

AUTOREFERAT

Załącznik nr 3

do wniosku o wszczęcie postępowania habilitacyjnego
w dziedzinie nauk technicznych w dyscyplinie
inżynieria mechaniczna

Autor: dr inż. Beata Białobrzeska
Katedra Inżynierii Pojazdów
Wydział Mechaniczny
Politechnika Wrocławska

Wrocław 2025

Spis treści

1. Imię i nazwisko	3
2. Posiadane dyplomy, stopnie naukowe lub artystyczne – z podaniem podmiotu nadającego stopień, roku ich uzyskania oraz tytułu rozprawy doktorskiej.	3
3. Informacja o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych lub artystycznych.	3
4. Omówienie osiągnięć, o których mowa w art. 219 ust. 1 pkt. 2 ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (Dz. U. z 2021 r. poz. 478 z późn. zm.). Omówienie to winno dotyczyć merytorycznego ujęcia przedmiotowych osiągnięć, jak i w sposób precyzyjny określać indywidualny wkład w ich powstanie, w przypadku, gdy dane osiągnięcie jest dziełem współautorskim, z uwzględnieniem możliwości wskazywania dorobku z okresu całej kariery zawodowej.	6
4.1 Osiągnięcie 1 o tytule: <i>Rola dodatków stopowych w kształtowaniu mikrostruktury i w efekcie odporności na zużywanie ścierne staliw mikrostopowanych borem</i>	7
Omówienie celów i zakresu badań	18
Omówienie materiału i zastosowanej metodyki badawczej	22
Omówienie wyników badań i wniosków	23
Podsumowanie.....	53
4.2 Osiągnięcie 2 o tytule: <i>Wpływ mikrostruktury na właściwości mechaniczne, ze szczególnym uwzględnieniem odporności na zużywanie ścierne stali martenzytycznych z borem</i>	55
Omówienie celów i zakresu badań	74
Omówienie materiału i zastosowanej metodyki badawczej	76
Omówienie wyników badań i wniosków	77
Podsumowanie.....	98
5. Informacja o wykazywaniu się istotną aktywnością naukową albo artystyczną realizowaną w więcej niż jednej uczelni, instytucji naukowej lub instytucji kultury, w szczególności zagranicznej.	103
6. Informacja o osiągnięciach dydaktycznych, organizacyjnych oraz popularyzujących naukę lub sztukę.	105
7. Oprócz kwestii wymienionych w pkt. 1-6, wnioskodawca może podać inne informacje, ważne z jego punktu widzenia, dotyczące jego kariery zawodowej.	106

1. Imię i nazwisko.

Beata Katarzyna Białobrzaska

Publikowałam również jako Beata Katarzyna Łętkowska

Politechnika Wrocławska

Katedra Inżynierii Pojazdów

ORCID ID: 0000-0002-6212-5728

2. Posiadane dyplomy, stopnie naukowe lub artystyczne – z podaniem podmiotu nadającego stopień, roku ich uzyskania oraz tytułu rozprawy doktorskiej.

2013 Uzyskanie stopnia **doktora nauk technicznych** w dziedzinie mechanika na Wydziale Mechanicznym Politechniki Wrocławskiej

Tytuł pracy: *Wpływ obróbki cieplnej na strukturę i wybrane własności stali gatunku B27 oraz 28MCB5*

Promotor: prof. dr hab. inż. Włodzimierz Dudziński (Politechnika Wrocławska)
Recenzenci: dr hab. inż. Kazimierz Granat, prof. nadzw. PWr (Politechnika Wrocławska)
prof. dr hab. inż. Jerzy Nowacki (Zachodniopomorski Uniwersytet Technologiczny w Szczecinie)

Praca uzyskała wyróżnienie Rady Instytutu Materiałoznawstwa i Mechaniki Technicznej Politechniki Wrocławskiej

2007 Uzyskanie stopnia zawodowego **magistra inżyniera** na kierunku zarządzanie i inżynieria produkcji o specjalności zarządzanie jakością, na Wydziale Mechanicznym Politechniki Wrocławskiej

Tytuł pracy: *Badania materiałowe stali HTK-700H i HTK-900H, a możliwości ich zastosowania w konstrukcji maszyn górnictwa odkrywkowego*

Promotor: dr hab. inż. Grzegorz Pękalski (Politechnika Wrocławska)

3. Informacja o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych lub artystycznych.

X 2020–obecnie Politechnika Wrocławska
Katedra Inżynierii Pojazdów
Adiunkt badawczo-dydaktyczny

X 2015–IX 2020 Politechnika Wrocławska
Katedra Materiałoznawstwa, Wytrzymałości i Spawalnictwa
Adiunkt badawczo-dydaktyczny (a także adiunkt naukowo-dydaktyczny)

X 2013–IX 2015 Politechnika Wrocławska
Katedra Materiałoznawstwa, Wytrzymałości i Spawalnictwa
Asystent naukowo-dydaktyczny

Zanim przejdę do omówienia moich osiągnięć, chciałabym przedstawić przebieg kariery zawodowej, która w sposób naturalny odzwierciedla rozwój moich zainteresowań naukowych.

W 2007 roku ukończyłam studia na Politechnice Wrocławskiej na Wydziale Mechanicznym, na kierunku zarządzanie i inżynieria produkcji o specjalności zarządzanie jakością. Już w trakcie studiów aktywnie rozwijałam swoje zainteresowania, angażując się w działalność Koła Naukowego Materiałoznawstwa im. doc. Rudolfa Haimanna. Uczestnictwo w pracach Koła umożliwiło mi

poszerzenie wiedzy z zakresu materiałoznawstwa i zastosowanie jej w prowadzonych badaniach. Na podstawie zdobytych doświadczeń, pod kierunkiem dra inż. Grzegorza Pękalskiego, napisałam pracę magisterską *Badania materiałowe stali HTK-700H i HTK-900H, a możliwości ich zastosowania w konstrukcji maszyn górnictwa odkrywkowego*. Tematyka pracy była nietypowa dla kierunku zarządzanie i inżynieria produkcji, jednakże zdobyta podczas studiów wiedza z zakresu zarządzania jakością, obejmująca m.in. zagadnienia statystyczne, pozwoliła mi spojrzeć na poruszaną problematykę w sposób interdyscyplinarny, tj. łącząc aspekty materiałoznawcze z elementami analizy jakościowej, a w konsekwencji łącząc metody oceny właściwości mechanicznych stali w realnych zastosowaniach inżynierskich. To doświadczenie utwierdziło mnie w przekonaniu o chęci kontynuowania pracy badawczej. W 2007 roku rozpoczęłam studia doktoranckie w Instytucie Materiałoznawstwa i Mechaniki Technicznej na Wydziale Mechanicznym Politechniki Wrocławskiej. W trakcie studiów aktywnie uczestniczyłam w seminariach zakładowych, co pozwoliło mi poszerzać wiedzę i rozwijać umiejętności badawcze. Równocześnie prowadziłam zajęcia laboratoryjne z przedmiotów materiałoznawstwo I oraz materiałoznawstwo II, dzięki czemu zdobyłam doświadczenie dydaktyczne. Zwieńczeniem mojej działalności naukowej prowadzonej w trakcie studiów doktoranckich była obrona rozprawy doktorskiej *Wpływ obróbki cieplnej na strukturę i wybrane własności stali gatunku B27 oraz 28MCB5*, którą zrealizowałam pod kierunkiem prof. dra hab. inż. Włodzimierza Dudzińskiego. Praca ta została wyróżniona przez Radę Instytutu Materiałoznawstwa i Mechaniki Technicznej Politechniki Wrocławskiej, co było dla mnie potwierdzeniem znaczenia prowadzonych badań.

W latach 2013–2015 pracowałam jako asystent naukowo-dydaktyczny w Katedrze Materiałoznawstwa, Wytrzymałości i Spawalnictwa Politechniki Wrocławskiej. W kolejnych latach, 2015–2020, byłam adiunktem naukowo-dydaktycznym. Po przeprowadzonej na Politechnice Wrocławskiej reorganizacji katedr, od 2020 r. jestem zatrudniona jako adiunkt badawczo-dydaktyczny w Katedrze Inżynierii Pojazdów, gdzie w ramach mojej działalności prowadzę zajęcia dydaktyczne z materiałoznawstwa I i II oraz badania w zakresie analizy mikrostruktur i właściwości mechanicznych stali trudnościeralnych oraz opracowywania materiałów o zwiększonej trwałości w warunkach intensywnego zużywania. Moje badania są bezpośrednio powiązane z wyzwaniem **inżynierii mechanicznej**, a ich wyniki mogą być stosowane w projektowaniu trwałych i wytrzymałych elementów roboczych maszyn.

Chciałam również podkreślić, że w latach 2010–2013 byłam zatrudniona w firmie WABCO Vehicle Control Systems (obecnie ZF). Rozwój mojej kariery zawodowej, ściśle związanej ze studiowanym przeze mnie kierunkiem, podkreśla szybka ścieżka awansu, co było uznaniem dla moich kompetencji, sumienności i skuteczności w realizacji powierzonych projektów w międzynarodowym środowisku pracy. Jako Inżynier Jakości Materiałów byłam odpowiedzialna za wzorcowanie komponentów, w tym *Verband der Automobilindustrie* (VDA2) oraz *Production Part Approval Process* (PPAP). Zajmowałam się również audytowaniem dostawców według standardu *VDA Standard for Auditing Supplier Processes* (VDA6.3). Do moich obowiązków należało także sporządzanie okresowych zestawień i analiz dotyczących dostawców, identyfikacja i ocena defektów w komponentach oraz prowadzenie reklamacji części, które nie spełniały wymagań jakościowych. Byłam również zaangażowana w projekty nowych produktów, takich jak: *Electronic Controlled Air Suspension 4* (ECAS4) oraz *Trailer Control Valve* (TCV3), co pozwoliło mi na zdobycie doświadczenia w zakresie wprowadzania nowych rozwiązań technologicznych w branży motoryzacyjnej. Następnie jako Inżynier Jakości Procesu byłam odpowiedzialna za wewnętrzne zatwierdzanie wyrobów do produkcji seryjnej w ramach *Production Part Approval Process* (PPAP). Współtworzyłam plany kontroli, *Failure Mode and Effects Analysis* (FMEA) oraz zajmowałam się ich aktualizowaniem w kontekście zapewniania jakości procesów produkcyjnych. Ponadto przeprowadzałam szkolenia dla pracowników, dotyczące wymagań klientów oraz obowiązujących standardów wewnętrznych. W ramach moich obowiązków byłam także odpowiedzialna za analizę wyników i współpracę z laboratorium pomiarowym, realizację zadań mających na celu poprawę jakości wyrobu, takich jak: *Quality Report 6 Sigma* (QR6S) oraz *Product Quality Index* (PQI). Dodatkowo zajmowałam się rozpatrywaniem reklamacji klientów oraz definiowaniem akcji korygujących i korekcyjnych. Jako Inżynier Produktu byłam odpowiedzialna za koordynację działań Działu Rozwoju Produktu w projektach inicjowanych przez Dział Produkcji Siłowników, których celem była poprawa i rozwój

istniejących rozwiązań, a także nadzorowałam techniczne zmiany w produktach, których głównym odbiorcą był Daimler. Dodatkowo wspierałam procesy reklamacji oraz zapewniałam wsparcie techniczne klientom i dostawcom komponentów. Pracę w WABCO zakończyłam z chwilą objęcia stanowiska asystenta na Politechnice Wrocławskiej. Zdobyte doświadczenie było dla mnie szczególnie cenne, ponieważ pozwoliło mi zapoznać się ze specyfiką branży motoryzacyjnej oraz z dynamiką pracy w przemyśle. W trakcie mojej pracy w WABCO wielokrotnie stawałam przed trudnymi wyzwaniami inżynierskimi, a podejmowane przeze mnie decyzje miały kluczowe znaczenie dla zapewnienia bezpieczeństwa użytkowników wytwarzanych produktów. To doświadczenie przygotowało mnie także do kontaktów z przedstawicielami branży przemysłowej. Realizacja obecnych zleceń z przemysłu, które często wiążą się z ustaleniem przyczyn awarii i uszkodzeń, jest dla mnie przedłużeniem mojej wcześniejszej działalności zawodowej. Praca nad tymi zadaniami pozwala mi na zastosowanie zdobytej wiedzy w praktyce inżynierskiej oraz daje możliwość rozwiązywania realnych problemów technicznych.

Prowadzone przeze mnie badania mają charakter interdyscyplinarny. Zdobyta wiedza z zakresu zarządzania jakością, w tym umiejętność stosowania narzędzi statystycznych, znacząco wzbogaca moje badania w ramach **inżynierii mechanicznej**. Ważnym elementem w mojej pracy badawczej jest także zamiłowanie do nauk matematycznych, które znalazło swoje odzwierciedlenie już w trakcie wcześniejszego etapu mojej edukacji, kiedy zostałam finalistką olimpiady matematycznej. Rozwijane na przestrzeni lat, obecnie stanowi wsparcie moich badań i pozwala na zastosowanie zaawansowanych metod statystycznych w analizie danych. Interdyscyplinarny charakter moich badań podkreśla także rozwinięcie zagadnień zużycia ściernego o aspekty metaloznawcze, co umożliwia analizę wpływu mikrostruktury na odporność tribologiczną materiałów metalicznych.

W Autoreferacie zdefiniowałam dwa osiągnięcia naukowe, odnoszące się do dwóch odmiennych grup materiałów: staliw oraz stali. W przypadku osiągnięcia 1 o tytule: *Rola dodatków stopowych w kształtowaniu mikrostruktury i w efekcie odporności na zużywanie ściernie staliw mikrostopowanych borem*, opracowany przeze mnie materiał badawczy miał charakter w pełni autorski. Staliwa jako materiały odlewnicze nie są poddawane obróbce plastycznej, co oznacza, że ich końcowe właściwości mechaniczne muszą być kształtowane wyłącznie poprzez dobór składu chemicznego oraz obróbkę cieplną. Z tego względu uzyskanie w staliwach właściwości mechanicznych porównywalnych do tych, jakie można osiągnąć w stalach, jest zadaniem trudnym. Mimo tych ograniczeń staliwa posiadają szereg istotnych zalet, które czynią je wartościowymi materiałami inżynierskimi. W odpowiednio zaprojektowanych i obrobionych cieplnie staliwach można również osiągać wysoką odporność tribologiczną, co rozszerza zakres ich potencjalnych zastosowań jako elementów roboczych maszyn pracujących w warunkach zużywania ściernego. W moim osiągnięciu 2: *Wpływ mikrostruktury na właściwości mechaniczne, ze szczególnym uwzględnieniem odporności na zużywanie ściernie stali martenzytycznych z borem* skoncentrowałam się na badaniach komercyjnych gatunków stali trudnościelalnych. W przeciwieństwie do badań nad staliwami, w tym przypadku nie miałam możliwości modyfikacji składu chemicznego badanych materiałów, co stanowiło istotne ograniczenie, ale jednocześnie nadało badaniom aplikacyjny charakter. Podstawowym celem moich badań było zrozumienie, w jaki sposób mikrostruktura nowoczesnych stali z dodatkiem boru wpływa na odporność na zużywanie w warunkach ściernych. W literaturze przedmiotu brakowało jednoznacznych danych, co czyniło ten temat szczególnie istotnym. Wyniki przeprowadzonych badań podkreśliły aspekt metaloznawczy w podejściu do oceny odporności na zużywanie ściernie niskostopowych stali z borem, uwypuklając ścisłą synergę między mikrostrukturą a właściwościami mechanicznymi. Szczególnie że martenzytyczne stale z borem, mimo pozornie zbliżonej mikrostruktury, wykazują zróżnicowane właściwości mechaniczne i odporność tribologiczną.

4. Omówienie osiągnięć, o których mowa w art. 219 ust. 1 pkt. 2 ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (Dz. U. z 2021 r. poz. 478 z późn. zm.). Omówienie to winno dotyczyć merytorycznego ujęcia przedmiotowych osiągnięć, jak i w sposób precyzyjny określać indywidualny wkład w ich powstanie, w przypadku, gdy dane osiągnięcie jest dziełem współautorskim, z uwzględnieniem możliwości wskazywania dorobku z okresu całej kariery zawodowej.

Poniżej zawieram syntetyczny opis wskazanej monografii oraz publikacji składających się na osiągnięcie nr 1. W przypadku publikacji wieloautorskich wymieniam dokładne aktywności przypisane każdemu ze współautorów, które istotnie ukształtowały wersję finalną każdej pracy.

Poniżej, w formie tabelarycznej (tabela 1) przedstawiam podsumowanie cyklu prac.

Tabela 1. Podsumowanie cyklu prac

Numer pracy	Jedyny autor	Pierwszy autor	Drugi autor	Autor korespondencyjny	IF	Punktacja MNiSW
M1	X					80
P1		X		X	1,0	100
P2		X		X		70
P3	X			X	0,6	70
P4		X		X	3,1	140
P5		X		X	0,7	70
P6		X		X	2,1	100
P7	X			X	5,0	200
P8	X			X	1,703	70
P9	X			X	2,695	70
				Σ	16,898	970

4.1 Osiągnięcie 1 o tytule: *Rola dodatków stopowych w kształtowaniu mikrostruktury i w efekcie odporności na zużywanie ściernie staliw mikrostopowanych borem*

Monografia naukowa zgodnie z art. 219 ust. 1 pkt. 2 Ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. – Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce.

M. 1. *Właściwości mechaniczne i mikrostruktura w aspekcie zużywania ściernego na przykładzie staliw z borem*

Recenzenci wydawniczy:

Prof. dr hab. inż. Jerzy Napiórkowski (Uniwersytet Warmińsko-Mazurski w Olsztynie)

Prof. dr hab. inż. Wojciech Wieleba (Politechnika Wrocławska)

Punktacja MNiSW z 2025 r.: 80

Abstrakt: W pierwszej części pracy przeprowadzono przegląd literatury przedmiotu w zakresie problematyki zużywania ściernego i jego badań, z uwzględnieniem zestawienia materiałów stosowanych na elementy maszyn narażone na ten rodzaj niszczenia oraz roli głównych pierwiastków stopowych. Opisano także problematykę predykcji zużycia na podstawie właściwości mikrostrukturalnych i mechanicznych, przedstawiając wyniki dotychczasowych prób, a także scharakteryzowano rozwiązania funkcjonalne stanowisk badawczych, stosowanych do badań zużywania w obecności luźnego ścierniwa. Przeprowadzona analiza literatury przedmiotu wykazała, że mimo wielu badań dotyczących zużywania ściernego i prób powiązania mikrostruktury oraz właściwości mechanicznych stopów żelaza z ich odpornością na ścieranie, wciąż brakuje kompleksowych analiz uwzględniających jednoczesny wpływ obróbki cieplnej i dodatków stopowych na te właściwości. Niniejsza praca wprowadza nowy aspekt w badaniach dotyczących materiałów narażonych na zużywanie ściernie: jest skoncentrowana na ocenie wpływu składu chemicznego, mikrostruktury i właściwości mechanicznych staliw na ich odporność na zużywanie, ale z uwzględnieniem zmian właściwości wywołanych procesem technologicznym, obejmującym zabiegi obróbki cieplnej. Aby zrealizować zdefiniowany cel, zaprojektowano i wytworzono sześć staliw o zróżnicowanym składzie chemicznym. Materiały różniły się między sobą zawartością chromu, wanadu i boru, co umożliwiło także zbadanie efektywności wpływu pojedynczego lub kompleksowego wprowadzenia dodatków stopowych na właściwości mikrostrukturalne i mechaniczne staliw mikro- i niskostopowych. Osiągnięcie zakładanych celów wymagało, oprócz zabiegów technologicznych, realizacji zróżnicowanej procedury badawczej, składającej się z badań dylatometrycznych, mikrostrukturalnych, tribologicznych, wytrzymałościowych oraz udarnościowych, wraz z rozbudowaną analizą fraktograficzną. Umożliwiło to rozwinięcie zagadnień zużywania ściernego o aspekty metaloznawcze, a tym samym zdefiniowanie wpływu mikrostruktury i wybranych właściwości mechanicznych na odporność tribologiczną analizowanych materiałów. W pracy korzystano z metod statystycznych, m. in. z analizy regresji, ANOVA, nieparametrycznego testu Kruskala-Walissa oraz analizy wielowymiarowej (dyskryminacyjnej i korespondencji). Każdy z rozdziałów zakończono wnioskami o charakterze poznawczym. Wnioski użytkarckie przedstawiono w podsumowaniu pracy. W toku badań zaobserwowano, że odporność na zużywanie ściernie i sposoby zużywania silniej zależą od właściwości wytrzymałościowych materiału, niż jego ciągliwości. Następnie mikrostruktury uszeregowano według wzrostu ich odporności na ścieranie. Natomiast uwzględniając drugi aspekt pracy, stwierdzono, że efekty wynikające z obecności boru, związane z poprawą hartowności są silniejsze w przypadku, gdy towarzyszą mu inne mikrododatki stopowe, np. wanad.

Cykl publikacji zgodnie z art. 219 ust. 1 pkt. 2 ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce.

P. 1. Beata Białobrzaska, Robert Jasiński, Rafał Dziurka, Piotr Bała, *Effect of chromium and titanium on the microstructure and mechanical properties of cast steel*. „Journal of Mining and Metallurgy. Section B: Metallurgy” 2024, vol. 60, nr 2, s. 235–257.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW z 2024 r.: 100

IF z 2024 r.: 1,0

Wkład własny: koncepcja i zaprojektowanie materiału badawczego, przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, wytrzymałościowych, udarnościowych, fraktograficznych), przygotowanie manuskryptu.

Wkład dra inż. Roberta Jasińskiego: przeprowadzenie i analiza wyników badań wytrzymałościowych, rewizja manuskryptu.

Wkład dra inż. Rafała Dziurki: przeprowadzenie i analiza wyników badań dylatometrycznych, rewizja manuskryptu.

Wkład prof. dra hab. inż. Piotra Bały: przeprowadzenie i analiza wyników badań dylatometrycznych, rewizja manuskryptu.

Abstrakt: W pracy skoncentrowano się nad wpływem chromu i tytanu na mikrostrukturę i właściwości mechaniczne staliw. Analizę przeprowadzono na materiale (Fe-C-Cr-Ti) objętym ochroną patentową Pat.243157. W toku badań stosowano zaawansowane techniki, w tym analizę dylatometryczną, mikroskopię świetlną (LM), skaningową mikroskopię elektronową (SEM) i transmisyjną mikroskopię elektronową (TEM). Opracowany materiał poddano wieloetapowej obróbce cieplnej, obejmującej hartowanie oraz hartowanie i odpuszczanie w temp. 200, 400 i 600°C, a także uwzględniono jego stan bezpośrednio po odlaniu. Właściwości mechaniczne, które zostały wyznaczone i przeanalizowane, obejmowały twardość, granicę plastyczności, wydłużenie procentowe po zerwaniu, przewężenie procentowe przekroju oraz udarność w temperaturach od -40 do +20°C wraz ze szczegółową analizą fraktograficzną. Uzyskane wyniki porównano z wynikami staliwa referencyjnego, które było pozbawione wymienionych pierwiastków stopowych, co pozwoliło na szczegółową ocenę ich wpływu na właściwości mikrostrukturalne i mechaniczne. Artykuł rozpoczął przegląd literatury przedmiotu na temat wpływu chromu i tytanu na właściwości stopów na osnowie żelaza, z uwzględnieniem kilku opracowań traktujących o ich kompleksowym działaniu, a także przedstawiono spodziewane efekty. W toku prac ustalono zakres zabiegów obróbki cieplnej proponowanego materiału, a także wyznaczono ich parametry czasowo-temperaturowe. Wyniki badań własnych potwierdziły, że uzyskany materiał konstrukcyjny charakteryzuje się bardzo dobrymi właściwościami mechanicznymi, możliwymi do uzyskania w wyniku nieskomplikowanej obróbki cieplnej, oraz że z powodzeniem może być stosowany, szczególnie na konstrukcje i elementy wysoce obciążone z wyjątkiem użycia na konstrukcje narażone na działanie obciążeń uderzeniowych w ujemnych temperaturach. W opracowaniu omówiono ponadto mechanizmy uszkodzeń, koncentrując się na roli azotków tytanu w procesie pęknięcia. Następnie wyniki badań zestawiono z wynikami uzyskanymi przez inne zespoły badawcze, a całość zakończono wnioskami o charakterze poznawczym.

Komentarz autorki: Uzyskane wyniki badań podkreślają wpływ chromu i tytanu na właściwości mechaniczne i morfologię mikrostruktury staliw. Pierwiastki te odgrywają kluczową rolę w zwiększaniu wskaźników wytrzymałościowych, chociaż istnieją wyraźne kompromisy w ich stosowaniu w aspekcie udarności w obniżonych temperaturach. Praca ta jest związana z rozszerzeniem zakresu badań opisanych w monografii o gatunek staliwa, którego skład chemiczny także został przeze mnie opracowany. Ze względu na ograniczoną objętość monografii, materiał ten nie został w niej uwzględniony.

P. 2. Beata Białobrzeska, Łukasz Konat, *Effect of heat treatment on abrasion wear resistance of steel with micro-additives of boron and vanadium*. „Tribologia” 2024, vol. 307, nr 1, s. 7–19.

Punktacja MNiSW z 2024 r.: 70

Wkład własny: koncepcja i zaprojektowanie materiału badawczego, przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, wytrzymałościowych, odporności na zużywanie ściernie), przygotowanie manuskryptu.

Wkład dra inż. Łukasza Konata: rewizja manuskryptu.

Abstrakt: W pracy zreferowano wyniki badań własnych w zakresie roli mikrostruktury i właściwości mechanicznych w zużywaniu ściernym materiałów metalicznych, na przykładzie niskostopowego staliwa z mikrododatkami boru i wanadu (Fe-C-Cr-V-B). W początkowej części artykułu omówiono stan wiedzy w zakresie wpływu mikrostruktury i twardości na odporność tribologiczną materiałów. Następnie przedstawiono wyniki obserwacji mikrostrukturalnych, przeprowadzonych za pomocą mikroskopii świetlnej (LM) oraz skaningowej (SEM) i transmisyjnej (TEM) mikroskopii elektronowej. W referowanych badaniach skupiono się na materiale w stanie surowym (bezpośrednio po odlewaniu) oraz na stanie obrobionym cieplnie, obejmującym hartowanie i odpuszczanie w trzech temperaturach, tj. 200, 400 i 600°C. Badania odporności na zużywanie ściernie zostały przeprowadzone za pomocą testera T-07 w obecności luźnego ścierniwa, które stanowił elektrokorund #90. Wyniki badań zostały dodatkowo poszerzone o dyskusję oraz próbę ich korelacji z mikrostrukturą i wybranymi właściwościami mechanicznymi. W celu ustalenia mechanizmów zużywania dokonano obserwacji powierzchni po ścieraniu. Badania wykazały, że najwyższą odporność na zużywanie ściernie staliwo z dodatkiem chromu, boru i wanadu wykazało w stanie hartowanym oraz hartowanym i odpuszczanym w temp. 200°C. Sposoby zużywania ściernego były silnie zależne od stanu obróbki cieplnej. Zaobserwowano, że wraz ze wzrostem temperatury odpuszczania następowało zwiększenie udziału mikrobruzdowania oraz nasilało się odkształcenie plastyczne. Odkształcony plastycznie materiał gromadził się głównie na końcach oraz na brzegach bruzd, skąd był stopniowo odrywany pod wpływem cyklicznego oddziaływania cząstek ściernych. W efekcie, zwłaszcza w stanie ulepszonym cieplnie, dochodziło do istotnych strat materiałowych, co skutkowało obniżeniem wartości wskaźnika odporności na zużywanie ściernie K_b . Mechanizm zużywania materiału był bardziej zależny od jego właściwości wytrzymałościowych niż plastycznych. Zużywanie mikrostruktury quasi-perlitu odbywało się głównie w wyniku mikrobruzdowania oraz procesów zmęzeniowych. Z kolei w materiale po ulepszeniu cieplnym wyraźnie nasilały się procesy zmęzeniowe, a mikroskrawanie odgrywało mniejszą rolę.

Komentarz autorki: Artykuł w porównaniu z monografią zawiera bardziej szczegółową analizę mechanizmów zużywania i dokumentację fotograficzną ścieranych powierzchni zaprojektowanego przeze mnie gatunku staliwa objętego ochroną patentową (numer patentu P.436265).

P. 3. Beata Bialobrzeska, *Characteristics of high-strength cast steel micro-alloyed with vanadium*. „Archives of Foundry Engineering” 2024, vol. 24, nr 1, s. 66–79.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW z 2024 r.: 70

IF z 2024 r.: 0,6

Abstrakt: W pracy zreferowano wyniki badań własnych, obejmujących charakterystykę staliwa (Fe-C-Cr-V) stopowanego chromem i wanadem oraz jego obróbkę cieplną, pozwalającą uzyskać wysokie parametry wytrzymałościowe. W początkowej części artykułu omówiono stan wiedzy w zakresie rozwoju metalurgii odlewniczych stopów żelaza oraz wpływu poszczególnych dodatków stopowych na mikrostrukturę i właściwości mechaniczne. Następnie przedstawiono wyniki obserwacji mikrostrukturalnych przeprowadzonych za pomocą mikroskopii świetlnej (LM) oraz skaningowej (SEM) i transmisyjnej (TEM) mikroskopii elektronowej. W referowanych badaniach skupiono się na materiale w stanie surowym oraz w stanie obrobionym cieplnie, obejmującym hartowanie i odpuszczanie w temp. 200°C. Analiza mikrostrukturalna stanowiła asumpt do przeprowadzenia dyskusji wyników otrzymanych podczas statycznej próby rozciągania i prób udarności. Badania własne zakończono analizą fraktograficzną oraz podsumowaniem wyników całłościowych badań w postaci wniosków o charakterze poznawczym.

Komentarz autorki: W artykule skupiam się na opracowanym przeze mnie gatunku staliwa z chromem i wanadem. Badania jego właściwości wytrzymałościowych w dwóch stanach obróbki cieplnej przedstawiam szerzej niż w monografii, kładąc nacisk na możliwości aplikacyjne tego materiału ze względu na jego wysoką, sięgającą blisko 1800 MPa wytrzymałość na rozciąganie, możliwą do uzyskania na drodze klasycznej obróbki cieplnej, co ugruntowuje także ekonomiczny aspekt uzasadniający jego zastosowanie. Powyższe czynniki sprawiają, że jest to materiał perspektywiczny o wysokich możliwościach aplikacyjnych, a zastosowanie bardziej zaawansowanych technologicznie metod odlewniczych, może nawet pozwolić na uzyskanie wytrzymałości sięgającej 2000 MPa. Możliwość otrzymania staliwa niskostopowego o porównywalnych właściwościach mechanicznych do stali jest więc bardzo wysoka. Proces technologiczny, który finalnie doprowadzi do otrzymania wysokojakościowego staliwa, wymaga materiałów wsadowych o odpowiedniej czystości, ale również, wysokiej kultury i zaplecza technicznego odlewni, a także świadomości efektów w mikrostrukturze, do których prowadzi modyfikowanie czy mikrostopowanie odpowiednimi pierwiastkami.

P. 4. Beata Bialobrzeska, Robert Jasiński. *Resistance to abrasive wear with regards to mechanical properties using low-alloy cast steels examined with the use of a dry sand/rubber wheel tester.* „Materials” 2023, vol. 16, nr 8, art. 3052, s. 1–32.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW z 2023 r.: 140

IF z 2023 r.: 3,1

Wkład własny: koncepcja i zaprojektowanie materiału badawczego, przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, wytrzymałościowych, odporności na zużywanie ścierne), przygotowanie manuskryptu.

Wkład dra inż. Roberta Jasińskiego: przeprowadzenie i analiza wyników badań wytrzymałościowych, rewizja manuskryptu.

Abstrakt: Praca stanowi kompleksową analizę wpływu mikrostruktury i składu chemicznego na odporność na zużywanie ścierne, na przykładzie staliw mikro- i niskostopowych, skoncentrowaną jednak na wyznaczeniu związku między właściwościami mechanicznymi a odpornością na ścieranie, wyrażoną za pomocą parametru K_b . Aby osiągnąć cel badawczy, zaprojektowano osiem staliw o różnym składzie chemicznym, odlano je, a następnie poddano obróbce cieplnej. Materiały różniły się względem siebie zawartością: manganu, chromu, wanadu, tytanu i boru, co pozwoliło zbadać efektywność wpływu pojedynczego lub kompleksowego wprowadzenia wymienionych pierwiastków na właściwości mikrostrukturalne i mechaniczne wykonanych staliw mikro- i niskostopowych. Osiągnięcie zróżnicowanych właściwości mikrostrukturalnych było możliwe dzięki poddaniu staliw procesom hartowania i odpuszczania w różnych temperaturach, co skutkowało zmianami w morfologii faz węglkowych w osnowie ferrytycznej. W pierwszej części artykułu przedstawiono aktualny stan wiedzy na temat wpływu mikrostruktury i twardości na odporność tribologiczną stali. W kolejnej części zaprezentowano wyniki badań własnych, obejmujących ocenę mikrostruktury oraz właściwości mechanicznych analizowanych materiałów. Obserwacje mikrostruktury przeprowadzono z wykorzystaniem mikroskopii świetlnej (LM) oraz skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM). Testy odporności na ścieranie wykonano na stanowisku T-07, a właściwości mechaniczne oceniono na podstawie pomiaru twardości metodą Brinella oraz wyniku statycznej próby rozciągania. Następnie przeanalizowano zależności między właściwościami mechanicznymi a odpornością na zużywanie ścierne. Dodatkowo obserwacje powierzchni po próbach ścierania pozwoliły stwierdzić, że głównymi mechanizmami zużywania były mikrobruzdowanie i mikroskrawanie. Przeprowadzone badania pozwoliły na skonstatowanie, że odporność na zużywanie ścierne, wyrażona za pomocą parametru K_b , była najsilniej skorelowana z twardością i granicą plastyczności. Ponadto obserwacje powierzchni po próbie zużywania wykazywały, że głównymi sposobami zużywania były mikrobruzdowanie i mikroskrawanie.

Komentarz autorki: Wyniki badań zawarte w artykule poszerzają analizę przedstawioną w monografii o badania staliw z dodatkiem chromu, tytanu i boru, koncentrując się na ich stanach hartowanych i odpuszczanych. W artykule podjęłam również próbę korelacji uzyskanych wyników z twardością, granicą plastyczności, wydłużeniem procentowym po zerwaniu i przewężeniem procentowym przekroju, co stało się następnie asumptem do poszerzonych badań własnych, uzupełnionych o analizy wielowymiarowe (dyskryminacyjną i korespondencji), których wyniki przedstawiłam w monografii.

P. 5. Beata Białobrzaska, Rafał Dziurka, *Effect of boron accompanied by chromium, vanadium and titanium on the transformation temperatures of low-alloy cast steels*. „Archives of Metallurgy and Materials” 2023, vol. 68, nr 1, s. 257–267.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW z 2024 r.: 70

IF z 2023 r.: 0,7

Wkład własny: koncepcja i zaprojektowanie materiału badawczego, przeprowadzenie i analiza wyników badań metalograficznych, przygotowanie manuskryptu.

Wkład dra inż. Rafała Dziurki: przeprowadzenie i analiza wyników badań dylatometrycznych, rewizja manuskryptu.

Abstrakt: Badania, których wyniki opisano w artykule, miały na celu ocenę wpływu boru na wybrane właściwości staliw mikro- i niskostopowych. Zaprojektowane i wytworzone staliwa podzielono na cztery grupy w zależności od składu chemicznego. Pierwsza grupa nie zawierała istotnych pierwiastków stopowych, natomiast kolejne obejmowały dodatki, takie jak chrom, chrom z wanadem oraz chrom z tytanem. Szczególną uwagę poświęcono badaniu wpływu boru w obecności tych pierwiastków stopowych na temperatury przemian fazowych, które określono na podstawie analizy krzywych dylatometrycznych. Dodatkowo, w celu zrozumienia wpływu szybkości chłodzenia na budowę fazową staliw, przeprowadzono analizy ich mikrostruktury w stanie surowym oraz po wyżarzaniu ujednorodniającym, normalizowaniu i hartowaniu. Przeprowadzona analiza jest szczególnie istotna, jeśli uwzględni się, że pierwiastki stopowe rozpuszczające się zarówno w ferrycie, jak i w węglkach mogą również przesunąć punkty mieszanin faz takich, jak perlit i ledeburyt do niższych zawartości węgla. Obniżenie zawartości węgla w mieszaninie eutektoidalnej może prowadzić do zmniejszenia udziału ferrytu w mikrostrukturze lub zwiększenia liczby węglków poza eutektoidem. Szczególnie interesujący jest wpływ boru, zwłaszcza w korelacji z innymi dodatkami stopowymi, na kinetykę przemian przechłodzonego austenitu. Wpływ ten jest jednak złożony i w literaturze przedmiotu przedstawiane wyniki są często sprzeczne. Z praktycznego punktu widzenia kluczowe znaczenie ma oddziaływanie boru na okres inkubacji przemiany austenit – ferryt. Bor wydłuża ten okres, zmniejszając szybkość zarodkowania i wzrostu ziarn ferrytu poligonalnego. Spadek energii granicznej ziarn austenitu będzie hamował zarodkowanie ferrytu w tych miejscach. W rezultacie austenit albo będzie trwał aż do osiągnięcia niższej temperatury, albo rozpadnie się na martenzyt lub bainit (w zależności od składu chemicznego i szybkości chłodzenia) zamiast na ferryt. Niemniej jednak wyniki dotyczące zmian temperatury najmniejszej trwałości austenitu w stalach zawierających bor są niejednoznaczne. Niektóre badania sugerują wzrost tej temperatury, podczas gdy inne wskazują na jej obniżenie. Z uwagi na to, że kompleksowe działanie pierwiastków stopowych często jest trudne do dokładnego obliczenia, a tym samym przewidzenia, badania przedstawione w artykule skoncentrowano na szczegółowej analizie wpływu boru w obecności chromu, wanadu i tytanu na temperatury przemian fazowych w staliwach mikro- i niskostopowych.

Komentarz autorki: Artykuł stanowi rozszerzenie omawianych w monografii zagadnień dotyczących wpływu boru na przemiany fazowe, mikrostrukturę i właściwości mechaniczne staliw. Uzupełnia te badania o analizę staliw z dodatkiem tytanu, a także o stany obróbki cieplnej, obejmującej wyżarzanie ujednorodniające i normalizowanie oraz zawiera szczegółowy opis uzyskanych mikrostruktur oraz ich morfologii w kontekście kompleksowego wpływu wybranych grup pierwiastków stopowych.

P. 6. Beata Białobrzaska, Łukasz Konat, *The influence of the chemical composition on the microstructural changes and on the resistance to abrasion of low-alloy casting steels*. „Tribology Transactions” 2022, vol. 65, nr 2, s. 358–374.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW 2019-2022: 100

IF z 2022 r.: 2,1

Wkład własny: koncepcja i zaprojektowanie materiału badawczego, przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, odporności na zużywanie ściernie), przygotowanie manuskryptu.

Wkład dra inż. Łukasza Konata: rewizja manuskryptu.

Abstrakt: W pracy przedstawiono wyniki badań autorskich staliw mikro- i niskostopowych o zróżnicowanym składzie chemicznym w stanie bezpośrednio po odlaniu. Celem była analiza wpływu boru w obecności dodatków stopowych, takich jak chrom, tytan i wanad, na zmiany morfologii mikrostruktury i wywołane nimi zmiany odporności na zużywanie ściernie i związane z tym parametrem dominujące mechanizmy zużywania. Zużycie staliw oceniono na podstawie ubytku masy spowodowanego ścierniem na stanowisku T-07, a mechanizmy zużywania zobrazowano za pomocą skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM). W artykule przeprowadzono pierwsze analizy opracowanych gatunków staliw, umożliwiające ocenę związku między twardością a odpornością na zużywanie ściernie, wyrażoną jako bezwzględny ubytek masy. Badania ograniczono do stanu surowego, koncentrując się na mikrostrukturach ferrytyczno-perlitycznych. Zmiany twardości uzyskiwano przez różnicowanie udziału składników mikrostruktury oraz modyfikację dyspersji cementytu w mieszaninie perlitycznej. Uzyskane wyniki wykazały ogólną zależność, że większa twardość wiąże się z wyższą odpornością na ściernie. Jednocześnie podkreślono, że zależność ta była widoczna wyłącznie w obrębie tego samego typu mikrostruktury, co wymaga ostrożności przy stosowaniu twardości jako wskaźnika prognostycznego odporności tribologicznej. Analiza powierzchni ściernych próbek ujawniła, że ubytki materiałowe w mikrostrukturach ferrytyczno-perlitycznych były głównie skutkiem mikrobruzdowania z odkształceniem plastycznym, któremu towarzyszyło mikroskrawanie i zużycie zmęczeniowe. Obserwowano wiele rowków o losowej orientacji względem kierunku przemieszczania się ścierniwa, a także wżery i pęknięcia. W mikrostrukturach quasi-perlitycznych dominowały podobne mechanizmy, wzbogacone o proces skrawania nierówności, który przyczyniał się do częściowego wygładzenia powierzchni. Poprawa właściwości eksploatacyjnych wiązała się z redukcją karbów i mikrokarbów, co zmniejszało ryzyko inicjacji mikropęknięć zmęczeniowych. Uzyskane wyniki badań wskazują na istotny wpływ mikrostruktury i twardości na odporność tribologiczną analizowanych staliw. Dobór dodatków stopowych (w postaci boru dodanego kompleksowo z chromem i wanadem) pozwolił na wywołanie istotnych zmian mikrostrukturalnych już w stanie surowym i uzyskanie wyższej odporności na zużywanie ściernie. Staliwa o mikrostrukturach ferrytyczno-perlitycznych charakteryzowały się jednak gorszym stanem powierzchni po ścierniu, co może skutkować ich ograniczoną trwałością i krótszym czasem bezpiecznej eksploatacji. Wyniki zreferowane w niniejszym artykule wskazały na komparatywne cele dalszych badań, którymi była analiza wpływu boru wraz z obecnością innych dodatków stopowych (chromu, wanadu i tytanu) na odporność tribologiczną niskostopowych staliw po obróbce cieplnej.

Komentarz autorki: Artykuł w stosunku do monografii rozszerza przeprowadzone analizy w stanie surowym o grupę staliw z tytanem. Przedstawia ponadto szczegółową dokumentację fotograficzną ściernych powierzchni wraz z opisem sposobów zużywania. Był to mój pierwszy artykuł, w którym poruszałam aspekt mikrostruktury w predestynacji odporności na zużywanie ściernie staliw. Metody statystyczne w nim wykorzystane ograniczyłam do regresji.

P. 7. Beata Białobrzaska, *The influence of boron on the resistance to abrasion of quenched low-alloy steels.* „Wear” 2022, vol. 500/501, art. 204345, s. 1–16.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW 2019-2022: 200

IF z 2022 r.: 5,0

Abstrakt: W pracy podjęto próbę określenia wpływu boru w obecności chromu, wanadu i tytanu na odporność na zużywanie ściernie oraz mechanizmy zużywania na przykładzie autorskich staliw mikro- i niskostopowych w stanie hartowanym. Została również przeprowadzona próba skorelowania wyników uzyskanych w toku badań odporności na zużywanie ściernie z twardością, zawartością węgla oraz wielkością byłego ziarna austenitu. Aby zrealizować cel pracy, przeprowadzono badania laboratoryjne w obecności luźnego ścierniwa oraz określono główne mechanizmy zużywania za pomocą skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM). Wyniki uzyskanych badań wskazały, że poprawa odporności na ścieranie może nastąpić przez kompleksowy dodatek chromu, boru i wanadu. W przypadku staliw niestopowych bądź chromowych w zasadzie traci się korzyści wynikające z działania boru jako mikrododatku, który poprawiając hartowność może istotnie wpłynąć na odporność tribologiczną. Omówienie wyników badań poprzedzono przeglądem literatury przedmiotu. Na jego podstawie można stwierdzić, że wyniki dotyczące mechanizmów zużywania tworzyw konstrukcyjnych, uzyskiwane przez inne zespoły badawcze bardzo często stoją ze sobą w sprzeczności. Tym samym wnioski z przeprowadzonego przeglądu literaturowego jednoznacznie wskazują na trudności w ocenie odporności na zużywanie ściernie, korelację z innymi parametrami mechanicznymi czy mikrostrukturą materiału. Z uwagi na to, że bez wątpienia pewne szczególne mechanizmy zużywania ściernego stanowią poważne zagrożenie w eksploatacji maszyn, wskazano także, że celem użytecznym musi być poszukiwanie związków między wymienionymi.

Komentarz autorki: Artykuł stanowi rozszerzenie badań nad autorską grupą staliw w stanie hartowanym, z uwzględnieniem materiału zawierającego tytan oraz tytan z borem. Porusza również aspekt technologiczny, a w szczególności potencjał kształtowania mikrostruktur o pożądanych właściwościach tribologicznych poprzez odpowiednią obróbkę cieplną. Pod względem właściwości mechanicznych praca dotyczy wyłącznie twardości, co stanowiło solidną podstawę do wyznaczenia kierunków badań przedstawionych w monografii.

P. 8. Beata Białobrzaska, *Effect of boron accompanied by chromium, vanadium and titanium on kinetics of austenite grain growth*. „Ironmaking and Steelmaking” 2021, vol. 48, nr 6, s. 1–28.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW 2019-2022: 70

IF z 2021 r.: 1,703

Abstrakt: Celem pracy była analiza wpływu boru na wielkość byłego ziarna austenitu autorskich staliw mikro- i niskostopowych podczas wyżarzania w zakresie temp. 850–1200°C. Badania uwzględniały efekt boru w obecności dodatków stopowych takich jak chrom, wanad i tytan. Aby zrealizować postawiony cel, przeprowadzono obróbkę cieplną dla ośmiu staliw o różnorodnym składzie chemicznym. Proces ten obejmował austenitizowanie w temp.: 850, 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150 i 1200°C. Następnie, wykorzystując metody metalografii ilościowej, dokonano analizy rozrostu ziarna austenitu. Wpływ boru na wielkość ziarna, szczególnie w obecności innych dodatków stopowych, oceniono przy zastosowaniu zaawansowanych analiz statystycznych: jednoczynnikowej analizy wariancji ANOVA oraz testów Kruskala-Wallisa. Wyniki badań wykazały istotny wpływ boru na wielkość ziarna austenitu, jednak efekt ten mógł być znacząco osłabiony obecnością dodatków stopowych, tworzących trwałe węgliki i azotki. Analiza literatury przedmiotu wykazała wiele prób modelowania rozrostu ziarna austenitu w stalach mikro- i niskostopowych, lecz równocześnie uwidoczniła brak kompleksowych danych dotyczących wpływu boru w obecności dodatków i mikrododatków stopowych na morfologię mikrostruktury. Luka ta stanowi podkreślenie znaczenia badań nad korelacją między borem a chromem, wanadem i tytanem, co czyni podjęty temat interesującym i ważnym. Uzyskane wyniki wskazują na potrzebę starannego doboru parametrów obróbki cieplnej staliw mikro- i niskostopowych, gdyż niewłaściwie przeprowadzony proces może prowadzić do degradacji ich właściwości użytkowych.

Komentarz autorki: Część wyników badań przedstawionych w artykule zreferowałam w monografii. Artykuł stanowi rozszerzenie analizy o grupę staliw z dodatkami tytanu i boru, wskazując na synergistyczne działanie tych pierwiastków w kontrolowaniu rozrostu ziarna austenitu.

P. 9. Beata Bialobrzeska, *Effect of alloying additives and microadditives on hardenability increase caused by action of boron*. „Metals” 2021, vol. 11, nr 4, art. 589, s. 1–21.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW 2019-2022: 70

IF z 2021 r.: 2,695

Abstrakt: Celem pracy była ilościowa ocena wpływu boru na hartowność oraz analiza tego wpływu w kontekście jego synergii z dodatkami stopowymi: chromem, wanadem i tytanem. Aby zrealizować cel badawczy, z wlewków staliwnych pobrano próbki cylindryczne o znormalizowanych wymiarach, zgodnych z PN-EN ISO 642:2002. Próbki te poddano następującym procesom obróbki cieplnej: wyżarzaniu w temp. 1200°C, normalizowaniu oraz próbie hartowności Jominy’ego. W celu wyodrębnienia wpływu boru na hartowność danego wytopu oraz wyeliminowania różnic wynikających z odmienności składu chemicznego, wielkości ziarna i temperatury austenitzowania, dokonano korekty uzyskanej idealnej średnicy krytycznej oraz wyznaczono współczynnik efektywności boru. Przeprowadzone badania i analizy wykazały, że niewystarczająca ilość mikrododatków może prowadzić do utraty korzyści wynikających z zastosowania boru jako pierwiastka poprawiającego hartowność, a nawet przyczyniać się do jej obniżenia. Uzyskane wyniki potwierdzają konieczność kompleksowego podejścia do analizy wpływu pierwiastków, ponieważ ich wzajemna koherentność umożliwia precyzyjne określenie ich znaczenia w kontekście wybranych właściwości materiału.

Komentarz autorki: Część wyników badań zreferowałam w monografii, natomiast w prezentowanym artykule rozszerzam analizy o grupę staliw z dodatkiem tytanu i boru. W toku przeprowadzonych badań stwierdziłam synergistyczne działanie tych pierwiastków. Brak wystarczającej ilości pierwiastków azotkotwórczych i duże powinowactwo boru do azotu, wyraźnie wpływa na ilość boru rozpuszczonego w austenicie, co powoduje utratę korzystnego wpływu tego pierwiastka na hartowność.

Wprowadzenie – motywacja do podjęcia działań naukowych

Aby przedstawić motywację do podjęcia działań w ramach realizacji osiągnięcia nr 1, posłużę się fragmentem rozdziału *Założenia projektowe* z mojej monografii [M1].

Złożoność zarówno procesów tribologicznych, jak i zjawisk zachodzących w węźle tarcia utrudnia przewidywanie zachowania się elementów roboczych maszyn. Intensywność zużywania zależy bowiem od wielu czynników, jak właściwości materiału ścieranego (przede wszystkim twardości, modułu sprężystości i mikrostruktury), właściwości ścierniwa (twardości, wielkości i kształtu ziarn) i od warunków, w jakich przebiega proces roboczy (obciążenia, prędkości względnej, temperatury, otoczenia) [1–3]. A zatem poprawa odporności na ścieranie jest możliwa tylko przez zaprojektowanie i wytworzenie materiałów roboczych o odpowiednich właściwościach, co może być osiągnięte przez dobór składu chemicznego i zaprojektowanie obróbki cieplnej, pozwalającej na uzyskanie odpowiedniej mikrostruktury.

Ze względu na wyzwania związane ze zużywaniem ściernym podejmowanych jest wiele działań obejmujących projektowanie stali i optymalizację procesów jej obróbki [4]. Kluczowym aspektem w tworzeniu materiałów o zwiększonej odporności w tym zakresie jest osiągnięcie kompromisu między twardością a ciągliwością. Z jednej strony właściwa interakcja tych cech sprawia, że materiały stają się wytrzymałe na znaczne obciążenia dynamiczne, co istotnie zwiększa ich trwałość. Jednak z drugiej strony zastosowanie kosztownych i strategicznie istotnych pierwiastków w celu tworzenia twardych faz rodzi obawy związane z ich dostępnością rynkową oraz finalnym kosztem stali. Ponadto uzyskanie pożądanых właściwości mechanicznych często wymaga czasochłonnych i kosztownych procesów obróbki cieplnej lub termomechanicznej. Dodatkowo wysoka twardość tych materiałów utrudnia ich mechaniczną obróbkę, szczególnie w przypadku powierzchni funkcjonalnych [5]. Procesy są wysoce energochłonne, co prowadzi do dużego zużycia energii i generuje znaczne koszty. W związku z tym konieczne staje się opracowanie alternatywnych składów chemicznych stali oraz bardziej efektywnych koncepcji przetwarzania, które pozwolą na ograniczenie liczby etapów technologicznych i zwiększenie efektywności energetycznej. Takie podejście nie tylko przyczynia się do zmniejszenia emisji CO₂, ale również wspiera zrównoważony rozwój procesów produkcyjnych. Dodatkowo wydłużenie trwałości części narażonych na intensywne zużywanie przekłada się na redukcję przestojów maszyn oraz związanych z nimi kosztów, co pozytywnie wpływa na ogólną produktywność.

Produkcja metali, jako jedna z kluczowych gałęzi przemysłu, wywiera znaczący wpływ na środowisko naturalne, odpowiadając za ok. 40% globalnej emisji przemysłowych gazów cieplarnianych [6]. W związku z tym zwiększenie zrównoważonego rozwoju na każdym etapie cyklu życia komponentów metalowych staje się jednym z najważniejszych wyzwań. Obejmuje ono projektowanie i optymalizację procesów produkcji materiałów i komponentów oraz recykling po zakończeniu ich eksploatacji [7]. Jednym ze sposobów zmniejszenia energochłonności procesów produkcyjnych jest zastosowanie technologii odlewania w formach przypominających swoim kształtem kształt końcowy. Metoda ta pozwala na ograniczenie ilości odpadów oraz eliminację konieczności przeprowadzania późniejszej obróbki mechanicznej. Materiały łączące wysoką wytrzymałość, ciągliwość i twardość, są szczególnie pożądane w aplikacjach wymagających wysokiej odporności na zużywanie ścierne. Przykładami takich zastosowań są elementy pracujące w trudnych warunkach, tj. w przemyśle wydobywczym, przetwórstwie kruszyw oraz rolnictwie. Mimo to zużywanie ścierne pozostaje kluczowym problemem ograniczającym trwałość narzędzi, co stawia przed naukowcami wyzwanie, za jakie należy uznać potrzebę opracowania nowych podejść badawczych w tej dziedzinie.

Na podstawie współczesnych badań największą rolę przypisuje się takim czynnikom, jak skład chemiczny, rodzaj i morfologia mikrostruktury materiału oraz jego zdolność do tworzenia ochronnych struktur (faz) wtórnych. O ogromnym zróżnicowaniu odporności na ścieranie decyduje właściwie mikrostruktura, a osiągnięcia nauki o materiałach w zakresie możliwości jej modyfikacji sprawiają, że czynnik materiałowy jest w najszerszym stopniu uwzględniany w optymalizacji właściwości tribologicznych tworzyw metalicznych. Mnogość dostępnych materiałów o zróżnicowanych właściwościach mikrostrukturalnych oraz coraz bardziej zaawansowane możliwości technologiczne ich obróbki powodują jednak potrzebę pewnego usystematyzowania stanu wiedzy i poszukania zależności

między mikrostrukturą (jak również właściwościami mechanicznymi) a zachowaniem się materiału w warunkach zużywania ściernego, czyli odpowiedzią na warunki przebiegu tego procesu w postaci zwiększonej trwałości czy mniejszej energochłonności konstrukcji.

