



Politechnika Wrocławska

DYSCYPLINA: INŻYNIERIA MECHANICZNA

ROZPRAWA DOKTORSKA

Wykorzystanie mechanizmu rekrytalizacji typu PSN w procesie dwuetapowej obróbki cieplnej stali X120Mn12 w celu zwiększenia odporności na zużywanie ścierne

mgr inż. Mateusz Dziubek

Promotor:

dr hab. inż. Dominika Grygier, prof. PWr

Promotor pomocniczy:

dr inż. Małgorzata Rutkowska-Gorczyca

Słowa kluczowe: stal wysokomanganowa, rekrytalizacja, dwuetapowa obróbka cieplna, zużycie ścierne, kruszarki szczękowe

WROCLAW 2025

Spis treści

Spis treści	i
Streszczenie	v
Abstract	vii
Wykaz pojęć i skrótów	ix
1 Wprowadzenie	1
1.1 Stale i staliwa wysokomanganowe	1
1.1.1 Krótka historia rozwoju stali i staliw wysokomanganowych	2
1.1.2 Właściwości	7
1.1.3 Kierunki modyfikacji	11
1.1.4 Zastosowanie	14
1.2 Tribologia procesów kruszenia	16
1.2.1 Mechanizm zużycia ściernego	19
1.2.2 Mechanizm zużycia udarnościowego	21
1.2.3 Mechanizm zużycia udarnościowo-ściernego	23
1.3 Rekrystalizacja	26
1.3.1 Rekrystalizacja stopu dwufazowego	26
1.3.2 Mechanizm PSN	27
2 Tło badań	31
2.1 Wprowadzenie	31
2.2 Wyniki badań wstępnych	33
2.2.1 Metodyka badań	33
2.2.2 Wyniki	35
2.3 Dyskusja i podsumowanie przeglądu literatury	39
3 Cel i teza pracy	43
4 Przedmiot i metodyka badań	45
4.1 Materiał	45
4.2 Plan badań	45
4.3 Metodyka badań	47
4.3.1 Analiza składu chemicznego	48

4.3.2	Analiza mikrostruktury przy użyciu mikroskopii świetlnej	48
4.3.3	Skaningowa mikroskopia elektronowa SEM EDS EBSD.....	48
4.3.4	Transmisyjna mikroskopia elektronowa TEM SEAD.....	50
4.3.5	Pomiary twardości	50
4.3.6	Pomiary umocnienia powierzchniowego	50
4.3.7	Pomiary udarności	51
4.3.8	Pomiary odporności na zużywanie ściernie	52
4.3.9	Obserwacje propagacji pęknięć in-situ	53
5	Wyniki badań.....	55
5.1	Stal w stanie dostarczenia	55
5.2	Efekt wpływu izotermicznego wygrzewania	58
5.2.1	Morfologia mikrostruktury	58
5.2.2	Rozmieszczenie pierwiastków	62
5.2.3	Twardość	64
5.3	Efekt reaustenitizacji	65
5.4	Mechanizm PSN w stali X120Mn12.....	71
5.5	Rozciąganie in-situ.....	84
5.5.1	Stan dostarczenia.....	84
5.5.2	Stan po wyżarzaniu izotermicznym	87
5.5.3	Stan po ponownym przesycaniu.....	89
5.6	Badania udarności	93
5.7	Badania odporności na zużywanie ściernie.....	95
5.8	Stal drobnoziarnista X120Mn12	100
6	Podsumowanie.....	108
7	Wnioski.....	117
	Wykaz ilustracji.....	121
	Wykaz tabel.....	126
	Bibliografia.....	127
	Załącznik A: Uzupełniające obrazy LM gruboziarnistej stali X120Mn12	140
	Załącznik B: Uzupełniające obrazy TEM gruboziarnistej stali X120Mn12	143
	Załącznik C: Uzupełniające obrazy LM drobnoziarnistej stali X120Mn12	146

Streszczenie

Niniejsza praca doktorska koncentruje się na kluczowym wyzwaniu przemysłu wydobywczego i przetwórczego – zużyciu elementów roboczych maszyn kruszących, w szczególności kruszarek szczękowych, stanowiących podstawę wstępnego i wtórnego etapu rozdrabniania surowców. Ze względu na wysokie koszty eksploatacyjne oraz technologiczne ograniczenia istniejących materiałów, konieczne stało się poszukiwanie nowych rozwiązań materiałowych i technologicznych.

Tradycyjnie w tych zastosowaniach wykorzystuje się stale i staliwa wysokomanganowe, znane także jako stale Hadfielda. Materiały te charakteryzują się wyjątkową udernością, zdolnością do intensywnego umocnienia odkształceniowego pod wpływem wysokich nacisków oraz wysoką odpornością na zużycie uderzeniowe. Jednakże, w warunkach dominującego zużycia ściernego, gdzie naciski jednostkowe nie są wystarczające do aktywacji pełnego efektu samoumacniania, stal wysokomanganowa może ulegać przyspieszonemu zużyciu. Problemem jest również kruchość związana z niekorzystnymi wydzieleniami węglików powstającymi w trakcie procesu odlewania lub/i zabiegów obróbki cieplnej.

W odpowiedzi na te wyzwania, w pracy zbadano możliwości modyfikacji mikrostruktury stali wysokomanganowej X120Mn12 w celu zwiększenia jej odporności na zużycie ściernie, przy jednoczesnym zachowaniu lub poprawie uderności. Kluczowym kierunkiem badawczym było opracowanie i weryfikacja dwuetapowej obróbki cieplnej, obejmującej izotermiczne wygrzewanie oraz ponowną reaustenitizację. Celem tej procedury było kontrolowane wywołanie mechanizmu rekrytalizacji stymulowanej cząstkami (PSN). Teza pracy zakładała, że taka obróbka cieplna skutecznie zainicjuje mechanizm PSN, prowadząc do istotnego rozdrobnienia mikrostruktury, co w konsekwencji przełoży się na wyraźny wzrost odporności na zużywanie ściernie oraz poprawę uderności stali X120Mn12 przeznaczonej na elementy robocze kruszarek.

W badaniach zastosowano kompleksową analizę mikrostruktury, wykorzystując techniki mikroskopii świetlnej, skaningowej, transmisyjnej, analizę składu chemicznego i pierwiastkowego oraz techniki dyfrakcyjne. Badania właściwości mechanicznych obejmowały pomiary twardości oraz uderności metodą Charpy'ego. Kluczowe znaczenie miały badania tribologiczne, w tym testy odporności na

zużywanie ściernie oraz analiza morfologii powierzchni zużycia. Obserwacjom in-situ poddano również proces propagacji pęknięć w materiale, zrealizowane wewnątrz komory skaningowego mikroskopu elektronowego.

Przeprowadzone badania wykazały, że dwuetapowa obróbka cieplna pozwala na skuteczne zainicjowanie mechanizmu PSN i znaczące rozdrobnienie mikrostruktury stali X120Mn12. Temperatura reaustenityzacji okazała się kluczowym parametrem wpływającym na ewolucję mikrostruktury, sferoidyzację, rozpuszczanie węglików oraz przebudowę struktury dyslokacyjnej. Analiza właściwości mechanicznych i tribologicznych potwierdziła, że zmodyfikowana mikrostruktura wpływa korzystnie na właściwości użytkowe. Największy przyrost odporności na zużywanie ściernie odnotowano dla stali po reaustenityzacji w temperaturze 950°C, co powiązano z korzystnymi zmianami mikrostrukturalnymi wywołanymi m.in. mechanizmem PSN. Wzrostowi odporności na zużycie towarzyszyła również poprawa udurowienia, co jest istotnym osiągnięciem tej pracy.

Uzyskane wyniki potwierdziły, że kontrolowane wykorzystanie mechanizmu PSN poprzez odpowiednio zaprojektowaną obróbkę cieplną stanowi obiecującą ścieżkę do optymalizacji właściwości stali wysokomanganowych. Opracowana dwuetapowa procedura może prowadzić do zwiększenia trwałości elementów roboczych kruszarek, co przekłada się na redukcję kosztów operacyjnych i wzrost efektywności w przemyśle wydobywczym.

Abstract

This doctoral dissertation addresses a critical challenge in the mining and processing industries – the wear of working components in crushing machines, particularly jaw crushers, which are fundamental to the primary and secondary stages of raw material comminution. Due to high operational costs and the technological limitations of existing materials, there is a pressing need for novel material and technological solutions.

Traditionally, high-manganese steels – also known as Hadfield steels – are employed in these applications. These materials are characterized by exceptional impact toughness, a capacity for intense strain-induced hardening under high contact pressures, and a high resistance to impact wear. However, under conditions dominated by abrasive wear, where the contact pressures are insufficient to activate the full self-hardening effect, high-manganese steels can undergo accelerated degradation. An additional concern is their brittleness, associated with the formation of deleterious carbide precipitates during casting and/or heat treatment.

In response to these challenges, the present work investigates the possibility of modifying the microstructure of X120Mn12 high-manganese steel to enhance its resistance to abrasive wear while preserving or improving its impact toughness. The primary research objective was the development and verification of a two-stage heat treatment procedure involving isothermal soaking and subsequent re-austenitization. This approach aimed to deliberately trigger the particle-stimulated nucleation (PSN) mechanism of recrystallization. The central hypothesis was that such a heat treatment would successfully initiate PSN, resulting in significant microstructure refinement and, consequently, enhanced abrasive wear resistance and improved impact toughness in X120Mn12 steel used for crusher components.

A comprehensive microstructural analysis was conducted using light microscopy, scanning and transmission electron microscopy, chemical and elemental composition analysis, and diffraction techniques. Mechanical property evaluations included hardness and Charpy impact testing. Tribological assessments – crucial to this study – included abrasive wear resistance testing and analysis of wear surface morphology. Additionally, the in-situ propagation of cracks in the material was observed within the chamber of a scanning electron microscope.

The conducted research demonstrated that the two-stage heat treatment effectively initiated PSN and substantially refined the microstructure of X120Mn12 steel. The reaustenitization temperature proved to be a key parameter governing microstructure evolution, carbide spheroidization and dissolution, and the reconfiguration of the dislocation substructure. The analysis of mechanical and tribological properties confirmed that the modified microstructure positively influenced performance characteristics. The greatest increase in abrasive wear resistance was observed after reaustenitization at 950°C, which was attributed to favorable microstructural transformations driven, among others, by the PSN mechanism. Importantly, the improvement in wear resistance was accompanied by an increase in impact toughness, marking a significant achievement of this work.

The findings confirm that the controlled activation of the PSN mechanism via appropriately designed heat treatment constitutes a promising route for optimizing the properties of high-manganese steels. The developed two-stage heat treatment protocol has the potential to increase the service life of crusher working components, thereby reducing operational costs and enhancing efficiency in the mining sector.

Wykaz pojęć i skrótów

FCC	<i>face-centered cubic</i>	sieć ściennie centrowana
HCP	<i>hexagonal close-packed</i>	sieć heksagonalna
BCC	<i>body centered cubic</i>	sieć przestrzennie centrowana
DSA	<i>dynamic strain aging</i>	dynamiczne starzenie odkształceniowe
PLC	<i>Portevin–Le Chatelier effect</i>	efekt Portevin–Le Chatelier
SFE	<i>stacking fault energy</i>	energia błędu ułożenia
TWIP	<i>twinning induced plasticity</i>	plastyczność wywołwana bliźniakowaniem
TRIP	<i>transformation-induced plasticity</i>	plastyczność wywołwana przemianą fazową
HSI	<i>horizontal shaft impactors</i>	kruszarka udarowa z wałem poziomym
VSI	<i>vertical shaft impactors</i>	kruszarka udarowa z wałem pionowym
PSN	<i>particles stimulated nucleation</i>	zarodkowanie stymulowane cząsteczkami
DZ	<i>deformation zone</i>	strefa deformacji
PDZ	<i>particle deformation zone</i>	strefa deformacji wokół cząstki
DRX	<i>dynamic recrystallization</i>	rekrytalizacja dynamiczna
LM	<i>light microscopy</i>	mikroskopia świetlna
SEM	<i>scanning electron microscopy</i>	skaningowa mikroskopia elektronowa
SE	<i>secondary electron</i>	elektrony wtórne
SED	<i>secondary electron detector</i>	detektor elektronów wtórnych
BSE	<i>backscattered electron</i>	elektrony rozproszone wstecznie
BSD	<i>backscattered electron detector</i>	detektor elektronów rozproszonych wstecznie
EDS	<i>energy dispersive X-ray spectroscopy</i>	spektroskopia dyspersji energii
EBSD	<i>electron backscatter diffraction</i>	dyfrakcja elektronów wstecznie rozproszonych
IPF	<i>inverse pole figure</i>	odwrotny wykres biegunowy
GOS	<i>grain orientation spread</i>	rozłożenie orientacji ziaren
KAM	<i>kernel average misorientation</i>	średnia dezorientacja punktu pomiarowego
TEM	<i>transmission electron microscopy</i>	transmisyjna mikroskopia elektronowa
BF	<i>bright field</i>	jasne pole
DF	<i>dark field</i>	ciemne pole
SAED	<i>selected area diffraction pattern</i>	dyfrakcja elektronowa z wybranego obszaru
LAGB	<i>low-angle grain boundaries</i>	granice wąskokątowe
HAGB	<i>high-angle grain boundaries</i>	granice szerokokątowe
SG*	<i>serpentine glide</i>	schodkowo ułożone pasma poślizgu*
CP	<i>cleavage planes</i>	płaszczyzna łupliwości
T*	<i>tongues</i>	jęczyszki*
RP*	<i>river patterns</i>	linie rzeczne/wzór delty*
FP*	<i>feather patterns</i>	wzór pierzasty*

William Roberts-Austen

1843 – 1902 - brytyjski metalurg i chemik, profesor Royal School of Mines oraz metalurg przy Royal Mint. Zasłynął jako pionier nowoczesnej metalurgii fizycznej, w szczególności dzięki opracowaniu w 1897 roku pierwszego wykresu fazowego układu żelazo–węgiel, który stanowi fundament współczesnej inżynierii materiałowej.

Floris Osmond

1849 – 1912 - francuski inżynier i metalograf, uznawany za jednego z twórców nowoczesnej metalografii. W 1898 roku opublikował przełomowe prace poświęcone mikrostrukturze stali, w których jako pierwszy zaproponował systematyczne nazewnictwo składników strukturalnych stali węglowych.

Henry Clifton Sorby

1826 – 1908 - brytyjski naukowiec, geolog i pionier mikroskopii metalograficznej, uznawany za ojca metalografii. Jako pierwszy zastosował mikroskopię optyczną do badania struktury metali

*zaproponowane tłumaczenie pojęć jest swobodnym przekładem nieosadzonych dotąd w polskojęzycznej literaturze naukowej terminów z zakresu fraktografii

	i stopów, kładąc podwaliny pod rozwój naukowej analizy mikrostruktury materiałów metalicznych. Jego prace z lat 60 XIX wieku umożliwiły identyfikację składników strukturalnych stali oraz zrozumienie wpływu obróbki cieplnej na ich właściwości mechaniczne.
Louis-Joseph Troost	1825 – 1911 - francuski chemik i fizyk, profesor Sorbony, znany z wkładu w rozwój chemii fizycznej i badań nad właściwościami metali w wysokich temperaturach. Autor fundamentalnych prac dotyczących dyfuzji gazów, był także jednym z pierwszych uczonych zajmujących się przemianami fazowymi w stopach żelaza.
Adolf Martens	1850 – 1914 - niemiecki metalurg i inżynier mechanik, uznawany za jednego z pionierów badań nad mikrostrukturą i właściwościami stali. Był autorem licznych prac z zakresu analizy fraktograficznej i metalograficznej, a jego dorobek przyczynił się do ugruntowania związków między mikrostrukturą a właściwościami mechanicznymi metali.
TWIP	Mechanizm umocnienia odkształceniowego w stalach austenitycznych, polegający na aktywacji mechanicznego bliźniakowania w trakcie deformacji plastycznej materiału. Bliźniakowanie zachodzi w odpowiedzi na działające naprężenia, prowadząc do powstawania nowych granic krystalograficznych (bliźniaczych), które skutecznie utrudniają dalszy ruch dyslokacji i zwiększają odporność materiału na deformację. Zjawisko to występuje w materiałach o niskiej lub średniej energii błędu ułożenia.
TRIP	Mechanizm umocnienia odkształceniowego polegający na odkształceniowej przemianie fazowej metastabilnego austenitu w twardszą fazę martenzytyczną w trakcie plastycznego obciążenia materiału. Zjawisko to zachodzi pod wpływem działania naprężeń mechanicznych i jest charakterystyczne dla stali o niskiej lub średniej stabilności austenitu.
bariera Lomer’a-Cottrel’a	Specyficzny typ blokady ruchu dyslokacji w sieci krystalicznej metalu, powstający w wyniku oddziaływania dwóch dyslokacji poślizgowych przecinających się na prostopadłych płaszczyznach poślizgu w strukturze krystalicznej o sieci ściennie centrowanej.
widma Mössbauera	Technika spektroskopowa oparta na bezdrutowej emisji i absorpcji promieniowania gamma przez jądra atomowe, służąca do bardzo precyzyjnego badania lokalnego środowiska chemicznego, elektronowego i magnetycznego atomów w materiale stałym.
temperatura M_s	Temperatura, w której podczas hartowania austenit zaczyna przemieniać się w martenzyt.
zależność Hall’a-Petch’a	Zależność opisująca związek pomiędzy zmniejszeniem wielkości ziarna a zwiększeniem wytrzymałości materiału, gdzie mniejszy rozmiar ziarna prowadzi do większej odporności na deformację plastyczną.
woksel	Najmniejsza jednostka objętości w trójwymiarowej reprezentacji przestrzennej, będąca odpowiednikiem piksela w obrazie dwuwymiarowym.
trawienie liniowe	Specyficzna technika trawienia chemicznego stosowana w metalografii do uwidaczniania orientacji krystalograficznych poszczególnych ziaren. W przeciwieństwie do klasycznego trawienia, które wywołuje kontrast głównie na granicach ziaren lub w strefach różniących się składem chemicznym, trawienie liniowe pozwala ujawnić różnice orientacji w obrębie całego ziarna poprzez tworzenie charakterystycznych „liniowych” wzorów na jego powierzchni.

1 Wprowadzenie

Niniejsze opracowanie stanowi kompleksową analizę trzech kluczowych dziedzin metalurgii i inżynierii materiałowej: stale i staliwa wysokomanganowe, tribologię procesów kruszenia oraz mechanizmy rekrytalizacji. W pierwszej części przedstawiono stale i staliwa wysokomanganowe, odwołując się do przełomowych badań R. A. Hadfielda, które znacząco wpłynęły na rozumienie roli manganu w kształtowaniu właściwości stali. Szczegółowo omówiony zostaje rozwój i zastosowania tzw. stali Hadfielda, w tym jej kluczowe właściwości i skład chemiczny, co pozwala na zrozumienie jej szerokiego zastosowania w przemyśle.

Następnie, praca przechodzi do analizy tribologii procesów kruszenia, koncentrując się na złożonych interakcjach pomiędzy materiałami elementów roboczych a środowiskiem pracy, co ma istotne znaczenie dla efektywności sprzętu w przemyśle wydobywczym. Szczegółowo rozpatrywane są różnorodne mechanizmy zużycia tribologicznego oraz ich wpływ na efektywność i trwałość urządzeń wykorzystywanych w przemyśle wydobywczym.

Ostatnia część pracy skupia się na mechanizmach rekrytalizacji w stopach dwu- i wielofazowych. Przedstawiono w niej najważniejsze czynniki oddziałujące na to zjawisko, takie jak segregacja pierwiastków stopowych, obecność cząstek drugiej fazy czy morfologia mikrostruktury. Podkreślono przy tym znaczenie rekrytalizacji materiałów dla rozwoju i poprawy właściwości stopów jednofazowych, zwłaszcza w kontekście inżynierii materiałowej i potencjalnych innowacji w tej dziedzinie.

1.1 Stale i staliwa wysokomanganowe

Przełomowe odkrycie roli manganu w stali zapoczątkowało rozwój kolejnych gatunków stali i staliw wysokomanganowych, inspirując liczne pokolenia badaczy. Już od połowy XIX wieku zwracano uwagę na ich wysoką uduarność, zdolność do intensywnego utwardzania odkształceniowego oraz odporność na zużycie uduarnościowe. Właściwości te uwarunkowały ich szerokie obszary aplikacji. Natomiast uniwersalność materiału i możliwości jego modyfikacji sprawiły, że pomimo upływu czasu od momentu opracowania tych stopów pozostają one w centrum zainteresowań zarówno przemysłu, jak i ośrodków naukowo-badawczych.

Stal Hadfielda, znana także jako stal wysokomanganowa, ma bogatą historię i została szeroko wykorzystana w różnych branżach ze względu na jej unikalne właściwości. Opracowana ponad sto lat temu, już w początkowych dekadach swego istnienia stała się podstawowym materiałem w branżach wymagających wysokiej odporności na zużycie uderzeniowe – w tym w przemyśle energetycznym, górnictwie oraz sektorze wydobywczym i mineralnym [1–3].

Typowy skład chemiczny stali Hadfielda obejmuje zawartość węgla na poziomie 1,0 – 1,4% oraz manganu w granicach 10 – 14% [4]. Dzięki takiej proporcji pierwiastków materiał ten charakteryzuje się wysoką wytrzymałością, dużą zdolnością do intensywnego umacniania się w wyniku odkształcenia plastycznego, a także dobrą odpornością na zużycie uderzeniowe [5]. Wysoka zawartość manganu sprzyja stabilizacji austenitu, którego struktura o sieci ściennie centrowanej FCC (ang. *face-centered cubic*) w istotny sposób determinuje właściwości mechaniczne oraz charakterystyki eksploatacyjne stali [2].

1.1.1 Krótka historia rozwoju stali i staliw wysokomanganowych

Pierwsze prace R. A. Hadfielda nad stopami o zwiększonej zawartości manganu rozpoczęły się w drugiej połowie XIX wieku [6]. W ówczesnym czasie mangan stosowano jako dodatek stopowy stali wyłącznie w zakresie 1,0 – 1,5%. Odpowiada to również dzisiejszym wymaganiom norm, gdzie pierwiastek ten poprawia hartowność oraz przyczynia się do wiązania szkodliwej siarki w postaci związku MnS, którego wydzielenia poprawiają skrawalność, jednak mogą mieć negatywny wpływ na wytrzymałość zmęczeniową stali [7,8]. Z kolei wyższa zawartość manganu w sposób niepożądany potęguje rozrost ziarna w trakcie obróbki cieplnej i plastycznej na gorąco [9,10]. Negatywny wpływ manganu na ciągliwość stali, szczególnie przy zawartościach przekraczających 1,8%, mógł stanowić przyczynę sformułowanej przez R. A. Hadfielda uwagi, że dalszy wzrost jego zawartości prowadziłby do tak znacznego pogorszenia jakości, iż wytworzony stop byłby pozbawiony wartości użytkowej [11]. Przekonanie to na pewien czas zahamowało rozwój i kontynuację badań nad tym materiałem.

Ponowne zainteresowanie R. A. Hadfielda stalami stopowymi rozpoczęło się po tym, jak zainspirowały go eksperymenty prowadzone przez Alexandre’a Pourcela w zakładach Terre Noire Company. Dotyczyły one wytwarzania stopów żelazo–mangan, zaprezentowanych na paryskiej wystawie światowej EXPO w 1878 roku [12]. Cztery lata później Hadfield podjął własne badania nad zwiększaniem udziału

manganu w stali. Wynikiem tych prac było odkrycie niezwykle istotnego stopu, dziś znanego jako stal wysokomanganowa, co skłoniło Hadfielda do zrewidowania swojej wcześniejszej niepocholebnej opinii na temat wpływu manganu. Swoje spostrzeżenia odnotował w prywatnych notatkach z dnia 23 września 1882 r., kiedy to zwrócił uwagę na zaskakującą wytrzymałość uzyskanego stopu żelaza z manganem w zawartości około 7,45% [13]. W prywatnych listach do Clearance'a Boyle'a Jr. określił swoje odkrycie następującymi słowami:

"this fascinating material with all its peculiar qualities-hard when it should be tough, tough when it should be brittle, brittle when it should be tough, non-magnetic when it should be magnetic seeing there is no less than 88% to 90% of iron in its composition, elongating no less than 50% on 8", and possessing a tenacity of 60 to 70 tons per square inch"

To fascynujący materiał ze wszystkimi swoimi osobliwymi cechami - twardy, gdy powinien być wytrzymały, wytrzymały, gdy powinien być kruchy, kruchy, gdy powinien być wytrzymały, niemagnetyczny, mimo że w jego skład wchodzi aż 88% do 90% żelaza, wydłużający się o co najmniej 50% na odcinku 8 cali i posiadający wytrzymałość na rozciąganie wynoszącą od 60 do 70 ton na cal kwadratowy [13].

W 1884 roku Hadfield uzyskał patent na staliwo żelazo–mangan (zawierającą 7,0 – 13,0% Mn) o możliwie niskich stężeniach węgla, krzemu i pozostałych pierwiastków [6,14]. Spośród zalet tego stopu wymienia, że dzięki naturalnie uzyskiwanej wysokiej twardości oraz wytrzymałości odlanego materiału z procesu wytwarzania można wykluczyć, choć nieobligatoryjnie, dodatkowe zabiegi obróbki plastycznej oraz/lub ulepszania cieplnego, co znacząco wpływałoby na obniżenie kosztów produkcji. Ponadto nadmienia, że staliwo to cechuje się dobrą leżnością przez co uzyskiwane odlewy mogą być cienkościenne. Choć R. A. Hadfield nie dysponował wówczas pełnym wyjaśnieniem przyczyn wyjątkowych właściwości swojego stopu, to z dzisiejszej perspektywy, w świetle współczesnej wiedzy z zakresu metalurgii fizycznej, możliwe jest ich interpretowanie w odniesieniu do charakterystycznej mikrostruktury austenitycznej oraz dominujących mechanizmów umocnienia.

Odzwierciedleniem unikatowych własności staliwa wysokomanganowego był kolejny patent, który w tytule opisuje swoją innowacyjną cechę, tj. samoumacniania

się stali. Ponadto zwrócił on uwagę na istotną redukcję kosztów, uzyskaną dzięki dodawaniu stosunkowo taniego manganu w ilościach umożliwiających wyeliminowanie innych drogich pierwiastków, takich jak wolfram, a także ograniczenie wysokoenergetycznych procesów produkcji. Jednocześnie autor zwraca nacisk na odlewniczy charakter produkcji, gdyż ówczesne procesy obróbki skrawaniem, oprócz szlifowania, nie były w stanie nadać oczekiwanego kształtu stali [15].

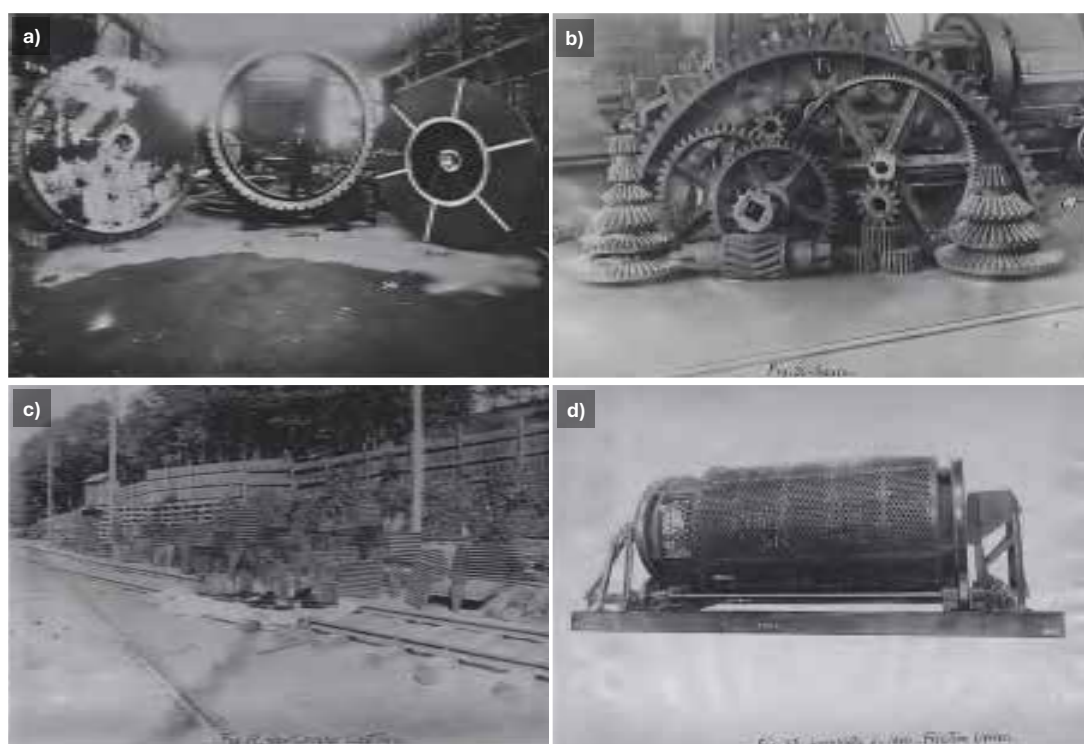
Szerokie międzynarodowe zainteresowanie stalą i staliwem wysokomanganowym wynikało w dużej mierze z serii publikacji Hadfielda w czasopismach *The American Institute of Mining Engineers* (obecnie *The American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers*) oraz *Institution of Civil Engineers*. Wprowadzenie stali wysokomanganowej na rynek amerykański było w dużej mierze efektem zainteresowania tym materiałem ze strony prof. Henry'ego M. Howe'a z Uniwersytetu Columbia, który podczas przygotowań do swojej rozprawy *Metallurgy of Steel* (1890) kilkakrotnie spotkał się z R. A. Hadfieldem, co umożliwiło szersze upowszechnienie wiedzy o tym stopie w Stanach Zjednoczonych [13].

Staliwo wysokomanganowe było z powodzeniem produkowane w zakładach metalurgicznych Hadfield Ltd. w Sheffield (Wielka Brytania), które w 1888 roku zostały odziedziczone przez Roberta Abbotta Hadfielda po śmierci jego ojca, Roberta Hadfielda – założyciela przedsiębiorstwa. Od 1892 roku na podstawie pozwoleń i stosownych patentów produkcja staliwa rozpoczęła się w zakładach Taylor Iron & Steel Company w USA [13].

Niestety opracowana technologia wytwarzania stopu skutkowała trudnościami z użytkowaniem odlewów – ich kruchym pękaniem. O problemach z kruchością odlewów R. A. Hadfield zwrócił uwagę w patencie US572891A z 1896 r., w którym zapisał, że niepoddane odpowiedniej obróbce cieplnej staliwo wysokomanganowe, jakie zaproponował w patentach z 1884 r., będzie cechowało się niską udurowalnością, a przez to nie znajdzie zastosowania [16]. Ponadto, nieodpowiednio dobrana obróbka cieplna stosowana w procesie formowania elementów mogła prowadzić do powstawania pęknięć wewnętrznych, niewidocznych na powierzchni odlewów, co skutkowało ich dyskwalifikacją z eksploatacji [15]. W odpowiedzi na pojawiające się problemy R. A. Hadfield zaproponował zmodyfikowaną procedurę obróbki cieplnej, kładąc szczególny nacisk na konieczność powolnego nagrzewania detalu do temperatury 1 200°F (ok. 650°C), a następnie – po osiągnięciu 1 700°F (ok. 925°C) –

jego szybkiego chłodzenia w wodzie, co miało na celu przesycenie struktury austenitycznej [16]. Zapis tego patentu z 1896 r. określa najbardziej zbliżone warunki oraz wymagania do współcześnie wykonywanego procesu obróbki cieplnej staliwa Hadfielda i stali wysokomanganowej.

Zaproponowana modyfikacja umożliwiła wytwarzanie wielkogabarytowych części maszyn, które szybko znalazły zastosowanie jako elementy robocze czerpaków koparek parowych wykorzystywanych przy budowie Kanału Panamskiego [13], a także w pompach hydraulicznych, pługach do piasku i żwiru, wiertnicach, kruszarkach i rozdrabniarkach, jak również jako koła zębate, łańcuchy oraz podajniki (Rys. 1.1). Część zastosowań staliwa wysokomanganowego została udokumentowana przez R. A. Hadfielda w zgłoszeniach patentowych, m.in. w patencie US652208A z 1900 roku, dotyczącym kruszarki [17], oraz w patencie US791189A z 1905 roku, odnoszącym się do produkcji szyn kolejowych [18]. Jednocześnie drugi z tych dokumentów zawiera konkretne zalecenia co do procesów obróbki plastycznej oraz cieplnej, zgodne ze swoimi poprzednimi opublikowanymi patentami.



Rys. 1.1. Przykładowe wielkogabarytowe komponenty i części maszyn wyprodukowane z zakładach Hadfield Ltd. w Sheffield w Wielkiej Brytanii: (a) elementy pompy odśrodkowej; (b) koła zębate; (c) okładziny i elementy robocze kruszarek szczękowych; (d) bębnowe sito obrotowe [13].

Zainteresowanie wyjątkowymi właściwościami mechanicznymi tej stali w ówczesnym okresie doprowadziło również do prób jej zastosowania w nietypowych rozwiązaniach, takich jak grodzie pancerne czy wzmocnienia konstrukcyjne sejfów.

Rosnące napięcia zbliżającej się I wojny światowej sprawiły, że stal ta testowana była jako materiał do produkcji hełmów ochronnych. W trakcie prób balistycznych hełm był ostrzeliwany przy użyciu pistoletu samopowtarzalnego Webley, strzelającego pociskami o prędkości wynoszącej 580 stóp na sekundę i więcej, przy czym te pociski osiągają prędkość nawet do 1 000 stóp na sekundę. W wyniku testów potwierdzono skuteczność stali dla tego zastosowania. Pocisk odłamkowy nie przebił hełmu, chroniąc potencjalnego użytkownika przed śmiercią lub ciężkimi obrażeniami [13].

