacji, nastąpiło dalsze poszerzenie obszaru całkowitego wytarcia się wykładziny nr 3. Długość ubytki materiału wynosi około 200 mm odniesiona do wysokości płyty (400 mm) – rys. 186. Wzrost zużycia płyty ze stali Hardox 400 postępował bardziej wyraźnie w kierunku zgodnym z oddziaływaniem strugi urobku. Dlatego też wzdłuż krótszego boku wykładziny (200 mm) ubytki tworzywa są nieznaczne (około 30 mm).

Ponadto odnotowano całkowite przetarcie płyty nr 4 wykonanej ze stali Hardox 400. Długość przetarcia określono na około 60 mm wzdłuż wysokości płyty (400 mm). Szerokość ubytku stali na szerokości wykładziny, podobnie jak w przypadku płyty nr 3, nie był duży i wynosił około 7 mm (rys. 187a).

W przypadku płyt napawanych zdiagnozowano zużycie ściernie napoiny na krawędzi płyty nr 7 i 9 (rys. 188b). Stopień ich zużycia nie był znaczący i w dalszy ciągu mogły być poddane eksploatacji na zsuwni. W toku badań zarejestrowano także całkowite przetarcie się materiału podkładki płyty napawanej (nr 11). Płyta ta, w celu dalszej pracy koparki, musiała zostać wymieniona na nową.

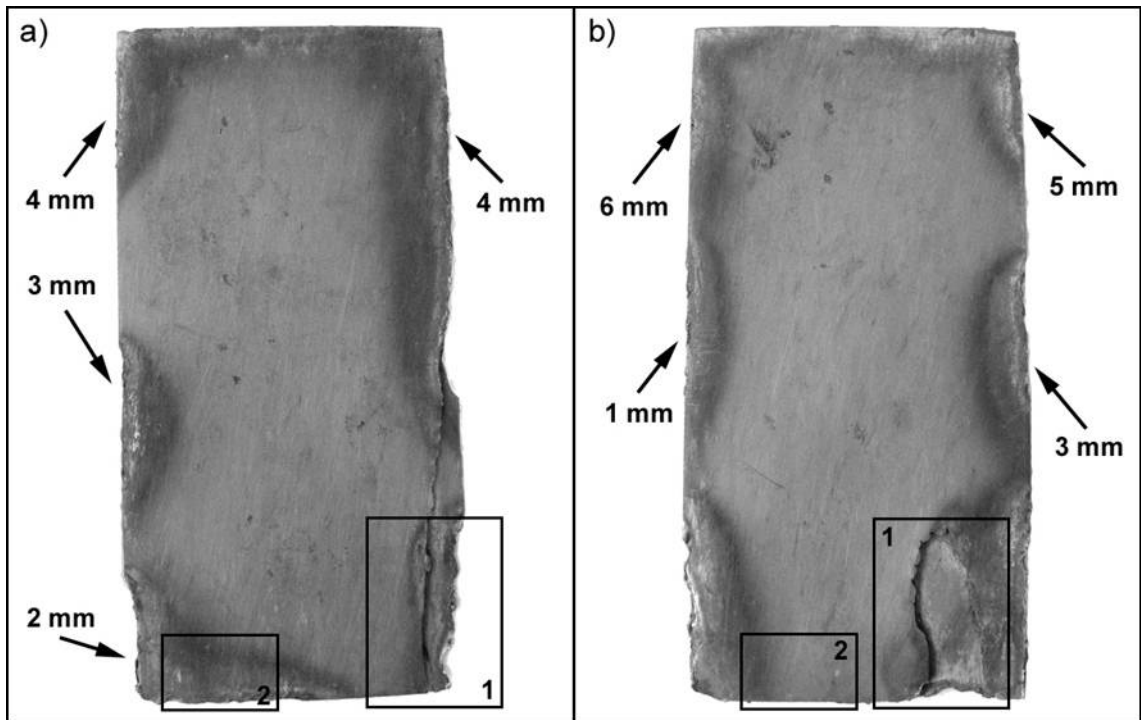
Najwyższą odporność ścierną spośród badanych wykładzin wykazywały płyty ze stali Hardox 500 (nr 1 i 2) i po 565 godzinach eksploatacji zostały one starte do grubości około 11 mm (w stosunku do grubości nominalnej 15 mm).

5.9.11. Eksperyment – omówienie wyników badań

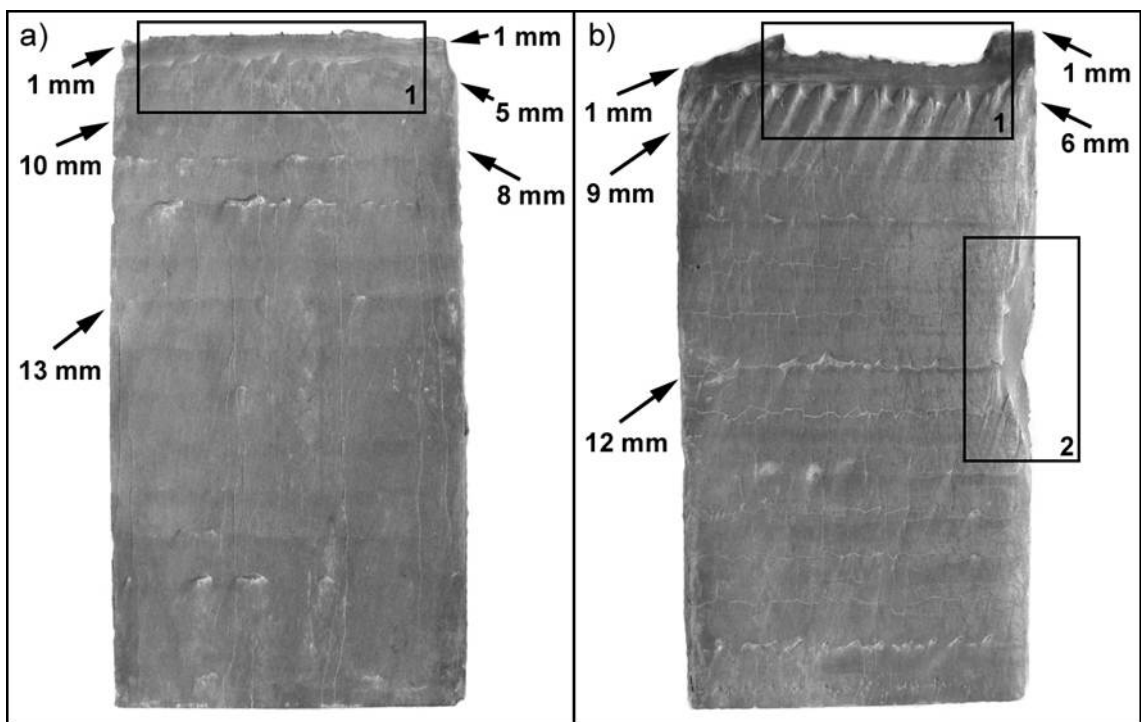
Po 595 godzinach trwania eksperymentu nastąpiło zatrzymanie pracy koparki KWK-1500s (K-9) spowodowane koniecznością wymiany wyeksploatowanych wykładzin trudnościeralnych. Przerwa maszyny po 59 dniach eksploatacji zsuwni stanowił korzystny moment do zakończenia podstawowej fazy doświadczenia. W ramach prac konserwacyjnych wymieniono następujące wykładziny:

- a) Płyty nr 3 i 4 wykonane ze stali Hardox 400 (400x200x12), płyty zdemontowano razem z materiałem podkładki.
- b) Płyty nr 10 i 11 wykonane z napawanej stali 18G2A (P355N) (400x200x15).

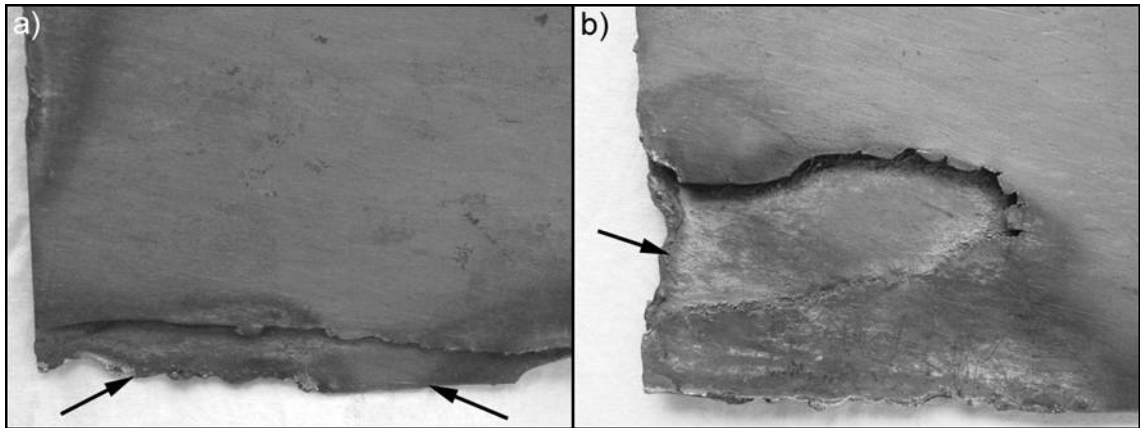
Podlegające wymianie wykładziny charakteryzowały się największym stopniem zużycia, które to w dużej mierze podyktowane było ich umiejscowieniem w obszarze zsuwni o największej intensywności oddziaływania urobku. Zdemontowane płyty wykładzinowe zastąpiono dotychczas stosowanymi płytami ze stali napawanej. Poniżej (na rys. 189÷196) przedstawiono makroskopową dokumentację zmian topografii powierzchni zdemontowanych płyt wykładzinowych wraz z opisem stopnia ich wyeksploatowania. Układ i orientacja płyt zilustrowanych na rys. 189 i 190 odpowiadają rzeczywistemu sposobowi ich montażu na zsuwni stałej koła czerpakowego w czasie całego okresu przebiegu badań poligonowych. Widoczne na płytach przebarwienia powstały podczas demontażu palnikiem acetylenowo-tlenowym.