Rozwinięcie zagadnień zużywania ściernego o aspekty metaloznawcze umożliwi zatem zdefiniowanie wpływu mikrostruktury na odporność tribologiczną materiałów metalicznych. Ocena metalograficzna może być zarówno jakościowa, jak i ilościowa. Dzięki metodom stosowanym w metalografii ilościowej możliwe jest wyznaczenie cech mikrostruktury, tj. wielkości ziarna, udziału poszczególnych faz i ich wzajemnego położenia czy odległości między fazami. Ilościowe ujęcie aspektów mikrostrukturalnych to również wyznaczenie wartości poszczególnych wskaźników właściwości mechanicznych. Właśnie mikrostruktura decyduje bowiem o wytrzymałości, ciągliwości czy odporności na obciążenia o charakterze dynamicznym. Wśród właściwości mechanicznych najczęściej pojawiających się w modelach zużywania ściernego, zwłaszcza materiałów twardych i kruchych, jest twardość. Mimo że obecnie badacze coraz częściej marginalizują wpływ twardości na trwałość materiałów (często bowiem materiały o takiej samej twardości wykazują zróżnicowaną odporność na ścieranie), to w dużej mierze użycie parametru twardości w procesie wstępnej oceny materiału i próbach przewidzenia jego zachowania podczas tarcia jest prawidłowa [8, 9]. Proces taki powinien jednak być przeprowadzany z pewną ostrożnością, ponieważ wspomniany parametr może służyć do oceny jedynie materiałów o zbliżonej mikrostrukturze i pracujących w warunkach małych obciążeń dynamicznych. Tak powszechne zastosowanie go w modelach zużywania ściernego może wynikać z łatwości pomiaru i dostępu do możliwości wykonania go. Współcześnie w ocenie odporności na ścieranie odchodzi się jednak od twardości na rzecz mikrostruktury. Wiele badań dowodzi, że materiały o takiej samej twardości, ale odmiennej mikrostrukturze, cechuje różna trwałość. A zatem poszukiwanie wzajemnych zależności między właściwościami mechanicznymi, w tym twardością, ale w ścisłym powiązaniu z właściwościami mikrostrukturalnymi i w sposób umożliwiający pewne systemowe podejście do oceny trwałości materiałów, pozwoli na pełniejszą ocenę zjawisk zachodzących podczas zużywania ściernego roboczych części maszyn.

Wyniki badań z przeprowadzonej analizy literatury przedmiotu (w tym zawierającej publikacje własne ujęte w osiągnięciu nr 2) dotyczyły właściwości mikrostrukturalnych i właściwości mechanicznych gatunków stali i staliw komercyjnych. Uniemożliwiały one jednak, oprócz analiz typowo porównawczych, ingerencję w ich skład chemiczny. W każdym przypadku analizowane gatunki materiałów zawierały oprócz boru inne dodatki stopowe, co powodowało trudności w ocenie indywidualnego wpływu tego pierwiastka na ich właściwości. W związku z tym zaprojektowałam staliwa o takim składzie chemicznym, który umożliwi ocenę wpływu samego boru na ich mikrostrukturę i właściwości mechaniczne, ze szczególnym uwzględnieniem odporności na obciążenia udarowe, która w przewidzianych zastosowaniach tych materiałów musi być rozpatrywana kompleksowo, tj. razem z odpornością na ścieranie. Staliwa o tak zaprojektowanym składzie chemicznym umożliwią także zbadanie wpływu boru w obecności wybranych pierwiastków stopowych, tj. chromu, tytanu i wanadu. Również przeprowadzony przegląd literatury przedmiotu wykazał istnienie pewnych synergistycznych zależności między chromem, wanadem, tytanem a borem, przy czym wiele ich aspektów nie zostało do końca wyjaśnionych. Zagadnienia związane z kompleksowym wpływem wymieniowych pierwiastków pozostają więc nadal polem do działania dla naukowców, stwarzając potrzebę prowadzenia ciągłych badań w tym obszarze. Za uczynieniem staliw przedmiotem badań przemawiają następujące korzyści: możliwość kształtowania elementów maszyn metodami odlewniczymi i ograniczenie często drogich innych zabiegów technologicznych, mających na celu nadanie im odpowiedniego kształtu i właściwych wymiarów. A dzięki dostępności coraz bardziej zaawansowanych technologii istnieje możliwość wytworzenia materiałów w zasadzie bez wad odlewniczych [10–12].

Omówienie celów i zakresu badań

Początkowe rozdziały monografii [M1] obejmują wyniki przeglądu literatury przedmiotu, uwzględniającego w sposób kompleksowy problematykę zużywania ściernego i jego badań. W pierwszej kolejności przedstawiłam teoretyczne aspekty tego zjawiska, koncentrując się na mechanizmach i modelach procesu zużywania ściernego, a w szczególności wpływie twardości materiału. Omówiłam również dotychczasowe próby powiązania mikrostruktury i właściwości

mechanicznych stopów żelaza z ich odpornością na ścieranie, bazując na analizie dostępnej literatury przedmiotu. W kolejnych rozdziałach opisałam metody oceny odporności na zużywanie, w tym miary zużycia i rozwiązania techniczne stanowisk laboratoryjnych. Następnie dokonałam przeglądu grup materiałów wykorzystywanych na elementy narażone na intensywne zużywanie ścierne, w tym przede wszystkim stali martenzytycznych z dodatkiem boru, które znajdują szerokie zastosowanie w aplikacjach wymagających wysokiej odporności na ścieranie. Przytoczyłam również wyniki badań własnych dotyczących tej grupy materiałów, kładąc szczególny nacisk na rolę pierwiastków stopowych: boru, chromu i wanadu. Zagadnienia te stanowiły podstawę do sformułowania założeń projektowych, zaplanowania metodyki oraz realizacji badań eksperymentalnych, które zostały przedstawione w kolejnych częściach monografii [M1].

Przeprowadzona analiza literatury oraz identyfikacja problemów badawczych umożliwiły mi określenie celów badań, które podzieliłam na cele naukowe oraz użytkowe. Nadrzędnym celem naukowym było pogłębienie wiedzy na temat sposobów zużywania ściernego oraz roli, jaką w nich pełni mikrostruktura kształtowana składem chemicznym i na drodze zabiegów technologicznych. Struktura monografii została zaplanowana w sposób umożliwiający realizację celów naukowych, co przełożyło się na jej podział na trzy zasadnicze rozdziały tematyczne, zharmonizowane z założeniami poznawczymi. Poszczególne części monografii zostały zatem tak zaplanowane, aby możliwa była realizacja konkretnych celów poznawczych. Praca została więc podzielona na trzy spójne tematycznie rozdziały obejmujące: (1) **charakterystykę staliw** w postaci szczegółowej analizy składu chemicznego, mikrostruktury oraz właściwości mechanicznych badanych materiałów, (2) **analizę wpływu właściwości mikrostrukturalnych i mechanicznych na odporność na zużywanie w obecności luźnego ścierniwa**, obejmującą procesy tribologiczne w zadanych warunkach eksploatacyjnych, ze wskazaniem ich zależności od cech strukturalnych i mechanicznych materiałów, oraz (3) **ocenę wpływu boru na właściwości staliw**, skoncentrowaną na analizie oddziaływania mikrododatku boru na mikrostrukturę, właściwości mechaniczne oraz odporność na ścieranie. Cele naukowe zostały przedstawione według kolejności ich realizacji w monografii:

Cel nr 1: Ocena wpływu boru, chromu i wanadu na budowę fazową i mikrostrukturalną staliw w stanie surowym oraz w wybranych stanach obróbki cieplnej obejmującej hartowanie i odpuszczanie.

Cel nr 2: Ocena wpływu mikrostruktury i wybranych właściwości mechanicznych oraz ich zmian wywołanych procesem technologicznym, obejmującym zabiegi obróbki cieplnej, na procesy zachodzące podczas zużywania luźnym ścierniwem oraz identyfikacja mikromechanizmu zużywania w zależności od budowy fazowej.

Cel nr 3: Analiza wpływu boru w obecności chromu i wanadu na temperaturę przemian fazowych i procesy zachodzące podczas ciągłego chłodzenia oraz właściwości mechaniczne, ze szczególnym uwzględnieniem odporności na obciążenia udarowe.

W pierwszej kolejności skupiłam się na ocenie, jak obecność boru, chromu i wanadu wpływa na budowę fazową staliw oraz ich właściwości mechaniczne, zarówno w stanie surowym, jak i po przeprowadzonej obróbce cieplnej. W publikacji [P1] podejmowana jest dodatkowo problematyka wpływu tytanu. Wiedza ta jest kluczowa, ponieważ pierwiastki stopowe wywierają bezpośredni wpływ na mikrostrukturę materiałów, co w rezultacie przekłada się na ich właściwości mechaniczne, w tym na odporność na zużywanie ścierne. Zrozumienie tych zależności umożliwi w konsekwencji zaprojektowanie materiałów, które będą wykazywały wysoką odporność na zużywanie ścierne z uwzględnieniem warunków obciążeń w ich środowisku pracy. Po przeprowadzeniu charakterystyki metaloznawczej, pomiarów twardości, statycznej próby rozciągania oraz badań udarności określiłam, w jaki sposób celowo wywoływane zmiany w morfologii mikrostruktury i zmiany właściwości mechanicznych wpływają na sposoby zużywania zachodzące w obecności luźnego ścierniwa. Zużywanie ścierne jest procesem złożonym, w którym kluczową rolę odgrywa interakcja między materiałem a ścierniwem. Istotnym zadaniem było więc zidentyfikowanie mikromechanizmów zużywania w zależności od budowy fazowej staliw. Tym samym przeprowadzone badania miały na celu określenie wpływu różnorodnych parametrów obróbki cieplnej na reakcję materiałów na obciążenia

mechaniczne oraz analizę zmian mikrostrukturalnych zachodzących w wyniku zużywania ściernego. Realizacja ostatniego celu naukowego skupiona była na analizie wpływu boru w obecności chromu i wanadu, a w publikacjach [P3, P8] dodatkowo tytanu na temperatury przemian fazowych staliw oraz na ich właściwości mechaniczne, szczególnie w kontekście odporności na obciążenia udarowe. Są one rodzajem obciążeń powszechnie występującym w tych elementach roboczych maszyn, które pozostają w kontakcie ze ścierniwem.

Główną ideą, którą się kierowałam w powziętej przeze mnie problematyce badawczej, było zatem zrozumienie zależności między składem chemicznym, mikrostrukturą, właściwościami mechanicznymi a odpornością na zużywanie ściernie staliw. W pełni zasadne staje się zatem stwierdzenie, że realizacja celów poznawczych dostarczy wyników badań, które staną się podstawą do opracowania i rozwoju staliw o podwyższonych właściwościach eksploatacyjnych. Biorąc pod uwagę wyznaczone cele poznawcze, rezultaty przeprowadzonych przeze mnie badań wstępnych, a także wyniki przeprowadzonego przeglądu literatury przedmiotu, wyznaczyłam także trzy cele o charakterze użytkowym:

Cel nr 1: Opracowanie składu chemicznego i dobór parametrów obróbki cieplnej, umożliwiających otrzymanie staliw o następujących właściwościach mechanicznych: minimalna twardość o wartości 600 HBW i minimalna granica plastyczności o wartości 1500 MPa.

Cel nr 2: Opracowanie wytycznych do projektowania nowych gatunków staliw konstrukcyjnych o podwyższonej odporności na zużywanie ściernie.

Cel nr 3: Ocena odporności na zużywanie ściernie staliw z mikrododatkiem boru oraz możliwości jej prognozowania z wykorzystaniem modeli statystycznych.

Istotną częścią moich badań był aspekt praktyczny, tj. możliwa implementacja wyników mojej pracy w praktyce przemysłowej. Realizując cele użytkowe skupiłam się na opracowaniu materiałów o określonych właściwościach mechanicznych oraz opracowaniu wytycznych do projektowania nowych gatunków staliw, które będą charakteryzować się podwyższoną odpornością na zużywanie ściernie. Podczas moich badań skoncentrowałam się zatem na tych aspektach i działaniach, które obejmowały opracowanie składu chemicznego oraz dobór parametrów obróbki cieplnej, umożliwiających uzyskanie staliw o zadanych właściwościach mechanicznych. W tym kontekście kluczowe stało się wykorzystanie pierwiastków stopowych, których synergistyczne działanie pozwoliło na modyfikację mikrostruktury podczas zabiegów hartowania i odpuszczania. Wymienione zabiegi cieplne przeprowadzone według parametrów czasowo-temperaturowych wyznaczonych na podstawie badań dylatometrycznych umożliwiły kontrolowanie przemian fazowych i w efekcie ukształtowanie mikrostruktur bardziej trwałych pod względem eksploatacji. W ten sposób możliwe stało się opracowanie wytycznych do projektowania gatunków staliw konstrukcyjnych o podwyższonej odporności na zużywanie ściernie. W tym zakresie kluczowym zadaniem było uprzednie zidentyfikowanie sposobów zużywania oraz określenie wpływu mikrostruktury i właściwości mechanicznych na trwałość materiałów w warunkach oddziaływania luźnego ścierniwa. Tym samym uzyskane wskaźniki względnej odporności na zużywanie ściernie posłużyły jako podstawa analizy zależności między mikrostrukturą, właściwościami mechanicznymi a odpornością na ścieranie. Wykorzystując metody statystyczne, takie jak analiza regresji i wielowymiarowe modele analizy danych, opracowałam wytyczne pozwalające na prognozowanie odporności tribologicznej materiałów na podstawie ich parametrów fizykochemicznych.

Osiągnięcie założonych celów wymagało interdyscyplinarnego podejścia i zastosowania metod badawczych, umożliwiających charakterystykę metaloznawczą, wyznaczenie właściwości mechanicznych, odporności tribologicznej oraz zastosowania metod statystycznych. Szczególną część moich osiągnięć zajmują wyniki badań otrzymane z wykorzystaniem metod mikroskopowych. Służyły one do analizy właściwości mikrostrukturalnych, do przeprowadzenia analizy fraktograficznej oraz określenia mechanizmu zużywania. Analizy mikrostrukturalne wykonałam przy użyciu mikroskopii świetlnej (LM), skaningowej (SEM) i transmisyjnej (TEM) mikroskopii elektronowej. Aby precyzyjnie

wyznaczyć składy chemiczne staliw zastosowałam spektrometr optyczny emisyjny i spektrometr z wyładowaniem jarzeniowym. Zawartość boru została oznaczona metodą spektrometrii absorpcyjnej. Do określenia kinetyki przemian fazowych wykorzystałam badania dylatometryczne, co pozwoliło na wyznaczenie temperatur przemian, takich jak A_{c1} , A_{c3} , M_s i M_f , oraz krytycznej szybkości chłodzenia. Dzięki temu możliwe było opracowanie wykresów CTPc i wyznaczenie parametrów obróbki cieplnej. Badania mechaniczne obejmowały pomiary twardości metodą Brinella oraz statyczną próbę rozciągania. Przeprowadziłam również próbę udarności Charpy'ego w temperaturze otoczenia oraz w temperaturach obniżonych. Badania w obecności luźnego ścierniwa wykonałam za pomocą testera T-07. Ich celem było określenie wartości K_b w odniesieniu do próbki wzorcowej, którą było staliwo 2 (Fe-C) w stanie surowym. Próbki do badań były znormalizowane, a same badania zostały przeprowadzone zgodnie z wytycznymi zawartymi w normach przedmiotowych.

W przeprowadzonych badaniach zastosowałam kilka metod statystycznych, wspierających analizę otrzymanych wyników, co umożliwiło także ich wizualizację w formie wykresów i diagramów. Kluczową rolę w interpretacji wyników odegrała analiza regresji, przeprowadzona zarówno z podziałem na stany obróbki cieplnej i gatunki staliw, jak i z uwzględnieniem całego zestawu danych. Dzięki temu mogłam ocenić wpływ zmiennych, takich jak twardość, granica plastyczności, udarność oraz ilościowe wskaźniki opisujące cechy mikrostrukturalne, na intensywność zużywania ściernego. W ramach analiz wielowymiarowych zastosowałam analizę dyskryminacyjną oraz analizę korespondencji, umożliwiającą klasyfikację i identyfikację zależności między mikrostrukturą a odpornością tribologiczną, a ponadto jednoczynnikową analizę wariancji (ANOVA) oraz test Kruskala-Wallisa, z uwzględnieniem różnych stanów obróbki cieplnej. Te metody statystyczne zapewniły narzędzia interpretacji wyników, szczególnie w kontekście wpływu boru na właściwości staliw.

Zastosowana metodyka badawcza umożliwiła wieloaspektową analizę właściwości mechanicznych staliw o zróżnicowanym składzie chemicznym. Uzyskane wyniki stanowią zatem podstawę do sformułowania wniosków dotyczących projektowania składu chemicznego oraz obróbki cieplnej staliw, które mogłyby pracować w warunkach intensywnego zużywania ściernego.

Moje działania badawcze podzieliłam na następujące etapy:

Etap I: Rozpoznanie stanu wiedzy

Problematyka rozpoznawanego przeze mnie stanu wiedzy dotyczy zużywania ściernego elementów maszyn oraz metod badania tego zjawiska. Na etapie tym zidentyfikowałam czynniki wywierające największy wpływ na ten proces, takie jak właściwości materiału oraz rodzaj i morfologia ścierniwa, a także sposób oddziaływania ścierniwa na materiał. Dokonałam również charakterystyki materiałów stosowanych na elementy maszyn narażone na zużywanie ściernie oraz ich główne dodatki stopowe.

Etap II: Przygotowanie materiałów badawczych

W etapie tym zaprojektowałam składy chemiczne materiałów badawczych oraz określiłam parametry obróbki cieplnej, które miały na celu uzyskanie zróżnicowanych mikrostruktur i właściwości mechanicznych. Zrealizowałam także badania dylatometryczne, których zwieńczeniem było opracowanie wykresów CTPc, niezbędnych do dokładnej analizy szybkości chłodzenia determinowanej rodzajem ośrodka.

Etap III: Charakterystyka metaloznawcza

Etap ten obejmował opracowanie szczegółowej charakterystyki metaloznawczej badanych materiałów w różnych stanach obróbki cieplnej, przy wykorzystaniu technik mikroskopii świetlnej (LM) oraz skaningowej (SEM) i transmisyjnej (TEM) mikroskopii elektronowej. Ta część badawcza pozwoliła mi na dokładną ocenę mikrostruktury materiałów, uzyskanej w różnych warunkach obróbki cieplnej.

Etap IV: Wyznaczanie wskaźników wytrzymałościowych

W celu wyznaczenia podstawowych wskaźników wytrzymałościowych w temperaturze otoczenia przeprowadziłam statyczną próbę rozciągania oraz pomiary twardości. Ponadto wykonałam próbę udarności Charpy'ego w temperaturze otoczenia oraz temperaturach obniżonych, a także analizę fraktograficzną. Szczegółowa charakterystyka przełomów uzyskiwanych przez badane materiały w różnych stanach obróbki cieplnej i w całym zakresie temperatur próby udarności stanowiła istotną część moich osiągnięć.

Etap V: Badania odporności na zużywanie ściernie

Na drodze laboratoryjnych badań odporności na zużywanie w obecności luźnego ścierniwa oraz analiz wybranych powierzchni materiałów, które przeprowadziłam za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego (SEM), scharakteryzowałam sposoby zużywania oraz podatność na odkształcenia stref przypowierzchniowych.

Etap VI: Opracowanie wniosków poznawczych i użytkowych

Ostatni etap pracy to podsumowanie wyników przeprowadzonych badań, analiza uzyskanych rezultatów oraz opracowanie wniosków poznawczych i użytkowych, a także wskazanie kierunków dalszych badań.

Omówienie materiału i zastosowanej metodyki badawczej

Materiał badawczy stanowiło 8 staliw (monografia dotyczy tylko 6 gatunków materiałów, natomiast przytoczone w osiągnięciu naukowym 1 artykuły zawierają analizę rozszerzoną o 2 gatunki) (tabela 2). Dzięki zróżnicowaniu składu chemicznego możliwe było zbadanie efektywności wpływu pojedynczego dodatku stopowego lub kompleksowo wprowadzanych dodatków stopowych na mikrostruktury i właściwości mechaniczne staliw mikro- i niskostopowych. Staliwa zostały podzielone na trzy grupy. Pierwszą grupę stanowiły staliwa 1 (Fe-C-B) i 2 (Fe-C). Staliwo 2 (Fe-C), nazywane także staliwem referencyjnym, nie zawierało dodatków stopowych. Staliwo 1 (Fe-C-B) zawierało 0,002% wag. boru. Drugą grupę tworzyły dwa staliwa o zbliżonej zawartości chromu (0,85–0,90% wag.), ale różniące się zawartością boru: w staliwie 3 (Fe-C-Cr-B) ten mikroddodatek stanowił 0,003% wag., natomiast staliwo 4 (Fe-C-Cr) było go pozbawione. Do trzeciej grupy zostały zakwalifikowane staliwa zawierające zbliżoną wartość chromu (0,97–0,99% wag.) i mikroddatki wanadu (0,260–0,275% wag.), ale różniące się zawartością boru. Staliwo 5 (Fe-C-Cr-V-B) zawierało 0,003% wag. boru, natomiast w staliwie 6 (Fe-C-Cr-V) ilość tego pierwiastka była śladowa, znacznie poniżej jego granicznej wartości stopowej. Staliwo 7 (Fe-C-Cr-Ti-B) zawierało stopową ilość chromu oraz boru, a także zwiększoną, w porównaniu ze staliwem 3 (Fe-C-Cr-B), zawartość tytanu. Natomiast staliwo 8 (Fe-C-Cr-Ti) charakteryzowało się stopową zawartością chromu i tytanu. Taka struktura badawcza umożliwiła kompleksową analizę wpływu boru, chromu, wanadu i tytanu na mikrostrukturę, przemiany fazowe oraz właściwości mechaniczne staliw w stanie surowym i po obróbce cieplnej. Składy chemiczne wszystkich staliw zostały opracowane przeze mnie. Dwa autorskie gatunki, tj. staliwa 5 i 8, objęte są ochroną patentową nr PL 243158 i PL 243157.

Tabela 2. Skład chemiczny analizowanych staliw, % wag.

Nr staliwa	Oznaczenie staliwa	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
1	Fe-C-B	0,31	0,34	0,30	0,018	0,010	0,027	0,044
2	Fe-C	0,34	0,37	0,59	0,016	0,010	0,030	0,060
3	Fe-C-Cr-B	0,41	0,43	1,32	0,023	0,011	0,900	0,091
4	Fe-C-Cr	0,36	0,38	1,34	0,018	0,011	0,850	0,070
5	Fe-C-Cr-V-B	0,38	0,47	1,37	0,018	0,011	0,990	0,060
6	Fe-C-Cr-V	0,37	0,45	1,40	0,017	0,009	0,970	0,075
7	Fe-C-Cr-Ti-B	0,38	0,41	1,40	0,018	0,010	0,900	0,100
8	Fe-C-Cr-Ti	0,30	0,41	1,45	0,017	0,010	1,000	0,112

		Mo	Cu	V	Ti	Al	B	N ¹⁾
1	Fe-C-B	0,015	0,047	0,002	0,002	0,025	0,0020	121
2	Fe-C	0,013	0,073	0,006	0,002	0,022	0,0002	115
3	Fe-C-Cr-B	0,024	0,100	0,010	0,005	0,024	0,0030	192
4	Fe-C-Cr	0,020	0,070	0,009	0,004	0,026	0,0001	62
5	Fe-C-Cr-V-B	0,017	0,043	0,260	0,006	0,023	0,0030	184
6	Fe-C-Cr-V	0,020	0,060	0,275	0,008	0,022	0,0005	62
7	Fe-C-Cr-Ti-B	0,030	0,110	0,010	0,019	0,022	0,0030	165
8	Fe-C-Cr-Ti	0,029	0,110	0,013	0,059	0,039	0,0003	161

¹⁾ Azot jest podany w ppm.

Źródło: [M1, P1–P9].

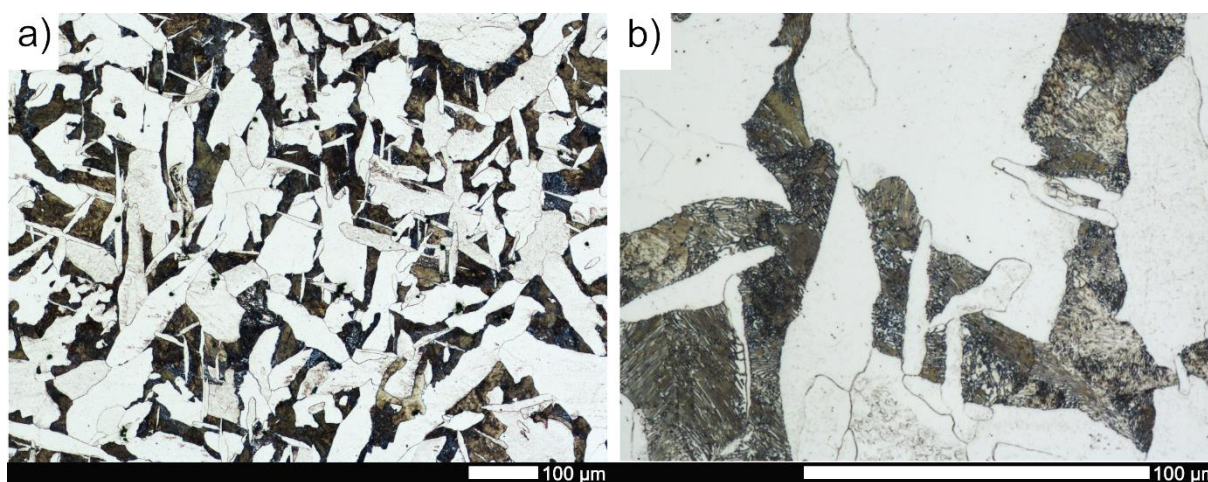
Następnie staliwa poddałam kompleksowej obróbce cieplnej, która obejmowała wyżarzanie ujednorodniające, normalizowanie, hartowanie oraz odpuszczanie w różnych temperaturach. Przeprowadzenie tych zabiegów cieplnych umożliwiło uzyskanie mikrostruktur o zróżnicowanej morfologii, co przełożyło się na szerokie spektrum właściwości mechanicznych. Dzięki temu mogłam szczegółowo zbadać wpływ zastosowanych procesów obróbki cieplnej na finalne cechy staliw, w szczególności ich wytrzymałość, twardość, udarność oraz odporność na zużywanie ścierne.

Omówienie wyników badań i wniosków

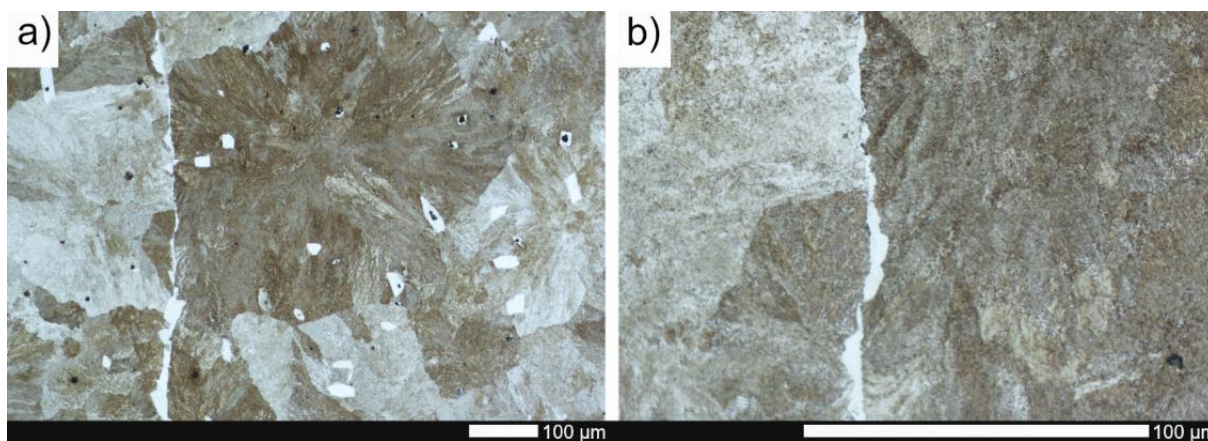
Jednym z moich osiągnięć było przeprowadzenie szczegółowej analizy mikrostruktury, właściwości mechanicznych oraz badań fraktograficznych staliw w różnych stanach obróbki cieplnej, z uwzględnieniem wpływu dodatków stopowych: boru, chromu, wanadu i tytanu na rozwój mikrostruktury, procesy dyfuzyjne oraz charakter przemian fazowych. Wyniki w zakresie charakterystyki materiałów pozwoliły na sformułowanie 22 wniosków poznawczych, będących realizacją celu naukowego nr 1 [M1]. Ich podstawę stanowiły przeprowadzone badania metaloznawcze oraz badania właściwości mechanicznych. Szczegółowy opis mikrostruktur wraz z dokumentacją fotograficzną dotyczył także budowy węglików, co ma znaczenie w sposobie przenoszenia obciążeń mechanicznych. Mikrostruktury zostały omówione we wszystkich stanach obróbki cieplnej, w ujęciu zarówno jakościowym, jak i ilościowym. Charakterystyka mikrostrukturalna umożliwiła zaobserwowanie poszczególnych różnic między gatunkami staliw. A mianowicie staliwa 1 (rys. 1a i b) i 2 w stanie surowym wykazały mikrostrukturę ferrytyczno-perlityczną. Mikrododatek boru sprzyjał gruboziarnistości, większemu udziałowi ferrytu i powstawaniu mikrostruktury Widmanstättena. Staliwa 3–8 (rys. 2a i b) w stanie surowym charakteryzowały się mikrostrukturą quasi-perlitu z niewielkimi udziałami ferrytu, wydzielonego głównie na granicach ziarn. Niewielkie ilości ferrytu zaobserwowano również wewnątrz kolonii perlitu, przy czym więcej takich wydzielen stwierdzono w staliwie 6. Odmienne cechy mikrostrukturalne zaobserwowano także w stanach obrobionych cieplnie. W stanie zahartowanym mikrostruktura staliwa 1 była złożona (rys. 3a–4b), a stanowił ją szereg składników: martenzyt hartowania, sorbit hartowania, bainit górny i ferryt Widmanstättena. Mikrostruktura staliwa 2 charakteryzowała się większym udziałem martenzytu hartowania, a sorbit hartowania oraz iglasty ferryt Widmanstättena umiejscowione były wzdłuż granic byłego ziarna austenitu. Mikrostrukturę staliw 3 i 4 stanowił drobnolistwowy martenzyt, którego cechą rozpoznawczą była trójpoziomowa hierarchia morfologii, składająca się z listew, bloków oraz pakietów. Mikrostruktura staliwa 6 wykazała cechy budowy typowe dla drobnolistwowego martenzytu, natomiast mikrostruktura staliwa 5 cechy martenzytu i bainitu dolnego (rys. 5a–6b). Cechą wspólną obu staliw były kuliste wydzielania węglików wanadu typu VC, umiejscowione wewnątrz listew. Martenzyt w staliwie 7 zbudowany był zarówno z listew, jak i igieł, natomiast odmienne cechy wykazała mikrostruktura staliwa 8. Zastosowanie technik mikroskopii elektronowej, skaningowej i transmisyjnej pozwoliło ujawnić, że istotny składnik mikrostruktury tego staliwa, podobnie jak w przypadku staliwa 5, stanowił bainit dolny, a w mniejszym stopniu martenzyt hartowania. Budowa bainitu była typowa, złożona z ferrytycznych listew i zorientowanych w stosunku do ich osi pod kątem 60° węglików. Ponadto w mikrostrukturze staliw 3, 7 i 8 zauważono regularne wydzielania azotków tytanu.

Proces odpuszczania w badanych staliwach wywołał szereg przemian mikrostrukturalnych, wynikających z intensyfikacji procesów dyfuzyjnych. Zjawiska te prowadziły do wydzielania drobnodispersyjnych węglików wtórnych, charakterystycznych dla zakresu temperatur odpuszczania zastosowanego w doświadczeniach. W stanie niskoodpuszczonym zmiany jakościowe mikrostruktury przejawiały się przede wszystkim w postaci bardzo drobnych wydzielen węglików wtórnych. Dodatkowo zaobserwowano pewną degenerację wydzielen cementytu, obecnych w sorbicie hartowania staliw 1 i 2. Dalsze analizy mikrostrukturalne ujawniły obecność defektów w sieci krystalicznej w postaci dyslokacji, które formowały pętle wokół węglików pierwotnych. Zjawisko to było szczególnie widoczne w przypadku staliwa 5, stanowiąc ilustrację mechanizmu przemian wywoływanych odpuszczaniem (rys. 7a–b). Przy odpuszczaniu w temp. 400°C procesy dyfuzyjne ulegały intensyfikacji, co prowadziło do wzrostu liczby wydzielen faz węglkowych, głównie na granicach listew, bloków i pakietów mikrostrukturalnych. Z kolei po wysokim odpuszczaniu nastąpiła wyraźna koagulacja cementytu, który dyfundował ku granicom ziarn ferrytu, prowadząc do jego koncentracji w tych rejonach. Lokalne obszary ferrytu zachowały cechy zgniotu fazowego, co wskazuje na częściowe unieruchomienie granic szerokokątnych. W staliwach 1 i 2, w miejscach uprzednio obecnego sorbitu hartowania zidentyfikowano ferryt poligonalny. W staliwie 2 udział ferrytu poligonalnego był jednak znacznie mniejszy niż w staliwie 1, co wynika z różnic w składzie chemicznym.

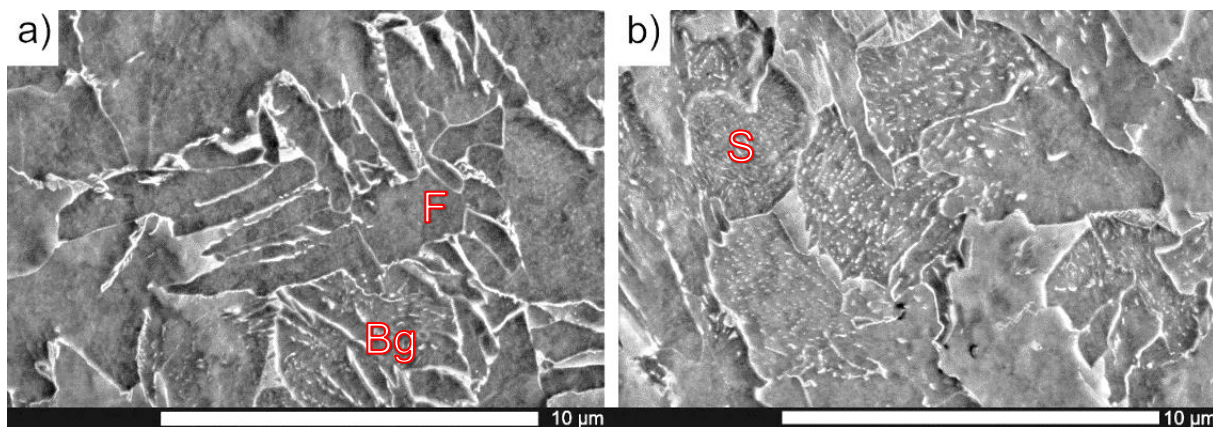
Na poniższych mikrofotografiach przedstawiam przykładowe mikrostruktury staliw w wybranych stanach obróbki cieplej. Cały przegląd mikrostruktur zamieściłam w monografii [M1] i publikacjach [P1–P9].



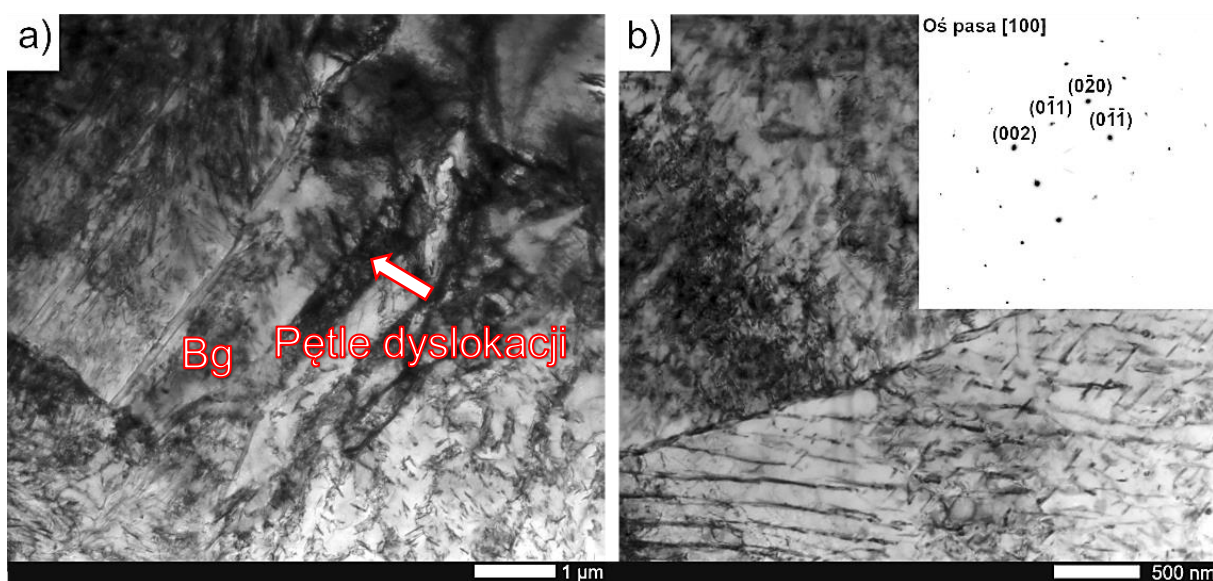
Rys. 1. Mikrostruktura staliwa 1 (Fe-C-B) w stanie surowym: a) 100x, b) 500x. Stan trawiony, mikroskopia świetlna [M1, P5, P6]



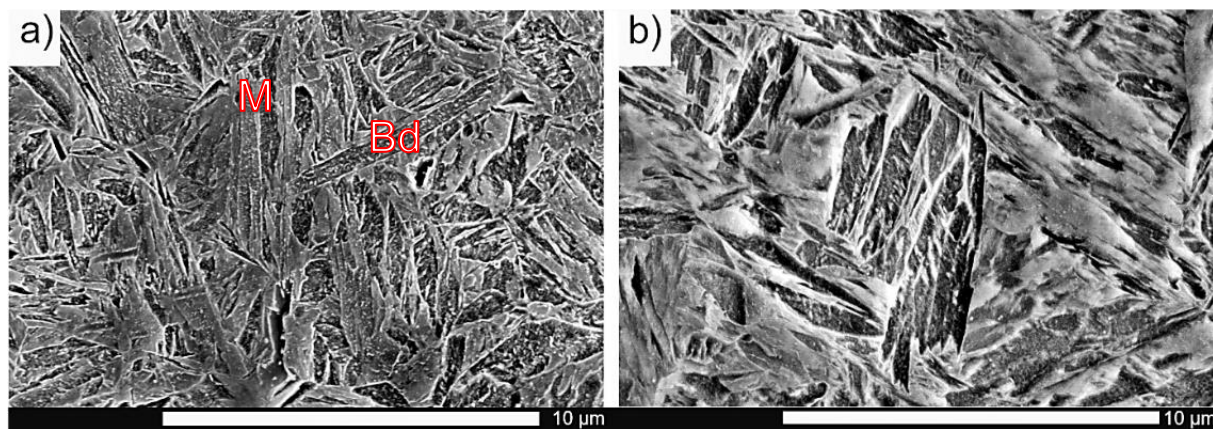
Rys. 2. Mikrostruktura staliwa 5 (Fe-C-Cr-V-B) w stanie surowym: a) 100x, b) 500x. Stan trawiony, mikroskopia świetlna [M1, P5, P6]



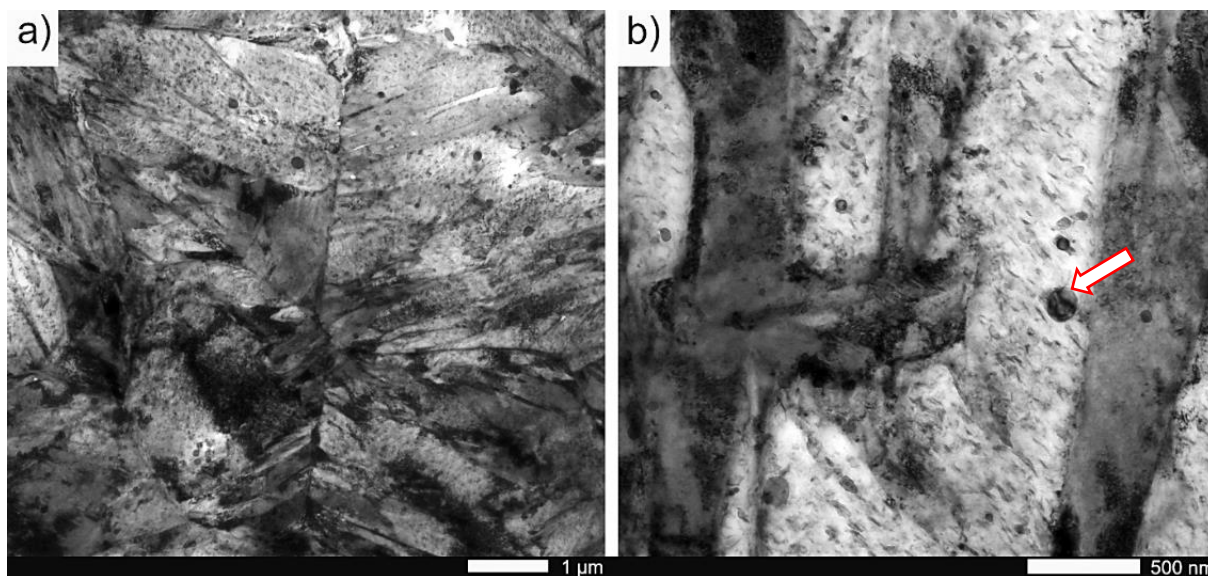
Rys. 3. Mikrostruktura staliwa 1 (Fe-C-B) w stanie hartowanym: a) ferryt, bainit górny, b) sorbit. F – ferryt, S – sorbit, Bg – bainit górny. Stan trawiony, SEM [M1, P7]



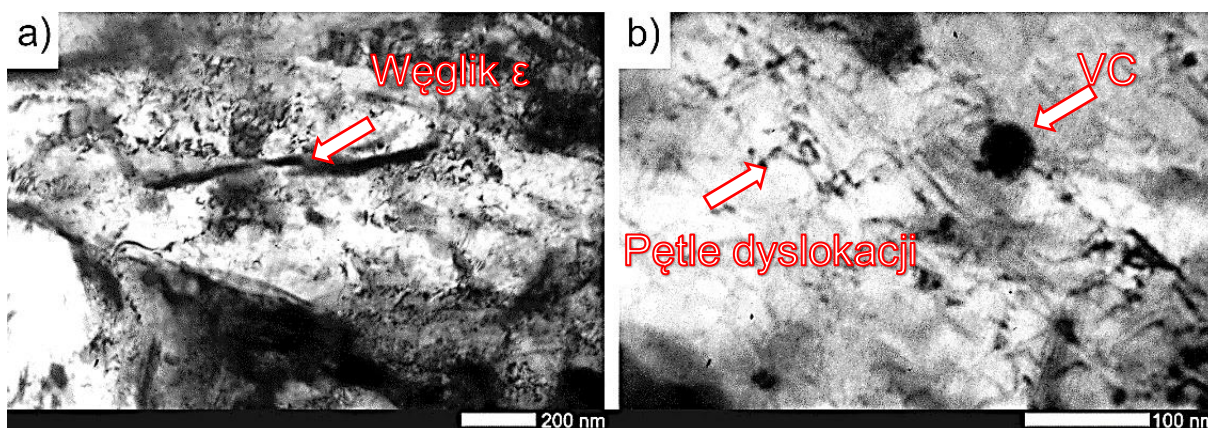
Rys. 4. Mikrostruktura staliwa 1 (Fe-C-B) w stanie hartowanym: a) ciemne pole, widoczny bainit górny i pętle dyslokacji, b) ciemne pole, obszar poddany analizie metodą dyfrakcji wraz z dyfraktogramem z obserwowanego obszaru. Bg – bainit górny. Stan trawiony, TEM [M1, P7]



Rys. 5. Mikrostruktura staliwa 5 (Fe-C-Cr-V-B) i 6 (Fe-C-Cr-V) w stanie hartowanym: a) staliwo 5, b) staliwo 6. M – martenzyt, Bd – bainit dolny. Stan trawiony, SEM [M1, P7]



Rys. 6. Bainityczna mikrostruktura staliwa 5 (Fe-C-Cr-V-B): a) ciemne pole, b) ciemne pole. Strzałką zaznaczono przykładowy węglik wanadu typu VC. Stan trawiony, TEM [M1, P7]



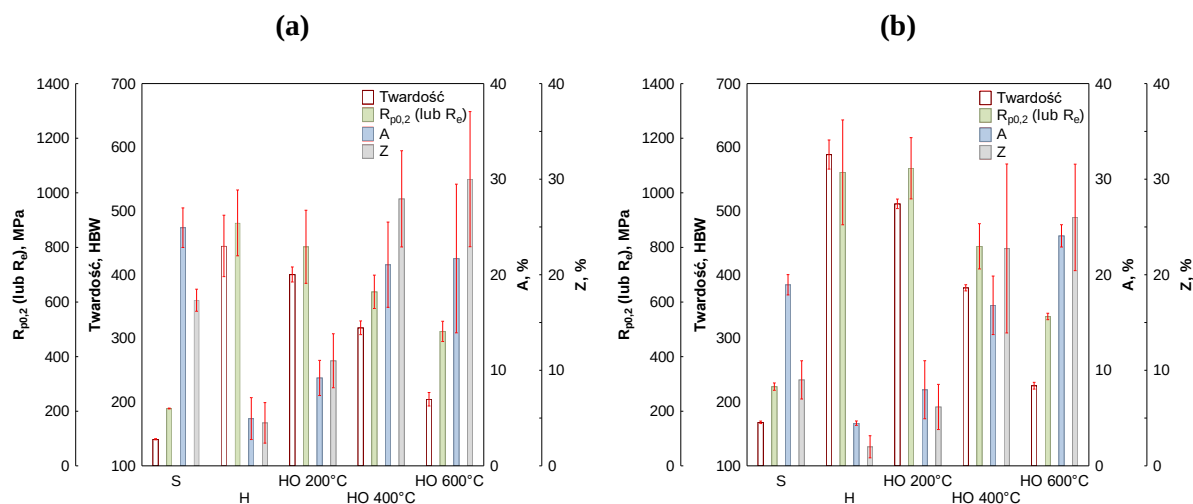
Rys. 7. Mikrostruktura staliwa 5 (Fe-C-Cr-V-B) w stanie hartowanym i odpuszczonym w temp. 200°C: a) pow. 30 000x, b) pow. 80 000x. Stan trawiony, TEM [M1]

Metaloznawcza analiza ilościowa, obejmująca ocenę wielkości byłego ziarna austenitu, pozwoliła wskazać grupę staliw drobnoziarnistych, do której należą staliwa 5, 6 oraz 8. Staliwo 1 było wyraźnie gruboziarniste, a w jego mikrostrukturze wykazano obecność ziarn anormalnych. Podobne zjawisko wystąpiło również w staliwie 2, jednak ziarna anormalne uzyskiwały mniejsze wymiary. Analizy uzyskanych rozkładów wielkości ziarna wykazały, że mikrostruktury staliw 2, 3, 5–8 mogą być opisane za pomocą rozkładu logarytmiczno-normalnego [M1, P7, P8].

W toku badań dylatometrycznych ustaliłam charakterystyczne temperatury przemian fazowych [M1, P5]. Opracowałam także wykresy CTPc staliw [M1, P1]. Celem analizy było zbadanie wpływu szybkości chłodzenia na mikrostrukturę oraz zrozumienie czynników determinujących przemiany fazowe w staliwach niskostopowych. W monografii zostały przedstawione wykresy CTPc staliw 1, 2, 5 i 6 [M1], natomiast w publikacji [P1] zaprezentowałam wykres CTPc staliwa 8. Wykresy staliw 3 i 4 zostały opracowane w wyniku badań przeprowadzonych w ramach projektu Miniatura 8: „Analiza wpływu boru na przemiany fazowe nowych gatunków staliw o podwyższonej odporności na zużywanie ścierne”. Analiza poszczególnych krzywych dylatometrycznych wskazała różnice w kinetyce zachodzących przemian fazowych, a przeprowadzona analiza metaloznawcza umożliwiła poszerzenie charakterystyki mikrostrukturalnej o czynnik intensywności chłodzenia.

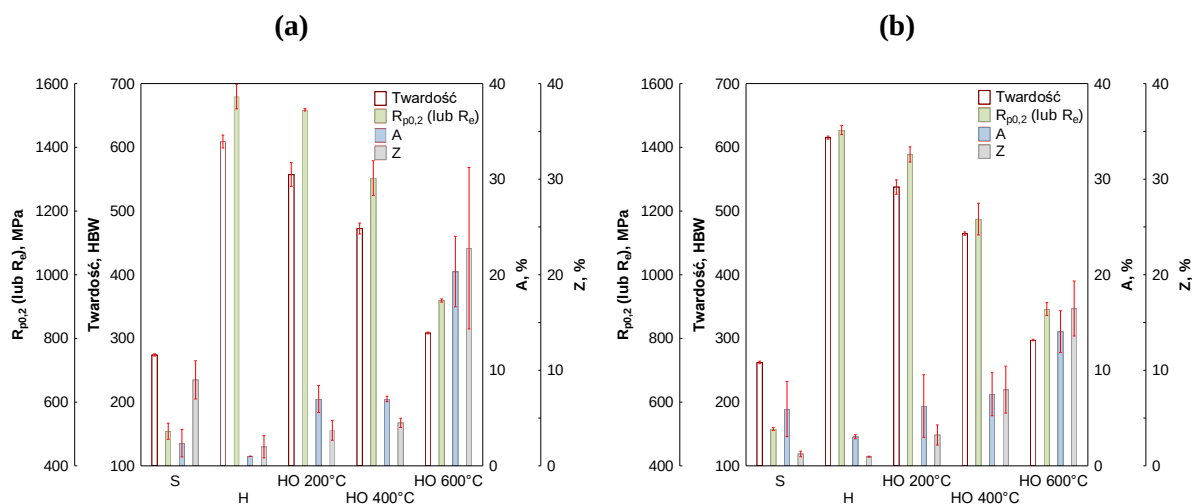
Moje badania pozwoliły również na szczegółową ocenę właściwości mechanicznych wyżej wymienionych staliw. Uzyskiwane w wyniku zabiegów cieplnych zróżnicowane właściwości mikrostrukturalne w efekcie dawały odmienne poziomy wszystkich wskaźników mechanicznych. Pomiar twardości oraz statyczna próba rozciągania umożliwiły analizę zmian właściwości mechanicznych rozpatrywanych materiałów, zachodzących pod wpływem obciążeń statycznych i w zależności od rodzaju przeprowadzonej obróbki cieplnej (rys. 8a–11b) [M1, P1–P4].

Wykazałam, że staliwa 1 i 2 w stanie bezpośrednio po odlaniu charakteryzowały się niską twardością i granicą plastyczności na poziomie 142 HBW i 210 MPa (staliwo 1) oraz 168 HBW i 290 MPa (staliwo 2), co odpowiada niestopowym staliwom konstrukcyjnym odpowiednio 200–400 W i 270–480 W według PN-ISO 3755:1994. Komentarza wymaga jednak skład chemiczny staliw normatywnych. A mianowicie zawartość węgla w wymienionych staliwach wynosi 0,25% wag, natomiast manganu 1,2% wag. Oznacza to, że porównywalne właściwości wytrzymałościowe materiałów normatywnych są uzyskiwane mimo niższej zawartości węgla, a dzięki umocnieniu roztworowemu dodatkiem manganu. Rozpatrując kontekst mikrostrukturalny analizowanych staliw, można zauważyć, że wskaźniki wytrzymałościowe staliwa 2 wyższe niż wskaźniki wytrzymałościowe staliwa 1 są efektem większego udziału perlitu. Niemniej jednak otrzymano wysokie wartości przewężenia procentowego przekroju Z (17% – staliwo 1, 9% – staliwo 2), co wskazuje na zachowanie korzystnych właściwości plastycznych. Potwierdzeniem tego spostrzeżenia jest także wysoka wartość wydłużenia procentowego po zerwaniu A (25% – staliwo 1, 19% – staliwo 2). Przeprowadzone zabiegi cieplne wywołały w mikrostrukturze istotne zmiany morfologiczne, co znalazło swoje odzwierciedlenie w uzyskanych właściwościach mechanicznych. Mikrostruktura staliwa 1 po hartowaniu wykazywała obniżoną hartowność, co skutkowało niską twardością, wynoszącą 445 HBW i granicą plastyczności na poziomie 890 MPa. Po hartowaniu twardość staliwa 2 wyniosła 589 HBW, natomiast granica plastyczności 1075 MPa. Wyższe wskaźniki wytrzymałościowe staliwa 2 nie stanowią zaskoczenia ze względu na większy udział martenzytu w jego mikrostrukturze niż innych struktur hartowania. Niskie wartości parametrów A i Z, tj. 2–5%, obu materiałów, jednoznacznie wskazują na uzyskanie w wyniku hartowania cech materiałowych charakterystycznych dla stanu kruchego. Odnotowane właściwości wytrzymałościowe badanych materiałów wydają się potwierdzać słuszność przyjętego toku badawczego, tj. zastosowania normalizowania jako operacji poprzedzającej dalsze zabiegi cieplne, umożliwiające rozdrobnienie składników mikrostruktury. Przeprowadzenie zabiegu niskiego odpuszczania poprawiło ciągliwość analizowanych materiałów. Parametr A wyniósł 9 i 8%, natomiast parametr Z – 11 i 6%, odpowiednio w przypadku staliwa 1 i 2. Względne zmiany twardości i granicy plastyczności stopu 1 w stosunku do jego stanu hartowanego wyniosły ok. 10%. Natomiast twardość stopu 2 była mniejsza o 13% niż jego twardość w stanie hartowanym, a granica plastyczności nie zmieniła się. Taki stan rzeczy mógł wynikać w zasadzie tylko z kompensowania zmniejszenia stopnia umocnienia roztworowego umocnieniem wydzieleniowym drobnodispersyjnymi węglnikami. Istotne obniżenie tych parametrów, tj. do 380 HBW i 804 MPa, a więc do wartości zbliżonych do wartości analogicznych wskaźników staliwa 1, uzyskanych w wyższej temperaturze odpuszczania, miało miejsce dopiero po odpuszczaniu w temp. 400°C. Po odpuszczaniu w temp. 400°C twardość staliwa 1 wyniosła 317 HBW, a granica plastyczności 637 MPa. Zmiana ta była skutkiem intensywnego wzrostu faz węglkowych w staliwie 1, prowadzącego do utraty ich koherencji z osnową. Sukcesywnie następował natomiast wzrost parametrów charakteryzujących ciągliwość materiału, przy czym miało to miejsce równocześnie wraz ze wzrostem ich zmienności, co wskazuje na niejednorodność uzyskiwanych mikrostruktur. Wartości wydłużenia procentowego po zerwaniu były zbliżone do stanu bezpośrednio po odlaniu, natomiast parametr Z wyniósł 28% (staliwo 1) i 23% (staliwo 2). Nawet po odpuszczaniu wysokim zauważalne były różnice w uzyskanych parametrach wytrzymałościowych analizowanych stopów. Twardość staliwa 1 wyniosła 205 HBW, granica plastyczności 492 MPa, natomiast w przypadku staliwa 2 było to odpowiednio 226 HBW i 547 MPa. Ulepszanie cieplnie nie spowodowało istotnego wzrostu wskaźników A i Z w stosunku do poprzedniego stanu materiału z jednym wyjątkiem: wart podkreślenia był tylko wzrost parametru A o ponad 40% w przypadku staliwa 2.