Przełom XIX i XX wieku obfitował w liczne odkrycia na polu inżynierii materiałowej oraz metalografii. W 1897 roku William Roberts-Austen przedstawił pierwszą wersję wykresu fazowego żelazo-węgiel, a w 1898 roku Floris Osmond opublikował pracę opisującą ogólną metodę analizy mikrostrukturalnej stali węglowych. W duchu mineralogicznego podejścia nadał on nazwy składnikom mikrostrukturalnym stali: sorbit na cześć Henry'ego Cliftona Sorby'ego, troostyt na cześć Louisa-Josepha Troosta oraz martenzyt na cześć Adolfa Martensa. Choć William Roberts-Austen nie był odkrywcą struktury austenitycznej to jego wysiłek w rozwój nauki w zakresie prac nad stopami żelaza został wynagrodzony analogicznym wyróżnieniem. W roku 1912 istotny wkład w rozwój nowoczesnych stali nierdzewnych wniósł duet badaczy Mauer i Strauss, którzy ogłaszając swój patent na stopy żelazo-chrom-nikiel (Fe-Cr-Ni), zapoczątkowali nowy rozdział w projektowaniu materiałów metalicznych opartych na strukturze austenitycznej. Opracowana przez nich koncepcja dodatku chromu w ilościach zapewniających odporność na korozję, przy jednoczesnym wykorzystaniu niklu jako stabilizatora fazy austenitu w temperaturze pokojowej, umożliwiła syntezę stali o unikatowej kombinacji właściwości – wysokiej odporności chemicznej, dobrej ciągliwości oraz odpowiedniej spawalności. Wydarzenie to miało fundamentalne znaczenie dla rozwoju inżynierii materiałowej, stanowiąc podwaliny pod współczesne stale nierdzewne austenityczne [19].

W odniesieniu do stali i staliw wysokomanganowych termin „austenit” pojawił się po raz pierwszy w pracy dyplomowej Clearance'a Boyle'a, poświęconej R. A. Hadfieldowi, z którym Boyle w tamtym czasie współpracował jako konsultant [13]. Zwrócił on uwagę przede wszystkim na własności wytrzymałościowe stali, wytrzymałość na rozciąganie oraz wydłużenie stopu w warunkach szybkiego i wolnego chłodzenia. Boyle podkreślał zarazem, że stal wysokomanganowa znajduje

praktyczne zastosowanie jedynie wtedy, gdy uda się uzyskać w niej w pełni austenityczną, jednorodną strukturę.

The future of the manganese steel industry appears to be very bright. It is likely that the methods of manufacture will be changed quite radically in some particulars. The advent of the electric furnace which will permit manganese steel scrap to be remelted without the loss of the manganese content gives an idea of what the future may hold forth. Time will tell.

Przyszłość przemysłu stali manganowej wydaje się bardzo obiecująca. Prawdopodobne jest, że metody produkcji zostaną dość radykalnie zmienione w niektórych obszarach. Pojawienie się pieca elektrycznego, który umożliwi ponowne przetopienie złomu ze stali manganowej bez utraty zawartości manganu, pozwala przewidywać, w jakim kierunku będzie zmierzał dalszy rozwój. Ostateczną weryfikację przyniesie czas [13].

Kolejne lata prac nad rozwojem stali wysokomanganowej skupiły się wokół doskonalenia parametrów procesów technologicznych w celu osiągnięcia jednorodnego przesyconego austenitu w wielkogabarytowych odlewach [20–22]. Niemniej nadal pozostawała niewyjaśniona zagadka dotycząca mechanizmu umocnienia stali wysokomanganowej, odpowiedzialnego za jej nietypowy charakter. Zagadnienie to zaczęto systematyczniej badać dopiero w latach 60 XX wieku, co przez pewien czas stanowiło jedno z najbardziej frapujących pytań w obszarze metalurgii fizycznej [23].

1.1.2 Właściwości

Stal wysokomanganowa wykazuje swoje unikatowe właściwości wyłącznie przy odpowiednio dobranym stanie mikrostruktury i składzie chemicznym, które zostały wypracowane metodą prób i błędów przez R. A. Hadfielda. Konwencjonalna obróbka cieplna stali wysokomanganowej polega na poddaniu materiału zabiegowi austenitzacji, a następnie szybkiemu ochłodzeniu stali w wodzie oraz przesyconiu ziaren austenitu γ , tworząc roztwór stały. Proces austenitzacji najlepiej poprzedzić powolnym nagrzewaniem materiału do zakresu temperatur od 1050°C do 1100°C, a następnie wygrzewaniem przez określony czas około 1 do 2 godzin na każde 25 mm przekroju komponentu [1,2]. Wysoka temperatura wygrzewania skutkuje

rozpuszczeniem się wszelkich węglików oraz ujednorodnieniem struktury austenitu. W przypadku przegrzania stali powyżej 1150°C następuje silny rozrost ziaren, skutkujący obniżeniem odporności na obciążenia udarowe. Następujące po wygrzewaniu szybkie chłodzenie również ma na celu ograniczyć prawdopodobieństwo wydzielenia się węglików na granicach ziaren, które mogłyby obniżyć udatność materiału. Wybór medium chłodzącego odgrywa istotną rolę w procesie obróbki cieplnej. Woda, roztwory soli lub mieszaniny wody i lodu są powszechnie stosowane w celu osiągnięcia pożądanych szybkości chłodzenia. Te media pomagają w kontrolowaniu mikrostruktury i właściwości mechanicznych poprzez wpływ na szybkość rozpuszczania węglików oraz stabilizację austenitu [24,25].

Głównym celem tak prowadzonej obróbki cieplnej jest uzyskanie jednorodnej mikrostruktury, zwłaszcza w kontekście przemysłowych zastosowań staliwa Hadfielda. Procedura ta została szczegółowo opisana i potwierdzona empirycznie w szeregu patentów zarejestrowanych przez R. A. Hadfielda w drugiej połowie XIX i na początku XX wieku [16]. Obecnie staliwo to jest powszechnie stosowane w elementach narażonych na zużycie pod wpływem wysokich i dynamicznych nacisków jednostkowych, co wynika z jego zdolności do umacniania się w wyniku odkształceń powstających podczas procesów zużycia. Sam mechanizm odpowiedzialny za to umocnienie stanowi nadal przedmiot licznych badań naukowych [26–29].

Umocnienie odkształceniowe w stali wysokomanganowej, takiej jak stal manganowa Hadfielda, jest złożonym procesem obejmującym różne mechanizmy. Jednym z głównych mechanizmów jest ruch i interakcja dyslokacji. Dyslokacje są liniowymi defektami w sieci krystalicznej, wokół których występuje lokalne zaburzenie uporządkowania atomowego. Dyslokacje umożliwiają plastyczną deformację metali, co oznacza, że mogą one zmieniać kształt bez propagacji pęknięć. Ruch dyslokacji w sieci krystalicznej jest kluczowym mechanizmem odpowiedzialnym za ciągliwość i plastyczność metali [30,31]. Pod wpływem sił zewnętrznych dyslokacje przemieszczają się, prowadząc do powstawania nowych defektów liniowych i reorganizacji struktury krystalicznej. W trakcie ruchu dyslokacje mogą wzajemnie oddziaływać ze sobą, prowadząc do zjawisk takich jak spiętrzenie dyslokacji oraz formowanie blokad dyslokacyjnych, np. barier Lomera-Cottrella. Mechanizmy te zwiększają opór wobec dalszego ruchu dyslokacji, co skutkuje

wzrostem naprężeń krytycznych wymaganych do dalszej deformacji plastycznej, przyczyniając się do tzw. umocnienia odkształceniowego [32,33]. Teoria dyslokacji wyjaśnia różne mechanizmy umocnienia w ciałach krystalicznych, w tym umocnienie odkształceniowe, spiętrzanie i blokowanie ruchu dyslokacji [34,35]. Wzrost gęstości dyslokacji stanowi kluczowy czynnik umocnienia odkształceniowego. Wraz z generowaniem większej liczby dyslokacji średnia odległość między nimi ulega redukcji, co prowadzi do intensyfikacji ich wzajemnych oddziaływań i zwiększenia oporu przeciwko ich dalszemu ruchowi. W rezultacie dochodzi do wzrostu naprężeń wymaganych do inicjacji kolejnych przemieszczeń dyslokacyjnych, co skutkuje zwiększoną wytrzymałością materiału. Teoria ta stanowiła pierwotne wyjaśnienie unikatowej właściwości stali wysokomanganowej.

Nowe spojrzenie na rozwiązanie tego zagadnienia przyniosły prace poświęcone błędom ułożenia oraz zarodkowania martenzytu odkształceniowego ($\gamma_{fcc} \rightarrow \epsilon_{hcp}$ oraz $\gamma_{fcc} \rightarrow \epsilon_{hcp} \rightarrow \alpha_{bcc}$). Choć na początku lat 60 XX wieku mechanizm ten stanowił już źródło badań dla stali Fe-Mn-C to teoria ta nie uległa ugruntowaniu [36]. Próbę wyjaśnienia tego zjawiska przyniosły prace nad analizą widm Mossbauera zdeformowanej stali wysokomanganowej po procesie starzenia. Pozwoliły one, aby Sastri oraz Ray stwierdzili, że w zakresie temperatur do 350°C dochodzi nie do starzeniowego umocnienia wydzieleniowego stali wysokomanganowej, lecz do segregowania się węgla wewnątrz sieci austenitu, nazywając te miejsca „przedwydzieleniem” [37]. Obserwacje te zbiegły się z inną teorią, która w tym okresie uległa weryfikacji oraz potwierdzenia, tj. teoria dynamicznego starzenia odkształceniowego DSA (ang. *dynamic strain aging*) [38,39].

Dynamiczne starzenie odkształceniowe jest kolejnym mechanizmem wpływającym na umocnienie odkształceniowe w stali wysokomanganowej. Występuje, gdy atomy rozpuszczone, takie jak węgiel i azot, oddziałują z dyslokacjami i wpływają na ich ruchliwość [40]. Podczas dynamicznego starzenia odkształceniowego materiał doświadcza tymczasowego wzrostu wytrzymałości i twardości, po którym następuje spadek plastyczności i udarność. Zjawisko to charakteryzuje się tworzeniem atmosfer atomów rozpuszczonych wokół dyslokacji, które utrudniają ich ruch i skutkują umocnieniem odkształceniowym. DSA występuje, gdy atomy substancji rozpuszczanej są na tyle duże, że zamiast blokować dyslokację, podążają wzdłuż dyslokacji podczas jej przemieszczania i gromadzą się w jej rdzeniu [41]. W trakcie prób wytrzymałościowych objawia się to charakterystycznym

ząbkowaniem na wykresie naprężeniowo-odkształceniowym, które zostało opisane jako efekt Portevin–Le Chatelier PLC (ang. *Portevin–Le Chatelier effect*) [42].

Wiedza na temat segregacji międzywęzłowych atomów węgla w wyniku odkształcenia stali Fe-Mn-C oraz teorii wpływu DSA na własności mechaniczne doprowadziły do pierwszej zbiorczej teorii umocnienia stali Hadfield w warunkach dynamicznego starzenia odkształceniowego [23]. Praca Dastur’a i Leslie’ego podsumowała dotychczasowe obserwacje odnośnie umocnienia odkształceniowego stali wysokomanganowej oraz podkreśliła dominujące znaczenie DSA w kontekście mechanizmu odkształcenia, zmniejszając znaczenie bliźniakowania czy odkształceniowej przemiany martenzytycznej. Jednocześnie autorzy zasugerowali, że efekt ten można zdominować poprzez zwiększenie zawartości węgla w stali lub dodanie innego pierwiastka [23], co zainspirowało jeden z kierunków rozwoju tego stopu. Teoria o dominującym mechanizmie DSA doczekała się swojego modelu opracowanego przez Owen’a i Grujicic’a [40].

Sam mechanizm DSA nie wyjaśniał jednak tak znacznego przyrostu umocnienia uzyskiwanego w wyniku odkształcenia plastycznego, stąd nastąpił zwrot w kierunku oceny wpływu bliźniakowania [43–45] oraz odkształceniowej przemiany martenzytycznej [26,46]. Kontekstu prowadzonym pracom nadała teoria energii błędu ułożenia SFE (ang. *stacking fault energy*).

Koncepcja energii błędu ułożenia została zaproponowana i rozwinięta w dziedzinie nauki o materiałach i metalurgii na przestrzeni kilku dekad, z wkładem różnych badaczy. Teoretyczne ramy zrozumienia SFE zaczęły się kształtować w połowie XX wieku. SFE jest fundamentalną właściwością materiału, która charakteryzuje energię wymaganą do utworzenia lub przemieszczania błędów ułożenia w sieci krystalicznej materiału. Błędy ułożenia są defektami płaskimi, które występują, gdy dochodzi do odchylenia od idealnej sekwencji ułożenia płaszczyzn atomowych w strukturze krystalicznej. Te błędy mogą znacząco wpływać na zachowanie mechaniczne i mechanizmy deformacji materiału. SFE ilościowo określa energię potrzebną do utworzenia i przemieszczania tych błędów ułożenia. Jest to miara nadmiarowej energii związanej z nieidealnym ułożeniem płaszczyzn atomowych w porównaniu z idealną, w pełni uporządkowaną strukturą krystaliczną. Stanowi kluczowy parametr wpływający na zachowanie materiałów podczas deformacji plastycznej. Wpływa na ruch dyslokacji, systemy poślizgu oraz formowanie bliźniaków. W zależności od SFE zachodzi inny mechanizm odkształcenia w stopach

Fe-Mn-C [47–49]. W zależności od stabilności austenitu, stopnia odwęglenia, niejednorodności składu chemicznego zaobserwowano zarówno odkształceniową przemianę martenzytyczną ($\gamma_{fcc} \rightarrow \epsilon_{hcp}$ oraz $\gamma_{fcc} \rightarrow \epsilon_{hcp} \rightarrow \alpha_{bcc}$), jak i mechaniczne bliźniakowanie [50]. W pewnych przemysłowych aplikacjach stali zaobserwowano również zróżnicowanie w mechanizmach odkształcenia, np. w funkcji odległości od powierzchni roboczej elementu roboczego kruszarki odśrodkowej [51].

Z tego powodu stale średnio- i wysokomanganowe wpisano w zbiór gatunków stali TWIP (ang. *twinning induced plasticity*) [52], natomiast w przypadku ich odwęglenia lub zmodyfikowania dodatkami stopowymi mogą wykazywać również efekt TRIP (ang. *transformation-induced plasticity*) [27,53–55]. Jednak dalsze prace nad opisem mechanizmów umacniania tych stali łączą efekt TWIP/TRIP z mechanizmem DSA w kontekście często obserwowanego efektu PLC, starając się opisać synergiczny efekt wszystkich mechanizmów [56,57]. Należy więc podkreślić, że SFE austenitu uwarunkowany jest wieloma czynnikami takimi jak dokładny skład chemiczny, rozmiar ziarna czy jego temperatura [58–60].

Zdolność do umacniania się stali wysokomanganowej stanowi jej dominującą właściwość, stojącą za jej unikatowym charakterem oraz warunkującym jej spektrum zastosowań. Jednak nie każde warunki wytwarzania i użytkowania tej stali skutkują wywołaniem efektu TWIP lub/i TRIP, pozostawiając materiał w formie jednorodnego austenitu.

1.1.3 Kierunki modyfikacji

Modyfikacja stali wysokomanganowej polega na dostosowywaniu jej składu chemicznego oraz parametrów procesów technologicznych w celu poprawy właściwości lub dostosowania materiału do specyficznych zastosowań. Rozwój stali Hadfielda jest napędzany dążeniem do wzmocnienia jej unikalnej kombinacji odporności na zużycie i wysokiej zdolności do umocnienia odkształceniowego. Badacze wykorzystują różne metody i kierunki badań, aby osiągnąć te modyfikacje.

Pierwsze modyfikacje składu chemicznego związane były ze zwiększeniem zawartości aluminium w stali wysokomanganowej, aby spotęgować efekt DSA, będący jednym z pierwszych mechanizmów opisanych jako odpowiedzialnych za samoumacnianie się tej stali [43,44]. Zwiększenie zawartości aluminium z 0,0% do 4,0% powoduje zmniejszenie aktywności i dyfuzji węgla w austenicie. Zmiana ta prowadzi do zwiększenia szybkości umocnienia przez odkształcenie oraz odporności na zużycie przy wysokim obciążeniu. Istnieje jednak optymalna zawartość aluminium,

po przekroczeniu której te właściwości spadają. Stop o zawartości 1,75% C, 13,5% Mn i 1,3% Al wykazał maksymalną szybkość umocnienia, podczas gdy stop o zawartości 1,00% C, 13,5% Mn i 4,0% Al wykazał lepszą odporność na zużycie przy wysokim obciążeniu [61]. Obserwacje te zostały potwierdzone również w trakcie badań odporności na zużywanie ściernie. W trakcie porównania stali wysokomanganowej z i bez dodatku aluminium stwierdzono, że w warunkach niskiego obciążenia stal stopowana aluminium ma większą odporność na zużycie. W warunkach intensywnego obciążenia ściernego stal Hadfielda bez dodatku aluminium wykazała wyższą odporność na zużycie niż jej wariant stopowy z dodatkiem tego pierwiastka [62]. Ponadto dodatek aluminium przyczyniał się do spowolnienia mechanicznego bliźniakowania, co skutkowało wzrostem energii błędu ułożenia austenitu i w konsekwencji wpływało na zmianę dominujących mechanizmów odkształcenia oraz umacniania stali [63,64].

Redukcja SFE stanowiła kolejny kierunek modyfikacji w celu zwielokrotnienia umocnienia poprzez efekt TWIP, zwiększając finalnie odporność na zużycie ściernie. Wpływu na SFE próbowano osiągnąć poprzez zmianę składu chemicznego, np. zmieniając zawartość krzemu oraz węgla [65], zwiększając zawartość molibdenu [66] lub aluminium [67]. Jednocześnie proces wytwórczy danej stali oraz osiągnięta finalnie mikrostruktura również stanowiła obszar badań do redukcji SFE [68].

Utworzenie mikrostruktury wielofazowej, złożonej z drobnodispersyjnie rozmieszczonych węglików w osnowie austenitu doprowadziłoby do wykorzystania kolejnego mechanizmu zwiększającego odporność na zużywanie ściernie jakim jest umocnienie wydzieleniowe. Obecność węglików pierwotnych lub wtórnych skutkuje blokowaniem ruchu dyslokacji w trakcie ich przemieszczania [69]. Zgodnie z pierwotnie opracowanym procesem obróbki cieplnej, oczekiwaną morfologią stali wysokomanganowej jest przesycona jednorodna mikrostruktura austenitu o rozmiarze ziaren osiągniętym głównie poprzez parametry procesu odlewania, czyli temperaturę i szybkość chłodzenia odlewu. Jednak jednorodność mikrostruktury nie sprzyja odporności na zużycie ściernie, a materiał o analogicznej twardości, ale o niejednorodnej strukturze, może wykazywać znaczną różnicę pod względem stopnia zużycia [70]. Dlatego też rozwój stopu zawierającego twarde wtrącenia węglików typu M_3C w osnowie austenitu jest głównym powodem modyfikacji składu chemicznego przez różne grupy badawcze. Jako modyfikatory dla tworzenia węglików i/lub rozdrobnienia ziaren, używane były pierwiastki takie jak tytan [71–75], azot [76],

wolfram [73], wanad [77], niob [78] czy chrom [79]. Jednocześnie podejmowane są próby zwiększenia odporności na zużywanie ściernie poprzez zwiększenie zawartości węgla i manganu. Przekłada się to na wzrost odporności na zużywanie ściernie, ale kosztem zmniejszenia udurowości. Stale wysokomanganowe o zwiększonej zawartości węgla mogą być stosowane tylko w warunkach niskiego obciążenia udurowego [80].

Badania nad rozwojem dwuetapowej obróbki cieplnej stanowią nowe podejście do wpływania na mikrostrukturę i właściwości mechaniczne stali wysokomanganowych. Obróbka składa się z etapu izotermicznego wyżarzania w celu wytworzenia licznych ziaren perlitu, które w drugim kroku ulegają rekonstrukcji podczas reaustrylizacji, powodując rekrytalizację stali. To poprawia właściwości mechaniczne w porównaniu do stali wytwarzanych przez jednoetapowe wyżarzanie austenitujące [81–83]. Alternatywny proces obróbki cieplnej dla stali Hadfield może być osiągnięty przez długotrwałe izotermiczne wyżarzanie w zakresie temperatur od 260°C do około 550°C. Powoduje to zmiany morfologiczne w mikrostrukturze, które są spowodowane przez wytrącanie się węglików wzdłuż granic ziaren oraz, w zależności od warunków przeprowadzonego procesu termicznego, rozkład austenitu na produkty transformacji dyfuzyjnych i/lub niedyfuzyjnych [84], co jest bezpośrednio związane ze zmianą wartości temperatury M_s w funkcji zawartości węgla i manganu [78]. Proces wytrącania węglików powoduje zubożenie matrycy w węgiel, co w konsekwencji prowadzi do wzrostu temperatury M_s i potencjalnego częściowego hartowania odlewu stalowego. Mikrostruktura, składająca się z kruchych węglików wysegregowanych wzdłuż granic ziaren austenitu oraz igieł martenzytu w ich obrębie, dyskwalifikuje odlew stalowy do użytku w tych warunkach pod obciążeniem udurowym. Jednakże, ponowne wyżarzanie odlewu stalowego oferuje możliwość niekompletnego rozpuszczenia węglików w matrycy, co przy odpowiednim doborze parametrów obróbki cieplnej, może spełnić rolę czynnika wzmacniającego przez wytrącanie, jeśli jego rozmiar i rozmieszczenie nie wpływają krytycznie na zmniejszenie udurowości. Ponadto, odporność na zużywanie ściernie zostanie zwiększona, poszerzając możliwości zastosowania stali wysokomanganowych, np. jako bardziej niezawodne elementy robocze do kruszarek szczękowych.

Innym kierunkiem modyfikacji stali wysokomanganowych było uzyskanie jak najbardziej rozdrobnionej mikrostruktury. Rozdrobnienie struktury uzyskiwano poprzez mikrostopowanie takimi pierwiastkami jak Nb, Ti, V, N czy Hf [85]. Ponadto rozdrobnienie mikrostruktury aż do skali nanometrycznych rozmiarów ziaren również

stanowi metodę zmiany własności mechanicznych stali wysokomanganowej [86]. Stan ten osiągany jest poprzez przeprowadzenie silnej obróbki plastycznej warstwy wierzchniej, np. poprzez młotkowanie (ang. *high-speed pounding*) [87] czy kulowanie (ang. *shot peening*) [88].

Modyfikacja stali wysokomanganowej koncentruje się na rozwoju jej unikalnych właściwości, takich jak odporność na zużycie ścierne i udarnościowe oraz zdolność do samoumacniania się, co stanowi wspólny mianownik wszystkich kierunków badań nad rozwojem tej stali. Jednak kluczowe jest zachowanie równowagi między twardością a udarnością oraz uniknięcie niekorzystnych sieci wydzielen, ułatwiających propagację pęknięć. Współcześnie kluczowe kierunki obejmują zwiększenie zawartości aluminium, co wpływa na szybkość umacniania się przez odkształcenie i odporność na zużycie, a także redukcję energii błędu ułożenia w celu zwiększenia efektu TWIP. Badania skupiają się również na tworzeniu mikrostruktury wielofazowej poprzez wzbogacanie stali w węgliki lub pierwiastki rozdrabniające rozmiar ziarna oraz rozwijaniu nowych metod dwuetapowej obróbki cieplnej.

1.1.4 Zastosowanie

Stal wysokomanganowa ze względu na swoje pierwotne przeznaczenie odnalazła zastosowanie przede wszystkim jako stal na wielkogabarytowe elementy wykorzystywane jako części maszyn roboczych najczęściej pracujących w warunkach obciążeń udarnościowych lub narażonych na zużywanie. Branże takie jak górnictwo czy szeroko pojęty przemysł wydobywczy i przetwórczy wykorzystują ten materiał już od początku XX wieku, co ugruntowało jego pozycję w zastosowaniach wymagających wysokiej wytrzymałości i odporności na zużywanie. Jednak pomimo ugruntowanej pozycji w zakresie aplikacyjnym pojawiają się nowe kierunki zastosowań tej stali. Badania wykazały, że stale wysokomanganowe są obiecującymi kandydatami do zastosowań w środowiskach kriogenicznych. Dzięki badaniom *in situ* dyfrakcji neutronowej określono większe tempo wzrostu gęstości dyslokacji, SFE oraz bliźniakowania mechanicznego w temperaturach kriogenicznych niż w przypadku temperatur dodatnich [89,90]. Ze względu na niższy koszt produkcji stali wysokomanganowej w stosunku do stali wysokoniklowych zdobyło ono zainteresowanie w zakresie wykorzystania go na rurociągi, zbiorniki i instalacje do transportu ciekłego gazu LNG [91,92]. Uwagę również skupiają własności tłumiące stali wysokomanganowej [93] czy potencjalne wykorzystanie w przemyśle motoryzacyjnym, wpisując ją w rodziny stali z efektem TWIP/TRIP [94].

Stale o wysokiej zawartości manganu odgrywają istotną rolę w zastosowaniach, w których obecne są wysokie naciski jednostkowe, skutkujące umocnieniem się warstwy wierzchniej. Ten wzrost odporności na zużycie w określonych warunkach czyni je idealnymi dla sektorów transportu czy górnictwa. Przykładem stanowi wykorzystanie ich na szyny kolejowe, które poddawane są silnym, zmęczeniowym obciążeniom [95,96]. Przykładem takiego zastosowania są również szyny kolejowe narażone na intensywne obciążenia eksploatacyjne, dla których stal Hadfielda jest jednym z preferowanych materiałów, szczególnie w miejscach najbardziej obciążonych dynamicznie.

Z uwagi na zdolność do samoczynnego umacniania w wyniku odkształcenia, staliwo wysokomanganowe jest powszechnie stosowane w produkcji elementów roboczych do kruszenia skał, zwłaszcza w kruszarkach szczękowych czy stożkowych. W normalnych warunkach pracy, gdy ruchome i nieruchome szczęki maszyny działają pod znacznym naciskiem, warstwa wierzchnia ulega silnemu zgmiotowi, co skutecznie opóźnia postępowanie zużycia ściernego. Jeżeli jednak obciążenie nie jest wystarczająco duże i warstwa wierzchnia nie zostanie odpowiednio utwardzona, proces ścierania może bardzo szybko prowadzić do utraty geometrii elementu roboczego [97,98]. Wzrost odporności na zużycie tego materiału może przynieść znaczące korzyści ekonomiczne w postaci redukcji częstotliwości wymiany elementów roboczych i kosztów związanych z ich produkcją [99].

Równolegle do badań nad poprawą odporności na ścieranie, liczne zespoły naukowe koncentrują się na analizie przyczyn uszkodzeń elementów wykonanych ze stali wysokomanganowych. Niestety wiele uszkodzeń elementów ze stali wysokomanganowej wynika z jej kruchego pękania spowodowanego obecnością węglików na granicach oraz wewnątrz ziaren. Wydzielenia te są efektem nieadekwatnych warunków zabiegów cieplnych podczas produkcji, zmniejszających zdolność materiału do absorpcji wstrząsów i wytrzymałości na uderzenia podczas kruszenia [5,100,101]. Powtarzającym się zaleceniem, który ma uchronić użytkowników przed tym typem uszkodzenia stanowi usunięcie węglików z granic ziaren austenitu przy zastosowaniu zabiegu przesycania w 1050°C po procesie odlewania. Zapewnić ma to pełną strukturę austenityczną i wymaganą wytrzymałość na obciążenia udarowościowe zgodnie z materiałem klasy ASTM A128, gatunku B-4, używanym do jego produkcji [102,103]. Do powstania negatywnie wpływających

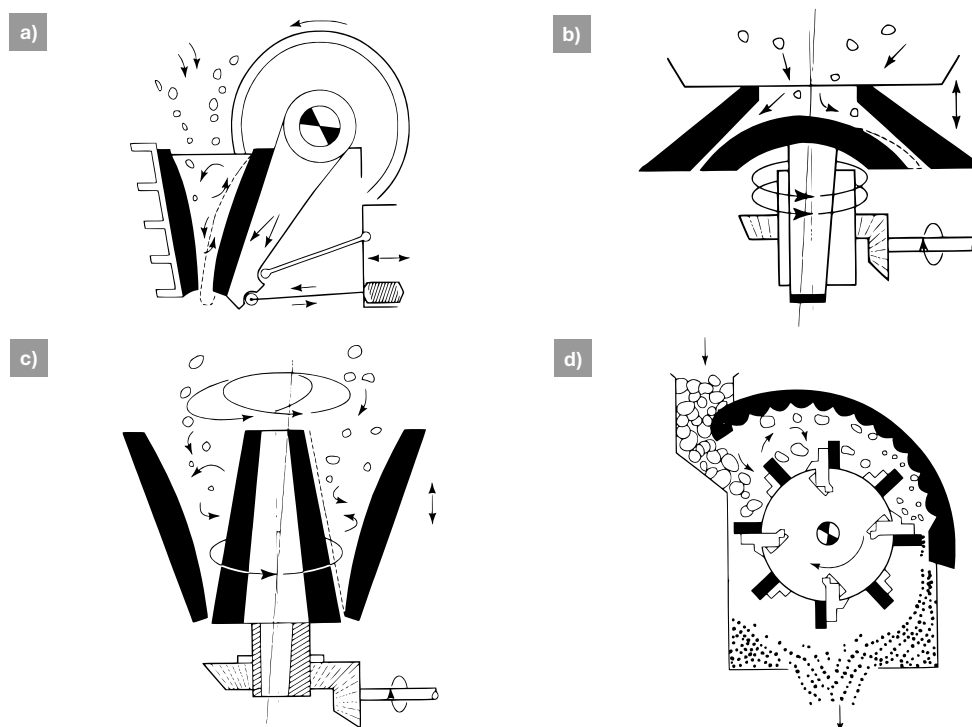
wydzielen węglików mogą doprowadzić również procesy spawania lub napawania tej stali [104].

Kolejnym ograniczeniem stanowi obecność mikroporowatości powstałych podczas krzepnięcia w trakcie procesu odlewania. Tworzą one warunki sprzyjające powstawaniu i propagacji mikropęknięć w warunkach eksploatacyjnych przy wysokich dynamicznych obciążeniach [105]. Z drugiej strony brak warunków do umocnienia się warstwy wierzchniej w trakcie pracy elementu również stanowi przyczynę przedwczesnego wycofania elementu z użytkowania [106]. W konsekwencji każdy przypadek wdrożenia stali wysokomanganowej powinien uwzględniać wielkość rzeczywistych obciążeń i warunki eksploatacyjne, tak aby możliwe było efektywne wykorzystanie jej zdolności samoutwardzania oraz zachowanie optymalnej żywotności części w danym zastosowaniu.

1.2 Tribologia procesów kruszenia

Tribologia procesów kruszenia odgrywa kluczową rolę w zrozumieniu i optymalizacji procesów wydobywania i przeróbki surowców mineralnych. Obejmuje złożone interakcje pomiędzy materiałami, urządzeniami i środowiskiem pracy, co ma kluczowe znaczenie dla efektywności i trwałości sprzętu wykorzystywanego w przemyśle wydobywczym, co przykuło uwagę naukowców do prac nad optymalizacją tego procesu [107,108]. Statystyki wskazują, że w przemyśle wydobywczym każdego roku zużyciu ulega 200 – 300 tysięcy płyt szczękowych, tj. elementów roboczych kruszarek szczękowych, co odpowiada masie 60 – 72 tysięcy ton stali [109,110]. Każdego roku prowadzi to bezpośrednio do strat wynoszących ponad miliard dolarów [111].

Kruszenie stanowi jeden z fundamentalnych etapów przetwórstwa surowców mineralnych i może przebiegać z wykorzystaniem różnych metod i typów maszyn, w zależności od twardości i ścieralności rozdrabnianego surowca, tzw. nadawy, wymagań dotyczących końcowej frakcji oraz uwarunkowań technologicznych [112–115]. W praktyce przemysłowej najczęściej stosuje się metody kruszenia w oparciu o siły nacisku, ścinania, uderzania lub ścierania, a niekiedy kombinację kilku z nich. Wyróżnia się m.in. kruszarki szczękowe, stożkowe, walcowe, udarowe czy żyracyjne (Rys. 1.2). Przy doborze właściwej maszyny uwzględnia się m.in. wielkość paszczy (otworu wlotowego), zakres możliwego moderowania rozmiaru szczeliny (otworu wylotowego), a także planowaną wydajność i stopień rozdrobnienia materiału.



Rys. 1.2. Schematyczne grafiki obrazujące mechanizm działania kruszarki: (a) szczękowej; (b) stożkowej; (c) żyroskopowej, (d) udarowej.

W zależności od zaplanowanego docelowego uziarnienia i zastosowania kruszywa proces kruszenia dzieli się na etapy. Każdy z nich wykorzystuje różne typy kruszarek, pełniąc odrębne funkcje w procesie rozdrabniania surowca [116]. Pierwszy etap to kruszenie wstępne, do którego wykorzystuje się najczęściej kruszarki szczękowe lub kruszarki żyracyjne, których zadaniem jest rozdrobnienie dużych brył skalnych do postaci umożliwiającej ich dalszą obróbkę [117,118]. Ten etap jest kluczowy, gdyż odpowiednie dobranie parametrów kruszenia i charakterystyka używanej kruszarki decydują o skuteczności procesu redukcji masywnego uziarnienia na kolejnych etapach.