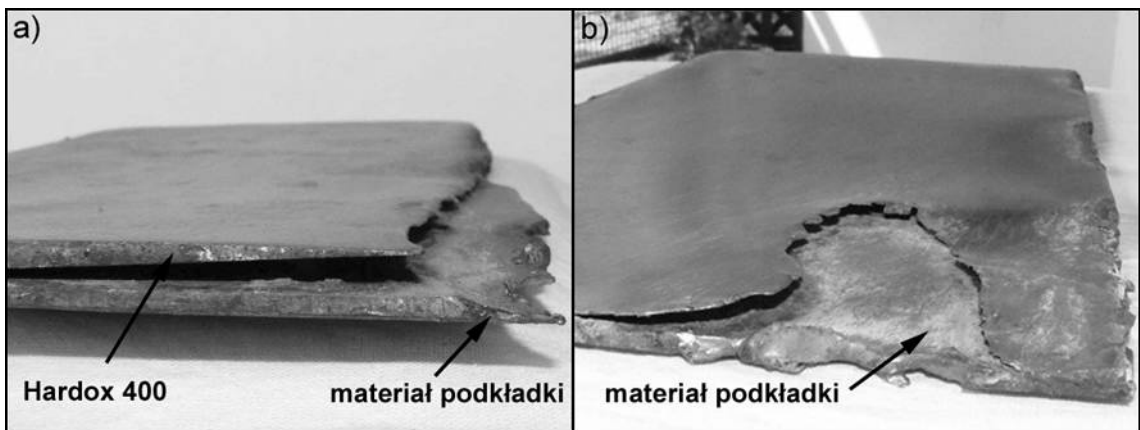
Rys. 189. Makroskopowy obraz powierzchni płyt ze stali Hardox 400 (z podkładką) po 595 godzinach eksploatacji: a) płyta nr 3, b) płyta nr 4. Zaobserwowano równomierny charakter ich zużycia bez identyfikowalnych wad makroskopowych. Naniesione grubości wykładzin nie uwzględniają materiału podkładki



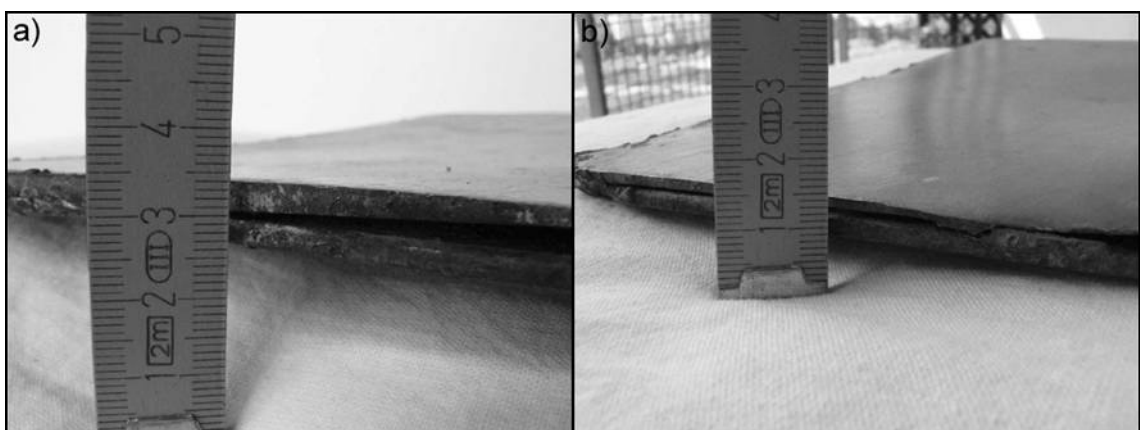
Rys. 190. Makroskopowy obraz powierzchni płyt wykładzinowych z napawanej stali 18G2A (P355N) po 595 godzinach eksploatacji: a) płyta nr 10, b) płyta nr 11. Widoczny nierównomierny charakter ich zużycia z licznymi wadami makroskopowymi w postaci pęknięć, wyżłobień i wykruszeń napoiwy. Na obrazy naniesiono zmierzone grubości płyt oraz ramkami oznaczono obszary poddane dalszym obserwacjom



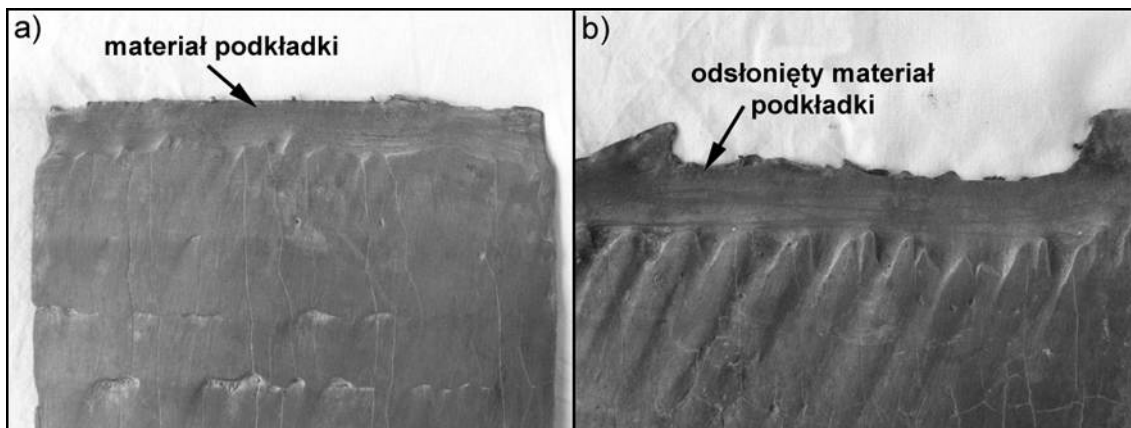
Rys. 191. Powiększenie fragmentów płyt zaznaczonych ramkami 1 na rys. 189. Powierzchnie wykładzin ze stali Hardox 400 (z podkładką) po 595 godzinach eksploatacji: a) fragment płyty nr 3, b) fragment płyty nr 4. Strzałkami zaznaczono materiał podkładki odkryty na skutek całkowitego przetarcia płyt stali Hardox 400



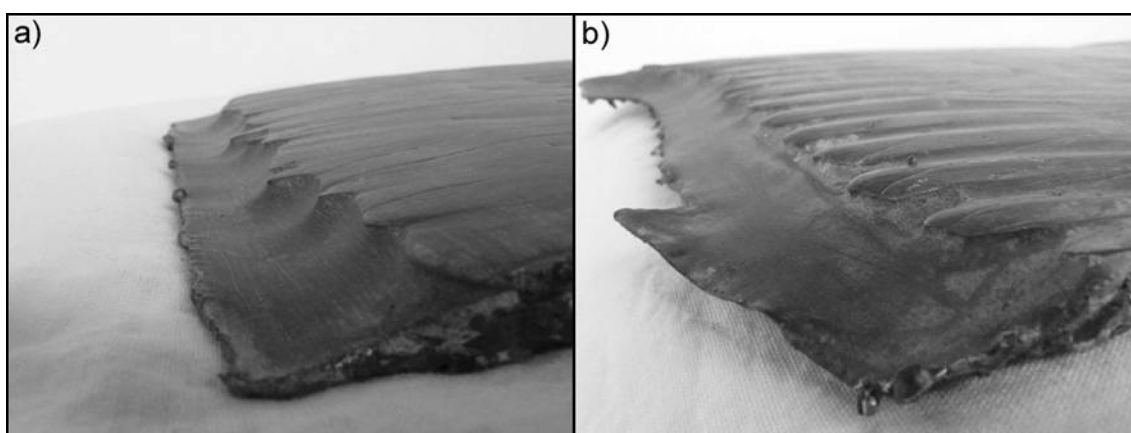
Rys. 192. Wykładziny ze stali Hardox 400 (z podkładką), inny widok niż przedstawiony na rys. 191, po 595 godzinach eksploatacji: a) charakter zużycia płyty nr 3, b) obraz ilustrujący charakter zużycia płyty nr 4