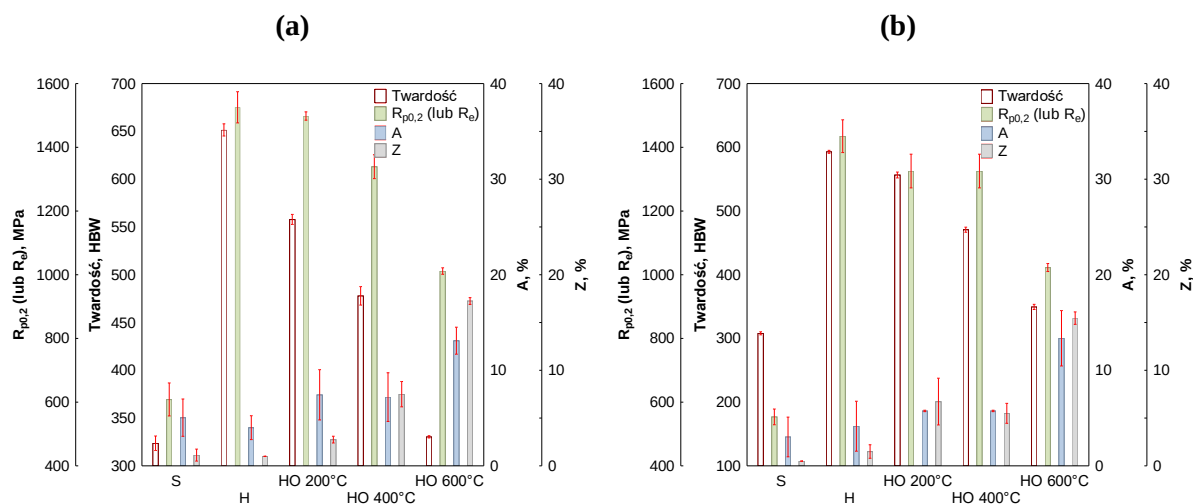
Rys. 8. Wybrane właściwości mechaniczne w różnych stanach obróbki cieplnej: a) staliwo 1 (Fe-C-B), b) staliwo 2 (Fe-C); S – stan surowy, H – stan hartowany, HO 200°C – stan hartowany i odpuszczany w temp. 200°C, HO 400°C – stan hartowany i odpuszczany w temp. 400°C, HO 600°C – stan hartowany i odpuszczany w temp. 600°C

Twardość i granica plastyczności staliwa 3 i 4 w stanie surowym wynosiły 274 HBW i 509 MPa (staliwo 3) oraz 262 HBW i 516 MPa (staliwo 4). Wartości te utrzymywały się przy niedostatecznych wartościach parametrów składających się na ciągliwość materiałów. Przeprowadzone zabiegi cieplne wywołały w mikrostrukturze istotne zmiany morfologiczne, co znalazło swoje odzwierciedlenie w wynikach właściwości mechanicznych. W przypadku staliwa 3 skutkiem były twardość i granica plastyczności o wartości odpowiednio 609 HBW i 1559 MPa, przy równocześnie niskiej ciągliwości – wydłużenie procentowe po zerwaniu wyniosło 1%, a przewężenie procentowe przekroju – 2%. Po hartowaniu twardość staliwa 4 wyniosła 615 HBW, natomiast granica plastyczności 1454 MPa, przy wydłużeniu i przewężeniu procentowym równych odpowiednio 3 i 1%. Wartości charakteryzujące ciągliwość były jeszcze niższe niż w stanie bezpośrednio po odlaniu, jednakże obniżenie tych parametrów było rekompensowane wysokimi parametrami wytrzymałościowymi. W stanie niskoodpuszczonym oba analizowane stopy osiągnęły wysokie parametry wytrzymałościowe: 557 HBW i 1518 MPa (staliwo 3) oraz 538 HBW i 1478 MPa (staliwo 4). Równocześnie nastąpił niewielki wzrost ciągliwości. Wartości wydłużenia procentowego po zerwaniu wyniosły 7% (staliwo 3) i 6% (staliwo 4), natomiast przewężenia procentowego przekroju – 4% (staliwo 3) i 3% (staliwo 4). Wysokie właściwości wytrzymałościowe 1303 MPa i 473 HBW (staliwo 3) i 1175 MPa i 465 HBW (staliwo 4) utrzymywały się po dodatkowej obróbce cieplnej, obejmującej odpuszczanie w temp. 400°C. W dalszym ciągu nie korespondowały jednak z zadowalającymi cechami plastycznymi, reprezentowanymi przez wydłużenie procentowe po zerwaniu i przewężenie procentowe przekroju, których wartości były podobne do wartości uzyskanych w stanie obróbki cieplnej, uwzględniającej odpuszczanie w niższej temperaturze. W stanie ulepszonym cieplnie nastąpiła wyraźna poprawa ciągliwości materiału. Wydłużenie procentowe po zerwaniu wyniosło 20% (staliwo 3) i 14% (staliwo 4), a przewężenie procentowe przekroju ponad 23% (staliwo 3) i 15% (staliwo 4). Taki stan utrzymywał się przy sukcesywnym obniżaniu wskaźników wytrzymałościowych (twardości do 309 HBW, granicy plastyczności do 919 MPa w przypadku staliwa 3; twardości do 298 HBW, granicy plastyczności do 892 MPa w przypadku staliwa 4). Wartości te odniesione do stanu bezpośrednio po odlaniu wskazują, że mimo zbliżonej twardości w stanie wysokoodpuszczonym nastąpił wzrost granicy plastyczności o ponad 80% (w przypadku staliwa 3) i 72% (w przypadku staliwa 4).



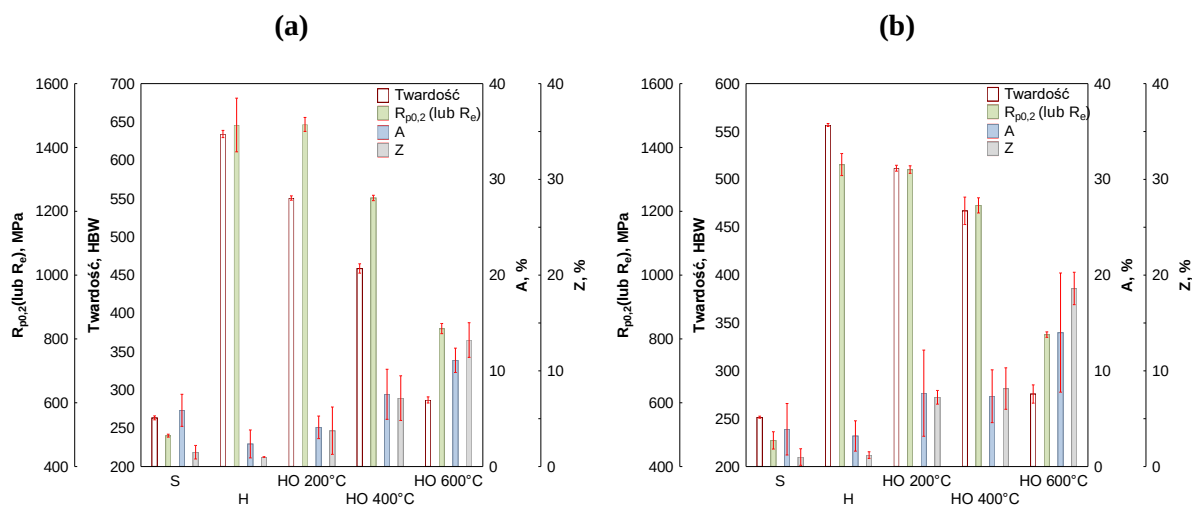
Rys. 9. Wybrane właściwości mechaniczne w różnych stanach obróbki cieplnej: a) staliwo 3 (Fe-C-Cr-B), b) staliwo 4 (Fe-C-Cr); S – stan surowy, H – stan hartowany, HO 200°C – stan hartowany i odpuszczany w temp. 200°C, HO 400°C – stan hartowany i odpuszczany w temp. 400°C, HO 600°C – stan hartowany i odpuszczany w temp. 600°C.

Rozpatrywane staliwa 5 i 6 w stanie surowym cechowała niska wartość granicy plastyczności, wynosząca odpowiednio 632 MPa i 554 MPa. Wartości te korespondowały z niską twardością (o wartości odpowiednio 321 i 307 HBW) i niezadowalającymi cechami plastycznymi, które reprezentowane było przez nieprzekraczające 5% wydłużenie procentowe po zerwaniu i przewężenie procentowe przekroju. Wskazuje to jednoznacznie na uzyskanie cech materiałowych charakterystycznych dla stanu kruchego. Po kompleksowej obróbce cieplnej w postaci hartowania nastąpił wzrost wartości wskaźników zarówno wytrzymałościowych, jak i plastycznych. W tym stanie obróbki cieplnej staliwo 5 wykazywało dobre właściwości wytrzymałościowe, tj. twardość na poziomie 652 HBW i granicę plastyczności na poziomie 1526 MPa, a równocześnie niską ciągliwość: wydłużenie procentowe po zerwaniu wyniosło 4%, a przewężenie procentowe przekroju – 1%. Twardość staliwa 6 w tym stanie wyniosła 593 HBW, zaś granica plastyczności 1435 MPa, przy wydłużeniu procentowym po zerwaniu i przewężeniu procentowym przekroju równych ok. 1%. Tak wysokie właściwości wytrzymałościowe, poprzedzone analizą mikrostrukturalną i analizą składu chemicznego (która wykazała niewielką liczbę i udział wagowy pierwiastków stopowych o dużym powinowactwie do węgla), świadczą o wynikaniu wysokich właściwości wytrzymałościowe z dwóch głównych mechanizmów umocnienia. Realizowane są one dzięki umocnieniu granicami ziarn w wyniku rozdrobnienia austenitu oraz dużego przesycenia ferrytu węglem, co z kolei zapewnia wysoka hartowność. Niskie wartości wydłużenia i przewężenia procentowego pozwalają natomiast zdefiniować analizowany materiał jako kruchy w warunkach obciążeń statycznych. Bardzo wysokie właściwości wytrzymałościowe 557 HBW i 1498 MPa (staliwo 5) oraz 558 HBW i 1453 MPa (staliwo 6) utrzymywały się po kolejnej obróbce cieplnej obejmującej niskie odpuszczanie, w dalszym ciągu nie korespondowały jednak z zadowalającymi cechami plastycznymi, reprezentowanymi przez wydłużenie procentowe po zerwaniu i przewężenie procentowe przekroju. Wartości wydłużenia procentowego wyniosły ok. 3 i 6% odpowiednio dla staliw 5 i 6, przewężenia zaś odpowiednio – 3 i 7%. A zatem mimo zbliżonych właściwości wytrzymałościowych staliwo 6 charakteryzowało się nieco lepszą ciągliwością. Odpuszczanie w temp. 400°C wywołało nieznaczne obniżenie właściwości wytrzymałościowych. Obniżenie umownej granicy plastyczności nastąpiło do wartości ponad 1300 MPa, zaś twardości – do wartości 470 HBW, ale równocześnie nie wywołało w badanych materiałach zadowalającego wzrostu parametrów cechujących właściwości plastyczne, tj. wydłużenia oraz przewężenia procentowego. W stanie ulepszonym cieplnie nastąpiła wyraźna poprawa ciągliwości materiału: wydłużenie procentowe po zerwaniu wyniosło ponad 13%, a przewężenie procentowe przekroju ponad 15–17%. Towarzyszyło temu stopniowe obniżanie wskaźników wytrzymałościowych. Jednak, mimo że twardość pozostała na poziomie zbliżonym do stanu surowego, granica plastyczności wzrosła o ponad 60%.



Rys. 10. Wybrane właściwości mechaniczne w różnych stanach obróbki cieplnej: a) staliwo 5 (Fe-C-Cr-V-B), b) staliwo 6 (Fe-C-Cr-V); S – stan surowy, H – stan hartowany, HO 200°C – stan hartowany i odpuszczany w temp. 200°C, HO 400°C – stan hartowany i odpuszczany w temp. 400°C, HO 600°C – stan hartowany i odpuszczany w temp. 600°C

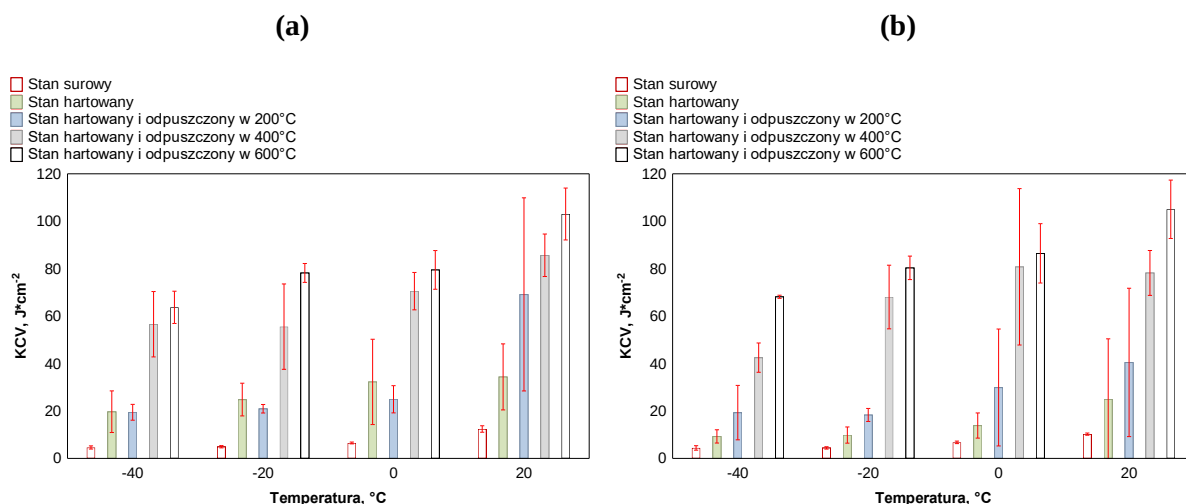
Bezpośrednio po odlaniu staliwa 7 i 8 cechowały się granicą plastyczności wynoszącą odpowiednio 497 i 482 MPa oraz twardością odpowiednio 264 i 252 HBW i równocześnie niezadowalającymi cechami plastycznymi, tj. wartością wydłużenia i przewężenia procentowego nieprzekraczającymi 6%. Wzrost wartości wskaźników wytrzymałościowych nastąpił po kompleksowej obróbce cieplnej obejmującej hartowanie. Jej konsekwencją są wysokie wartości granicy plastyczności: 1220 i 1346 MPa, oraz twardości: 633 i 558 HBW. Właściwości plastyczne pozostały niskie: wydłużenie procentowe po zerwaniu wyniosło 2–3%, a przewężenie procentowe przekroju – 1%. Niskie wartości wydłużenia i przewężenia procentowego pozwalają zdefiniować analizowane materiały jako mało plastyczne w warunkach obciążeń statycznych. Bardzo wysokie wartości: 1472 MPa i 551 HBW (staliwo 7) 1331 MPa i 512 HBW (staliwo 8) utrzymywały się po dodatkowej obróbce cieplnej obejmującej niskie odpuszczanie, ale w dalszym ciągu nie korespondowały na zadowalającym poziomie z cechami plastycznymi, reprezentowanymi przez wydłużenie procentowe po zerwaniu i przewężenie procentowe przekroju, wynoszącymi ok. 4–8%. Odpuszczanie w temp. 400°C wywołało obniżenie wartości granicy plastyczności do 1242 i 1218 MPa, zaś wartości twardości do 459 i 467 HBW. Równocześnie nie wywołało w badanych materiałach zadowalającego wzrostu parametrów określających właściwości plastyczne. Wyrażna poprawa ciągliwości materiału wystąpiła dopiero w stanie ulepszonym cieplnie. Wydłużenie i przewężenie procentowe wyniosły odpowiednio 11–14 i 13–19% i na takim poziomie utrzymywały się, przy sukcesywnym obniżeniu granicy plastyczności do 832 MPa (staliwo 7) i 814 MPa (staliwo 8) oraz twardości do 287 HBW (staliwo 7) i 276 HBW (staliwo 8).



Rys. 11. Wybrane właściwości mechaniczne w różnych stanach obróbki cieplnej: a) staliwo 7 (Fe-C-Cr-Ti-B), b) staliwo 8 (Fe-C-Cr-Ti); S – stan surowy, H – stan hartowany, HO 200°C – stan hartowany i odpuszczany w temp. 200°C, HO 400°C – stan hartowany i odpuszczany w temp. 400°C, HO 600°C – stan hartowany i odpuszczany w temp. 600°C

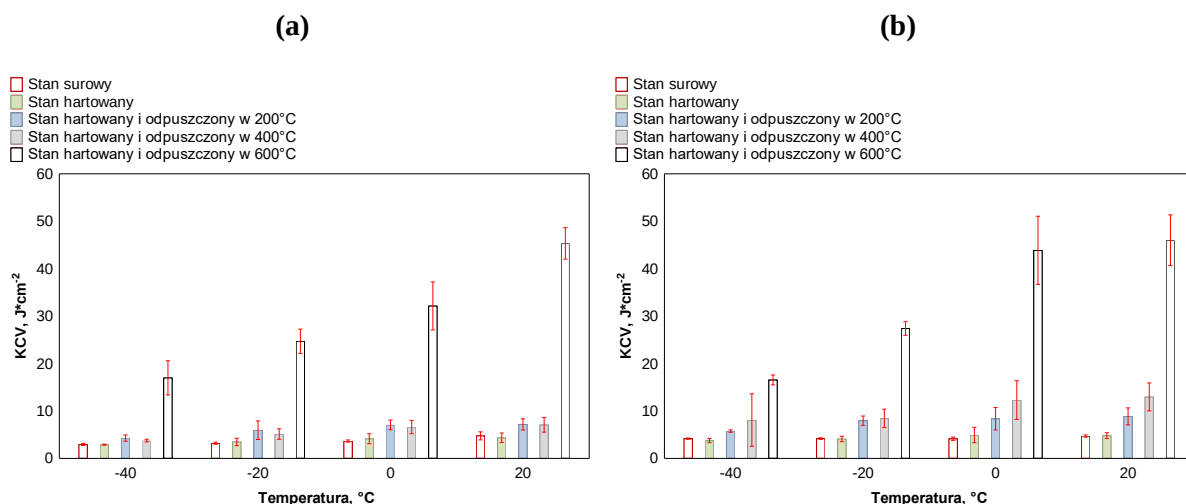
W procesie optymalizacji mikrostruktury stali, z punktu widzenia właściwości aplikacyjnych, musi być brana pod uwagę odporność na obciążenia udarowe. Zwiększenie wytrzymałości czy odporności na ścieranie na drodze obróbki cieplnej musi uwzględniać zapewnienie bezpiecznego poziomu ciągliwości. W tym celu, uwzględniając potencjalne możliwości zastosowania analizowanych materiałów i charakter obciążeń, jakim mogą zostać poddawane, do oceny właściwości dynamicznych jako adekwatna została przeze mnie zaproponowana próba udarności metodą Charpy’ego (rys. 12a–15b) [M1, P1, P3].

W stanie surowym, w temperaturze pokojowej większą udarność, wynoszącą 39 J/cm², charakteryzowało się staliwo 1. Udarność staliwa 2 wyniosła 10 J/cm². W temp. 0°C udarność badanych staliw wyniosła odpowiednio 14 i 7 J/cm². Odwołując się do kryterium (35 J/cm²) [15], w badanych materiałach temperatura przejścia w stan kruchy w stanie bezpośrednio po odlaniu mieściła się w zakresie temperatur dodatnich. Przyjmowana arbitralnie graniczna wartość udarności, tj. 35 J/cm², stanowi kryterium kruchości, odpowiadające wystąpieniu przełomu plastycznego i kruchego o 50–proc. udziale każdego z nich. Hartowanie poprawiło udarność obu materiałów w temperaturach ujemnych, jednak uzyskiwane wartości (9–32 J/cm²) były zbyt niskie, aby uznać, że w wyniku hartowania nastąpiło przesunięcie progu kruchości do zakresu temperatur niższych niż temperatura otoczenia. Przeprowadzony po hartowaniu proces odpuszczania w temp. 200°C spowodował sukcesywny wzrost udarności w całym zakresie temperatur próby, jednakże przejście materiałów ze stanu plastycznego w stan kruchy miało miejsce w temperaturach bliskich 0°C. W tym stanie obróbki cieplnej uzyskane wyniki wykazywały dużą zmienność, wynoszącą nawet 60% (staliwo 1, temperatura otoczenia). Odmienne właściwości badanych gatunków staliw można było zaobserwować w stanie hartowanym i odpuszczonym w temp. 400°C, w których wartości udarności utrzymywały się powyżej przyjmowanego kryterium kruchości (35 J/cm²), w całym zakresie temperaturowym badań. Nawet w temp. -40°C wartości udarności były wysokie: 57 J/cm² (staliwo 1) i 42 J/cm² (staliwo 2). Analizowane materiały zachowały się zatem klasycznie, bowiem wzrost ich udarności nastąpił wraz ze wzrostem temperatury odpuszczania. Najwyższymi właściwościami plastycznymi analizowane materiały charakteryzowały się w stanie ulepszonym cieplnie, w którym udarność obu staliw była zbliżona w całym zakresie temperatur próby.



Rys. 12. Udarność w zależności od temperatury w różnych stanach obróbki cieplnej: a) staliwo 1 (Fe-C-B), b) staliwo 2 (Fe-C)

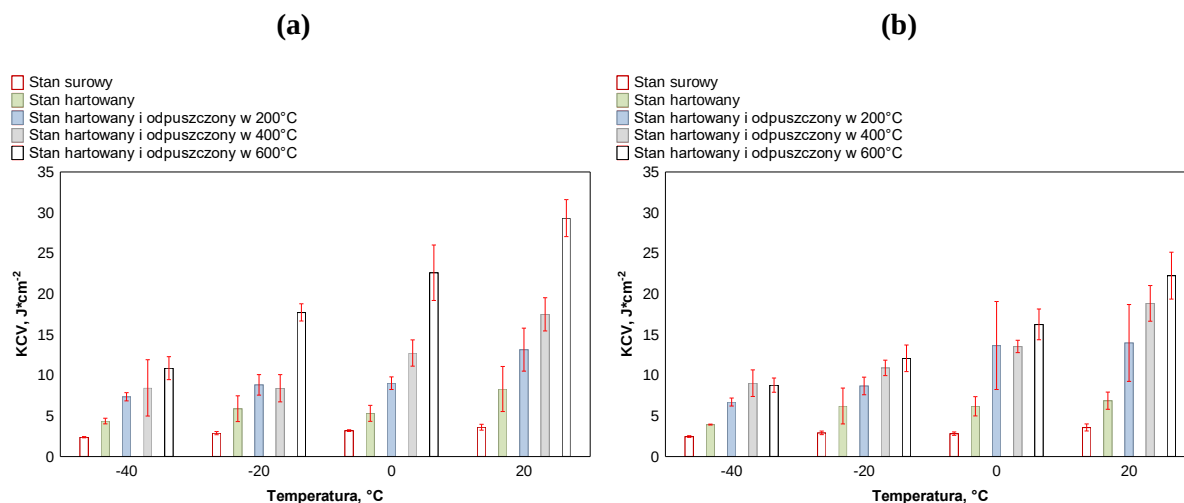
W stanie surowym staliwa 3 i 4 charakteryzowały się niskimi wskaźnikami udarności, wynoszącymi mniej niż 5 J/cm^2 , co jednoznacznie wskazuje na wystąpienie pęknięcia o charakterze kruchym. Wartości udarności obu staliw były zbliżone i nie ulegały znacznemu obniżeniu wraz z obniżaniem temperatury próby. Biorąc pod uwagę przeprowadzoną powyżej analizę mikrostrukturalną, która wykazała, że oba staliwa charakteryzowały się gruboziarnistą mikrostrukturą quasi-perlityczną, niskie wskaźniki udarnościowe należy uznać za uzasadnione, co jest równocześnie zgodne z danymi literaturowymi. Z badań wynika, że perlit szybciej od ferrytu ulega zgniotowi na zimno, co przyspiesza zarodkowanie w nim kruchych pęknięć [13], a wzrost wielkości ziarna podwyższa przejściową temperaturę kruchości. Przytoczone cechy mikrostrukturalne w stanie surowym wynikały z obecności chromu. Stwierdzono, że przy zawartości chromu do ok. 1,2% zwiększa się udział perlitu, a także jego ziarnistość, co wywiera wpływ na mechanizm pęknięcia [14]. Hartowanie, poprzedzone obróbką cieplną mającą na celu ujednoludzenie składu chemicznego oraz rozdrobnienie mikrostruktury, nie spowodowało spodziewanego wzrostu udarności. W przypadku obu materiałów wartości udarności były zbliżone do wartości w stanie surowym i nie osiągnęły wartości wyższych niż 6 J/cm^2 . Tak niskie wartości w obu stanach materiału wskazują na wystąpienie kruchego pęknięcia, zwłaszcza jeśli uwzględni się przyjmowaną arbitralnie graniczną wartość udarności wynoszącą 35 J/cm^2 [15], stanowiącą kryterium kruchości. Przeprowadzenie dodatkowego zabiegu odpuszczania w temp. 200°C doprowadziło do niewielkiego wzrostu udarności. W tym stanie obróbki cieplnej staliwo 3 charakteryzowało się udarnością wynoszącą 7 J/cm^2 (temperatury próby $+20$ i 0°C), natomiast w temperaturach ujemnych – 6 J/cm^2 (temp. -20°C) i 4 J/cm^2 (temp. -40°C). Podobne wartości, tj. od 6 (temp. -40°C) do 9 J/cm^2 , zanotowano w przypadku staliwa 4. Z danych literaturowych wynika, co należy w tym miejscu zaznaczyć, że pękające płytki węgla ϵ stanowią zarodki pęknięć rozprzestrzeniających się w ferrycie. W przypadku staliwa z mikrododatkiem boru odpuszczanie w temp. 400°C nie spowodowało spodziewanego wzrostu udarności, która osiągnęła wartości zbliżone (temperatura otoczenia) lub wręcz niższe (temperatury obniżone) niż w stanie hartowanym i odpuszczonym w temp. 200°C , co jednoznacznie świadczy o wystąpieniu zjawiska kruchości odpuszczania. Udarność staliwa pozbawionego mikrododatku boru w stanie średnioodpuszczonym była wyższa i osiągnęła wartości 13 i 12 J/cm^2 (temperatury próby $+20$ i 0°C) oraz 8 J/cm^2 (temperatura próby -40°C). Dopiero ulepszanie cieplne wywołało wzrost ciągliwości i tylko w tym stanie obróbki cieplnej udarność przekroczyła 35 J/cm^2 , osiągając wartości: 45 (temp. $+20^\circ\text{C}$, staliwo 3) i 46 J/cm^2 oraz 44 (temp. $+20$ i 0°C , staliwo 4). Taki stan nie utrzymał się w temperaturach ujemnych, co wskazuje, że przejście ze stanu plastycznego w stan kruchy, w przypadku staliwa 4, ma miejsce już w temperaturach bliskich 0°C . W temperaturach ujemnych wartości udarności obu staliw były zbliżone. Różnica względna między najwyższą a najniższą wartością udarności wyniosła ok. 63 (staliwo 3) lub 64% (staliwo 4), przy czym wartość najniższą uzyskałam w temp. badania o wartości -40°C .



Rys. 13. Udarność w zależności od temperatury, w różnych stanach obróbki cieplnej: a) staliwo 3 (Fe-C-Cr-B), b) staliwo 4 (Fe-C-Cr)

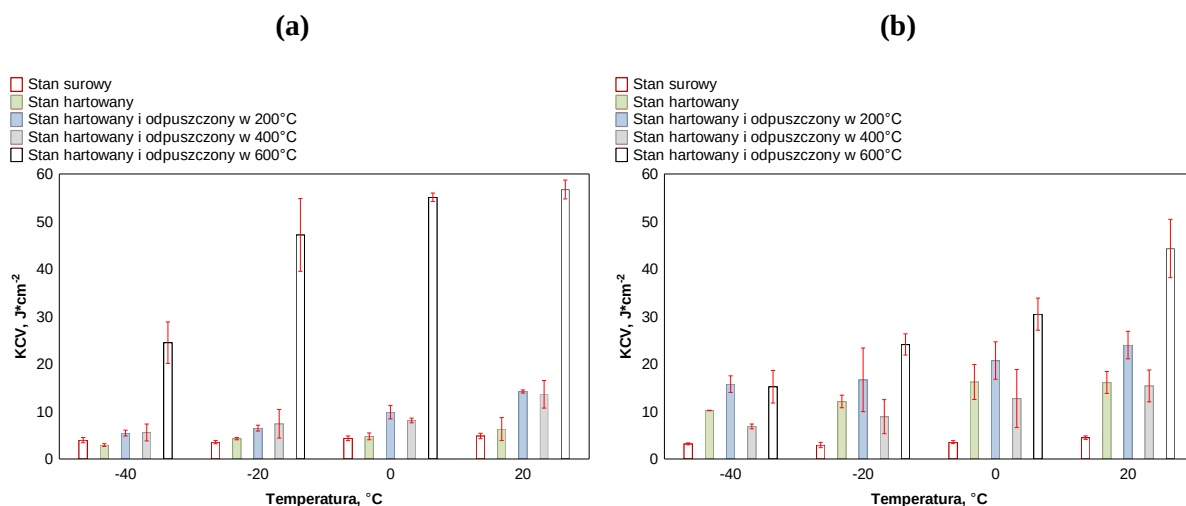
Rozpatrywane materiały 5 i 6 nie spełniły kryterium kruchości (35 J/cm^2) w żadnym stanie obróbki cieplnej, ani w żadnej temperaturze próby. Jednakże warto dodać, że zarejestrowany przebieg zmian udarności nie następował w sposób skokowy. W materiałach konstrukcyjnych zaleca się, aby zapewnić położenie górnej granicy krytycznego zakresu kruchości materiału z dostatecznym zasobem plastyczności w temperaturze wyższej niż temperatura pracy, którą często jest temperatura pokojowa. W stanie bezpośrednio po odlaniu udarność była poniżej progu kruchości w całym zakresie temperatur próby, osiągając w przypadku obu staliw wartości porównywalne. W temperaturze pokojowej wyniosła 4 J/cm^2 , natomiast w temperaturach obniżonych mieściła się w zakresie $2\text{--}3 \text{ J/cm}^2$. Udarność na takim poziomie jednoznacznie wskazuje na podatność materiału na kruche pękanie. Po hartowaniu wartości udarności, chociaż uległy poprawie, w dalszym ciągu były poniżej wartości zadowalającej. W kontekście zaproponowanej oceny ilościowej rozpatrywane staliwa w stanie obrobionym cieplnie również wykazały podatność na kruche pękanie. Udarność w temperaturze pokojowej wyniosła 8 J/cm^2 (staliwo 5) oraz 7 J/cm^2 (staliwo 6) i w przypadku staliwa 6 w zasadzie nie uległa obniżeniu do temp. -20°C . W przypadku staliwa 5 wartości udarności w temperaturach obniżonych mieściły się w zakresie $4\text{--}6 \text{ J/cm}^2$. Prawie dwukrotną poprawę wyników uzyskałam dopiero po przeprowadzeniu obróbki cieplnej, zakończonej niskim odpuszczaniem. Ponadto wyniki uzyskane w przypadku staliwa 6 cechowała największa zmienność, mimo że współczynniki zmienności, osiągając wartość na poziomie ok. 40%, mieściły się w zakresie, który należy uznać za zmienność przeciętną. Wraz z obniżaniem temperatury próby zachodziło stopniowe obniżanie udarności do wartości $7\text{--}9$ i 4 J/cm^2 , odpowiednio dla temperatur próby -20 i -40°C . W przypadku stanu obejmującego odpuszczanie w temp. 400°C różnice w udarności między poszczególnymi materiałami były nieznaczne. Po próbie udarności w temperaturze otoczenia udarność staliwa 5 wyniosła 18 J/cm^2 , natomiast staliwa 6 – 19 J/cm^2 . Największą różnicę, tj. ponad 20%, zanotowano, gdy próba udarności została przeprowadzona w temp. -20°C , w której wyższą udarnością charakteryzowały się również próbki staliwa 6. W stanie ulepszanym cieplnie wzrost udarności był najwyższy w przypadku staliwa 5 (30 J/cm^2). Różnica względna między najwyższą a najniższą wartością udarności w tym stanie obróbki cieplnej analizowanego materiału wyniosła ok. 63%, przy czym wartość najniższą uzyskałam w temperaturze badania wynoszącej -40°C . Analogicznie względna zmiana udarności staliwa 6 w całym zakresie temperatur badania wyniosła niewiele ponad 60%, również w tym przypadku najniższą wartość udarności uzyskałam w najniższej temperaturze próby. Należy nadmienić, że w tym stanie obróbki cieplnej wyższą udarność wykazało staliwo z borem. Uwagę zwraca w dalszym ciągu udarność, która rozpatrywana z punktu widzenia właściwości, jakie powinny mieć stale konstrukcyjne, nadal jest niezadowalająca, mimo stosunkowo wysokich wskaźników określających ciągliwość materiałów, wyznaczonych w statycznej próbie rozciągania. Można zatem wysnuć wniosek, że dzięki mikrododatкови wanadu materiały te stały się trudnoodpuszczalne w kontekście uzyskiwanych właściwości plastycznych. Taki stan rzeczy wymaga przeprowadzenia szczegółowej analizy

fraktograficznej, ukierunkowanej na określenie charakteru przełomu, szczególnie w stanie obejmującym wysokie odpuszczanie. Co zostało wykonane i przedstawione w monografii [M1].



Rys. 14. Udarność w zależności od temperatury, w różnych stanach obróbki cieplnej: a) staliwo 5 (Fe-C-Cr-V-B), b) staliwo 6 (Fe-C-Cr-V)

W stanie surowym staliwa 7 i 8 charakteryzowały się niskimi wskaźnikami udarności, wynoszącymi mniej niż 5 J/cm^2 , co jednoznacznie wskazuje na wystąpienie pęknięcia o charakterze kruchym w warunkach obciążeń dynamicznych. Hartowanie staliwa 8, spowodowało wzrost jego udarności do wartości powyżej 16 J/cm^2 (temp. $+20$ i 0°C). W temperaturach ujemnych udarność staliwa wyniosła 12 J/cm^2 i 10 J/cm^2 , w temperaturze próby odpowiednio -20 i -40°C . Wartości te, mimo że były wyższe niż bezpośrednio po odlaniu, również wskazują na wystąpienie kruchej dekohezji. Może to prowadzić do wystąpienia w analizowanym staliwie kruchego pęknięcia, zaznaczającego się już w temperaturach otoczenia. Przeprowadzenie dodatkowego zabiegu odpuszczania w temp. 200°C doprowadziło do kolejnego wzrostu udarności. W tym stanie obróbki cieplnej materiał charakteryzował się udarnością wynoszącą 20 J/cm^2 (temperatura próby $+20$ i 0°C), natomiast w temperaturach ujemnych udarność spadła do ok. 11 J/cm^2 (temp. -40°C). Odmiennymi właściwościami charakteryzowało się staliwo 7, którego udarność w całym zakresie temperatur próby nie przekroczyła 6 J/cm^2 (stan hartowany) lub 15 J/cm^2 (stan hartowany i odpuszczony w temp. 200°C). Odpuszczanie w 400°C nie spowodowało spodziewanego wzrostu udarności, która osiągnęła wartości zbliżone (temperatura otoczenia) do wartości w stanie hartowanym lub wręcz niższe (temperatury obniżone) od nich, co jednoznacznie świadczy o wystąpieniu zjawiska kruchości odpuszczania. Dopiero ulepszanie cieplne spowodowało wzrost ciągliwości i tylko w tym stanie obróbki cieplnej udarność przekroczyła 35 J/cm^2 , osiągając w temperaturze otoczenia 57 J/cm^2 (staliwo 7) i 44 J/cm^2 (staliwo 8). W przypadku staliwa 8 taki stan nie utrzymał się w temperaturach obniżonych, co wskazuje, że przejście ze stanu plastycznego w stan kruchy miało miejsce już w temperaturach dodatnich. Uzyskane wyniki potwierdziły wcześniejsze obserwacje dotyczące temperatury przejścia plastyczno-kruchego. A mianowicie stwierdzono, że w przypadku perlitu zawierającego cementyt płytkowy temperatura ta była wyższa niż w przypadku struktur sorbitu odpuszczania zawierającego cementyt sferoidalny.



Rys. 15. Udarność w zależności od temperatury, w różnych stanach obróbki cieplnej: a) staliwo 7 (Fe-C-Cr-Ti-B), b) staliwo 8 (Fe-C-Cr-Ti)

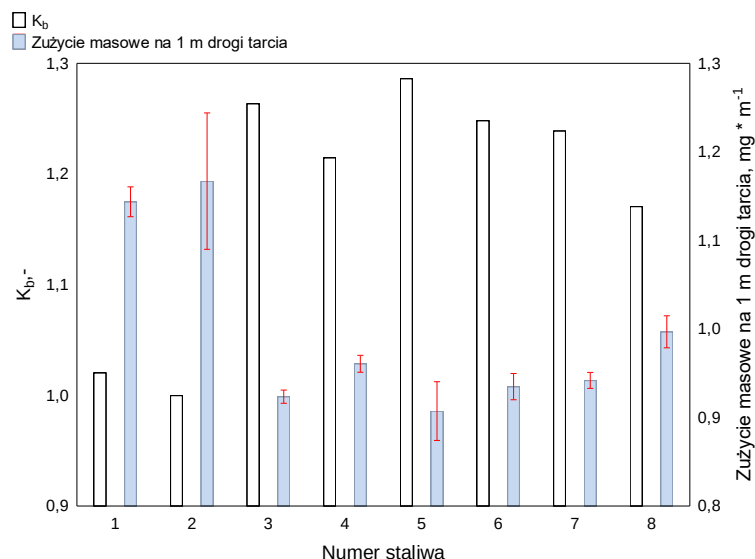
Znaczną część monografii [M1] oraz publikacji [P1, P3] poświęciłam analizie fraktograficznej, zamieszczając dokumentację mikrofotograficzną. Na jej podstawie stwierdziłam, że w stanie bezpośrednio po odlaniu zarówno w staliwie 1, jak i w staliwie 2 dominował typowy przełom łupliwy. Odmienne charakter przełomu wykazały materiały po obróbce cieplnej. Po hartowaniu oraz hartowaniu i niskim odpuszczaniu w całym zakresie temperatur próby zachowane zostały boczne strefy złomów plastycznych, natomiast strefę środkową stanowił przełom łupliwy lub quasi-łupliwy. Po odpuszczaniu w temp. 400°C analiza makroskopowa pozwoliła zaobserwować odkształcenie plastyczne próbek, a także ustalić, że w procesie dekohezji dominujący był złom ciągliwy, natomiast łupliwy stanowił od ok. 15 do 30% (staliwo 1) i od 10 do 22% (staliwo 2). Ocena przełomów staliw ulepszonych cieplnie wykazała, że ich budowa była charakterystyczna dla przełomów ciągliwych (temperatura otoczenia) lub mieszanych, z dominującym udziałem przełomu ciągliwego (temperatury obniżone).

Pod względem budowy przełomy staliw 3–8 w stanie surowym były przełomami transkrystalicznymi kruchymi. Stwierdzenie to odnosi się do próbek po próbie Charpy'ego w temperaturach obniżonych, jak i w temperaturze otoczenia. Odmienne charakter przełomu wykazały materiały po obróbce cieplnej. Przełomy próbek w stanie hartowanym, w całym zakresie temperaturowym próby udarności były przełomami quasi-łupliwymi z niewielkimi obszarami przełomów plastycznych. Próbkę cechował brak widocznych cech postaciowego odkształcenia plastycznego, a także marginalny udział stref plastycznych, zlokalizowanych głównie przy krawędziach bocznych. Po hartowaniu i niskim oraz średnim odpuszczaniu w całym zakresie temperatur próby zachowane zostały boczne strefy złomów plastycznych. Strefy centralne przełomów stanowił przełom mieszany quasi-łupliwy i ciągliwy, który charakteryzował się rozbudowaną topografią, o większych wzniesieniach i dołkach. W porównaniu ze stanem hartowanym zwiększył się udział obszarów plastycznych wewnątrz ziarn, grzbiety łupliwości stały się szersze, a same fasetki drobniejsze. W stanie odpuszczonym w temp. 400°C udziały stref plastycznych w każdej temperaturze próby udarności były podobne jak w stanie niskoodpuszczonym. Tym samym potwierdzone zostały przypuszczenia dotyczące przyczyny utrzymującej się niskiej udarności w tym stanie obróbki cieplnej. Nie zanotowano także śladów makroskopowego odkształcenia próbek, a na matowych powierzchniach centralnych, cechujących się większą chropowatością, zauważono wzniesienia rozchodzące się promieniście od dna karbu. Analiza mikroskopowa potwierdziła obecność przełomu mieszanego łupliwego (staliwo 3) lub quasi-łupliwego (staliwa 4–6 i 8) i ciągliwego, o złożonych cechach i morfologii wskazującej na obecność symptomów charakterystycznych zarówno dla transkrystalicznego, jak i międzykrystalicznego pęknięcia. Analiza makroskopowa staliw wysokoodpuszczonych w większości wykazała symptomy makroskopowego odkształcenia plastycznego, z wyjątkiem przełomów po próbie udarności w temperaturach obniżonych, oraz obecność znacznych obszarów plastycznych. Uzyskałam przełomy mieszane z przeważającym udziałem przełomu

międzykrystalicznego, odzwierciedlającego wielkość krystalitów. Pękaniu międzykrystalicznemu towarzyszyły ponadto niewielkie obszary złomu transkrystalicznego łupliwego. W stanie ulepszonym cieplnie przełom staliwa 8 charakteryzował się budową nietypową jak dla tego stanu obróbki cieplnej. Fasetki były gładkie, bez uskoków, można było jednak wyróżnić regularne, sześciennie wgniecenia, będące śladami obecności azotków tytanu. Ponadto na granicach uwidoczniły się pęknięcia odzłomowe. Obszary łupliwe otoczone były fragmentami wycinków złomów ciągliwych, zbudowanych z bardzo drobnych dołków.

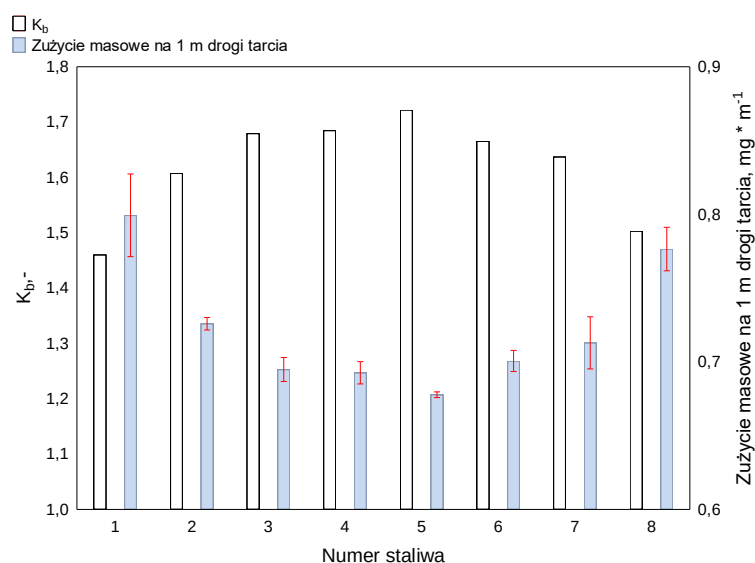
Realizacja celu badawczego nr 2 uwzględniała ocenę wpływu wybranych właściwości mikrostrukturalnych i mechanicznych na odporność tribologiczną staliw. Aby dokonać powyższych ewaluacji, wykorzystałam głównie metody statystyczne: analizę regresji, analizę wielowymiarową obejmującą analizę dyskryminacyjną oraz analizę korespondencji. W efekcie prowadzonych działań sformułowałam 10 wniosków poznawczych [M1]. Moim głównym osiągnięciem było zrozumienie zależności między mikrostrukturą, składem chemicznym, właściwościami mechanicznymi a odpornością na zużywanie ściernie staliw w różnych stanach obróbki cieplnej. Dzięki zastosowaniu zaawansowanych metod badawczych oraz analiz statystycznych zidentyfikowałam kluczowe czynniki wpływające na odporność tribologiczną materiałów. Ważnym aspektem moich badań było zrozumienie, w jaki sposób mikrostruktura warunkowana składem chemicznym i procesami cieplnymi wpływa na odporność tribologiczną. Analiza wykazała, że mikrostruktury martenzytu, bainitu dolnego z drobnodispersyjnymi wydzieleniami węglików zapewniają najwyższą odporność na zużywanie ściernie. Z kolei znacznie mniejszą odpornością tribologiczną charakteryzują się mikrostruktury ferrytyczno-perlityczne, co potwierdziły uzyskane wyniki aproksymowane funkcjami statystycznymi.

W efekcie badań odporności na zużywanie ściernie staliw w stanie surowym (rys. 16) [M1, P6] stwierdziłam, że w grupie analizowanych materiałów staliwo 2, które przyjął jako materiał referencyjny, wykazało jednocześnie najniższą odporność na zużywanie ściernie. Wskaźnik względnej odporności na zużywanie ściernie K_b staliwa 1, zawierającego mikrododatek boru, był tylko nieznacznie wyższy niż wskaźnik staliwa 2 i wyniósł 1,02. Należy jednak zaznaczyć, że twardość tego staliwa była ponad 18% niższa niż twardość staliwa referencyjnego. Na wyższą odporność staliwa 1, przy poziomie dyspersji perlitu podobnym jak w staliwie 2, mogła zatem mieć wpływ morfologia ferrytu (budowa iglasta), relatywnie podwyższająca właściwości tribologiczne. Zauważalny wzrost odporności na zużywanie ściernie zanotowano w przypadku staliw 3 i 4, których K_b wyniosły odpowiednio 1,26 i 1,21. Wskaźnik ten był zatem wyższy w przypadku staliwa zawierającego mikrododatek boru, które równocześnie było twardsze niż staliwo 4. Najwyższe wartości K_b zanotowano w przypadku staliw 5 i 6, odpowiednio 1,29 i 1,25. Staliwo zawierające kompleksowy dodatek chromu, wanadu i boru wykazało zatem blisko o 30% wyższą odporność na ścieranie niż staliwo referencyjne, niezawierające tych dodatków stopowych. Oprócz tego, staliwa 5 i 6 charakteryzowały się najwyższą twardością, przy czym twardość staliwa 5, podobnie jak K_b , była wyższa. Odporność na ścieranie staliwa 7 była o 24% wyższa niż staliwa referencyjnego i co do wartości zbliżona pod względem wartości do odporności na ścieranie staliwa 6. Należy jednak pamiętać, że twardość staliwa 7 była niższa niż twardość staliwa 6. Można zatem domniemywać, że dodatek tytanu poprawił odporność na ścieranie na skutek obecności twardych azotków, a dodany kompleksowo mikrododatek boru dodatkowo wpłynął na tę odporność poprzez ograniczenie udziału ferrytu. Staliwo 8, zawierające sam tytan bez boru, charakteryzowało się niższą odpornością na ścieranie niż staliwo 7, a jego parametr K_b wyniósł 1,17.



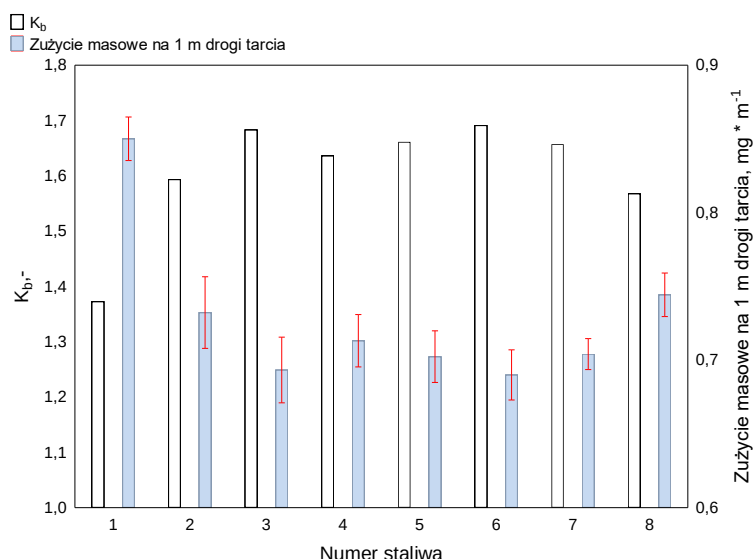
Rys. 16. Wskaźniki względnej odporności na zużywanie ściernie K_b oraz zużycie masowe na 1 m drogi tarcia staliw w stanie surowym [M1, P6]

W stanie hartowanym (rys. 17) [M1, P7] K_b staliwa 1 miało najniższą wartość w grupie analizowanych materiałów. W przypadku staliwa 2, niezawierającego mikrododatku boru, wartość ta była wyższa niż w przypadku staliwa 1 i wyniosła 1,61. Kolejny wzrost odporności na zużywanie ściernie zanotowano w przypadku staliw 3 i 4: wartości ich wskaźników były zbliżone i wyniosły 1,68. Nie odnotowano zatem wyraźnego wzrostu odporności na zużywanie ściernie staliwa 3, zawierającego mikrododatek boru. Najwyższą wartość K_b , tj. 1,72, uzyskało staliwo 5. Staliwo 6, zawierające dodatek chromu i wanadu, ale bez mikrododatku boru, wykazało odporność na ścieranie niższą niż staliwa bez wanadu, tj. staliwa 3 i 4. Odporność na ścieranie staliwa 7, zawierającego kompleksową zawartość chromu, tytanu i boru, była tylko nieznacznie wyższa niż odporność staliwa referencyjnego. Jest to ciekawy wniosek, bowiem zawartość tytanu, jako pierwiastka o dużym powinowactwie do azotu, wyraźnie wpływa na ilość boru rozpuszczonego w austenicie, a tylko w takim przypadku bor będzie poprawiał hartowność. Niewystarczająca ilość pierwiastków azotkotwórczych będzie zatem powodować utratę korzyści z wprowadzenia boru. Staliwo 8, zawierające sam chrom i tytan bez boru, charakteryzowało się gorszą odpornością na ścieranie niż staliwo 7, a jego parametr K_b wyniósł 1,50.



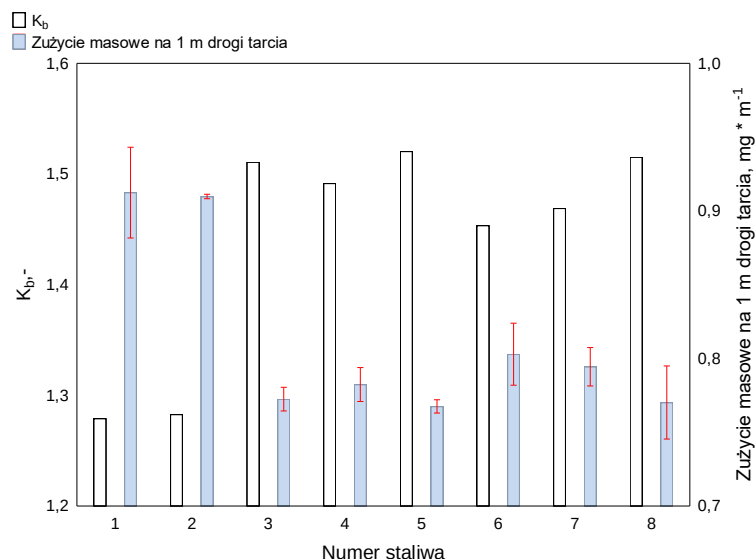
Rys. 17. Wskaźniki względnej odporności na zużywanie ściernie K_b oraz zużycie masowe na 1 m drogi tarcia staliw w stanie hartowanym [M1, P7]

Po odpuszczaniu w temp. 200°C (rys. 18) [M1, P4] K_b o najniższej wartości uzyskało staliwo 1. W przypadku stopu 2, który w swoim składzie nie zawierał dodatków stopowych, wartość tego parametru była wyższa. Materiały 3 i 4, które jako główny dodatek stopowy zawierały chrom, uzyskały K_b wynoszący odpowiednio 1,68 i 1,64. Materiał 5, który zawierał bor, uzyskał K_b na poziomie 1,66, natomiast stop 6 wskaźnik wyższy niż stop 4, tj. 1,69. W grupie staliw z dodatkiem chromu i tytanu, stop 8 charakteryzował się najniższą odpornością na ścieranie, natomiast stop 7 odpornością zbliżoną do odporności pozostałych staliw i jego K_b wyniósł 1,65.



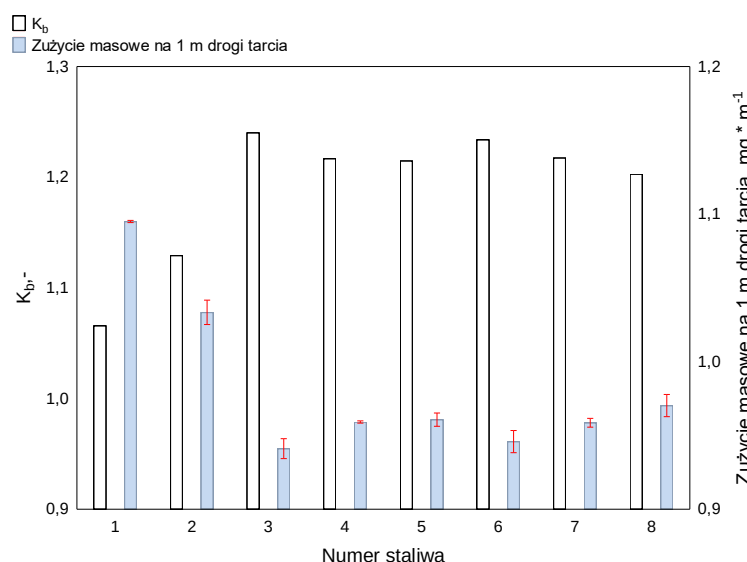
Rys. 18. Wskaźniki względnej odporności na zużywanie ściernie K_b oraz zużycie masowe na 1 m drogi tarcia staliw w stanie hartowanym i odpuszczonym w temp. 200°C [M1, P4]

Po odpuszczaniu w temp. 400°C (rys. 19) [M1, P4] wartości K_b wszystkich badanych stopów były niższe niż te uzyskane po odpuszczaniu w niższej temperaturze. Zjawisko to można przypisać zmniejszeniu umocnienia roztworowego oraz utracie koherentności z osnową faz węglkowych, co w konsekwencji doprowadziło do obniżenia odporności na ścieranie. Staliwa 1 i 2 osiągnęły K_b wynoszący 1,28, co wskazuje, że dodatek boru w tej grupie nie miał istotnego wpływu na zwiększenie odporności na ścieranie. Podobne obserwacje odnotowano w grupie stopów 3 i 4, w której głównym dodatkiem stopowym był chrom. Wartości K_b tych stopów wyniosły odpowiednio 1,51 i 1,49. Najwyższą odpornością na ścieranie w tym stanie obróbki cieplnej nadal charakteryzował się stop 5, osiągając K_b równy 1,52. Z kolei stop 6, pozbawiony dodatku boru, wykazał nieco niższą odporność na ścieranie i wartość K_b wynoszącą 1,45. Co ciekawe, stop 8, który po odpuszczaniu w temp. 200°C charakteryzował się najniższą odpornością na ścieranie, po odpuszczaniu w temp. 400°C osiągnął odporność na ścieranie porównywalną z pozostałymi materiałami, które w swoim składzie zawierały chrom. Wartość K_b dla tego wytopu wyniosła 1,51.