Drugi etap to kruszenie wtórne, w którym zmniejsza się wielkość nadawy uzyskanej z kruszenia wstępnego. W zależności od wymaganej frakcji oraz właściwości rozdrabnianego materiału, w tym etapie wykorzystuje się ponownie kruszarki szczękowe, kruszarki walcowe, kruszarki stożkowe bądź kruszarki udarowe z wałem poziomym HSI (ang. *horizontal shaft impactors*). Celem kruszenia wtórnego jest uzyskanie kruszywa o określonej granulacji i kształcie, wymaganych w inżynierii lądowej czy budownictwie ogólnym [118–120].

Kruszenie końcowe, tj. trzeci etap, obejmuje dodatkowe rozdrobnienie surowca z drugiego etapu, zwykle przy zastosowaniu kruszarek stożkowych lub kruszarek udarowych z wałem pionowym VSI (ang. *vertical shaft impactors*) [118,119]. Etap ten

ma na celu dalsze zmniejszenie wielkości ziaren oraz poprawę parametrów kształtu i wytrzymałości produktu finalnego. Dzięki temu uzyskane kruszywo charakteryzuje się większą odpornością na rozdrabnianie i lepszymi właściwościami mechanicznymi, takimi jak wyższa wytrzymałość na ściskanie oraz korzystny kształt ziarna [121].

W przypadku górnictwa odkrywkowego – ze względu na duże rozmiary i twardość brył skalnych – często wybiera się rozwiązania umożliwiające kruszenie wstępne, tak aby uzyskać odpowiednią granulację do dalszej przeróbki na kolejnych etapach kruszenia. Zjawiska zachodzące podczas pierwszego etapu kruszenia elementów roboczych wynikają głównie z efektu zsuwania się i rozdrabniania surowej nadawy. W analizowanym przypadku dominującymi mechanizmami zużycia tribologicznego są pękanie zmęczeniowe oraz zużycie ściernie (Tabela 1.1).

Tabela 1.1. Szacowany udział mechanizmów zużycia w rzeczywistym węźle tarcia kruszarki szczękowej [122].

Węzeł tarcia	Oddziaływanie	Proces	Mechanizm zużycia			
			Adhezja	Tribokorozja	Ścieranie	Pękanie powierzchniowe
Dwa ciała stałe + międzyciało w otoczeniu cząstek lub pyłu	Ścieranie	Efekt ścierania materiału abrazyjnego				
	Kruszenie	Udarowe zmęczenie warstwy wierzchniej				

Zużycie ściernie jest wywołane tarciem między zsuwającym się materiałem skalnym, a powierzchniami kruszarki, takimi jak płyty szczęk. Norma badawcza ASTM G81-97a (2018) określa, że dominującym mechanizmem zużycia w kruszarkach szczękowych jest bruzdowanie określone jako „ciężka forma zużycia przez ścieranie, w której siła między ciałem ścierającym, a powierzchnią zużywającą jest na tyle duża, że w wyniku pojedynczego kontaktu może być wytworzone makroskopowe żłobienie, rowek, głębokie rysy lub wgniecenia” [123]. Badania wykazały, że mechanizmy zużycia na stałej i ruchomej szczęce są różne, co wskazuje, że ścierające właściwości materiału skalnego wpływają na każdą część w inny sposób [124].

Zużycie udarowościowe definiowane jest jako zużycie ciała stałego powstałe w wyniku uderzenia lub powtarzających się uderzeń o dynamicznym charakterze [125]. W odróżnieniu od zużycia erozyjnego w przypadku zużycia udarowościowego ciało, które uderza w określoną powierzchnię jest o znacznie większych rozmiarach,

a często powierzchnia uderzenia jest ściśle określona [126]. Zużycie udarnościowe występuje w wyniku siłowego kontaktu skał z częściami kruszarki, na przykład gdy większe skały są początkowo rozdrabniane. Uderzenie skał prowadzi do siły ściskającej na powierzchni części roboczej kruszarki, powodując zmęczenie materiału i ostatecznie zużycie, stąd w wielu opracowaniach mechanizm ten określany jest pękaniem powierzchniowym. Stopień zużycia elementów kruszarki jest znacząco warunkowany przez wielkość naprężeń udarowych, na które są one narażone podczas pracy [127].

W większości jednak badań oraz analiz skutków zniszczeń badacze zwracają uwagę na synergiczny efekt mechanizmów zużycia. W rzeczywistych zastosowaniach w kruszarkach szczękowych, zużycie ściernie i udarowe występują jednocześnie. Charakterystyka kruszonej skały (jej twardość, ścieralność i rozmiar) oraz konstrukcja i materiał części kruszarki (takich jak płyty szczękowe) odgrywają znaczącą rolę w typie i szybkości zużycia. Interakcja między płytami szczęki, a cząstkami skały prowadzi do nieuniknionego i poważnego zużycia, wpływającego na efektywność i koszty operacyjne kruszarki [128].

1.2.1 Mechanizm zużycia ściernego

Najprostszy model zużycia ściernego opiera się na oddziaływaniu twardych cząstek na powierzchni materiału, po którym przesuwają się, generując ślady zużycia. W zależności od właściwości materiałów ścierających i zużywanego, może wystąpić jeden z kilku mechanizmów zużycia, takich jak [129]:

- Mikrożłobienie występuje, gdy materiał podłoża jest przemieszczany na bok, prowadząc do powstania bruzd, które nie wiążą się bezpośrednio z usunięciem materiału. Przemieszczony materiał tworzy grzbiety obok bruzd, które mogą być usunięte przez kolejne przejście cząstek ściernych.
- Mikroskrawanie zachodzi, gdy materiał oddziela się od powierzchni w postaci wiórów lub mikroodłamków bez przemieszczania materiału na boki bruzd. Ten mechanizm jest bardzo podobny do tradycyjnej obróbki skrawaniem. Czyste mikroskrawanie zachodzi kiedy objętość wióra jest równa objętości wytworzonej bruzdy.
- Mikropęknięcie zachodzi, gdy materiał oddziela się od powierzchni przez proces pęknięcia. Cząstki ściernie powodują lokalne silne naciski jednostkowe, powodując kruche pęknięcia. Te pęknięcia następnie

propagują lokalnie wokół bruzdy, co skutkuje dodatkowym usunięciem materiału przez odspajanie. Z tego powodu objętość usuniętego materiału jest większa niż objętość bruzdy.

- Niskocyklowe zmęczeniowe zużycie ściernie związane jest z wielokrotnym spęczaniem tej samej objętości materiału.

Mikrobruzdowanie i mikroskrawanie są dominującymi procesami w przypadku materiałów ciągliwych, podczas gdy mikropęknięcie staje się kluczowe w przypadku materiałów kruchych [129]. Oba mechanizmy mogą występować jednocześnie lub niezależnie, w zależności od charakterystyki materiałów, warunków pracy oraz rodzaju i wielkości cząstek ściernych. Mikroskrawanie jest bardziej dominujące przy intensywnym zużyciu, podczas gdy mikrobruzdowanie jest bardziej charakterystyczne dla łagodniejszych warunków zużycia.

W materiałach o dwufazowej mikrostrukturze lub składających się z większej ilości faz (żeliwo chromowe, stopowe stale narzędziowe), poszczególne składniki mogą wykazywać różne właściwości mechaniczne. W niektórych warunkach zużycia ściernego, usuwanie fazy o mniejszej twardości (zazwyczaj matrycy) może następować poprzez jeden lub więcej wcześniej wspomnianych mechanizmów. Proces ten może pozostawić twardszą fazę niepodpartą, co może prowadzić do jej oderwania od powierzchni zużycia przez mechanizm wyrwania lub zwiększa jej podatność na zużycie poprzez mikropęknięcie. Ponadto, obecność interfejsu między różnymi składnikami strukturalnymi może sprzyjać pęknięciom i fragmentacji twardszej fazy, szczególnie w warunkach zużycia ściernego z udziałem uderzeń [130].

W kontekście stali wysokomanganowej zdolność do umocnienia odkształceniowego przyczynia się do jej zdolności do oporu przeciw mikroskrawaniu, ponieważ materiał staje się coraz bardziej odporny na odkształcenie i tworzenie się wiórów w miarę wzrostu umocnienia [102].

Podobnie, zjawisko umocnienia odkształceniowego stali wysokomanganowej ma znaczenie w kontekście mikrobruzdowania, które charakteryzuje się mechanizmem prowadzącym do odkształcenia powierzchni i generowania deformacji podłoża wzdłuż śladów zużycia. Materiał ten stawia opór mikrobruzdowaniu, odkształcając się plastycznie i pochłaniając energię od zużycia ściernego, zapobiegając generowaniu się silnych deformacji plastycznych wzdłuż bruzd [108].

Dominacja danego mechanizmu zużycia nie jest powiązana tylko z twardością danego materiału. Jednocześnie zmiana mechanizmu zużycia z mikrobruzdowania na

mikroskrawanie powiązane jest ze wzrostem siły normalnej [131]. Zwiększenie stopnia umocnienia odkształceniowego zwiększa próg przejścia dla procesu mikroskrawania i redukuje ilość usuwanego materiału. Oznacza to, że w przypadku stali o wyższym stopniu umocnienia odkształceniowego (niskie SFE) będzie trudniej usunąć materiał za pomocą mikroskrawania w porównaniu do stali o niższym stopniu umocnienia odkształceniowego (wysokie SFE), co wiąże energię błędu ułożenia materiału z mikromechanizmami zużycia [132,133]. W przypadku stali wysokomanganowej, która charakteryzuje się znaczną podatnością na umocnienie odkształceniowe – zmniejszona wartość SFE sprzyja ograniczeniu mikroskrawania, a przez to obniża całkowity ubytek materiału w warunkach zużycia ściernego. Z kolei wysoka wartość SFE prowadzi do intensywniejszego bliźniakowania mechanicznego, wpływającego na morfologię zużycia w kierunku mikrożłobienia[68]. Oznacza to, że w praktyce stale wysokomanganowe mogą wykazywać zarówno wysoką odporność na mikroskrawanie (niska wartość SFE), jak i efektywne umocnienie przez bliźniakowanie (wysoka wartość SFE). Wybór konkretnego składu chemicznego i obróbki cieplnej pozwala więc dostosować właściwości tribologiczne stali wysokomanganowych do charakteru obciążeń w danym węźle tarcia.

1.2.2 Mechanizm zużycia udarowościowego

Zużycie udarowościowe związane jest z uderzeniem ciała w podłoże. Wyodrębnia się podział zużycia uwarunkowany kierunkiem uderzenia oraz układem sił obecnych w węźle tarcia. Wyróżnia się uderzenie normalne oraz złożone z siłą styczną, które może spowodować poślizg materiału [126]. Samo dynamiczne uderzenie skutkuje wywołaniem kilku rodzajów oddziaływań z podłożem, które doprowadzają do ubytku materiału lub jego deformacji [125]:

- Usunięcia tlenków, gdy jedno z ciał pokryte jest warstwą tlenków, generujących silnie rozdrobnione produkty zużycia.
- Adhezji, gdy dochodzi do rozproszaniu materiału podłoża i przenoszeniu go z jednego ciała na drugie.
- Zużycia ściernego, gdy powierzchnia podlega procesom mikroskrawania lub mikrożłobienia.
- Pęknięcia powierzchniowego lub zmęczeniowego, gdy inicjacji podlegają mikropęknięcia w strefie przypowierzchniowej.
- Odkształcenia plastycznego, gdy powstaje trwałe odkształcenie plastyczne nie związane bezpośrednio z usunięciem materiału.

W kontekście stali wysokomanganowej oraz zastosowania jej jako materiał na elementy robocze kruszarek najczęściej występującym mechanizmem zużycia jest pękanie powierzchniowe. Powtarzające się mechaniczne udarnościowe oddziaływanie nadawy z podłożem może prowadzić do powstawania pęknięć na powierzchni, co w ostateczności wpływa na integralność strukturalną elementu roboczego.

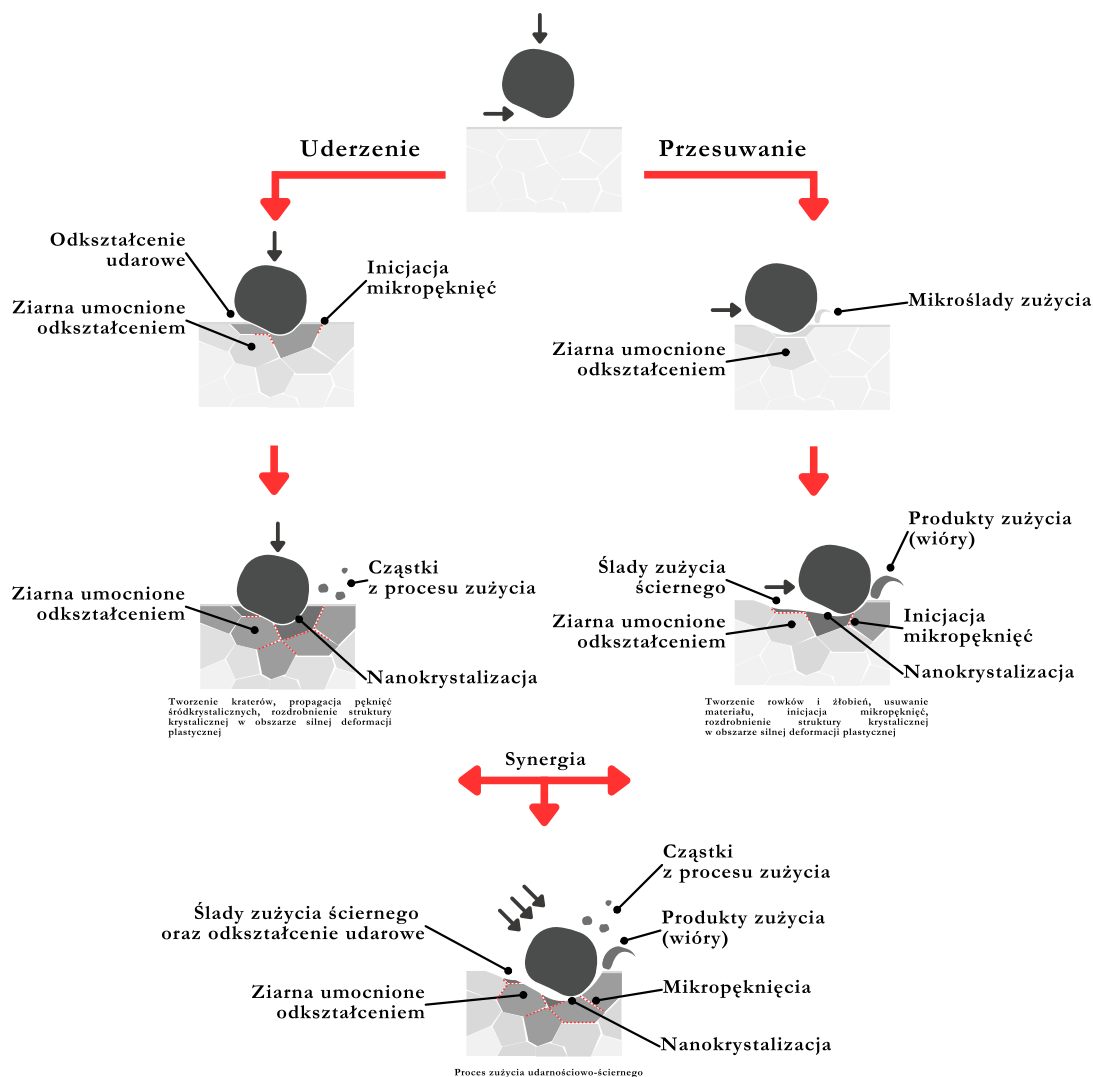
Jak można się spodziewać, odpowiednia twardość elementu poddanego obciążeniu udarnościowemu jest niezbędna, aby zapobiec szybkiemu zużyciu wywołanego plastyczną deformacją. Z drugiej strony użycie materiałów o niskiej zawartości zanieczyszczeń i defektów może ograniczyć zużycie przez powstawanie pęknięć [134]. Kruchość materiału sprzyja szybkiemu wzrostowi pęknięć i powstawaniu dużych odprysków lub nawet makroskopowego pęknięcia komponentu [135], podczas gdy inicjacja pęknięć jest ułatwiona przez zanieczyszczenia.

Inicjacja i wzrost mikropęknięć w materiałach, szczególnie pod wpływem cyklicznych obciążeń, są warunkowane przez mikrostrukturę materiału. Mikrostruktura w stopach wielofazowych odgrywa kluczową rolę w określaniu odporności na powstawanie i wzrost mikropęknięć. Inicjacja pęknięć w wyniku zużycia udarnościowego może być wywołana również na kruchych wydzieleniach wzmacniających osnowę. Przykładem stanowią celowo wydzielone węgliki κ , o nanometrycznych rozmiarach obecnych w stalach Fe-Mn-Al-C po procesie starzenia, zaobserwowane i opisane w pracy Fenga [136]. Jedną ze wskazanych w artykule obserwacji było stwierdzenie, że w trakcie testów tribologicznych początkowy ubytek masy wskazywał na wzrost odporności na zużycie udarnościowe, jednak wraz z czasem testu węgliki κ ulegały wykruszaniu, a na ich granicach z osnową inicjowane były mikropęknięcia. Jednak istotny wniosek z pracy Fenga dotyczy możliwości zastosowania kontrolowanego wydzielania węglików κ jako narzędzia do modyfikacji właściwości tribologicznych stali Fe-Mn-Al-C poprzez mechanizm umacniania wydzieleniowego. Analogiczne obserwacje osiągnięto w przypadku obecności węglików chromu, które w postaci napawanego stopu Fe-Cr-C na podłożu staliwa Hadfielda, miały za zadanie zwiększyć odporność na zużycie ścierne i udarnościowe. Badania mikroskopowe wykazały między innymi obecność pęknięć w strefie przypowierzchniowej, przebiegających wzdłuż granic ziaren osnowy i węglików [137–139].

1.2.3 Mechanizm zużycia udarowościowo-ściernego

Próba opisu oddziaływania synergicznego dwóch wyżej wymienionych mechanizmów została określona zużyciem udarowościowo-ściernym (ang. *impact-abrasive wear*) [140]. Zjawisko to jest wyjątkowo istotne w branżach, gdzie występuje równoczesny kontakt materiału z cząstkami o dużej twardości, w obecności obciążeń dynamicznych. W górnictwie stanowi ono główną przyczynę zużywania się metalowych elementów roboczych takich maszyn, jak kruszarki szczękowe, kruszarki odśrodkowe, stożkowe, itd. W rzeczywistych warunkach przemysłowych proces zużycia jest dodatkowo utrudniony do przewidzenia, ponieważ oba mechanizmy, tj. zużycie udarowościowe i ściernie, często nakładają się na siebie w sposób trudny do jednoznacznego rozgraniczenia [141,142]. Charakter tych dwóch mechanizmów może powodować oddziaływania o charakterze potęgowania, niwelowania lub synergii [143].

Na podstawie dalszych badań nad tym mechanizmem dokonano weryfikacji pewnych hipotez, które zaktualizowały nazwę tego mechanizmu do postaci zużycia ściernego przy dużych naciskach (ang. *high-stress abrasion*) [144,145]. Doświadczenia przemysłowe wskazują, że kluczowym wyzwaniem dla tego mechanizmu pozostaje zachowanie równowagi pomiędzy odpornością materiału na mikroskrawanie i mikrobruzdowanie, a jego zdolnością do absorpcji energii uderzeń. W obu przypadkach zasadniczą rolę odgrywa intensywne odkształcenie plastyczne w warstwie wierzchniej, skutkujące wzrostem gęstości dyslokacji oraz bliźniakowanie wywołane odkształceniem plastycznym. Te zjawiska przekładają się na lokalne umocnienie materiału zwane umocnieniem odkształceniowym. Schematyczny synergiczny charakter oddziaływania tych mechanizmów przedstawiono na Rys. 1.3 [146]. Dyslokacje ulegają spiętrzaniu na defektach sieci, w tym na węglkach, wtrąceniach niemetalicznych czy granicach ziaren, co przyczynia się do wzrostu twardości w strefie przypowierzchniowej. W rezultacie obserwuje się zwiększoną odporność na mikroskrawanie i mikrobruzdowanie (związane z obciążeniem ściernym), a przy zachowanej plastyczności – również na cykliczne obciążenia udarowe. Zjawiska spiętrzania dyslokacji oraz ich oddziaływania z atomami węgla lub azotu pozostają ściśle powiązane z mechanizmem dynamicznego starzenia odkształceniowego (DSA), opisywanym m.in. przez Dastura i Leslie’ego. [23].



Rys. 1.3. Schematyczne przedstawienie synergicznego mechanizmu zużycia udarowościowo-ściernego.

Postępujące bliźniakowanie również będzie stanowić przeszkodę dla ruchu dyslokacji, powodując jednocześnie podział ziaren na coraz mniejsze, co określono miarą dynamicznej zależności Hall-Petch'a [147,148]. Postępujące bliźniakowanie może prowadzić do znacznego rozdrobnienia ziaren, a nawet do nanokrystalizacji struktury, której średni rozmiar ziaren w strefie do 10 μm pod powierzchnią zużycia osiągnął około 25 nm [86]. W skrajnych przypadkach możliwa jest częściowa amorfizacja struktury warstwy wierzchniej, którą zaobserwowano w przypadku wysokoenergetycznych uderzeń twardych minerałów o powierzchnię staliwa Hadfielda [149]. Zniekształcenia sieci krystalicznej, mikrobliźniakowanie, spiętrzanie i kotwiczenie dyslokacji, generowanie martenzytu odkształceniowego w przypadku nadmiernego umocnienia odkształceniowego może doprowadzić do inicjacji pęknięć w miejscach szczególnie na to narażonych, tj. karbów spiętrzających naprężenia,

granicach ziaren, wydzieleniach twardych i kruchych faz, mikroporowatości czy zanieczyszczeń [88,150].

Jednocześnie wielokrotne mikroskrawanie i mikrobruzdowanie tej samej objętości materiału warstwy wierzchniej doprowadza do odrywania się fragmentów podłoża, natomiast proces ten może być spotęgowany przez rozwój siatki pęknięć w przypadku nadmiernego odkształcenia i/lub udarnościowego obciążenia.

Dalsze prace nad zrozumieniem mechanizmów zużycia udarnościowo-ściernego koncentrują się na analizie interakcji pomiędzy naciskami jednostkowymi, intensywnością uderzeń oraz charakterystyką ścierniwa. Jednocześnie prowadzone są badania materiałowe nad poprawą odporności na zużycie udarnościowo-ściernie stali wysokomanganowej, np. poprzez techniki napawania warstwy wierzchniej. W pracy Pana i Donga przeanalizowano wpływ zróżnicowanych form rozmieszczenia napoiny typu Fe-Cr-C na odporność stali Hadfielda na zużycie przy obciążeniach o charakterze udarowo-ściernym [137]. Autorzy zwrócili uwagę, że wielofazowa mikrostruktura napoiny typu Fe-Cr-C, łącząca zarówno twardsze, nierozpuszczone węgliki, jak i bardziej ciągliwą osnowę, może zwiększyć odporność stali wysokomanganowej na takie obciążenia. Należy jednak pamiętać, że powłoka jest tylko lokalnym wzmocnieniem materiału, po usunięciu której procesy zużycia będą zachodziły tak jak dla stopu podstawowego.

Praca Tylczaka, Hawka i Wilsona wskazuje jednak, że w warunkach rzeczywistych, np. w górnictwie odkrywkowym, stal wysokomanganowa może wykazywać wyższą odporność na zużycie w warunkach polowych w porównaniu z wynikami badań laboratoryjnych [151]. Badania dowodzą, że w obecności złożonych obciążeń mechanicznych – obejmujących ścieranie, naciski udarowe oraz działanie cząstek o dużej twardości i nieregularnej geometrii – standardowe metody laboratoryjne nie pozwalają na wierną replikację warunków eksploatacyjnych i towarzyszących im mechanizmów zużycia. W warunkach eksploatacyjnych często dochodzi do synergicznego wpływu obciążeń udarowych, cyklicznego zmęczenia materiału, a także korozji czy zmiennych warunków termicznych. W rezultacie, ocena odporności na zużycie – oparta wyłącznie na testach laboratoryjnych – może być niewystarczająca do przewidywania zachowania materiału w złożonym środowisku pracy. Wyzwaniem ciągle pozostaje optymalizacja składu chemicznego i mikrostruktury stali wysokomanganowych, tak aby wykorzystać efekt intensywnego

umacniania odkształceniowego przy jednoczesnym zminimalizowaniu zagrożenia kruchego pęknięcia.

1.3 Rekrytalizacja

W poprzednich rozdziałach wykazano, że stale i staliwa wysokomanganowe, dzięki zdolności do samoumacniania cechują się wysoką odpornością na zużycie uderowe i akceptowalnym stopniem odporności na zużycie ścierne. Właściwości te wynikają głównie z mechanizmów umocnienia odkształceniowego i bliźniakowania pod wpływem wysokich nacisków jednostkowych. W sytuacji ich braku materiał ten może ulegać przyspieszonemu zużyciu w warunkach ścierania. Jednym z kluczowych sposobów poprawy parametrów eksploatacyjnych i tribologicznych – zwłaszcza w zastosowaniach na elementy robocze maszyn górniczych – jest rozdrabnianie struktury ziaren. Proces ten można skutecznie przeprowadzić na drodze odpowiednio zaprojektowanej obróbki cieplnej lub/i plastycznej, w czym istotną rolę odgrywa kontrolowany przebieg rekrytalizacji.

Rekrytalizacja stopów jedno- i dwufazowych jest procesem o fundamentalnym znaczeniu dla kształtowania mikrostruktury i własności mechanicznych tych materiałów. Kontrola tego procesu umożliwia optymalizację parametrów technologicznych oraz dostosowanie stopów do specyficznych zastosowań inżynierskich. Kluczowymi czynnikami wpływającymi na przebieg rekrytalizacji są obecność i charakterystyka cząstek drugiej fazy, segregacja pierwiastków stopowych oraz zachowanie poszczególnych faz w stopie. W niniejszym podrozdziale dokonano analizy wpływu cząstek drugiej fazy na proces rekrytalizacji w stopach dwufazowych, ze szczególnym uwzględnieniem mechanizmu PSN (ang. *particles stimulated nucleation*) oraz przedstawiono przegląd najważniejszych badań w tym obszarze dla różnych materiałów, takich jak stopy aluminium, stopy magnezu czy stali.

1.3.1 Rekrytalizacja stopu dwufazowego

Proces rekrytalizacji w stopach dwufazowych jest kształtowany przez szereg czynników, takich jak występowanie i segregacja pierwiastków stopowych, obecność cząstek drugiej fazy, charakterystykę mikrostruktury, a także zachowanie poszczególnych faz w stopie. Zrozumienie tych elementów jest istotne dla efektywnej kontroli procesu rekrytalizacji oraz moderowania własności stopów dwufazowych.

Wydzielenia drugiej fazy mogą być w postaci rozdyspergowanych wydzieleni, które wraz z osnową zostaną poddane obróbce plastycznej, lub w przypadków stopów

przesyconych, tak jak stale wysokomanganowe, mogą być wydzielone jako faza starzeniowa. Humphreys zwraca uwagę na trzy aspekty związane z rekrytalizacją stopów o takiej budowie [152]:

- Zmagazynowanej energii, a co za tym idzie sile napędowej rekrytalizacji, może zostać zwiększona.
- Dużych wydzieleniach mogących działać jako miejsca nukleacji dla rekrytalizacji.
- Wydzieleniach, szczególnie tych blisko rozmieszczonych, mogących wywierać znaczący efekt blokowania zarówno na granicach ziaren o małych, jak i dużych kątach.

1.3.2 Mechanizm PSN

Proces rekrytalizacji PSN (ang. *particles stimulated nucleation*) polega na nukleacji nowych ziaren poprzez termiczną regenerację strefy zdeformowanej wokół dużych niedeformowalnych wydzielen w stopach dwufazowych. Zjawisko to zostało zaobserwowane dla różnych stopów, w tym w stopów aluminium, magnezu czy stali [153]. Jako niedeformowalną cząstkę uważa się sztywne wydzielenie znacznie twardsze od osnowy, które będzie stanowiło przeszkodę na drodze przemieszczającym się dyslokacjom [154]. Podczas deformacji materiałów zawierające duże cząstki, czyli o rozmiarach większych niż 0,1 μm , mogą powodować wysoki stopień zniekształcenia sieci krystalicznej w ich otoczeniu z powodu niekompatybilności odkształcenia między cząstką a matrycą, co w konsekwencji prowadzi do powstania złożonych struktur dyslokacyjnych. Obszary te określono mianem strefy deformacji DZ (ang. *deformations zone*) [155], które jednocześnie stanowią miejsce nukleacji nowych ziaren [156]. Humphreys zdefiniował proces powstawania nowych ziaren w trzech krokach:

- nukleacji rozpoczynającej się w obszarze strefy deformacji DZ powstałej wokół cząstki, ale niekoniecznie na granicy fazowej;
- migracji podgranic, tj. wytworzone podziarna, charakteryzujące się niższą gęstością dyslokacji i odmienną orientacją, zaczynają się rozrastać poprzez migrację granic w kierunku bardziej zdeformowanych obszarów materiału;
- wzrostu ziarna do momentu skonsumowania strefy deformacji.

Skumulowane niezgodności sieci krystalicznej w bliskim obszarze wydzielen powstałych stanowią uprzywilejowane miejsca do indukcji nowych ziaren [157].

Nukleacja nowych ziaren może być zapoczątkowana na granicy fazowej cząstka-osnowa, wewnątrz strefy deformacji lub na jej peryferiach. Jeżeli kąt dezorientacji podziaren jest wystarczająco duży, tj. $10^\circ - 15^\circ$, stanie się on potencjalnym zarodkiem rekrytalizacji [158].

Mechanizm PSN powiązany jest nie tylko z rozmiarem cząstek oraz stopniem odkształcenia, ale również skumulowania wydzieleń drugiej fazy w grupy [159]. Praca Portera i Humphreysa udawania, że klastry cząstek stanowią równie efektywne miejsce nukleacji zarodków ziaren. Wpływ cząstek i wynikającej z tego anizotropii odkształcenia staje się wówczas kluczowym elementem kształtowania się nowych ziaren.

Z perspektywy inżynierii materiałowej i metalurgii fizycznej szczególnie wiele uwagi oraz prac badawczych poświęca się mechanizmowi PSN w stopach aluminium oraz magnezu. Po pierwsze wynika to ze względnie prostej budowy mikrostruktury, co ułatwia obserwacje zjawisk lokalnej akumulacji dyslokacji i zarodkowania nowych ziaren przy cząstkach drugiej fazy. Po drugie ze względu na przeznaczenie licznych gatunków tych stopów do zabiegów obróbki cieplnej takich jak przesycanie i starzenie (stopy umacniane wydzieleniowo), możliwe jest wytworzenie specyficznej morfologii mikrostruktury tych materiałów, która spełnia warunki zajścia rekrytalizacji PSN. Ponadto jako wyroby poddawane procesom obróbki plastycznej, odznaczają się wysoką gęstością struktur dyslokacyjnych wokół twardych i nieodkształcalnych wydzieleń, tworząc strefy deformacji DZ umożliwiające nukleację ziaren. Jednocześnie ze względu na naturę stref deformacji (ilość systemów poślizgu) większość naukowców skupiło swoją uwagę na badaniach stopów o osnowie fazy ściennie centrowanej [160–163]. Natomiast w materiałach o bardziej skomplikowanym składzie chemicznym o wielofazowej budowie mikrostruktury liczne nakładające się procesy wydzieleniowe, dyfuzyjne i przemian fazowych znacząco utrudniają wyodrębnienie wpływu pojedynczego mechanizmu rekrytalizacji, co przekłada się na mniejszą liczbę systematycznych badań eksperymentalnych w tym obszarze, np. dla stali. Poniżej przedstawiono wybrane wyniki badań nad mechanizmem PSN w wybranych grupach materiałowych przedstawiających najważniejsze wnioski i obserwacje prac badawczych związanych z określeniem warunków brzegowych rekrytalizacji, np. rozmiarem wielkości wydzieleń czy potencjałem wykorzystania wybranych składników strukturalnych do nukleacji ziaren.

W analizie stopu aluminium umacnianego wydzieleniowo gatunku AA2014 stwierdzono, że poszczególne wydzielения faz międzymetalicznych działają jako potencjalne miejsca dla nukleacji nowych ziaren w zależności od ich średnicy oraz stopnia zgniotu mikrostruktury. Im większy zgniot tym mniejsze wydzielения posłużą jako zarodki. Jednocześnie zwrócono uwagę, że zgrupowania niewielkich wydzielení stanowią równie skuteczne miejsce nukleacji [164]. W innej pracy autorzy potwierdzili te obserwacje, analizując skupiska wydzielení Al_2O_3 o rozmiarach pojedynczych cząstek mniejszych od 1 μm , tłumacząc, że deformacja tych regionów skutkowała wytworzeniem bardziej skomplikowanych splotów dyslokacji ze względu na różnice w podatności na odkształcenia osnowy oraz grupy cząstek [165].