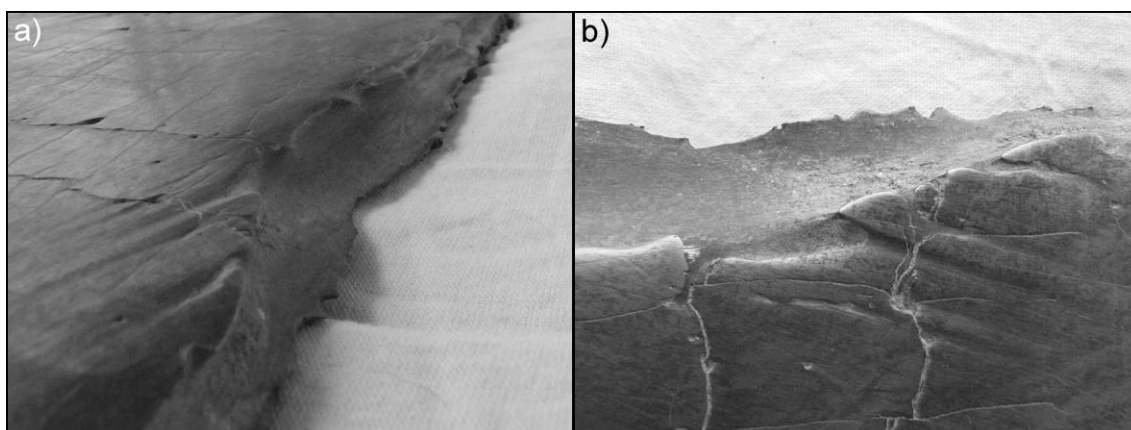
Rys. 193. Obraz fragmentów płyt wykładzinowych (zaznaczonych ramkami 2 na rys. 189) ze stali Hardox 400 (z podkładką) po 595 godzinach eksploatacji: a) wykładzina nr 3 – pozostała grubość materiału około 4÷5 mm (bez podkładki), b) wykładzina nr 4 – pozostała grubość materiału około 2 mm (bez podkładki)



Rys. 194. Fragmenty płyt z napawanej stali 18G2A (P355N) (zaznaczone ramkami 1 na rys. 190) po 595 godzinach eksploatacji: a) płyta nr 10, b) płyta nr 11



Rys. 195. Wykładziny z napawanej stali 18G2A (P355N), inny widok niż przedstawiony na rys. 194, po 595 godzinach eksploatacji: a) obraz ilustrujący charakter zużycia płyty nr 10, b) obraz ilustrujący charakter zużycia płyty nr 11



Rys. 196. Fragment płyty z napawanej stali 18G2A (P355N) (zaznaczony ramką 2 na rys. 190b) po 595 godzinach eksploatacji:

a) widoczne głębokie przetarcie płyty na całym jej przekroju poprzecznym wraz z materiałem podkładki, b) powiększenie fragmentu pokazanego na rys. 196a – liczne wady makroskopowe (pęknięcia propagujące we wszystkich kierunkach na powierzchni wykładziny)

Ogólnie przebieg eksperymentu przeprowadzonego w kopalni „Turów” można podsumować w postaci danych zamieszczonych w tabeli 58. Zawarte tam informacje o charakterze porównawczym obejmują wszystkie badane materiały płyt wykładzinowych.

Tabela 58. Przebieg zużywania się płyt wykładzinowych zamontowanych na zsuwni stałej koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9)

Czas pracy [h]	Materiał płyt wykładzinowych		
	Napawana stal 18G2A	Hardox 400	Hardox 500
0	Pofalowana powierzchnia napoiny, ściegi poprzeczne do kierunku strugi urobku, pojedyncze makropęknięcia	Jednorodna powierzchnia bez uszkodzeń pokryta cienką warstwą produktów korozji atmosferycznej	Jednorodna powierzchnia bez uszkodzeń pokryta cienką warstwą produktów korozji atmosferycznej
85	Nie obserwowano rozwoju pęknięć, stan zbliżony do poprzedniego	Jednorodna błyszcząca powierzchnia bez uszkodzeń	Jednorodna błyszcząca powierzchnia bez uszkodzeń
180	Na brzegach rozwój pęknięć napoiny, pojedyncze strefy całkowitego wytarcia napoiny	Lekkie zaokrąglenia naroży w miejscach łączenia z podłożem	Jednorodna błyszcząca powierzchnia bez uszkodzeń
255	Postępujące zużycie napoiny, zatarcie ściegów, widoczne powiększone strefy bez napoiny	Rozbudowanie stref zwiększonego zużycia płyt na krawędziach	Jednorodna błyszcząca powierzchnia bez uszkodzeń
460	Brak napoiny na brzegu płyty o długości 200 mm, zaokrąglenie brzegów, rozwój makropęknięć	Równomierne zużywanie się wykładziny, zmniejszenie grubości z 15 do 8 mm, brak uszkodzeń	Równomierne zużywanie się wykładziny, zmniejszenie grubości z 15 do 13 mm, brak uszkodzeń
531	Dalsze odsłanianie materiału podkładki, pojawiają się dodatkowe pęknięcia wzdłuż ściegów napoiny, wyrwania napoiny na ściegach	Odkryta powierzchnia podkładki na prawym dolnym rogu płyty nr 3, pozostały obszar bez uszkodzeń	Równomierne zużywanie się wykładziny, zmniejszenie grubości z 15 do 13 mm, brak uszkodzeń
565	Dalsze odsłanianie i wycieranie materiału podkładki, pęknięcia wzdłuż ściegów napoiny, wyrwania napoiny na ściegach	Powiększenie odkrytej powierzchni podkładki o 100% w stosunku do stanu poprzedniego, pozostały obszar bez uszkodzeń	Równomierne zużywanie się wykładziny, zmniejszenie grubości z 15 do 12 mm na krawędzi, brak uszkodzeń
595	Całkowite zużycie płyt nr 10 i 11, konieczność wymiany	Demontaż płyt nr 3 i 4, brak śladów wytarcia materiału podkładki	Równomierne zużywanie się wykładziny, zmniejszenie grubości z 15 do 12 mm na krawędzi, brak uszkodzeń
1416	Płyty zamontowane w miejsce wykładzin z Hardox 400 nadają się do wymiany	Zdemontowane – zastąpione płytami napawanymi	Jednorodna błyszcząca powierzchnia, brak jakichkolwiek uszkodzeń

Przy ocenie trwałości płyt wykładzinowych wykonanych ze stali Hardox 400 można stwierdzić, iż przebieg zużywania obu wykładzin (3 i 4) jest do siebie bardzo zbliżony. Powierzchnie płyt wycierały się w sposób równomierny na całych płaszczyznach roboczych oddziaływania urobku nie wykazując przy tym uszkodzeń takich, jak wżery, ubytki materiału, czy pęknięcia. Stopień zużycia opisywanych płyt

(określony na podstawie pomiarów grubości) wskazuje, że największa intensywność działania strugi urobku miała miejsce w dolnych strefach wykładzin ze stali Hardox 400 obejmując jednocześnie umieszczone poniżej płyty ze stali napawanej (nr 10 i 11). Największe zużycie ściernie lewej płyty ze stali Hardox 400 nastąpiło wzdłuż dolnego prawego narożnika (rys. 189, 191 i 192). Podobnie następowało zużywanie się prawej wykładziny ze tego samego materiału (nr 4), której ekstremalny stopień zużycia zarejestrowano w jej dolnej części obejmując częściowo dolną krawędź.

Stopień i charakter zużywania się płyt wykonanych ze stali napawanej (nr 10 i 11) był nieco odmienny w odniesieniu do płyt ze stali Hardox 400. Obie wykładziny zużywały się nierównomiernie na powierzchni, czego wynikiem są liczne wady makroskopowe widoczne na ich powierzchniach. Prawa płyta wykładzinowa wykazywała dużo większy stopień zużycia aniżeli lewa (rys. 190). Wskazują na to znaczne odsłonięcia i wytarcia materiału podkładki. Pomiary grubości wykładzin w stanie poeksploatacyjnym wykazały, iż prawie cała warstwa napawana tej płyty została zdjęta w wyniku ścierania (grubość płyty 10÷11 mm, przy grubości materiału podkładki wynoszącej 10 mm).

Grubość lewej płyty wykładzinowej wykonanej ze stali 18G2A (P355N) napawanej, mieściła się w przedziale od 12 mm w dolnej części płyty do 13 mm w strefach środkowych (rys. 190a). Wynika stąd, iż stopień zużycia warstwy napawanej zawiera się w zakresie 50 % kryterium wymiany.

Stopień zużycia pozostałych płyt wykładzinowych umieszczonych na zsuwni stałej koła czerpakowego był zdecydowanie mniejszy. Dlatego też zdecydowano się pozostawić je do dalszej eksploatacji na koparce KWK-1500s (K-9). W chwili obecnej w dalszym ciągu prowadzony jest eksperyment poligonowy. Z przyczyn formalnych związanych z zakończeniem niniejszej rozprawy zdecydowano się poddać opisowi dane eksploatacyjne jedynie do tego etapu doświadczenia. W czasie formułowania wniosków końcowych pracy okres pracy zsuwni wynosił 1416 godzin i wciąż z powodzeniem na zsuwni znajdowały zastosowanie te same płyty wykładzinowe ze stali Hardox 500 (nr 1 i 2).

Dotychczasowe rezultaty eksperymentu eksploatacyjnego są bardzo obiecujące ze względu na następujące fakty:

- a) Prawidłowy wybór obszarów zsuwni o największej intensywności oddziaływania urobku.
- b) Wykazania większej przydatności stali Hardox 400 i Hardox 500 na płyty wykładzinowe aniżeli płyt z napawanej stali 18G2A (P355N). Przewaga stali Hardox polega przede wszystkim na równomiernym (przewidywalnym) przebiegu zużywania.