Rys. 19. Wskaźniki względnej odporności na zużywanie ściernie K_b oraz zużycie masowe na 1 drogi tarcia staliw w stanie hartowanym i odpuszczonym w temp. 400°C [M1, P4]

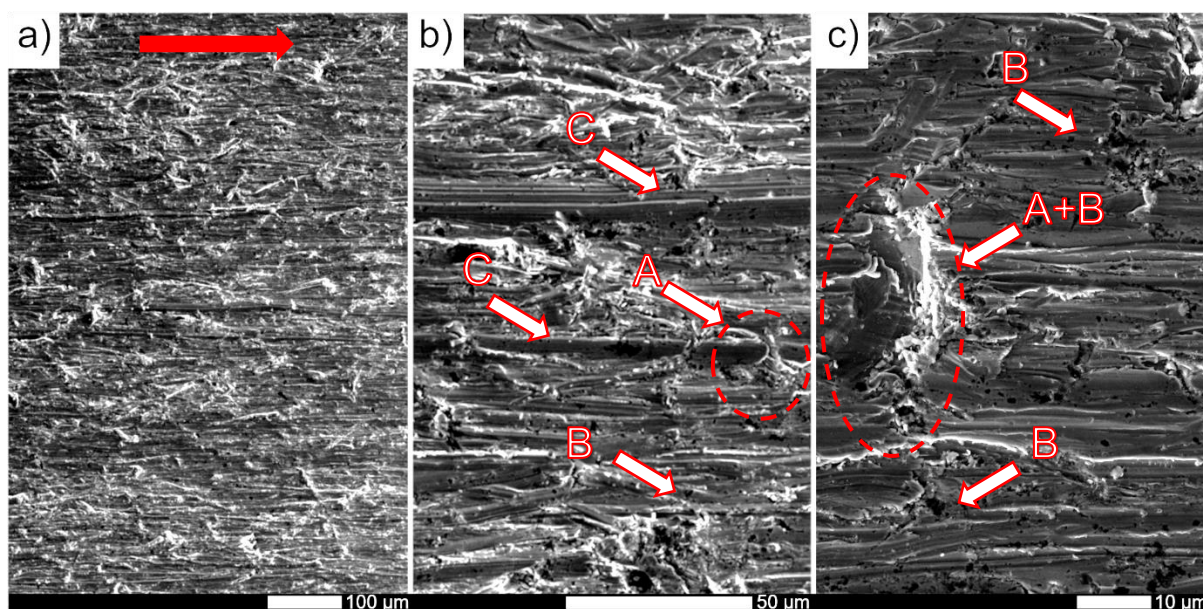
Odpuszczanie w temp. 600°C (rys. 20) [M1, P4] spowodowało dalsze obniżenie odporności na ścieranie w porównaniu ze stanem po niskim odpuszczaniu. Najniższą wartość K_b , wynoszącą 1,06, odnotowano w przypadku stopu 1, wartość wyższą, tj. 1,13, w przypadku stopu 2. Niższe wartości w tej grupie staliw można przypisać procesowi rekrytalizacji ferrytu, który objął większą objętość mikrostruktury niż w stopach z dodatkiem chromu. W przypadku materiałów zawierających chrom przemiana ta była przesunięta w kierunku wyższych temperatur odpuszczania, co wpłynęło na ich odporność na ścieranie. Staliwa 3–8 osiągnęły porównywalną odporność na ścieranie. Co ciekawe, w tym stanie obróbki cieplnej stopu 5 nie charakteryzowała już największa odporność na zużywanie ściernie. Wyniki sugerują, że w grupie staliw z chromem ani skład chemiczny, ani subtelne różnice w morfologii mikrostruktur nie miały istotnego wpływu na odporność na ścieranie w temperaturze odpuszczania o wartości 600°C.



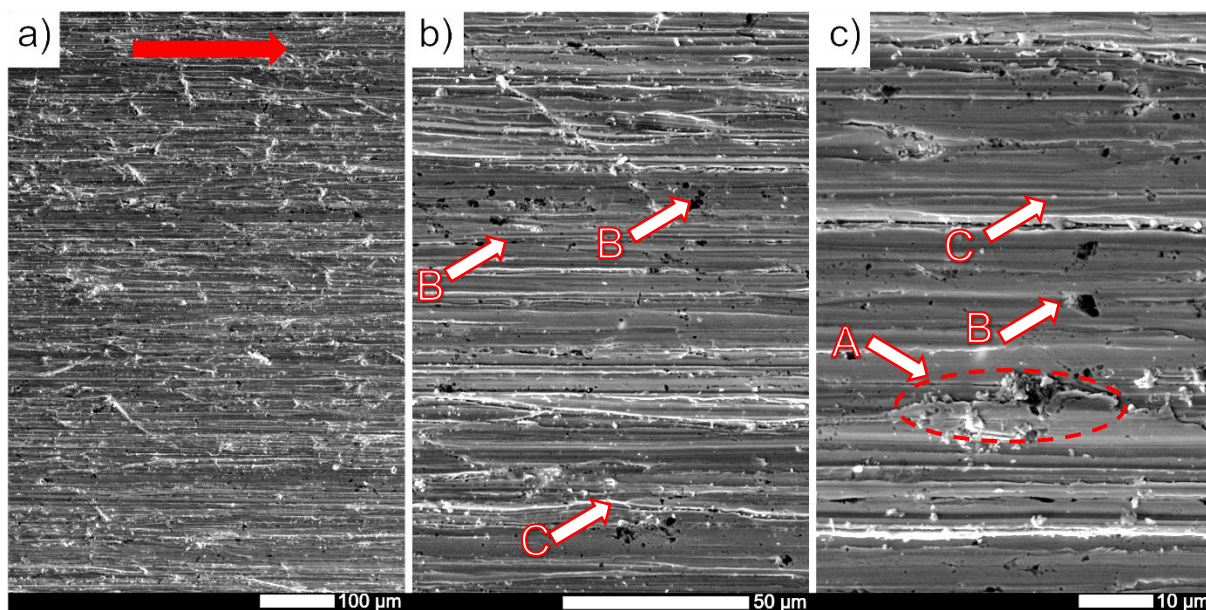
Rys. 20. Wskaźniki względnej odporności na zużywanie ściernie K_b oraz zużycie masowe na 1 drogi tarcia staliw w stanie hartowanym i odpuszczonym w temp. 600°C [M1, P4]

W *Autoreferacie* zamieszczam opis powierzchni po zużyciu wszystkich badanych staliw, natomiast na przedstawionych mikrofotografiach (rys. 21a–26f) pokazuję jedynie powierzchnie reprezentatywne.

Powierzchnie staliw w stanie nieobrobionym cieplnie [M1, P6] wykazywały zróżnicowaną topografię, charakterystyczną dla procesów mikrobruzdowania i mikroskrawania przez cząstki ściernie. Na powierzchni staliwa 1 dominowały bruzdy i rysy o różnej orientacji względem kierunku ścierania, a także ślady odkształcenia plastycznego, wżery i odpryski (rys. 21a–c). Głębokie wyżłobienia wskazywały na zwiększone zużycie niektórych obszarów, prawdopodobnie ferrytycznych, co prowadziło do utraty większych fragmentów materiału. Podobne cechy wykazała powierzchnia staliwa 2, z większą liczbą długich, równoległych bruzd, otoczonych odkształconym plastycznie materiałem. Obserwowałam także wykruszenia, wynikające z penetracji i wyrwania cząstek ścierniwa. Powierzchnia staliwa 3 charakteryzowała się głównie równoległymi do kierunku ścierania bruzdami i rysami oraz poprzecznymi zarysowaniami. Na końcach bruzd gromadził się odkształcony plastycznie materiał, który w dalszym etapie mógłby ulec oderwaniu. Widoczne były również odpryski, wżery oraz krótkie, głębokie bruzdy z oderwanym materiałem na ich krawędziach. W przypadku staliwa 4 bruzdy były węższe i płytsze, dominowały te równoległe do kierunku ruchu ścierniwa. Lokalnie występowały mikrozarysowania przecinające bruzdy oraz obszary, gdzie dominowało skrawanie nierówności prowadzące do wygładzania powierzchni. Towarzyszyły im wżery, odpryski oraz pęknięcia równoległe do kierunku ścierania. Powierzchnie staliw 5 i 6 wykazywały cechy zbliżone do powierzchni staliw 3 i 4. W przypadku staliwa 5 dominowały równoległe bruzdy z odkształconym plastycznie materiałem na krawędziach oraz głębokie poprzeczne wyżłobienia, w których następowało intensywne zużywanie (rys. 22a–c). Powierzchnia staliwa 6 była bardziej gładka, co wskazywało na dominację mechanizmu skrawania nierówności, choć widoczne były również wyrwania materiału, wżery i pęknięcia. Dla staliw 7 i 8, które zawierały tytan, charakterystyczne były rowki i bruzdy o przebiegu równoległym do kierunku ścierania. Rowki były wąskie, otoczone odkształconym plastycznie materiałem, który gromadził się na końcach bruzd. Na powierzchniach tych próbek obserwowano pęknięcia, wżery oraz losowo zorientowane rowki z dużymi ubytkami materiału, co wskazuje na intensywne procesy zużywania.

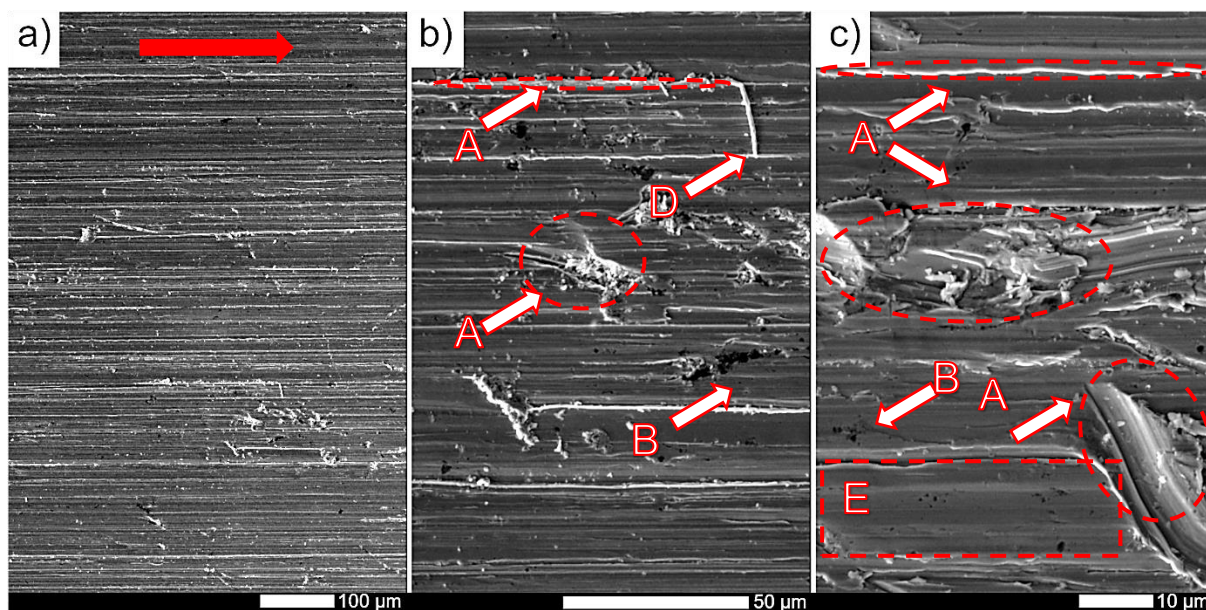


Rys. 21. Powierzchnia próbek staliwa 1 (Fe-C-B) w stanie surowym, po próbie zużywania ściernego: a) 600x, b) 3000x, c) 6000x; A – ślady odkształcenia plastycznego, B – wżery, C – głębokie bruzdy. Strzałką oznaczono kierunek ścierania. Stan nietrawiony, SEM [M1, P6]

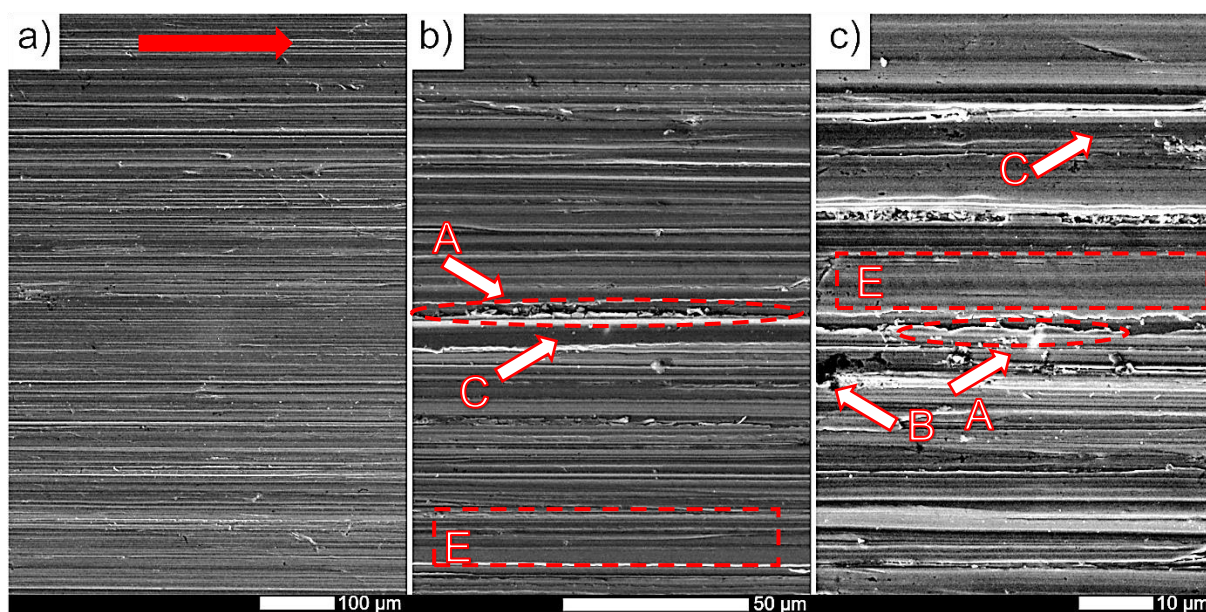


Rys. 22. Powierzchnia próbek staliwa 5 (Fe-C-Cr-V-B) w stanie surowym, po próbie zużywania ściernego: a) pow. 600x, b) pow. 3000x, c) pow. 6000x; A – ślady odkształcenia plastycznego, B – wżery, C – głębokie bruzdy. Czerwoną strzałką oznaczono kierunek ścierania. Stan nietrawiony, SEM [M1, P6]

Odmienne cechy budowy ścieranej powierzchni zaobserwowano po obróbce cieplnej [M1, P7]. Poddaną ścieraniu powierzchnię staliwa 1 przecinały bruzdy i rysy układające się głównie wzdłuż kierunku przesuwania się luźnego ścierniwa po powierzchni próbki, pojawiały się również krótsze rysy, zorientowane pod różnym kątem do kierunku ścierania (rys. 23a–c). W sąsiedztwie bruzd wystąpiły ślady odkształcenia plastycznego materiału. Na powierzchni zaobserwowano głębokie wyłobienia, które mogą świadczyć o zwiększonym zużywaniu ściernym niektórych obszarów oraz ślady odprysków i wżerów, które powstały w wyniku usuwania większych fragmentów próbki. Uwagę zwracają także duże wygładzone obszary, które mogły powstać na skutek ścierania nierówności. Zatem w przypadku analizowanego staliwa stwierdzono trzy główne sposoby zużywania ściernego, tj. mikrobruzdowanie, mikroskrawanie oraz odkształcenie plastyczne materiału przez cząstki ściernie, powodujące w dalszej kolejności zużywanie o charakterze zmęczeniowym. Na poddanej ścieraniu powierzchni próbki staliwa 2 zauważyłam większą liczbę długich, ciągłych bruzd i rys równoległych do kierunku przemieszczania się cząstek ściernych. Ponadto zaobserwowałam charakterystyczne głębokie wyłobienia, a na ich krawędziach wyraźnie wyniesiony, uprzednio odkształcony plastycznie materiał. Materiał ten w wyniku zmęczeniowego oddziaływania ścierniwa będzie następnie systematycznie odrywany od powierzchni próbki. Podobnie jak w przypadku staliwa 1, zauważyłam ślady pęknięć, odprysków i wżerów, a także charakterystyczne wygładzone obszary. Oprócz wyraźnego mikrobruzdowania duży udział w mechanizmach zużywania miało mikroskrawanie, któremu nie towarzyszyło odkształcanie plastyczne materiału. Powierzchnie staliw 3–8 charakteryzowały się podobnymi cechami morfologicznymi (rys. 24a–c). Dominowały długie, ciągłe bruzdy i rysy równoległe do kierunku przemieszczania się ścierniwa, z wygładzonymi obszarami pomiędzy nimi. Bruzdy poprzeczne praktycznie nie występowały. Główne mechanizmy zużywania obejmowały mikrobruzdowanie, mikroskrawanie oraz skrawanie nierówności. Występowały również wżery, odpryski i sporadyczne wykruszenia o nieregularnym kształcie, które mogły być wynikiem wnikięcia ziarn ścierniwa w warstwę wierzchnią metalu, a następnie ich wyrwanie wraz z fragmentem materiału. Na powierzchniach zauważyłam rowki, będące wynikiem mikroskrawania i mikrobruzdowania, oraz niewielkie ślady odkształceń plastycznych w obrębie wzniesień wokół rowków. Nie zaobserwowałam jednak ostrych wcięć ani głębokich wyrw.



Rys. 23. Powierzchnia próbek staliwa 1 (Fe-C-B) w stanie hartowanym, po próbie zużywania ściernego: a) 600x, b) 3000x, c) 6000x; A – ślady odkształcenia plastycznego, B – wżery, C – głębokie bruzdy, D – wiór, E – gładkie obszary. Czerwoną strzałką oznaczono kierunek ścierania. Stan nietrawiony, SEM [M1, P7]

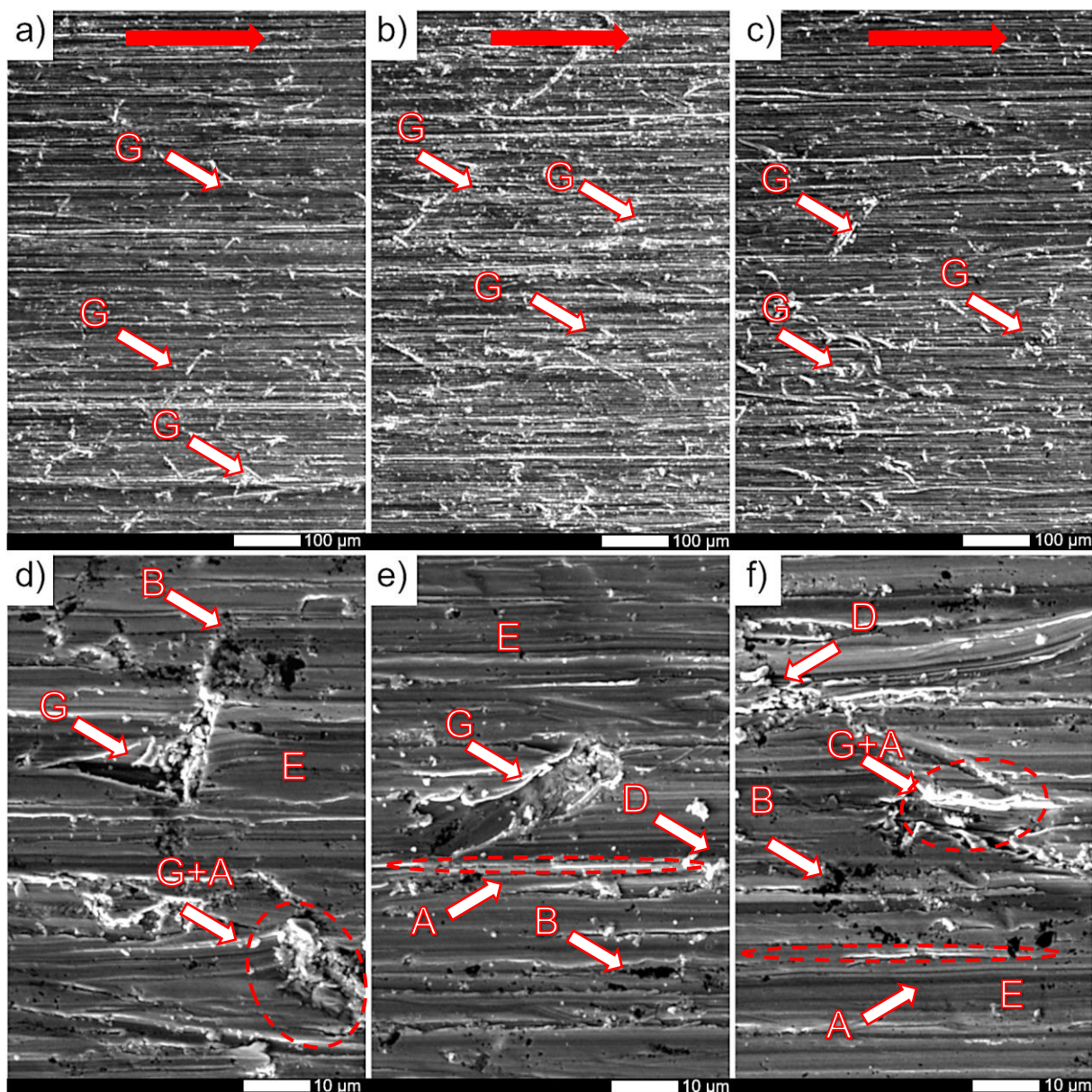


Rys. 24. Powierzchnia próbek staliwa 5 (Fe-C-Cr-V-B) w stanie hartowanym, po próbie zużywania ściernego: a) pow. 600x, b) pow. 3000x, c) pow. 6000x; A – ślady odkształcenia plastycznego, B – wżery, C – głębokie bruzdy, E – gładkie obszary. Czerwoną strzałką oznaczono kierunek ścierania. Stan nietrawiony, SEM [M1, P7]

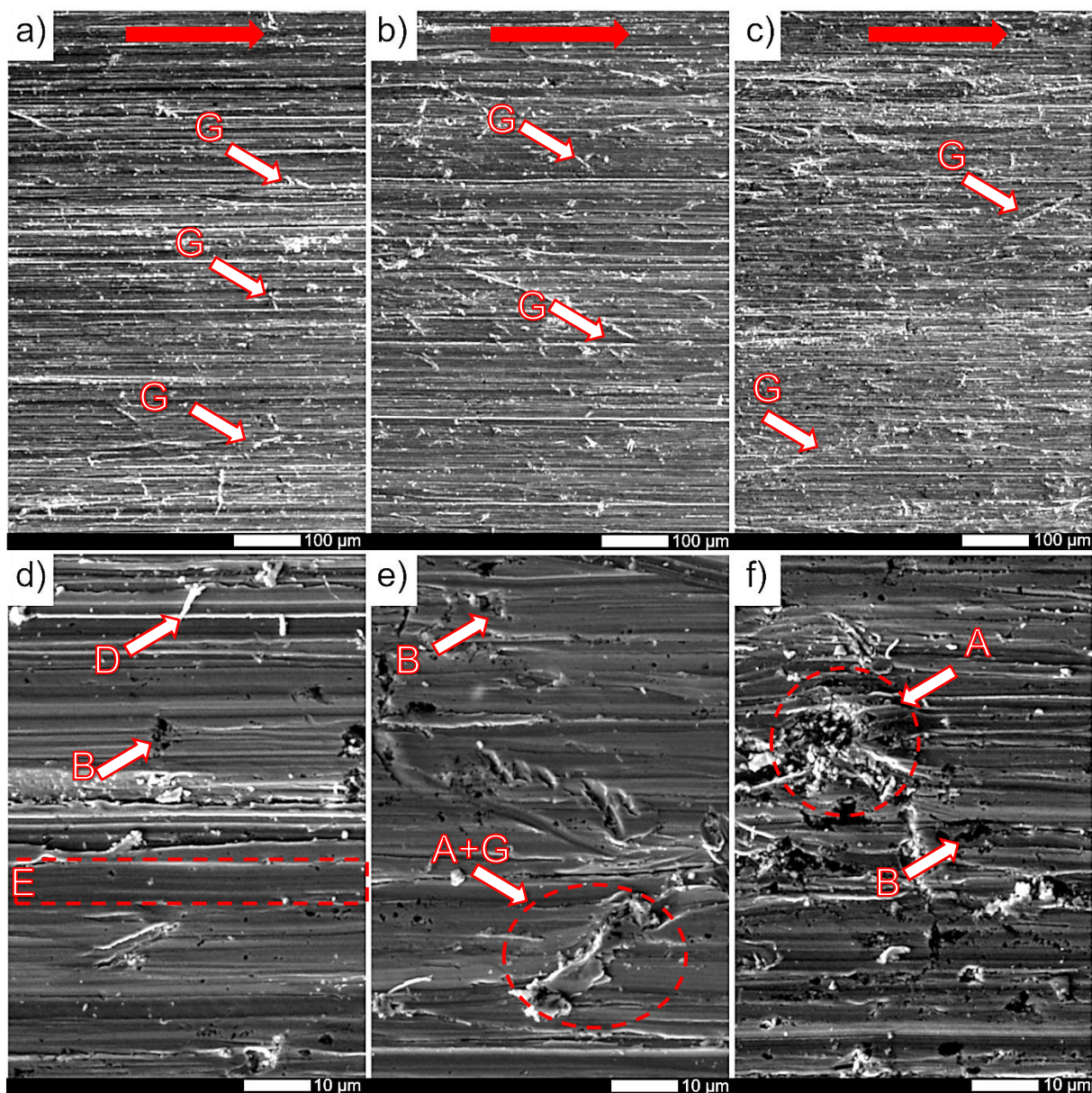
Po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 200°C [M1, P4] na poddanej ścieraniu powierzchni staliwa 1 zauważyłam długie rysy przebiegające zgodnie z kierunkiem przesuwania się luźnego ścierniwa (rys. 25a i d), a ponadto znaczną ilość drobnych rys i wyłobień, które wystąpiły na granicach byłego ziarna austenitu w miejscu wydzielania się ferrytu i ferrytu Widmanstättena. Rysy te były głębokie, krótkie i powodowały znaczne ubytki materiału. W przypadku analizowanego staliwa nastąpiło intensywne zużywanie fazy ferrytycznej o mniejszej twardości, a twardsze składniki mikrostruktury, np. martenzyt czy sorbit hartowania, nie uchroniły ferrytu przed dalszym zużywaniem. Cząsteczki ściernie intensywnie penetrowały miejsca występowania fazy ferrytycznej, zmieniając swój kierunek przesuwu. Na powierzchni zauważono ponadto wiele wżerów oraz nieznaczne ślady odkształcenia plastycznego materiału i wygładzone obszary. Widoczne były również wióry odrywane

od krawędzi bruzd, w kierunku których przemieszczał się uprzednio odkształcony plastycznie materiał. Na poddanej ścieraniu powierzchni staliwa 2 zaobserwowałam rysy przebiegające zgodnie z kierunkiem przesuwania się luźnego ścierniwa. Były również obecne drobne rysy, zorientowane pod różnym kątem. Ich obecność również mogła się wiązać z wydzieleniami ferrytu Widmanstättena. W porównaniu jednak ze staliwem 1 było ich znacznie mniej, a wokół nich obecny był odkształcony plastycznie materiał. Pojawiły się również głębokie rowki, na krawędziach których widoczne były wióry pochodzące od odrywanego materiału oraz wżery, których również było mniej niż na powierzchni stopu 1. Powierzchnie pozostałych staliw były do siebie podobne (rys. 26a i d). Rysy były krótkie i płytkie, zatem nie powodowały dużych ubytków materiału. Drobniejsze rysy umiejscowione były losowo, a na krawędziach niektórych z nich widoczny był wzniesiony, odkształcony plastycznie materiał. Powstanie tych rys spowodowały najpewniej uderzające pod dużym kątem cząsteczki ściernie. Na krawędziach długich rowków, równoległych do kierunku przesuwania się luźnego ścierniwa widocznych było wiele wiór, powstałych w wyniku odrywania się od nich materiału. Obecne były także wżery oraz odpryski, a za główny mechanizm zużywania ściernego można przyjąć mikroskrawanie.

Po odpuszczaniu w temp. 400°C [M1, P4] powierzchnia staliwa 1 wykazała znaczne podobieństwo do zużywanej powierzchni po odpuszczaniu w niższej temperaturze (rys. 25b i e). W dalszym ciągu widoczne były drobne rysy wokół granic byłego ziarna austenitu, gdzie wydzielony był ferryt i ferryt Widmanstättena. Ponadto obecne były wżery i ślady odkształcenia plastycznego, a także duże rowki, z krawędzi których odrywany był materiał. Także na powierzchni staliwa 2 zwiększył się udział drobnych rys, zorientowanych pod różnym kątem i stosunkowo płytkich, oraz odprysków. Zaobserwowałam wżery oraz odkształcony plastycznie materiał, głównie na krawędziach dużych rowków. Widoczne były również rowki z wiórami i naderwaniami uprzednio plastycznie odkształconego materiału na brzegach oraz charakterystycznie wygładzone obszary. Odpuszczanie w wyższej temperaturze nie wywołało dużych zmian jakościowych także na powierzchni staliw stopowych 3–8 (rys. 26b i e). Zwiększył się jednak udział głębokich rowków z odkształconym plastycznie materiałem na ich krawędziach. W wyniku procesów zmęczeniowych materiał ten ulegał intensywnemu odrywaniu, co prowadziło do znacznych ubytków masowych.



Rys. 25. Powierzchnia próbek staliwa 1 (Fe-C-B) w stanie hartowanym i odpuszczonym, po próbie zużywania ściernego: a) po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 200°C, pow. 600x, b) po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 400°C, pow. 600x, c) po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 600°C, pow. 600x, d) po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 200°C, pow. 6000x, e) po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 400°C, pow. 6000x, f) po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 600°C, pow. 600x; A – ślady odkształcenia plastycznego, B – wżery, D – wiór, E – gładkie obszary G – rysy poprzeczne. Czerwoną strzałką oznaczono kierunek ścierania.
Stan nietrawiony, SEM [M1, P4]

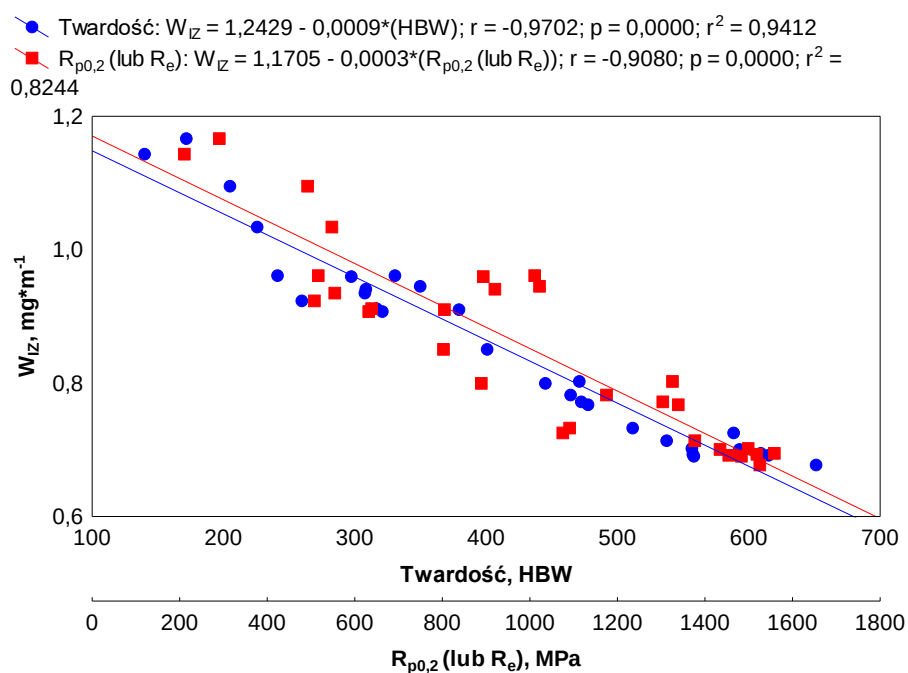


Rys. 26. Powierzchnia próbek staliwa 5 (Fe-C-Cr-V-B) w stanie hartowanym i odpuszczonym, po próbie zużywania ściernego: a) po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 200°C, pow. 600x, b) po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 400°C, pow. 600x, c) po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 600°C, pow. 600x, d) po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 200°C, pow. 6000x, e) po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 400°C, pow. 6000x, f) po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 600°C, pow. 600x; A – ślady odkształcenia plastycznego, B – wżery, D – wiór, E – gładkie obszary G – rysy poprzeczne. Czerwoną strzałką oznaczono kierunek ścierania. Stan nietrawiony, SEM [M1, P4]

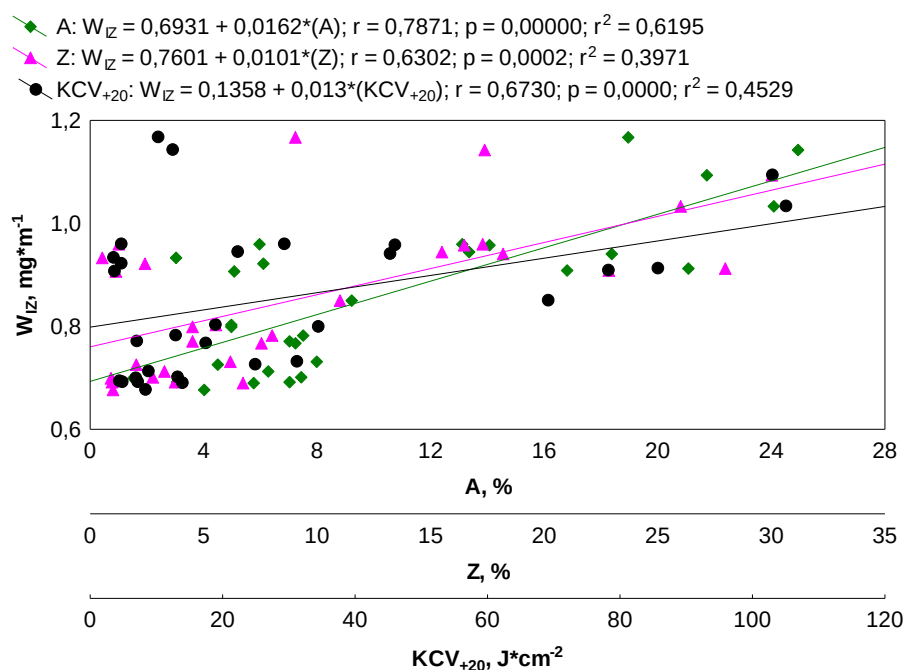
Odpuszczanie w najwyższej temperaturze spowodowało wyraźne zmiany jakościowe zużywanej powierzchni wszystkich staliw [M1, P4] (rys. 25c i f, 26c i f). Oprócz długich rys, przebiegających zgodnie z kierunkiem przesuwania się luźnego ścierniwa po powierzchni, obecne były również głębokie i krótkie rysy, układające się pod różnym kątem, oraz wżery. Głębokich i krótkich rys, które powodowały znaczne ubytki materiału, było jednak więcej niż w przypadku próbek odpuszczanych w niższych temperaturach. Zwiększył się także udział głębokich rowków, powstałych w wyniku mikrobruzdowania, oraz wygładzonych obszarów, co świadczy o znacznej plastyczności mikrostruktury. Rozpatrując podatność materiału do odkształceń plastycznych można stwierdzić, że było ono najsilniejsze szczególnie wokół krótkich rys, ale również na samych krawędziach długich rowków. Umocniony tym samym materiał ulegał następnie oderwaniu od krawędzi próbki w wyniku

cyklicznego procesu obciążania przez cząsteczki ściernie. Głównym mechanizmem uszkodzenia, oprócz mikroskrawania i mikrobruzdowania, były zatem lokalne procesy mikrozmęczenia.

Wykazałam, że skład chemiczny staliw, szczególnie zawartość węgla oraz obecność mikrododatków, takich jak wanad i bor, znacząco wpływa na ich odporność tribologiczną i właściwości mechaniczne. W moich badaniach potwierdziłam, że zwiększona zawartość węgla sprzyja poprawie odporności na ścieranie. Wyniki te aproksymowałam funkcją liniową, uzyskując wysoki współczynnik korelacji. Zidentyfikowałam również, że obecność węglików wanadu typu VC w badanych staliwach poprawia odporność na zużywanie ściernie. Analizując zależności między parametrami obróbki cieplnej a odpornością tribologiczną, wykazałam, że procesy hartowania i odpuszczania w istotny sposób wpływają na sposób zużycia staliw. Stwierdziłam, że twardość może być dobrym wskaźnikiem prognozującym odporność na ścieranie, ale tylko w obrębie tego samego typu mikrostruktury. Zależności między twardością, właściwościami wytrzymałościowymi a odpornością na ścieranie były szczególnie wyraźne w stanach po hartowaniu i odpuszczaniu w niskich temperaturach. Najsilniejszą zależność zaobserwowałam po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 200°C, gdy współczynnik korelacji przekraczał 0,99. Zauważyłam, że w miarę wzrostu temperatury odpuszczania wpływ twardości na odporność na ścieranie malał, co wiązało się z istotnymi zmianami w mikrostrukturze badanych materiałów. Na rysunkach 27 i 28 przedstawiłam analizy dotyczące staliw 1–6 [M1]. Analizy rozszerzone o staliwa 7 i 8 zaprezentowałam w publikacji [P4].



Rys. 27. Wpływ twardości i granicy plastyczności na intensywność zużycia analizowanych staliw w stanach obróbki cieplnej obejmującej stan surowy, hartowany, hartowany i odpuszczony w temp. 200, 400 i 600°C [M1]



Rys. 28. Wpływ uderności, wydłużenia procentowego po zerwaniu i przewężenia procentowego przekroju na intensywność zużywania analizowanych staliw w stanach obróbki cieplnej, obejmującej stan surowy, hartowany, hartowany i odpuszczony w temp. 200, 400 i 600°C wg [M1]

W ramach moich badań przeprowadziłam analizę dyskryminacyjną, dzięki której zidentyfikowałam kluczowe zmienne wpływające na szybkość zużywania. Co więcej, statystyczna istotność mojego modelu, potwierdzona niską wartością Lambdy Wilksa oraz bardzo niskim poziomem p testu F, dowodzi, że analiza skutecznie różnicowała badane grupy. Na tej podstawie mogłam stwierdzić, że zarówno twardość, jak i wydłużenie procentowe po zerwaniu miały największy wpływ na intensywność zużywania. Wyniki tej analizy, dotyczące staliw 1–6, zaprezentowałam wyłącznie w mojej monografii [M1] (tabela 3).

Tabela 3. Surowe współczynniki zmiennych kanonicznych – raport programu Statistica

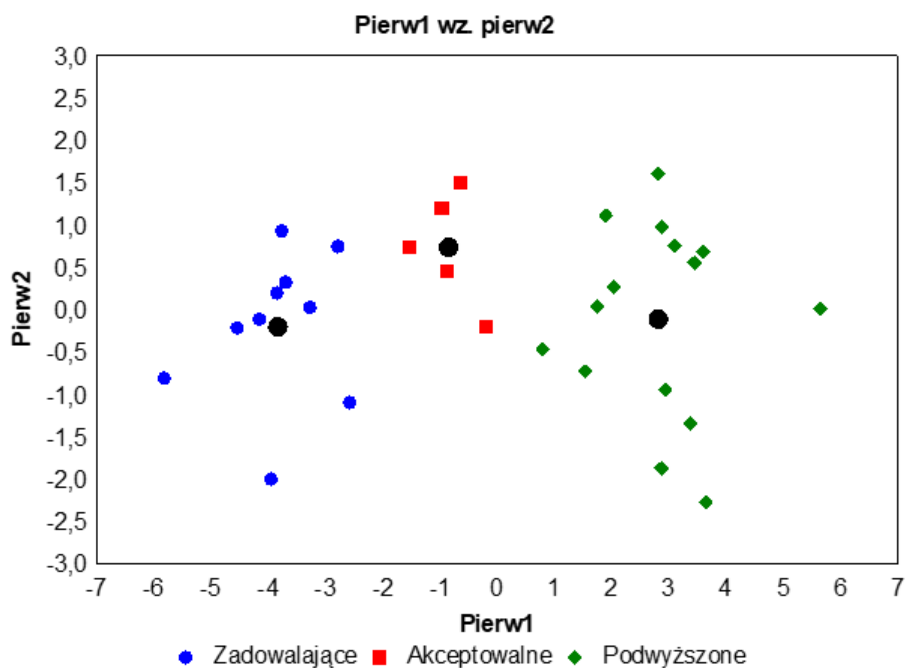
Zmienna	Surowe współczynniki (analiza dyskryminacyjna) zmiennych kanonicznych	
	Pierw1	Pierw2
HBW	-0,02320	-0,01521
$R_{p0,2}$ (lub R_e)	-0,00054	0,00414
A	-0,34693	-0,30115
Z	0,26131	0,15986
KCV ₊₂₀	-0,00841	-0,00966
Stała	11,34696	3,91419
Wartości własne	10,02831	0,12235
Skumulowana proporcja	0,98795	1,00000

Źródło: [M1].

Kanoniczne funkcje dyskryminacyjne:

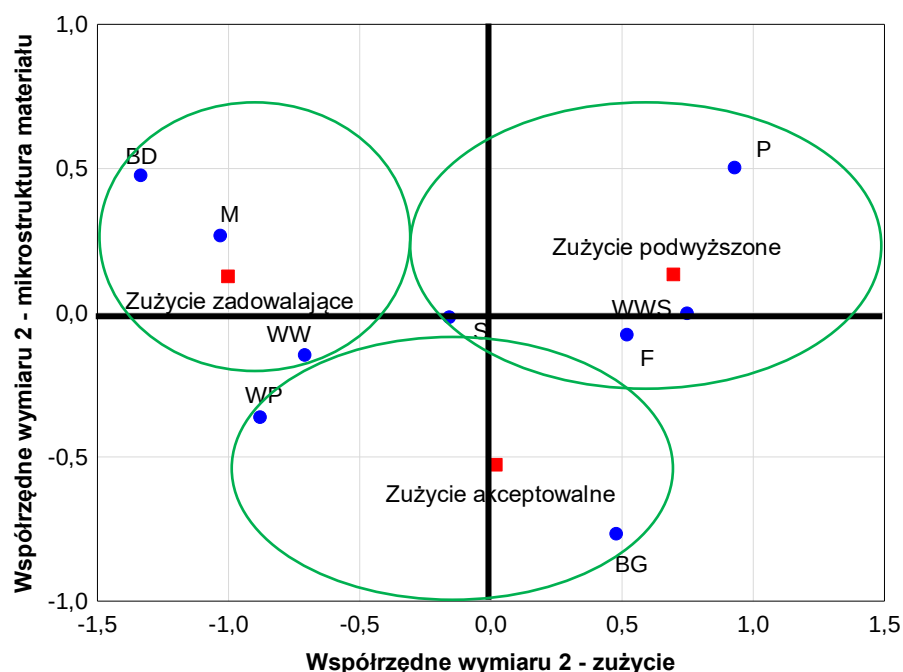
$$Z_1 = 10,02831 - 0,02320 \cdot (HBW) - 0,00054 \cdot (R_{p0,2} \text{ lub } (R_e)) - 0,34693 \cdot (A) + 0,26131 \cdot (Z) - 0,00841 \cdot (KCV_{+20}) \quad (1)$$

$$Z_2 = 3,91419 - 0,01521 \cdot (HBW) + 0,00414 \cdot (R_{p0,2} \text{ lub } (R_e)) - 0,30115 \cdot (A) + 0,15986 \cdot (Z) - 0,00966 \cdot (KCV_{+20}) \quad (2)$$



Rys. 29. Rozrzut wartości kanonicznych wraz z zaznaczonymi centroidami poszczególnych grup w analizie dyskryminacyjnej

Na podstawie przeprowadzonej analizy korespondencji zidentyfikowałam również mikrostruktury i składniki fazowe, które zapewniają najwyższą odporność na ścieranie, co pozwala na precyzyjne projektowanie materiałów przeznaczonych do pracy w warunkach intensywnego zużycia (rys. 30). Na podstawie uzyskanych wyników mogłam opracować hierarchię mikrostruktur od najmniej do najbardziej odpornych na zużycie. Tym samym na podstawie przeprowadzonych badań popartych analizą korespondencji uszereżowałam mikrostruktury według rosnącej odporności na ścieranie, tj. mikrostruktura ferrytyczno-perlityczna, perlityczna, sferoidytu, ferrytu iglastego z wydzieleniami węglików sferoidalnych, martenzytyczno-ferrytyczna, bainitu dolnego, martenzytu odpuszczania (z wydzieleniami drobnodispersyjnych węglików wtórnych), martenzytu hartowania, mikrostruktura złożona z bainitu dolnego z martenzytem i wydzieleniami drobnodispersyjnych węglików pierwotnych. Wyniki analizy przedstawiłam tylko w monografii [M1] i ograniczyłam je do staliw 1–6.



Rys. 30. Mapa korespondencji zużycia ściernego w zależności od mikrostruktury materiału; BD – bainit dolny, BG – bainit górny, M – martenzyt, WP – węgliki pierwotne, WW – węgliki wtórne, WWS – węgliki wtórne sferoidalne, S – sorbit hartowania, P – perlit [M1]

Kolejny aspekt badawczy poruszany w monografii [M1] i publikacjach [P5, P8, P9] obejmował ocenę wpływu obecności mikrododatku boru na właściwości mikrostrukturalne i mechaniczne oraz przemiany fazowe i odporność na zużywanie ściernie na przykładzie analizowanych stali. W celu lepszego zobrazowania występujących różnic ilościowych wyniki zbadanych parametrów poszczególnych staliw zostały przedstawione w formie tabelarycznej (tabela 4).

Tabela 4. Właściwości analizowanych staliw 1–8

		Staliwo 1	Staliwo 2	Staliwo 3	Staliwo 4	Staliwo 5	Staliwo 6	Staliwo 7	Staliwo 8
Parametry hartowności	D_{IJ} , mm	13,5	15,7	122,4	114,9	137,1	112,1	100,6	154,1
	D_{IJc} , mm	12,8	-	122,9	-	141,9	-	112,7	-
	V_{kr} , °C/s	262	300	-	-	25	20	12	10
Temperatury przemian fazowych, °C	Ac_{1s}	740	730	715	740	710	740	700	710
	Ac_{1f}	785	785	740	760	760	760	720	780
	Ac_3	840	820	790	790	790	825	760	840
	M_s	420	390	340	440	320	310	290	310
Średnia wielkość ziarna, μm	Stan obróbki cieplnej	Staliwo 1	Staliwo 2	Staliwo 3	Staliwo 4	Staliwo 5	Staliwo 6	Staliwo 7	Staliwo 8
	850°C	20	13	10	10	7	6	13	7
	900°C	22	14	12	13	9	8	18	8
	950°C	31	18	14	13	12	11	23	8
	1000°C	45	38	18	15	13	13	29	11
	1050°C	55	50	30	26	24	16	35	12
	1100°C	55	54	54	53	35	31	39	24
	1150°C	95	92	60	78	39	40	39	34
	1200°C	148	130	61	78	45	49	45	46

Właściwości mechaniczne	Twardość, HBW	S	142	168	274	262	323	308	264	252
		H	445	589	609	615	652	593	633	558
		HiO200°C	400	511	557	538	558	557	551	512
		HiO400°C	317	380	473	465	478	471	459	467
		HiO600°C	205	226	309	298	330	349	287	276
	$R_{p0,2}$ (lub R_e), MPa	S	210	290	509	516	608	554	497	482
		H	890	1075	1559	1454	1526	1435	1220	1346
		HiO200°C	802	1090	1518	1378	1498	1325	1472	1331
		HiO400°C	637	804	1303	1175	1339	1325	1242	1218
		HiO600°C	492	547	919	892	1012	1023	832	814
	A, %	S	25	19	2	6	5	3	6	4
		H	5	4	1	3	4	4	2	3
		HiO200°C	9	8	7	6	7	6	4	8
		HiO400°C	21	17	7	8	7	6	8	7
		HiO600°C	22	24	20	14	13	13	11	14
	Z, %	S	17	9	9	1	1	1	1	1
		H	5	2	2	1	1	2	1	1
		HiO200°C	11	6	4	3	3	7	4	7
		HiO400°C	28	23	5	8	8	6	7	8
		HiO600°C	30	26	23	16	17	15	13	19
	KCV ₊₂₀ , J/cm ²	S	12	10	5	5	4	4	5	5
		H	34	25	4	5	8	7	6	16
		HiO200°C	69	40	7	9	13	14	14	24
		HiO400°C	86	78	7	13	17	19	14	15
		HiO600°C	103	105	45	46	29	22	57	44
Udział przełomu plastycznego w T ₀ , %	S	12	10	0	0	0	0	0	0	0
	H	15	13	2	3	3	5	2	2	25
	HiO200°C	69	45	15	20	20	23	15	15	35
	HiO400°C	85	80	15	21	35	33	27	27	25
	HiO600°C	90	100	85	85	35	35	75	75	40
Odporność na ścieranie K _b	S	1,02	1,00	1,26	1,21	1,29	1,25	1,24	1,17	
	H	1,46	1,61	1,68	1,68	1,72	1,67	1,64	1,50	
	HiO200°C	1,37	1,59	1,68	1,64	1,66	1,69	1,66	1,57	
	HiO400°C	1,28	1,28	1,51	1,49	1,52	1,45	1,47	1,52	
	HiO600°C	1,07	1,13	1,24	1,22	1,21	1,23	1,22	1,20	

Oznaczenia: S – stan surowy, H – stan hartowany, HO200°C – stan hartowany i odpuszczony w temp. 200°C, HO400°C – stan hartowany i odpuszczony w temp. 400°C, HO600°C – stan hartowany i odpuszczony w temp. 600°C

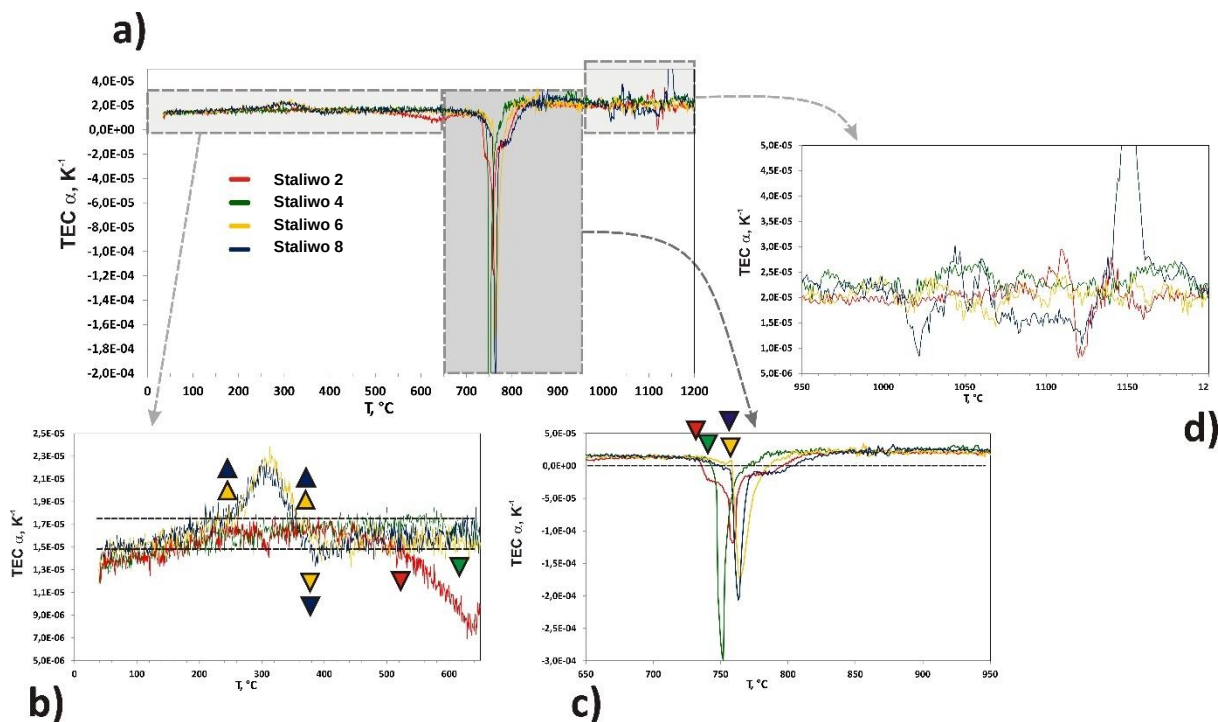
Moim osiągnięciem było także przeprowadzenie analizy wpływu boru na temperatury przemian fazowych i procesy zachodzące podczas ciągłego chłodzenia oraz na właściwości mechaniczne, z uwzględnieniem odporności na obciążenia udarowe. Szczególną uwagę poświęciłam interakcjom boru z innymi pierwiastkami stopowymi, takimi jak chrom, wanad i tytan, oraz ich wpływowi na hartowność, wielkość ziarna i charakter przemian fazowych. Wykazałam, że bor, pomimo swojego znanego wpływu na poprawę hartowności, nie zawsze działa z jednakową efektywnością, a jego rola jest silnie uzależniona od obecności innych dodatków stopowych i warunków obróbki cieplnej. Analiza ta pozwoliła mi również określić, jak efekt boru, dodatkowo synergistycznie powiązany z innymi pierwiastkami stopowymi, przekłada się na właściwości mechaniczne, takie jak twardość, udarność czy odporność na zużywanie ścierne. W szczególności wykazałam, że:

- **W staliwach niestopowych** obecność boru nie przynosi znaczących korzyści w zakresie poprawy właściwości mechanicznych, a w niektórych przypadkach może nawet negatywnie wpływać na odporność na zużywanie ścierne i twardość, co wynika z braku odpowiednich pierwiastków wspomagających jego działanie. Jedyne pozytywne efekty boru odnotowałam w przypadku udarności.
- **W staliwach zawierających wanad** efektywność boru jest intensyfikowana poprzez związanie wolnego azotu w stabilne węglikoazotki wanadu. Zwiększa to ilość boru rozpuszczonego w austenicie, który z kolei skutecznie zwiększa trwałość tej fazy i przesuną przemiany dyfuzyjne w kierunku dłuższych czasów.

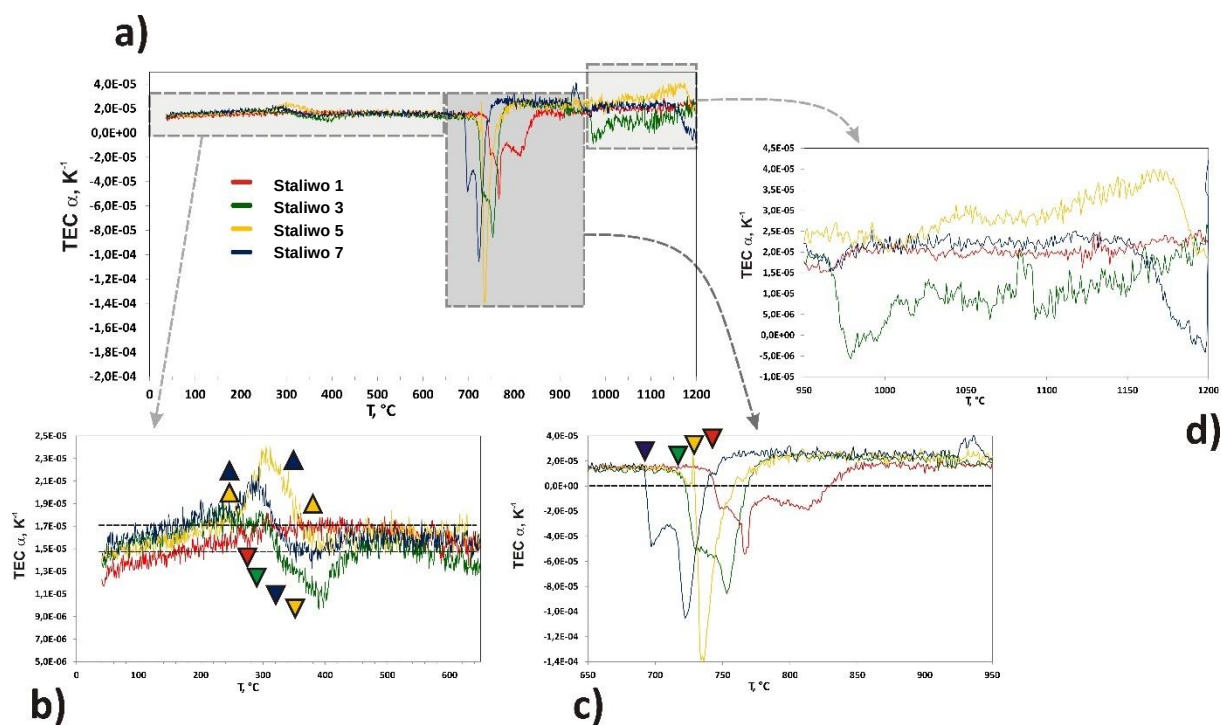
- **W staliwach z chromem** obecność boru nie ma znaczącego wpływu na temperatury przemian fazowych podczas nagrzewania. Nie zanotowałam także istotnego wpływu boru na rozpatrywane właściwości mechaniczne. Pewne różnice między staliwami 3 a 4 zauważyłam w zakresie kinetyki procesu rozrostu byłego ziarna austenitu. Według analizy wariancji po wygrzewaniu w trzech najniższych temperaturach różnice w wielkości ziarna między stopami nie były istotne, a zatem efektywność węglików chromu była podobna i niezależna od zawartości boru. Między stopami różnice stawały się statystycznie istotne po austenityzowaniu w temp. 1000 i 1050°C, a ziarno w staliwie z borem było większe niż w materiale niezawierającym tego pierwiastka. Odmienna sytuacja miała miejsce po obróbce cieplnej w dwóch najwyższych temperaturach, kiedy różnice w wielkości ziarna stały się znowu istotne statystycznie. Jednakże w tym przypadku to staliwo z borem charakteryzowało się mniejszym ziarnem.