W badaniach z wykorzystaniem multimodalnej mikrotomografii rentgenowskiej przeprowadzono analizę na komercyjnie wykorzystywanej blasze gatunku AA5182 (Al-Mg-Mn) analizę efektywności procesu PSN w zależności od wielkości wydzielení drugiej fazy. Badacze wskazali, że tylko 7,5% zarodków powstało przy cząstkach mniejszych niż 3 μm . Pozostała część zarodków została wygenerowana na wydzieleniach większych, stąd jako granicę rozmiaru cząstek określono jako 4 – 5 μm . Jednak z drugiej strony podkreślono, że spośród wszystkich wydzielení większych niż 5 μm tylko 8% stanowiło miejsce nukleacji nowych ziaren. Ponadto stwierdzono, że zarodki powstałe na mniejszych wydzieleniach lub ich skupiskach równie skutecznie mogą doprowadzić do rekrytalizacji PSN [166]. Dla tego samego gatunku aluminium inna grupa badaczy analogiczną techniką określiła, że około 76% wydzielení większych niż 5 μm stanowiło miejsce nukleacji nowych ziaren [167]. Jednak obie te grupy badaczy w metodyce badań wykazało inne stopnie zgniotu blach w stanie dostarczenia, dobór czasu i temperatury wyżarzania rekrytalizującego oraz parametry sprzętowe tomografów rentgenowskich, przede wszystkim w rozmiarze wokseli. W swoich pracach numerycznych dotyczących oceny znaczenia mechanizmu PSN Knipschildt wskazuje, że klasyczne techniki obrazowania dwuwymiarowego, takie jak mikroskopia świetlna i skaningowa mikroskopia elektronowa, mogą prowadzić do istotnego niedoszacowania rzeczywistej skali tego zjawiska [168].

W przypadku analiz rekrytalizacji stopów magnezu zwrócono uwagę na stabilność procesu rekrytalizacji PSN w zależności od temperatury rozpadu poszczególnych faz międzymetalicznych, będących zarodkami nowych ziaren [169].

W przypadku stali niskowęglowych zwrócono uwagę na udział rekrytalizacji PSN w kontekście całej kinetyki tego procesu. Pomimo niewielkiej ilości cementytu

trzeciorzędowego obecność tych wydzielen miała istotny wpływ na nukleację nowych ziaren, co uwzględniono w modelu kinetyki rekrytalizacji stali niskowęglowej [153,170]. Dla zbliżonego gatunku stali z dodatkiem tytanu zaobserwowano, że wydzielenia TiO mogą posłużyć jako podkładki pod zarodkujące ziarna, jednak jednocześnie podkreślono, że ich obecność spowolniła kinematykę rekrytalizacji [171].

Wśród stosunkowo rzadkich przykładów odniesień do rekrytalizacji PSN w stalach można wymienić prace Giri oraz Li, koncentrujące się na innych niż klasyczne stopy aluminium czy magnezu grupach materiałów [172,173]. Giri wykazał, że cząstki cementytu mogą być istotnymi wydzieleniami sprzyjającymi zarówno lokalnej akumulacji dyslokacji, jak i heterogenicznemu zarodkowaniu nowych ziaren w warunkach wysokotemperaturowej przeróbki plastycznej. W efekcie, zainicjowana w ten sposób rekrytalizacja PSN przyczynia się do stworzenia ziaren o korzystnej orientacji krystalograficznej, a przez to moderowania własności magnetycznych stali. Z kolei Li i współpracownicy skupili się na rekrytalizacji dynamicznej DRX w ferrytycznej stali niskowęglowej, obserwując zjawisko lokalnego zarodkowania nowych ziaren przy większych, twardych i niedeformowalnych wydzieleniach cementytu trzeciorzędowego.

Badania nad rekrytalizacją stali niskowęglowej typu TRIP (C-Mn-Si-Al) w trakcie wyżarzania międzykrytycznego pozwalającego na moderowaniu udziału poszczególnych składników strukturalnych, tj. proporcji austenitu i ferrytu, wykazały, że rozpad kolonii perlitu może doprowadzić do rekrytalizacji ziaren austenitu poprzez PSN. Zaobserwowano, że rozpad płytek cementytu w procesie sferoidyzacji i/koagulacji w trakcie wyżarzania w temperaturze 750°C (powyżej temperatury A_1) doprowadziło do uzyskania morfologii spełniającej wymagania zajścia procesu PSN. Rozpadająca się struktura perlitu utworzyła skupisko drobnych nieodkształcalnych węglików Fe_3C , wewnątrz którego zaobserwowano nowopowstające ziarna austenitu [174].

2 Tło badań

W kontekście dynamicznie rozwijającego się sektora wydobywczego, szczególnie w dziedzinie górnictwa odkrywkowego, nabiera znaczenia zrozumienie i optymalizacja procesów kruszenia brył skalnych. W tych procesach kluczową rolę odgrywają kruszarki szczękowe, będące podstawą wstępnego oraz wtórnego etapu kruszenia surowców. Rozdział ten, jako tło oraz początek podjętych badań doktorskich, koncentruje się na złożonym charakterze i znaczeniu kruszarek szczękowych w przemyśle wydobywczym. Przedstawione w niniejszym rozdziale analizy stanowią wyniki badań własnych zrealizowanych w kopalni granitu w Siedlimowicach.

Rozpoczynając od podstawowych informacji o budowie i zasadach działania tych maszyn, podjęto analizę szczegółów technicznych i operacyjnych, kluczowych dla efektywności i niezawodności procesu kruszenia. Szczególną uwagę poświęcono roli i wpływowi elementów roboczych, które są istotne dla osiągnięcia pożądanych cech produktu końcowego, ale także podlegają zużyciu, wpływając na efektywność i jakość kruszenia.

Badania te przedstawiają podstawową analizę wpływu zużycia elementów roboczych na proces kruszenia granitu, ilustrując złożone zależności między stanem technicznym kruszarki a jej efektywnością eksploatacyjną. Przedstawione badania i wyniki są kluczowe dla zrozumienia obecnego stanu techniki i stanowią podstawę dla dalszych badań i innowacji w dziedzinie materiałów wykorzystywanych na elementy robocze kruszarek szczękowych.

Łącząc teoretyczne podstawy z praktycznymi aspektami eksploatacji kruszarek szczękowych, rozdział ten ma na celu dostarczenie wglądu w problematykę techniczną oraz wyznaczenie kierunków dla przyszłych badań i rozwiązania problemu naukowego, który zostanie omówiony w dalszej części pracy doktorskiej.

2.1 Wprowadzenie

Kruszarki szczękowe wykorzystywane są we wstępnym oraz wtórnym etapie kruszenia brył skalnych w przemyśle wydobywczym, a przede wszystkim w górnictwie odkrywkowym, gdzie rozdrabnianie zwięzłych surowców skalnych i żwirowych stanowi podstawową operację technologiczną. Elementem roboczym

rozdrabniającym twarde oraz dużych rozmiarów kopaliny jest para szczęk gładkich lub o rozbudowanej powierzchni roboczej.

Odpowiednio dobrany rodzaj i materiał płyt szczęk kruszących pozwala na osiągnięcie zamierzonych cech jakimi odznaczać się ma wyjściowy produkt, np. wielkość granulometryczna, kształt ziaren czy udział ziaren nieforemnych [175]. Wpływ typu maszyn oraz układów technologicznych przeróbki kruszyw mineralnych na efekty kruszenia bezpośrednio określono w wielu badaniach, co pozwala producentom na dobór właściwej technologii kruszenia do założonej jakości kruszywa [176]. Pomimo losowości jaką cechuje się proces rozdrabniania, który między innymi wynika ze zróżnicowania własności i struktury surowców skalnych, zdeterminowany jest on parametrami urządzeń rozdrabniających takimi jak wymiar szczeliny wylotowej, osiągnięta siła nacisku, ilość i kształt elementów roboczych, a także ich stan techniczny [177]. Wpływ stopnia zużycia elementu roboczego kruszarki szczękowej na jakość wytwarzanego surowca stanowi przedmiot analizy niniejszego rozdziału. Elementy robocze kruszarki szczękowej pracują przede wszystkim w warunkach zużycia o charakterze uderowego zmęczenia oraz zużycia ściernego wywołanego rozkruszaniem nadawy oraz zsuwaniem się rozkruszonego surowca [70].

Układ kinematyczny kruszarki szczękowej złożony jest z dwóch szczęk, gdzie najczęściej jedna z nich pozostaje nieruchoma względem drugiej, będąc przymocowaną do kadłuba kruszarki. Szczeka ruchoma, zamocowana do mimośrodowego wału, wykonuje wahadłowy ruch roboczy, rozdrabniając wsypywaną między szczęki nadawę siłami kruszącymi takimi jak ściskanie, ścieranie, łamanie i uder. Gładkie powierzchnie szczęk zgniatają podawany materiał, natomiast pionowe rowkowania szczęk przyczyniają się do ścinania lub łamania kruszonej kopaliny. Układ dwóch powierzchni szczęk tworzy kąt ostry α , który dobierany jest tak, aby uniknąć wypychania rozkruszonego materiału do góry przy zbyt dużym kącie oraz jednocześnie zapobiec nadmiernemu rozkruszeniu nadawy przy zbyt małym. Otwór wlotowy kruszarki nazywany jest paszczą i determinuje maksymalny wymiar ziarna, które może zostać poddane rozdrobnieniu. Natomiast otwór wylotowy określa się mianem szczeliny, której wymiar warunkuje rozmiar ziarna, jakie można uzyskać po procesie kruszenia [178,179]. Wielkości te uwarunkowane są nie tylko geometrią kruszarki i rodzajem zastosowanych elementów roboczych, ale również stopniem ich zużycia narastającym wraz z czasem eksploatacji.

Duża wydajność, prosta budowa, możliwość znacznej redukcji kruszonego surowca oraz poddawanie procesowi kruszenia kamieni o dużych gabarytach niewątpliwie stanowią zalety kruszarek szczękowych [180]. Obserwacje makroskopowe oraz pomiary krytycznych cech geometrycznych szczęk roboczych kruszarek w trakcie ich użytkowania stanowią podstawę procesu poprawy niezawodności oraz wydłużania okresu eksploatacji elementów roboczych, wymaganego do spełnienia oczekiwań wzrastającego popytu rynku przemysłu budowlanego i drogowego [181,182].

2.2 Wyniki badań wstępnych

W poniższych badaniach przedstawiono analizę wpływu stopnia zużycia elementów roboczych kruszarki szczękowej na przebieg procesu rozdrabniania oraz jakość uzyskiwanego surowca. Jako wyznacznik oceny efektywności pracy układu technologicznego dwóch kruszarek przyjęto wskaźnik jakości produktu rozdrabniania, tj. udział ziaren nieforemnych, dla frakcji o średniej wielkości 31,5/63 mm na każdym z dwóch stopni kruszenia. Stopień zużycia monitorowano, prowadząc obserwacje makroskopowe płyt szczęki stałej oraz wykonując pomiary krytycznych cech geometrycznych kruszarki – wysokości zębów oraz wielkości paszczy i szczeliny wylotowej w ciągu całego okresu ich eksploatacji.

2.2.1 Metodyka badań

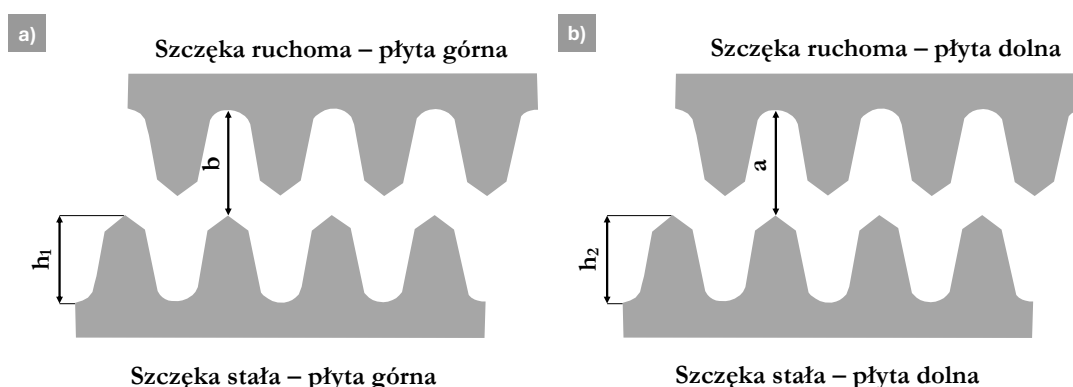
Analizie poddano proces kruszenia w kopalni granitu w Siedlimowicach, obejmujący dwa etapy kruszenia: pierwszy na kruszarce szczękowej R-120 oraz drugi na kruszarce stożkowej HP400. Celem zrealizowanych badań była ocena wpływu zmiany kształtu szczęk kruszarki szczękowej na efektywność kruszenia granitu.

W pierwszym etapie kruszenia wykorzystywana była kruszarka szczękowa R-120 wyposażona w parę szczęk o rowkowaniu bałwankowym ściętym wykonanych ze staliwa Hadfielda, z których jedna była nieruchoma. Drugi etap kruszenia przeprowadzony był na kruszarce stożkowej HP400, złożonej z pary stożków, zewnętrznego oraz wewnętrznego, włożonego jednego w drugi. Praca kruszarki stożkowej jest uzależniona od przebiegu procesu rozdrabniania na kruszarce szczękowej. Wielkość ziarna wpadającego do kruszarki stożkowej warunkuje ilość energii potrzebnej do dalszego rozkruszenia nadawy, co będzie generowało większy lub mniejszy pobór prądu na drugim stopniu kruszenia. Natomiast rozmiar kruszywa

zależny jest od wielkości szczeliny kruszarki szczękowej w pierwszym etapie, a więc bezpośrednio uzależniony od stopnia zużycia zębów.

Rejestrowanymi parametrami w trakcie badania procesu kruszenia granitu na kruszarce szczękowej R-120 oraz kruszarce stożkowej HP400 były:

- wielkość paszczy „b” oraz szczeliny „a” w kruszarce szczękowej R-120;
- wysokość zębów płyty górnej szczęki stałej „h₁” oraz płyty dolnej szczęki stałej „h₂”(Rys. 2.1) ;
- badanie poboru prądu na obu kruszarkach;
- badania laboratoryjne materiału uzyskanego po pierwszym i drugim stopniu kruszenia.



Rys. 2.1. Metodyka pomiaru poszczególnych parametrów: (a) paszczy kruszarki (płyta górna); (b) szczeliny kruszarki (płyta dolna).

Pomiarom oraz obserwacjom makroskopowym poddano wykładziny szczęki stałej kruszarki szczękowej znajdującej się w kopalni granitu w Siedlimowicach w okresie 3 miesięcy od dnia montażu szczęki stałej do ostatniego dnia przed jej demontażem. Pomiary wykonywano w analogicznych odstępach czasowych.

Badania laboratoryjne przede wszystkim mają ocenić jakość kruszywa, która determinuje jego stopień i sposób wykorzystania. W pracy określono przynależność do frakcji oraz kubeczność rozdrabnianego materiału na obu etapach rozkruszania zgodnie z normami PN-EN 933-1:2012 oraz PN-EN 13383-2:2003, wykorzystując zestawy znormalizowanych sit laboratoryjnych oraz suwmiarki Schultza. Wskaźnik kształtu, tj. procentowy udział masy ziaren nieforemnych w analizowanej próbce, obliczono dla frakcji o średniej wielkości 31,5/63 mm, na której najłatwiej zaobserwować zmiany wywołane zużyciem szczęk kruszarki, zgodnie z poniższym wzorem:

$$SI = \frac{M_2}{M_1} * 100\%$$

M_1 – masa próbki analitycznej;

M_2 – masa ziaren nieforemnych, gdzie jako ziarno nieforemne klasyfikuje się każde ziarno o stosunku jego długości L (maksymalna odległość dwóch równoległych do siebie płaszczyzn ziarna) do grubości E (minimalna odległość dwóch równoległych do siebie płaszczyzn ziarna) większym od 3.

2.2.2 Wyniki

Obserwacjom makroskopowym poddano powierzchnie wykładzin szczęki stałej od momentu ich zamontowania (Rys. 2.2) do dnia wycofania z eksploatacji (Rys. 2.4d). Na Rys. 2.3a-b oraz Rys. 2.4a-d zobrazowano postępujące zużycie ściernie szczęki stałej w kolejnych dniach jej użytkowania.



Rys. 2.2. Widok ogólny nowo zamontowanej szczęki stałej w pierwszym dniu eksploatacji (z prawej).



Rys. 2.3. Widok ogólny zębów płyty górnej szczęki stałej: a) 15; b) 29 dnia eksploatacji.

W początkowej fazie zęby na całej szerokości płyty równomiernie traciły swój pierwotny bałwankowy zarys poprzez zaokrąglenie krawędzi wierzchołków (Rys. 2.3a-b). Od 29 dnia zaobserwowano mniejszą prędkość zużycia zębów skrajnych. Tendencja ta utrzymała się przez cały okres eksploatacji. 44 dnia płyty pokryte były licznymi nieciągłościami powierzchniowymi w postaci pęknięć, bruzd oraz ubytków materiału, natomiast zęby w obszarze szczeliny wylotowej kruszarki całkowicie utraciły swój zarys. Ponadto w celu wydłużenia czasu pracy szczęki stałej, miejscami zamieniono położenie sekcji płyty górnej w paszczy kruszarki (utrata wysokości zębów o 32,9%) z płytą dolną w szczelinie (utrata wysokości zębów o 88,2%). Finalnie po 89 dniach eksploatacji, a 46 dniach po zamianie pozycji płyt, szczękę stałą jako obiekt nienaprawialny wycofano z dalszego użytkowania. Z powodu zmian pozycji płyt całkowitemu zużyciu ściernemu zębów uległy obszary zarówno w paszczy, jak i szczelinie kruszarki szczękowej.



Rys. 2.4. Widok ogólny płyty górnej szczęki stałej: (a) 44; (b) 57; (c) 71; (d) 89 dnia eksploatacji.

Najmniejszemu zużyciu uległy zęby skrajne, które w znacznie mniejszym stopniu odpowiadały za rozdrabnianie nadawy z powodu ograniczonej przez boczne osłony przestrzeni roboczej. Środkowe zęby szczęk narażone są na większe obciążania ściskające, ścierające oraz uderowe z powodu zcentralizowanego systemu

uzupełniania nadawy. Stąd całkowite zużycie tych obszarów elementów roboczych dyskwalifikuje je do dalszego użytkowania.

W Tabeli 2.1 przedstawiono wyniki pomiarów poszczególnych parametrów geometrycznych pary wykładzin, zaprezentowanych schematycznie na Rys. 2.1. Po 15 dniach eksploatacji największemu zużyciu uległa płyta dolna, w której wysokość zębów zmalała o 50,6%. Finalnie wielkość szczeliny „a” po 89 dniach eksploatacji powiększyła się o 43,2% początkowej wielkości, natomiast wielkość paszczy „b” o 8,9% początkowej wielkości. W celu przedłużenia żywotności wykładziny szczęki stałej, po 44 dniach eksploatacji, płytę dolną zamienioną z płytą górną. W momencie zamiany zęby w obszarze paszczy były o 88,2% mniejsze względem wartości początkowej, natomiast w szczelinie o 32,9%.

Tabela 2.1. Wyniki pomiarów parametrów geometrycznych kruszarki szczękowej oraz ich procentowa zmiana względem wartości początkowej.

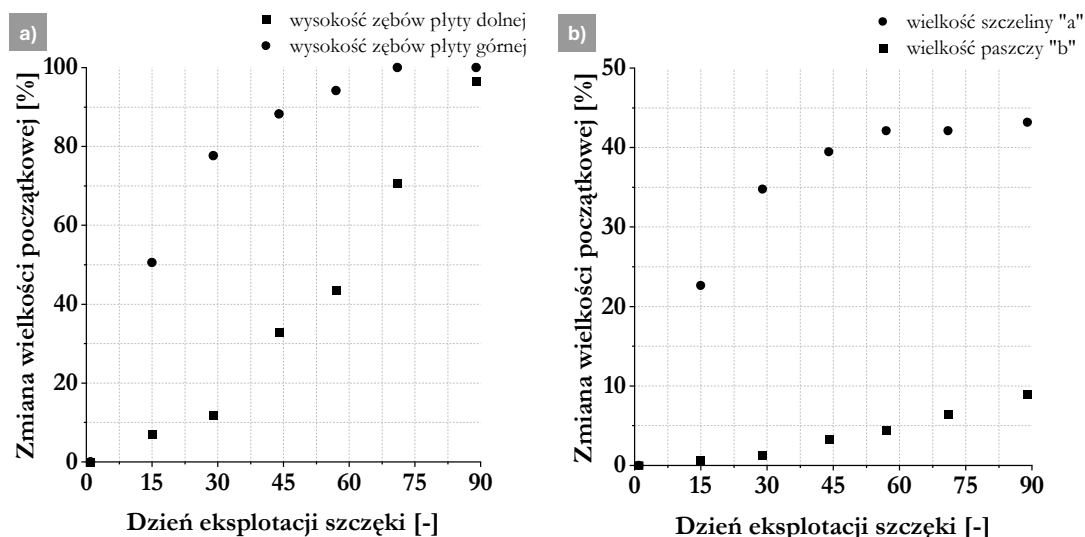
Dzień eksploatacji szczęki	Wielkość szczeliny a		Wielkość paszczy b		Wysokość zębów płyty górnej h1		Wysokość zębów płyty dolnej h2	
	[mm]	[%]**	[mm]	[%]**	[mm]	[%]**	[mm]	[%]**
1	190	0,0	910	0,0	85	0,0	85	0,0
15	233	22,6	916	0,7	79	7,1	42	50,6
29	256	34,7	922	1,3	75	11,8	19	77,6
44	265	39,5	940	3,3	57	32,9	10	88,2
57	270	42,1	950	4,4	48	43,5	5	94,1
71	270	42,1	969	6,5	25	70,6	0	100,0
89	272	43,2	991	8,9	3	96,5	0	100,0

* Dzień zamiany pozycji płyty dolnej z górną w celu przedłużenia czasu pracy szczęki stałej.

** Zmiana względna parametru w odniesieniu do wartości początkowej.

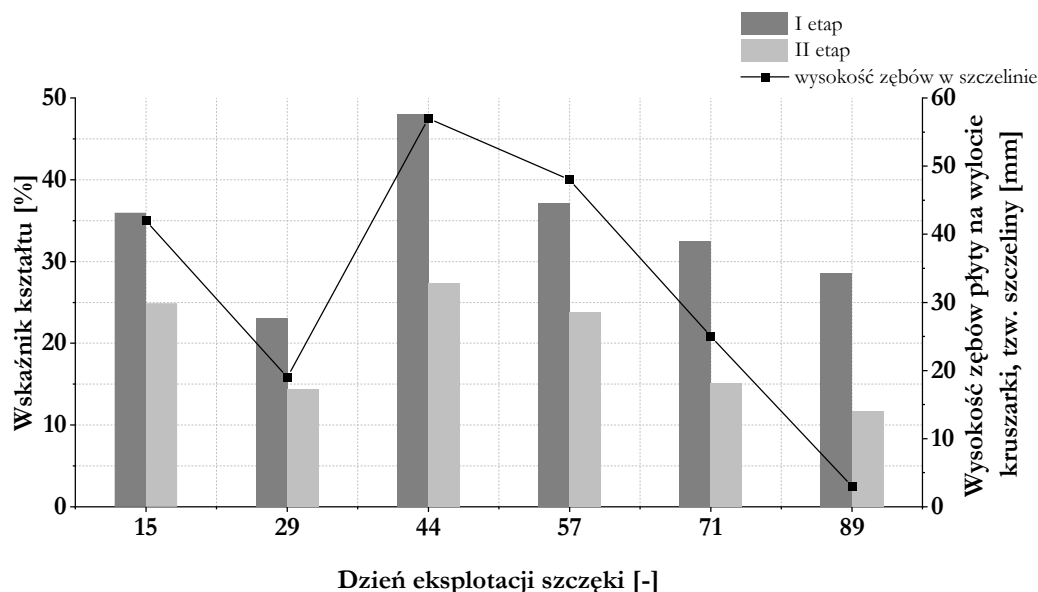
Na Rys. 2.5a zaprezentowano zmianę względną wysokości zębów płyty dolnej „h₂” oraz górnej „h₁” względem wartości początkowej, natomiast na Rys. 2.5b zmianę względną rozmiaru paszczy „b” oraz szczeliny „a”. Największy ubytek wysokości zębów płyty dolnej oraz jednocześnie największy wzrost wielkości szczeliny nastąpił w pierwszych 29 dniach eksploatacji.

Analiza laboratoryjna miała na celu wykazanie zależności między stopniem zużycia szczęki stałej, a ilością ziaren nieforemnych (Rys. 2.6). Wraz z czasem eksploatacji w okresie pierwszych 44 dni eksploatacji szczęk nastąpił spadek wartości wskaźnika kształtu zarówno na pierwszym, jak i na drugim etapie kruszenia.



Rys. 2.5. Zależność zmiany: (a) wysokości zębów w czasie eksploatacji szczęki stałej; (b) wielkości rozmiaru paszczy oraz szczeliny w czasie eksploatacji szczęki stałej.

Po zamianie dolnej płyty z mniej zużyłą płytą górną wartość wskaźnika kształtu wzrosła, a następnie stopniowo malała wraz z czasem eksploatacji aż do momentu wyłączenia wykładziny z użytkowania. Wysoka wartość wskaźnika kształtu po założeniu oraz po zmianie i obróceniu szczęki stałej świadczy o tym, że im mniej wyeksploatowany stan szczęki stałej w obszarze paszczy tym wyższa jakość kształtu kruszywa zarówno po pierwszym, jak i drugim etapie kruszenia.

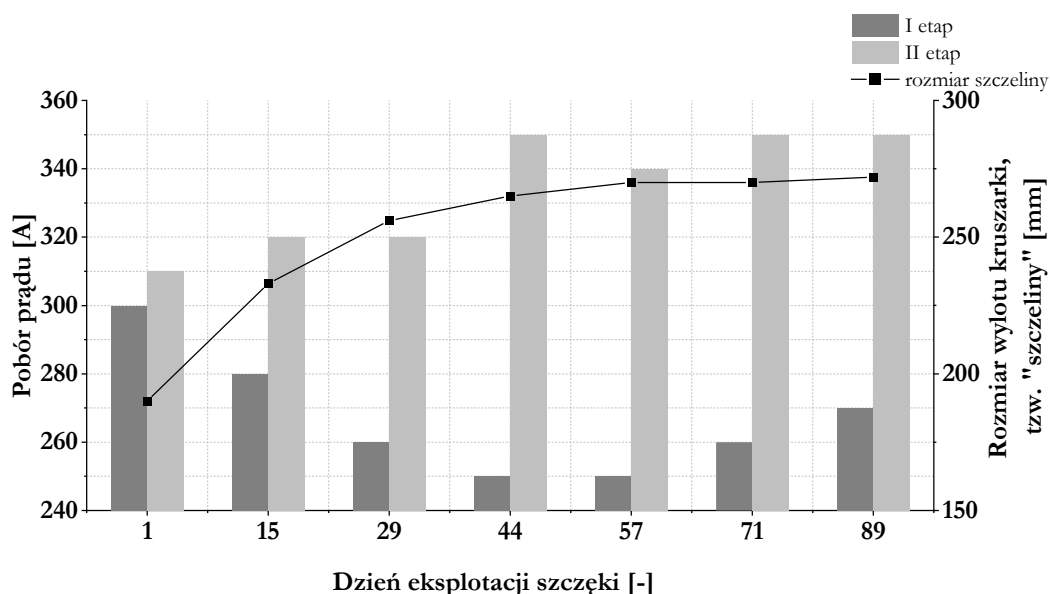


* W 44 dniu eksploatacji dokonano zamiany pozycji płyty dolnej z górną w celu przedłużenia czasu pracy szczęki stałej

Rys. 2.6. Wskaźnik kształtu dla I i II etapu kruszenia względem wysokości zębów płyty w szczelinie kruszarki szczękowej.

Pomiarom poddano również pobór prądu przez każdą z dwóch kruszarek w okresie eksploatacji szczęki stałej kruszarki szczękowej R-120. Pobór prądu kruszarki stożkowej jest wyższy od szczękowej dla każdego punktu pomiarowego. Nie

zaobserwowano żadnych zależności między wartością poboru prądu na I etapie kruszenia a stopniem zużycia płyt szczęki stałej, ilością maszynogodzin czy tonażem. Pobór uwarunkowany jest przede wszystkim wielkością nadawy, jej stabilnością i ciągłością podawania oraz rozmiarem kruszonego surowca. W przypadku kruszarki stożkowej pobór prądu również podlega tym czynnikom, które dodatkowo uwarunkowane są rozmiarem szczeliny kruszarki szczękowej na I stopniu kruszenia, warunkującej rozmiar wytwarzanego surowca. Im wielkość szczeliny w kruszarce szczękowej jest większa, tym większy surowiec w nadawie kruszarki stożkowej, który wymaga większej siły do jej rozdrobnienia, co zobrazowano na Rys. 2.7.



Rys. 2.7. Pobór prądu obu kruszarek oraz wielkość szczeliny „a” kruszarki szczękowej w kolejnych dniach eksploatacji.

2.3 Dyskusja i podsumowanie przeglądu literatury

Na podstawie przeprowadzonych badań wstępnych stwierdzono, że postępujące zużycie ściernie elementów roboczych kruszarki szczękowej bezpośrednio przekłada się na spadek jakości wytwarzanego kruszywa zarówno na pierwszym, jak i drugim stopniu kruszenia układu technologicznego dwóch kruszarek – szczękowej oraz stożkowej. Najgorszą jakość kruszywa w analizowanej frakcji zaobserwowano po 29 dniach eksploatacji szczęki stałej, kiedy redukcja wysokości zębów płyty dolnej osiągnęła 77,6%. Zamiana pozycji mniej zużytej płyty górnej z dolną jest korzystną praktyką technologiczną, skokowo poprawiającą jakość produktu i wydłużającą okres eksploatacji szczęki. Z przeprowadzonych pomiarów geometrycznych oraz badań jakościowych wynika, że na wskaźnik udziału ziaren nieforemnych przede wszystkim

ma wpływ stopień zużycia zębów w szczelinie kruszarki. Jednocześnie wzrost wielkości szczeliny wpływa na wielkość ziaren generowanych na pierwszym stopniu kruszenia, co finalnie zwiększa pobór prądu niezbędny do uzyskania odpowiednich sił rozdrabniających w kruszarce stożkowej.

Określony w niniejszym rozdziale udział ziaren nieforemnych dla frakcji średniej wielkości 31,5/63 mm w kolejnych dniach użytkowania układu dwóch jednostek kruszących prawidłowo posłużył jako wskaźnik określający zmiany eksploatacyjne kruszarki. Analiza laboratoryjna może zatem posłużyć za pośrednią kontrolę wskaźników stopnia zużycia elementów roboczych kruszarek.

Dalsze prace nad rozwojem materiałów stosowanych na płyty elementów roboczych kruszarek szczękowych powinny skupić się nie tylko na wydłużeniu czasu ich eksploatacji i spowolnieniu procesów zużycia ściernego, ale także na utrzymaniu stabilnego zarysu zębów. Utrata profilu elementów roboczych zmniejsza zjawiska ścinania i łamania kruszonej kopaliny, bezpośrednio wpływając na spadek jakości kruszywa.

Stale i staliwa wysokomanganowe, dzięki swoim unikalnym właściwościom, takim jak wysoka wytrzymałość i zdolność do samoumacniania, są powszechnie wykorzystywane jako materiały na elementy robocze w kruszarkach. Ich zastosowanie w tym kontekście jest szczególnie efektywne w warunkach obciążeń udarnościowych, gdzie proces samoumacniania się stali jest aktywowany pod wpływem wysokich nacisków. To zjawisko sprawia, że stal wysokomanganowa jest szczególnie odporna na zużycie w sytuacjach, gdzie występują dynamiczne i intensywne siły uderowe.

W warunkach zużycia ściernego, w których wartości nacisków jednostkowych są niewystarczające do aktywacji efektu samoumacniania, stale i staliwa wysokomanganowe mogą wykazywać przyspieszone tempo degradacji. Taki scenariusz jest często obserwowany w przypadku kruszarek, gdzie interakcja z twardymi i abrazyjnymi materiałami może prowadzić do szybkiego zużycia ścierającego elementów roboczych.

W odpowiedzi na te wyzwania, jednym z możliwych rozwiązań jest zastosowanie dwuetapowej obróbki cieplnej stali wysokomanganowych. Taka obróbka ma na celu nie tylko optymalizację mikrostruktury, ale także może przyczynić się do zwiększenia odporności stali na zużycie ściernie. Poprzez kontrolę procesu obróbki cieplnej, można osiągnąć lepszy rozkład faz i bardziej jednorodną mikrostrukturę, co z kolei może przekładać się na lepsze właściwości mechaniczne.

Istotnym zjawiskiem, które może zostać wykorzystane w procesie obróbki cieplnej, jest mechanizm rekrytalizacji PSN, polegający na nukleacji nowych ziaren w otoczeniu dużych, niedeformowalnych wydzielen w stopach dwufazowych, co sprzyja rozdrobnieniu mikrostruktury. Taka zmieniona mikrostruktura może wykazywać lepszą odporność na zużycie ściernie, co jest szczególnie pożądane w kontekście elementów roboczych kruszarek.

Choć stale i staliwa wysokomanganowe są już efektywnym materiałem do zastosowań w warunkach uderowych, istnieje potencjał do dalszego ulepszania ich właściwości, szczególnie w zakresie odporności na zużywanie ściernie. Dostosowanie procesów obróbki cieplnej, z wykorzystaniem mechanizmu PSN, może być kluczowe dla osiągnięcia tych celów, co z kolei może prowadzić do zwiększenia żywotności i efektywności elementów roboczych kruszarek, a tym samym do redukcji kosztów operacyjnych i zwiększenia wydajności w przemyśle wydobywczym.