Stale Hardox w odróżnieniu od wykładzin ze stali napawanej mogą być eksploatowane aż do całkowitej perforacji bez groźby utraty swoich właściwości. Płyty napawane natomiast podlegają wymianie już przy 50 % utracie powierzchni warstwy napoiny. Miejscem ekstremalnych obciążeń dynamicznych był obszar montażu wykładzin ze stali Hardox 400. Stąd, uwzględniając niższą trwałość tych płyt, należałoby je zastąpić płytami ze stali Hardox 500 w stanie dostarczenia. Dodatkowym argumentem przemawiającym za powyższym wyborem jest możliwość ich pozycjonowania na zsuwni stałej koła czerpakowego metodą spawania szczepnego bez wyraźnych oznak zmniejszenia odporności na ścieranie.

6. Podsumowanie wyników badań

Teza rozprawy doktorskiej zakładała rozszerzenie możliwości aplikacyjnych stali Hardox na podstawie badań ich struktury i wybranych właściwości mechanicznych. Wynika to ze znikomych źródeł informacji na temat martenzytycznych stali Hardox pochodzących głównie od ich producenta. Poniżej przedstawiono podsumowanie wyników badań, mających na celu identyfikację struktur i właściwości stali Hardox 400 i Hardox 500 oraz analizę możliwości zastosowań tych stali w zespołach konstrukcyjnych maszyn podstawowych górnictwa węgla brunatnego.

1. Analiza budowy fazowej i strukturalnej stali Hardox 400 i Hardox 500 w różnych stanach obróbki cieplnej wykazała:
 - a) W stanie dostarczenia stal Hardox 400 i Hardox 500 posiada jednorodną strukturę odpuszczonego martenzytu z licznymi wydzieleniami faz węglkowych rozmieszczonych głównie wewnątrz listew martenzytu, a nie na ich granicach. Stwierdzono znaczące różnice ilościowe oraz różny stopień dyspersji wydzieleni węglkowych w poszczególnych gatunkach stali Hardox. W obu gatunkach prezentowanych stali wykazano obecność następujących faz węglkowych: Cr_3C , Cr_3C_2 , Cr_7C_3 , Ti_2C , Nb_3C_2 , Mo_2C . Ponadto w strukturze stali Hardox 500 stwierdzono obecność wydzieleni węglków: Cr_{23}C_6 , MoC , Mo_2C , MoCrC .
 - b) W stanie normalizowanym badane stale Hardox charakteryzują się drobnoziarnistą strukturą ferrytyczno-perlityczną z przewagą cementytu w perlicie o budowie drobnopłytkowej. Badania stali w stanie wyżarzonym wykazały obecność powierzchniowej warstwy częściowego odwęglenia o grubości około 0,5 mm. W przytoczonych w rozprawie charakterystykach tych tworzyw (głównie pochodzących z huty) nie odnoszono się do tej wady.
2. Badania wytrzymałościowe stali Hardox 400 i Hardox 500 potwierdziły ich wysokie właściwości wytrzymałościowe, przy zachowaniu zadowalających własności plastycznych.
 - a) Ze względu na strukturę oraz własności mechaniczne badanych materiałów w stanie dostarczenia nie wykazują one wyraźnej granicy plastyczności. Wartości statycznej wytrzymałości na rozciąganie oraz umownej granicy

plastyczności były porównywalne (w obrębie poszczególnych gatunków stali Hardox) zarówno na kierunku wzdłużnym jak i poprzecznym do kierunku walcowania. Dla gatunku 400 parametry wytrzymałościowe wyniosły: $R_m = 1261 \div 1286$ MPa, $R_{p0,2} = 1028 \div 1070$ MPa, $A_5 = 11,3 \div 13,2$ %. Na kierunku poprzecznym tej stali wartości wydłużenia względnego A_5 były nieco wyższe niż na kierunku wzdłużnym. Natomiast wskaźniki wytrzymałościowe stali Hardox 500 wykazywały wartości wyższe w stosunku zarówno do gatunku 400 jak i danych producenta. Mieściły się one w zakresie: $R_m = 1637 \div 1657$ MPa, $R_{p0,2} = 1318 \div 1355$ MPa, $A_5 = 9,3 \div 10,1$ %. Wyniki badań wytrzymałościowych stali Hardox 400 i Hardox 500 są potwierdzeniem informacji uzyskanych od producenta tych stali zawartych w kartach materiałowych. W kontekście cytowanych przez hutę testów uderzenia obciążeniem 300 kg z wysokości 3 m wywołującym w stalach Hardox znacznie mniejsze odkształcenia plastyczne aniżeli innych materiałów o podobnych właściwościach, można sformułować korzystną prognozę, co do zastosowań tych tworzyw przy obciążeniach udarowo-ściernych. Na podstawie powyższych rozważań wydaje się możliwe do przewidzenia zachowanie się wybranych gatunków stali Hardox w zastosowaniach eksploatacyjnych.

- b) W stanie normalizowanym kierunki przeróbki plastycznej obu gatunków badanych stali nie były wyróżnikiem pod względem właściwości wytrzymałościowych. W obu przypadkach wartości wskaźników wytrzymałościowych dla poszczególnych kierunków przeróbki plastycznej były do siebie zbliżone. Dla stali Hardox 400 mieściły się w zakresie: $R_m = 447 \div 483$ MPa, $R_e = 311 \div 334$ MPa, $A_5 = 33,0 \div 38,2$ %. Stal Hardox 500 w stanie normalizowanym wykazywała wyższą wartość wytrzymałości na rozciąganie oraz granicy plastyczności w odniesieniu do Hardox 400, ale zarazem wyraźnie niższą wartość wydłużenia względnego. Spowodowane to było większą zawartością węgla w stali Hardox 500 (o około 0,12 %). Skutkowało to uzyskiwaniem przez ten gatunek stali Hardox następujących parametrów wytrzymałościowych: $R_m = 554 \div 563$ MPa, $R_e = 352 \div 372$ MPa, $A_5 = 26,7 \div 28,2$ %.

3. Rezultaty badań udarności stali Hardox 400 i Hardox 500 w zakresie temperatur od -40 do $+20$ °C budziły pewne wątpliwości w kontekście przyjętego dla maszyn roboczych kryterium minimalnej udarności wynoszącej 35 J/cm^2 [89]. Zastrzeżenia dotyczą przede wszystkim stali w stanie wyżarzonym normalizująco.

- a) W stanie normalizowanym kryterium minimalnej udarności w temperaturze -40 °C nie spełniał Hardox 400 dla obu kierunków przeróbki plastycznej oraz Hardox 500 na kierunku poprzecznym. Pozostałe próbki nie budziły zastrzeżeń pod względem otrzymywanych wskaźników udarności.

- b) W stanie dostarczenia niepokojące są rezultaty badań udarnościoowych stali Hardox 500 dla próbek poprzecznych. Omawiany gatunek stali praktycznie w całym przedziale temperatur wykazywał stosunkowo niską wartość udarności na poziomie minimalnego kryterium 35 J/cm^2 . Poziom udarności próbek wzdłużnych tego samego materiału w całym zakresie temperatur kształtował się w granicach 55 J/cm^2 . Najwyższą udarność w tym prezentowanym stanie obróbki cieplnej materiałów wykazywała stal Hardox 400 dla próbek pobranych wzdłużnie do kierunku walcowania. Badania wykazały, iż wartość udarności tego tworzywa na poziomie 130 J/cm^2 utrzymywała się w zakresie temperatur $-20 \pm 20 \text{ }^\circ\text{C}$. Przy dalszym obniżaniu temperatury badania udarności następował jej skokowy spadek, który jednak nie powodował zmniejszenia jej wartości poniżej 51 J/cm^2 .
4. Ze względu na stosunkowo wysoką udarność przy jednocześnie wysokich wytrzymałościach statycznych obu gatunków stali Hardox z poznawczego punktu widzenia uzasadnione było przeprowadzenie analizy fraktograficznej próbek z tych materiałów. Badania przeprowadzono na próbkach wzdłużnych i poprzecznych ze stali Hardox 400 i Hardox 500 w stanie dostarczenia po próbie udarności w temperaturach -40 i $+20 \text{ }^\circ\text{C}$. Wyniki przeprowadzonych analiz przedstawiono poniżej.
- a) Przełomy udarnościoowe zarówno próbek wzdłużnych jak i poprzecznych ze stali Hardox 400, poddanych badaniu w temperaturze $+20 \text{ }^\circ\text{C}$, są przełomami typu plastycznego. W charakterystycznej budowie dołkowej tych przełomów dominują dwa ich rozmiary: duże – o średnicy około $25 \mu\text{m}$ oraz małe – o średnicy około $5 \mu\text{m}$. W większych dołkach wykazano obecność wydzieleni faz węglkowych o stosunkowo dużych rozmiarach. Znaczny udział dużych dołków (określony na około 60 %) wskazuje na analogiczny udział większych wydzieleni węglkowych w tej stali, względnie rzadko rozłożonych. Taki rozkład węglków wpływa dodatnio na plastyczność tej stali. Ponadto rozbudowana podstruktura przełomu, będąca wynikiem zastosowanej obróbki plastycznej i cieplnej, wpływa na osiąganie wysokich własności wytrzymałościowych tej stali.
- b) Na próbkach wzdłużnych i poprzecznych przełomów stali Hardox 500, poddanych badaniu w temperaturze $+20 \text{ }^\circ\text{C}$, występują również przełomy plastyczne. W odróżnieniu od Hardox 400 nie obserwuje się zróżnicowania wielkości dołków, natomiast zdecydowanie większą powierzchnię przełomów zajmują dołki o rozmiarze wynoszącym około $5 \mu\text{m}$. Koalescencja porów drobnych, gęsto rozłożonych następuje stosunkowo szybko, a zatem odkształcenie plastyczne tych próbek jest mniejsze niż próbek stali Hardox 400. Dodatkowo na powierzchni przełomu stali Hardox 500 wyróżnić można nieliczne miejsca przełomu łupliwego w wybranych ziarnach. Wpływa to na

obniżenie jej własności plastycznych oraz udarności. Ponadto w stali Hardox 500 występuje fragmentacja blokowa, przyczyniająca się do wysokich wartości parametrów statycznej wytrzymałości. Na próbkach poprzecznych przełomów można dodatkowo zauważyć częstsze występowanie obszarów przełomu łupliwego. Mniejsza plastyczność przełomu próbek poprzecznych wywołała również spadek udarności.