Podczas badań szczególną uwagę poświęciłam zjawisku rozrostu ziarna po austenityzacji w różnych zakresach temperatur [M1, P8]. Analiza statystyczna (ANOVA oraz test Kruskala-Wallisa) pozwoliła mi wykazać, że różnice w wielkości ziarna są istotne statystycznie w zależności od obecności boru, chromu, wanadu i tytanu. W staliwach zawierających wanad węglikoazotki skutecznie hamowały rozrost ziarna w wyższych temperaturach, jednak dodatek boru ograniczał tę efektywność, co potwierdza jego złożony wpływ na kinetykę tych procesów.

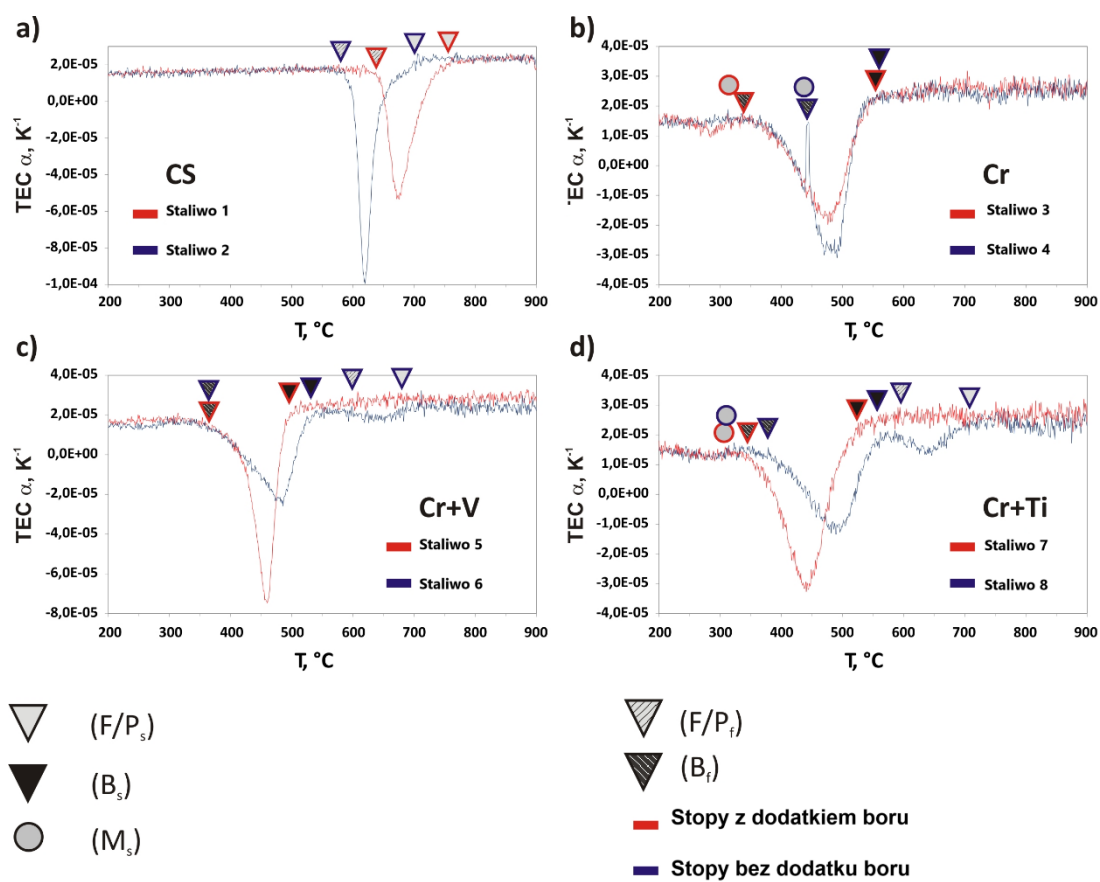
Na podstawie przeprowadzonych badań przemian fazowych wykazałam [M1, P5], że obecność boru nie miała istotnego wpływu na temperatury przemian w stopach zawierających chrom (rys. 31–33). Wyraźne różnice obserwowałam dopiero w stopach z dodatkiem zarówno chromu, jak i wanadu. Obecność boru powodowała bowiem istotne obniżenie temperatur przemiany bainitycznej i martenzytycznej podczas chłodzenia, co skutkowało znacznym przesunięciem przemian dyfuzyjnych w kierunku dłuższych czasów.



Rys. 31. Krzywe dylatometryczne z charakterystycznymi temperaturami przemian fazowych analizowanych stopów bez dodatku boru



Rys. 32. Krzywe dylatometryczne z charakterystycznymi temperaturami przemian fazowych analizowanych stopów z dodatkiem boru



Rys. 33. Temperatury, $^{\circ}C$, przemian fazowych podczas chłodzenia

W toku badań wykazałam również, że wpływ boru na właściwości mechaniczne, takie jak twardość i udarność, był uzależniony od składu chemicznego stopu oraz stanu obróbki cieplnej. W staliwach niestopowych bor obniżał twardość, zwiększając jednocześnie udarność, natomiast w staliwach zawierających chrom jego wpływ był odwrotny: poprawiał twardość bez istotnego wpływu na udarność. W zakresie odporności na zużywanie ścierne analiza statystyczna wykazała istotne różnice między staliwami zawierającymi bor i tymi bez tego pierwiastka. Staliwa niestopowe z dodatkiem boru charakteryzowały się gorszą odpornością na ścieranie, natomiast w staliwach zawierających chrom i wanad bor wykazywał pozytywny wpływ na tę właściwość.

Wnioski płynące z mojej pracy mają również wymiar użytkowy. Wykazałam, że odpowiedni skład chemiczny staliw pozwala na pełne wykorzystanie potencjału boru w poprawie hartowności oraz, poprzez optymalizację mikrostruktury, wzrost właściwości mechanicznych. Wyniki moich badań mogą być wykorzystane w przemyśle metalurgicznym do projektowania staliw o lepszych parametrach użytkowych, szczególnie w zastosowaniach wymagających wysokiej twardości, odporności na ścieranie oraz wytrzymałości.

Podsumowanie

Na podstawie przeprowadzonej analizy literatury przedmiotu oraz badań własnych mogę określić swój wkład w rozwój dyscypliny **inżynierii mechanicznej** w zakresie wpływu **mikrostruktury, składu chemicznego i właściwości mechanicznych** na odporność na **zużywanie ścierne** staliw mikro- i niskostopowych oraz w **identyfikacji mechanizmów zużywania** w kontekście **morfologii mikrostruktury**. Opracowana przeze mnie metodyka badawcza umożliwiła szczegółową analizę relacji między mikrostrukturą, właściwościami mechanicznymi a odpornością na zużywanie ścierne, przy uwzględnieniu wpływu pierwiastków stopowych, takich jak bor, chrom, wanad czy tytan. Zrozumienie tych złożonych zależności było możliwe dzięki zastosowaniu analizy regresji oraz zaawansowanych metod statystycznych, w tym analizy dyskryminacyjnej oraz analizy korespondencji. Zastosowanie tych narzędzi nie tylko pogłębiło wyniki uzyskane w badaniach, ale również stanowi wkład w rozwój narzędzi analitycznych wykorzystywanych w ramach badań prowadzonych w obszarze **inżynierii mechanicznej**.

Wyniki przeprowadzonych badań pozwoliły mi na sformułowanie wniosków dotyczących optymalizacji składu chemicznego oraz parametrów obróbki cieplnej, prowadzących do uzyskania materiałów o podwyższonych właściwościach mechanicznych i trwałości, a rezultaty pracy mają wymiar zarówno naukowy, jak i aplikacyjny. Badania dostarczyły nowych danych na temat mechanizmów zużywania ściernego oraz wpływu mikrostruktury i składu chemicznego na właściwości użytkowe staliw, co znacząco poszerza wiedzę w tej dziedzinie. W moich badaniach szczególną uwagę poświęciłam wpływowi obróbki cieplnej na odporność na ścieranie. Wykazałam, że niskie odpuszczanie pozwala na utrzymanie wysokiej odporności tribologicznej, natomiast odpuszczanie w wyższych temperaturach powoduje stopniowe zmniejszenie odporności, co jest związane z utratą koherencji wydzieleni faz węglkowych i zmniejszeniem umocnienia roztworowego. Podkreśliłam także, że zmiany te są bardziej zauważalne w staliwach bez dodatków chromu, co potwierdziłam na przykładzie staliw 1 i 2. Wyniki te mogą znaleźć bezpośrednie zastosowanie w przemyśle i umożliwić projektowanie i produkcję elementów roboczych maszyn o zwiększonej trwałości i wydajności. Wyraźnym potwierdzeniem praktycznego charakteru badań jest opracowanie i opatentowanie nowych składów chemicznych staliw drobnziarnistych o podwyższonej odporności na ścieranie, co stanowi także wkład w rozwój nowoczesnych technologii materiałowych. Podjęcie niniejszego tematu badawczego było w pełni uzasadnione także ze względu na jego potencjalny wkład w realizację celów związanych z ograniczeniem zużycia zasobów i ochroną środowiska.

Moje dalsze plany badawcze koncentrują się na rozwinięciu uzyskanych wyników oraz poszerzaniu wiedzy w dziedzinie metaloznawstwa i tribologii. Zamierzam skupić się na badaniach nad materiałami o zaawansowanych mikrostrukturach, złożonych z martenzytu i bainitu dolnego, analizując ich potencjalny wpływ na zwiększenie odporności na zużywanie ścierne w ekstremalnych warunkach eksploatacyjnych. Szczególną uwagę chciałabym poświęcić roli innych pierwiastków stopowych, takich jak niob i molibden, w procesach tworzenia nanometrycznych wydzieleni faz węglkowych.

Ich obecność może znacząco wpłynąć na rozdrobnienie mikrostruktury oraz poprawę właściwości mechanicznych i odporności tribologicznej staliw.

Ważnym kierunkiem moich badań będzie również rozwój zaawansowanych metod modelowania matematycznego procesów zużywania ściernego, z wykorzystaniem analizy wielowymiarowej i sztucznej inteligencji, co pozwoli na bardziej precyzyjne prognozowanie trwałości materiałów w złożonych warunkach eksploatacyjnych. Ponadto chciałabym przeprowadzić testy aplikacyjne wybranych staliw, aby w rzeczywistych warunkach eksploatacyjnych zweryfikować skuteczność proponowanych rozwiązań. Kluczowe będzie również rozszerzenie badań o analizę wpływu różnych środowisk pracy, takich jak wysoka temperatura, wilgotność czy obecność czynników korozyjnych, na mechanizmy zużywania ściernego oraz opracowanie rozwiązań minimalizujących ich negatywny wpływ poprzez modyfikację składu chemicznego i mikrostruktury. Moje badania w dalszym ciągu będą ukierunkowane na rozwój innowacyjnych materiałów, które sprostają wymaganiom współczesnego przemysłu, jednocześnie przyczyniając się do zwiększenia trwałości, bezpieczeństwa oraz efektywności konstrukcji i maszyn. Natomiast wykorzystanie nowoczesnych metod analitycznych pozwoli mi na opracowanie wytycznych do ich tworzenia.

4.2 Osiągnięcie 2 o tytule: *Wpływ mikrostruktury na właściwości mechaniczne, ze szczególnym uwzględnieniem odporności na zużywanie ścierne stali martenzytycznych z borem*

P. 1. Martyna Zemlik, Beata Białobrzaska, Łukasz Konat, *The effect of grain size on the mechanical properties and abrasion resistance of high-strength Hardox Extreme steel*. „Advances in Science and Technology Research Journal” 2025, vol. 19, nr 9, s. 214–236.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW z 2024 r.: 100

IF z 2024 r.: 1,3

Wkład własny: analiza wyników badań (metalograficznych, wytrzymałościowych, uderzeniowych, fraktograficznych, odporności na zużywanie ścierne), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dr inż. Martyny Zemlik: przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, uderzeniowych, fraktograficznych, odporności na zużywanie ścierne), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Łukasza Konata: rewizja manuskryptu

Abstrakt: Wielkość ziarna austenitu odgrywa kluczową rolę w analizie mikrostrukturalnej, ponieważ wpływa bezpośrednio na kinetykę przemian fazowych. Mikrostruktura materiału pozostaje w ścisłej korelacji z jego właściwościami mechanicznymi, takimi jak twardość, granica plastyczności, wytrzymałość na rozciąganie oraz uderzenie. Z tego względu precyzyjna kontrola wielkości ziarna podczas procesu obróbki cieplnej nabiera fundamentalnego znaczenia w procesie optymalizacji właściwości mechanicznych oraz trwałości stali. W artykule przedstawiono wyniki analizy wpływu wielkości byłego ziarna austenitu na wytrzymałość, ciągliwość oraz odporność na obciążenia uderowe, a także na odporność na zużywanie ścierne w warunkach oddziaływania luźnego ścierniwa. Przedmiotem badań była stal Hardox Extreme, której minimalna wytrzymałość na rozciąganie w stanie dostarczenia, zgodnie z danymi producenta, wynosi 2000 MPa, a twardość przekracza 60 HRC. W celu oceny wpływu parametrów obróbki cieplnej na mikrostrukturę i właściwości mechaniczne, stal Hardox Extreme poddano austenitzowaniu w zakresie temp. 850–1200°C. Ocena mikrostrukturalna obejmowała badania z wykorzystaniem mikroskopii stereoskopowej, świetlnej (LM) oraz skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM), które umożliwiły identyfikację zmian mikrostrukturalnych oraz analizę przełomów uzyskanych w badaniach uderzeniowych. Analizie poddano także powierzchnie po badaniach odporności na ścieranie, co pozwoliło określić rodzaj zachodzącego mikromechanizmu zużywania. Wykorzystując techniki metalografii ilościowej oraz narzędzia statystyczne, oceniono wielkość byłego ziarna austenitu oraz jego rozkłady ilościowe w poszczególnych temperaturach austenitzacji. Na tej podstawie wykazano, że wzrost temperatury austenitzowania prowadzi do anormalnego rozrostu ziarn austenitu, przy czym graniczna temperatura, po przekroczeniu której dochodzi do tego zjawiska, wynosi 950°C. Zaobserwowano, że średnia wielkość ziarna w stanie dostarczenia wynosi $16 \pm 8 \mu\text{m}$, natomiast po austenitzowaniu w temp. 1200°C wzrasta do $125 \pm 72 \mu\text{m}$, a zależność ta może być aproksymowana funkcją wykładniczą. W końcowej części pracy przeanalizowano zależności między wielkością byłego ziarna austenitu a właściwościami mechanicznymi. Stwierdzono, że odporność na ścieranie zmniejsza się wraz ze wzrostem wielkości ziarna, jednak różnice w uzyskanych wartościach wskaźnika K_b są niewielkie. Najsilniejszą zależność uzyskano w przypadku uderzenia, gdzie współczynnik determinacji osiągnął wartość 0,94. W części ostatniej przedyskutowano otrzymane rezultaty, które odniesiono do danych zawartych w literaturze przedmiotu, a także przedstawiono wnioski o charakterze naukowym oraz aplikacyjnym.

P. 2. Martyna Zemlik, Łukasz Konat, **Beata Białobrzeska**, Paweł Skoczylas, Krzysztof Jamroziak, *Analysis of the impact of isothermal hardening on the mechanical properties and abrasion resistance of welded joints on Hardox Extreme steel.* „Welding in the World” 2025, vol. 69, s. 793–812.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW z 2024 r.: 100

IF z 2024 r.: 2,5

Wkład własny: analiza wyników badań (metalograficznych, wytrzymałościowych, uderzeniowych, odporności na zużywanie ścierne), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dr inż. Martyny Zemlik: przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, uderzeniowych, odporności na zużywanie ścierne), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Łukasza Konata: opracowanie technologii spawania, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Pawła Skoczylasa: przeprowadzenie i analiza wyników badań wytrzymałościowych

Wkład prof. dra hab. inż. Krzysztofa Jamroziaka: rewizja manuskryptu

Abstrakt: Złącze spawane stali Hardox Extreme, wykonane łukiem krytym pod topnikiem (SAW), zostało poddane zabiegom cieplnym, polegającym na hartowaniu izotermicznym w różnych wariantach temperaturowo-czasowych. Taka obróbka pozostaje alternatywnym rozwiązaniem dla hartowania konwencjonalnego, a w wybranych przypadkach umożliwia uzyskanie wysokich wskaźników mechanicznych ze względu na tworzenie się mikrostruktury drobnolistwowego martenzytu lub bainitu dolnego. Obrobione cieplnie złącza poddano analizie makro- i mikrostrukturalnej z zastosowaniem mikroskopii stereoskopowej, świetlnej (LM) i skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM). W wyniku badań wyznaczono także wybrane właściwości mechaniczne, tj. twardość, wytrzymałość na rozciąganie, procentowe wydłużenie po zerwaniu i procentowe przewężenie przekroju oraz uderność w temperaturze otoczenia i w temperaturze obniżonej. Osobny rozdział poświęcono charakterystyce odporności na ścieranie w obecności luźnego ścierniwa oraz określeniu zależności między tym parametrem a wyznaczonymi właściwościami mechanicznymi. Na podstawie analizy wykonanych obrazów mikrofotograficznych scharakteryzowano także główne mikromechanizmy zużywania. Analiza wyników pozwoliła skonstatować, że czynnikiem determinującym właściwości mikrostrukturalne i mechaniczne podczas hartowania izotermicznego jest temperatura wykonanych operacji cieplnych. Ponadto po przeprowadzonych zabiegach obróbki cieplnej parametry charakteryzujące ciągliwość złącza spawanego uległy nawet kilkukrotnej procentowej poprawie w stosunku do stanu bezpośrednio po spawaniu. Na tej podstawie można zatem zdefiniować główny cel przeprowadzonych operacji technologicznych, którym w odniesieniu do połączeń spawanych stali wysokowytrzymałych staje się poprawa ich ciągliwości. Ma to szczególne znaczenie w tych aplikacjach, w których rozważana jest alternatywa dla tradycyjnych stali konstrukcyjnych.

P. 3. Martyna Zemlik, Łukasz Konat, **Beata Bialobrzeska**, *Analysis of the possibilities to increase abrasion resistance of welded joints of Hardox Extreme steel*. „Tribology International” 2025, vol. 201, art. 110271, s. 1–15.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW z 2024 r.: 200

IF z 2024 r.: 6,9

Wkład własny: analiza wyników badań (metalograficznych, odporności na zużywanie ścierne), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dr inż. Martyny Zemlik: przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, odporności na zużywanie ścierne), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Łukasza Konata: opracowanie technologii spawania, analiza wyników badań (metalograficznych, odporności na zużywanie ścierne), rewizja manuskryptu

Abstrakt: W artykule podjęto próby opracowania takiej obróbki cieplnej, która umożliwiłaby poprawę odporności na zużywanie ścierne połączeń spawanych stali Hardox Extreme. Niespawalność stali, mierzona miarą współczynnika CEV równym 0,70, ogranicza jej możliwości użytkowe do elementów maszyn wydobywczych, których poszczególne części łączone są technikami spawalniczymi. Podstawowym problemem napotykanym w połączeniach spawanych martenzytycznych stali z borem jest znaczne obniżenie trwałości narzędzi w wyniku zmian mikrostrukturalnych, skutkujących spadkiem twardości i odporności na zużywanie ścierne w strefie wpływu ciepła i materiału dodatkowego, a także pękanie na zimno, spowodowane podwyższoną hartownością materiału rodzimego. Jako że spełnienie podstawowych wymagań eksploatacyjnych jest wynikiem występowania mikrostruktury martenzytycznej, niemożliwej do odtworzenia bezpośrednio po przeprowadzeniu procesów spawania, uzyskanie najwyższych parametrów wytrzymałościowych w strefie połączenia spawanego jest możliwe jedynie za pomocą zaawansowanych technologii i późniejszej obróbki cieplnej złącza. Powyższe zagadnienia umotywowały autorów do przeprowadzenia oceny odporności na zużywanie ścierne, poszerzonej o aspekty mikrostrukturalne połączeń spawanych stali Hardox Extreme wykonanych łukiem krytym (SAW), z uwzględnieniem ich różnych stanów obróbki cieplnej. Tym samym opracowana technologia spawania i post-obróbki cieplnej umożliwiła uzyskanie jednorodnej mikrostruktury martenzytu odpuszczania we wszystkich strefach połączenia spawanego, o twardości przekraczającej wartość 550 HV w strefie materiału dodatkowego oraz wzrost współczynnika względnej odporności na zużywanie ścierne względem stanu bezpośrednio po spawaniu o 25%.

P. 4. Martyna Zemlik, **Beata Białobrzaska**, Mateusz Stachowicz, Jakub Hanszke, *The influence of grain size on the abrasive wear resistance of Hardox 500 steel*. „Applied Sciences” 2024, vol. 14, nr 24, art. 11490, s. 1–29.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW z 2024 r.: 100

IF z 2024 r.: 2,5

Wkład własny: analiza wyników badań (metalograficznych, odporności na zużywanie ściernie), analiza statystyczna, przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dr inż. Martyny Zemlik: przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, odporności na zużywanie ściernie), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Mateusza Stachowicz: przeprowadzenie i analiza wyników badań topografii powierzchni

Wkład inż. Jakuba Hanszke: przeprowadzenie badań odporności na zużywanie ściernie

Abstrakt: Artykuł koncentruje się na analizie wpływu wielkości byłego ziarna austenitu na odporność na zużywanie ściernie stali Hardox 500. Wyniki badań jednoznacznie wskazują, że wielkość ziarna austenitu odgrywa kluczową rolę w kształtowaniu odporności tribologicznej tej stali. Eksperymenty obejmowały procesy obróbki cieplnej, w tym austenityzację w zakresie temp. 850–1200°C. W stanie dostarczenia oraz po wyżarzaniu w niższych temperaturach (850 i 900°C) stal charakteryzowała się najwyższą odpornością na zużywanie ściernie. Wzrost temperatury austenityzacji skutkował jednak wyraźnym obniżeniem tej odporności, co wiązało się z rozrostem ziarna oraz intensyfikacją mechanizmów zużywania ściernego. Badania wykazały, że w stanie dostarczenia oraz po hartowaniu z temp. 850°C głównymi sposobami zużywania były mikrobruzdowanie i odkształcenie plastyczne. Po austenityzacji w temp. 1200°C obserwowano natomiast intensyfikację zużycia, objawiającą się większą liczbą głębokich wżerów oraz obecnością drobnych rys ułożonych pod różnymi kątami względem kierunku przemieszczania się luźnego ścierniwa. Temperatura austenityzowania wywiera także wpływ na chropowatość powierzchni stali po próbie zużywania ściernego. Temperatury niższe, w szczególności 850 i 900°C, prowadziły do uzyskania bardziej wygładzonych powierzchni o niższej chropowatości, podczas gdy przeprowadzenie austenityzowania w temp. 1000 i 1200°C skutkowało wzrostem parametrów chropowatości, szczególnie Rz, Rp i Rv w porównaniu ze stanem dostarczenia. Temperaturą austenityzowania zapewniającą uzyskanie niskich parametrów chropowatości było 1100°C, co nie przekłada się bezpośrednio na właściwości użytkowe, reprezentowane przez odporność na zużywanie we wskazanym stanie obróbki cieplnej. Otrzymane wyniki mają istotne znaczenie praktyczne: wskazują na konieczność kontrolowania wielkości ziarna austenitu podczas obróbki cieplnej w celu optymalizacji odporności na zużywanie elementów wykonanych ze stali Hardox 500.

P. 5. Łukasz Konat, Robert Jasiński, **Beata Białobrzeska**, Łukasz Szczepański, *Analysis of the static and dynamic properties of wear-resistant Hardox 600 steel in the context of its application in working elements*. „Materials Science-Poland” 2021, vol. 39, nr 1, s. 86–102.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW w latach 2019–2022 : 70

IF z 2021 r.: 0,889

Wkład własny: analiza wyników badań (metalograficznych, wytrzymałościowych udarnościowych, fraktograficznych), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Łukasza Konata: przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, wytrzymałościowych udarnościowych, fraktograficznych), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Roberta Jasińskiego: przeprowadzenie i analiza wyników badań (wytrzymałościowych, udarnościowych)

Wkład dra inż. Łukasza Szczepańskiego: przeprowadzenie badań fraktograficznych

Abstrakt: W artykule przeprowadzono rozważania na temat statycznych oraz dynamicznych właściwości wysokowytrzymałej, odpornej na zużywanie ściernie stali z borem – Hardox 600 w stanie dostarczenia i po normalizowaniu. Z uwagi na brak w dostępnej literaturze przedmiotu rzeczywistych wskaźników mechanicznych omawianej stali, w celu wyznaczenia takich cech, jak wytrzymałość na rozciąganie, umowna granica plastyczności, moduł sprężystości podłużnej, procentowe wydłużenie po zerwaniu oraz procentowe przewężenie przekroju zrealizowano statyczną próbę jej rozciągania w temperaturze otoczenia. Przeprowadzono także próbę udarności Charpy’ego, stosując temperatury: -40, -20, 0 i +20°C i analizę fraktograficzną. Wyniki potwierdziły bardzo wysokie wskaźniki wytrzymałościowe tej stali, podane w kartach materiałowych. Niezależnie od kierunku przeróbki cieplno-plastycznej, stal Hardox 600 charakteryzowała się wartością R_m przekraczającą 2100 MPa, przy zachowaniu wysokich wartości wydłużenia i przewężenia procentowego. Normalizowanie spowodowało istotne zmiany mikrostrukturalne, które przyczyniły się do znaczącego obniżenia parametrów wytrzymałościowych. Wartości wskaźników R_m , $R_{p0,2}$ oraz $R_{p0,05}$ zmniejszyły się ponad dwukrotnie. Jednocześnie zaobserwowano wzrost właściwości plastycznych, wynoszący 24–35% dla procentowego wydłużenia po zerwaniu oraz 17–19% dla procentowego przewężenia przekroju, z uwzględnieniem obu kierunków przeróbki blachy. W badaniach udarnościowych stwierdzono, że stal Hardox 600 w stanie dostarczenia spełnia kryterium minimalnej udarności na poziomie 35 J/cm² w zakresie temperatur od -20 do +20°C. W temp. -40°C odnotowano spadek udarności do wartości odpowiednio 28 J/cm² i 27 J/cm² w kierunku wzdłużnym i poprzecznym, co pozwala uznać temp. -40°C za próg kruchości stali w stanie dostarczenia. W stanie normalizowanym stal nie spełniała tego kryterium w żadnej z badanych temperatur, co wskazuje na znaczące pogorszenie jej właściwości użytkowych wywołane normalizowaniem. Przejście w stan kruchy odnotowano już w temperaturze otoczenia. Analiza makroskopowa powierzchni przełomów nie ujawniła dużych rozbieżności między jakościowym a ilościowym kryterium kruchości. W stanie dostarczenia powierzchnie przełomów charakteryzowały się udziałem stref plastycznych w zakresie 39–60%, co zapewniało wysoki poziom odporności na obciążenia udarowe. W stanie normalizowanym dominował przełom kruchy z charakterystycznymi liniami przypominającymi „rzeki”, a udział stref plastycznych nie przekraczał 30%. Takie zmiany potwierdzają obecność niekorzystnych zjawisk mikrostrukturalnych, wywołanych procesem normalizowania.

P. 6. Beata Białobrzaska, Robert Jasiński, Łukasz Konat, Łukasz Szczepański, *Analysis of the properties of Hardox Extreme steel and possibilities of its applications in machinery*. „Metals” 2021, vol. 11, nr 1, art. 162, s. 1–19.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW w latach 2019–2022: 70

IF z 2021 r.: 2,695

Wkład własny: analiza wyników badań (metalograficznych, wytrzymałościowych udarnościowych, fraktograficznych), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Roberta Jasińskiego: przeprowadzenie i analiza wyników badań (wytrzymałościowych, udarnościowych)

Wkład dra inż. Łukasza Konata: przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, wytrzymałościowych udarnościowych, fraktograficznych), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Łukasza Szczepańskiego: przeprowadzenie badań fraktograficznych

Abstrakt: W artykule przedstawiono wyniki badań stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia z huty (po hartowaniu i odpuszczaniu), a także w stanie normalizowanym. Procedury badawcze obejmowały analizę mikrostruktury z zastosowaniem mikroskopii świetlnej oraz statyczną próbę rozciągania w temperaturze otoczenia w celu wyznaczenia jej modułu sprężystości podłużnej, umownej granicy plastyczności, wytrzymałości na rozciąganie, procentowego wydłużenia po zerwaniu i procentowego przewężenia przekroju. Podczas badań wytrzymałościowych uwzględniono zarówno wzdużny, jak i poprzeczny kierunek przeróbki plastycznej blachy. Przeprowadzono także próbę udarności Charpy’ego w zakresie temperaturowego przejścia plastyczno-kruchego w powiązaniu z analizą fraktograficzną, zrealizowaną za pomocą skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM). Podobnie jak w przypadku statycznej próby rozciągania, badania udarnościowe zrealizowano na próbkach pobranych z obu kierunków blachy, dodatkowo stosując temperatury: -40, -20, 0 i +20°C. Wyniki wskazały, że w stanie dostarczenia stal Hardox Extreme charakteryzowała się mikrostrukturą drobnolistwowego martenzytu o bardzo wysokiej twardości, wynoszącej 60–61 HRC. W stanie normalizowanym mikrostruktura składała się głównie z sorbitu i martenzytu hartowania, co skutkowało twardością na poziomie 38 HRC. W stanie dostarczenia stal osiągnęła wytrzymałość na rozciąganie R_m przekraczającą 2400 MPa, przy jednoczesnym zachowaniu właściwości plastycznych. Natomiast po normalizowaniu zauważono istotne obniżenie wytrzymałości do ok. 1250 MPa. Przeprowadzone badania udarnościowe wykazały, że stal Hardox Extreme w stanie normalizowanym nie spełniała przyjętego kryterium 35 J/cm² w całym zakresie temperatur, co wskazuje na negatywny wpływ normalizowania na właściwości plastyczne. Na podstawie wyznaczonej w wyniku badań charakterystyki strukturalno-wytrzymałościowej stali Hardox Extreme, przeprowadzono rozważania dotyczące możliwości zastosowania tego materiału na elementy konstrukcji maszyn pracujących w wybranych sektorach przemysłowych, ze szczególnym uwzględnieniem zmniejszenia poziomu energochłonności procesów wytwarzania i eksploatacji powyższych obiektów technicznych.

P. 7. Tomasz Stawicki, Piotr Kostencki, **Beata Bialobrzeska**, *Roughness of ploughshare working surface and mechanisms of wear during operation in various soils*. „Metals” 2018, vol. 8, nr 12, s. 1–18.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW w latach 2013–2018: 30

IF z 2018 r.: 2,259

Wkład własny: przeprowadzenie i analiza wyników badań metalograficznych, przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Tomasz Stawickiego: przeprowadzenie i analiza wyników badań eksploatacyjnych, przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Piotr Kostenckiego: przeprowadzenie i analiza wyników badań eksploatacyjnych, przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Abstrakt: W artykule oceniono stan powierzchni roboczych lemiesza płuznego, użytkowanego w dwóch glebach o zróżnicowanym składzie granulometrycznym: jednej o zwiększonym udziale dużych frakcji oraz drugiej zawierającej większą ilość drobnych cząstek. Gleba uprawiana w czasie badań charakteryzowała się dużą wilgotnością. Na podstawie analiz powierzchni roboczych lemiesza przeprowadzonych z zastosowaniem skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM) i pomiarów chropowatości określono sposoby zużywania jego materiału podczas użytkowania. Stwierdzono, że w glebach o zwiększonym udziale dużych ziarn głównym mechanizmem zużywania materiału lemiesza było mikroskrawanie i mikrobruzdowanie, natomiast przy zwiększonym udziale drobnych frakcji gleby dominowało mikroskrawanie. Chropowatość powierzchni lemiesza eksploatowanego w glebie o większej zawartości dużych frakcji była wyraźnie wyższa niż w przypadku pracy w glebie o przewadze drobnych cząstek. Analiza parametrów chropowatości wykazała, że w glebie z większym udziałem dużych ziarn średnie wartości parametrów R_a , R_t , R_v i R_p na powierzchni natarcia lemiesza wynosiły odpowiednio 1,13, 10,50, 7,60 i 2,74 μm , natomiast w glebie o przewadze drobnych frakcji wartości te były niższe i wynosiły odpowiednio 0,80, 6,86, 4,78 i 2,32 μm . W obu przypadkach zaobserwowano większe wartości głębokości najniższego wgłębienia profilu chropowatości (R_v) w stosunku do wysokości najwyższego wzniesienia profilu (R_p), przy średnim stosunku tych parametrów wynoszącym 2,7. Wyniki te wskazują, że dominującym mechanizmem zużywania materiału lemiesza były mikroskrawanie.

P. 8. Beata Białobrzaska, Łukasz Konat, Robert Jasiński, *Fractographic analysis of Brinar 400 and Brinar 500 steels in impact testing*. „Scanning” 2018, vol. 2018, art. 2524735, s. 1–17.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW w latach 2013–2018: 25

IF z 2018 r.: 1,242

Wkład własny: przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, fraktograficznych), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Roberta Jasińskiego: przeprowadzenie i analiza wyników badań (wytrzymałościowych, udarnościowych), rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Łukasza Konata: przeprowadzenie i analiza wyników badań (wytrzymałościowych, udarnościowych), rewizja manuskryptu

Abstrakt: W artykule przedstawiono wyniki badań właściwości mikrostrukturalnych i mechanicznych niskostopowych stali z borem – Brinar 400 i Brinar 500 – w stanie dostarczenia oraz po normalizowaniu. Celem badań była ocena wpływu obróbki cieplnej na mikrostrukturę i właściwości wytrzymałościowe oraz odporność na pękanie analizowanych materiałów. Badania dokonano z uwzględnieniem obciążeń zarówno statycznych, jak i dynamicznych. Przeprowadzono próbę udarności Charpy’ego, w której określono temperaturę przejścia plastyczno-kruchego w zakresie temperatur od -40 do $+20^{\circ}\text{C}$, próbek wzdłużnych i poprzecznych względem kierunku walcowania blachy, a jej wyniki uzupełniono analizą fraktograficzną z wykorzystaniem skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM). Wyniki te wyraźnie wskazały, że obróbka cieplna wywołuje istotne zmiany w charakterystyce właściwości mechanicznych badanych materiałów. Stale Brinar 400 i Brinar 500 w stanie dostarczenia wykazywały odporność na kruche pękanie w całym zakresie badanych temperatur. Potwierdzał to znaczny udział stref plastycznych na powierzchniach przełomów, wynoszący 35–56% w temperaturach dodatnich i utrzymujący się na tym poziomie aż do 0°C . Natomiast w temperaturach ujemnych odnotowano dominację centralnych stref łupliwych, zajmujących 90–100% powierzchni przełomu. W stanie normalizowanym, stale Brinar w każdej temperaturze próby wykazywały udarność poniżej 35 J/cm^2 oraz brak makroskopowego odkształcenia plastycznego przełomów, co wskazuje na degradację właściwości wywołaną obróbką cieplną. Zrealizowana analiza fraktograficzna wykazała quasi-łupliwy charakter przełomów stali w stanie dostarczenia z wieloma pęknięciami poprzecznymi oraz plastycznymi grzbietami łupliwości. W bocznych strefach plastycznych oraz pod karbem mechanicznym zaobserwowano dołkową strukturę przełomu, w której obecne były wtrącenia niemetaliczne lub ślady po nich. Po wyżarzaniu normalizującym dla przełomów stali charakterystyczna była dominacja łupliwej rzeźby typu „rzeki” oraz znaczne ograniczenie udziału stref plastycznych. Ponadto przeprowadzono statyczną próbę rozciągania, w której określono podstawowe parametry mechaniczne, takie jak granica plastyczności, wytrzymałość na rozciąganie, procentowe wydłużenie po zerwaniu oraz procentowe przewężenie przekroju. Najkorzystniejszą wartość wytrzymałościowego współczynnika $R_{p0,2}/R_m$, tj. 0,93, odnotowano w przypadku stali Brinar 400 w stanie dostarczenia. Obróbka cieplna spowodowała istotne obniżenie tego współczynnika w obu badanych gatunkach stali. W przypadku stali Brinar 400 odnotowano spadek o 23%, natomiast w przypadku stali Brinar 500 – o 29%. Uzyskane wyniki wskazują, że normalizowanie znacząco wpływa na relację między granicą plastyczności a wytrzymałością na rozciąganie, co może ograniczać zastosowanie tych stali w warunkach wymagających wysokich właściwości wytrzymałościowych.

P. 9. Beata Bialobrzeska, Rafał Dziurka, Andrzej Żak, Piotr Bała, *The influence of austenitization temperature on phase transformations of supercooled austenite in low-alloy steels with high resistance to abrasion wear*. „Archives of Civil and Mechanical Engineering” 2018, vol. 18, nr 2, s. 413–429.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW w latach 2013–2018: 30

IF z 2018 r.: 2,846

Wkład własny: przeprowadzenie i analiza wyników badań metalograficznych, przygotowanie manuskryptu

Wkład dra inż. Rafała Dziurki: przeprowadzenie i analiza wyników badań dylatometrycznych, rewizja manuskryptu

Wkład dra hab. inż. Andrzeja Żaka: przeprowadzenie i analiza wyników badań z zastosowaniem transmisyjnego mikroskopu elektronowego

Wkład prof. dra hab. inż. Piotra Bały: przeprowadzenie i analiza wyników badań dylatometrycznych, rewizja manuskryptu

Abstrakt: Artykuł prezentuje wyniki badań wpływu warunków austenitzowania na mikrostrukturę oraz temperatury przemian fazowych stali Hardox 450. W ramach badań przygotowano próbki w stanie dostarczenia oraz poddano je austenitzacji w temp.: 900, 1000, 1100 i 1200°C przez 20 min, a następnie ochładzano z różną szybkością ($V_{800-500} = 50, 10, 5, 1, 0,5, 0,1^\circ\text{C/s}$). Badania dylatometryczne umożliwiły wyznaczenie charakterystycznych temperatur krytycznych przemian fazowych przy zróżnicowanych szybkościach chłodzenia. Obserwacje mikrostrukturalne przeprowadzono za pomocą mikroskopii świetlnej (LM), a także skaningowej (SEM) i transmisyjnej (TEM) mikroskopii elektronowej, co pozwoliło na szczegółową analizę budowy fazowej. Uzupełnieniem badań były pomiary twardości, które dostarczyły dodatkowych informacji na temat wpływu obróbki cieplnej na właściwości materiału. Wyniki badań wykazały, że wzrost temperatury austenitzowania prowadzi do przesunięcia początku przemiany bainitycznej oraz przemian dyfuzyjnych w kierunku dłuższych czasów, co umożliwia uzyskanie mikrostruktury bainitycznej nawet w procesie ciągłego chłodzenia. Zauważono jednak, że w niektórych przypadkach istnieje ryzyko wystąpienia bainitu górnego w mikrostrukturze. Ponadto stwierdzono zmiany w temperaturze początku przemiany martenzytycznej (M_s) w zależności od warunków austenitzacji. W przypadku temp. 900 i 1000°C temperatura M_s wynosiła 430°C, wzrastając do 470°C przy temperaturze austenitzacji 1100°C, a następnie obniżając się do 460°C, gdy austenitzowanie odbywało się w temp. 1200°C. Badania wykazały, że wzrost temperatury austenitzowania prowadził do znaczącego rozrostu ziarna. Średni rozmiar ziarna w stanie dostarczenia wynosił $18,0 \pm 7,8 \mu\text{m}$, podczas gdy w temp. 1200°C zwiększył się do $123,7 \pm 56,5 \mu\text{m}$. Proces ten można opisać funkcją kwadratową, co wskazuje na nieliniowy charakter rozrostu ziarn w zależności od temperatury. Zmiany w wielkości ziarna austenitu wpłynęły także na morfologię martenzytu, w tym na wielkość listew i pakietów. Średnia grubość listew martenzytu wzrosła z $153 \pm 72 \text{ nm}$ po austenitzacji w temp. 900°C do $334 \pm 207 \text{ nm}$ po austenitzacji w temp. 1200°C, co oznacza zmianę o 118%. Analiza wykazała również, że na wielkość ziarna austenitu wpływ miała obecność wydzieleni azotków (AlN) oraz węglików (Cr_7C_3 i M_{23}C_6).

P. 10. Łukasz Konat, Beata Białobrzeska, Paweł Białek, *Effect of welding process on microstructural and mechanical characteristics of Hardox 600 steel*. „Metals” 2017, vol. 7, nr 9, s. 1–18.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW 2013–2018.: 30

IF z 2017r.: 1,704

Wkład własny: przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, fraktograficznych), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Łukasza Konata: opracowanie technologii spawania, przeprowadzenie i analiza wyników badań (wytrzymałościowych, udarnościowych), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład mgr inż. Pawła Białka: przeprowadzenie i analiza wyników badań (wytrzymałościowych, udarnościowych)

Abstrakt: Artykuł dotyczy analizy mikrostrukturalnej oraz wybranych właściwości mechanicznych połączeń spawanych stali Hardox 600. Przeprowadzone badania potwierdziły, że zastosowane procedury spawalnicze nie prowadzą do powstawania niezgodności, takich jak pęknięcia, co wskazuje na możliwość skutecznego łączenia tej stali metodami spawalniczymi. Analiza mikrostruktury wykazała znaczną heterogeniczność strefy wpływu ciepła (SWC), skutkującą lokalnym obniżeniem twardości i wytrzymałości na rozciąganie. Obserwowane zmiany wynikały z rozpadu martenzytu i powstawania mikrostruktur typowych dla procesów odpuszczania. Stwierdzono, że szerokość SWC przekracza 80 mm, co może prowadzić do nierównomiernego i przyspieszonego zużycia tych obszarów w warunkach eksploatacyjnych. Badania mikroskopowe oraz pomiary twardości umożliwiły opracowanie odpowiedniej obróbki cieplnej, obejmującej hartowanie i niskie odpuszczanie. Zabiegi te pozwoliły na odtworzenie jednorodnej mikrostruktury w całym obszarze połączenia spawanego, porównywalnej ze stanem dostarczenia stali Hardox 600. Uzyskana poprawa właściwości mechanicznych obejmowała wzrost wytrzymałości na rozciąganie do 1562 MPa (co stanowi 78% wartości nominalnej stali) oraz istotne zwiększenie udarności do 42 J/cm². Analiza fraktograficzna wykazała dominację przelomu ciągliwego w obszarze połączenia, co potwierdza zachowanie korzystnych właściwości plastycznych. Wyniki badań wskazują, że odpowiednio dobrana post-obróbka cieplna skutecznie eliminuje negatywne skutki procesów spawalniczych w SWC, przywracając zarówno właściwości mikrostrukturalne, jak i odporność na zużycie ścierne. Potwierdzono tym samym możliwość efektywnego zastosowania stali Hardox 600 w wymagających warunkach eksploatacyjnych, w których istotna jest wysoka trwałość i odporność na obciążenia udarowe.

P. 11. Tomasz Stawicki, Beata Białobrzaska, Piotr Kostencki, *Tribological properties of plough shares made of pearlitic and martensitic steels*. „Metals” 2017, vol. 7, nr 4, s. 1–20.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW w latach 2013–2018: 30

IF z 2017 r.: 1,704

Wkład własny: przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, wytrzymałościowych, udarnościowych) przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Tomasz Stawickiego: przeprowadzenie i analiza wyników badań eksploatacyjnych, przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Piotr Kostenckiego: przeprowadzenie i analiza wyników badań eksploatacyjnych, przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Abstrakt: W badaniach polowych oceniono odporność tribologiczną lemieszów wykonanych z dwóch rodzajów stali, tj. ze stali perlitycznej i martenzytycznej. Analizie poddano lemiesz dwudzielne, składające się z części dziobowych oraz trapezowych. Pomimo podobnego kształtu konturów analizowanych elementów, części wykonane ze stali perlitycznej cechowały się większą grubością: o 1–3 mm w przypadku dziobów oraz o 0,5–2 mm w przypadku części trapezowych. Eksperymenty przeprowadzono na glebach o różnym składzie granulometrycznym, złożonych z frakcji: glin piaszczystych, glin oraz piasków gliniastych, o wilgotności na poziomie ok. 13%. Wyniki badań wykazały wyraźnie większą intensywność redukcji grubości elementów wykonanych ze stali perlitycznej, co wskazuje na ich niższą odporność tribologiczną w kontakcie z glebą. Zmiany geometrii dziobów i części trapezowych w lemiśach ze stali perlitycznej i martenzytycznej były porównywalne, co można tłumaczyć większą grubością elementów wykonanych ze stali perlitycznej. Analiza parametrów chropowatości powierzchni natarcia wykazała, że stal perlityczna charakteryzowała się wyższymi wartościami chropowatości w porównaniu ze stalą martenzytyczną, a szczególnie wartościami parametru wysokości najwyższego wzniesienia profilu (R_p). Obserwacje prowadzone za pomocą skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM) ujawniły różnice w sposobach zużycia: stal martenzytyczna ulegała głównie mikroskrawaniu, natomiast stal perlityczna wykazywała zużycie zarówno przez mikroskrawanie, jak i mikrobruzdowanie. Podczas użytkowania odnotowano przypadek złamania dziobu ze stali perlitycznej. Jednakże głównym ograniczeniem lemieszów wykonanych z tego materiału było ich wyginanie, wynikające z niższej wytrzymałości mechanicznej w porównaniu ze stalą martenzytyczną. Wyniki badań jednoznacznie wskazują na przewagę stali martenzytycznej w zastosowaniach, gdzie kluczowe znaczenie ma wysoka odporność na zużywanie oraz wytrzymałość.

P. 12. Beata Białobrzaska, Łukasz Konat, Robert Jasiński, *The influence of austenite grain size on the mechanical properties of low-alloy steel with boron*. „Metals” 2017, vol. 7, nr 1, s. 1–20.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW w latach 2013–2018: 30

IF z 2017r.: 1,704

Wkład własny: przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, odporności na zużywanie ścierne, fraktograficznych), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Łukasza Konata: analiza wyników badań (metalograficznych, odporności na zużywanie ścierne), rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Roberta Jasińskiego: przeprowadzenie i analiza wyników badań (wytrzymałościowych, udarnościowych), rewizja manuskryptu

Abstrakt: Niniejsza praca wpisuje się w nurt badań nad nowoczesnymi stalami o podwyższonej odporności na zużywanie ścierne. Jest skoncentrowana na korelacji między składem chemicznym, mikrostrukturą a właściwościami mechanicznymi stali Hardox 450. W szczególności skupia się na wpływie wielkości byłego ziarna austenitu na rozmiar pakietów martenzytu, właściwości wytrzymałościowe oraz udarność. Przeprowadzone badania wykazały, że wielkość byłego ziarna austenitu znacząco wpływa na właściwości mechaniczne badanej stali. W porównaniu ze stosunkowo niewielkimi zmianami wytrzymałości na rozciąganie i granicy plastyczności, wzrost ziarna austenitu istotnie obniża parametry związane z odpornością na obciążenia udarowe. Analiza wpływu rozmiaru pakietów martenzytu na granicę plastyczności wykazała, że w przypadku mikrostruktury martenzytu listwowego zależność opisana równaniem Halla-Petcha jest ściśle powiązana zarówno z rozmiarem pakietów, jak i wielkością ziarna, a zmiana wartości granicy plastyczności stali Hardox 450 odpowiada odwrotności pierwiastka kwadratowego z wielkości byłego ziarna austenitu oraz rozmiaru pakietów martenzytu. Wpływ wielkości ziarna austenitu na udarność ujawnił się poprzez zmniejszenie udziału stref ciągliwych przy krawędziach przełomu oraz zmianę charakteru centralnej strefy quasi-łupliwej. Obserwowano zmniejszenie udziału ciągliwych grzbietów łupliwości, pojawienie się fasetek typowych dla kruchego pęknięcia oraz zmianę propagacji pęknięć wtórnych. Przy zastosowaniu kryterium minimalnej udarności wynoszącej 35 J/cm² stal spełniała to wymaganie do temperatury austenitizacji 1000°C. Podczas austenitizacji w temp. 1100 i 1200°C odnotowano spadek udarności odpowiednio do 30 i 19 J/cm². Otrzymane wyniki podkreślają znaczenie kontrolowania wielkości byłego ziarna austenitu w procesach obróbki cieplnej, zwłaszcza w kontekście optymalizacji właściwości mechanicznych stali przeznaczonych do wymagających zastosowań inżynierskich. Ponadto mogą stanowić cenną wskazówkę przy ustalaniu parametrów czasowo-temperaturowych zabiegów technologicznych.

P. 13. Katarzyna Pawlak, Beata Białobrzeska, Łukasz Konat, *The influence of austenitizing temperature on prior austenite grain size and resistance to abrasion wear of selected low-alloy boron steel*. „Archives of Civil and Mechanical Engineering” 2016, vol. 16, nr 4, s. 913–926.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW w latach 2013-2018: 30

IF z 2016 r.: 2,216

Wkład własny: przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, odporności na zużywanie ścierne), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład mgr inż. Katarzyny Pawlak: przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, odporności na zużywanie ścierne, topograficznych), przygotowanie manuskryptu

Wkład dra inż. Łukasza Konata: rewizja manuskryptu

Abstrakt: Praca koncentruje się na analizie mikrostruktury oraz odporności na zużywanie ścierne stali Hardox 450 w zależności od przeprowadzonej obróbki cieplnej, obejmującej austenitzowanie w zakresie temp. 900–1100°C. W ramach badań wyznaczono graniczną temperaturę austenitzacji, po przekroczeniu której obserwowano anormalny rozrost ziarn. Średnia wielkość ziarna austenitu w stanie dostarczenia wyniosła $18,0 \pm 7,8 \mu\text{m}$. Podwyższanie temperatury austenitzacji powodowało wzrost średniej wielkości ziarna, która przy najwyższej stosowanej temperaturze, równej 1100°C, wyniosła $123,7 \pm 56,5 \mu\text{m}$. Zmiany te można aproksymować funkcją kwadratową. Najniższą wartość twardości, równą 464 HV, analizowana stal wykazała w stanie dostarczenia, natomiast najwyższą – poddana zabiegowi austenitzacji w temp. 950°C, osiągając ten parametr na poziomie 536 HV. W testach laboratoryjnych na stanowisku T-07 stwierdzono, że austenitzowanie w temperaturach do 950°C skutkuje uzyskaniem najwyższej odporności na ścieranie, wyrażonej wskaźnikiem K_b wynoszącym 1,05. Jednocześnie analiza powierzchni przeprowadzona za pomocą skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM) wykazała, że dominującym mechanizmem było mikroskrawanie oraz mikrobrzdowanie. Pomiary chropowatości wykazały, że mikrostruktury o wyższej twardości charakteryzowały się niższymi wartościami parametrów chropowatości po ścieraniu, co sprzyjało redukcji ryzyka inicjacji mikropęknięć zmęczeniowych. W stanie dostarczenia wartość parametru R_a wynosiła $0,393 \mu\text{m}$, a jego wzrost następował po austenitzacji w temp. 900 i 950°C. Przy dalszym wzroście temperatury austenitzacji wartość tego parametru malała, wykazując trend skorelowany z rozrostem ziarna austenitu oraz zmianami mikrostrukturalnymi związanymi z rozpuszczaniem węglików. Analogiczne zależności zaobserwowano dla parametru R_p . W końcowej części pracy przeanalizowano zależności między mikrostrukturą, składem chemicznym oraz właściwościami mechanicznymi określonymi na podstawie przeprowadzonych badań. Stwierdzono, że wraz ze wzrostem wielkości ziarna austenitu liniowo zwiększa się wagowa intensywność zużywania, prowadząc jednocześnie do obniżenia odporności na zużywanie ścierne. Nie wykazano istotnej korelacji między twardością materiału a wartością wskaźnika odporności na zużywanie. Natomiast zależności między wybranymi parametrami chropowatości (R_p , R_v , R_z , RSm) a twardością powierzchni można było aproksymować funkcją kwadratową. Wyniki badań wskazują, że austenitzacja stali Hardox 450 w temp. 950°C pozwala uzyskać wysoką odporność na ścieranie przy zachowaniu jej korzystnych właściwości mechanicznych.

P. 14. Beata Białobrzeska, Rafał Dziurka, Piotr Bała, *The analysis of phase transformation of undercooled austenite and selected mechanical properties of low-alloy steel with boron addition*. „Archives of Civil and Mechanical Engineering” 2015, vol. 15, nr 2, s. 308–316.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW w latach 2013–2018: 30

IF z 2015 r.: 2,194

Wkład własny: przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, wytrzymałościowych, odporności na zużywanie ścierne, udarowościowych, fraktograficznych), przygotowanie manuskryptu

Wkład dra inż. Rafała Dziurki: przeprowadzenie i analiza wyników badań dylatometrycznych, rewizja manuskryptu

Wkład prof. dra hab. inż. Piotra Bały: przeprowadzenie i analiza wyników badań dylatometrycznych, rewizja manuskryptu

Abstrakt: Artykuł prezentuje wyniki badań niskostopowej stali z borem, ze szczególnym uwzględnieniem przemian fazowych podczas ciągłego chłodzenia, charakterystyki mikrostrukturalnej oraz właściwości mechanicznych w zależności od przeprowadzonej obróbki cieplnej. Na podstawie badań dylatometrycznych opracowano wykres CTPc, który wykazał, że temperatura początku przemiany $\alpha \rightarrow \gamma$ wyniosła 815°C, natomiast przemiana $(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) \rightarrow \gamma$ zachodziła w zakresie temp. 720–735°C. Temperatura początku przemiany martenzytycznej M_s zarejestrowana została na poziomie 390°C, przy czym krytyczna szybkość chłodzenia wyniosła 20°C/s. Wskazano także, że temperatury austenitizacji mogą zostać obniżone do 845°C (w przypadku chłodzenia w wodzie) lub 865°C (w przypadku chłodzenia w oleju), a proces odpuszczania po hartowaniu nie jest wymagany. Dodatek boru w analizowanej stali znacząco opóźnia procesy dyfuzyjne, zwiększając hartowność bainityczną, co prowadzi do utworzenia ferrytu w mikrostrukturze przy szybkości chłodzenia wynoszącej ok. 10°C/s. Jednak wysoka temperatura początku przemiany bainitycznej, tj. 580°C, generuje ryzyko wystąpienia bainitu górnego podczas chłodzenia z mniejszymi szybkościami. Badania wykazały, że chłodzenie z szybkościami 25 i 47°C/s skutkuje powstaniem mikrostruktury złożonej z niskowęglowego martenzytu i bainitu dolnego o twardości 446 HV10. Najkorzystniejsze właściwości mechaniczne, takie jak wysoka granica plastyczności, wytrzymałość na rozciąganie i odporność na ścieranie oraz akceptowalne wydłużenie procentowe po zerwaniu, uzyskano w przypadku chłodzenia z szybkością 25°C/s. W tych warunkach stal wykazywała również zmniejszoną skłonność do kruchego pęknięcia w zakresie temperatur od 20 do -40°C w porównaniu z chłodzeniem z szybkościami 1 i 0,17°C/s.