Przedstawiony powyżej ciąg przyczynowo-skutkowy stanowi wynik analizy literatury oraz tła badawczego omówionych w rozdziałach 1 i 2. Główne zagadnienia z zakresu inżynierii mechanicznej i materiałowej zestawiono w Tabeli 2.2, która pełni funkcję syntetycznego podsumowania przeglądu literatury w kontekście podjętych prac badawczych w niniejszej pracy doktorskiej.

Tabela 2.2. Zbiorcze zestawienie przeglądu literatury w kontekście podjętych prac badawczych.

Podejmowana tematyka badawcza		Autorzy
Tematyka	Opis badań	
Mechanizm umacniania odkształceniowego stali wysokomanganowej	Teoria dynamicznego starzenia odkształceniowego DSA	Dastur [23], Sastri [37], Beukel [38], Kocks [39], Owen [40], Lakshmi [41] i inni
	Teoria wpływu bliźniakowania oraz odkształceniowej przemiany martenzytycznej	Lai [43], Zuidema [44], Adler [45], He [26], Inegbenebor [46] i inni
	Teoria energii błędu ułożenia SFE	Allain [47], Saeed-Akbari [48,58], Ghasri-Khouzani [49], Bayraktar [50] i inni
	Synergiczne oddziaływanie mechanizmów DSA, SFE, TRIP/TWIP	Cooman [52], Grässel [53], Bordone [54,55], Renard [56], Chen [57] i inni
Kierunki modyfikacji stali wysokomanganowych	Potęgowanie mechanizmu dynamicznego starzenia odkształceniowego DSA	Zuidema [44], Abbasi [62], Canadinc [63], Astafurova [64] i inni
	Modelowanie wartości SFE	Xiong [65], Ma [66], Hamada [67], El Fawkhry [68] i inni
	Tworzenie heterogenicznej morfologii mikrostruktury	Stradomski [70], Najafababdi [71], Fernandes [72], Srivastava [73], Tęcza [74,75,77], Efsthathiou [76], Kalandyk [79] i inni
	Dwuetapowa obróbka cieplna	Bandanadjaja [81], Mishra [82], Ayadi [83], Dziubek [183,184] i inni
	Rozdrabnianie wielkości ziaren w warstwie przypowierzchniowej	Feng [86], Zhang [87], Yan [88] i inni
	Mikroślobienie i mikroskrawanie jako mechanizm zużycia w kruszarkach	Gahr [129], Hawk [130], Kitsunai [131], Machado [97], Zambrano [132], Childs [133], Albertin [185] i inni
Tribologia kruszenia	Synergiczne oddziaływanie procesów tribologicznych – mechanizm zużycia udarnościami-ścierny	Sorokin [140], Jian-Min [141], Zhang [142], Kallel [186], Teeri [187] i inni
	Przyspieszone zużycie elementów roboczych kruszarek	Varela [188], Vojtěch [189], Dziubek [190] i inni
Przyspieszone zużycie oraz katastroficzne uszkodzenia elementów roboczych kruszarek	Obecność węglików jako powód katastroficznych uszkodzeń kruszarek	Chojecki [105], Garmeh [191], Olawale [103] i inni
	Umocnienie plastyczne warstwy wierzchniej w trakcie eksploatacji	Zambrano [192], Lv [193], Zhang [193] i inni
Rekrystalizacja typu PSN	Teoria mechanizmu rekrystalizacji PSN	Humphreys [42,155,156,159], Lashgari [157], Sidor [158], Porter [159] i inni
	Mechanizm PSN w stopach nieżelaznych	Ferry [164,165], Lei [166], Knipschildt [167,168], Jiang [169]
	Mechanizm PSN w stalach niestopowych lub z mikrododatkiem stopowymi	Cock [153], Meng [170], Yu [171], Giri [172], Li [173] i inni
	Mechanizm PSN w stalach stopowych	Dziubek [183,184] i inni
Wykorzystanie mechanizmu rekrystalizacji typu PSN w procesie dwuetapowej obróbki cieplnej stali X120Mn12 w celu zwiększenia odporności na zużywanie ściernie		Mateusz Dziubek

3 Cel i teza pracy

Proces PSN w stalach wysokomanganowych, odpowiednio wykorzystany poprzez kontrolowaną obróbkę cieplną, prowadzi do znaczącej poprawy mikrostruktury, co przekłada się na wzrost odporności tych stali na zużywanie ścierne. Efektywnie zastosowany mechanizm PSN może więc stanowić klucz do opracowania nowej generacji stali wysokomanganowych z ulepszonymi właściwościami, odpowiednich do zastosowań w warunkach intensywnego zużywania ściernego, jakie występują w elementach roboczych kruszarek. Taka optymalizacja nie tylko zwiększa żywotność tych materiałów, ale także przyczynia się do redukcji kosztów operacyjnych i zwiększenia efektywności w przemyśle wydobywczym.

Celem pracy było opracowanie oraz eksperymentalna weryfikacja dwuetapowego procesu obróbki cieplnej stali wysokomanganowej X120Mn12, obejmującego izotermiczne wyżarzanie i ponowną reaustenityzację. Proces ten ma na celu kontrolowane zainicjowanie mechanizmu rekrytalizacji stymulowanej cząstkami (PSN), co pozwala na uzyskanie istotnego rozdrobnienia mikrostruktury. Zamierzeniem pracy była ponadto ocena wpływu zmian mikrostrukturalnych, powstałych w wyniku zastosowanej obróbki cieplnej, na właściwości mechaniczne i tribologiczne stali wysokomanganowej w warunkach zużywania ściernego. Na podstawie powyższych założeń sformułowano następującą tezę pracy:

Zastosowanie dwuetapowej obróbki cieplnej stali wysokomanganowej X120Mn12 – obejmującej izotermiczne wygrzewanie oraz ponowną reaustenityzację – umożliwia skuteczne uruchomienie mechanizmu rekrytalizacji stymulowanej cząstkami (PSN), prowadząc do istotnego rozdrobnienia mikrostruktury. W efekcie uzyskuje się wyraźną poprawę właściwości mechanicznych, w szczególności zwiększenie odporności na zużywanie ścierne oraz poprawę udatności, czyniąc ją efektywną w zastosowaniach przemysłowych na elementy robocze kruszarek.

Osiągnięcie założonego celu pracy możliwe było poprzez realizację następujących zadań:

- a. Ustalenie głównych celów eksperymentu w kontekście zidentyfikowanej luki badawczej.

- b. Przeprowadzenie zabiegów obróbki cieplnej: wyżarzania izotermicznego oraz przesycania (reaustenizacji) w zakresie 650°C – 1100°C dla gruboziarnistej stali X120Mn12.
- c. Ocena zmian morfologii mikrostruktury stali z użyciem mikroskopii świetlnej, skaningowej i transmisyjnej mikroskopii elektronowej. Zidentyfikowanie kluczowych etapów zarodkowania rekrytalizacji PSN.
- d. Wykonanie badań właściwości mechanicznych i tribologicznych w odniesieniu do stanu wyjściowego materiału. Zidentyfikowanie wpływu parametrów zabiegów cieplnych na umocnienie materiału i odporność na zużywanie ściernie.
- e. Przeprowadzenie testów rozciągania in-situ w komorze skaningowego mikroskopu elektronowego, umożliwiających rejestrację w czasie rzeczywistym przebiegu inicjacji i propagacji pęknięć wewnątrz mikrostruktury poddanej różnym zabiegom obróbki.
- f. Przeprowadzenie badań dla drobnoziarnistej stali wysokomanganowej X120Mn12 i odniesienie uzyskanych wyników do zaobserwowanych zmian mikrostrukturalnych dla podstawowego materiału badawczego.

W odniesieniu do przedstawionego wcześniej problemu badawczego, jako hipotezy statystyczne badań przyjęto zwiększenie odporności na zużywanie ściernie komercyjnie dostępnej stali Hadfielda gatunku X120Mn12 poprzez wdrożenie zmodyfikowanej metody obróbki cieplnej:

Hipoteza zerowa:	Proponowana obróbka cieplna nie zmienia odporności na zużywanie ściernie stali Hadfielda.
Hipoteza alternatywna:	Proponowana obróbka cieplna znacznie poprawia odporność na zużywanie ściernie stali Hadfielda.

W ramach analizowanego zjawiska i testowania istotności statystycznej przyjęto testowanie odrzucająco-potwierdzające.

4 Przedmiot i metodyka badań

4.1 Materiał

Jako materiał do badań użyto blachy o grubości 4 mm ze stali wysokomanganowej o gatunku zbliżonym do X120Mn12, co odpowiada składowi chemicznemu staliwu Hadfielda. Stal ta jest chemicznie równoważna odlewniczemu stopowi L120G13, który nadal jest używany w polskim przemyśle hutniczym – zgodnie z wycofaną normą PN-H 83160:1988 [194]. Gatunek X120Mn12 (1.3401) nie jest ustandaryzowanym stopem, a wymagania odnośnie składu chemicznego oraz wytrzymałości zweryfikowano z bazą materiałów „Stahlschlüssel” (Tabela 4.1) [195].

Tabela 4.1. Wymagania składu chemicznego oraz własności mechanicznych dla gatunku X120Mn12 ujętych w bazie materiałów „Stahlschlüssel” [195].

Skład chemiczny [%]					
C	Si	Mn	P	S	Cr
1,10 – 1,30	0,30 – 0,50	12,00 – 13,00	≤ 0,100	≤ 0,040	≤ 1,50

Własności mechaniczne				
Grubość [mm]	R _e [MPa]	R _m [MPa]	A _{5,65} [%]	Z [%]
≤ 16	≥ 410	880 – 1130	≥ 40	≥ 40
17 - 40	≥ 390	830 – 1080	≥ 42	≥ 40
41 - 100	≥ 345	780 – 1080	≥ 45	≥ 45

Szczegółową analizę morfologii mikrostruktury oraz własności materiału stali w stanie dostarczenia zawarto w rozdziale „5.1 Stal w stanie dostarczenia”. Jednocześnie do badań porównawczych wykorzystano analogiczną stal gatunku X120Mn12 o rozdrobnionej w wyniku obróbki plastycznej na gorąco budowie ziaren. Opis budowy mikrostruktury oraz własności mechanicznych tej stali przedstawiono w rozdziale „5.7 Stal drobnoziarnista X120Mn12”.

4.2 Plan badań

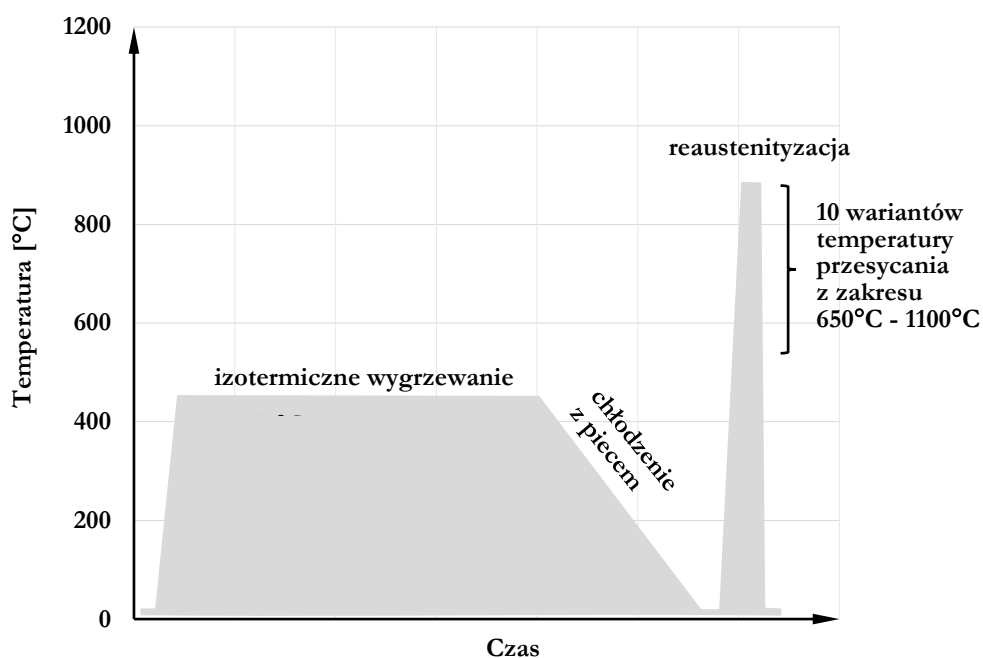
W oparciu o przegląd literatury oraz zidentyfikowaną lukę badawczą dotyczącą mechanizmów rekrytalizacji w stali wysokomanganowej X120Mn12 podczas dwuetapowej obróbki cieplnej, opracowano plan badań mający na celu pogłębienie

wiedzy na temat zachodzących w materiale przemian mikrostrukturalnych. Dobrany zestaw badań odpowiada potrzebom weryfikacji zmian morfologii mikrostruktury stali wysokomanganowej w trakcie rekrytalizacji PSN, które potencjalnie mogą przyczynić się do zwiększenia jej odporności na zużywanie ścierne.

Schematyczny przebieg zabiegów cieplnych przedstawiono na Rys. 4.1. Dwuetapowa obróbka cieplna stali wysokomanganowych złożona jest z:

- i. izotermicznego wygrzewania w temperaturze 510°C przez 6 – 12 godzin, a następnie powolnemu chłodzeniu z piecem;
- ii. przesycania stali (reaustenityzacji) w zakresie temperatur 650°C – 1100°C z krokiem co 50°C w celu zaobserwowania zachodzących zmian morfologicznych mikrostruktury.

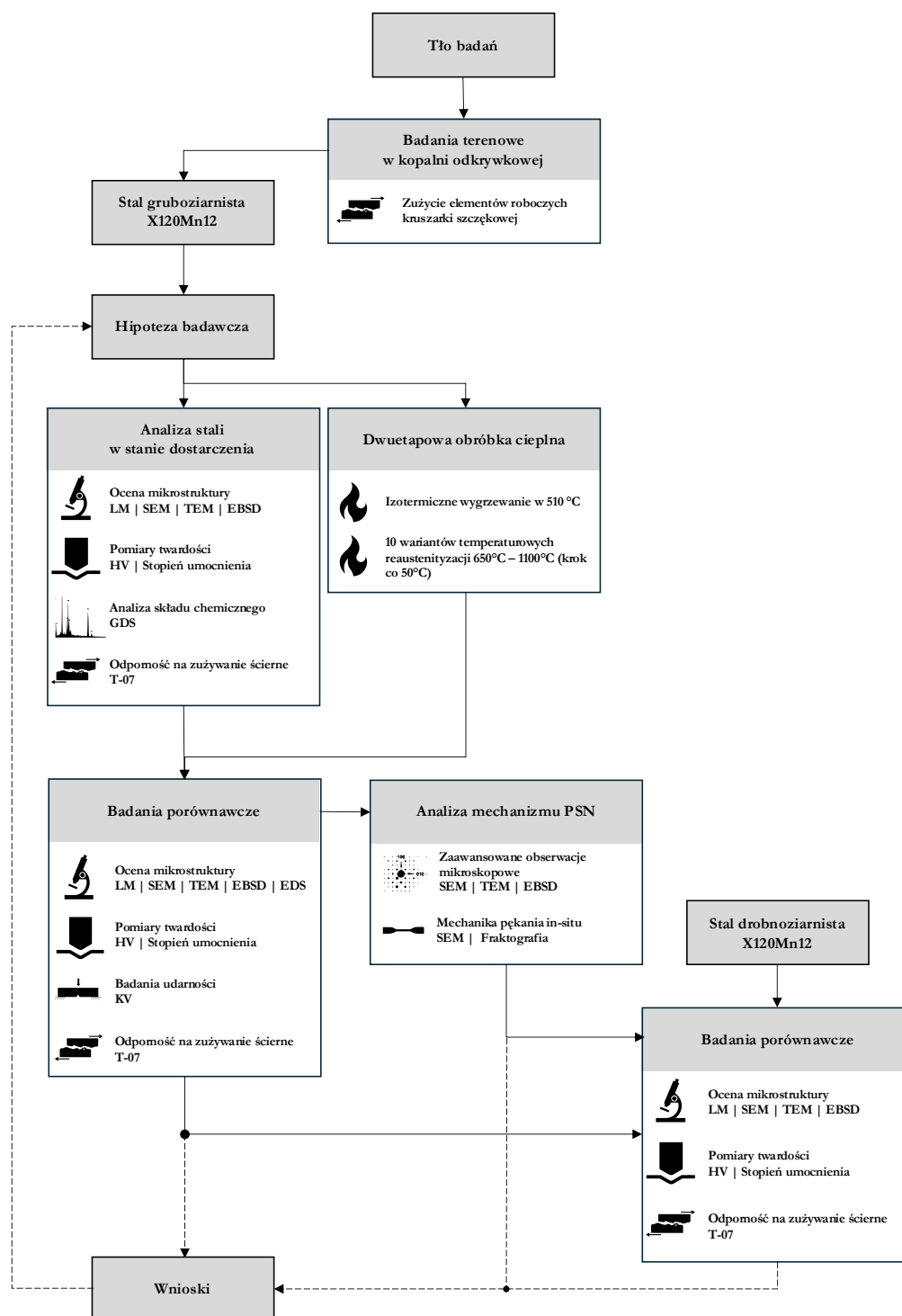
Wszystkie zabiegi cieplne przeprowadzono z wykorzystaniem laboratoryjnego pieca muflowego FCF22SH firmy Czyłok (Jastrzębie-Zdrój, Polska), stosując argon 99,95% jako gaz osłonowy. Przesycanie próbek przeprowadzono w zakresie temperatur 650°C – 1100°C z krokiem co 50°C, wygrzewając je w czasie 15 minut i poddając chłodzeniu wodą. Według wielu wyników badań naukowych przedstawionych we wstępie tej pracy, stal wysokomanganowa powinna być stosowana wyłącznie w stanie przesyconym, tj. wolnym od węglików [1,2,16,24,25,196]. Za właściwą temperaturę przesycania stali X120Mn12 określa się na 1050°C – 1100°C.



Rys. 4.1. Schematyczny plan dwuetapowej obróbki cieplnej ze wskazanymi jej wariantami.

4.3 Metodyka badań

Rozdział ten przedstawia opis metod badawczych zastosowanych w niniejszej pracy doktorskiej w celu weryfikacji postawionej tezy i osiągnięcia celów badawczych. Dobrany zestaw metod badawczych miał na celu kompleksową ocenę wpływu opracowanej obróbki cieplnej na strukturę materiału oraz jej konsekwencji dla kluczowych właściwości użytkowych stali wysokomanganowej (Rys. 4.2).



Rys. 4.2. Graficzny plan badań.

4.3.1 Analiza składu chemicznego

Skład chemiczny materiału wyjściowego określono metodą optycznej spektroskopii emisyjnej przy użyciu analizatora z wyładowaniem jarzeniowym Leco GDS-500A (St. Joseph, MI, USA). Serię napaleń na zeszlifowanej powierzchni analizowanego materiału przeprowadzono w skrajnie zlokalizowanych miejscach blachy w celu oszacowania jednorodności składu chemicznego przeznaczonego do eksperymentu materiału wyjściowego.

4.3.2 Analiza mikrostruktury przy użyciu mikroskopii świetlnej

Obserwacje morfologii mikrostruktury w stanie trawionym nitałem (5% roztwór) przeprowadzono z wykorzystaniem metod mikroskopii świetlnej i skaningowej mikroskopii elektronowej. Wszystkie zgłady metalograficzne poddano trawieniu kolorowemu, zabarwiając poszczególne ziarna (ang. *tint etching*). Dla wybranych próbek zastosowano technikę trawienia liniowego (ang. *line etching*). Technika ta zakłada, że na powierzchni próbki osadza się warstwa reakcyjna podczas trawienia. W wyniku odpowiedniego doboru czasu trawienia i tempa suszenia, naprężenia skurczowe powodują pękanie tej warstwy. W określonych warunkach eksperymentalnych, powstawanie pęknięć prowadzi do wzoru linii widocznych na poszczególnych powierzchniach ziaren, które są związane z ich orientacją krystalograficzną. Pozwala to na weryfikację procesów rekrytalizacji i określenie ułożenia orientacji ziaren względem siebie [197]. Rozmiar ziaren zmierzono zgodnie z normą ASTM E112–13.

4.3.3 Skaningowa mikroskopia elektronowa SEM | EDS | EBSD

Szczegółowe obserwacje morfologii mikrostruktury przeprowadzono przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego Phenom XL (Eindhoven, Holandia) oraz metalograficznego mikroskopu świetlnego Nikon Eclipse MA 200 (Tokio, Japonia) wyposażonego w kamerę CCD Nikon DS-Fi5. Obserwacje SEM przeprowadzono wykorzystując kontrast materiałowy (detektor BSE, obraz elektronów rozproszonych wstecznie) oraz topograficzny (detektor SE, obraz elektronów wtórnych) w warunkach 15 kV napięcia przyspieszającego.

Mikroanalizę składu pierwiastkowego poszczególnych składników struktury określono z wykorzystaniem metody EDS przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego Phenom ProX (Eindhoven, Holandia) sprzężonego z mikroanalizatorem rentgenowskim. Rozmieszczenie poszczególnych pierwiastków

wykonano za pomocą mikroanalizy powierzchniowej oraz liniowej, rozpoznając pierwiastki C, Mn, Si oraz Fe.

Dyfrakcję elektronów wstecznie rozproszonych EBSD (ang. *Electron Backscatter Diffraction*) zostały wykonane za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego VEGA3 TESCAN (Brno, Czechy) pracującego z napięciem przyspieszającym o wartości 30 kV oraz z wielkością kroku (ang. *step size*) o wartości 0,5 μm . Próbkki do badań zostały w pierwszej kolejności wyszlifowane mechanicznie, wykorzystując papiery ściernie o gradacji od P120 do P4000, następnie wypolerowane przy użyciu zawiesin polerskich o rozmiarach polikrystalicznych diamentów kolejno 6 μm i 1 μm . W ostatnim kroku dokonano polerowania chemiczno-mechanicznego przy użyciu koloidalnej zawiesiny krzemionkowej 0,05 μm . Do analizy wyników EBSD wykorzystano oprogramowanie AZtecCrystal firmy Oxford Instruments, wykorzystując je do wygenerowania charakterystycznych map:

- a. Mapa IPF (ang. *Inverse Pole Figure*) przedstawia orientację krystalograficzną ziaren względem wybranego kierunku w próbce (najczęściej normalnego do powierzchni). Kolor każdego ziarna odpowiada osi krystalograficznej, która jest równoległa do zadanego kierunku próbki. Barwy dobierane są na podstawie trójkąta podstawowego rzutu stereograficznego, który zazwyczaj stanowi fragment generowanej mapy.
- b. Mapa GOS (ang. *Grain Orientation Spread*) ilustruje odchylenie orientacji krystalicznej poszczególnych punktów wewnątrz pojedynczego ziarna względem średniej orientacji całego ziarna. Dla każdego ziarna obliczana jest średnia różnica kątowa pomiędzy orientacją każdego punktu a orientacją średnią. Przyjmuje się, że ziarna o wartości parametru GOS niższej niż określony próg (wyrażony w stopniach) są zrekrystalizowane.
- c. Mapa KAM (ang. *Kernel Average Misorientation*) obrazuje lokalne odchylenie orientacji krystalograficznej pomiędzy sąsiednimi punktami pomiarowymi (pikselami). Dla każdego punktu oblicza się średnią różnicę orientacji względem jego najbliższych sąsiadów. Duże skoki orientacji – na przykład na granicach ziaren – są pomijane poprzez zastosowanie progu dezorientacji, zazwyczaj 5°. Wartość parametru KAM odzwierciedla lokalne odkształcenie plastyczne: im wyższa wartość KAM, tym większe lokalne odkształcenie.

4.3.4 Transmisyjna mikroskopia elektronowa TEM | SEAD

Identyfikację poszczególnych faz budujących materiał w stanie po obróbce cieplnej wykonano przy pomocy transmisyjnego mikroskopu elektronowego Hitachi H-800 (Tokio, Japonia), stosując metodę SAED (ang. *Selected Area Diffraction Pattern*). Próbkę materiału o grubości 1 mm wycięto przy pomocy metalograficznej przecinarki precyzyjnej, a następnie pocieniono mechanicznie do grubości około $80 \div 100 \mu\text{m}$. Krążek o średnicy $\phi 3 \text{ mm}$ wycięto, wykorzystując laboratoryjną elektrodrażarkę iskrową MS534B (San Clemente, CA, USA). Następnie przeprowadzono polerowanie elektrochemiczne z wykorzystaniem Struers TenuPol (Cleveland, OH, USA). Próbkę wypolerowano odczynnikiem złożonym z mieszaniny kwasu octowego, 2-butoksyetanolu oraz kwasu nadchlorowego w proporcji 9:9:2. Proces przeprowadzono dla temperatury odczynnika 10°C i przy gęstości prądu o wartości 100 mA/cm^2 . Finalne polerowanie próbek zostało wykonane przy użyciu wiązki jonów argonu, na maszynie Gatan 600A Ion Mill (Pleasanton, CA, USA) przy kącie $10^\circ \div 15^\circ$ natarcia wiązki przez czas od 2 do 3 godzin dla pojedynczej próbki.

Interpretacja dyfraktogramów elektronowych została przeprowadzona za pomocą oprogramowania DYFR (stworzonego przez profesora Włodzimierza Dudzińskiego), co umożliwiło uzyskanie teoretycznych obrazów dyfraktogramów elektronowych na podstawie parametrów zdefiniowanych zgodnie z katalogiem Pearsona (a, b, c, α , β , γ) [198–200]. Uzyskane wyniki były następnie graficznie porównywane z zarejestrowanymi obrazami.

4.3.5 Pomiary twardości

Pomiary twardości przeprowadzono metodą Vickersa zgodnie z normą PN-EN ISO 6507-1:2024-04. Pomiary przy obciążeniu 294,2 N (HV30) wykonano wykorzystując twardościomierz Zwick/Roell ZHU 187.5 (Ulm, Germany). Natomiast pomiary twardości poszczególnych faz budujących mikrostrukturę materiału po obróbce cieplnej wykonano przy użyciu mikrotwardościomierza MMT-X7 (Akita, Japan), stosując obciążenia 9,807 N (HV1), 4,903 N (HV0,05) oraz 0,2452 N (HV0,025).

4.3.6 Pomiary umocnienia powierzchniowego

W celu ilościowej oceny zdolności do lokalnego umocnienia stali X120Mn12 w stanie dostarczenia oraz w zależności od zastosowanego wariantu obróbki cieplnej, opracowano trójetapową metodę porównawczego pomiaru twardości w skali

Rockwella (HRA) zgodnie z normą PN-EN ISO 6508-1:2024-06, uwzględniającą wpływ odkształcenia plastycznego wywołanego lokalnie poprzez odcisk twardości Brinella. Metoda ta pozwala na pośrednią analizę zmian właściwości mechanicznych materiału w warunkach punktowego obciążenia statycznego, które symuluje rzeczywiste warunki pracy elementów narażonych na zgniatanie lub uderzenia.

W pierwszym etapie badania wykonano serię dziesięciu pomiarów twardości HRA_0 na nieodkształconej, jednorodnej powierzchni próbki w danym stanie strukturalnym stali. Średnia arytmetyczna uzyskanych wyników została przyjęta jako wartość referencyjna, charakteryzująca wyjściowy poziom twardości materiału przed odkształceniem. Następnie, w celu wprowadzenia kontrolowanego odkształcenia plastycznego, przeprowadzono dziesięć prób penetracji przy użyciu kulki wolframowej o średnicy 2,5 mm i obciążeniu 187,5 kgf, zgodnie z klasyczną procedurą oznaczania twardości metodą Brinella (HBW). W tym przypadku pomiar HBW nie służył bezpośredniemu oznaczeniu twardości, lecz został wykorzystany jako sposób lokalnego wzbudzenia umocnienia poprzez deformację objętościową i kontaktową materiału w obrębie odcisku.

W trzecim etapie, w środkach odcisków Brinella, wykonano dziesięć kolejnych pomiarów twardości HRA_u , mających na celu uchwycenie zmian właściwości mechanicznych wynikających z lokalnego odkształcenia plastycznego. Średnia wartość twardości uzyskana w tym etapie została porównana z wartością referencyjną z etapu pierwszego. Różnica pomiędzy tymi wartościami $HRA_{\%}$ stanowi swoisty wskaźnik intensywności umocnienia powierzchniowego. Dla potrzeb porównawczych, obliczano również względny przyrost twardości wyrażony procentowo względem wartości początkowej, zgodnie ze wzorem:

$$HRA_{\%} = \frac{HRA_u - HRA_0}{HRA_0} * 100\%$$

HRA_0 średnia twardość stali w stanie wyjściowym

HRA_u średnia twardość stali w obrębie odcisków HBW, tj. po lokalnym umocnieniu

$HRA_{\%}$ względny przyrost twardości obrazujący procentowy stopień umocnienia materiału stali

4.3.7 Pomiary udarności

Testy udarności przeprowadzono dla wybranych wariantów zabiegów cieplnych próbek przy użyciu młota udarowego Charpy'iego PS30. Badanie przeprowadzono

z zastosowaniem początkowej energii 300 J, zgodnie ze standardem PN-EN ISO 148-1:2017-02. Do eksperymentów użyto próbek o kształcie prostopadłościanu 55 x 10 x 5 mm z karbami typu KV₂. Wyniki badań, przeprowadzone w temperaturach 20°C i 0°C, pozwoliły wyznaczyć średnie wartości arytmetyczne – bazując na co najmniej trzech próbach dla każdego punktu pomiarowego – a także standardowe odchylenia dla otrzymanych wskaźników uderzeniowych.

4.3.8 Pomiary odporności na zużywanie ściernie

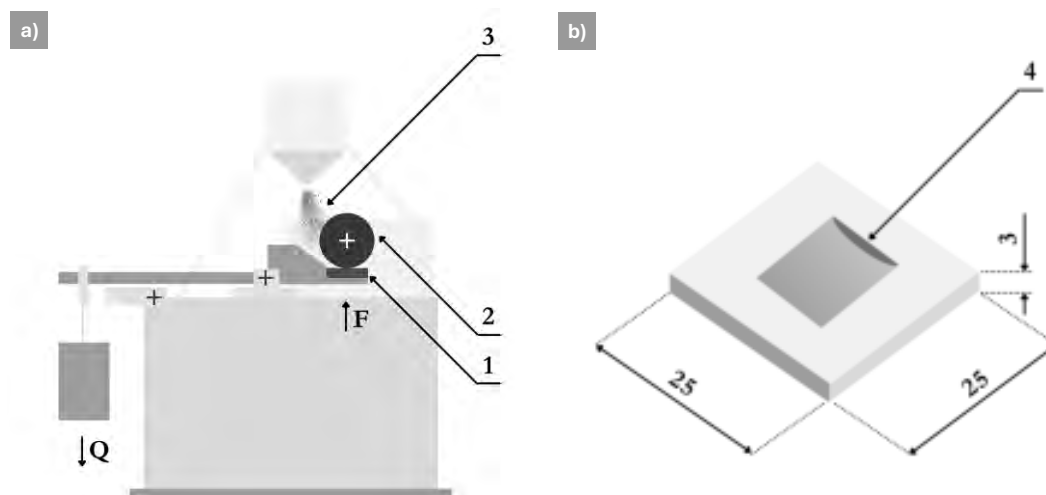
Próbki dla wybranych stanów morfologii mikrostruktury zostały poddane porównawczym testom odporności na ścieranie w odniesieniu do ich stanu dostarczenia przy użyciu tribotestera T-07 (Radom, Polska) (Rys. 4.3a) zgodnie z wymaganiami GOST 23.208-79, a także obserwacjom morfologii powierzchni ścieranej za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego. Badanie to jest odpowiednikiem testów opisanych w normie ASTM G65-16:2021 (*Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus*), od której różni się ułożeniem próbki względem przesuwającego się ścierniwa. W przypadku standardu GOST jest to ułożenie horyzontalne, natomiast w przypadku ASTM ułożenie wertykalne. Zgodnie z normą, próbki są ważone przed i po teście, podczas którego luźny ścierający się materiał jest nakładany między powierzchnią próbki a gumowym kołem o średnicy $\varnothing 50,0 \pm 0,2$ mm i szerokości $15 \pm 0,1$ mm, które obraca się ze stałą prędkością i jest dociskane stałą siłą 44 N. Jako ścierniwo wykorzystano elektrokorund o rozmiarze cząstek #90, zgodnie z normą PN-M-59115:1976. Czas trwania testu zależny jest od twardości materiału badanego i wynosił 30 min (1800 cykli obrotowych). Wymiary próbek były równe $25 \times 25 \times 3$ mm (Rys. 4.3b). Współczynnik względnej odporności na zużycie ścierane obliczany jest zgodnie z GOST 23.208-79:

$$k_b = \frac{Z_{ww} \rho_b N_b}{Z_{wb} \rho_w N_w}$$

k_b	[-]	współczynnik względnej odporności na zużywanie ściernie
Z_{ww}	[g]	ubytek masy materiału referencyjnego
Z_{wb}	[g]	ubytek masy materiału badanego
N_w	[-]	ilość obrotów przeciwpróbki podczas badania materiału referencyjnego
N_b	[-]	ilość obrotów przeciwpróbki podczas badania materiału badanego
ρ_w	[g/cm ³]	gęstość materiału referencyjnego

ρ_b [g/cm³] gęstość materiału badanego

W przeprowadzonych badaniach jako materiał referencyjny zastosowano materiał badany w stanie dostarczenia. Ze względu na identyczną naturę materiału referencyjnego i badanego, przyjęty współczynnik jest stosunkiem utraty masy materiału testowego do utraty masy materiału odniesienia.