- c) Przełomy próbek ze stali Hardox 400, wyciętych w kierunku wzdłużnym i poprzecznym, po próbie udarności w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ są przełomami o charakterze łupliwym. Można w nich jednak wyróżnić szereg miejsc przełomu plastycznego. Taki charakter przełomów pozwala uzyskać w tej stali względnie wysoką wartość udarności wynoszącą odpowiednio dla kierunku wzdłużnego i poprzecznego 51 i 47 J/cm^2 .
 - d) Przełomy próbek ze stali Hardox 500, wyciętych w kierunku wzdłużnym i poprzecznym, wykazują w próbie udarności w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ charakter mieszany. Udziały przełomów łupliwego i plastycznego wynoszą dla próbek wzdłużnych po około 50% . Zmniejszenie udziału przełomu plastycznego ze 100% , jakie nastąpiło w temperaturze $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, obniżyło również wartość udarności do średnio 47 J/cm^2 . Udarność tę należy jednak ocenić jako stosunkowo dobrą biorąc pod uwagę jednocześnie bardzo dobre własności wytrzymałości statycznej tej stali. Udział przełomu łupliwego w próbkach wyciętych w kierunku poprzecznym jest większy i wynosi około 65% . Wpływa to na obniżenie wartości udarności, która wyniosła 27 J/cm^2 i należy ją traktować jako stosunkowo niską.
5. Wykonane powierzchniowe rozkłady twardości płyt ze stali Hardox uwidocznily znaczny wpływ na ich właściwości zastosowanych technik cięcia. Oba gatunki badanych materiałów wykazywały dużą wrażliwość na oddziaływanie podwyższonych temperatur skutkującą zmianami strukturalnymi w strefie wpływu ciepła oraz lokalnymi zmianami twardości. Cięcie palnikiem blach ze stali Hardox 400 powodowało obniżenie twardości, nawet o 50% w stosunku do wartości nominalnej w stanie dostarczenia. W stali Hardox 500 zmiany te po zastosowaniu powyższej techniki cięcia były mniejsze (zarejestrowano zmniejszenie twardości o około $20\div 30\%$ wartości początkowej). Podobnie zachowywały się badane tworzywa w przypadku stosowania innych termicznych metod kształtowania elementów z arkuszy blach z tych materiałów. Jediną stosowaną metodą nie wywołującą w stalach Hardox zmian strukturalnych była technika cięcia wysokoenergetycznym strumieniem wody. W tym przypadku proces cięcia nie miał wpływu na zmiany twardości blach. Analizowana technika cięcia strumieniem wody pozwala na wycinanie dowolnych kształtów z płyt ze stali Hardox bez groźby utraty ich wysokich właściwości mechanicznych.

6. Przeprowadzone badania połączeń spawanych ze stali Hardox potwierdziły ich dobrą spawalność. Dla zastosowanych grubości blach (6÷12 mm) możliwe było uzyskanie prawidłowego połączenia (SAW) pozbawionego wad strukturalnych bez podgrzewania wstępnego. Ze względu na mniejszą wartość rzeczywistego równoważnika węgla C_E (CEV) Hardox 400 wykazywała ona lepszą spawalność niż Hardox 500 skutkującą mniejszą tendencją do tworzenia się struktur iglastych w strefie wpływu ciepła oraz korzystniejszym rozkładem twardości. W obu przypadkach potwierdzono dużą wrażliwość zarówno stali Hardox 400 jak i Hardox 500 na oddziaływanie temperatury wywołującą szeroką strefę obniżonej twardości. Podczas łączenia blach ze stali Hardox spoiną dwustronną wykazano, iż szerokość tej strefy może sięgać nawet do 45 mm od środka spoiny. Prowadzone próby spawalności w odniesieniu do przeprowadzonych badań eksploatacyjnych dały znacznie szerszy pogląd na zastosowanie wybranych gatunków stali Hardox nie tylko w zespołach konstrukcyjnych maszyn podstawowych. Ujmowane przez producenta tych stali charakterystyki odnośnie ich łączenia technikami spawalniczymi mają jedynie charakter teoretycznych rozważań. Rzeczywiste badania dowodzą, iż zachowanie się tej grupy materiałów (Hardox 400 i Hardox 500, ale również Hardox 550) nie jest do końca poznane przez eksploatorów tych stali i w każdym z przypadków musi być poprzedzone odpowiednimi procedurami badawczymi. Prezentowane rezultaty badań połączeń spawanych ze stali Hardox 400 i Hardox 500 oraz wyniki prac [100,101] wykazały, że możliwe jest przeprowadzenie „strategii laboratorium” dostosowujące i optymalizujące ich właściwości do określonych zastosowań.
7. Laboratoryjne badania odporności na zużywanie ściernie nie potwierdziły eksponowanej przez producenta wysokiej odporności na abrazywne działanie ścierniwa stali Hardox 400 i Hardox 500. Uzyskane rezultaty badań ścieralności odniesiono do dotychczas stosowanych tworzyw konstrukcyjnych na elementy narażone na intensywne zużywanie ściernie oraz stale o zbliżonych do stali Hardox właściwościach strukturalnych i mechanicznych.
 - a) W stanie dostarczenia wskaźniki odporności na zużywanie ściernie stali Hardox 400 i Hardox 500 wykazywały nieco wyższe wartości aniżeli stale o zbliżonych właściwościach (typu HTK bądź RAEX). Natomiast wypadały niekorzystnie w porównaniu do dotychczas stosowanych tworzyw trudnościeralnych (żeliwo chromowe oraz napawana stal 18G2A (P355N)) stosowanych na elementy koparek węgla brunatnego.
 - b) W stanie normalizowanym odporność na zużywanie ścieranie stali Hardox 400 i Hardox 500 można opisać w podobny sposób jak poprzednio. Przeprowadzenie wyżarzania normalizującego w badanych materiałach wywołało niewielki wzrost tego parametru, lecz nie w stopniu zadowalającym.

8. Z powodu braku możliwości uzyskania jednoznacznych informacji na temat odporności na ścierne obu gatunków stali Hardox, wyłącznie na podstawie laboratoryjnych testów ścieralności, do tego celu wykorzystano rezultaty badań odporności udarowo-ściernej tych materiałów. W wyniku tych prac można sformułować następujące wnioski:
- a) W stanie normalizowanym oddziaływanie wysokoenergetycznego strumienia cieczy ze ścierniwem na powierzchnie badanych próbek powodowało znaczne odkształcenia plastyczne stali Hardox 400 i Hardox 500. W obu materiałach wystąpiły duże wgłębienia (kratery) o zróżnicowanej geometrii bez śladów rozwarstwień i mikropęknięć.
 - b) W stanie dostarczenia w stali Hardox 500, w odróżnieniu od Hardox 400, zarejestrowano mikropęknięcia w obszarze największych odkształceń plastycznych materiału. Doświadczenia zespołu badawczego na temat wielkogabarytowych konstrukcji mechanicznych na przykład [102÷106], wstępne badania rozpoznawcze [107÷109] oraz przeprowadzone próby balistyczne [95,110] stali Hardox również nie dały jednoznacznej odpowiedzi o możliwości ich zastosowania w warunkach intensywnego zużywania ściernego przy obciążeniach o charakterze dynamicznym. Stąd utwierdzono się w przekonaniu, iż zastosowanie nowych grup materiałowych na elementy konstrukcji maszyn podstawowych wymaga ich weryfikacji eksperymentalnej w rzeczywistych warunkach poligonowych.
9. Przeprowadzona weryfikacja właściwości stali Hardox 400 i Hardox 500 w warunkach poligonowych potwierdziła jedną z tez, iż zastępowanie dotychczas stosowanych grup materiałowych na konstrukcjach koparek węgla brunatnego nowymi tworzywami o stosunkowo mało poznanych własnościach wymaga stosowania eksperymentów eksploatacyjnych. Prowadzone badania płyt wykładzinowych ze stali Hardox na zsuwni stałej koła czerpakowego koparki KWK-1500s (K-9) w kopalni „Turów” dowodzą dużych możliwości aplikacyjnych tych materiałów. Rezultaty przeprowadzonych prac scharakteryzowano poniżej.
- a) Zarówno stal Hardox 400 jak i Hardox 500 wykazują większą odporność na zużywanie ścierne w warunkach obciążeń dynamicznych niż dotychczas stosowane wykładziny trudnościeralne ze stali: 35SG (37MnSi5), 18G2A (P355N), 18G2A (P355N) z napoiną Fe-Cr-C oraz żeliwa chromowego.
 - b) Stopień zużycia udarowo-ściernego stali Hardox 500 był zdecydowanie najmniejszy spośród wszystkich poddanych badaniom tworzyw konstrukcyjnych. Po przepracowaniu przez płyty wykładzinowe z tego materiału 1416 godzin na zsuwni stałej koła czerpakowego, w dalszym ciągu podlegają one eksploatacji, pomimo już dwukrotnej wymiany pozostałych wykładzin z innych materiałów. Należy jednak zwrócić uwagę, iż przewaga

Hardox 500 nad Hardox 400 może wynikać z trudniejszych warunków pracy tego drugiego.