P. 15. Włodzimierz Dudziński, Łukasz Konat, **Beata Białobrzaska**, *Fractographic analysis of selected boron steels subjected to impact testing*. „Archives of Metallurgy and Materials” 2015, vol. 60, nr 3, s. 2373–2378.

(Indeksowane w Web of Science)

Punktacja MNiSW w latach 2013-2018: 30

Wkład własny: przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, udarnościowych, fraktograficznych), przygotowanie manuskryptu

Wkład dra inż. Łukasza Konata: przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, udarnościowych, fraktograficznych), przygotowanie manuskryptu

Wkład prof. dra hab. inż. Włodzimierza Dudzińskiego: rewizja manuskryptu

Abstrakt: W artykule przeprowadzono rozważania na temat właściwości niskostopowych stali z borem Hardox 500, HTK 900H w stanie dostarczenia oraz stali B27 po hartowaniu i niskim odpuszczaniu. Przeprowadzono próbę udarności Charpy’ego w zakresie temperaturowego przejścia plastyczno-kruchego w powiązaniu z analizą fraktograficzną. Wyznaczona na podstawie wyników próby Charpy’ego krzywa udarnościowa nie zawsze prawidłowo charakteryzuje zachowanie się materiału w warunkach obciążeń dynamicznych. Dlatego też fraktografia może uściślić rzeczywiste zachowanie się materiału. Próby przeprowadzono na próbkach wzdłużnych do kierunku przeróbki plastycznej w temp. -40, -20, 0 i +20°C. Stwierdzono występowanie znaczącej różnicy w określeniu temperatury przejścia plastyczno-kruchego w przypadku, gdy jest ona wyznaczona na podstawie wyniku próby udarności, a także na podstawie charakteru przełomu. Wyniki badań udarnościowych wskazują, że stal Hardox 500 w stanie dostarczenia oraz stal B27 po hartowaniu i odpuszczaniu osiągają porównywalne wartości udarności, przewyższając przyjęte kryterium minimalnej udarności wynoszące 35 J/cm² w całym zakresie badanych temperatur. Wyniki te potwierdzają ich przydatność w zastosowaniach konstrukcyjnych, wymagających wysokiej odporności na obciążenia udarowe oraz odpowiednich właściwości plastycznych. Analiza fraktograficzna wykazała, że we wszystkich badanych stalach udział przełomu ciągliwego jest znaczny. W temperaturze +20°C powierzchnie przełomu wykazywały duże plastyczne strefy boczne oraz drobnoziarnistą strefę centralną. Nawet w temperaturze -40°C, szczególnie w przypadku stali Hardox 500, zachowały się relatywnie duże boczne strefy plastyczne i wyraźnie zaznaczona strefa ciągliwego przełomu pod karbem mechanicznym. Centralna strefa przełomu stali Hardox 500 w tej temperaturze wykazywała cechy przełomu ciągliwego i łupliwego, z drobnymi fasetkami łupliwości. Korzystne wskaźniki pracy łamania wynikają bezpośrednio z podobnej mikrostruktury badanych stali. Obserwacje mikroskopowe metodami mikroskopii świetlnej i elektronowej ujawniły obecność koherentnych faz węglkowych, rozlokowanych głównie w obrębie listew martenzytu. Taka dystrybucja wydzieleni blokuje ruch dyslokacji, prowadząc do umocnienia stali, przy jednoczesnym ograniczeniu możliwości ich wylupywania z osnowy metalicznej.

P. 16. Beata Bialobrzeska, Włodzimierz Dudziński, *Analysis of the austenite grain growth in low-alloy boron steel with high resistance to abrasive wear*. „Archives of Metallurgy and Materials” 2015, vol. 60, nr 3, s. 1649–1655.

(Indeksowane w Web of Science)

Punktacja MNiSW w latach 2013–2018: 30

Wkład własny: przeprowadzenie i analiza wyników badań metalograficznych, przygotowanie manuskryptu

Wkład prof. dra hab. inż. Włodzimierza Dudzińskiego: rewizja manuskryptu

Abstrakt: Interesującą podgrupę stali o podwyższonej odporności na ścieranie stanowią stale z dodatkiem boru, przeznaczone do obróbki cieplnej. Producenci dostarczają je w stanie po walcowaniu na gorąco, pozostawiając możliwość przeprowadzenia obróbki cieplnej przez użytkownika zgodnie z wymaganiami wynikającymi z konkretnej aplikacji. Kluczowym czynnikiem determinującym właściwości mechaniczne finalnego produktu jest wielkość pierwotnego ziarna austenitu, kształtowana podczas hartowania lub procesu walcowania na gorąco. Określenie wpływu temperatury i czasu austenitizowania na rozrost ziarna austenitu jest zatem istotnym aspektem optymalizacji technologii przetwarzania tych stali. W ramach przeprowadzonych badań analizowano wzrost ziarna austenitu w walcowanej na gorąco niskostopowej stali z dodatkiem boru o podwyższonej odporności na ścieranie, gatunku B27. Eksperymenty prowadzone były w zakresie temp. 900–1200°C, co pozwoliło na wyodrębnienie trzech charakterystycznych faz wzrostu: (1) fazy szybkiego wzrostu (900–950°C), (2) fazy stabilnego wzrostu (950–1050°C) oraz (3) ponownej fazy szybkiego wzrostu (1050–1200°C). Stwierdzono, że anormalny wzrost ziarn austenitu był intensywny jedynie w przedziale 900–950°C, natomiast w wyższych temperaturach proces ten następował stopniowo. Wzrost drobnych ziarn austenitu przebiegał dynamicznie w trzech przedziałach temperaturowych: (1) 900–950°C, (2) 1000–1050°C oraz (3) 1100–1200°C. Analiza efektów głównych wykazała, że temperatura była kluczowym czynnikiem wpływającym na wielkość ziarna austenitu, natomiast zmienność wynikająca z czasu austenitizowania była istotnie mniejsza. Anormalny wzrost ziarn odnotowano w zakresie temp. 950–1200°C, w czasie austenitizowania wynoszącym 20–60 min. Temperatura 950°C została określona jako próg inicjacji wzrostu ziarn austenitu, co było związane z rozpuszczeniem azotków aluminium. W przedziale 1000–1050°C intensywny wzrost drobnych ziarn austenitu wynikał z całkowitego rozpuszczenia węglików niobu, natomiast w zakresie 1100–1200°C był związany z rozpuszczeniem węglików tytanu. Ponadto w badanej stali zidentyfikowano obecność węglików chromu typu Cr₃C₂ oraz Cr₂₃C₆, które wykazywały częściową koherencję z osnową martenzytyczną, co z kolei przyczyniło się do efektu utwardzania dyspersyjnego. Otrzymane wyniki mają istotne znaczenie aplikacyjne: podkreślają konieczność kontrolowania parametrów austenitizowania w celu zapewnienia odpowiedniej mikrostruktury i właściwości mechanicznych stali z borem przeznaczonych do pracy w wymagających warunkach eksploatacyjnych.

P. 17. Beata Białobrzaska, Piotr Kostencki, *Abrasive wear characteristics of selected low-alloy boron steels as measured in both field experiments and laboratory tests*. „Wear” 2015, vol. 328/329, s. 149–159.

(Indeksowane w Web of Science, SCOPUS)

Punktacja MNiSW w latach 2013-2018: 35

IF z 2015 r.: 2,323

Wkład własny: przeprowadzenie i analiza wyników badań (metalograficznych, odporności na zużywanie ścierne), przygotowanie manuskryptu, rewizja manuskryptu

Wkład dra inż. Piotr Kostenckiego: przeprowadzenie i analiza wyników badań eksploatacyjnych, rewizja manuskryptu

Abstrakt: Artykuł przedstawia wyniki badań porównawczych odporności na ścieranie lemieszy płużnych wykonanych z wybranych stali z dodatkiem boru, przeprowadzonych zarówno w warunkach polowych, jak i w warunkach laboratoryjnych. Testy polowe realizowano w intensywnych warunkach eksploatacyjnych w glebie, natomiast badania laboratoryjne wykonano na stanowisku T-07 zgodnie z normą GOST. W testach laboratoryjnych jako ścierniwo zastosowano elektrokorund o granulacji #90, a zużycie próbek oceniano na podstawie ubytku masy. Analizę sposobów zużywania przeprowadzono za pomocą skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM), co pozwoliło na identyfikację dominujących mechanizmów, takich jak mikroskrawanie i mikrobrzdowanie. Badania wykazały, że powierzchnie próbek charakteryzowały się obecnością wżerów, odprysków oraz wyluszczeń, wynikających z odrywania większych fragmentów materiału. Zaobserwowano również, że największe odkształcenia plastyczne występowały w obszarach wżerów oraz na krawędziach i końcach bruzd. Porównanie wyników testów polowych i laboratoryjnych wykazało, że stale o najwyższej i najniższej odporności na ścieranie zostały sklasyfikowane w ten sam sposób w obu rodzajach badań. Potwierdza to przydatność metod laboratoryjnych jako alternatywy dla kosztownych i czasochłonnych testów terenowych. Zwrócono jednak uwagę na ograniczenia badań laboratoryjnych, które opierają się na uproszczonym mechanizmie zużywania i nie uwzględniają zmiennych obciążeń uderowych, charakterystycznych dla rzeczywistych warunków eksploatacyjnych, np. kontaktu z kamieniami. Analiza chropowatości powierzchni po badaniach laboratoryjnych wykazała ponad dwukrotnie niższe wartości w porównaniu z wynikami testów polowych. Nie stwierdzono wyraźnej korelacji między utratą masy próbek a parametrami chropowatości (R_a , R_t , R_v , R_p), jednak stal o najwyższej zawartości węgla wykazywała najniższe wartości parametrów chropowatości w obu rodzajach badań. Artykuł podkreśla znaczenie badań laboratoryjnych w ocenie odporności na ścieranie, szczególnie badań materiałów o podobnej budowie mikrostrukturalnej. Jednocześnie zwraca uwagę na ograniczenia tych metod w pełnym odwzorowaniu złożonych warunków eksploatacyjnych, co należy uwzględnić przy interpretacji wyników.

Poniżej, w formie tabelarycznej (tabela 5) przedstawiam podsumowanie cyklu prac.

Tabela 5. Podsumowanie cyklu prac

Nr pracy	Pierwszy autor	Drugi autor	Trzeci autor	Autor korespondencyjny	IF	Punktacja MNiSW
P1		X			1,3	100
P2			X		2,5	100
P3			X		6,9	200
P4		X		X	2,5	100
P5			X	X	0,889	70
P6	X			X	2,695	70
P7			X	X	2,259	30*
P8	X			X	1,242	20*
P9	X			X	2,846	30*
P10		X		X	1,704	30*
P11		X		X	1,703	30*
P12	X			X	1,704	30*
P13		X		X	2,216	30*
P14	X			X	1,194	30*
P15			X	X		30*
P16	X			X		30*
P17	X			X	2,323	35*
Σ					33,975	765

* Maksymalna liczba punktów w latach 2013–2018 wynosiła 50.

Wprowadzenie – motywacja do podjętych działań naukowych

Ciągłość i wydajność procesów produkcyjnych jest zdeterminowana trwałością części maszyn. Ich zużywanie powoduje bowiem awarie i przestoje, a tym samym zmniejszenie produktywności i straty finansowe. Jedną z głównych przyczyn niepożądanych zmian jest zużywanie ściernych części roboczych maszyn w trakcie pracy w warunkach niejednorodnych, silnych oddziaływań cząstek ściernych w postaci stałych paliw kopalnych, gleby czy kruszyw. Zużywanie ściernych jest dominującym rodzajem niszczenia w warunkach tarcia suchego, stanowiącym ok. 80–90% wszystkich rodzajów zużycia tribologicznego [16, 17], powstające w wyniku mechanicznego oddzielenia fragmentów materiału, jako rezultat oddziaływania nań cząstek ściernych. Zużywanie ściernych zachodzi, gdy twardy element styka się z cząsteczkami substancji o identycznej lub większej twardości. Złożone interakcje między powierzchnią narzędzia a cząstkami ściernymi prowadzą do stopniowego usuwania materiału i intensywnego odkształcenia, co ostatecznie skutkuje całkowitym zniszczeniem narzędzia. Podstawowe mikromechanizmy występujące we wszystkich formach zużycia ściernego obejmują mikrobrzdowanie, mikroskrabanie, mikrozmęczenie oraz mikropęknięcie [18]. Stradomski [19] wyróżnia ponadto ścinanie nierówności, natomiast Stachowiak i Batchelor [20] rozróżniają struktur wielofazowych na granicach faz.

Współczesny przemysł wymaga materiałów spełniających coraz wyższe standardy trwałości, co sprawia, że badania nad odpornością na zużywanie w kontekście nauki o materiałach stają się kluczowe. Wysoka odporność na ścieranie jest niezbędna do zwiększenia efektywności, bezpieczeństwa oraz redukcji kosztów eksploatacji w wielu sektorach, takich jak górnictwo, przemysł budowlany, rolniczy, energetyczny i transportowy. W tym aspekcie badania materiałów, łączących wysoką odporność na ścieranie z wysokimi właściwościami mechanicznymi, stają się kluczowe. Jednym z najpowszechniej stosowanych materiałów pozostaje stal, która wyróżnia się pełną zdolnością do recyklingu. Prognozy wskazują, że światowe zapotrzebowanie na stal wzrośnie z 1800 mln ton w 2018 r. do 2500 mln ton w 2050 r. Jednak rozwój tej branży wiąże się z wyzwaniem środowiskowym. Obecna globalna emisja CO₂ z przemysłu stalowego wynosi ok. 2,8 mld ton rocznie, co odpowiada 7% całkowitej emisji tego gazu. Aby osiągnąć cele wynikające z porozumienia paryskiego, emisje CO₂

w przemyśle stalowym muszą zostać zredukowane do poziomu 400–600 mln ton rocznie do 2050 r [21]. W tym kontekście istotne znaczenie mają działania podejmowane przez liderów w branży hutniczej, Szwecję i Finlandię. Przemysł stalowy tych krajów wyróżnia się wysoką wydajnością oraz niską emisją CO₂. Szwedzka huta SSAB jest producentem nowoczesnej, trudnościeralnej stali Hardox, która należy do grupy stali z borem o podwyższonej odporności na zużywanie ściernie, określanych też jako stale martenzytyczne z borem, które w ostatnich latach zdobyły uwagę inżynierów i naukowców. Pojawienie się tego rodzaju stali można uznać za przełomowe w kontekście poprawy odporności na ścieranie. Analiza składu chemicznego materiałów normatywnych klasyfikowanych jako stopy żelaza odporne na ścieranie wskazuje, że są to zazwyczaj stale wysokowęglowe lub wysokostopowe. Tradycyjnie poprawa odporności na ścieranie była więc osiągana przez zwiększenie zawartości pierwiastków węglilotwórczych, co prowadziło do zmian mikrostrukturalnych, przede wszystkim w postaci tworzenia twardych węglików pierwotnych. Powszechnie wiadomo także, że twardość martenzytu, a tym samym jego kruchość, wzrasta wraz ze zawartością węgla. To ograniczenie skłoniło badaczy do poszukiwania nowych rozwiązań, a efektem jest modyfikacja składu chemicznego stali poprzez wprowadzenie dodatku boru. Zabieg ten pozwala na osiągnięcie kompromisu między twardością a właściwościami plastycznymi, co ma kluczowe znaczenie w przypadku materiałów eksploatowanych w trudnych warunkach ściernych.

Historia badań nad borem jako dodatkiem stopowym jest bardzo długa. Jej początki sięgają bowiem 1907 r. Stosowany w tamtym czasie zbyt duży dodatek boru (0,2–1,5%) powodował intensywne wydzielanie jego związków, przez co obniżeniu ulegały właściwości mechaniczne [22]. Kolejne badania, ale już z wykorzystaniem bardzo małych ilości boru, były prowadzone przez Waltera w 1921 r. Stale wówczas uzyskane były wprawdzie samohartujące, o zadowalających właściwościach mechanicznych [23] nie zostały jednak w pełni wykorzystane ze względu na brak powtarzalności rezultatów badań. Powodem była niewystarczająca czystość metalurgiczna. Dopiero w 1935 r., kiedy w jednej z amerykańskich hut wprowadzono do stali jako odtleniacz żelazostop, dzięki znajdującym się w nim przypadkowo pierwiastkom udało się uchronić bor przez związaniem z tlenem i azotem. W rezultacie uzyskano grupę spawalnych stali bainitycznych o wytrzymałości na rozciąganie mieszczącej się w zakresie 530–1200 MPa. W późniejszych latach zaczęto coraz szerzej stosować ten pierwiastek jako zamiennik drogich dodatków stopowych, takich jak nikiel, molibden i chrom, których dostępność została znacznie ograniczona na skutek wojen [24]. W Europie niskostopowe stale z dodatkiem boru o podwyższonej odporności na zużywanie ściernie pierwszy raz zostały wyprodukowane w 1970 r. przez szwedzki koncern hutniczy SAAB – Oxelösund. Należący do tej grupy Hardox 400 to stal, która odznaczała się niską zawartością węgla, prostym składem chemicznym, nieskomplikowaną mikrostrukturą i wysoką hartownością, osiągniętą dzięki dodaniu boru. Obecnie rodzina stali Hardox składa się z 9 gatunków, ale materiałów innych producentów o podobnych właściwościach jest bardzo dużo. Współczesne stale nisko- i średniowęglowe, przy zastosowaniu zaawansowanych technologii wytwarzania, osiągają bardzo dobre właściwości mechaniczne, przy jednocześnie umiarkowanej cenie. Producenci, wychodząc naprzeciw oczekiwaniom klientów, produkują nowoczesne stale borowe o podwyższonej odporności na ścieranie: ThyssenKrupp Steel Europe AG (stale XAR i TBL), Dillinger Hütte GTS (stale Dillidur), Grobblech GmbH (Durostat), AcelorMittal (Usibor), TATA Steel Group (Abrazo), TITUS Steel (Endura), SUMITOMO Metal (Sumihard) i JFE EVERHARD Corporation (JFE-EH).

Mimo rosnącej liczby badań nad martenzytycznymi stalami z borem wciąż pozostawało wiele nierozstrzygniętych kwestii dotyczących optymalizacji ich właściwości, szczególnie w kontekście wpływu parametrów obróbki cieplnej na ich trwałość. Badania koncentrowały się głównie na ogólnych cechach, a brakowało szczegółowej analizy wpływu procesów obróbki cieplnej na mikrostrukturę oraz zależności między mikrostrukturą a odpornością na zużywanie w różnych warunkach tribologicznych. Istniała zatem potrzeba dopracowania metod oceny tych właściwości, które obejmowałyby zarówno analizę mikrostruktury, jak i wpływ zróżnicowanych warunków obróbki cieplnej. Zastosowanie zaawansowanych technik badawczych: analizy metalograficznej, dylatometrycznej oraz badania właściwości mechanicznych, pozwoliło na uzyskanie wniosków zarówno o charakterze poznawczym, jak i aplikacyjnym, istotnych dla kształtowania mikrostruktury martenzytycznych stali z borem oraz, w konsekwencji, ich właściwości użytkowych. Ponadto nie ma możliwości realizacji rozszerzonych

badan tej grupy materialow bez wyznaczenia rzeczywistej charakterystyki strukturalno-wytrzymałościowej, uzyskiwanej w toku badan podstawowych oraz analizy fraktograficznej. Przy okazji prowadzonych rozważan odnośnie do wykorzystania wysokowytrzymałych, spawalnych stali niskostopowych na elementy konstrukcyjnych maszyn, warto takze zwrócić uwage na konieczność zmiany podejścia do sposobu projektowania wybranych węzłow konstrukcyjnych, a nawet całych obiektów. Realizację takich działan obserwuje się już od kilkunastu lat, w kontekście wykorzystania przez koncern SSAB stali Hardox jako stali strukturalnych, w rzeczywistych – samonośnych – konstrukcjach pojazdów do transportu surowców skalnych. Takie podejście możliwe było wyłącznie dzięki wykorzystaniu (uwzględnieniu w systemie projektowania) bardzo wysokich wskaźników wytrzymałościowych, którymi cechują się stale martenzytyczne z borem, odporne na zużywanie ściernie.

Omówienie celów i zakresu badan

Podstawowym celem moich badan w ramach cyklu publikacji [P1-P17] było zrozumienie, w jaki sposób mikrostruktura nowoczesnych stali z dodatkiem boru wpływa na odporność na zużywanie w warunkach ściernych. W literaturze przedmiotu brakowało jednoznacznych danych, co czyniło ten temat szczególnie istotnym. Opisane w wyżej wymienionych publikacjach wyniki przeprowadzonych badan podkreśliły aspekt metaloznawczy w podejściu do oceny odporności na zużywanie ściernie niskostopowych stali z borem, uwypuklając ścisłą synergię między mikrostrukturą a właściwościami mechanicznymi. Ukształtowanie mikrostruktury jest skutkiem przemian fazowych podczas zabiegów obróbki cieplnej. Pożądana mikrostruktura jest determinowana warunkami eksploatacyjnymi, w których uwzględniony jest rodzaj i charakter obciążeń poprzez sposób oddziaływania na materiał cząsteczek ściernych, a tym samym poprzez zachodzący mechanizm zużywania ściernego. A zatem korelacja między mikrostrukturą a sposobem zużywania ściernego jest tutaj kluczowa. Szczególnie że martenzytyczne stale z borem, mimo pozornie zbliżonej mikrostruktury, wykazują zróżnicowane właściwości mechaniczne i odporność tribologiczną [4]. Wynik analizy literatury przedmiotu pod kątem niskostopowych stali z dodatkiem boru, charakteryzujących się podwyższoną odpornością na zużywanie ściernie, wskazuje na istnienie znacznej liczby materialów o właściwościach zbliżonych do stali Hardox. Dane dotyczące tych stali często mają charakter komercyjny i rzadko były weryfikowane na drodze niezależnych badan naukowych. Ponadto brak znormalizowanego nazewnictwa i klasyfikacji powoduje, że w praktyce stosowane są przede wszystkim nazwy handlowe, nadawane przez producentów. Taka sytuacja utrudnia obiektywną ocenę oraz wybór tych stali jako zamienników nie tylko tradycyjnie stosowanych materialów, ale również szeroko znanych stali szwedzkich stali Hardox. Tymczasem różnorodność mikrostruktur, a tym samym zróżnicowanie właściwości, wymagają szczególnej rozwagi przy stosowaniu tych stali w różnych stanach obróbki cieplnej. Dlatego racjonalna ocena ich możliwości aplikacyjnych wymaga szczegółowych badan podstawowych. Uwzględniając tę potrzebę, sformułowałam następujące cele badawcze:

Cel nr 1: Identyfikacja budowy fazowej i mikrostrukturalnej wybranych gatunków martenzytycznych stali z borem oraz ocena zmian mikrostrukturalnych wywołanych zabiegami obróbki cieplnej w warunkach ciągłego chłodzenia. W tym określenie charakterystycznych temperatur przemian fazowych i opracowanie wykresów CTPc.

Cel nr 2: Wyznaczenie parametrów właściwości mechanicznych wybranych gatunków martenzytycznych stali z borem, ze szczególnym uwzględnieniem zdolności do przenoszenia obciążeń o charakterze udarowym oraz określenie temperatury przejścia plastyczno-kruche. Ocena odporności na zużywanie ściernie w zróżnicowanych warunkach eksploatacyjnych, obejmująca przeprowadzenie badan porównawczych w warunkach tarcia luźnym ścierniwem oraz identyfikację mikromechanizmu zużywania.

Cel nr 3: Ocena wpływu mikrostruktury na właściwości mechaniczne oraz procesy zachodzące podczas zużywania luźnym ścierniwem wybranych gatunków martenzytycznych stali z borem.

Cele naukowe i użytkarne badan uzupełniają się wzajemnie, tworząc podstawę do rozwoju nowoczesnych materialów. Wyniki badan dostarczają szczegółowej wiedzy na temat wpływu mikrostruktury, składu chemicznego oraz procesów obróbki cieplnej na właściwości mechaniczne

i odporność tribologiczną stali. Opracowanie metod optymalizacji obróbki cieplnej pozwala na dostosowanie materiałów do specyficznych wymagań eksploatacyjnych, jednocześnie minimalizując koszty produkcji i eksploatacji. Wyniki te mają kluczowe znaczenie dla przemysłu, ponieważ wspierają projektowanie i wdrażanie rozwiązań o wysokiej efektywności użytkowej i ekonomicznej.

Cele praktyczne badań ukierunkowano na opracowanie wskazówek dotyczących stosowania niskostopowych stali z borem w aplikacjach przemysłowych, szczególnie tam, gdzie zachodzi intensywne zużywanie ściernie. Założenia utylitarne obejmowały:

Cel nr 1: Opracowanie rekomendacji dotyczących doboru parametrów obróbki cieplnej (temperatury austenizacji i szybkości chłodzenia), które zapewnią najwyższą odporność na ścieranie elementów maszyn oraz ich wysokie właściwości mechaniczne, takie jak wytrzymałość na rozciąganie, twardość oraz udarność.

Cel nr 2: Określenie obszarów potencjalnych zastosowań martenzytycznych stali z borem w maszynach rolniczych, wydobywczych i przemysłowych, co przyczyni się do redukcji kosztów związanych z wymianą zużytych elementów. W ramach tego celu przewidziano identyfikację mikrostruktur charakteryzujących się najwyższą odpornością na zużywanie ściernie, z uwzględnieniem zróżnicowanych warunków eksploatacyjnych.

Cel nr 3: Ocena możliwości wykorzystania testów laboratoryjnych jako alternatywy dla kosztownych badań polowych w prognozowaniu trwałości martenzytycznych stali z borem.

Cel nr 4: Dostarczenie (zarówno producentom stali, jak i użytkownikom) wyników badań dotyczących wpływu parametrów obróbki cieplnej na eksploatacyjne właściwości martenzytycznych stali z borem oraz ich połączeń spawanych.

Badania realizowano cyklicznie, w następujących etapach:

Etap I

Przegląd gatunków niskostopowych stali z borem o podwyższonej odporności na zużywanie ściernie. Zebranie informacji o producentach, składach chemicznych, wybranych właściwościach mechanicznych na podstawie dostępnych danych komercyjnych. Rozpoznanie stanu wiedzy na temat zużywania elementów maszyn, charakterystyka procesów zużywania ze szczególnym uwzględnieniem zużywania ściernego oraz metod badania tego zjawiska. Identyfikacja czynników mających największy wpływ na proces zużywania ściernego. Przegląd dostępnych w literaturze przedmiotu wyników badań odporności na zużywanie ściernie niskostopowych stali z borem.

Etap II

Wykonanie analiz składu chemicznego. Przeprowadzenie badań metalograficznych wybranych gatunków martenzytycznych stali z borem. Określenie parametrów oraz przeprowadzenie obróbki cieplnej w celu uzyskania zróżnicowanych właściwości mikrostrukturalnych i mechanicznych badanych stali. Opracowanie wykresów CTPc.

Etap III

Przeprowadzenie badań udarności w temperaturach zarówno otoczenia, jak i obniżonych, w tym wyznaczenie krzywych przejścia plastyczno-kruchego oraz przeprowadzenie badań fraktograficznych. Wyznaczenie parametrów innych właściwości mechanicznych w temperaturze otoczenia na podstawie statycznej próby rozciągania.

Etap IV

Przeprowadzenie laboratoryjnych badań odporności na zużywanie ściernie za pomocą testera T-07 w obecności luźnego ścierniwa. Analiza powierzchni poddanych działaniu ścierniwa metodą skaningowej mikroskopii elektronowej, jak również pomiaru ich chropowatości.

Etap V

Realizacja eksperymentów eksploatacyjnych w warunkach rzeczywistych obciążeń o charakterze ściernym (ścieranie w glebie).

Etap VI

Podsumowanie wyników badań i sformułowanie wniosków końcowych.

Omówienie materiału i zastosowanej metodyki badawczej

Analiza składu chemicznego (tabela 6) komercyjnie dostępnych martenzytycznych stali z borem, pozwala zaklasyfikować je jako materiały nisko- lub średniowęglowe, mikro- lub niskostopowe, co pozwala zaliczyć je do grupy stali konstrukcyjnych ogólnego przeznaczenia. Kolejne poziomy wzrostu właściwości wytrzymałościowych tych stali są osiągane przez zwiększenie zawartości węgla w zakresie 0,13–0,47% wag. oraz modyfikację zawartości pierwiastków stopowych, głównie chromu i niklu. Nowoczesne gatunki stali trudnościeralnych, które są produkowane przez czołowe koncerny hutnicze, cechują się coraz wyższą twardością. Można zatem postawić tezę, że twardość stanowi główny parametr, na który producenci kładą nacisk, zarówno w kontekście prognozowania, jak i zwiększania odporności na zużywanie ścierne tej grupy materiałów. Wzrost twardości nie pozostaje bez wpływu na właściwości plastyczne, które w zastosowaniach tych stali muszą być rozpatrywane w ujęciu kompleksowym, wraz z odpornością na ścieranie. Takie podejście jest typowe dla większości producentów. Nawiązanie w nomenklaturze handlowej do parametrów twardości pozwala usystematyzować gatunki tej grupy materiałów, które nie są objęte normami, a ich nazewnictwo opiera się na markach producentów. Jest to zrozumiałe z uwagi na unikalność autorskich składów chemicznych oraz procedur obróbki cieplno-plastycznej, które poszczególne huty pragną podkreślić. Szczególnie skutecznie udało się to jednemu producentowi, hucie SSAB, producentowi stali Hardox. Współcześnie, określenie „stale typu Hardox” funkcjonuje potocznie w odniesieniu do całej grupy stali trudnościeralnych. Charakterystyczna dla tych stali jest także bardzo niska zawartość szkodliwych domieszek, zwłaszcza siarki i fosforu. Nie stwierdzono także znaczących ilości innych dodatków stopowych, oprócz niklu, molibdenu i boru. Nikiel, jako pierwiastek o odmiennej sieci krystalicznej, zapewnia znaczne umocnienie roztworowe, a jednocześnie podnosi właściwości plastyczne – obniża temperaturę przejścia plastyczno-kruchego oraz wpływa na szerszy zakres temperatury austenitzowania. W tabeli 6 przedstawiłam składy chemiczne (według danych ich producentów) stali trudnościeralnych, które były przedmiotem analiz w publikacjach [P1–P17]. W przypadku każdego z gatunków stali uwzględniłam również odniesienia do numerów publikacji, w których były omówione ich badania.

Przyjęta metodyka badawcza obejmowała szereg zaawansowanych analiz metalograficznych oraz badań właściwości mechanicznych. Badania dylatometryczne przeprowadziłam w warunkach ciągłego chłodzenia, co umożliwiło rejestrację zmian długości próbek w funkcji temperatury oraz opracowanie wykresów CTPc. Na ich podstawie zidentyfikowałam charakterystyczne temperatury przemian fazowych. Obserwacje mikrostruktury przeprowadziłam za pomocą mikroskopii świetlnej (LM) oraz skaningowej (SEM) i transmisyjnej (TEM) mikroskopii elektronowej, co pozwoliło na dokładną charakterystykę fazową i strukturalną. Ilościowa ocena wielkości ziarna została zrealizowana z zastosowaniem metod planimetrycznych i analizy statystycznej rozkładów wielkości ziarna. Wyniki te weryfikowałam pod kątem zgodności z rozkładami teoretycznymi, wykorzystując test chi-kwadrat Pearsona. W badaniach mechanicznych zrealizowałam statyczną próbę rozciągania, co pozwoliło na ocenę parametrów wytrzymałościowych i plastycznych: granicy plastyczności, wytrzymałości na rozciąganie, procentowego wydłużenia po zerwaniu oraz procentowego przewężenia przekroju. Próby udarowości metodą Charpy’ego przeprowadziłam w zakresie temperatur od -40 do +20°C i na ich podstawie wyznaczyłam temperatury przejścia plastyczno-kruchego. Badania odporności na zużywanie ścierne wykonane za pomocą tribotestera T-07 pozwoliły na ocenę zachowania materiałów w kontrolowanych warunkach laboratoryjnych. Dodatkowo, w celu weryfikacji wyników uzyskanych w laboratorium, przeprowadziłam próby eksploatacyjne w rzeczywistych warunkach pracy. Testy polowe obejmowały ocenę elementów maszyn w trakcie ich użytkowania, przy

jednoczesnym uwzględnieniu specyficznych parametrów środowiskowych, takich jak skład granulometryczny gleby, jej wilgotność, gęstość objętościowa, spoistość, naprężenia ścinające oraz głębokość pracy narzędzi.

Tabela 6. Składy chemiczne gatunków stali trudnościeralnych wg danych producentów

Gatunek stali	Skład chemiczny, % wag.									Nr publikacji
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B	
Hardox [®] 400	0,32	0,70	1,60	0,025	0,010	2,50	2,50	1,50	0,004	
Hardox [®] 450	0,26	0,70	1,60	0,025	0,010	1,40	1,50	0,60	0,005	P9, P12, P13
Hardox [®] 500	0,30	0,40	1,30	0,020	0,010	2,20	2,00	0,40	0,005	P4, P15, P17
Hardox [®] 600	0,47	0,70	1,50	0,015	0,010	1,20	2,50	0,70	0,005	P5, P10
Hardox [®] Extreme	0,47	0,50	1,40	0,015	0,01	1,20	2,50	0,80	0,005	P1–P3, P6
B27 (SSAB boron 27)	0,25–0,30	0,10–0,40	1,10–1,30	0,020	0,010	0,20–0,50	–	–	0,0008–0,005	P15– P17
Brinar 400	≤ 0,18	0,30	≤ 1,50	≤ 0,015	≤ 0,005	≤ 1,55	–	≤ 0,60	≤ 0,005	P8
Brinar 500	≤ 0,28	0,70	1,00	≤ 0,020	≤ 0,005	0,80	0,70	≤ 0,30	–	P8
TBL Plus	0,31–0,38	≤ 0,40	1,10–1,50	≤ 0,040	≤ 0,040	≤ 0,50	–	–	0,0008–0,004	P7, P11, P17
28MCB5	0,25–0,30	0,15–0,35	1,10–1,30	0,030	0,030	0,20–0,50	–	–	0,0015–0,004	P14

Źródło: [25, 26]

Omówienie wyników badań i wniosków

Chciałabym podkreślić, że w *Autoreferacie*, ze względu na objętość, omówiłam tylko wybrane wyniki przeprowadzonych badań. Jednym z kluczowych obszarów moich zainteresowań naukowych, który objęłam badaniami, są właściwości mikrostrukturalnych trudnościeralnych stali z dodatkiem boru [P1, P3–P6, P8–P10, P12–P16]. Przykładowo, analizy mikrostruktury stali takich jak Hardox 450 [P9, P12, P13], Hardox 500 [P4, P15], Hardox 600 [P5, P10] oraz Hardox Extreme [P1, P3, P6] wykazały obecność charakterystycznych cech drobnolistwowego martenzytu odpuszczania oraz bainitu dolnego o trójhierarchicznej budowie. W wyniku przemiany fazowej, w stalach nisko- i średniowęglowych martenzyt początkowo zarodkuje w losowych obszarach ziarna austenitu, a następnie dochodzi do jego rozrostu [27]. Powstały w ten sposób obszar martenzytu, po osiągnięciu granicy ziarna może inicjować dalsze tworzenie się obszarów martenzytycznych w ziarnie sąsiednim według podobnego wariantu, a cały proces ma charakter autokatalityczny. Wynika to ze sposobu przekazywania naprężeń (poprzez granice ziarn) powodowanych większą objętością właściwą martenzytu w stosunku do austenitu. W związku z powyższym można stwierdzić, iż większej liczbie początkowych zarodków odpowiada większy stopień różnorodności wariantów orientacji krystalograficznej utworzonego martenzytu [27–29] cechą charakterystyczną jest trójpoziomowa hierarchia morfologii, złożona z listew, bloków oraz pakietów. Listwy martenzytu tworzące blok odznaczają się tą samą orientacją krystalograficzną, w związku z czym reprezentują ten sam wariant utworzonej mikrostruktury martenzytu. Pakiety są utworzone przez skupiska bloków o jednakowej płaszczyźnie habitus, odpowiadające płaszczyźnie {111} austenitu pierwotnego. W wyniku uproszczonego wariantu rozważań (tj. prowadzonych z pominięciem możliwości występowania w jednym ziarnie austenitu odrębnych bloków martenzytu o jednakowym wariantcie) można stwierdzić, iż w pojedynczym pakiecie mogą występować bloki martenzytu o maksymalnie 6 wariantach. Wynika to z możliwych 6 kierunków krystalograficznych w obrębie jednej płaszczyzny {111} austenitu, a płaszczyzny te są 4. W związku z tym w pojedynczym

ziarnie byłego austenitu mogą wystąpić jednocześnie 24 odmienne warianty martenzytu o szerokokątowych granicach międzyblokowych [30–32]. Takie cechy morfologiczne obserwowałam także w przypadku mikrostruktury stali Brinar 400 [P8], Brinar 500 [P8] oraz TBL Plus [P9, P11, P17]. Dodatkowo charakterystyczną cechą stali Hardox 600 [P5, P10] oraz Hardox Extreme [P1, P3, P6] była obecność jasnych pasm martenzytu hartowania, widocznych w obu kierunkach przeróbki plastycznej blachy. Długość i szerokość tych pasm była większa w przypadku kierunku wzdłużnego, co sugeruje lokalnie podwyższoną zawartość węgla w tych obszarach. Pod względem morfologii mikrostruktury martenzytowej, kierunek wzdłużny cechuje się dość dużym stopniem zmienności orientacji krystalograficznej listew i igieł. W przypadku kierunku poprzecznego dominuje martenzyt o budowie drobnolistwowej, z obszarami o charakterystycznym ułożeniu w bloki i pakiety. Taki stan rzeczy wskazuje na występowanie identycznej orientacji krystalograficznej martenzytu w obrębie poszczególnych pakietów i niski stopień zmienności wariantowości mikrostruktury.

Odmienne właściwości mikrostrukturalne odnotowałam w przypadku stali B27 [P15-P17] oraz 28MCB5 [P14]. Stale te w stanie dostarczenia wykazują mikrostrukturę ferrytyczno-perlityczną (quasi-perlitu), wynikającą z walcowania na gorąco w celu umożliwienia dalszej obróbki cieplnej, realizowanej przez kupującego. Aby osiągnąć wysokie parametry wytrzymałościowe oraz zwiększoną odporność na zużywanie ścierne, rekomenduje się więc ich obróbkę cieplną w postaci hartowania i niskiego odpuszczania. Prowadzi to bowiem do uzyskania mikrostruktury listwowego martenzytu odpuszczania o zbliżonej morfologii opisanej w powyższym akapicie.

Ze względu na możliwość zastosowania technik spawalniczych do łączenia analizowanych stali, co wiąże się ze zmianą ich mikrostruktury i wytrzymałości, analizy metaloznawcze przeprowadziłam także dla stanu normalizowanego. W omawianym stanie obróbki cieplnej stal Hardox 600 [P5] ma mikrostrukturę sorbitu hartowania z bardzo licznymi pasmami mikrostruktury martenzytowej, przebiegającymi zgodnie z kierunkami przeróbki cieplno-plastycznej. W wybranych pasmach obserwuje się mikrostruktury o cechach wysokowęglowego martenzytu hartowania (martenzytu nieodpuszczonego). Można stwierdzić, że występowanie tych stref jest ściśle powiązane z pasmami martenzytu, obserwowanymi w stanie dostarczenia. Wskazuje to na przebieg procesów walcowania blachy ze stali Hardox 600 w stosunkowo niskiej temperaturze, umożliwiającej procesy dyfuzyjne głównie pierwiastków o dużym powinowactwie do węgla. Ponadto w nielicznych obszarach mikrostruktury, w kierunku poprzecznym do kierunku przeróbki plastycznej, oprócz martenzytu, można również zaobserwować cechy mikrostruktury bainitycznej. Także w stali Hardox Extreme [P6], zarówno w kierunku wzdłużnym, jak i poprzecznym do kierunku walcowania, uzyskałam całe spektrum mikrostruktur, wśród których dominuje sorbit hartowania i martenzyt hartowania. W wielu obszarach mikrostruktura sorbitu wykazuje orientację pomartenzytyczną. Obszary martenzytyczne przebiegają zgodnie z kierunkami przeróbki cieplno-plastycznej i są powiązane z pasmami mikrostruktury martenzytowej, obserwowanymi w stanie dostarczenia. W wyniku takiego samego zabiegu, w stali Brinar 400 [P8] uzyskałam mikrostrukturę składającą się w przeważającej części z ziarnistego, a także lokalnie, z iglastego ferrytu. Ponadto obserwowałam nieliczne wydzielения faz węglkowych (głównie cementytu). W stali Brinar 500 [P8] skutkiem normalizowania były bardzo duże zmiany mikrostrukturalne i obecność głównie iglastego ferrytu (z wydzieleniami faz węglkowych) oraz martenzytu, a ponadto niewielkie ilości ferrytu poligonalnego oraz bainitu górnego. Niezależnie od poziomu zróżnicowania mikrostruktury stali Brinar 500, proces normalizowania prowadził do wydzielenia dużych ilości faz węglkowych w całej objętości mikrostruktury. Z uwagi na wysoką hartowność stali zarówno Brinar 400, jak i Brinar 500 zabiegi normalizowania skutkowały formowaniem się struktur nierównowagowych, co znacząco utrudniało identyfikację pierwotnego stanu mikrostruktury przed przeprowadzeniem wszystkich zabiegów obróbki cieplnej. W celu dokładniejszego poznania właściwości mikrostrukturalnych przeprowadziłam wyżarzanie zupełne obu gatunków stali. W przypadku stali Brinar 400 wyżarzanie zupełne umożliwia uzyskanie mikrostruktury składającej się z równowagowych ziarn ferrytu oraz drobnopłytkowego perlitu ułożonych w pasma. Na granicach ziarn ferrytu można zaobserwować wyraźne wydzielения cementytu trzeciorzędowego. Z kolei mikrostruktura stali Brinar 500, poddawanej analogicznemu zabiegowi obróbki cieplnej, charakteryzuje się obecnością pasmowych wydzielen ferrytu i perlitu o budowie drobnopłytkowej, a także nielicznymi koloniami perlitu noszącego cechy rozpadu (zdegradowany perlit). Udział

objętościowy obu faz jest zgodny z zawartością węgla w tej stali. Wydzielenia cementytu nie występują natomiast na granicach ziarn ferrytu, co wskazuje na związanie całości cementytu w mieszaninie perlitycznej.

Ponieważ bor jest pierwiastkiem, który sprzyja rozrostowi ziarna austenitu i obniża temperaturę początku rozrostu ziarna, skupiłam się także na analizie porównawczej wielkości ziarna wybranych gatunków stali trudnościeralnych, austenitizowanych w różnych temperaturach i czasach. Takiej analizie poddałam stale Hardox 450 [P9, P12, P13], Hardox 500 [P4], Hardox Extreme [P1] oraz B27 [P16]. Rozszerzenie oceny cech mikrostrukturalnych w tym obszarze pozwala na bardziej kompleksowe podejście do jakościowej i ilościowej charakterystyki badanych stali. Analiza tego aspektu jest szczególnie istotna, gdyż umocnienie granicami ziarn stanowi jeden z kluczowych mechanizmów poprawy wytrzymałości stali, zgodnie z zależnością Halla-Petcha. Według przyjętej teorii zwiększenie granicy plastyczności w temperaturze pokojowej można powiązać z mniejszą wielkością ziarna w mikrostrukturze [18, 33, 34]. Podstawą tej zależności jest założenie, że granice ziarna skutecznie blokują ruch dyslokacji z powodu zmiany orientacji sieci krystalicznej oraz występowania obszarów niedopasowania atomowego. Kontrolowanie rozmiaru byłego ziarna austenitu przez odpowiednią obróbkę cieplną może więc stanowić efektywny sposób optymalizacji właściwości mechanicznych, w tym odporności na zużywanie ścierne.

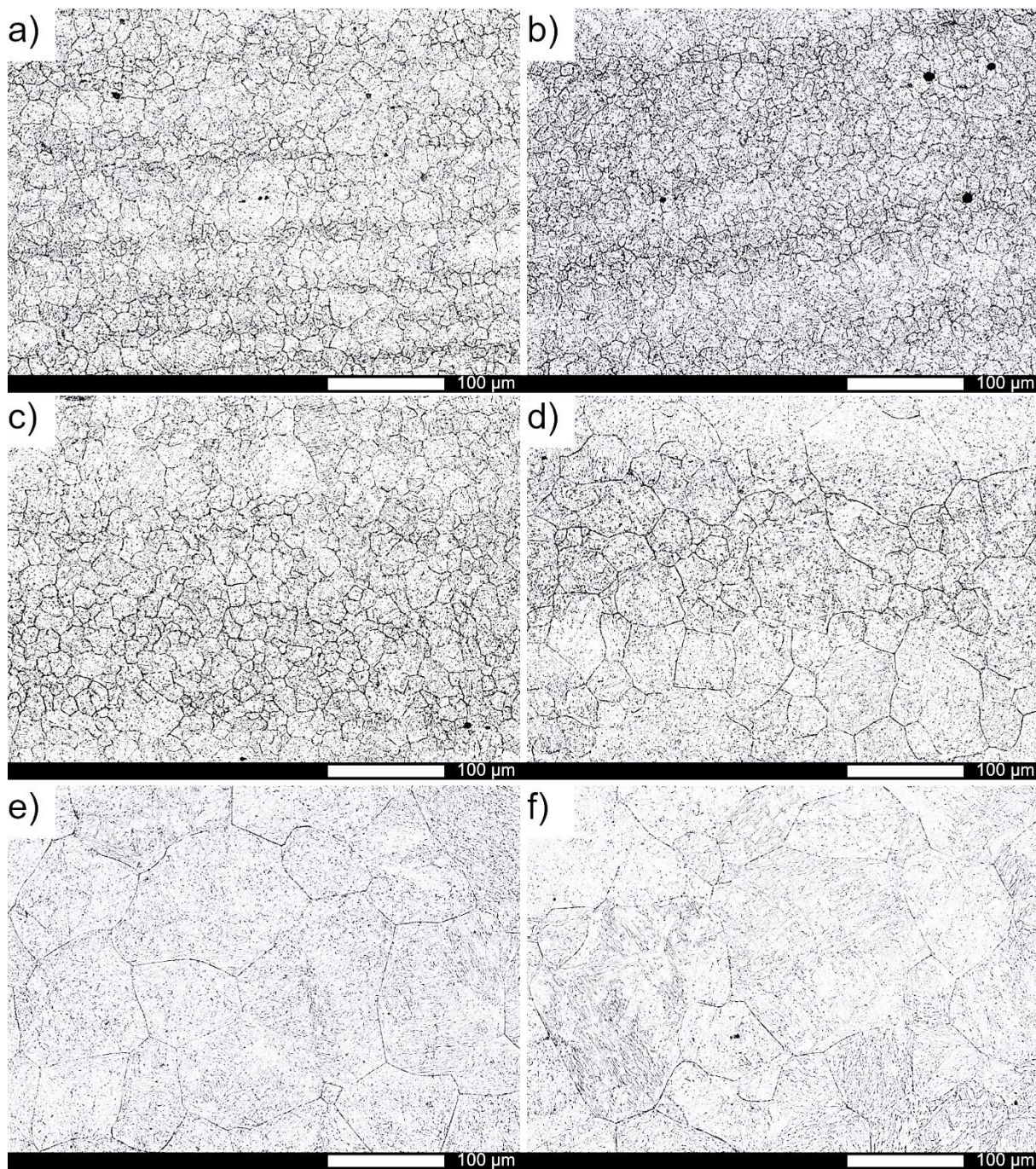
Przykładowo, na podstawie analizy rozrostu byłego ziarna austenitu stali Hardox 500 [P4] wyznaczyłam średni rozmiar ziarna charakterystyczny dla stanu dostarczenia; wynosi on 15 μm i jest zbliżony do rozmiaru ziarna w stanach po austenitizowaniu w temp. 850 i 900°C. W tych stanach obróbki cieplnej wartości średnie są ponadto zbliżone do wartości mediany, która wynosi 14 μm . Podwyższenie temperatury austenitizowania do 1000°C powoduje znaczny wzrost średniej wielkości ziarna, do wartości 41 μm (wzrost o 173% w porównaniu z poprzednimi stanami), a także większą różnicę między wartością średnią a medianą, która wynosi 31 μm (wzrost o 130% w porównaniu z poprzednimi stanami). Zanotowane różnice między tymi parametrami jednoznacznie wskazują, że nastąpił selektywny wzrost niektórych ziarn. A zatem temp. 1000°C można uznać za temperaturę początku rozrostu ziarna w stali Hardox 500, na co szczególnie wskazuje zanotowana maksymalna wielkość ziarna, wynosząca 158 μm . Podniesienie temperatury austenitizowania o kolejne 100°C powoduje intensyfikację procesów związanych z migracją granic, co skutkuje wzrostem wartości średniej wielkości ziarna do 68 μm i mediany do 60 μm (zakres zarejestrowanych wielkości kształtuje się w przedziale 17–156 μm). W porównaniu z poprzednim stanem wielkości te zmieniają się o odpowiednio 66 i 93%. Po zastosowaniu najwyższej temperatury obróbki cieplnej, tj. T_A o wartości 1200°C, obserwuje się wzrost średniej wielkości ziarna austenitu do 115 μm , a wielkość minimalna i maksymalna wynoszą 31 i 312 μm .

W stanie dostarczenia stal Hardox Extreme [P1] cechuje się wprawdzie drobnym ziarnem, można jednak wyróżnić ziarna o większych rozmiarach, wokół których obecne są kolonie ziarn znacznie drobniejszych. Mikrostruktura ulega znacznemu rozdrobnieniu po austenitizacji w temp. 850°C i charakteryzuje się równomiernym ziarnem, co także potwierdzone jest otrzymanym rozkładem, który przybliżyłam teoretycznym rozkładem logarytmiczno-normalnym. Na jego podstawie można zauważyć, że najliczniejszą grupę stanowią ziarna o rozmiarze 6–14 μm . Minimalna średnica zmierzonego ziarna w tym stanie obróbki cieplnej wynosi 4 μm , a maksymalna – 36 μm . Wyżarzanie w temp. 900°C nie powoduje istotnych zmian mikrostrukturalnych, czego konsekwencją jest stosunkowo niewielki wzrost parametrów charakteryzujących ilościowo otrzymaną mikrostrukturę, pod względem morfologii zbliżoną do mikrostruktury uzyskanej w stanie dostarczenia. Pewne różnice uwidacznia dopiero otrzymany rozkład (przybliżony rozkładem logarytmiczno-normalnym), na podstawie którego stwierdziłam, że największy udział w mikrostrukturze stanowią ziarna o wymiarze 12–16 μm . Wyraźniejsze zmiany następują dopiero po obróbce cieplnej w temp. 1000°C, przy czym zakres zarejestrowanych wielkości kształtuje się w przedziale 10–160 μm . Takie różnice w wielkości ziarn wynikają z anormalnego wzrostu niektórych z nich. Proces ten intensyfikuje się właśnie podczas austenitizacji w temp. 1000°C, następuje wtedy wyraźny podział składników mikrostruktury na ziarna anormalne i otaczające je kolonie ziarn drobniejszych, także ulegających sukcesywnemu wzrostowi. Ziarna anormalne charakteryzują się już stosunkowo dużymi rozmiarami, co nie pozwala uznać

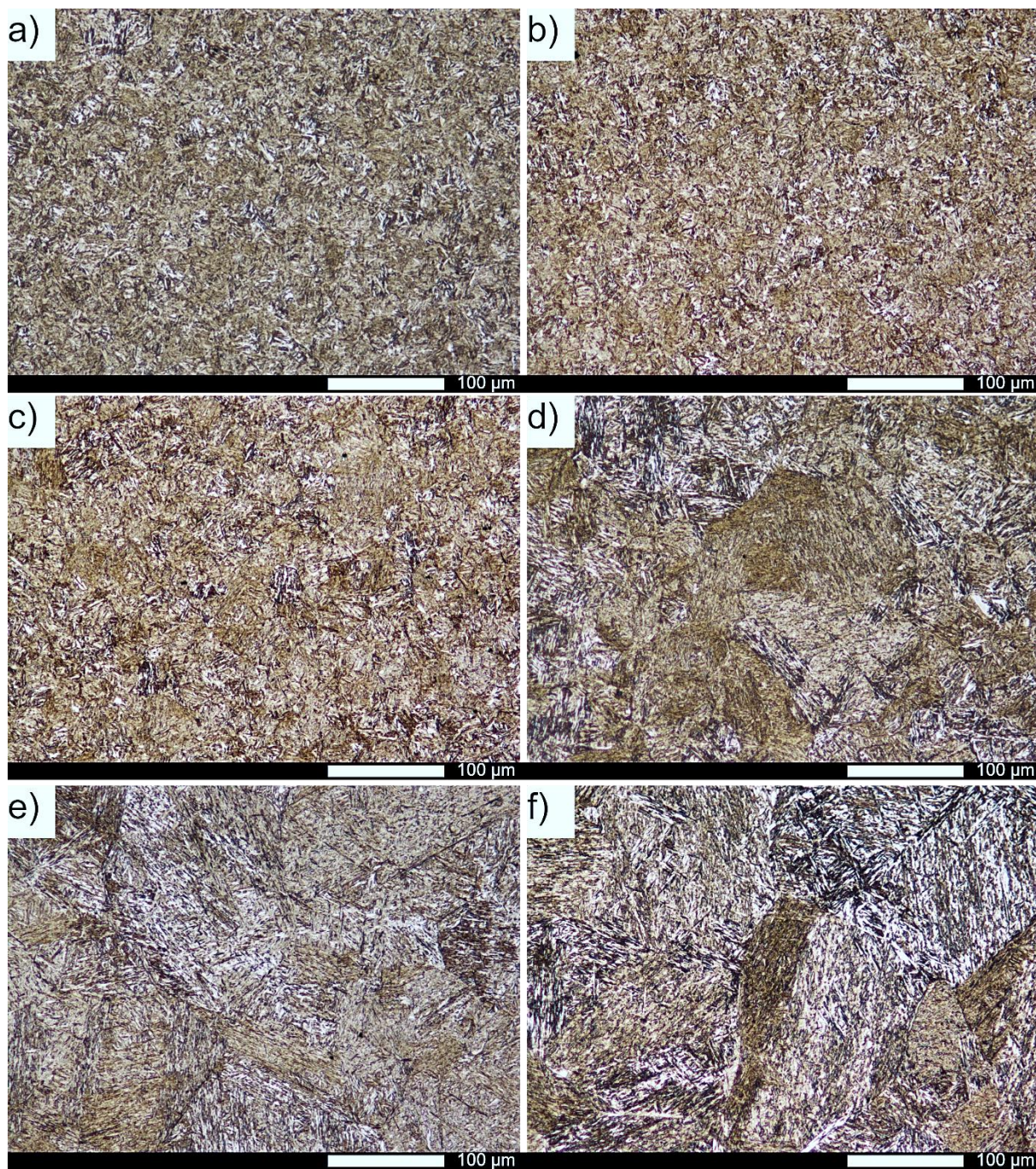
mikrostruktury za drobnoziarnistą. Procesy te ulegają intensyfikacji podczas austenitizowania w temp. 1100°C, prowadząc do wyraźnego rozrostu ziarn i powstania mikrostruktury o gruboziarnistej. Nie obserwowałam także kolonii drobniejszych ziarn, z wyjątkiem pojedynczych ziarn o wyraźnie mniejszych rozmiarach. Taki stan rzeczy utrzymuje się także po wyżarzaniu w najwyższej temperaturze, w której najliczniejszą grupę stanowią ziarna o rozmiarach 54–83 μm . Należy także zaznaczyć, że wszystkie otrzymane empiryczne rozkłady wielkości ziarna austenitu można przybliżyć rozkładem logarymiczno-normalnym. Rozrost ziarna stali Hardox Extreme następuje szybko, a planując obróbkę cieplną rozpatrywanej stali, należy za bezpieczną uznać temp. 950°C. Powodem jest skład chemiczny stali Hardox Extreme, w której w zasadzie nie stwierdza się dodatków stopowych, tworzących trwałe węgliki, a zatem migracja granic ziarn może być blokowana tylko wydzieleniami azotków aluminium. Poniżej zaprezentowałam zestaw mikrofotografii stali Hardox Extreme, które ilustrują cechy mikrostrukturalne tego materiału (rys. 34–36).