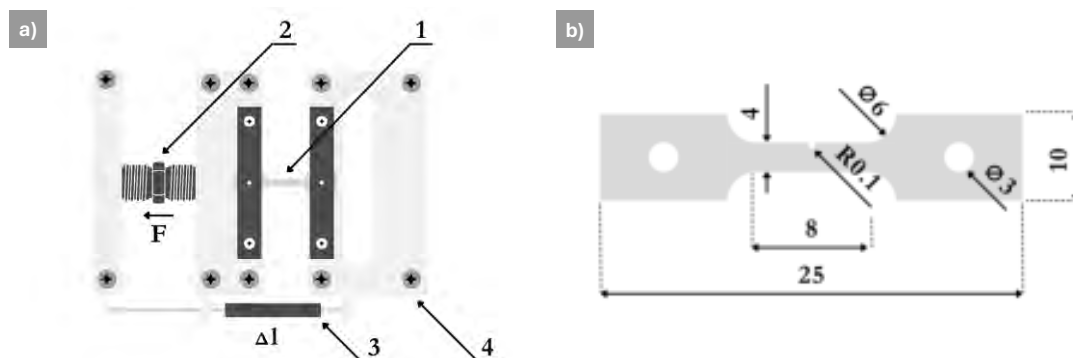


Rys. 4.3. (a) Graficzny schemat urządzenia T-07 do badania odporności na zużywanie ścierniwa w obecności luźnego ścierniwa: (1) próbka; (2) stalowa rolka z ogumieniem, (3) ścierniwo; (b) graficzny obraz próbki badanego materiału wraz z wymiarami i wskazanym przykładowym (4) śladem zużycia po teście.

4.3.9 Obserwacje propagacji pęknięć in-situ

Próby statycznego rozciągania wraz z obserwacjami in-situ propagacji pęknięć przeprowadzono w uchwycie tensometrycznym sprzężonym ze skaningowym mikroskopem skaningowym Phenom XL (Eindhoven, Holandia). Próbkę wytrzymałościową zostały wykonane zgodnie ze schematem na Rys. 4.4b oraz o grubości około 0,5 mm. Każda z próbek była poddawana procesowi szlifowania, polerowania i trawienia w roztworze 5% nitalu. Próbkę umieszczano w uchwycie do testów rozciągania o maksymalnym obciążeniu 1000 N (Rys. 4.4a). Wszystkie testy wytrzymałościowe wykonano w temperaturze pokojowej. Szybkość rozciągania była stała i wynosiła na $0,0031 \text{ mm} \times \text{s}^{-1}$. Wykonane próbki do badań wytrzymałościowych in-situ nie są znormalizowane pod względem ich geometrii. Kształt i rozmiar próbek został dobrany odpowiednio do sposobu montażu w uchwycie tensometrycznym w celu powtarzalnego inicjowania pęknięcia w trakcie rozciągania, jego propagacji oraz uzyskania pełnego rozłamu materiału. W każdym przypadku test rozciągania był rejestrowany, a uzyskane nagranie dołączono do niniejszej pracy jako materiały uzupełniające. W celu zaobserwowania sposobu propagacji pęknięć, test rozciągania był okresowo przerywany. Warto podkreślić, że podczas tych przerw dochodziło do

niewielkiej relaksacji naprężeń, stąd krzywe rozciągania i analiza parametrów wytrzymałościowych nie stanowią przedmiotu tego badania. Po zarejestrowaniu obrazów SEM, procedura rozciągania była wznawiana. Po całkowitym zerwaniu próbek obserwacjom fraktograficznym poddano powierzchnie powstałych przełomów.



Rys. 4.4. (a) Graficzny schemat uchwytu tensometrycznego: (1) próbka wytrzymałościowa; (2) mechanizm rozciągający; (3) pomiar przesunięcia uchwytów; (4) głowica siły; (b) graficzny obraz próbki wytrzymałościowej wraz z jej wymiarami.

5 Wyniki badań

W niniejszym rozdziale przedstawiono wyniki badań dotyczące stali wysokomanganowej X120Mn12, tworząc poszczególne podrozdziały opisujące kolejne etapy i efekty dwuetapowej obróbki cieplnej. Szczególną uwagę zwrócono na identyfikację materiału po izotermicznym wygrzewaniu (5.2 Efekt wpływu izotermicznego wygrzewania) oraz reaustenitizacji (5.3 Efekt reaustenitizacji, 5.4 Mechanizm PSN w stali X120Mn12), mając na celu zrozumienie ich wpływu na mikrostrukturę oraz właściwości mechaniczne badanego materiału.

W kolejnych podrozdziałach zaprezentowano wyniki testów mechanicznych, obejmujących pomiary twardości, uderności, a także odporności na zużywanie ścierne (5.6 Badania uderności, 5.7 Badania odporności na zużywanie ścierne). Badania te miały na celu ocenę wpływu obróbki cieplnej na ogólną jakość stali X120Mn12, z uwzględnieniem jej potencjalnych zastosowań w przemyśle. Rezultaty tych badań dostarczają istotnych wskazówek dotyczących optymalizacji procesów obróbki termicznej, aby uzyskać pożądane właściwości materiałowe. Ponadto analizie poddano mechanizm propagacji pęknięć pod wpływem obciążeń rozciągających, co jest istotne z punktu widzenia zastosowań inżynierskich (5.5 Rozciąganie in-situ).

W ostatnim rozdziale skonfrontowano osiągnięte najistotniejsze wyniki badań dla badanej gruboziarnistej stali X120Mn12 względem drobnoziarnistej stali X120Mn12 w celu weryfikacji osiągniętych parametrów odporności na zużywanie ścierne (5.8 Stal drobnoziarnista X120Mn12).

5.1 Stal w stanie dostarczenia

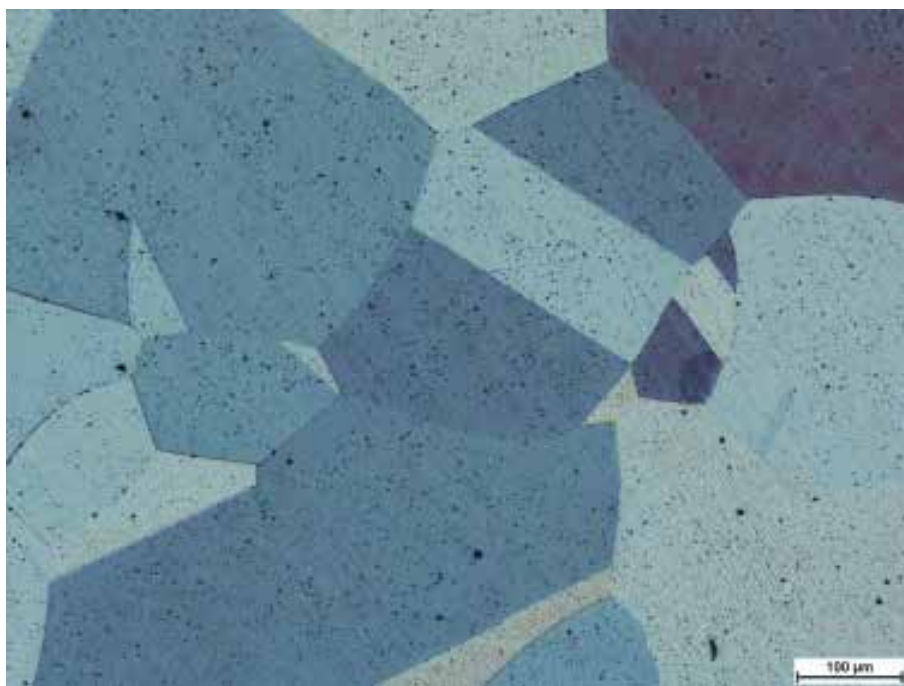
Materiał w stanie dostarczenia został poddany analizie składu chemicznego poprzez wykonanie serii dziesięciu pomiarów w najbardziej skrajnych miejscach blachy w celu zweryfikowania jednorodności składu chemicznego (Tabela 5.1). Stwierdzono, że stal jest chemicznie równoważna stopowi L120G13, który nadal jest używany w polskim przemyśle hutniczym – zgodnie z wycofaną normą PN-H 83160:1988 [194]. Jednocześnie skład chemiczny blachy odpowiada wymaganiom jej europejskiego odpowiednika, tj. gatunku X120Mn12 (1.3401), który jest nieustandaryzowanym stopem. Jednorodność materiału została również potwierdzona przez serię pomiarów twardości, dla której uzyskano średnią wartość $200,0 \pm 6,7$

HV30. Badany materiał jest komercyjnie dostępną stalą, która będzie stanowić punkt odniesienia względem dalszych wyników badań.

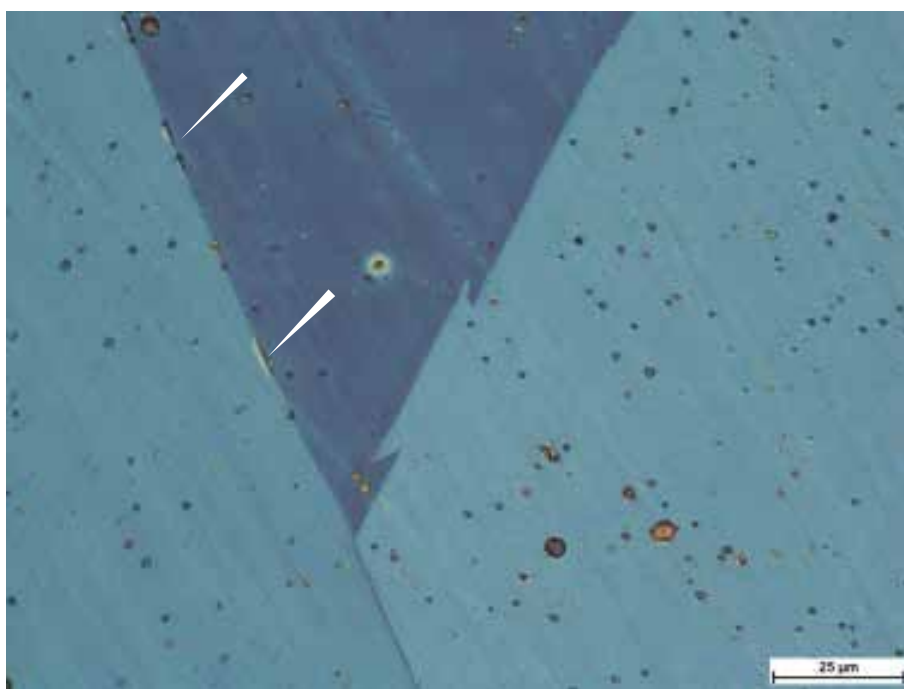
Tabela 5.1. Wyniki analizy składu chemicznego stali X120Mn12 w stanie dostarczenia.

Pierwiastek	Średnia	Odchylenie standardowe	Pierwiastek	Średnia	Odchylenie standardowe
C	1,14	$\pm 0,01$	Cu	0,151	$\pm 0,003$
Mn	12,5	$\pm 0,1$	Mo	0,019	$\pm 0,000$
Si	0,404	$\pm 0,005$	Ni	0,077	$\pm 0,001$
P	0,023	$\pm 0,000$	Al	0,025	$\pm 0,001$
S	0,000	$\pm 0,000$	Ti	0,006	$\pm 0,000$
Cr	0,230	$\pm 0,004$	Fe	reszta	

Pod względem morfologii badany materiał odznacza się gruboziarnistą mikrostrukturą austenitu z niewielką ilością pozostałych, nierozpuszczonych w trakcie procesu przesycania globularnych węglików, które są równomiernie rozłożone na całym poddanym obserwacjom przekroju (Rys. 5.1). Jest to typowa morfologia przesyconej i zrekrystalizowanej stali wysokomanganowej po obróbce plastycznej. Widoczne są liczne bliźniaki rekrytalizacji. Jednocześnie na granicach ziaren austenitu stwierdzono obecność węglików, które nie tworzą ciągłej siatki (Rys. 5.2), potencjalnie powodując obniżenie własności mechanicznych stali. Średnia powierzchnia ziarna austenitu wynosi $\bar{A} = 48\,409\,\mu\text{m}^2$, co odpowiada wartości parametru $G = 1.5$ w odniesieniu do normy ASTM E112-13. Rozmiar obserwowanych ziaren jest wynikiem standardowych procesów technologicznych wykorzystanych do produkcji tego gatunku stali, tj. odlewania ciągłego, obróbki plastycznej na gorąco oraz rekrytalizacji. Zapewnia to w przeciwieństwie do stanu lanego, że badany materiał jest wolny od niejednorodności składu chemicznego, obecności struktury dendrytycznej, pęknięć czy porowatości, co pozytywnie wpływa na zwiększenie wytrzymałości i zmniejszenie kruchości.



Rys. 5.1. Mikrostruktura gruboziarnistego austenitu stali gatunku X120Mn12 w stanie dostarczenia. Widoczne równomiernie rozmieszczone globularne węgliki w osnowie materiału. Stan trawiony. LM.



Rys. 5.2. Mikrostruktura gruboziarnistego austenitu stali gatunku X120Mn12 w stanie dostarczenia. Lokalnie węgliki przyjmują pozycje na granicach ziaren austenitu. Stan trawiony. LM.

5.2 Efekt wpływu izotermicznego wygrzewania

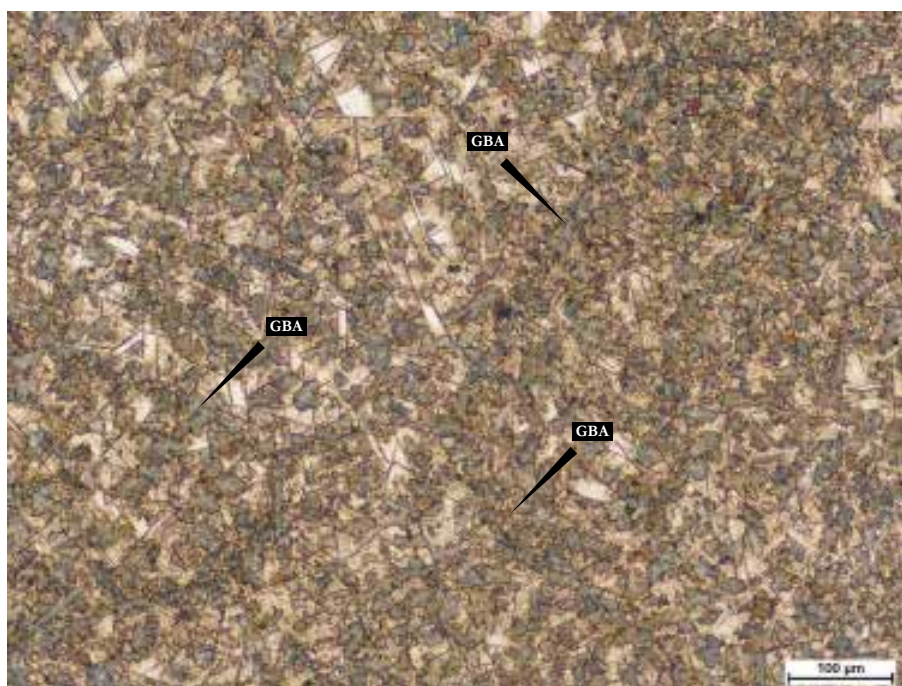
W niniejszym podrozdziale opisano wyniki identyfikacji materiału po pierwszym etapie obróbki cieplnej. Proces ten stanowi istotny element w kontekście modyfikacji strukturalnych i ich wpływu na własności materiału, stanowiąc przejściowy etap przed procesem reaustenizacji. W szczególności, skupiono się na wyjaśnieniu złożoności zmian mikrostrukturalnych, wykorzystując techniki mikroskopowe takie jak LM, SEM i TEM.

5.2.1 Morfologia mikrostruktury

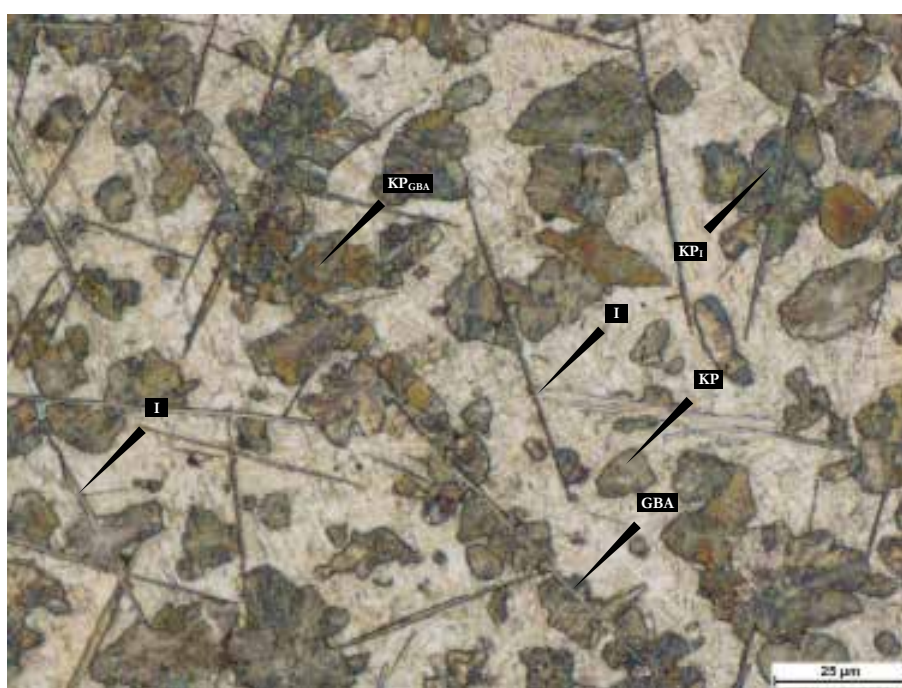
Po izotermicznym wyżarzaniu w temperaturze 510°C przez dwanaście godzin i następnym schładzaniu razem z piecem do osiągnięcia temperatury otoczenia, stal odznaczała się zróżnicowaną i rozdrobnioną morfologią mikrostruktury w stosunku do stanu wyjściowego (Rys. 5.3).

Mikrostruktura złożona jest z licznych iglastych wydzieleń, które zlokalizowane są wewnątrz ziaren byłego austenitu. Granica ziarna byłego austenitu została pogrubiona, stanowiąc miejsce nukleacji dla licznych ziaren drobnopłytkowego perlitu (Rys. 5.4). Zobrazowane kolonie perlitu odznaczają się średnią powierzchnią $\bar{A} = 53 \mu\text{m}^2$, co odpowiada wartości parametru $G = 11.5$ w odniesieniu do normy ASTM E112-13. Ponadto dla kilku obrazów mikrostruktury analizowanego przekroju przeprowadzono szacunkową analizę obrazu w celu określenia ilościowego udziału perlitu oraz iglastych wydzieleń w strukturze, które kolejno wyniosły $32,5 \pm 0,3\%$ oraz $4,8 \pm 0,1\%$. Pozostałą część struktury obejmowała osnowa.

Zdecydowana większość kolonii perlitu zarodkowała heterogenicznie na pogrubionych granicach ziaren byłego austenitu lub na wydzielonych wcześniej igłach. Stosunkowo niewielka ilość kolonii perlitu rozmieszczonych jest swobodnie w osnowie, jednak nie jest wykluczone, że ich zarodkowanie również nastąpiło w sposób heterogeniczny, np. w innej płaszczyźnie przekroju struktury lub obecnych w stanie dostarczenia globularnych węglikach (Rys. 5.4).



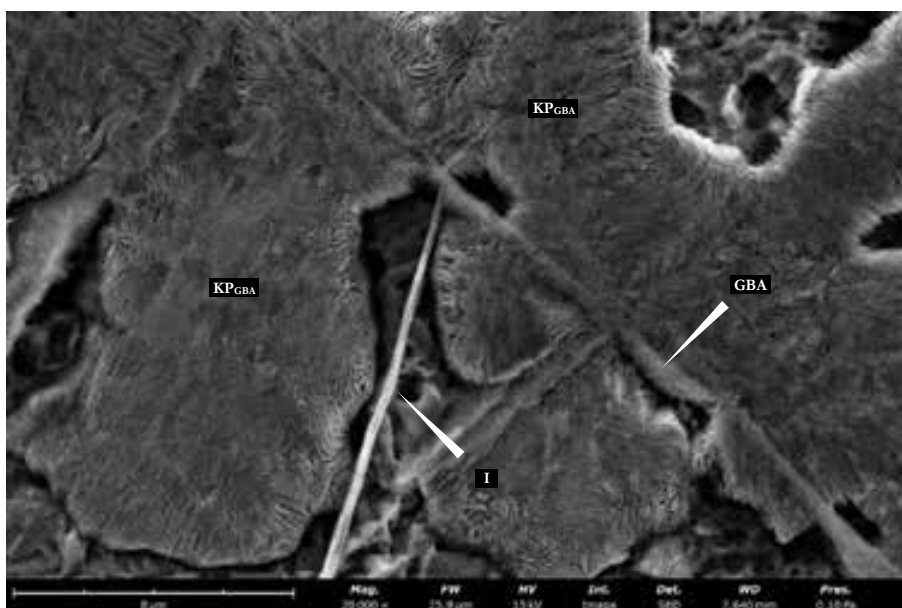
Rys. 5.3. Mikrostruktura stali po izotermicznym wygrzewaniu w 510°C i chłodzeniu z piecem. Widoczna zróżnicowana i rozdrobniona morfologia mikrostruktury w porównaniu do stanu dostarczenia zaprezentowanego na Rys. 5.1. Słabo widoczne większe skupiska kolonii perlitu wzdłuż granic byłego austenitu (GBA). Stan trawiony. LM.



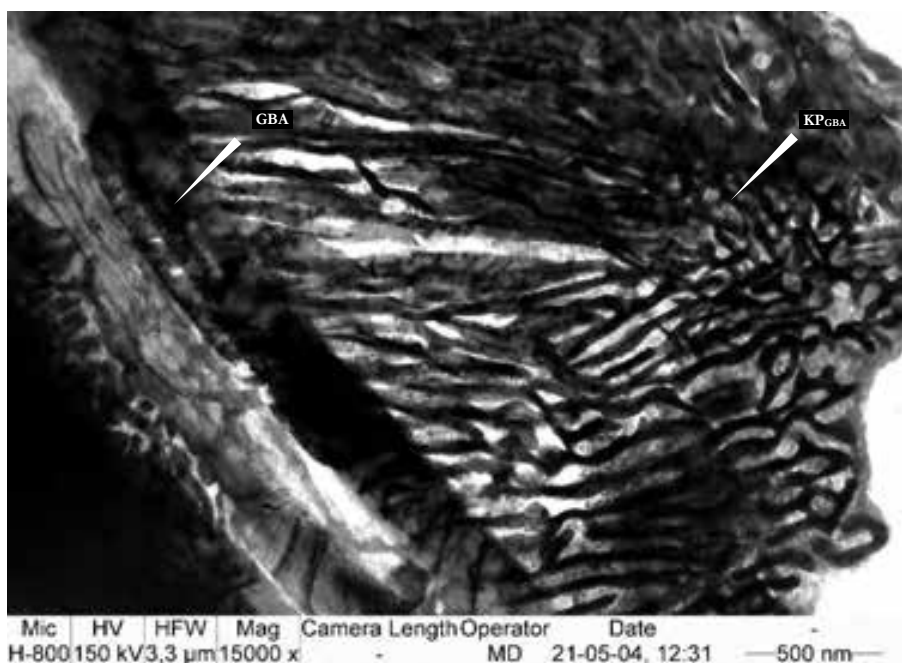
Rys. 5.4. Mikrostruktura stali po izotermicznym wygrzewaniu w 510°C i chłodzeniu z piecem. Morfologia mikrostruktury złożona jest z iglastych wydzieli (I), pogrubionych granic ziaren byłego austenitu (GBA), kolonii drobnopłytkowego perlitu (KP), spośród których u większości nukleacja zaszła na granicach ziaren byłego austenitu (KP_{GBA}) lub iglastych wydzieleniach (KP_I). Stan trawiony. LM.

Zaobserwowano heterogeniczny wzrost ziaren i węglików na granicach ziaren byłego austenitu (Rys. 5.5). Analogiczną morfologię i rozmiar węglików zaobserwowano i opisano w pracy S. Kuyucaka [201]. Wyróżnił on "cienkie" węgliki, które wydzieliły się wzdłuż granic ziaren byłego austenitu, oraz "grube" węgliki

o iglastej budowie, które mogą osiągnąć długość do 50 μm . Ich wielkość może być powiązana z tempem chłodzenia. Zbliżony rozmiar iglastych wydzieleni węglików zaobserwowano przy odlewaniu staliwa wysokomanganowego do form z piasku kwarcowego [105]. Jednak zauważalna jest różnica w grubości obu typów węglików. Cienkie tworzą ciągłą sieć wydzieleni o grubości około 0,35 μm (Rys. 5.6), podczas gdy grubsze charakteryzują się szerokością od 0,5 μm do 2,0 μm , co stanowi wyższe wartości w porównaniu z wynikami badań przedstawionymi w pracy S. Kuyucaka [201]. Prawdopodobnie jest to spowodowane procesem przedłużonego izotermicznego wyżarzania, co skutkuje zwiększeniem czasu dyfuzji, a ostatecznie pogrubieniem węglików. Jednocześnie autorzy Kuyucak, Zavadil i Gertsman sugerują, że cienkie węgliki wydzielające się wzdłuż granic ziaren byłego austenitu stanowią mniejsze zagrożenie dla kruchości wysokomanganowych stali niż igielkowe "grubsze" węgliki [201]. Postawili hipotezę, że kluczowym czynnikiem warunkującym to zachowanie jest koherencja matrycy z węglnikami na granicach ziaren, której brakuje "grubszym" węglikom.



Rys. 5.5. Kolonie drobnopłytkowego perlitu w otoczeniu granicy ziarna byłego austenitu (GBA), będącego również granicą dla wierzchołka iglastego wydzielenia (I). Stan trawiony. SEM (SE).

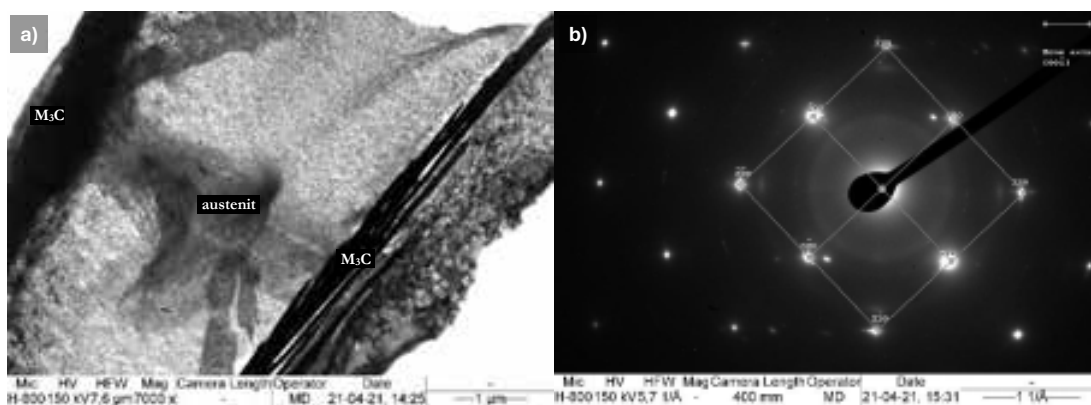


Rys. 5.6. Obraz w jasnym polu wydzielenia na granicy ziarna byłego austenitu o grubości około 0,35 μm oraz drobnej kolonii perlitu wzrastającej na nim. TEM (BF).

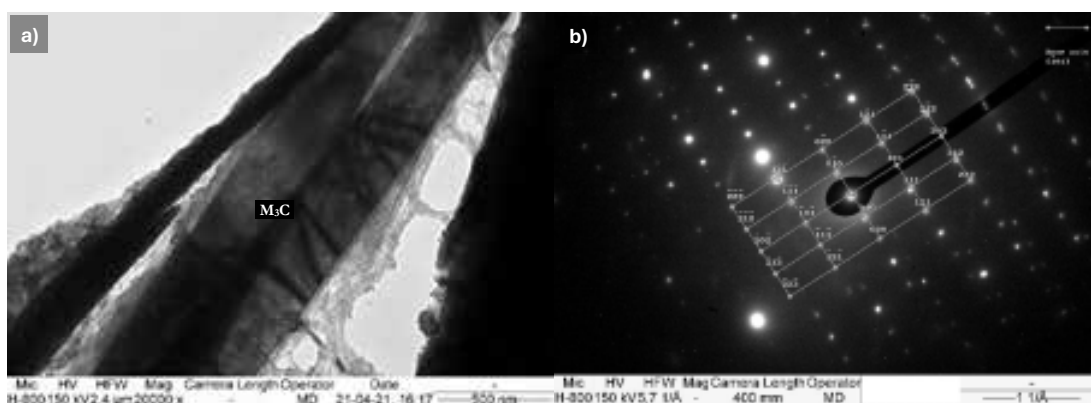
W celu określenia obu rodzajów tych węglików, a także charakterystyki osnowy przeprowadzono obserwacje z wykorzystaniem transmisyjnej mikroskopii elektronowej oraz dyfrakcję elektronową metodą SAED. Rys. 5.7 – Rys. 5.9 przedstawiają obszary poddane dyfrakcji, a także jej wyniki z nałożonym rozwiązaniem.

Wydzielenia węglików i drobnopłytkowe kolonie perlitu znajdują się w osnowie, która została zidentyfikowana jako austenit (Rys. 5.7). Nie stwierdzono obecności składników struktury przemian bezdyfuzyjnych, takich jak martenzyt. Takie składniki mogłyby powstać w wyniku znacznego obniżenia zawartości rozpuszczonego węgla w osnowie, co mogłoby być efektem wydzielenia nadmiernej ilości węglików.

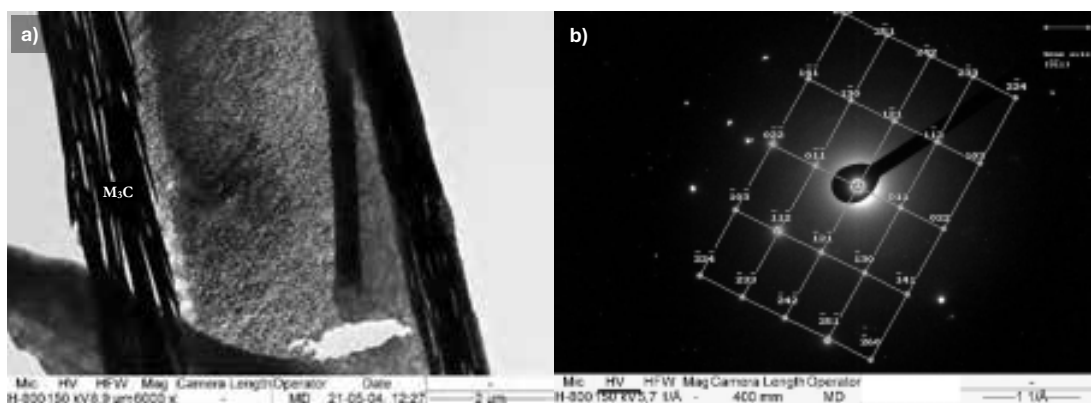
Wszystkie zidentyfikowane węgliki odpowiadają sieci krystalograficznej cementytu M_3C , lecz ich skład chemiczny nie jest do końca oczywisty (Rys. 5.8, Rys. 5.9). Jednocześnie węglik manganu również posiada porównywalne parametry sieciowe [200]. Z tego powodu najbardziej prawdopodobne węglikiem uzyskanym w analizie SAED to cementyt manganowy $(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{C}$. Obecność takiego węglika w stalach wysokomanganowych jest potwierdzona w wielu pracach [105,202–206], z których niektóre wspominają o złożoności tego węglika, zawierającego również chrom i/lub wanad [205]. Węgliki przyjmują formę pakietu igiełkowatych wydzieleni i mają całkowitą grubość od 0,5 μm do 2,0 μm .



Rys. 5.7. (a) Iglaste węgliki M_3C w osnowie austenitu. (b) Wzór dyfrakcji SAED uzyskany z ziarna austenitu zaprezentowanego na Rys. 5.7a (oś pasa $[00\bar{1}]$). TEM (BF).



Rys. 5.8. (a) Iglaste węgliki M_3C w osnowie austenitu. (b) Wzór dyfrakcji SAED uzyskany z wydzielenia węglika M_3C zaprezentowanego na Rys. 5.8a (oś pasa $[\bar{1}01]$). TEM (BF).