- c) Zastosowanie na wybrane elementy trudnościeralne stali Hardox pozwala na łatwe określanie krytycznego ich zużycia. Wynika to z jednorodnej budowy strukturalnej na całym przekroju blach. Maksymalny stopień zużycia wykładzin z prezentowanych materiałów może być określany w skrajnym przypadku nawet perforacją blachy bez groźby utraty właściwości stali na każdym z etapów ich zużycia.
- d) Analiza ekonomiczna zastosowania stali Hardox 400 i Hardox 500 przeprowadzona w pracy [23] wykazała blisko dwukrotnie mniejszy koszt montażu wykładzin trudnościeralnych w kopalni „Turów”. Dotyczy to wyłącznie ceny materiału podstawowego wraz z przygotowaniem i montażem bez uwzględnienia podwyższonej odporności na zużywanie udarowo-ścierne w stosunku do innych materiałów. Liczbowa wartość oszczędności dla jednej maszyny w skali roku wynosi w przybliżeniu 100 tysięcy złotych.

7. Wnioski końcowe

W wyniku przeprowadzonych badań w odniesieniu do punktu 3 niniejszej rozprawy sformułowano 11 wniosków o charakterze poznawczym (naukowym) i 3 wnioski o charakterze aplikacyjnym.

7.1. Wnioski o charakterze poznawczym

1. Stale Hardox 400 i Hardox 500 w stanie dostarczenia posiadają jednorodną strukturę odpuszczonego martenzytu z licznymi wydzieleniami faz węglkowych. W obu przypadkach ujawniono obecność powierzchniowej warstwy częściowego odwęglania o grubości około 0,5 mm.
2. W toku badań wytrzymałościowych potwierdzono wysokie wskaźniki wytrzymałościowe stali Hardox 400 i Hardox 500 w stanie dostarczenia, przy stosunkowo korzystnych własnościach plastycznych. Otrzymane parametry mechaniczne były do siebie zbliżone dla poszczególnych kierunków przeróbki plastycznej.
3. Badania udarności w zakresie temperatur od -40 do +20 °C stali Hardox 400 i Hardox 500 w stanie dostarczenia uwidoczniły znaczącą przewagę tego pierwszego materiału. Wykazano również zależność udarności od kierunku przeróbki plastycznej obu materiałów.
4. W stanie normalizowanym, w zakresie temperatur od -40 do +20 °C badania udarności stali Hardox 400 dla obu kierunków oraz Hardox 500 na kierunku poprzecznym do zastosowanej przeróbki plastycznej, nie spełniały kryterium minimalnej wartości udarności 35 J/cm².
5. Przełomy próbek udarnościowych (poddanych badaniu w temperaturze +20 °C) ze stali Hardox 400 i Hardox 500 w stanie dostarczenia są przełomami typu plastycznego. Nie zaobserwowano zróżnicowania charakteru przełomów na kierunku wzdłużnym i poprzecznym próbek.
6. Przełomy próbek udarnościowych stali Hardox 400 w stanie dostarczenia (poddanych badaniu w temperaturze -40 °C) są przełomami o charakterze

łupliwym. Natomiast próbki ze stali Hardox 500 wykazują przełomy o charakterze przełomów mieszanym.

7. Obie badane stale w stanie dostarczenia wykazywały dużą wrażliwość na wpływ podwyższonych temperatur podczas cięcia różnymi technikami, wywołującą zmiany strukturalne oraz lokalne zmiany twardości badanych materiałów.
8. Badania metalograficzne stali Hardox 400 i Hardox 500 potwierdziły ich dobrą spawalność, nawet bez podgrzewania wstępnego dla blach o grubości 6÷12 mm. Spawanie metodą SAW wywoływało w obu tworzywach szeroką strefę obniżonej twardości wynoszącą około 45 mm od środka spoiny.
9. Badania ścieralności stali Hardox 400 i Hardox 500, w stanie dostarczenia oraz normalizowanym, wykazały ich lepszą odporność na zużywanie ściernie aniżeli innych stali o zbliżonych właściwościach (HTK lub RAEX), jednak nie w stopniu przewyższającym napawaną stal 18G2A (P355N) i żeliwo wysokochromowe.
10. W badaniach odporności udarowo-ścierniej stali w stanie dostarczenia wykazano przewagę Hardox 400 nad Hardox 500. W stanie normalizowanym nie różnicowano wyraźnych zmian strukturalnych badanych materiałów.
11. Przeprowadzone badania stali Hardox potwierdziły konieczność eksperymentalnej weryfikacji nowych grup materiałowych w rzeczywistych warunkach poligonowych, przed ich zastosowaniem na elementy konstrukcji maszyn roboczych.

7.2. Wnioski o charakterze aplikacyjnym

1. Na podstawie badań poligonowych w rzeczywistych warunkach pracy koparek węgla brunatnego, wykazano przewagę stali Hardox 400 i Hardox 500 w stanie dostarczenia nad dotychczas stosowanymi stalami trudnościeralnymi (35SG (37MnSi5), 18G2A (P355N), 18G2A (P355N) z napoiną Fe-Cr-C oraz żeliwem wysokochromowym).
2. Największą odpornością na zużywanie udarowo-ściernie w warunkach poligonowych, spośród badanych materiałów, charakteryzowała się stal Hardox 500.
3. Jednorodna budowa strukturalna na całym przekroju blach ze stali Hardox 400 i Hardox 500 pozwala na łatwe określanie w warunkach roboczych ich krytycznego zużycia.

Literatura

- [1] Hebda M., Wachal A., Trybologia. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa, 1980.
- [2] Szczerek M., Wiśniewski M., Tribologia i tribotechnika. Polskie Towarzystwo Tribologiczne, Instytut Technologii Eksploatacji, Stowarzyszenie Inżynierów i Techników mechaników Polskich, Radom, 2000, s. 15-19.
- [3] http://www.pgi.gov.pl/surowce_mineralne/weg_brunatny.htm, strona domowa Zakładu Geologii Gospodarczej Państwowego Instytutu Geologicznego. Surowce mineralne Polski, surowce energetyczne.
- [4] Pietryszczew W., Polskie górnictwo węgla brunatnego w 2005 roku. Węgiel Brunatny, nr 54, 2005.
- [5] Bicki Z., BOT szansą rozwoju branży węgla brunatnego i energii na nim opartej. IV Międzynarodowy Kongres Górnictwa Węgla Brunatnego, Bełchatów 6-8 czerwca 2005 roku.
- [6] Pietryszczew W., Polskie górnictwo węgla brunatnego w 2004 roku. Węgiel Brunatny, nr 50, 2004.
- [7] Adamiec P., Lalik S., Wpływ struktury napoin na zużycie ściernie napawanych części. Inżynieria Materiałowa, nr 3, 1989, s. 80-84.
- [8] Leszek W., Jeszcze raz i nieco inaczej o trybologii. Międzyresortowe Centrum Naukowe Eksploatacji Majątku Trwałego, Radom, 1994, s. 61-65.
- [9] Lawrowski Z., Tribologia. Tarcie, zużywanie i smarowanie. Wydawnictwo Naukowe PWN, Warszawa, 1993, s. 22-40 oraz s. 97-131.
- [10] Wocka N., Urabianie koparkami kołowymi w warunkach dużych oporów kopania. Górnictwo Odkrywkowe, nr 1, 1989.
- [11] Wocka N., Wocka C., Einflüsse auf die Schneidkraft von Schaufelradbaggern bei schwer baggerbarem Lockergestein. Braunkohle, nr 41, 1989.
- [12] Kułakowski Z., Nowe elementy skrawające produkcji Famago dla koparek kołowych pracujących w złożach trudnourabialnych. Górnictwo Odkrywkowe, nr 1, 1989.
- [13] Barwell F.T., Łożyskowanie. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa, 1984, s. 95-136.
- [14] Chruszczow M.M., Babiczew M.A., Abrazivnoe iznosivanie. Izd. Nauka, Moskwa 1970.
- [15] Chruszczow M.M., Babiczew M.A., Isledovanie iznosivania. Izd. Nauka, Moskwa 1980.
- [16] Bowden F.P., Tabor D., Wprowadzenie do trybologii. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa, 1980, s. 63-77.
- [17] Solski P., Ziemia S., Zagadnienia zużycia elementów maszyn spowodowanego tarciami. Państwowe Wydawnictwa Naukowe, Warszawa 1969.