W toku badań zanotowałam także wyraźny wpływ wielkości ziarna austenitu na morfologię martenzytu, co chciałabym zobrazować na przykładzie stali Hardox 450 i Hardox Extreme.

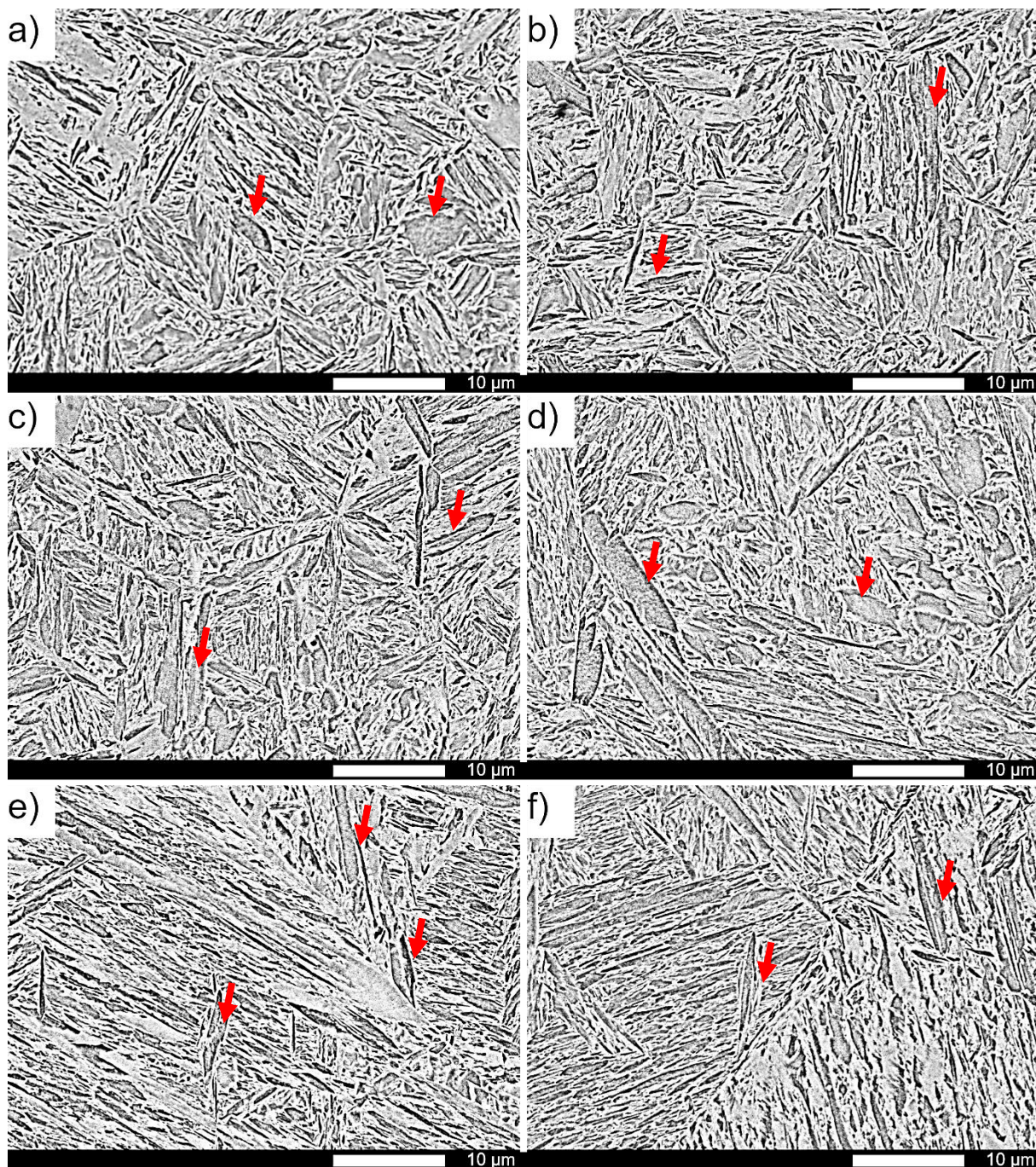
Na podstawie analizy mikrofotografii obrazujących mikrostrukturę stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia oraz zmiany jej morfologii zachodzące podczas austenitizowania w zakresie temp. 850–1200°C można stwierdzić, że w każdym przypadku podwyższanie temperatury przed hartowaniem powoduje uzyskanie jednorodnej mikrostruktury martenzytycznej badanej stali. Wyróżnia się także listwy i igły podlegające silniejszym procesom trawienia, co może wskazywać na mikrosegregację składu chemicznego, skutkującą wystąpieniem mikroobszarów bogatszych w węgiel bądź na wydzielenie w tych obszarach drobnodispersyjnych faz węglkowych, co uzasadniałoby wystąpienie martenzytu odpuszczonego lub bainitu dolnego. W celu dokładnej oceny wskazanych obszarów przeprowadziłam badania z użyciem skaningowego mikroskopu elektronowego i na ich podstawie nie stwierdziłam wystąpienia drobnodispersyjnych faz, które dawałyby jasny kontrast. Zgodnie z badaniami wykonanymi za pomocą mikroskopii elektronowej można także stwierdzić, że w mikrostrukturze występują obszary martenzytu nieodpuszczonego oraz martenzytu, który uległ koalescencji. W drugim z wymienionych przypadków sąsiadujące bloki martenzytu, które dzielą tę samą płaszczyznę habitus i przybliżony wariant orientacji krystalograficznej względem austenitu, wykazują tendencję do nakładania się i koalescencji bez udziału faz pośredniczących, czego skutkiem są znacznie grubsze struktury. Powstają one podczas przemiany fazowej przez połączenie drobniejszych bloków, z których każdy jest oddzielnie zarodkowany w warunkach wydłużonego wzrostu. W ten sposób struktury o rozmiarze kilku mikrometrów są otoczone przez znacznie drobniejsze bloki. Rozrost ziarn jest wyraźnie widoczny na skutek zwiększenia rozmiaru bloków i pakietów w przypadku materiału hartowanego z zakresu temp. 1000–1200°C. W mikrostrukturze tych próbek wyraźnie zaznaczają się granice byłego ziarna austenitu, a na niektórych z nich zauważyłam wystąpienie jasnej siatki, która jest szczególnie widoczna na próbkach austenitizowanych w dwóch najwyższych temperaturach. Igły oraz listwy osiągają duże rozmiary, a między nimi zaznaczają się wyraźnie jaśniejsze obszary, niepodlegające trawieniu, co wskazuje na duży udział austenitu szczątkowego. Ziarna z austenitem szczątkowym rozrastają się selektywnie, wraz ze zwiększaniem temperatury austenitizowania, co także jest konsekwencją wystąpienia mikrosegregacji składu chemicznego.



Rys. 34. Mikrostruktura stali Hardox Extreme z ujawnionymi granicami byłego ziarna austenitu:
a) stan dostarczenia, b) $T_A = 850^{\circ}\text{C}$, c) $T_A = 900^{\circ}\text{C}$, d) $T_A = 1000^{\circ}\text{C}$, e) $T_A = 1100^{\circ}\text{C}$, f) $T_A = 1200^{\circ}\text{C}$.
Stan strawiony, mikroskopia świetlna [P1]

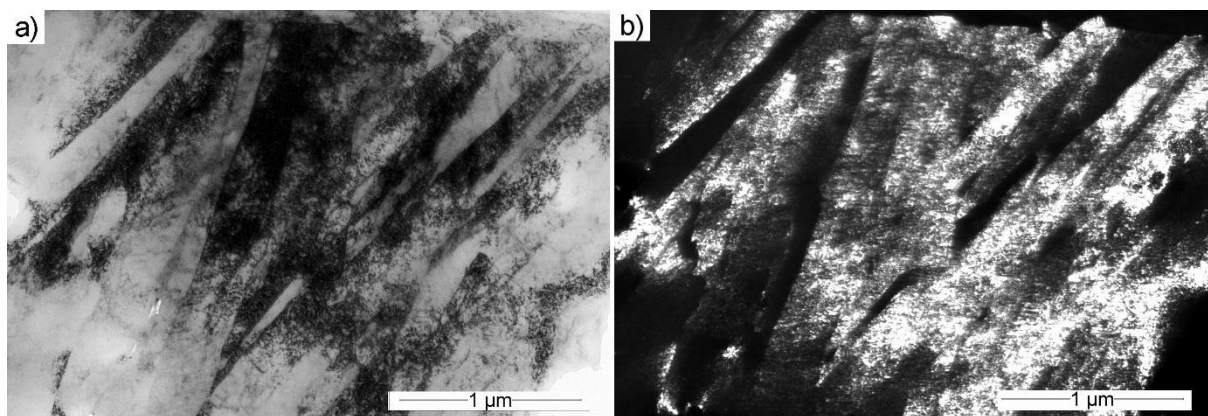


Rys. 35. Mikrostruktura stali Hardox Extreme poddanej obróbce cieplnej w różnych temperaturach austenitizowania: a) stan dostarczenia, b) $T_A = 850^{\circ}\text{C}$, c) $T_A = 900^{\circ}\text{C}$, d) $T_A = 1000^{\circ}\text{C}$, e) $T_A = 1100^{\circ}\text{C}$, f) $T_A = 1200^{\circ}\text{C}$. Stan strawiony, mikroskopia świetlna [P1]

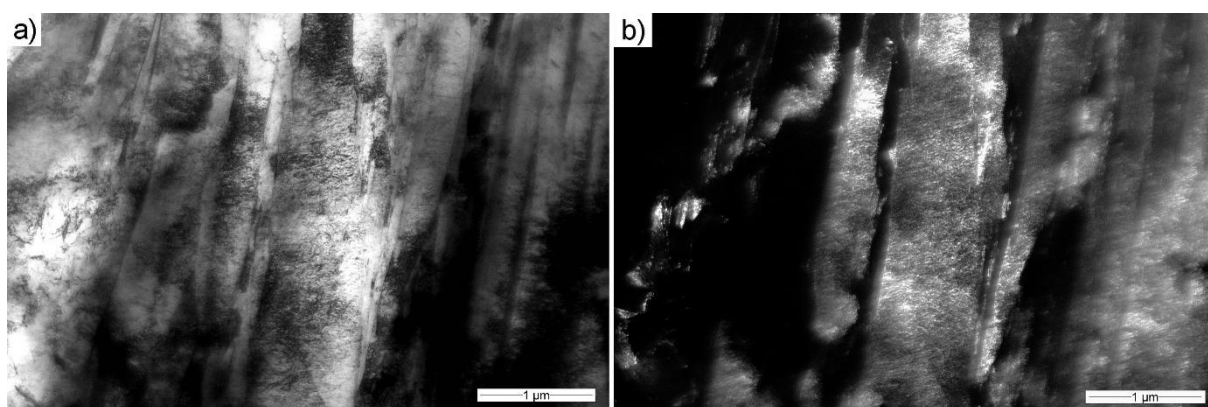


Rys. 36. Mikrostruktura stali Hardox Extreme poddanej obróbce cieplnej w różnych temperaturach austenitowania: a) stan dostarczenia, b) $T_A = 850^\circ\text{C}$, c) $T_A = 900^\circ\text{C}$, d) $T_A = 1000^\circ\text{C}$, e) $T_A = 1100^\circ\text{C}$, f) $T_A = 1200^\circ\text{C}$. Stan trawiony, SEM. Strzałkami zaznaczono martenzyt, który uległ koalescencji [P1]

Rozmiar płytek martenzytu stali Hardox 450 [P9] określiłam na podstawie obserwacji cienkich folii w mikroskopie transmisyjnym, wykorzystując metodę obserwacji w jasnym i ciemnym polu (rys. 37–41). Analiza dotyczyła próbek hartowanych w wodzie po austenitowaniu w dwóch skrajnych temperaturach, tj. 900°C oraz 1200°C , i wykazała, że podwyższenie temperatury wyżarzania prowadzi do zwiększenia wielkości nie tylko pakietów, ale również pogrubienia listew samego martenzytu. Po austenitowaniu w temp. 900°C średnia grubość igieł martenzytu wynosi 153 ± 72 nm (wartość maksymalna 482 nm), a po austenitowaniu w temp. 1200°C – 334 ± 207 nm (wartość maksymalna 1264 nm). Nastąpił więc 118-procentowy wzrost wielkości listew martenzytu wraz z podwyższeniem temperatury austenitowania z 900 do 1200°C .

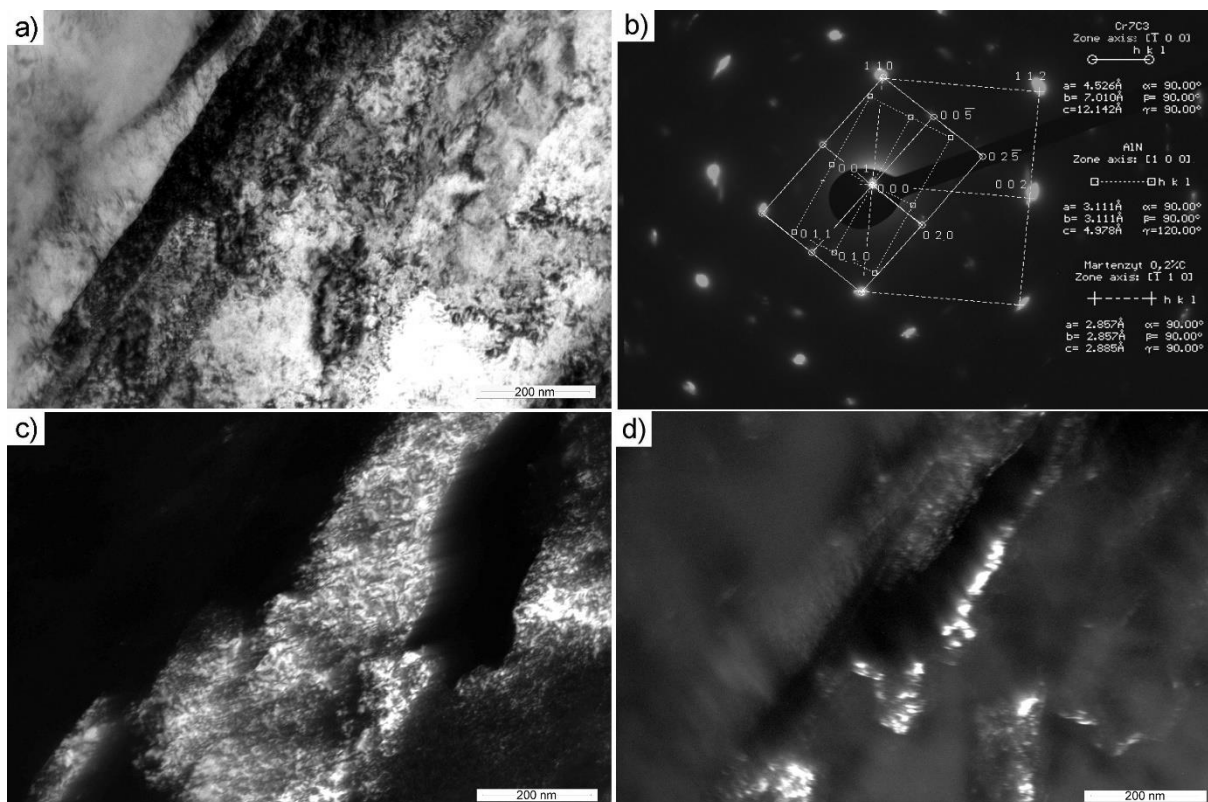


Rys. 37. Martenzyt w stali Hardox 450 austenitzowanej w temp. 900°C: a) jasne pole, b) ciemne pole. Stan trawiony, TEM [P9]

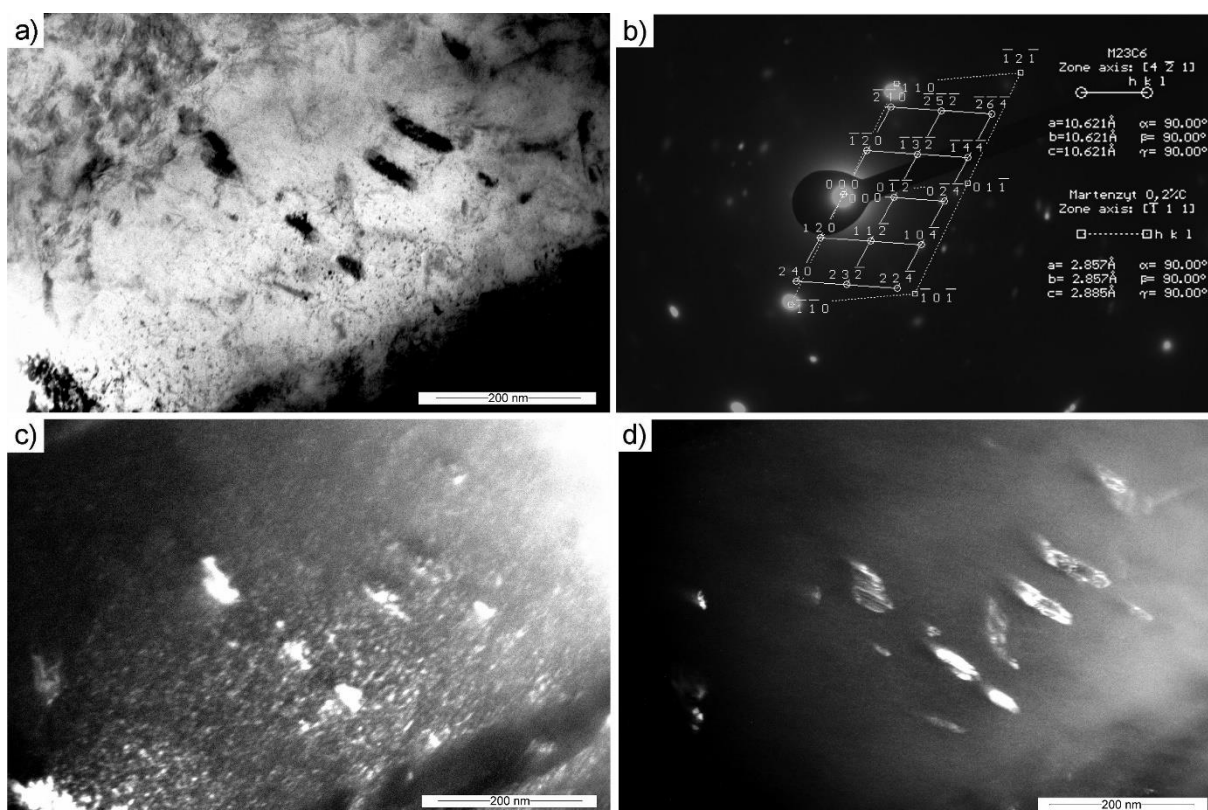


Rys. 38. Martenzyt w stali Hardox 450 austenitzowanej w temp. 1200°C: a) jasne pole, b) ciemne pole. Stan trawiony, TEM [P9]

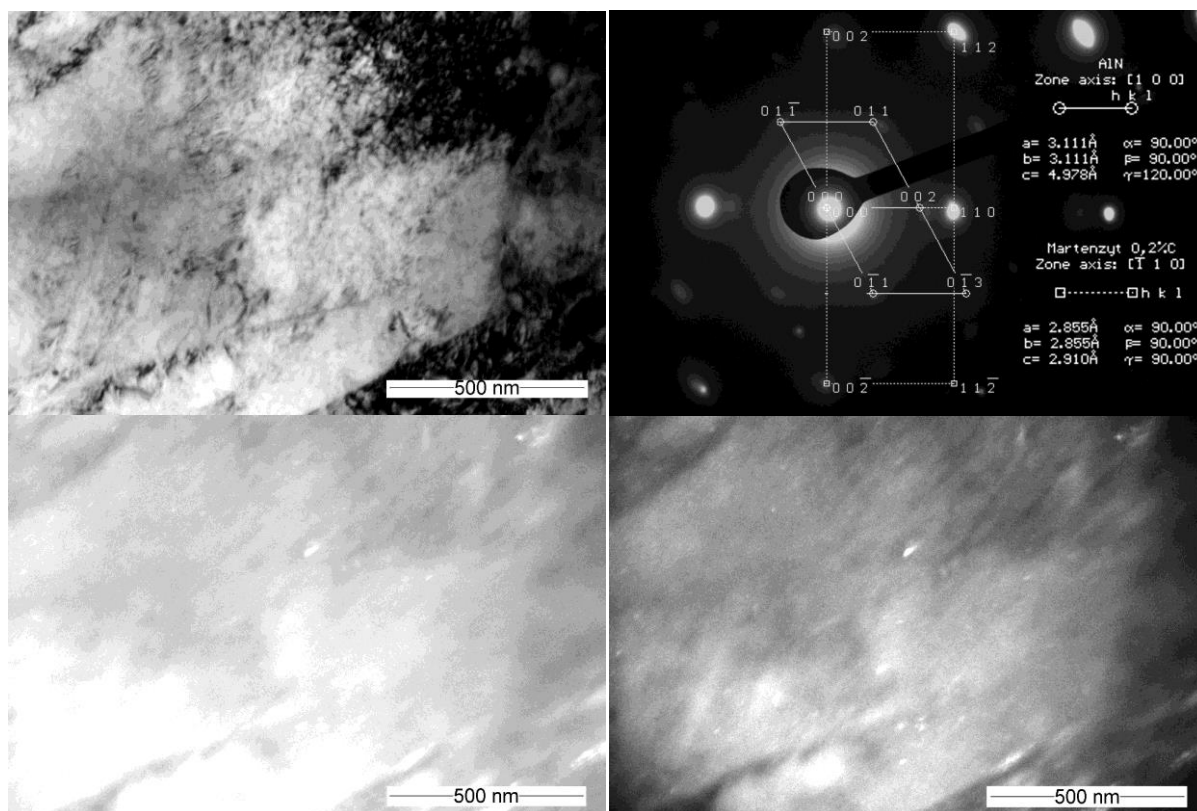
Wraz ze wzrostem temperatury austenitzowania obserwowałam rozpuszczanie znacznej ilości węglików oraz azotków w stali Hardox 450. W próbce poddanej austenitzacji w temp. 900°C, na granicy listew martenzytu stwierdziłam obecność wydzielen azotków aluminium (AlN) oraz węglików chromu (Cr_7C_3). Azotki AlN nie wykazują koherencji z osnową, a jedyną zidentyfikowaną zależnością krystalograficzną jest relacja $[100]\text{AlN} \parallel [1\bar{1}0]\text{martenzyt}$. Z kolei węgliki Cr_7C_3 charakteryzują się częściową koherencją z osnową martenzytyczną, co potwierdzają następujące zależności krystalograficzne: $[110]\text{Cr}_7\text{C}_3 \parallel [1\bar{1}0]\text{martenzyt}$, $[02\bar{5}]\text{Cr}_7\text{C}_3 \parallel [110]\text{martenzyt}$, $[04\bar{5}]\text{Cr}_7\text{C}_3 \parallel [002]\text{martenzyt}$. Dodatkowo odnotowałam obecność węglika M_{23}C_6 wewnątrz listew martenzytu. Wydzielenia te nie wykazują cech koherencji z osnową, a jedyna obserwowana zależność krystalograficzna to $[4\bar{2}1]\text{Cr}_7\text{C}_3 \parallel [\bar{1}11]\text{martenzyt}$. W próbce austenitzowanej w temp. 1200°C zaobserwowałam jedynie pojedyncze wydzielenia AlN wewnątrz listew martenzytu, o bardzo słabym kontraście i refleksach dyfrakcyjnych. Nie wykazywały one koherencji z osnową, a analizowane wydzielenia spełniały zależność $[100]\text{AlN} \parallel [1\bar{1}0]\text{martenzyt}$.



Rys. 39. Stal Hardox 450 austenitizowana w temp. 900°C: a) obraz jasnego pola listwy martenzytu, b) obliczone dyfraktogramy elektronowe (SAED) z obszaru na rys. 39a, c) obraz ciemnego pola listwy martenzytu, d) obraz ciemnego pola wydzieliń AlN i Cr₇C₃. Stan trawiony, TEM [P9]

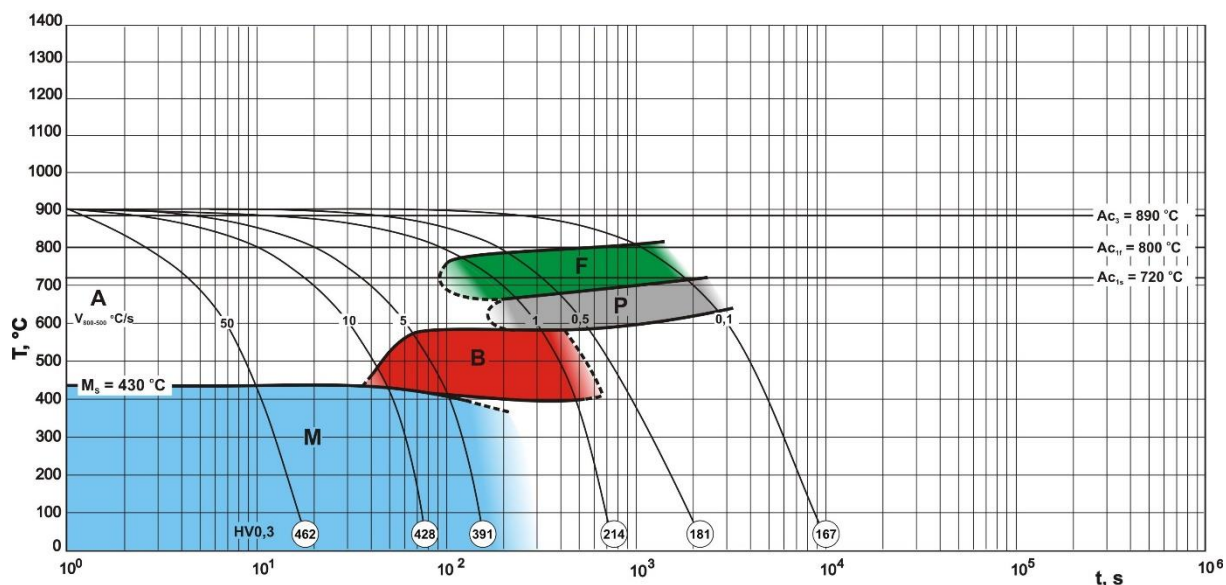


Rys. 40. Stal Hardox 450 austenitizowana w temp. 900°C: a) obraz jasnego pola węglików M₂₃C₆ wewnątrz listwy martenzytu, b) obliczone dyfraktogramy elektronowe (SAED) z obszaru na rys. 40a, c) obraz ciemnego pola listwy martenzytu, d) obraz ciemnego pola wydzieliń M₂₃C₆. Stan trawiony, TEM [P9]

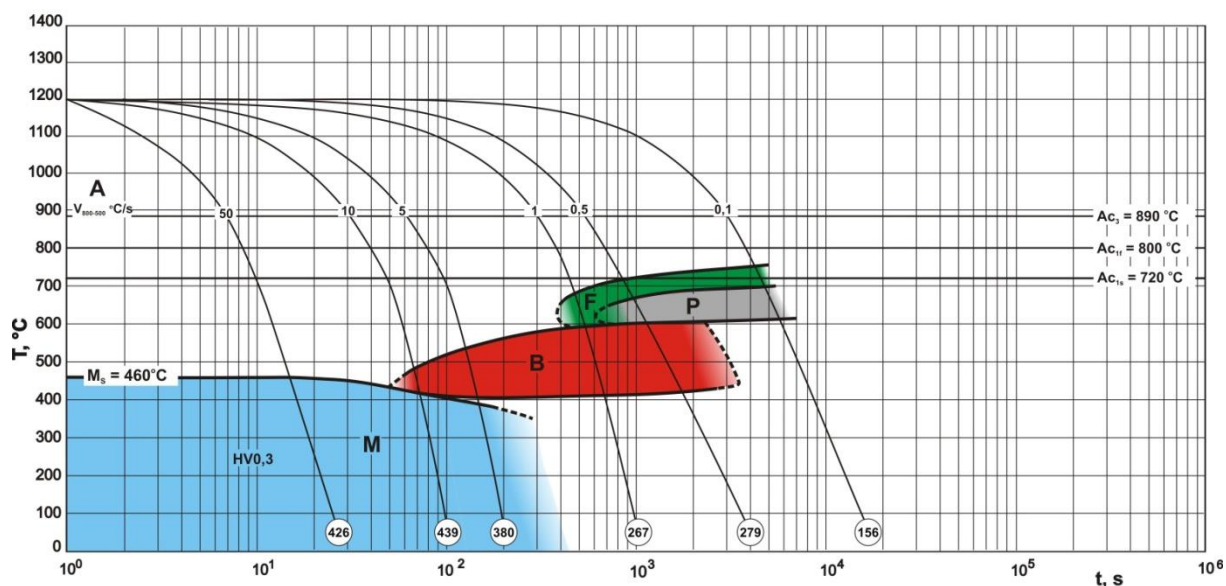


Rys. 41. Stal Hardox 450 austenitzowana w temp. 1200°C: a) obraz jasnego pola listwy martenzytu, b) obliczone dyfraktogramy elektronowe (SAED) z obszaru na rys. 41a, c) obraz ciemnego pola listwy martenzytu, d) obraz ciemnego pola wydzieleni AlN. Stan trawiony, TEM [P9]

Przeprowadziłam także badania wpływu temperatury austenitzowania, a tym samym wielkości ziarna na kluczowe właściwości stali trudnościeralnych z borem [P9, P12, P13]. W ramach moich badań, realizowanych we współpracy z zespołem badawczym z Katedry Metaloznawstwa i Metalurgii Proszków Akademii Górniczo-Hutniczej im. Stanisława Staszica w Krakowie, szczegółowo analizowałam wpływ wielkości ziarna stali Hardox 450 na przemiany fazowe zachodzące podczas ciągłego chłodzenia [P9]. W toku przeprowadzonych badań zauważyłam, że wzrost temperatury austenitzowania powodował przesunięcie przemiany bainitycznej oraz przemian dyfuzyjnych w kierunku dłuższych czasów, dzięki czemu możliwe było uzyskanie mikrostruktury bainitycznej w warunkach ciągłego chłodzenia (rys. 42 i 43).



Rys. 42. Wykres CTPc stali Hardox 450 austenitzowanej w temp. 900°C przez 20 min [P9]



Rys. 43. Wykres CTPc stali Hardox 450 austenitzowanej w temp. 1200°C przez 20 min [P9]

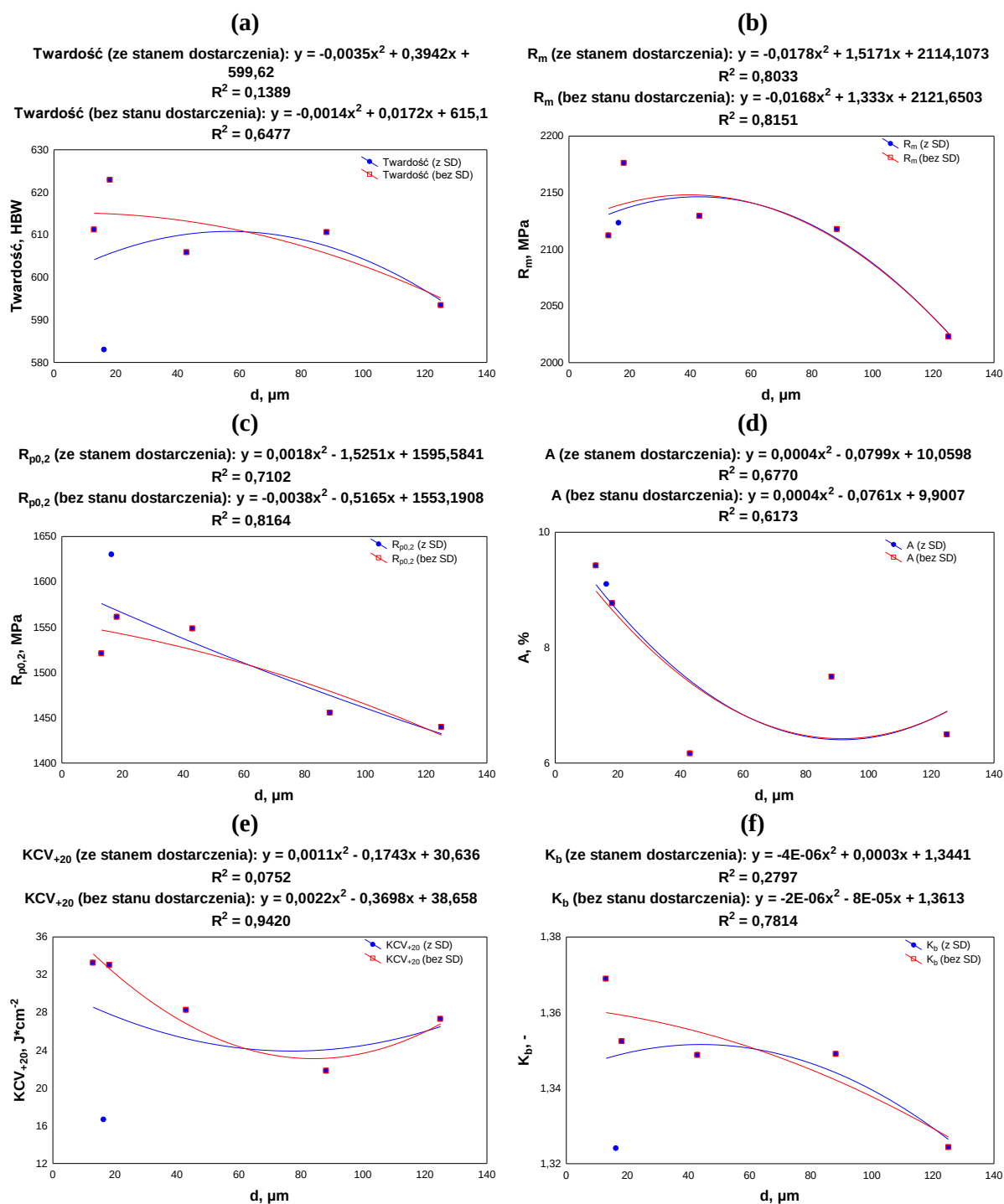
Wraz z zespołem analizowałam wpływ wielkości byłego ziarna austenitu wybranych stali z borem na: odporność na zużywanie ścierne [P1, P4, P13], twardość [P1, P4, P12], udurowość [P1, P12], wytrzymałość na rozciąganie [P1, P12], granicę plastyczności [P1, P12], procentowe wydłużenie po zerwaniu i procentowe przewężenie przekroju [P1, P12]. Na podstawie uzyskanych wyników zauważyłam, że właściwości plastyczne stali były znacznie bardziej wrażliwe na zmiany wielkości ziarna austenitu niż właściwości wytrzymałościowe. Szczególnie istotne zmiany (znaczące obniżenie odporności na obciążenia o charakterze dynamicznym) wystąpiły w przypadku stali Hardox 450 [P12] w początkowej fazie rozrostu ziarn, nawet przed pojawieniem się ziarn anormalnych. Analiza wpływu rozmiarów pakietów martenzytu na granicę plastyczności wykazała, że w przypadku martenzytu listwowego zależność Halla-Petcha ściśle odnosi się do rozmiarów pakietów, które można traktować jako efektywny rozmiar ziarna w stalach nisko- i średniowęglowych. Zmiana granicy plastyczności stali Hardox 450 była skorelowana z odwrotnością pierwiastka kwadratowego z wielkości ziarna austenitu oraz rozmiaru pakietów martenzytu. Zwiększenie wielkości byłego ziarna austenitu z 18 do 124 μm (prawie 700%) powodowało obniżenie granicy plastyczności jedynie o 119 MPa (ok. 11%). W odniesieniu do martenzytu spadek granicy plastyczności o tę wartość odpowiadał wzrostowi rozmiarów pakietów z 3 do 16 μm (ok. 480%). Nie zaobserwowałam znaczącego wpływu wielkości

byłego ziarna austenitu oraz rozmiarów pakietów martenzytu na statyczną wytrzymałość na rozciąganie. Natomiast ponad 3,5-krotny spadek uderności stali Hardox 450, wynikający ze wzrostu wielkości ziarna austenitu i pakietów martenzytu, wskazuje na silny wpływ tych parametrów na odporność na obciążenia o charakterze uderowym, zwłaszcza w obniżonych temperaturach. Wzrost wielkości ziarna austenitu skutkował zmniejszeniem udziału stref plastycznych przy krawędzi przełomu oraz zmianą charakteru centralnej strefy quasi-łupliwej. Zmniejszył się udział plastycznych grzbietów łupliwości, pojawiły się typowo kruche fasetki, a sposób propagacji pęknięć wtórnych uległ zmianie.

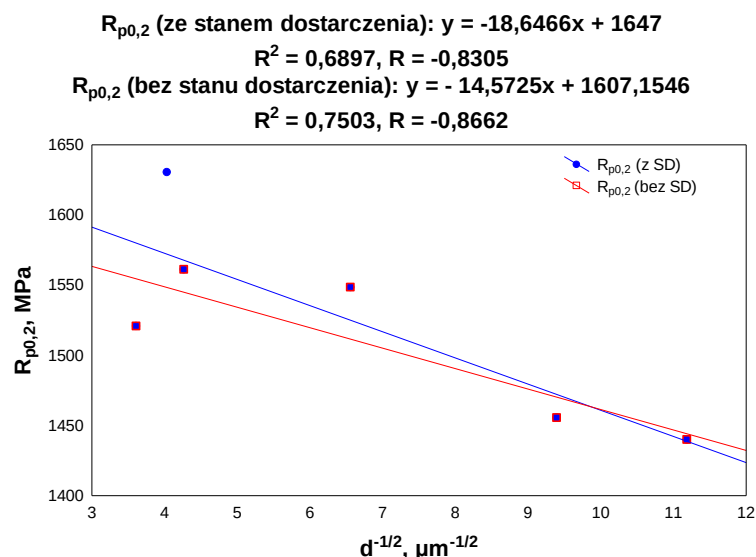
Szczegółową ocenę wpływu wielkości ziarna na właściwości mechaniczne pokazałam na przykładzie stali Hardox Extreme [P1], która charakteryzuje się najwyższą wytrzymałością spośród wszystkich stali trudnościeralnych z borem. W każdym przypadku uzyskane wyniki aproksymowano wielomianem drugiego stopnia. Po uwzględnieniu wartości parametrów stanu dostarczenia w odniesieniu do rozmiaru ziarna, współczynnik determinacji uzyskanej funkcji nie wskazywał na wystarczające dopasowanie modelu w żadnym przypadku. Analizując możliwe przyczyny, należy uwzględnić fakt, że parametry oraz sposób przeprowadzania obróbki cieplno-plastycznej stali Hardox Extreme stanowią tajemnicę technologiczną jej producenta. Może to oznaczać, że właściwości mechaniczne w stanie dostarczenia są silnie uzależnione od innych cech mikrostrukturalnych, które zaburzają ocenę indywidualnego wpływu wielkości byłego ziarna austenitu. Aby ograniczyć ten efekt, podjęłam decyzję o wykluczeniu stanu dostarczenia z dalszej analizy. W rezultacie aproksymacja za pomocą wielomianu drugiego stopnia wykazała znacznie lepsze dopasowanie modelu, ze współczynnikami determinacji mieszczącym się w zakresie 0,6173–0,942. Aproksymowanie wyników wielomianem drugiego stopnia oznacza także, że możliwy jest taki rozmiar ziarna, przy którym rozpatrywane parametry osiągną minimum lub maksimum. Zróżnicowanie właściwości mechanicznych w zależności od wielkości ziarna jest rzeczywiście spowodowane różnymi cechami odzwierciedlonymi w morfologii martenzytu. W odniesieniu do tego samego obszaru mniejsze ziarno ma więcej bloków i pakietów, co wiąże się z większą gęstością dyslokacji [35].

Wyniki w zakresie twardości uzyskane w przypadku stali Hardox Extreme były ogólnie zbieżne z wynikami uzyskanymi w przypadku stali Hardox 450 [P12, P13]. Stal Hardox 450 najniższą twardości, tj. 464 HV, wykazuje w stanie dostarczenia (podobnie stal Hardox Extreme), natomiast najwyższą, tj. 536 HV – po austenitizacji w temp. 950°C (stal Hardox Extreme po austenitizacji w temp. 900°C). Nie wykazałam zatem, podobnie jak w przypadku stali Hardox 450, korelacji między twardością analizowanego gatunku materiału a wielkością jego ziarna (współczynnik determinacji wyniósł 0,6477, ale bez stanu dostarczenia). W przypadku wytrzymałości na rozciąganie otrzymane wyniki przybliżyłam funkcjami kwadratowymi, których współczynniki determinacji były podobne niezależnie od tego, czy uwzględniono stan dostarczenia. Współczynniki determinacji, wynoszące odpowiednio 0,8033 i 0,8151, wskazują na wysoką zgodność modeli z danymi eksperymentalnymi. Wraz ze wzrostem średniej wielkości byłego ziarna austenitu zwiększa się wytrzymałość na rozciąganie, aż do osiągnięcia wartości maksymalnej, po czym zaczyna się zmniejszać. Taka zależność wskazuje na istotny wpływ wielkości ziarna na mechanizm pękania. Większe różnice między wartościami współczynników determinacji uzyskałam w przypadku umownej granicy plastyczności. Współczynnik determinacji dla danych uwzględniających stan dostarczenia wyniósł 0,7102, natomiast dla danych bez tego stanu – 0,8164. W obu przypadkach zauważalne jest obniżanie się granicy plastyczności wraz ze wzrostem wielkości ziarna, co jest zgodne z zależnością Halla-Petcha. Zależność Halla-Petcha odnosi się głównie do materiałów krystalizujących w sieci regularnej przestrzennie centrowanej. Poza tym w przypadku stali wysokowytrzymałych wartości k_y wahają się w przedziale 450–2190 MPa· $\mu\text{m}^{-1/2}$, w zależności od rozpatrywanego poziomu mikrostruktury kontrolującej właściwości wytrzymałościowe (tj. wielkość listew, bloków czy byłego ziarna austenitu) [36]. Przekształcając uzyskane wyniki badań eksperymentalnych, tak aby uzyskać zależność Halla-Petcha analizowanej stali, można zauważyć, że w przypadku stali Hardox Extreme wartość wskaźnika k_y wyniosła 1607 MPa· $\mu\text{m}^{-1/2}$ (bez stanu dostarczenia), co jest zgodne z wcześniejszymi obserwacjami [36]. Uzyskany wysoki współczynnik korelacji między danymi eksperymentalnymi a krzywą regresji pozwala mi stwierdzić, że zmiana granicy plastyczności stali Hardox Extreme przebiega w sposób liniowy, zgodny z zależnością Halla-Petcha. Wyniki wskazują, że granica plastyczności jest odwrotnie proporcjonalna do pierwiastka kwadratowego z wielkości byłego ziarna austenitu. Uzyskane wyniki świadczą o istotnym obniżeniu

udarności dopiero po austenityzowaniu w temp. 1100°C, tj. gdy średnia wielkość ziarna wynosi 88 μm. Udarność wykazuje więc jedynie niewielki spadek wraz ze wzrostem wielkości ziarna austenitu z 16 do 43 μm, co jest także zbieżne z obserwacjami dokonanymi przez Wanga i in. [37]. Badacze ci wykazali niewielkie obniżenie udarności stali 22MnB5 w zakresie rozmiaru jej ziarna od 18 do 38 μm.



Rys. 44. Wpływ wielkości byłego ziarna austenitu na wybrane właściwości mechaniczne stali Hardox Extreme: a) twardość, b) wytrzymałość na rozciąganie, c) granica plastyczności, d) procentowe wydłużenie po zerwaniu, e) udarność, f) odporność na zużywanie ścierne. SD – stan dostarczenia [P1]

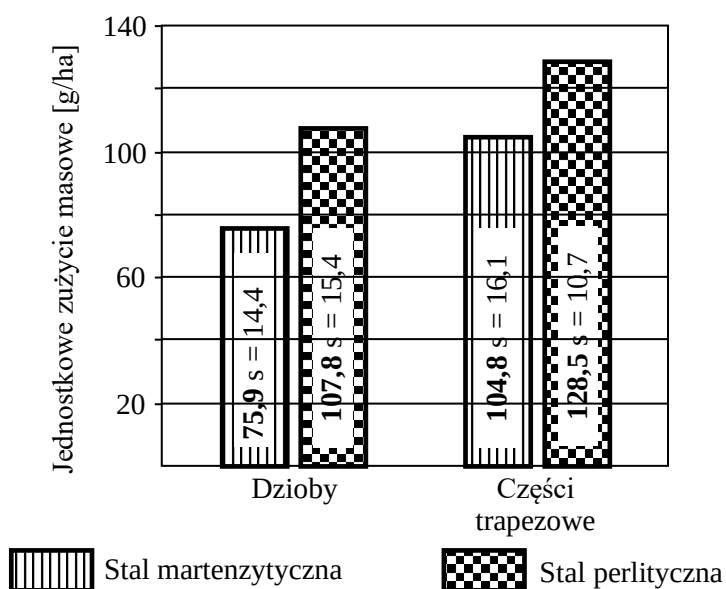


Rys. 45. Wpływ kwadratu odwrotności wielkości byłego ziarna austenitu na granicę plastyczności. SD – stan dostarczenia [P1]

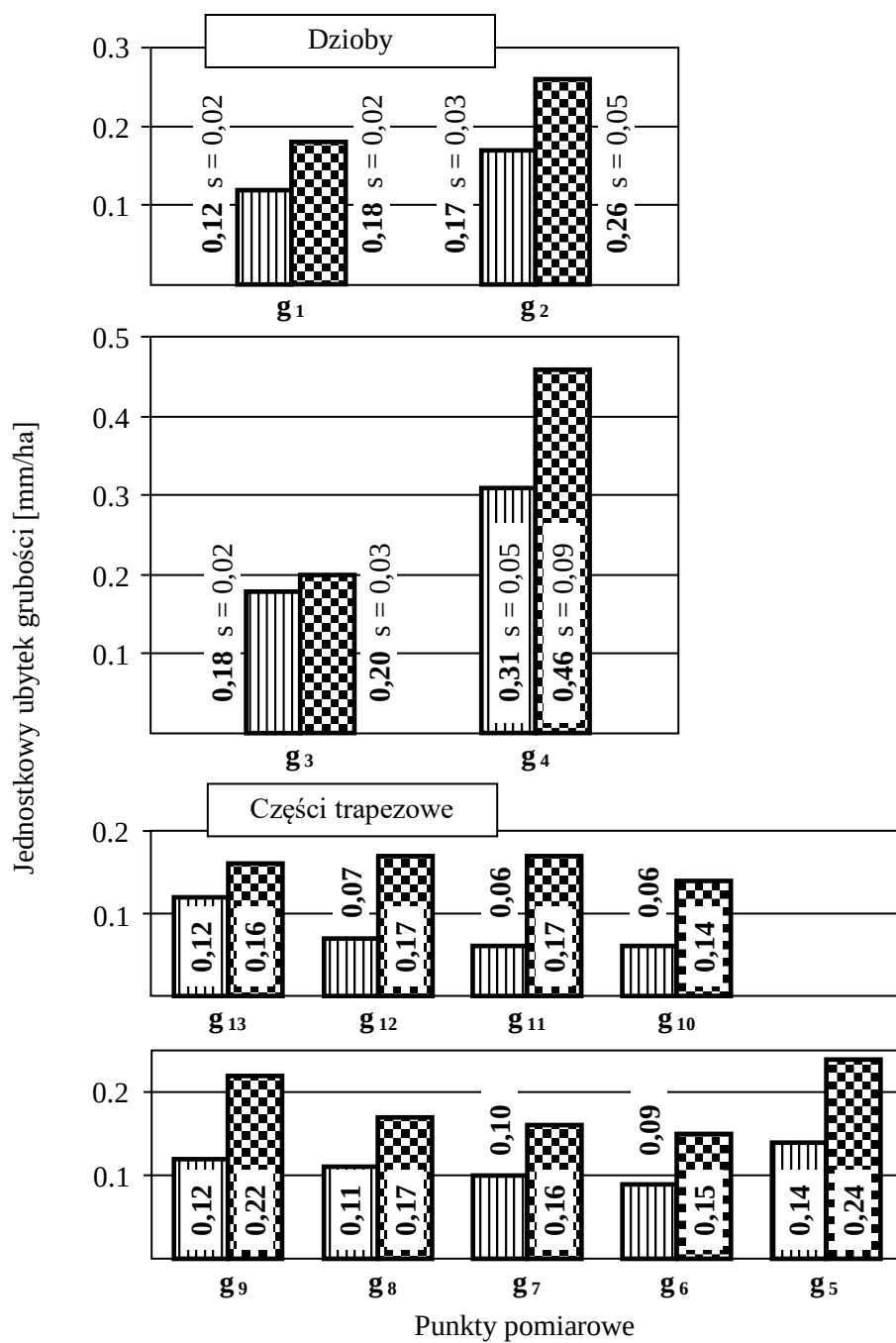
Wyznaczenia odporności na zużywanie ścierne martenzytycznych stali z borem dotyczyły publikacje [P3, P4, P13, P14, P17]. Próby laboratoryjne przeprowadzałam na stanowisku T-07 w obecności luźnego ścierniwa. Aby zweryfikować adekwatność zastosowanej metody badawczej, wspólnie z drem hab. inż. Piotrem Kostenckim przeprowadziłam ocenę porównawczą wyników uzyskanych w badaniach polowych w glebach piaszczystych oraz w badaniach laboratoryjnych z zastosowaniem stanowiska T-07 [P17]. Przedmiotem badań były lemiesz wykonane z trzech gatunków stali z borem. Najważniejszym wnioskiem poznawczym płynącym z przeprowadzonych eksperymentów było stwierdzenie, że w przypadku martenzytycznych stali z borem wyniki uzyskane w warunkach laboratoryjnych w większości odpowiadały rezultatom badań polowych. W konsekwencji wskaźnik oparty na jednostkowym zużyciu masowym okazał się użyteczny w analizach porównawczych elementów, które różniły się jedynie nieznacznie pod względem zastosowanych rozwiązań konstrukcyjnych. Było to zgodne także z wcześniejszymi obserwacjami dokonanych przez Swansona [38, 39], w których stwierdził dobrą korelację między wynikami testów laboratoryjnych o zbliżonych rozwiązaniach konstrukcyjnych a wynikami badań eksploatacyjnych.

Eksperymenty polowe, opisane w publikacjach [P7 i P11], stanowiły istotny element moich badań dotyczących odporności na zużywanie ścierne elementów maszyn rolniczych. W ramach tych badań, wraz z zespołem z Zachodniopomorskiego Uniwersytetu Technologicznego w Szczecinie, przeprowadziłam testy porównawcze, które dotyczyły lemiesz wykonanych ze stali perlitycznych i martenzytycznych [P11]. Oba rodzaje stali charakteryzują się znacznymi różnicami w zakresie właściwości mikrostrukturalnych, co przekłada się na ich zachowanie w warunkach eksploatacyjnych. W przeprowadzonych badaniach intensywność redukcji grubości lemiesz była większa w częściach wykonanych ze stali perlitycznej niż w częściach wykonanych ze stali martenzytycznej: ok. 1,4 razy w częściach dziobowych i ok. 1,8 razy w częściach trapezowych (rys. 47). Większe zużycie masy jednostkowej nastąpiło także w częściach wykonanych ze stali perlitycznej: 1,4 razy w dziobach i 1,2 razy w częściach trapezowych (rys. 46). Zdecydowanym mankamentem lemiesz wykonanych ze stali perlitycznej było ich wyginanie się, które w pewnym stopniu wpływało na wzajemne oddziaływanie części z glebą. Wytrzymałość na zginanie elementu można poprawić poprzez ich zwiększoną grubość, choć działanie to jest ograniczone specyficznymi rozwiązaniami konstrukcyjnymi pługa. Należy także podkreślić, że na grubszych elementach mogą tworzyć się szerokie pasma zużycia, co może skutkować gorszą rolniczą jakością uprawy gleby. Przy większej podatności stali perlitycznej na zużycie, części wykonane z tej stali charakteryzowały się porównywalnymi wartościami jednostkowej zmiany obrysu w stosunku do części wykonanych ze stali martenzytycznej (rys. 48). Było to prawdopodobnie spowodowane większą grubością części wykonanych ze stali perlitycznej (o 1 do 3 mm w dziobach i o 0,5 do 2 mm w częściach trapezowych). Jest zatem prawdopodobne, że gdyby lemiesz perlityczne

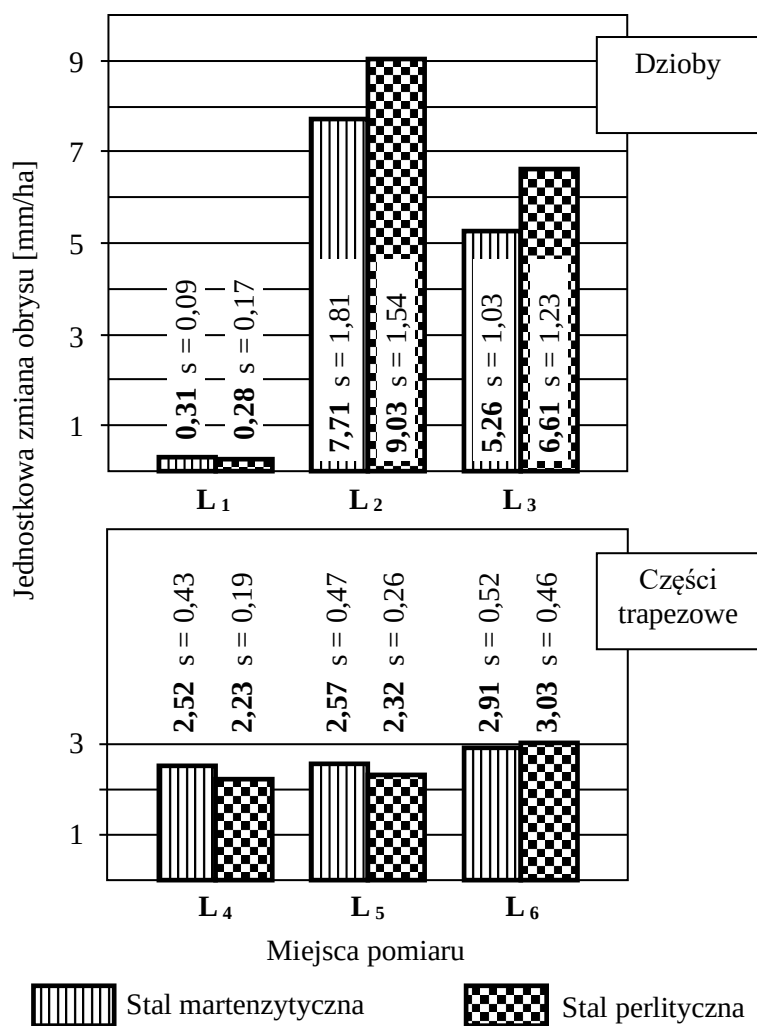
nie były poddawane zginaniu, ich trwałość byłaby porównywalna z trwałością części wykonanych ze stali martenzytycznej. Podobne wartości odporności ściernej stali hartowanych i normalizowanych uzyskiwano również w toku badań z użyciem testera T-07. Wywołanie obciążeń przekraczających wytrzymałość na zginanie próbek stalowych w teście tego rodzaju było jednak niemożliwe. Z przeglądu literatury przedmiotu wynika, że jest także wiele nieścisłości i sprzeczności w ocenie odporności na ścieranie opartej na wskaźniku właściwości mikrostrukturalnych. Na przykład, w klasyfikacji mikrostruktur Wanga i Lei'a [40] mikrostruktury perlityczne i bainityczne podane są jako wykazujące większą odporność na zużywanie ścierne niż mikrostruktury martenzytyczne. Powodem jest płytkowy kształt cementytu, który przyczynia się do bardziej efektywnego umocnienia mikrostruktury. Wang i Lei, na podstawie badań stali o twardości 202–668 HV przeprowadzonych metodą trzpień-tarcza, uszeregowali mikrostruktury według rosnącej odporności na ścieranie w następujący sposób: martenzyt odpuszczony, sferoidyt, martenzyt, bainit, perlit płytkowy. A zatem mikrostruktury, w których cementyt przybierał kształt płytkowy, gwarantowały wyższą odporność na zużywanie ścierne niż te, w których wydzielenia cementytu, rozmieszczone w osnowie iglastego ferrytu, były w postaci sferoidalnej, a nawet drobnodyspersyjnej, typowej dla początkowych przemian zachodzących podczas odpuszczania.