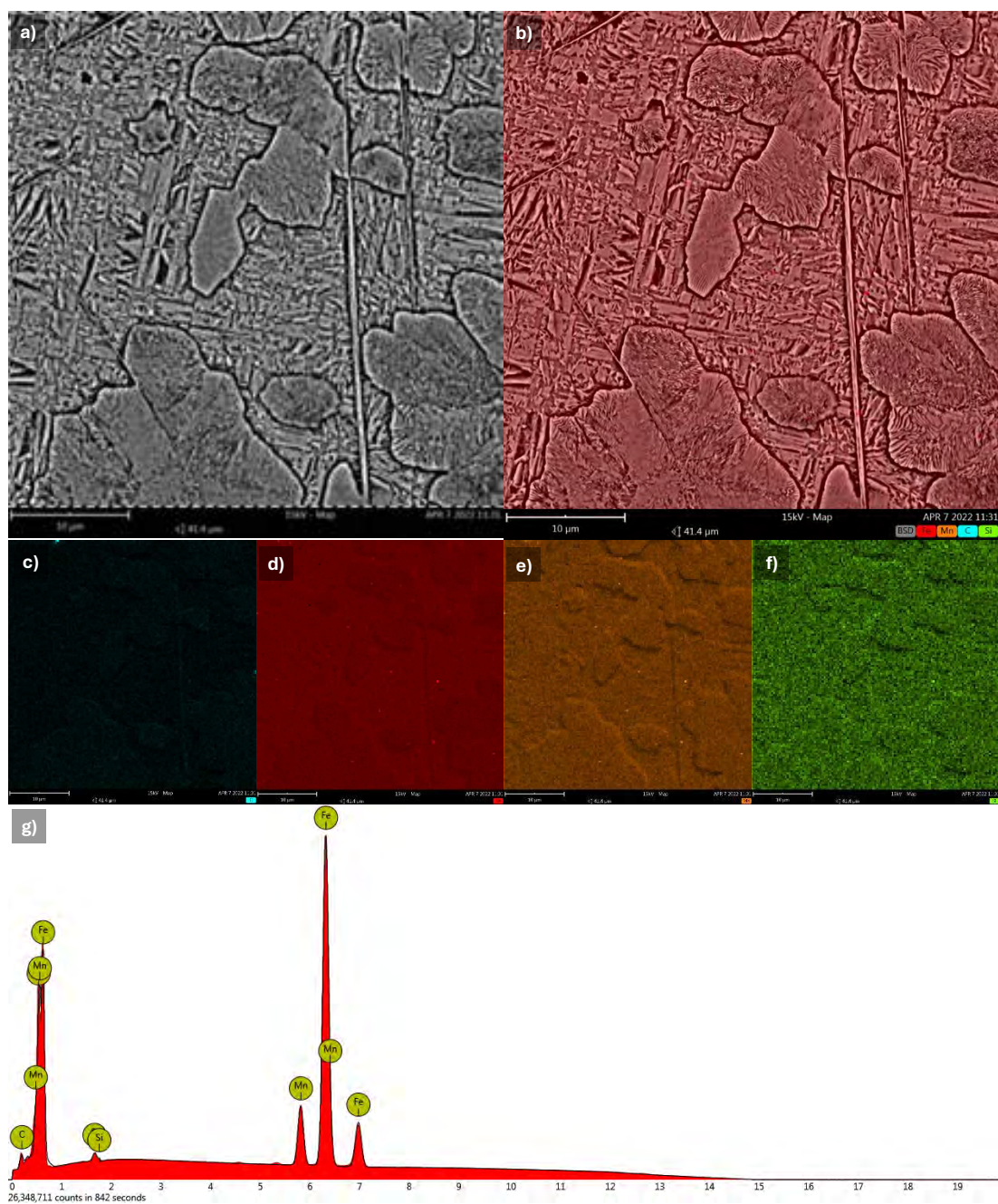


Rys. 5.9. (a) Iglaste węgliki M_3C w osnowie austenitu. (b) Wzór dyfrakcji SAED uzyskany z wydzielenia węglika M_3C zaprezentowanego na Rys. 5.9a (oś pasa $[\bar{3}\bar{1}1]$). TEM (BF).

5.2.2 Rozmieszczenie pierwiastków

Zgodnie z graficznym przedstawieniem rozkładów poszczególnych pierwiastków uzyskanych dzięki mikroanalizie powierzchni EDS, nie zaobserwowano wyraźnej segregacji kluczowych składników, tj. C, Mn i Si (Rys. 5.10). Jednakże, zauważono niewielki wzrost zawartości węgla oraz równoczesny spadek zawartości żelaza w iglastych wydzieleniach węglików $(Fe,Mn)_3C$ oraz drobnych koloniach perlitu. Potwierdzono to również podczas liniowej mikroanalizy omawianego obszaru

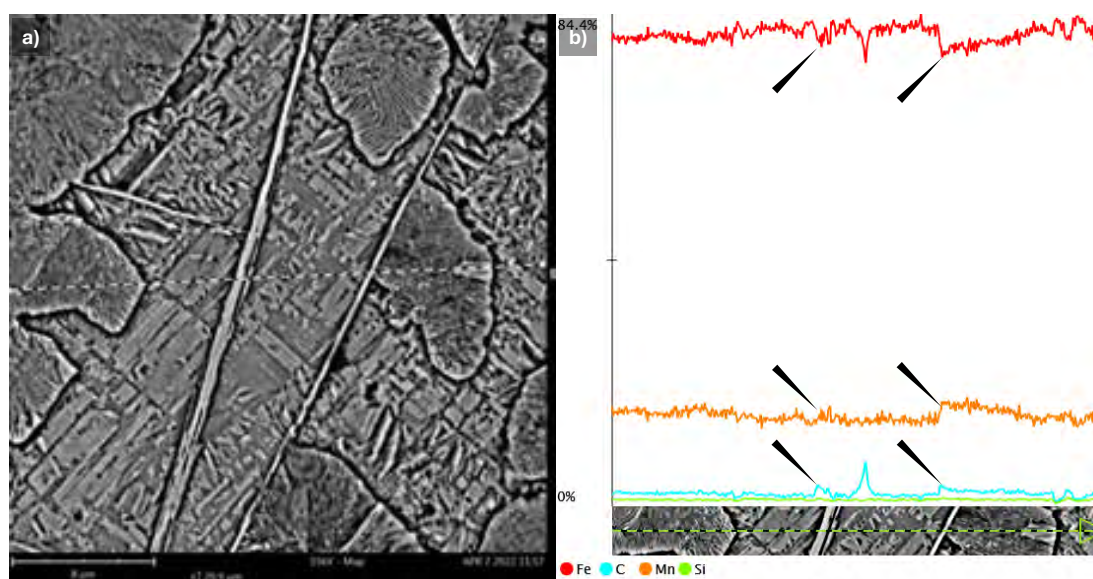
przedstawionego na Rys. 5.11, która została wykonano w kilku pojedynczych przejściach dla zwiększenia dokładności.



Rys. 5.10. Wyniki powierzchniowej mikroanalizy składu pierwiastkowego: (a) obszar analizy; (b) graficzny zbiorczy rozkład analizowanych pierwiastków; (c–f) indywidualne rozkłady poszczególnych pierwiastków ułożonych kolejno jako C, Fe, Mn i Si; (g) spektrum energii charakterystycznego promieniowania rentgenowskiego uzyskanego z analizowanego obszaru. SEM (EDS).

Tabela 5.2. Ilościowe wyniki mikroanalizy powierzchniowej składu pierwiastkowego przedstawionej na Rys. 5.10.

Pierwiastek	Zawartość atomowa [%]	Zawartość wagowa [%]
Mn	11,81	12,82
C	11,05	2,62
Si	0,95	0,53
Fe	reszta	



Rys. 5.11. Wyniki liniowej mikroanalizy składu pierwiastkowego: (a) obszar analizy z zaznaczoną linią; (b) liniowe rozkłady poszczególnych elementów Fe, Mn, C i Si. Widoczny lokalny wzrost zawartości węgla i manganu w drobnopłytkowych koloniach perlitu i iglastych wydzieleniach węglików $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ (oznaczono strzałkami). SEM (EDS).

5.2.3 Twardość

Wyniki pomiarów twardości składników mikrostrukturalnych tworzących materiał po izotermicznym wyżarzaniu wykazały, że austenit charakteryzował się twardością $353,6 \pm 107,8 \text{ HV0.025}$, co wskazuje na umocnienie osnowy wynikające z obróbki cieplnej. Natomiast drobnopłytkowe kolonie perlitu charakteryzują się twardością $539,8 \pm 53,1 \text{ HV0.05}$. Niewielki rozmiar węglików M_3C ogranicza możliwość pomiaru ich twardości klasycznym mikrotwardościomierzem.

Stal po izotermicznym wyżarzaniu wykazuje średnią twardość $435,0 \pm 4,2 \text{ HV30}$, co – w porównaniu z wartością $200,0 \pm 6,7 \text{ HV30}$ w stanie dostawy – potwierdza istotny wpływ tego zabiegu cieplnego na zwiększenie twardości materiału.

5.3 Efekt reaustenitizacji

Według wielu źródeł badań naukowych przedstawionych we wstępie pracy, stal wysokomanganowa powinna być stosowana w stanie przesyconym, tj. wolnym od węglików. Stanowi to kluczową cechę morfologii mikrostruktury stali X120Mn12 wykorzystywanej w zastosowaniach na elementy narażone na zużywanie ścierno-udarnościowe.

Na podstawie zaplanowanego schematu dwuetapowej obróbki cieplnej materiału badawczego przeprowadzono zabieg przesycania stali dla różnych wariantów temperatury i stałej wartości czasu trwania procesu. Zmiany morfologii mikrostruktury w zakresie 650°C – 1100°C z krokiem co 50°C przedstawiono na zbiorczym zestawieniu z mikrostrukturą stali w stanie dostarczenia oraz po izotermicznym wygrzewaniu na Rys. 5.12. Ze względów na porównawczy charakter analizy zestawienie składa się z obrazów mikroskopowych w tej samej skali. Ponadto wszystkie zobrazowane mikrostruktury stali po różnych wariantach obróbki cieplnej zostały zamieszczone w Załączniku A, który zawiera uzupełniające obrazy mikroskopii świetlnej (LM) gruboziarnistej stali X120Mn12.

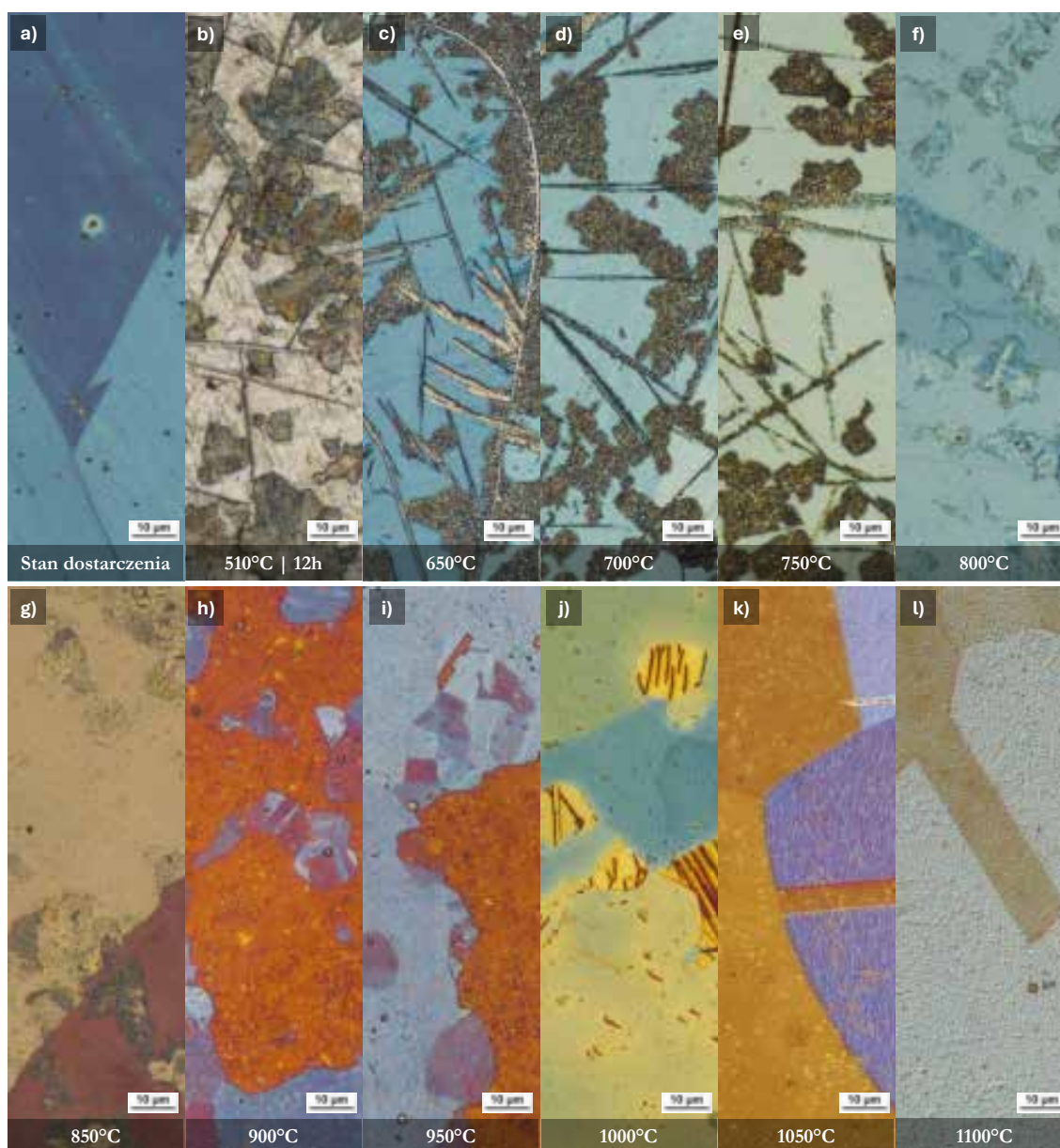
W zakresie temperatur 650°C – 850°C węgliki (Fe,Mn)₃C zarówno w postaci igieł, jak i budujące drobnopłytkowy perlit poszczególnych kolonii ulegał procesowi koagulacji, powodując jednocześnie zmiany w morfologii mikrostruktury.

Jednocześnie powyżej temperatury 750°C obserwowalny jest stopniowy zanik wydzielonych w trakcie izotermicznego wygrzewania węglików typu M₃C oraz kolonii drobnopłytkowego perlitu do momentu uzyskania jednorodnego austenitu w temperaturze 900°C – 950°C. Ponadto dla wariantu 900°C zarówno wewnątrz pierwotnych ziaren austenitu, jak i na ich granicach widoczne są pojedyncze, nowe ziarna austenitu o rozmiarze mniejszym niż 20 μm z charakterystycznymi granicami bliźniaczymi (Rys. 5.12h). Ich obecność stanowi efekt mechanizmu PSN. W rezultacie mikrostruktura stali była bardziej drobnoziarnista w porównaniu do stanu dostawy, pozbawiona wcześniej obserwowanych węglików M₃C na granicach ziaren byłego austenitu i węglików w postaci igieł. Ponadto, nie było widocznych wcześniej licznych drobnych kolonii perlitu. W oryginalnych ziarnach austenitu (o wielkości G = 1.5 według ASTM E112-13) oraz na ich granicach, widoczne były liczne nowe ziarna austenitu (mniejsze niż 20 μm z charakterystycznymi podwójnymi granicami). Procentowa zawartość nowych ziaren w analizowanej próbce wynosi 21,3%, a ich

wielkość to $G = 11.5$ według ASTM E112-13, co odpowiada średniej powierzchni ziarna $\bar{A} = 49,8 \mu\text{m}^2$.

Węglik M_3C oraz kolonie drobnopłytkowego perlitu posłużyły jako podkładki pod zarodkowanie heterogeniczne, co zaowocowało powstaniem nowych ziaren.

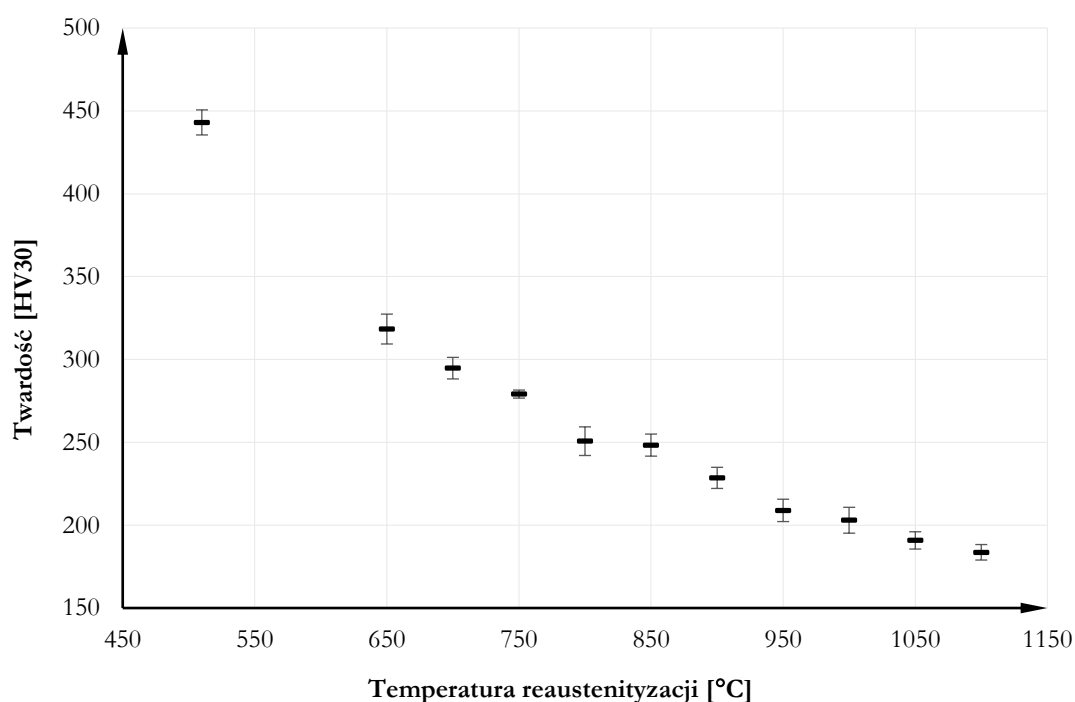
Powrót do pierwotnego stanu mikrostruktury następuje około 1050°C , kiedy wszelkie uzyskane zmiany w wyniku dwustopniowej obróbki cieplnej ulegają zanikowi, a uzyskana mikrostruktura ma postać zbliżonej do stanu dostarczenia. Powyżej tej temperatury obserwowalny jest zanik nowopowstałych ziaren oraz znaczny niewielki wzrost ziarna austenitu.



Rys. 5.12. Graficzna reprezentacja zmian morfologicznych oraz procesów zachodzących wraz ze wzrostem temperatury ponownego przesycania. Zestawienie morfologii mikrostruktury dla różnych stanów gruboziarnistej stali X120Mn12: (a) stanu dostarczenia; (b) stanu po izotermicznym wygrzewaniu; (c–l) stanów po różnych wariantach temperaturowych przesycania (650°C – 1100°C). Stan trawiony. LM.

Opisane procesy, jakie zachodzą podczas reaustenityzacji, skutkują obniżeniem wartości twardości wraz ze wzrostem temperatury przesycenia (Rys. 5.13). Skokowy spadek wartości twardości następuje już dla różnicy między stanem po izotermicznym wygrzewaniu w 510°C, a reaustenityzacją w 650°C, co stanowi przede wszystkim efekt rozpadu, sferoidyzacji i koagulacji iglastych węglików M_3C oraz cementytu manganowego zawartego w koloniach drobnopłytkowego perlitu.

W kolejnych etapach spadek twardości przebiega łagodniej, co wiąże się ze stopniowym rozpuszczaniem się węglików wydzielonych w trakcie izotermicznego wygrzewania. Spadek ten w pewnym stopniu jest rekompensowany przez umocnienie granicami nowopowstałych ziaren w wyniku mechanizmu PSN, co widoczne jest dla zakresy temperatur 800°C – 900°C. Powyżej temperatury 950°C twardość materiału ulega stabilizacji, a pojawiający się spadek tej wartości powiązany jest z rozrostem ziarna austenitu.



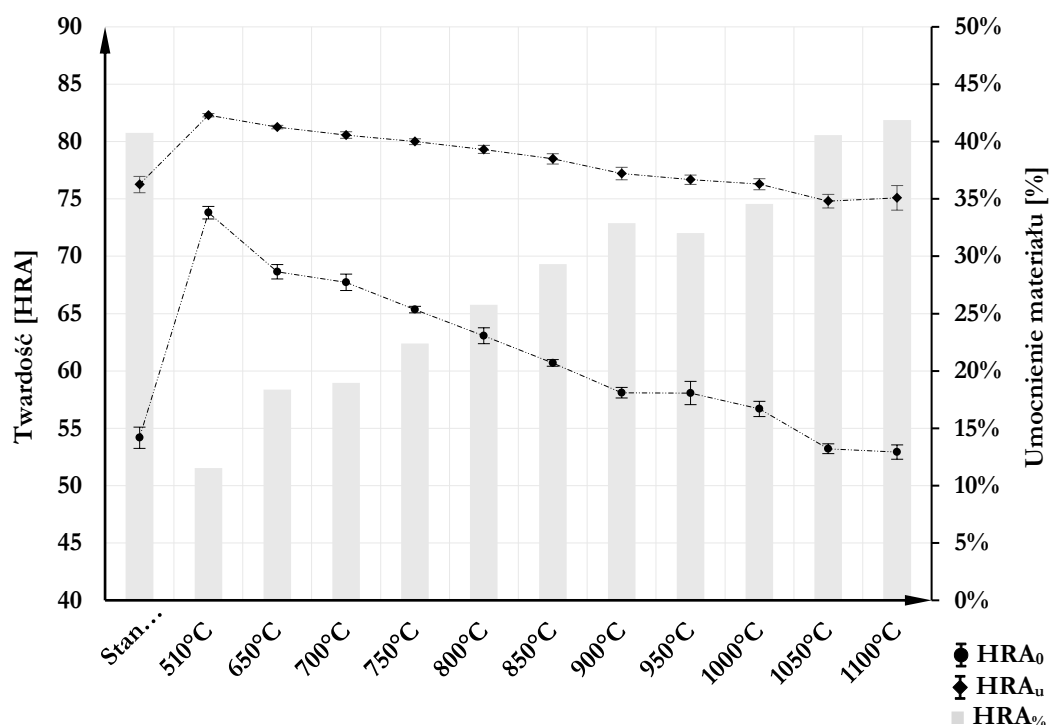
Rys. 5.13. Zmiana wartości twardości gruboziarnistej stali X120Mn12 po izotermicznym wygrzewaniu w funkcji temperatury przesycania (reaustenityzacji).

Pomiarom umocnienia powierzchniowego poddano próbki stali X120Mn12 w stanie dostarczenia oraz po poszczególnych wariantach obróbki cieplnej. W Tabeli 5.3 oraz na Rys. 5.14 przedstawiono wyniki twardości HRA_0 (w stanie wyjściowym), HRA_u (po odkształceniu powierzchniowym) oraz wskaźnik $HRA\%$. Obliczone wartości umocnienia względnego wskazują na zdolność materiału do umacniania się w wyniku odkształcenia – im wyższy wskaźnik, tym większe umocnienie materiału przez odkształcenie plastyczne.

Stan dostarczenia charakteryzuje się najniższą twardością początkową, a jednocześnie jednym z najwyższych wskaźników umocnienia, co wskazuje na wyżarzony stan materiału o dużej zdolności do umacniania przez zgniot. W stanie po izotermicznym wygrzewaniu obserwuje się skokowy spadek tej zdolności, co wynika z częściowego rozpadu austenitu na iglaste węgliki oraz drobnopłytkowe kolonie perlitu. Wraz ze wzrostem temperatury reaustenitizacji następuje stopniowy wzrost wskaźnika umocnienia powierzchniowego stali, co wiąże się z procesami sferoidyzacji cementytu, jego częściowym rozpuszczaniem, wzrostem ziaren austenitu oraz rekrytalizacją PSN. W przypadku reaustenitizacji w zakresie 950°C – 1100°C twardość HRA₀ spada do poziomu zbliżonego do stanu dostarczenia, natomiast wskaźnik HRA_% ponownie osiąga najwyższe wartości, co wskazuje na pełną austenitizację mikrostruktury. Jednak w wariantach przesycania w temperaturze 950°C lub 1000°C, w których mikrostruktura składa się z byłych ziaren austenitu oraz nowo powstałych w wyniku rekrytalizacji PSN, nie odnotowano wzrostu zdolności do umocnienia powierzchniowego.

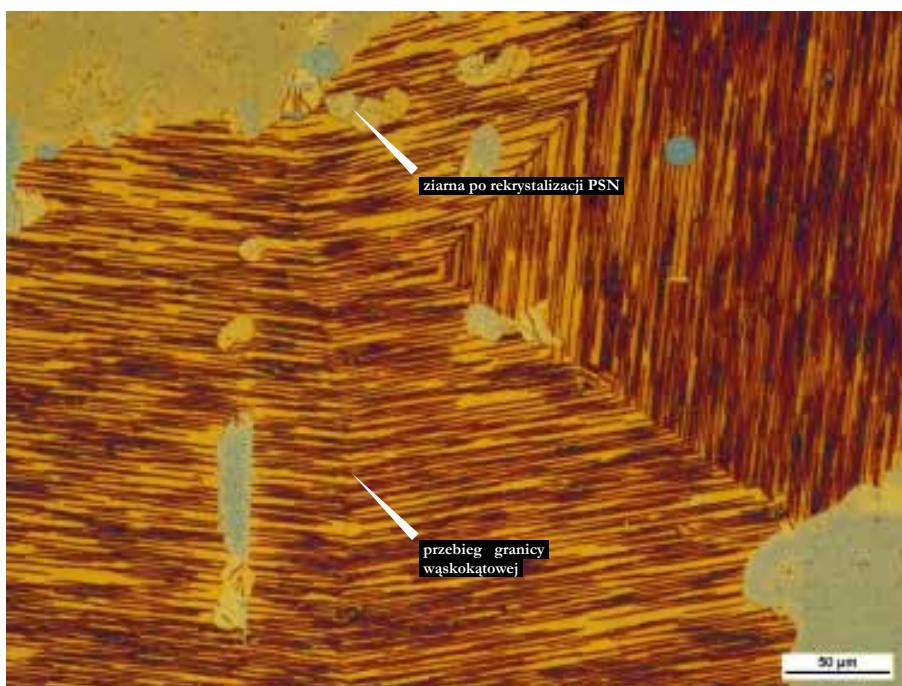
Tabela 5.3. Wyniki pomiarów twardości HRA₀ (w stanie wyjściowym) oraz HRA_u (po odkształceniu powierzchniowym) obrazująca zdolności do lokalnego umocnienia HRA_% stali X120Mn12 w stanie dostarczenia oraz w zależności od zastosowanego wariantu obróbki cieplnej.

Oznaczenie próbek		HRA ₀		HRA _u		HRA _%	
		$\bar{x}$	$\pm \sigma$	$\bar{x}$	$\pm \sigma$	$\bar{x}$	$\pm \sigma$
1	Stan dost.	54,2	0,9	76,3	0,7	40,8%	1,4%
2	510°C	73,8	0,5	82,3	0,1	11,5%	0,7%
3	650°C	68,6	0,6	81,3	0,2	18,4%	0,8%
4	700°C	67,7	0,7	80,6	0,3	19,0%	0,9%
5	750°C	65,4	0,3	80,0	0,3	22,4%	0,4%
6	800°C	63,1	0,7	79,3	0,4	25,8%	0,9%
7	850°C	60,7	0,3	78,5	0,5	29,3%	0,6%
8	900°C	58,1	0,5	77,2	0,5	32,9%	0,8%
9	950°C	58,1	1,0	76,7	0,4	32,0%	1,4%
10	1000°C	56,7	0,7	76,3	0,5	34,6%	1,0%
11	1050°C	53,2	0,4	74,8	0,6	40,6%	0,8%
12	1100°C	52,9	0,6	75,1	1,1	41,9%	1,3%

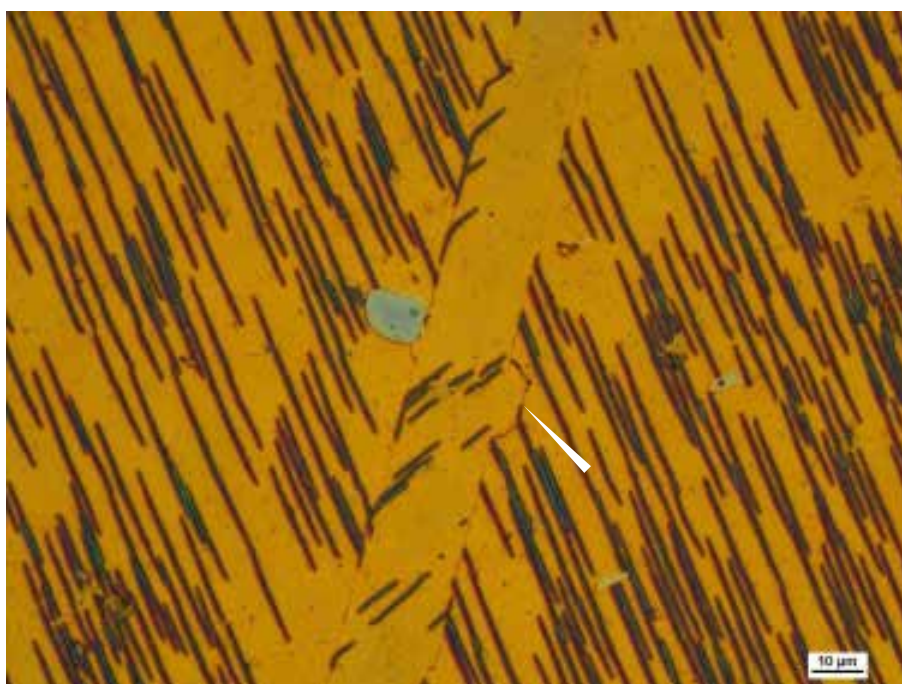


Rys. 5.14. Zmiana wartości twardości HRA₀ (w stanie wyjściowym) oraz HRA_u (po odkształceniu powierzchniowym) obrazująca zdolności do lokalnego umocnienia stali X120Mn12 w stanie dostarczenia oraz w zależności od zastosowanego wariantu obróbki cieplnej. HRA_% stanowi wskaźnik intensywności umocnienia powierzchniowego obliczany zgodnie z metodyką opisaną w podrozdziale 4.3.6 „Pomiary umocnienia powierzchniowego”.

W celu potwierdzenia powstania nowych ziaren w wyniku rekrytalizacji PSN próbkę w stanie po reaustenitizacji w 1000°C poddano trawieniu liniowemu (ang. *line etching*). Kierunek wytrawionych linii reprezentuje orientację krystalograficzną poszczególnych ziaren. Mikrostruktura stali w tym stanie odznacza się obecnością ziaren austenitu zarówno o pierwotnej budowie jak i w postaci rozdrobnionych ziaren po rekrytalizacji PSN (Rys. 5.15). Widoczne są liczne nowe ziarna o rozmiarze poniżej 20 μm zlokalizowanych głównie na granicach ziaren szeroko- i wąskokątowych austenitu. Ponadto granice ziaren bliźniaczych również stanowią miejsce wzrostu tych ziaren. Jednak wraz ze wzrastającą temperaturą przesycania następują procesy reorientacji ziaren i zdrowienia mikrostruktury, powodując zanik granic wąskokątowych oraz wchłanianie ziaren po rekrytalizacji PSN (Rys. 5.16).



Rys. 5.15. Mikrostruktura stali X120Mn12 po reautenitizacji w 1000°C po trawieniu liniowym. Widoczne liczne ziarna powstałe po rekryształizacji PSN zlokalizowane na granicach pierwotnych ziaren austenitu. Stan trawiony. LM.



Rys. 5.16. Mikrostruktura stali X120Mn12 po reautenitizacji w 1000°C po trawieniu liniowym. Widoczne ziarna po rekryształizacji PSN wchłaniane przez bliźniaka pierwotnej struktury austenitu. Stan trawiony. LM.

5.4 Mechanizm PSN w stali X120Mn12

W celu zrozumienia zachodzących zmian w stali X120Mn12 w trakcie procesu reaustenizacji przeprowadzono serię obserwacji morfologii mikrostruktury przy użyciu SEM oraz TEM próbek po różnych temperaturach przesycania. Zaobserwowane zmiany skategoryzowano i opisano dla poszczególnych cech morfologicznych, tzn. iglastych wydzieleni węglików cementytu manganowego $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$, kolonii drobnopłytkowego perlitu oraz osnowy. W przypadku ogólnych obserwacji przy użyciu skaningowej mikroskopii elektronowej można wskazać dwa główne etapy zachodzących zmian:

- a. Widoczna w przedziale temperatur $650^\circ\text{C} - 750^\circ\text{C}$ postępująca koagulacja węglików $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ zarówno w koloniach drobnopłytkowego perlitu oraz iglastych wydzieleniach węglików (Rys. 5.17a-d).

Względem stanu wyjściowego (Rys. 5.17a) wyżarzanie w temperaturze 650°C spowodowało stopniową sferoidyzację cementytu manganowego w obszarze drobnopłytkowego perlitu, pozostawiając częściowo węgliki żelaza w formie płytkowej lub przerywanych płytek o zaoblonych kształtach. Stan iglastych wydzieleni węglików nie uległ znaczącym zmianom, które można by globalnie zaobserwować w materiale w trakcie obrazowania przy użyciu SEM.

Obrazy mikroskopowe etapu wyżarzania w wyższej temperaturze, tj. w 700°C , ujawniły postępujące zmiany związane ze sferoidyzacją cementytu w koloniach perlitu. Widoczne są również stopniowe ślady rozpadu iglastych węglików. Ich podłużna budowa uległa częściowemu rozpadowi, powodując widoczne przerwania w ich ciągłości. Niewielkie iglaste węgliki – szczególnie te wewnątrz perlitu, które obejmowały długością pojedyncze kolonie – uległy zanikowi.

Wyżarzanie w temperaturze 750°C doprowadziło do pogłębienia procesu rozpadu iglastych węglików. Uległy one wyraźnej segmentacji – wzdłużnej oraz poprzecznej. Ich fragmenty nadal mają wydłużony kształt, odbiegający od sferoidalnej budowy, ale ich szerokość pozostaje wyraźnie mniejsza od stale silnie zróżnicowanych rozmiarów średnic zesferoidyzowanego cementytu manganowego w koloniach perlitu.