- [18] Bhushan B., *Modern Tribology Handbook. Principles of Tribology. Vol. 1.* CRC Press, London, New York, Washington, 2001.
- [19] Bhushan B., *Modern Tribology Handbook. Materials, Coatings and Industrial Applications. Vol. 2.* CRC Press, London, New York, Washington, 2001.
- [20] PN-83/H-04302 - Badania wytrzymałościowe metali. Próba tarcia w układzie: 3 wałeczki – stożek.
- [21] Solski P., *Zużycie cierne metali.* Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa, 1968.
- [22] Krajczyk A., *Podręczny atlas mikrostruktur metali i stopów.* Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław, 2005.
- [23] Pawłowski T., *Badania odporności na zużywanie ściernie wybranych zespołów konstrukcyjnych maszyn górniczych w BOT KWB Turów S.A.* Praca dyplomowa inżynierska, Instytut Materiałoznawstwa i Mechaniki Technicznej Politechniki Wrocławskiej, Wrocław 2006.
- [24] *Praca zbiorowa. Wybrane problemy tribologii.* Państwowe Wydawnictwo Naukowe. Warszawa 1990.
- [25] Wieleba W., Pękalski G., *Ocena przydatności nowych materiałów odpornych na ścieranie w budowie maszyn przemysłu wydobywczego. Projekt badawczy rozwojowy, Ministerstwo Nauki i Informatyzacji, w przygotowaniu, Wrocław 2006.*
- [26] Dudek D., Oziemski S., Sobczykiewicz W., *Elementy teorii degradacji maszyn. Problemy Maszyn Roboczych, nr 4, 1994.*
- [27] Dudek D., Pękalska L., Pękalski G., *Koncepcja wielokryterijnego rozwiązywania problemów materiałowych w teorii degradacji maszyn. Materiały konferencyjne 5th International Symposium „Continuous surface mining”, Wrocław 1998.*
- [28] Kułakowski Z., *Nowe elementy skrawające produkcji FAMAGO dla koparek kołowych w złożach trudnourabialnych. Górnictwo Odkrywkowe, nr 1, 1989.*
- [29] Adamiec P., Dziubiński J., *Ocena trwałości części maszyn regenerowanych przy pomocy napawania. III Konferencja Naukowo-Techniczna „Trwałość elementów i węzłów konstrukcyjnych maszyn górniczych”, Ustroń-Zawodzie, 1994, str. 27÷36.*
- [30] Pękalska L., Pękalski G., *Budowa fazowa i struktury napoin stosowanych w górnictwie węgla brunatnego. Węgiel Brunatny, wydanie specjalne, referat z Czwartego Konwersatorium Bezpieczeństwo oraz Degradacja Maszyn, wrzesień 2000, str. 86÷91.*
- [31] Solski P., *O odporności na ścieranie napawanych metali. Przegląd Spawalnictwa, Nr 5, Warszawa, 1961, str. 117÷122.*
- [32] Solski P., *O odporności na ścieranie napawanych metali, część druga, Przegląd Spawalnictwa, Nr 6, Warszawa, 1961, str. 152÷156.*
- [33] Dziubiński J., Klimpel A., *Napawanie i natryskiwanie cieplne.* Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa, 1985.
- [34] Pękalski G., Dudziński W., Sachadel U., Alenowicz J., *Some macro- and microstructural aspects of pad welded layer durability. Archives of Civil and Mechanical Engineering, vol. 5, nr 2, Wrocław, 2005, str. 85÷104.*
- [35] Adamiec P., Lalik S., *Wpływ struktury napoin na zużycie ściernie napawanych części. Inżynieria Materiałowa, nr 3, 1989, str. 80÷84.*
- [36] Gierek A., Bajka L., *Żeliwo stopowe jako tworzywo konstrukcyjne.* Wydawnictwo Śląsk, Katowice, 1976.
- [37] Pilarczyk J., Pilarczyk I., *Spawanie i napawanie elektryczne metali.* Wydawnictwo Śląsk sp. z.o.o., Katowice, 1998.

- [38] Rejsz A.K., Powyszenie iznosostoikostii stroitielnych i dorożnych maszyn. Moskwa, 1986.
- [39] Blume F. i inni, Materiałowo-technologiczne zagadnienia napawania warstw. Inżynieria Materiałowa, nr 43, 1988.
- [40] Alenowicz J., Mendel S., Pękalski G., Badanie napoin drutem rdzeniowym Lincore 40-O stosowanym do regeneracji członów gaśnicowych koparek i zwałowarek. Górnictwo Odkrywkowe, Nr 1, 2004, s. 29÷32.
- [41] Alenowicz J., Mendel S., Pękalska L., Pękalski G., Badania metalograficzne napoin wykonanych drutem proszkowym Lincore 15CrMn. Górnictwo Odkrywkowe, 2004.
- [42] Dobrzański L.A., Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwo. Materiały inżynierskie z podstawami projektowania materiałowego. WN-T, Warszawa, 2002.
- [43] Hardox – Das Verschleißblech der vielen Möglichkeiten. Wydawnictwo SSAB Oxelösund, 2002.
- [44] Pękalski G., Haimann K., Konat Ł. i inni, Badania materiałowe stali Hardox 400 i stali Hardox 500. Raport Instytutu Metaloznawstwa i Mechaniki Technicznej serii SPR 10/2005.
- [45] Pękalski G., Wybrane zagadnienia materiałowe elementów maszyn górnictwa odkrywkowego narażonych na zużywanie ściernie a możliwości zastosowania stali Hardox. Górnictwo Odkrywkowe, nr 4/5, str. 47-53, 2005.
- [46] Pękalski G., Konat Ł., Rozpoznanie i analiza efektów zastosowań stali Hardox. Raport Instytutu Metaloznawstwa i Mechaniki Technicznej serii SPR 4/2005.
- [47] http://apps.hardox.com/wearcalc/part_01.htm - strona producenta poświęcona stali Hardox.
- [48] Biernacka M., Struktury i wybrane właściwości nowej grupy stali odpornych na zużywanie ściernie. Propozycje zastosowań w koparkach węgla brunatnego. Praca dyplomowa magisterska, Instytut Metaloznawstwa i Mechaniki Technicznej Politechniki Wrocławskiej, 2005.
- [49] Blicharski M., Inżynieria Materiałowa stali. WNT, Warszawa, 2004.
- [50] Malkiewicz T., Metaloznawstwo stopów żelaza. PWN, Warszawa-Kraków, 1968.
- [51] http://www.ssabox.com/products/hardox/en_hardox_data1.htm - strona domowa huty SSAB-Oxelösund, dane z dnia 12.11.2006.
- [52] Adamczyk J., Ozgowicz W., Wusatowski R., Kalinowska-Ozgowicz E., Grzyb R. Jour. Mater. Processing Technology, 64, 1997.
- [53] Adamczyk J., Inżynieria materiałów metalowych. Część 1. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2004.
- [54] Adamczyk J., Inżynieria materiałów metalowych. Część 2. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2004.
- [55] Ciszewski B., Przetakiewicz W., Nowoczesne materiały w technice. Wydawnictwo Bellona, Warszawa 1993.
- [56] Przegaliński S., Prace Instytutów Hutniczych. Nr 17, 1965.
- [57] Pickering F.B., Metallurgical Achievements. Pergamon Press, Oxford, 1965.
- [58] General product information heavy plate. Materiały informacyjne huty SSAB-Oxelösund.
- [59] Machining. Hardox, Weldox. Materiały informacyjne huty SSAB-Oxelösund.
- [60] Welding. Hardox, Weldox. Materiały informacyjne huty SSAB-Oxelösund.
- [61] Cutting. Hardox, Weldox. Materiały informacyjne huty SSAB-Oxelösund.
- [62] Cięcie gazowe, spawanie. Hardox, Weldox. Materiały informacyjne huty SSAB-Oxelösund.