Rys. 46. Jednostkowe zużycie masowe dziobów i części trapezowych badanych lemieszów płużnych;
s – odchylenie standardowe [P11]



Rys. 47. Jednostkowy ubytek grubości (s – odchylenie standardowe) [P11]



Rys. 48. Jednostkowa zmiana obrysu (s – odchylenie standardowe) [P11]

W publikacjach naukowych prezentowałam także składy chemiczne analizowanych stali martenzytycznych z borem, opracowane na podstawie wyników analiz spektralnych [P5, P6, P8, P9, P17]. Różnice w składzie chemicznym między danymi producenta a badaniami własnymi wskazują, że deklarowane wartości mogą nieznacznie odbiegać od rzeczywistych, czego przykładem jest zawyżona zawartość węgla w przypadku stali Brinar 400 i Brinar 500. Ponadto w składzie chemicznym często występują pierwiastki nieujęte w karcie produktu, w tym nikiel (przede wszystkim Brinar 400), mikrodotatki molibdenu, kobaltu, tytanu i aluminium, a także bor (Brinar 500). Najniższą zawartość węgla, równą 0,20% wag., odnotowałam w stali Brinar 400. Stale wyższej klasy (Hardox 450, Hardox 500, Brinar 500 czy B27 i TBL Plus) charakteryzowała zawartość węgla na poziomie 0,22–0,37% wag. Najwyższe wartości, równe 0,44% wag., odpowiadały gatunkom takim jak Hardox 600 i Hardox Extreme, klasyfikując je jako stale średniowęglowe. Zawartość manganu w rozpatrywanych stalach wykazywała relatywnie spadek liniowy, wraz ze wzrostem klasy stali. Dodatek boru w każdej z analizowanych stali wystąpił w maksymalnym stężeniu wynoszącym 0,002% wag. Zawartość niklu, dodanego także w celu obniżenia temperatury przejścia plastyczno-kruchego, była najwyższa w stali Hardox 600 (2,03% wag.) i Hardox Extreme (2,01% wag.). Co więcej, różnice w składzie chemicznym między tymi dwiema stalami były nieznaczne i dotyczyły jedynie zawartości chromu, która była wyższa o 0,5% wag. w stali Hardox Extreme. We wszystkich gatunkach stwierdziłam także śladowe ilości tytanu i aluminium. Zawartość domieszek szkodliwych (fosforu i siarki) była znikoma, co przyczyniło się do zachowania wysokich wskaźniki wytrzymałościowych. A zatem analiza składów chemicznych (niewielka liczba i udział wagowy pierwiastków stopowych o dużym powinowactwie do węgla) wykazała, że wysokie właściwości wytrzymałościowe analizowanych materiałów mogą wynikać z dwóch głównych sposobów umocnienia. Realizowane są one na drodze obróbki cieplno-plastycznej, obejmującej regulowane walcowanie, które łącznie z dużą ilością mikrodotatków stopowych (przede

wszystkim podwyższających temperaturę rekrytalizacji) prowadzi do rozdrobnienia ziarna austenitu oraz dużego przesycenia ferrytu węglem, co zapewnia wysoka hartowność osiągnięta dzięki mikrododatki boru.

Rozwijanie powyższych zagadnień jest również uzasadnione w kontekście dużych rozbieżności między danymi dotyczącymi spawalności tych stali, publikowanymi w kartach materiałowych, a wynikami badań własnych. Najczęściej wynikają one z nieprecyzyjnie podawanego składu chemicznego, a tym samym braku możliwości wyznaczenia rzeczywistego równoważnika spawalności metalurgicznej (CEV) lub równoważnika węgla (CET), najczęściej warunkującego parametry podgrzewania wstępnego stali przed spawaniem. Co prawda producenci stali zazwyczaj zamieszczają informacje o typowej i maksymalnej wartości obu równoważników węgla, odniesione do danego przedziału dostępnych grubości blach, niemniej jednak wyniki wielu badań własnych jednoznacznie wskazują na brak korelacji tych danych z rzeczywistymi składami chemicznymi oraz wyliczonymi na ich podstawie równoważnikami CEV i CET. Dlatego też próby wykorzystania w konstrukcjach spawanych bardzo wysokich wskaźników wytrzymałościowych stali z borem, które są podejmowane przez eksploataatorów, nie przynoszą zadowalających rezultatów. Skutkiem jest całkowita rezygnacja z zastosowania gatunków tego typu stali o najwyższych parametrach wytrzymałościowych na rzecz ich odpowiedników wprawdzie słabszych, ale cechujących się potwierdzoną doświadczalnie dobrą lub zadowalającą spawalnością. Zrealizowane w publikacji [P10] badania własne potwierdzają powyższe stwierdzenie. Uogólniając, ich wyniki wskazują, że spośród rozpatrywanych materiałów stosunkowo najbardziej zadowalającą spawalnością odznaczają się te stale, których równoważnik węgla CEV nie przekracza wartości 0,45. W praktycznym ujęciu warunek ten znacznie ogranicza oferowany przez producentów asortyment blach z niskostopowych stali trudnościeralnych [41]. Na gruncie wieloletniego doświadczenia badawczego wysokowytrzymałych stali odpornych na zużywania ścierne uważam, iż sposób pozyskiwania i prezentacji wytycznych dotyczących łączenia badanej stali technikami spawalniczymi należy traktować wyłącznie w kategoriach zaleceń. Nie były dostępne żadne konkretne (zwalidowane) rozwiązania technologiczne lub materiałowe, które nawiązywałyby do właściwości materiału rodzimego. W rezultacie, w dostępnej literaturze przedmiotu oraz w rzeczywistych realizacjach aplikacyjnych nie można było odnaleźć żadnych odniesień do wykorzystania z powodzeniem technik spawalniczych w tej grupie stali. Zagadnienia i eksperymenty dotyczące połączeń spawanych zrealizowałam wraz z zespołem badawczym w publikacjach [P2, P3, P10].

Naukowej ocenie poddałam również podawane przez wytwórców właściwości mechaniczne, szczególnie w ujęciu podatności na kruche pękanie w temperaturach obniżonych stali odpornych na zużywanie ścierne [P1, P5, P6, P8], w tym stali o deklarowanej wytrzymałości na rozciąganie, przekraczającej wartość 2000 MPa [P1, P5, P6]. Dodatkowym argumentem podkreślającym znaczenie omawianego problemu był brak jakichkolwiek informacji naukowych odnośnie do zachowania się tych materiałów w warunkach obciążeń dynamicznych, charakteryzowanych wartością wskaźnika pracy łamania w formie krzywej przejścia plastyczno-kruche lub wynikami przeprowadzonej analizy fraktograficznej. Tylko niektóre karty materiałowe prezentowanych stali zawierają bardzo lakoniczne informacje o wartości pracy łamania w wybranej temperaturze (najczęściej obniżonej) lub ogólne zapewnienie wskazujące na zadowalającą udarność w przewidywanych aplikacjach. Na podstawie wyników badań właściwości wytrzymałościowych można stwierdzić, że w większości ich wartości są zgodne z danymi producentów. Różnice w umownej granicy plastyczności tylko w przypadku gatunku stali klasy 400 były znaczne [P8]. Należy jednak zaznaczyć, że wartość granicy plastyczności podana w materiałach informacyjnych huty nie jest wartością gwarantowaną. Równocześnie badane stale tej klasy charakteryzowały się najwyższą udarnością, a jej odpowiedni poziom (powyżej 35 J/cm²) utrzymywał się nawet w temp. -40°C. Wysokie wartości udarności w temperaturze obniżonej były również charakterystyczne dla stali wyższej klasy. Taki stan rzeczy utrzymywał się przy wysokich wskaźnikach wytrzymałościowych, wynoszących w przypadku umownej granicy (dot. stali Brinar 500) ok. 1300 MPa [P8]. Rozpatrywane stale najwyższej klasy (Hardox 600 i Hardox Extreme) cechowały się najwyższymi wskaźnikami statycznej wytrzymałości na rozciąganie, tj. znacznie powyżej 2000 MPa, i stosunkowo niską, w porównaniu z wytrzymałością, wartością umownej granicy plastyczności, tj. nieprzekraczającą 1600 MPa [P1, P5, P6]. Z utylitarne punktu widzenia interesujące są jednak współczynniki określające relację między umowną granicą plastyczności a wytrzymałością

na rozciąganie ($R_{p0,2}/R_m$). Wartość tego współczynnika mieszcząca się w zakresie 0,64–0,73 świadczy o zdolności wymienionych stali do umacniania się po przekroczeniu granicy plastyczności i oznacza brak konieczności stosowania dużych wartości współczynników bezpieczeństwa przy projektowaniu konstrukcji stalowych, co bezwzględnie wpłynie na zmniejszenie energochłonności. Rozpatrując możliwości aplikacyjne tych materiałów, należy także uwzględnić, że tylko w przypadku stali Hardox Extreme bardzo wysokie właściwości wytrzymałościowe nie korespondowały z zadowalającymi cechami plastycznymi, reprezentowanymi przez procentowe wydłużenie po zerwaniu i procentowe przewężenie przekroju. Wartości tych parametrów wyniosły odpowiednio 4 i 10%. Podobnie badania udarnościami stali Hardox Extreme wykazały, że stal ta nie spełniła wymaganego kryterium (35 J/cm^2) nawet w temperaturze otoczenia. Spełnia je natomiast w temperaturze otoczenia stal Hardox 600. W temperaturze -40°C średnia wartość jej udarności spadła poniżej przyjętego kryterium kruchości, spadek ten nie był jednak duży i, co bardzo istotne, nie przebiegał w sposób skokowy.

Zebrane wyniki badań własnych zostały przedstawione w formie tabelarycznej (tabela 7 i 8). W tabeli 7 podany jest skład chemiczny wybranych niskostopowych stali martenzytycznych, które zostały wymienione według rosnącej zawartości węgla. Należy przy tym podkreślić, że skład chemiczny został określony na podstawie próbek pobranych z blach o grubości 6–12 mm. Z danych producentów wynika, że różnice w składzie chemicznym między arkuszami blach cieńszymi niż 20 mm są nieznaczne. Powodem jest podwyższona hartowność materiału, w związku z czym zapewnienie jednolitej mikrostruktury martenzytycznej na całym przekroju poprzecznym blachy o grubości rzędu kilkudziesięciu milimetrów i tym samym jej niezróżnicowanych właściwości mechanicznych wymaga wykorzystania większej ilości dodatków stopowych. W tabeli 8 zostały zestawione właściwości mechaniczne poszczególnych stali w analogicznej kolejności.

W publikacjach [P5, P6] prowadziłam także rozważania o możliwych obszarach zastosowań stali martenzytycznych. Wskazałam, że należy także mieć na uwadze rozwiązania aplikacyjne, w których wykorzystanie badanego materiału może nie być zasadne. Przede wszystkim dotyczy to najsilniej obciążonych elementów skrawających, które wykonywane są z wysokostopowych stali narzędziowych lub węglików spiekanych w procesie metalurgii proszków. Technologia węglików spiekanych jest obecnie intensywnie rozwijana i nie ma bezpośredniej alternatywy wśród stali spawalnych. Przeprowadzone badania pozwalają na wskazanie potencjalnych zastosowań tych stali, co stwarza możliwości ograniczenia kosztów związanych z eksploatacją maszyn, tj. zużyciem elementów roboczych, jak i przestojami technologicznymi. Dzięki bardzo wysokim wskaźnikom wytrzymałościowym stali Hardox 600 i Hardox Extreme (co pozwala na zmniejszenie przekrojów czynnych elementów konstrukcyjnych) zmniejszeniu może ulec nie tylko ilość i wynikający z niej koszt zużywanej energii, ale również emisja szkodliwych związków chemicznych. Obecnie realizowane w pojazdach i maszynach roboczych aplikacje takich gatunków stali Hardox jak: Hardox HiTuf, Hardox 400, Hardox 450 i Hardox 500, zgodnie z danymi zawartymi na stronie producenta, pozwoliły na znaczne oszczędności zużycia paliwa i tym samym ograniczenie emisji CO_2 .

W kontekście uzyskanych wyników badań wytrzymałościowych i udarnościami stal Hardox Extreme może być stosowana nie tylko w obszarach sugerowanych przez producenta, ale również:

- 1) W przemyśle wydobywczym, w:
 - okładzinach podajników,
 - okładzinach koszy wibracyjnych i szufladowych,
 - poszyciu, płaszczach czerpaków koparek,
 - wysoko obciążonych obszarach zsuwni stałej koła czerpakowego oraz w rozbijaczu brył.
- 2) W przemyśle transportowym, w:
 - podłogach i ścianach naczep, przyczep, kontenerów,
 - podłogach i burtach kiprów wywrotek, wozideł,
 - bębnoch betoniarek.
- 3) W przemyśle budowlanym, w poszyciu i płaszczach czerpaków koparek, ładowarek, kruszarek, nożyc.
- 4) W przemyśle rolniczym, w lemieszach, nożach, redlicach.

W powyższych przykładach celowo pominęłam zęby (oraz częściowo naroża) czerpaków stosowanych w maszynach podstawowych węgla brunatnego, które są elementem najsilniej ograniczającym ich trwałość. Rozpatrywana stal nie powinna być uznana za materiał, który w sposób radykalny podwyższy ich trwałość, co wynika głównie ze zmiennych i złożonych warunków pracy. Wszystkie wyżej zaproponowane zastosowania stali Hardox Extreme niewątpliwie wymagają przeprowadzenia kompleksowych prób eksploatacyjnych, do których podjęcia zachęcają uzyskane wyniki badań laboratoryjnych.

Tabela 7. Skład chemiczny wybranych stali odpornych na zużywanie ścierne, uporządkowany względem wzrostu zawartości węgla

Gatunek stali	Skład chemiczny, % wag.																Źródło
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	B	Cu	Al	Ti	Nb	Co	V	Zr	
Brinar [®] 400	0,200	1,130	0,230	0,012	0,001	0,610	0,450	0,310	0,0020	0,025	0,071	0,005	0,013	0,012	0,040	–	[P8]
Hardox [®] 450	0,223	1,320	0,489	0,009	0,004	0,784	0,044	0,012	0,0011	0,015	0,035	0,02	0,005	0,016	0,004	–	[P9]
Hardox [®] 500	0,278	0,701	0,301	0,006	0,001	0,567	0,038	0,012	0,0010	0,005	0,060	0,002	–	0,014	0,008	–	[P17]
B27 ^{®*}	0,294	1,270	0,274	0,011	0,009	0,305	0,059	0,007	0,0013	0,042	0,026	0,031	–	0,014	0,011	–	[P17]
Brinar [®] 500	0,300	0,970	0,600	0,015	0,001	0,870	0,040	0,200	0,0010	0,020	0,038	0,007	–	0,013	0,005	–	[P8]
TBL Plus [®]	0,369	1,22	0,224	0,013	0,006	0,231	0,066	0,012	0,0020	0,155	0,031	0,037	–	0,007	–	–	[P17]
Hardox [®] 600	0,444	0,532	0,172	0,006	0,002	0,308	2,030	0,142	0,0020	0,011	0,039	0,006	–	0,018	0,006	0,002	[P5]
Hardox [®] Extreme	0,440	0,490	0,160	0,006	0,002	0,830	2,010	0,140	0,002	0,018	0,043	0,008	0,001	0,024	0,008	–	[P6]

* W stanie zahartowanym w wodzie z temp. 930°C i odpuszczonym w 200°C/2h.

Tabela 8. Właściwości mechaniczne (próbki wzdłużne) wybranych stali odpornych na zużywanie ścierne w stanie dostarczenia, wartości średnie

Gatunek stali	$R_{p0,2}$, Mpa	R_m , Mpa	A , %	Z , %	KCV_{-40} , J/cm ²	KCV_{-20} , J/cm ²	KCV_0 , J/cm ²	KCV_{+20} , J/cm ²	HBW	Grubość blachy, mm	Źródło
Brinar [®] 400	1156	1248	10	52	38	58	87	170	412	6, 12	[P8]
Hardox [®] 450	1106	1433	15	46	70	–	–	–	441	10	[P9, P12, P13]
Hardox [®] 500	–	–	–	–	–	–	–	–	445	10	[P3]
B27 ^{®*}	–	–	–	–	–	–	–	–	462	10	[P17]
Brinar [®] 500	1278	1494	11	46	38	45	51	72	472	6, 12	[P8]
TBL Plus [®]	1482	1833	10					37	476	10	[P11]
Hardox [®] 600	1544	2106	12	39	28	35	34	40	559	12	[P5]
Hardox [®] Extreme	1549	2413	4	10	8	6	7	12	647	10	[P6]

* W stanie zahartowanym w wodzie z temp. 930 °C i odpuszczonym w 200°C/2h.

Podsumowanie

Mój wkład w rozwój dyscypliny **inżynieria mechaniczna** stanowi wyznaczenie **właściwości mikrostrukturalnych** oraz **mechanicznych** martenzytycznych stali z borem, w kontekście zwiększenia ich **trwałości** i odporności na **zużywanie ścierne**. Osiągnięcie dotyczy realizacji przedstawionych w powyższej części *Autoreferetu* celów badań, a w szczególności identyfikacji **budowy fazowej** w aspekcie **wielkości byłego ziarna** austenitu, w tym określenia charakterystycznych temperatur **przemian fazowych** i na ich podstawie opracowania **wykresów CTPc**. W toku badań szczególną uwagę poświęcałam zależnościom między parametrami obróbki cieplnej a mikrostrukturą oraz wynikającymi z niej właściwościami mechanicznymi. Zidentyfikowałam kluczowe parametry opisujące właściwości mikrostrukturalne oraz ich wpływ na właściwości użytkowe, w tym twardość, granicę plastyczności, udurowienie i odporność na zużywanie ścierne. Wykazałam, że mimo obecności w składzie chemicznym tych stali niewielkiej ilości dodatków stopowych wzrost temperatury austenitowania prowadzi do rozpuszczania obecnych w ich mikrostrukturze węglików i azotków, a także powoduje przesunięcie przemian dyfuzyjnych oraz bezdyfuzyjno-dyfuzyjnych w kierunku dłuższych czasów.

Ponadto wykazałam, jak duże znaczenie mają badania metaloznawcze w **inżynierii mechanicznej**, pozwalające na wyznaczenie charakterystyki mikrostrukturalnej, a także na określenie wymagań w kontekście mikrostruktury w warunkach eksploatacyjnych. Rozpatrywanie zmian mikrostruktury wywołanych obróbką cieplną jest istotne, jeśli uwzględni się, że stale z borem są przeznaczone do łączenia elementów z nich wykonanych technikami spawalniczymi. Ważnym wkładem było także opracowanie metod eliminacji negatywnych skutków procesów cieplnych w strefach wpływu ciepła podczas spawania stali wysokowytrzymałych. Zreferowane wyniki badań podstawowych oraz analiz fraktograficznych w stanie normalizowanym wykazały znaczną degradację właściwości użytkowych w stosunku do stanu dostarczenia. W związku z tym wykorzystanie stali bezpośrednio w takim stanie obróbki cieplnej jest niewskazane, a nawet nieracjonalne. Wykazałam, że zastosowanie po spawaniu **post-obróbki** cieplnej, pozwala na **przywrócenie właściwości mikrostrukturalnych i mechanicznych** złączy do poziomu materiału rodzimego. To rozwiązanie otworzyło nowe możliwości aplikacji także stali o najwyższej deklarowanej wytrzymałości. Szczególną uwagę zwróciłam na możliwość modyfikacji mikrostruktury stali przez precyzyjne sterowanie parametrami obróbki cieplnej. Badania dowiodły, że kontrolowany rozrost ziarna austenitu oraz optymalne proporcje martenzytu i bainitu w mikrostrukturze przekładają się na poprawę trwałości eksploatacyjnej elementów maszyn. Przykładowo, zastosowanie odpowiednich parametrów hartowania pozwoliło na zwiększenie odporności na ścieranie i zmniejszenie skłonności do kruchego pękania w szerokim zakresie temperatur, co ma szczególne znaczenie w projektowaniu elementów roboczych maszyn rolniczych, górniczych oraz budowlanych, ponieważ pracują w wymagających warunkach obciążeń dynamicznych i zużycia ściernego. Ze względu na interdyscyplinarny charakter badań, obejmujących zagadnienia z zakresu metaloznawstwa, mechaniki i technologii, ich wpływ na **inżynierię mechaniczną** ma wieloaspektowy charakter. Z jednej strony przyczyniają się do pogłębienia wiedzy na temat kształtowania właściwości stali, z drugiej stanowią podstawę do opracowania nowych technologii materiałowych, ukierunkowanych na zwiększenie odporności na zużywanie ścierne.

W obszarze odporności na ścieranie zidentyfikowałam kluczowe **mikromechanizmy zużycia**, a także powiązałam je bezpośrednio z mikrostrukturą i pośrednio z obróbką cieplną. Identyfikacja **mikromechanizmów zużycia ściernego** elementów roboczych maszyn wykonanych z martenzytycznych stali z borem stanowi moje kolejne osiągnięcie w dyscyplinie **inżynieria mechaniczna**. Przeprowadzone eksperymenty laboratoryjne w połączeniu z badaniami polowymi umożliwiły opracowanie wskaźników, które mogą służyć jako uniwersalne narzędzia do oceny trwałości elementów roboczych maszyn, niezależnie od różnic w ich rozwiązaniach konstrukcyjnych. Tym samym istotnym aspektem moich badań było wskazanie alternatywy dla kosztownych badań polowych poprzez zastosowanie testów laboratoryjnych do prognozowania trwałości stali o zbliżonych właściwościach mikrostrukturalnych, co dodatkowo umożliwia uzyskanie wyników w warunkach kontrolowanych. Efektem tych działań jest możliwość sprawniejszego wprowadzania nowych

rozwiązań do praktyki inżynierskiej, co ma szczególne znaczenie w kontekście szybko zmieniających się wymagań przemysłowych.

Realizacja przedstawionych celów użytkowych dostarczyła danych dotyczących wpływu parametrów obróbki cieplnej i składu chemicznego na właściwości eksploatacyjne martenzytycznych stali z borem. Uzyskane wyniki mogą umożliwić modelowanie procesów degradacji materiałów obejmujących zużywanie ściernie, a w konsekwencji możliwe będzie opracowanie stali o ściśle określonych właściwościach mechanicznych, dostosowanych do specyficznych warunków eksploatacyjnych, co sprzyja podnoszeniu konkurencyjności i innowacyjności procesów produkcyjnych. Wnioski płynące z badań mają również znaczenie w kontekście zrównoważonego rozwoju. Redukcja kosztów wymiany elementów maszyn przez wydłużenie ich trwałości pozwala na zmniejszenie zużycia surowców, a także ograniczenie emisji związanych z produkcją i transportem nowych części zamiennych. Tym samym postęp naukowy i techniczny w aspekcie doboru materiałowego pozwala na rozpatrywanie zagadnień związanych z degradacją materiałową w kategoriach podwyższania jakości i trwałości zespołów maszyn.

Syntetyzacja zebranych danych i opracowanych na ich podstawie wniosków wskazuje również na potencjalne obszary dalszych badań, które są niezbędne z uwagi na złożoność i interdyscyplinarny charakter omawianego zagadnienia. Przykładem takich obszarów jest szczegółowe zbadanie wpływu właściwości mikrostrukturalnych martenzytycznych stali z borem na ich odporność na inne rodzaje zużycia, takie jak na przykład korozja. Rozpatrywanie właściwości materiałów na poziomie mikroskopowym jest także istotne w aspekcie rozwoju metod symulacji komputerowej, które pozwolą na precyzyjne modelowanie i prognozowanie trwałości materiałów już na etapie projektowania. Zastosowanie takich narzędzi może znacząco skrócić czas i koszty badań, eliminując potrzebę przeprowadzania wielu eksperymentów. Nowoczesne metody projektowania i analizy trwałości użytkowej obiektów technicznych wymagają podejścia integrującego wiedzę z różnych dziedzin, co wynika z dużej złożoności zagadnień technicznych. Takie podejście pozwala na efektywniejsze wykorzystanie, zarówno przez wytwórców jak i użytkowników, uzyskanych wyników w procesach projektowych i eksploatacyjnych.

Bibliografia

- [1] Filipowicz K. (2004), *Zużycie ściernie materiałów na narzędzia górnicze*. „Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej. Górnictwo”, 260: 309–319.
- [2] Gierek A. (1993), *Zużycie ściernie metalowych elementów roboczych*. „Skrypty Uczelniane Politechniki Śląskiej”, Gliwice.
- [3] Hutchings M., Shipway P. (2017), *Tribology: friction and wear engineering materials*. Butterworth-Heinemann, Oxford.
- [4] Rendón J, Olsson M. (2009), *Abrasive wear resistance of some commercial abrasion resistant steels evaluated by laboratory test methods*. „Wear”, 267: 2055–61. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2009.08.005>.
- [5] Tönshoff HK, Bussmann W, Stanske C. (1986), *Requirements on tools and machines when machining hard materials*. Proceedings of the Twenty-Sixth International Machine Tool Design and Research Conference, 349–57. https://doi.org/10.1007/978-1-349-08114-1_45.
- [6] Raabe D. (2023), *The materials science behind sustainable metals and alloys*. „Chemical Reviews”, 123: 2436–608. https://doi.org/10.1021/ACS.CHEMREV.2C00799/ASSET/IMAGES/LARGE/CR2C00799_0047.JPEG.
- [7] Raabe D, Tasan C. C., Olivetti E. A. (2019), *Strategies for improving the sustainability of structural metals*. „Nature”, 575: 64–74. <https://doi.org/10.1038/s41586-019-1702-5>.
- [8] Białobrzeska B. (2022), *The influence of boron on the resistance to abrasion of quenched low-alloy steels*. „Wear”, 500–501: 204345; <https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204345>.
- [9] Białobrzeska B., Kostencki P. (2015), *Abrasive wear characteristics of selected low-alloy boron steels as measured in both field experiments and laboratory tests*. „Wear”, 328–329: 149–159; <https://doi.org/10.1016/J.WEAR.2015.02.003>.
- [10] Jain P. (2003), *Principles of foundry technology*. Tata McGraw-Hill Publishing Company Limited, New Delhi.
- [11] Maruszczak A., Klimaszewska K., Kolan C. (2015), *Charakterystyka mikrostruktury i własności wybranych gatunków staliw*. „Journal of Technology and Exploitation in Mechanical Engineering”, 1(1–2): 59–79.
- [12] Bao W., Xing L., Qiu J. (2011), *The use of cast steel in steel structure*. „Advanced Materials Research”, 183–185: 1918–1922; <https://doi.org/10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/AMR.183-185.1918>.
- [13] Burns K. W., Pickering F. B. (1964), *Deformation and fracture of ferrite-pearlite structures*. „Journal of the Iron and Steel Institute”, 202: 899–906.
- [14] Maciejny A. (1973), *Kruchość metali*. Wydawnictwo Śląsk, Katowice.
- [15] Wyrzykowski J. W., Pleszakow E., Sieniawski J. (1999), *Odkształcanie i pękanie metali*. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa.
- [16] Burakowski T., Wierchoń T. *Inżynieria powierzchni metali*. Warszawa: Wydawnictwa Naukowo-Techniczne; 1995.

- [17] Lawrowski Z. (2009), *Tribologia. Tarcie, zużywanie i smarowanie*. Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław.
- [18] Zum Gahr K.-H. (1998), *Wear by hard particles*. „Tribology International”, 31(1): 587–596; [https://doi.org/10.1016/S0301-679X\(98\)00079-6](https://doi.org/10.1016/S0301-679X(98)00079-6).
- [19] Stradomski Z. (2010), *Mikrostruktura w zagadnieniach zużycia stali w trudnościach*. Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, Częstochowa.
- [20] Stachowiak G. W., Batchelor A. W. (2011), *Engineering tribology*. Butterworth-Heinemann, Londyn.
- [21] Pei M, Petäjäniemi M, Regnell A, Wijk O. (2020), *Toward a Fossil Free Future with HYBRIT: Development of Iron and Steelmaking Technology in Sweden and Finland*. Metals, 10: 972. <https://doi.org/10.3390/met10070972>.
- [22] Pelczar M. (2012), *Wpływ mikrododatków na hartowność stali z borem* (rozprawa doktorska). Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica w Krakowie, Kraków.
- [23] Walter R. (1921), Patent brytyjski 160792. Intellectual Property Office, Londyn, Wielka Brytania.
- [24] Choi Y. S., Kim S. J., Park I. M., Kwon K. W., Yoo I. S. (1997), *Boron distribution in a low-alloy steel*. „Metals and Materials International”, 3: 118–124; <https://doi.org/10.1007/BF03026135/METRICS>.
- [25] <https://www.ssab.com/en/brands-and-products/hardox/product-program> [data dostępu: 11.12.2023].
- [26] Białobrzęska B. (2013), *Wpływ obróbki cieplnej na strukturę i wybrane własności stali gatunku B27 oraz 28MCB5* (niepublikowana rozprawa doktorska). Politechnika Wrocławska, Wrocław.
- [27] Dobrzański L. A. (2003), *Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwo*. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa.
- [28] Krauss G. (2015), *Steels: processing, structure, and performance*. ASM International, Almere.
- [29] Guimarães J. R. C., Rios P. R. (2011), *Quantitative interpretation of martensite microstructure*. „Materials Research”, 14(1): 97–101; <https://doi.org/10.1590/S1516-14392011005000005>.
- [30] Morito S., Tanaka H., Konishi R., Furuhashi T., Maki T. (2003), *The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys*. „Acta Materialia”, 51(6): 1789–1799; [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00577-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00577-3).
- [31] Hidalgo J., Santofimia M. J. (2016), *Effect of prior austenite grain size refinement by thermal cycling on the microstructural features of as-quenched lath martensite*. „Metallurgical and Materials Transactions A. Physical Metallurgy and Material Science”, 47: 5288–5301; <https://doi.org/10.1007/S11661-016-3525-4/FIGURES/12>.
- [32] Kitahara H., Ueki R., Tsuji N., Minamino Y. (2006), *Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel*. „Acta Materialia”, 54(5): 1279–1288; <https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2005.11.001>.
- [33] Sundström A., Rendón J., Olsson M. (2001), *Wear behaviour of some low alloyed steels under combined impact/abrasion contact conditions*. „Wear”, 250(1–12): 744–754; [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(01\)00712-8](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(01)00712-8).

- [34] Haiko O, Javaheri V, Valtonen K, Kaijalainen A, Hannula J, Kömi J. (2020), *Effect of prior austenite grain size on the abrasive wear resistance of ultra-high strength martensitic steels*. „Wear”, 454–455:203336. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203336>.
- [35] Prawoto Y., Jasmawati N., Sumeru K. (2012), *Effect of prior austenite grain size on the morphology and mechanical properties of martensite in medium carbon steel*. „Journal of Materials Science & Technology”, 28(5): 461–466.
- [36] Simm T, Sun L, McAdam S, Hill P, Rawson M, Perkins K. (2017), *The influence of lath, block and prior austenite grain (pag) size on the tensile, creep and fatigue properties of novel maraging steel*. „Materials”, 10: 730. <https://doi.org/10.3390/MA10070730>.
- [37] Wang J, Enloe C, Singh J, Horvath C. (2016), *Effect of prior austenite grain size on impact toughness of press hardened steel*. „SAE International Journal of Materials and Manufacturing”, 9:488–93.
- [38] Swanson P. A. (1985), *Comparison of laboratory and field abrasion tests*. W: *Proceedings of the International Conference on Wear of Materials*, K.C. Ludema (red.). American Society of Mechanical Engineers, Nowy Jork, 519–525.
- [39] Swanson P. A. (1993), *Comparison of laboratory abrasion tests and field tests of materials used in tillage equipment*. W: *Tribology: wear test selection for design and application*, A. W. Ruff, R. G. Bayer (red.). ASTM International, West Conshohocken, 80–99.
- [40] Wang Y., Lei T. (1996), *Wear behavior of steel 1080 with different microstructures during dry sliding*. „Wear”, 194(1–2): 44–53; [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(95\)06705-1](https://doi.org/10.1016/0043-1648(95)06705-1).
- [41] Konat Ł., Białobrzaska B., Białek P. (2017), *Effect of welding process on microstructural and mechanical characteristics of Hardox 600 steel*. „Metals”, 7(9): 349; <https://doi.org/10.3390/met7090349>.

5. Informacja o wykazywaniu się istotną aktywnością naukową albo artystyczną realizowaną w więcej niż jednej uczelni, instytucji naukowej lub instytucji kultury, w szczególności zagranicznej.

Moją współpracę badawczą dokumentują publikacje naukowe realizowane wspólnie z pracownikami Katedry Metaloznawstwa i Metalurgii Proszków Akademii Górniczo Hutniczej im. Stanisława Staszica w Krakowie, prof. drem hab. inż. Piotrem Bałą i drem inż. Rafałem Dziurką, oraz z pracownikami Katedry Inżynierii Odnawialnych Źródeł Energii Zachodniopomorskiego Uniwersytetu Technologicznego w Szczecinie, drem hab. inż. Piotrem Kostenckim, prof. ZUT, drem hab. inż. Tomaszem Stawickim, prof. ZUT i drem hab. inż. Pawłem Sędką, prof. ZUT. Zrealizowałam również jedną pracę badawczą z prof. drem inż. hab. Jerzym Napiórkowskim z Katedry Budowy, Eksploatacji Pojazdów i Maszyn Uniwersytetu Warmińsko-Mazurskiego w Olsztynie. W Katedrze Budowy, Eksploatacji Pojazdów i Maszyn współpracuję obecnie z dr inż. Magdaleną Lemechą oraz drem inż. Krzysztofem Ligierem.

Współpraca z prof. drem inż. Piotrem Bałą oraz drem inż. Rafałem Dziurką rozpoczęła się jeszcze w trakcie moich studiów doktoranckich i obejmowała zagadnienia przemian fazowych, realizowane w ramach badań dylatometrycznych. Badania te pozwoliły mi na opracowanie charakterystyk materiałów metalicznych. Efektem tej współpracy jest wiele publikacji oraz dwa patenty:

- P. 1.** **Beata Białobrzaska**, Robert Jasiński, Rafał Dziurka, Piotr Bała, *Effect of chromium and titanium on the microstructure and mechanical properties of cast steel*. „Journal of Mining and Metallurgy. Section B: Metallurgy” 2024, vol. 60, nr 2, s. 235–257.
- P. 2.** **Beata Białobrzaska**, Rafał Dziurka, *Effect of boron accompanied by chromium, vanadium and titanium on the transformation temperatures of low-alloy cast steels*. „Archives of Metallurgy and Materials” 2023, vol. 68, nr 1, s. 257–267.
- P. 3.** **Beata Białobrzaska**, Rafał Dziurka, Andrzej Żak, Piotr Bała, *The influence of austenitization temperature on phase transformations of supercooled austenite in low-alloy steels with high resistance to abrasion wear*. „Archives of Civil and Mechanical Engineering” 2018, vol. 18, nr 2, s. 413–429.
- P. 4.** Rafał Dziurka, **Beata Białobrzaska**, Wiktoria Zbyrad-Kołodziej, *Wpływ temperatury austenizowania na mikrostrukturę i twardość stali typu Hardox 450*. „Welding Technology Review = Przegląd Spawalnictwa” 2018, vol. 90, nr 5, s. 136–141.
- P. 5.** **Beata Białobrzaska**, Rafał Dziurka, Piotr Bała, *Analysis of phase transformations of supercooled austenite in low-alloy steel with boron additives*. „Metal Science and Heat Treatment” 2016, vol. 57, nr 9/10, s. 525–530.
- P. 6.** **Beata Białobrzaska**, Rafał Dziurka, Piotr Bała, *The analysis of phase transformation of undercooled austenite and selected mechanical properties of low-alloy steel with boron addition*. „Archives of Civil and Mechanical Engineering” 2015, vol. 15, nr 2, s. 308–316.
- Pat. 1.** Patent. Polska, nr PL 243157, opublikowano 10.07.2023. Zgłoszenie patentowe nr 436264 z 08.12.2020. *Staliwo drobnoziarniste o podwyższonej odporności na ścieranie*. Politechnika Wrocławska, Wrocław, PL; Akademia Górniczo-Hutnicza w Krakowie, Kraków, PL; (Twórcy: **Beata Białobrzaska**, Piotr Bała, Rafał Dziurka).
- Pat. 2.** Patent. Polska, nr PL 243158, opublikowano 10.07.2023. Zgłoszenie patentowe nr 436265 z 08.12.2020. *Staliwo drobnoziarniste o podwyższonej odporności na ścieranie*. Politechnika Wrocławska, Wrocław, PL; Akademia Górniczo-Hutnicza w Krakowie, Kraków, PL; (Twórcy: **Beata Białobrzaska**, Piotr Bała, Rafał Dziurka).

Podczas studiów doktoranckich rozpoczęłam także współpracę z naukowcami Katedry Inżynierii Odnawialnych Źródeł Energii Zachodniopomorskiego Uniwersytetu Technologicznego w Szczecinie. Na początku nawiązałam ją z drem hab. inż. Piotrem Kostenckim, a następnie z drem hab. inż. Tomaszem Stawickim oraz drem hab. inż. Pawłem Sędlakiem. Współpraca ta umożliwiła mi realizację badań eksploatacyjnych materiałów stosowanych na elementy robocze maszyn rolniczych, co pozwoliło na przeprowadzenie eksperymentów w rzeczywistych warunkach pracy. Moja działalność badawcza koncentrowała się głównie na charakterystyce materiałowej badanych tworzyw, co pozwoliło na powiązanie ich właściwości mikrostrukturalnych i mechanicznych z odpornością na zużywanie ściernie oraz zachodzącymi mechanizmami zużywania. Dodatkowo część badań obejmowała próby laboratoryjne tworzyw sztucznych. Efektem zrealizowanych badań było 7 publikacji:

- P. 1.** Tomasz Stawicki, Piotr Kostencki, **Beata Bialobrzeska**, *Wear resistance of selected cultivator coulters reinforced with sintered-carbide plates*. „Archives of Civil and Mechanical Engineering” 2018, vol. 18, nr 4, s. 1661–1678.
- P. 2.** Paweł Sędlak, **Beata Bialobrzeska**, Tomasz Stawicki, Piotr Kostencki, *Effect of polypropylene modification by impregnation with oil on its wear and friction coefficient at variable load and various friction rates*. „International Journal of Polymer Science” 2017, vol. 2017, art. 9123586, s. 1–19.
- P. 3.** Paweł Sędlak, **Beata Bialobrzeska**, Tomasz Stawicki, *Friction coefficient and wear resistance of a modified polypropylene impregnated with different oils*. „Iranian Polymer Journal” 2016, vol. 25, nr 3, s. 263–275.
- P. 4.** Piotr Kostencki, Tomasz Stawicki, **Beata Bialobrzeska**, *Durability and wear geometry of subsoiler shanks provided with sintered carbide plates*. „Tribology International” 2016, vol. 104, s. 19–35.
- P. 5.** **Beata Bialobrzeska**, Piotr Kostencki, *Abrasive wear characteristics of selected low-alloy boron steels as measured in both field experiments and laboratory tests*. „Wear” 2015, vol. 328/329, s. 149–159.
- P. 6.** Piotr Kostencki, **Beata Bialobrzeska**. *Zastosowanie liniowego wskaźnika zużycia do oceny odporności ścierniej lemieszów płużnych*. „Tribologia” 2014, R. 45, nr 6, s. 67–78.
- P. 7.** Piotr Kostencki, **Beata Bialobrzeska**, Rafał Nowowiejski, *Polowe badania odporności na zużycie ściernie lemieszów podłużnych wykonanych ze stali z dodatkiem boru*. „Tribologia” 2013, R. 44, nr 3, s. 49–79.

Współpracę z naukowcami Katedry Budowy, Eksploatacji Pojazdów i Maszyn Uniwersytetu Warmińsko-Mazurskiego w Olsztynie dokumentuje jedna publikacja. Obecnie, w ramach tej współpracy, realizuję badania na unikalnym stanowisku badawczym do testów w obecności masy ścierniej, którego konstruktorem i twórcą jest prof. dr hab. inż. Jerzy Napiórkowski. Przedmiotem badań są zaprojektowane przeze mnie staliwa, w tym dwa gatunki objęte ochroną patentową. Dotychczas uzyskane wyniki wskazują na wysoki potencjał aplikacyjny tych materiałów, które wykazują lepszą odporność tribologiczną w porównaniu z wybranymi gatunkami stali Hardox. Rezultaty te będą sukcesywnie publikowane.

- P. 1.** Łukasz Konat, Jerzy Napiórkowski, **Beata Bialobrzeska**, *Structural properties and abrasive-wear resistance of Brinar 400 and Brinar 500 steels*. „Tribologia” 2017, R. 48, nr 3, s. 67–75.

6. Informacja o osiągnięciach dydaktycznych, organizacyjnych oraz popularyzujących naukę lub sztukę.

Swoją działalność dydaktyczną rozpoczęłam od pełnienia asysty podczas pierwszego roku studiów doktoranckich. Wkrótce rozpoczęłam samodzielne prowadzenie zajęć laboratoryjnych z przedmiotów materiałoznawstwo I oraz materiałoznawstwo II. Po uzyskaniu stopnia naukowego doktora kontynuowałam prowadzenie tych zajęć, rozszerzając działalność dydaktyczną o podstawy materiałoznawstwa oraz materiałoznawstwo II na wszystkich kierunkach studiów prowadzonych na Wydziale Mechanicznym: Mechanice i Budowie Maszyn, Mechatronice, Automatyce i Robotyce (obecnie Robotyka i Automatyzacja Procesów), Zarządzaniu i Inżynierii Produkcji oraz Transporcie. Zajęcia laboratoryjne z materiałoznawstwa realizowałam również na kierunkach prowadzonych przez inne wydziały Politechniki Wrocławskiej, w tym na mechanice i budowie maszyn na Wydziale Mechaniczno-Energetycznym oraz na inżynierii mikrosystemów mechatronicznych na Wydziale Elektroniki, Fotoniki i Mikrosystemów. Dodatkowo prowadziłam zajęcia z projektowania materiałów inżynierskich na studiach drugiego stopnia na kierunku mechanika i budowa maszyn Wydziału Mechanicznego. Od semestru zimowego roku akademickiego 2015/2016 rozpoczęłam prowadzenie wykładów w ramach dwusemestralnego kursu „Materiałoznawstwo”. Początkowo były to wykłady realizowane na studiach niestacjonarnych na kierunku mechanika i budowa maszyn, a następnie analogiczny kurs prowadziłam na studiach dziennych, na kierunkach zarządzanie i inżynieria produkcji oraz transport. Od semestru zimowego roku akademickiego 2020/2021 prowadzę powyższe wykłady na kierunkach mechatronika oraz inżynieria mikrosystemów mechatronicznych. Wysoki poziom merytoryczny moich zajęć potwierdzają wyniki hospitacji przeprowadzane przez komisje Wydziału Mechanicznego. Ponadto, co jest dla mnie szczególnie ważne, moja działalność dydaktyczna spotyka się z pozytywną oceną studentów, co znajduje odzwierciedlenie w wynikach ankiet dydaktycznych. W 2016 roku byłam jednym z prowadzących zajęcia z zakresu obróbki cieplnej dla studentów z Indii, w ramach programu „Summer School” organizowanego na Politechnice Wrocławskiej. Inicjatywa ta pozwoliła na podzielenie się wiedzą i doświadczeniem z międzynarodową grupą uczestników, a także na promowanie potencjału dydaktycznego uczelni.

Opracowałam także karty przedmiotów materiałoznawstwo I oraz materiałoznawstwo II dla kierunków mechatronika oraz zarządzanie i inżynieria produkcji. Przygotowane dokumenty zawierały szczegółowe treści programowe oraz przedmiotowe efekty kształcenia, dostosowane do wymagań współczesnego rynku pracy.

W latach 2016–2018 pełniłam funkcję członka Komisji Egzaminów Dyplomowych, kierowanej przez prof. dra hab. inż. Krzysztofa Naplochę, dla kierunków automatyka i robotyka oraz mechanika i budowa maszyn. Od roku akademickiego 2024/2025 jestem członkiem Komisji Egzaminów Dyplomowych dra hab. inż. Jerzego Czmochońskiego, prof. PWR, co pozwala mi na bieżąco uczestniczyć w ocenie osiągnięć studentów i ich przygotowania zawodowego.

Moja działalność dydaktyczna obejmuje również funkcję promotora prac dyplomowych. Współpraca z zakładami produkcyjnymi Dolnego Śląska umożliwia realizację prac przy jednoczesnym dostosowaniu ich tematyki do aktualnych wyzwań technicznych. Dotychczas wypromowałam 13 inżynierów oraz 22 magistrów. Praca dotycząca wpływu wielkości ziarna austenitu stali Hardox 450 na jej odporność na zużywanie ściernie została wyróżniona w konkursie im. Prof. Romana Sobolskiego w 2015 roku. Przygotowałam ponadto 40 recenzji prac dyplomowych realizowanych pod kierunkiem innych pracowników Wydziału Mechanicznego. Wyniki niektórych prac zostały opublikowane w renomowanych czasopismach naukowych. Przykładem jest publikacja pracy Katarzyny Pawlak: *The influence of austenitizing temperature on prior austenite grain size and resistance to abrasion wear of selected low-alloy boron steel*, która ukazała się w „Archives of Civil and Mechanical Engineering” (2016, vol. 16, nr 4, s. 913–926), a także praca opublikowana w „Biuletynie Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach”: *Ocena stopnia zużycia elektrod podczas procesu zgrzewania rezystancyjnego* (2017, R. 61, nr 5, s. 38–43), autorstwa Marcina Korzeniowskiego, Beaty Białobrzskiej oraz dyplomanta Adriana Kowala.

Ponadto w 2014 roku pełniłam funkcję opiekuna podczas wyjazdów edukacyjnych dla studentów. W ramach tych inicjatyw uczestniczyłam w zorganizowanym w Dreźnie jednodniowym seminarium, poświęconym spawaniu laserowemu oraz procesom pokrewnym. Dodatkowo współorganizowałam wizytę w Hucie Miedzi w Żukowicach k. Głogowa, gdzie studenci mieli okazję zapoznać się z zaawansowanymi procesami przemysłowymi oraz technologiami stosowanymi w przemyśle metalurgicznym.

W działalności dydaktycznej stosuję nowoczesne formy nauczania, które angażują studentów i wspierają ich w efektywnym przyswajaniu wiedzy. Wprowadzam aktywizujące metody pracy, takie jak analizy przypadków czy dyskusje, które umożliwiają studentom zastosowanie zdobytej wiedzy. Na zajęcia przygotowuję materiały wykładowe, które następnie udostępniam studentom. Są to prezentacje dostosowane do programu i specyfiki przedmiotu. Dzięki temu studenci mają dostęp do uporządkowanych i przejrzystych treści, które wykorzystują w samodzielnej nauce i przygotowując się do zajęć.

W ramach rozwoju kompetencji dydaktycznych regularnie uczestniczę w szkoleniach i kursach, które pozwalają mi doskonalić metody nauczania oraz lepiej odpowiadać na potrzeby studentów. Uzyskałam m.in. Certyfikat Politechnika Nowych Szans „W świecie różnorodnych możliwości”, który poszerzył moje umiejętności w zakresie dostosowywania treści dydaktycznych do zróżnicowanych potrzeb odbiorców. Ponadto ukończyłam „Kurs dydaktyczny szkoły wyższej” organizowany przez Politechnikę Wrocławską, który umożliwił mi pogłębienie wiedzy z zakresu nowoczesnych metod kształcenia i efektywnej organizacji procesu dydaktycznego.

7. Oprócz kwestii wymienionych w pkt. 1-6, wnioskodawca może podać inne informacje, ważne z jego punktu widzenia, dotyczące jego kariery zawodowej.

W latach 2010–2013 byłam pracownikiem WABCO Vehicle Control Systems Sp. z o.o. Moja działalność zawodowa obejmowała następujące stanowiska:

**XI 2012–IX 2013 WABCO Vehicle Control Systems Sp. z o.o.
Inżynier Produktu**

- koordynacja działań Działu Rozwoju Produktu w projektach inicjowanych przez Dział Produkcji;
- udział w projektach poprawy i rozwoju istniejących produktów;
- nadzór techniczny nad zmianami w produktach w procesie produkcji;
- dostarczanie do procesów Działu Produkcji wiedzy z zakresu konstrukcji i funkcjonalności produktu;
- prowadzenie i wspomaganie projektów korygujących i korekcyjnych produktów: *First Pass Yield (FPY)*, *Quality Report 6 Sigma (QR6S)*;
- wsparcie techniczne klientów oraz dostawców komponentów;
- wspomaganie procesu reklamacji.

**IX 2011–X 2012 WABCO Vehicle Control Systems Sp. z o. o.
Inżynier Jakości Procesu**

- wewnętrzne zatwierdzanie wyrobu do produkcji seryjnej (*Production Part Approval Process – PPAP*);
- współtworzenie planów kontroli (*Failure Mode and Effects Analysis – FMEA*) i ich aktualizacja;
- zarządzanie jakością poprzez: *Measurement System Analysis (MSA)*, *Production Part Approval Process (PPAP)*, *Advanced Product Quality Planning (APQP)*, *Failure Mode and Effects Analysis (FMEA)*, *Control Plan*, *Process Flow*;

- szkolenie pracowników pod kątem wymagań klienta i obowiązujących standardów wewnętrznych;
- planowanie pomiarów, analiza wyników i współpraca z laboratorium pomiarowym;
- realizacja zadań skupionych na poprawie jakości wyrobu: *Quality Report 6 Sigma (QR6S)*, *Product Quality Index (PQI)*, Live Pareto;
- wprowadzanie zmian w standardach kontroli gotowego produktu;
- rozpatrywanie reklamacji od klienta: *Quality Report 6 Sigma (QR6S)*, tworzenie raportów 8D;
- definiowanie akcji korygujących i korekcyjnych;
- analizowanie wyników z audytów wewnętrznych: audyt losowy (*Random Audit*), audyt warstwowy (*Layer Audit*), audyt Verband der Automobilindustrie (VDA);
- przygotowywanie dokumentacji (*Production Part Approval Process – PPAP*) dla klientów.

II 2010–VIII 2011 WABCO Vehicle Control Systems Sp. z o. o. Inżynier Jakości Materiałów

- wzorcowanie części pojedynczych: *Verification of Parts and Components (VDA2)*, *Production Part Approval Process (PPAP)*;
- audytowanie dostawców wg *VDA Standard for Auditing Supplier Processes (VDA6.3)*;
- praca w systemach: *Systems, Applications, and Products (SAP)*, *International Material Data System (IMDS)*, *Supplier Relationship Management (SRM)*;
- sporządzanie okresowych zestawień i statystyk dotyczących dostawców;
- identyfikacja i ocena defektów w częściach pojedynczych;
- prowadzenie reklamacji części niespełniających wymagań;
- kontrola efektywności akcji korygujących i korekcyjnych;
- tworzenie i aktualizacja listy potencjalnych błędów poprzez analizę skutków i przyczyn defektów;
- uczestnictwo w projektach *Capacity Requirements Planning (CRP)*;
- uczestnictwo w projektach nowych produktów: *Electronic Controlled Air Suspension 4 (ECAS4)*, *Trailer Control Valve (TCV3)*.

Dłuższe nieobecności:

1.10.2020–30.11.2020	urlop wychowawczy
9.08.2019–19.03.2020	urlop rodzicielski
22.03.2019–8.08.2019	urlop macierzyński

Ukończone szkolenia (w tym posiadane certyfikaty):

Certyfikat Politechnika Nowych Szans „W świecie różnorodnych możliwości”

Certyfikat „Kurs dydaktyczny szkoły wyższej Politechnika Wrocławska”

Certyfikat Symulacja Lean Manufacturing University of Kentucky i Politechniki Wrocławskiej

Certyfikat Yellow Belt Six Sigma WABCO Vehicle Control Systems

Certyfikat Nature Masterclasses online course „Networking for Researchers”

Certyfikat Nature Masterclasses online course „Writing a Research Paper”, cz. 1

Certyfikat Nature Masterclasses online course „Writing and Publishing a Review Paper”, cz. 3

Otrzymane nagrody i wyróżnienia:

Primus 2024

Primus 2022

Program Primus ustanowiony został przez Rektora Politechniki Wrocławskiej, w którym nagradzani są autorzy/współautorzy opublikowanych artykułów w czasopismach naukowych i materiałach konferencyjnych, którym przypisano 200 pkt w wykazie czasopism naukowych i recenzowanych materiałów z konferencji międzynarodowych, opublikowanym przez ministra właściwego do spraw szkolnictwa wyższego i nauki.

Secundus 2023

Secundus 2022

Program Secundus został ustanowiony przez Rektora Politechniki Wrocławskiej. Celem programu jest wyróżnienie 100 młodych naukowców PWr z najlepszym dorobkiem publikacyjnym osiągniętym w zakończonym roku kalendarzowym.

Quartus 2024

Quartus 2025

Program Quartus stanowi element działań Politechniki Wrocławskiej mających na celu promowanie transferu wiedzy. Celem Programu jest motywowanie pracowników oraz doktorantów Uczelni do zgłaszania wynalazków do Działu Własności Intelektualnej i Informacji Patentowej Uczelni celem wszczęcia dla nich postępowania patentowego.

Nagroda Rektora w 2018r. w uznaniu wyróżniającego wkładu w działalność uczelni

.....
(podpis wnioskodawcy)