- [63] Toczenie, frezowanie. Hardox, Weldox. Materiały informacyjne huty SSAB-Oxelösund.
- [64] Gięcie i cięcie. Hardox, Weldox. Materiały informacyjne huty SSAB-Oxelösund.
- [65] Hansson P., Lowgren C., Properties of Modern Wear Resistant Steels. Svetsen (Special Issue, 1E), 1990, str. 58÷61.
- [66] Fundal E., Abrasive Wear Mapping Using the Micro Wear Test. Conference Nortrib'92, Tribologia, N11(3), 1992, str. 149÷156.
- [67] Heavy instruments in heaveplate. Bergsmannen, 3, 1996, str. 16.
- [68] Abrasion-Resistant Steel Plate. Metalurgia, N60(10), 1993, str. 368.
- [69] Marujan Heave Industrie to Import Swedish Abrasion-Resistant Steel. New Materials, Japan, 1992, str. 3.
- [70] Bugłacki H., Smajdor M., Mechanical properties of abrasion – resistant Hardox 400. Advances in Material Science, vol. 4, N2, December 2003.
- [71] Oskwarek M., Structural features and susceptibility to cracking of welded joints of Hardox 400 and Hardox 500 steels. Materiały Konferencji Naukowej SKN, Wrocław 2006.
- [72] Capanidis D., Konat Ł., Pękalski G., Sachadel U., Wieleba W., Możliwości zastosowania stali Hardox a ich struktury i wybrane właściwości. XVIII Konferencja Naukowa, Problemy rozwoju maszyn roboczych, Zakopane 17 - 20 stycznia 2005.
- [73] Pearson W.B., A handbook of lattice spacings and structures of metals and alloys. Vol. 2. Pergamon Press, London, 1967.
- [74] Villars P., Calvert L.D., Pearson's handbook of crystallographic data for intermetallic phases. Vol. 1, 2, 3, American Society for Metals, 1985.
- [75] Hansen M., Constitution of binary alloys. McGraw-Hill Book Company INC, New York, 1958.
- [76] Dudziński W., Defekty struktury w węglkach typu M_7C_3 . Wydawnictwo Politechniki Wrocławskiej, Wrocław, 1986.
- [77] Kozubowski J., Metody transmisyjnej mikroskopii elektronowej. Wydawnictwo „Śląsk”, Katowice, 1975.
- [78] Gonser K., Microscopic Methods in Metals. Springer-Verlag, Berlin, 1984.
- [79] Goodhew P.J., Humphreys F.J., Electron Microscopy and Analysis. Taylor and Francis, London, 1988.
- [80] Hornbogen E., Skrotzki, Werkstoff-mikroskopie. Springer-Verlag, Berlin, 1993.
- [81] Grabski M.W., Kurzydłowski K.J., Teoria dyslokacji. Wydawnictwo Politechniki Warszawskiej, Warszawa, 1984.
- [82] Hull D., Dyslokacje. PWN, Warszawa, 1982.
- [83] Przybyłowicz K., Podstawy teoretyczne metaloznawstwa. WNT, Warszawa, 1999.
- [84] Lachowicz M., Charakterystyka zmian mikrostrukturalnych i mechanizmów pęknięcia występujących w trakcie spawania i obróbki cieplnej superstopu Inconel 713C. Praca doktorska, Instytut Materiałoznawstwa i Mechaniki Technicznej Politechniki Wrocławskiej, 2006.
- [85] Mendel S., Pawlus J., Pękalski G., Sysak Z., Szymkowski J., Materiały na elementy konstrukcyjne podlegające intensywnemu zużyciu udarowo-ściernemu. Materiały Konferencyjne, Energetyka 2006.
- [86] Korzeń Z., Mechanika procesu przecinania ośrodka rozdrobionego elementarnymi profilami liniowymi. Prace Naukowe Instytutu Konstrukcji i Eksploatacji Maszyn Politechniki Wrocławskiej nr 38, seria Monografie nr 9, Wydawnictwo Politechniki Wrocławskiej, Wrocław 1981.

- [87] Leda H., Strukturalne aspekty własności mechanicznych wybranych materiałów. Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, 1998.
- [88] Brózda J., Pilarczyk J., Zeman M., Spawalnicze wykresy przemian austenitu CTPc-S. Wydawnictwo „Śląsk”, Katowice, 1983.
- [89] Dudziński W., Konat Ł., Pękalska L., Pękalski G., Struktury i właściwości stali Hardox 400 i Hardox 500. III Krajowa Konferencja, Nowe Materiały - Nowe Technologie w Przemysle Okrętowym i Maszynowym, Inżynieria Materiałowa, nr 3 (151), maj-czerwiec 2006, str. 139÷142.
- [90] Haimann K., Konat Ł., Pękalski G., Rabięga J., Badania udarnośći i fraktografia przelomów jako kryteria oceny stanu degradacji stali mostowej. Badania materiałów budowlanych i konstrukcji inżynierskich, Dolnośląskie Wydawnictwo Edukacyjne, materiały konferencyjne, Wrocław, czerwiec 2004.
- [91] Alenowicz J., Budowa warstw napawanych drutem proszkowym DPIS 91 na tle wyników badań napoin wykonywanych wybranymi drutami spawalniczymi stosowanymi w górnictwie węgla brunatnego. Górnictwo Odkrywkowe, nr 4/5, 2005.
- [92] Cegiel L., Kozerska A., Pękalski G., Struktury i odporność na zużywanie ściernie materiałów stosowanych na płyty wykładzinowe zsuwni i przesypów koparek węgla brunatnego. Górnictwo Odkrywkowe, nr 5/6, 2006, str. 56÷62.
- [93] Pękalski G., Mendel S., Sysak Z., Szymkowski J., Zużywanie udarowo-ściernie warstwy wierzchniej stali Hardox poddanej miejscowemu obciążeniu dynamicznemu. Górnictwo Odkrywkowe, artykuł przyjęty do druku.
- [94] Wiśniewski A., Panczerze. Budowa, projektowanie i badanie. WNT, Warszawa 2001.
- [95] Jamroziak K., Konat Ł., Bocian M., Pękalski G., Strukturalne aspekty uderzenia balistycznego na przykładzie pocisku z rdzeniem stalowym i jednorodnej płyty pancerniej. VI Międzynarodowa Konferencja Uzbrojeniowa – Naukowe Aspekty Techniki Uzbrojenia (NATU-2006), 11-13 października, Waplewo 2006.
- [96] Oskwarek M., Wpływ obróbki cieplnej na struktury i wybrane właściwości połączeń spawanych ze stali Hardox. Praca dyplomowa magisterska, Instytut Materiałoznawstwa i Mechaniki Technicznej Politechniki Wrocławskiej, Wrocław 2006.
- [97] <http://www.multimet.com.pl/of2d.html> - strona producenta poświęcona materiałom spawalniczym firmy Multimet.
- [98] Moll R., Stram T., Strukturalne aspekty odporności na zużywanie ściernie na przykładzie stali 35SG i wybranych gatunków napoin. Raport IMiMT Politechniki Wrocławskiej, PIRE 26, Wrocław, 1994.
- [99] Pękalski G., Sobis T., Stram T., Widanka K., Badania stali St3S i 35SG z napoinami Fe-Cr-C i Fe-Cr-C-V stosowane na zęby czerpaków i leje zsypane. Raport IMiMT Politechniki Wrocławskiej, Spr Nr 9, Wrocław, 1994.
- [100] Konat Ł., Pękalski G., Oskwarek M., Makro i mikrostrukturalne własności połączeń spawanych stali Hardox 400 i Hardox 500. XIX Konferencja Naukowa „Problemy Rozwoju Maszyn Roboczych”, Czasopismo Techniczne, Zakopane, styczeń 2006.
- [101] Pękalska L., Pękalski G., Konat Ł., Budowa strukturalna i zmiany twardości połączeń spawanych ze stali Hardox w różnych stanach obróbki cieplnej. Raport IMMT serii SPR 1/2007.
- [102] Konat Ł., Kujawa A., Muchaczow J., Pękalski G., Porównawcza ocena podatności do degradacji stali gatunków 18G2 i 18G2A. Górnictwo Odkrywkowe, nr 4-5/2003.

- [103] Głuszko M., Konat Ł., Pękalski G., Rabięga J., Corrosion and structural degradation processes in steels used for construction of bridges. VII International Conference and Exhibition „Corrosion-2004”, materiały konferencyjne, Lwów, 8-10 czerwca, 2004.
- [104] Konat Ł., Pękalski G., Rabięga J., Sachadel U., Material tests of a bridge from 1796 at the Strzegomka River in Łaźany, Lower Silesia. Archives of Civil and Mechanical Engineering, Vol. 5, No. 4, 2005, str. 27÷41.
- [105] Konat Ł., Pękalski G., Rabięga J., Degradation processes in bridge steels of the turn of the 19th and 20th century. 6th International Symposium on Steel Bridges, Praga, czerwiec 2006.
- [106] Konat Ł., Pękalski G., Korozja i strukturalne procesy degradacyjne w stalach wykorzystywanych na konstrukcje mostów. Raport IMMT serii SPR 10/2003.
- [107] Konat Ł., Pękalski G., Structures and selected properties of Hardox steels in the context of their use in surface mining machinery construction. XV International Symposium on Mine Planning & Equipment Selection (MPES 2006), 20 - 22 September 2006, Torino – Italy, vol. 1, str. 142÷147.
- [108] Cegiel L., Konat Ł., Pawłowski T., Pękalski G., Stale Hardox - nowe generacje materiałów konstrukcyjnych maszyn górnictwa odkrywkowego. Węgiel Brunatny, Nr 3 (56), Bogatynia, str. 24÷29.
- [109] Dudziński W., Pękalski G., Struktury, właściwości i możliwości zastosowań stali Hardox w koparkach węgla brunatnego na tle dotychczasowych rozwiązań materiałowych. Polska metalurgia w latach 2002-2006, Komitet Metalurgii PAN, Kraków, 2006 str. 687÷692.
- [110] Jamroziak K., Konat Ł., Bocian M., Pękalski G., Kryteria doboru i oceny blachy pancernej w aspekcie zabudowy balistycznej pojazdu. Problemy Techniki Uzbrojenia – WITU, XVI Konferencja Naukowo-Techniczna – Problemy rozwoju, produkcji i eksploatacji techniki uzbrojenia – Uzbrojenie' 2007, materiały konferencyjne, Rynia, maj 2007, str. 151÷158.