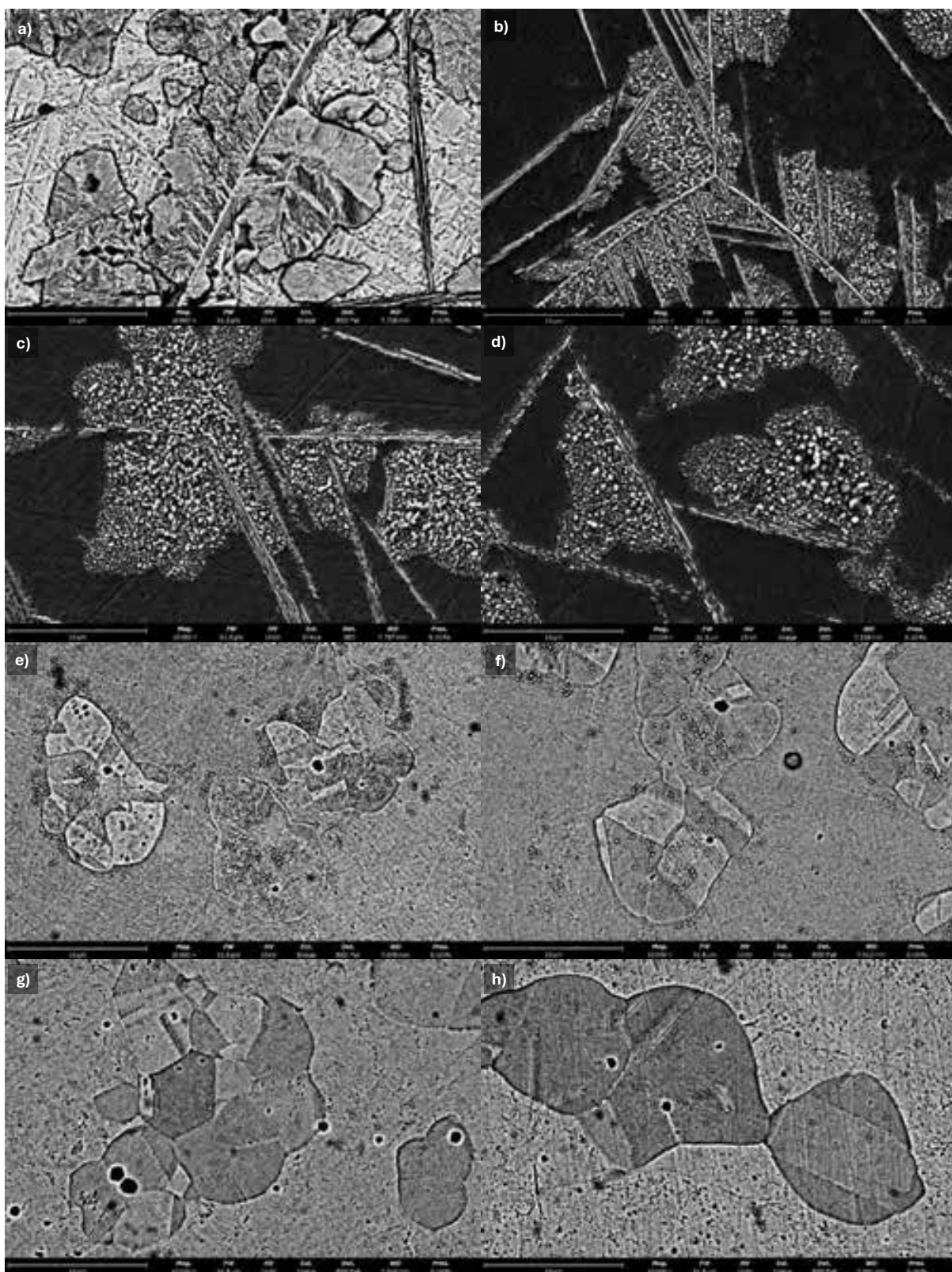
- b. Mikrostruktura stali w zakresie temperatur $800^\circ\text{C} - 950^\circ\text{C}$ odzwierciedla postępujące rozpuszczanie się węglików cementytu manganowego

(Fe,Mn)₃C oraz heterogeniczny wzrost nowych ziaren austenitu (Rys. 5.17e-h).

Podobnie jak w analizie przy użyciu mikroskopii świetlnej zaobserwowano, że reaustenitizacja w 800°C doprowadziła do powstania skupisk zrekrystalizowanych ziaren austenitu. Ich kolonie nie przekraczały rozmiaru 30 µm, natomiast pojedyncze ziarna 10 µm. Nie zaobserwowano obecności iglastych węglików lub ich pozostałości. Uległy one rozpuszczeniu wewnątrz osnowy materiału. Jednocześnie stopniowemu zmniejszeniu i rozdrobnieniu uległ cementyt manganowy, będący pozostałością po płytkach perlitu. Wraz ze wzrastającą temperaturą reaustenitizacji, tj. dla wariantów 850°C i 900°C, można zaobserwować proces zaniku wszelkich pozostałości węglików (Fe,Mn)₃C.

Ponadto wyższa temperatura wygrzewania skutkuje wzrostem dynamiki rozrostu ziaren kosztem osnowy oraz mniejszych nowopowstałych ziaren austenitu. Szczególnie widoczne jest przy porównaniu klastrow ziaren uzyskanych po reaustenitizacji w 900°C i 950°C (Rys. 5.17g i Rys. 5.17h), obrazujących rozrost nowopowstałych ziaren do ujednoliconego ich rozmiaru na poziomie około 15 – 20 µm.

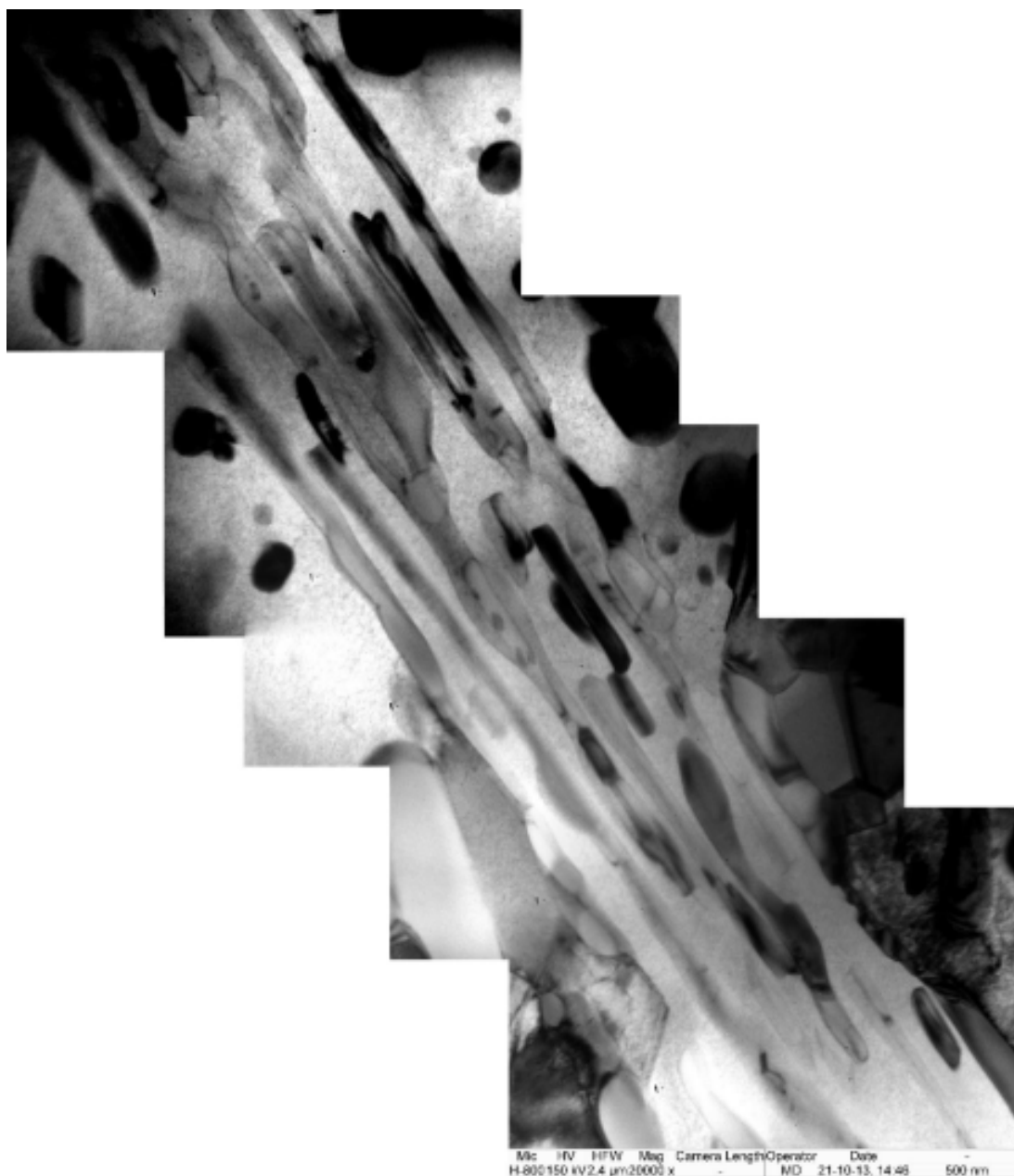
Charakter zaobserwowanych zmian pozwolił na uzyskanie ogólnych informacji dotyczących zachodzących procesów w trakcie reaustenitizacji w funkcji wzrastającej temperatury przesycania. Jednakże, ze względu na ograniczenia tej techniki w zakresie rozdzielczości i zdolności do badania wewnętrznej struktury materiału, dalsza szczegółowa analiza wymagała zastosowania transmisyjnej mikroskopii elektronowej. Ponadto wszystkie zobrazone mikrostruktury stali po różnych wariantach obróbki cieplnej zostały zamieszczone w Załączniku B, który zawiera uzupełniające obrazy transmisyjnej mikroskopii elektronowej (TEM) gruboziarnistej stali X120Mn12.



Rys. 5.17. Zestawienie morfologii mikrostruktury dla różnych stanów stali X120Mn12: (a) stanu po izotermicznym wygrzewaniu; (b) 650°C; (c) 700°C; (d) 750°C; (e) 800°C; (f) 850°C; (g) 900°C; (h) 950°C. W trakcie obrazowania użyto dwóch różnych detektorów, tj. detektora SE oraz BSE, w celu zwizualizowania wyraźniejszych zmian między kolejnymi etapami reaustenitizacji. SEM (SE, BSE).

Na Rys. 5.18 – Rys. 5.20 przedstawiono poszczególne mikrofotografie iglastych węglików $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$, które po procesie reaustenitizacji w zakresie od 650°C do 800°C uległy całkowitemu rozpuszczeniu. W porównaniu do struktury wyjściowej

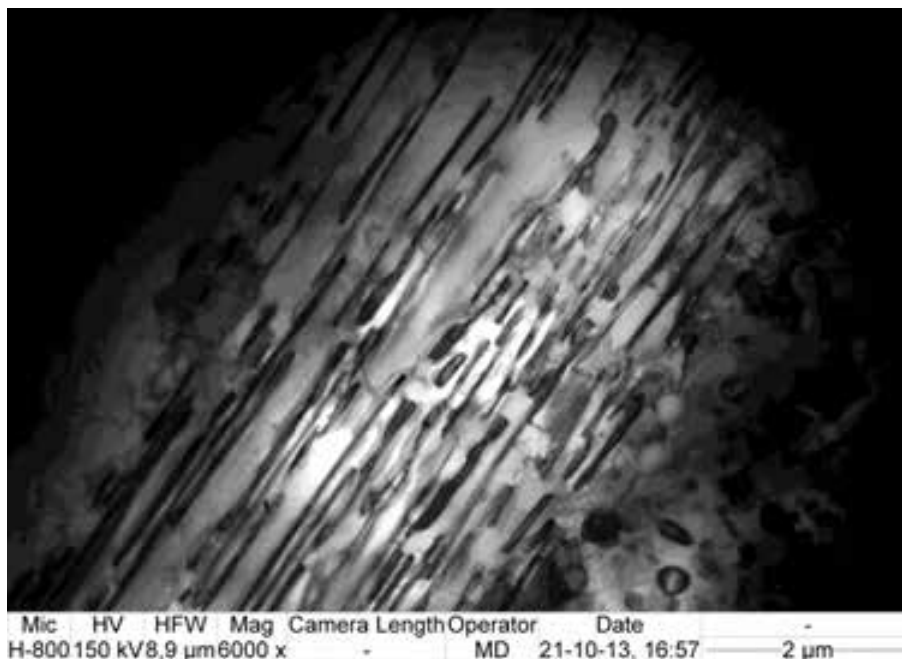
(Rys. 5.7 – Rys. 5.9) po wygrzewaniu w temperaturze w 650°C widoczny jest już stopniowy rozpad węglików do postaci pofragmentowanych płytek ułożonych równolegle względem siebie. Grubość tych płytek osiąga rozmiar od 110 – 450 nm, natomiast długość od 1,5 μm do rzędu kilku mikrometrów. Kształt płytek jest wyraźnie zaoblony, świadcząc o ich postępującej sferoidyzacji.



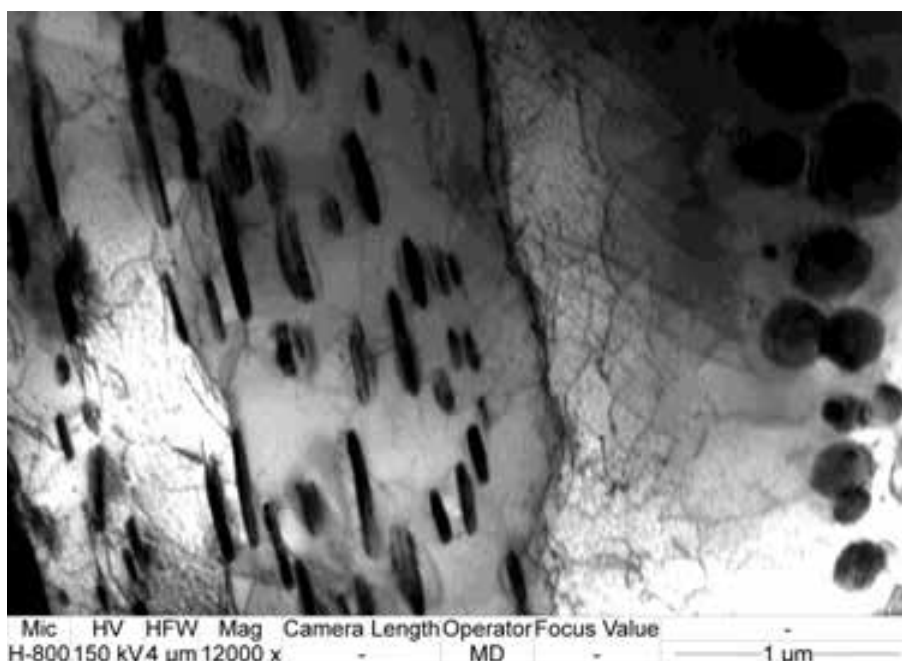
Rys. 5.18. Morfologia iglastego węglika $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ po wyżarzaniu reaustenizującym stali X120Mn12 w temperaturze 650°C. TEM (BF).

Temperatura wygrzewania dla 700°C spowodowała postępujący proces pocieniania się płytek do zakresu rozmiarów 50 – 140 nm, natomiast ich długość uległa również częściowemu skróceniu do rozmiarów 1,4 – 6,5 μm (Rys. 5.19). Natomiast dla wariantu 750°C szerokość płytek znajdowała się w przedziale 40 – 80

nm przy ich długości z zakresu 0,1 – 1,0 μm (Rys. 5.20). Postępujące skracanie się długości płytek przy jednoczesnym zmniejszaniu się ich szerokości stanowi bezpośredni efekt rozpuszczania się węgla w tempie znacznie wyższym niż jego sferoidyzacja.

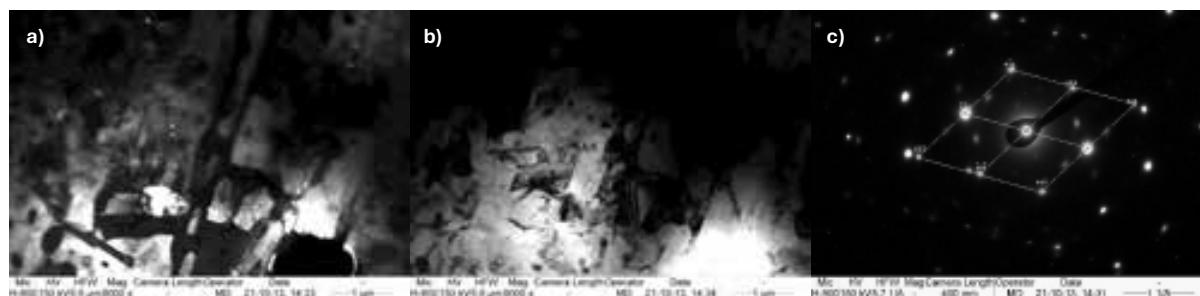


Rys. 5.19. Morfologia iglastych węglków $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ po wyżarzaniu reaustenitującym stali X120Mn12 w temperaturze 700°C. Z prawej strony widoczna postępująca sferoidyzacja cementytu wewnątrz kolonii perlitu. TEM (BF).



Rys. 5.20. Morfologia iglastych węglków $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ po wyżarzaniu reaustenitującym stali X120Mn12 w temperaturze 750°C. Widoczna spiętrzona ściana dyslokacji przed granicą pozostałości po iglastym węglu. Z prawej strony widoczna postępująca sferoidyzacja cementytu wewnątrz kolonii perlitu. TEM (BF).

Natomiast w zakresie temperatur reaustenityzacji 650°C – 750°C wewnątrz drobnopłytkowych kolonii perlitu, widoczne są zmiany związane ze sferoidyzacją cementytu (Rys. 5.19, Rys. 5.20, Rys. 5.22). Jednocześnie analizy SAED potwierdziły obecność ferrytu tworzącego mieszaninę eutektoidalną w omawianym zakresie wariantów reaustenityzacji (Rys. 5.21).

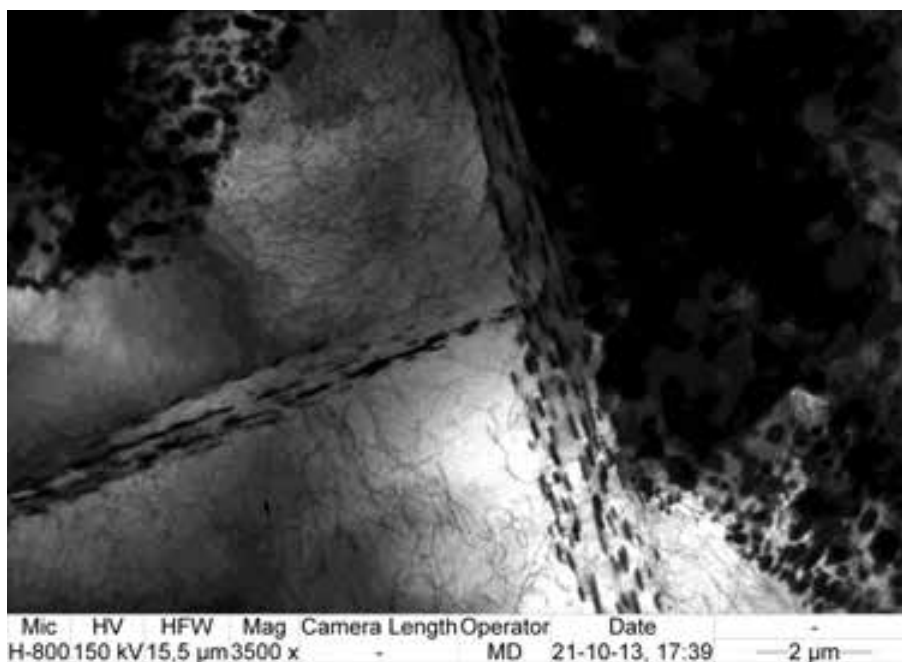


Rys. 5.21. Struktura ferrytu wewnątrz kolonii perlitu po reaustenityzacji w 650°C widoczna w: (a) ciemnym polu widzenia TEM (DF); (b) jasnym polu widzenia TEM (BF). (c) Wzór dyfrakcji SAED uzyskany z ferrytu zaprezentowanego na Rys. 5.21a (oś pasa $[1\bar{1}\bar{1}]$).

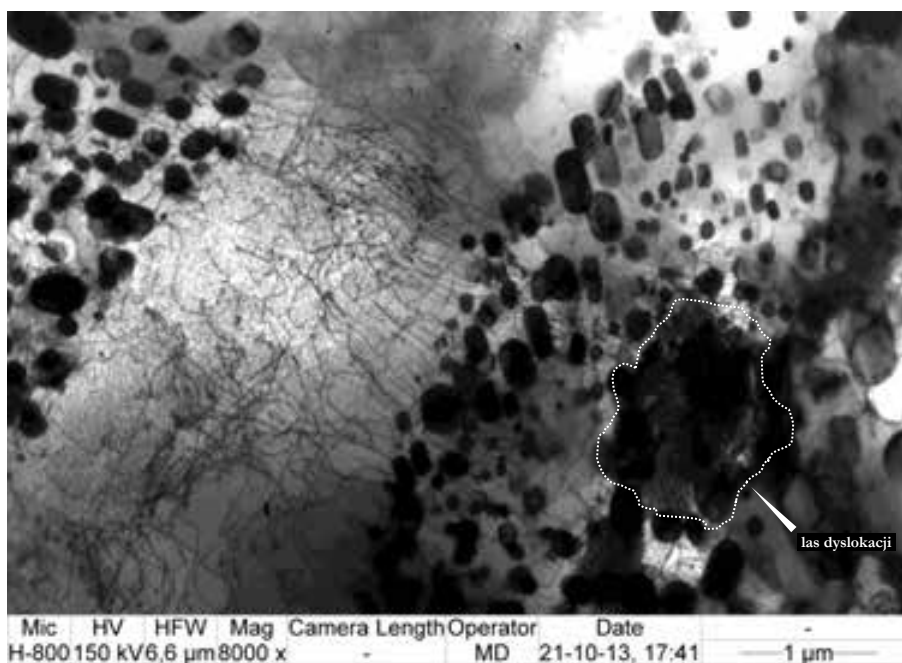
Jednocześnie obserwacje przy użyciu transmisyjnej mikroskopii elektronowej umożliwiły ujawnienie struktur dyslokacyjnych, których obecność stanowi kluczowy czynnik pozwalający na powstanie nowych ziaren. Wewnętrzne naprężenia generowane w wyniku wydzielania się nowych składników mikrostrukturalnych po izotermicznym wygrzewaniu, a następnie ich stopniowego zaniku lub sferoidyzacji podczas reaustenityzacji, przyczyniły się do powstania defektów liniowych. Jednocześnie różnica we współczynniku rozszerzalności cieplnej między osnową a wydzielonymi składnikami innych faz doprowadziła do akumulacji naprężeń. Tendencja dyslokacji do grupowania się i spiętrzania w obszary o dużej ich gęstości pozwoliły na zaobserwowanie takich skupisk dla wszystkich wariantów wyżarzania z zakresu 650°C – 750°C. Ich rozkład jest nieregularny i ma postać ścian dyslokacji spiętrzonych na granicach ziaren lub granicach węglików z osnową (Rys. 5.20) lub lasów dyslokacji w przestrzeniach między iglastymi węglkami i koloniami perlitu (Rys. 5.22, Rys. 5.23).

Silne spiętrzenia dyslokacji o wysokiej gęstości zaobserwowano wewnątrz już częściowo rozpadających się kolonii perlitu, powodując powstanie tzw. lasów dyslokacji (Rys. 5.23). Każdy z węglików $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ niezależnie od swego kształtu czy rozmiaru stanowi potencjalną barierę dla przemieszczających się dyslokacji, stanowiąc miejsca spiętrzenia i splątania defektów (Rys. 5.24). Nagromadzenia dyslokacji w pobliżu cząstek tworzy obszary o podwyższonej energii. Twarde, sferoidalne cząstki o rozmiarach z zakresu 300 – 500 nm, otoczone zdeformowanym obszarem PDZ (ang. *particle deformation zone*), w którym koncentrują się dyslokacje,

mogą stanowić efektywne miejsca nukleacji nowych ziaren zgodnie z mechanizmem PSN. Wzrost ten może następować zarówno hetero- jak i homogenicznie.

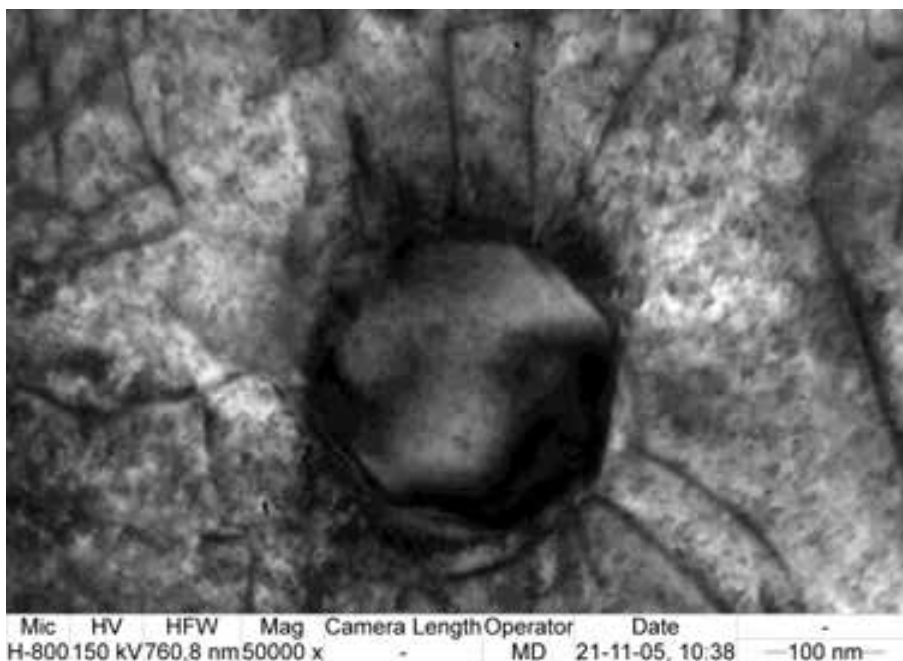


Rys. 5.22. Lasy dyslokacji zlokalizowane w osnowie stali X120Mn12 po reaustenitizacji w 750°C w przestrzeniach między częściowo rozpuszczonymi iglastymi węglnikami oraz koloniami perlitu. Widoczna postępująca sferoidyzacja cementytu wewnątrz kolonii perlitu. TEM (BF).

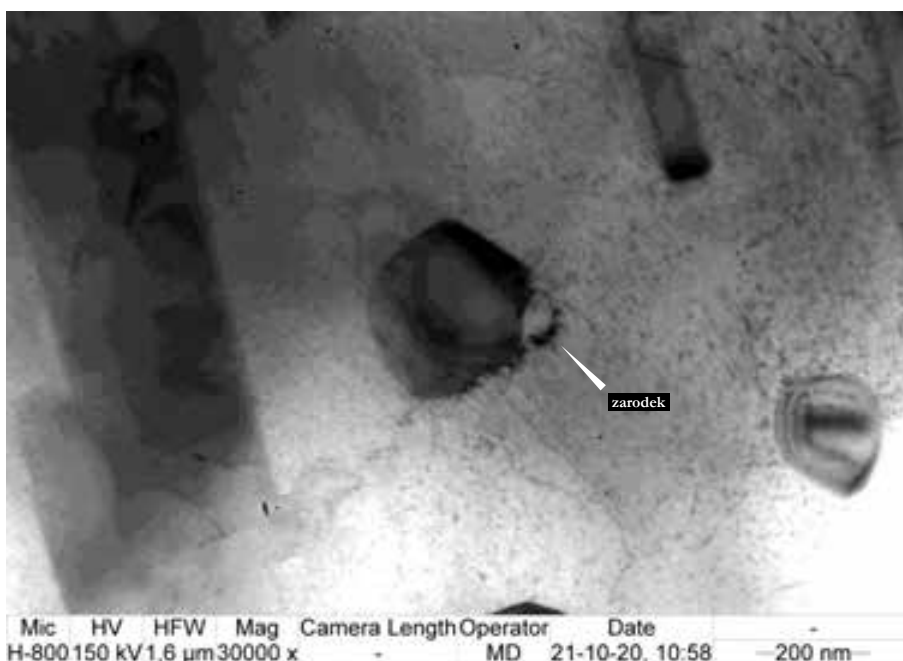


Rys. 5.23. Lasy dyslokacji zlokalizowane w osnowie stali X120Mn12 po reaustenitizacji w 750°C w przestrzeniach między koloniami perlitu. Widoczne silne spiętrzenia dyslokacji wokół zesferoidyzowanych wydzieleni węglików oraz wewnątrz rozpadających się płytek perlitu. TEM (BF).

Zarodek taki, wzrastający heterogenicznie na granicy sferoidalnego węglika oraz osnowy, zaobserwowano dla próbki po wyżarzaniu w 800°C (Rys. 5.25). Zgromadzone dyslokacje wokół wydzielienia ulegają organizacji w formie komórkowej struktury dyslokacyjnej lub podziarna.



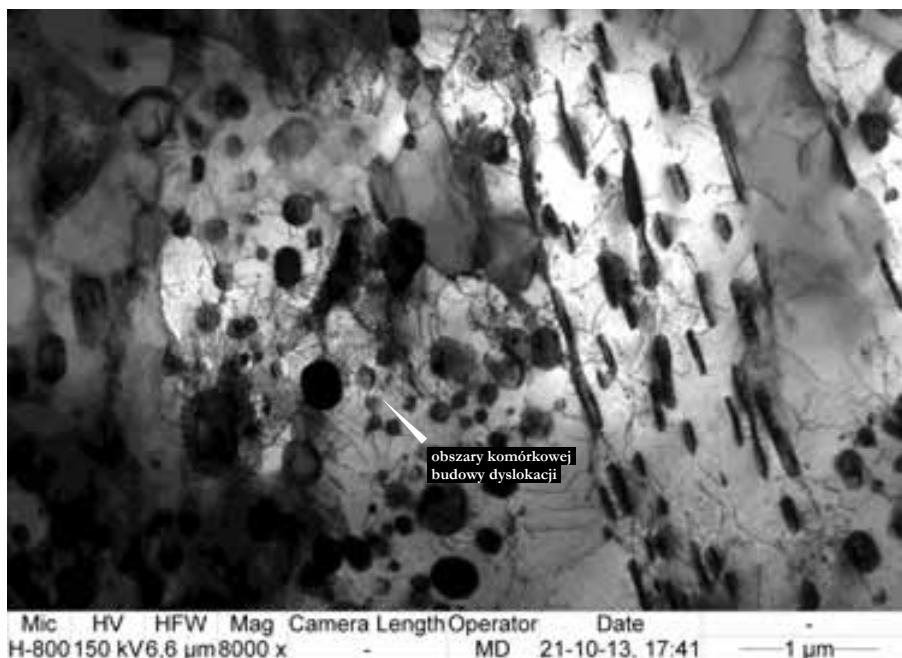
Rys. 5.24. Splątanie i spiętrzenie dyslokacji wokół twardej i sferoidalnej cząstki cementytu manganowego $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$. TEM (BF).



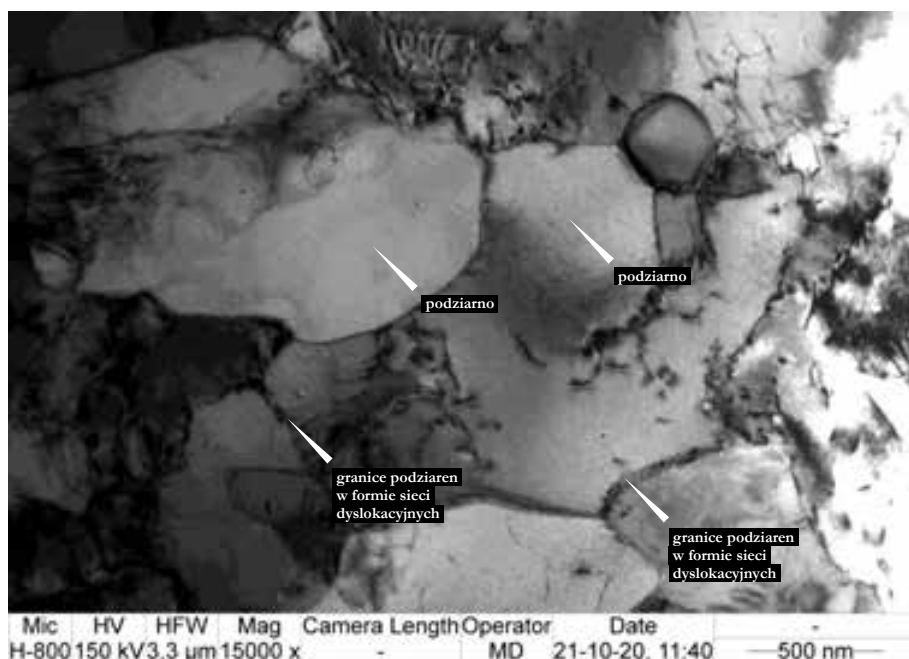
Rys. 5.25. Heterogeniczny wzrost zarodka nowego ziarna austenitu na granicy osnowy i wydzielienia węgla $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ zaobserwowany dla stali X120Mn12 po reaustenityzacji w 800°C . TEM (BF).

Jednak już dla wariantu wyżarzania w 750°C zaobserwowano, że w niektórych obszarach o wysokiej gęstości dyslokacji można zaobserwować komórkową strukturę dyslokacyjną będącą efektem zachodzącej poligonizacji typową dla procesów zdrowienia (Rys. 5.26). Dyslokacje tworzą charakterystyczne splątane rzędy i kolumny wielu występujących po sobie defektów liniowych, które razem tworzą granice podziaren. Jednocześnie zaobserwowane podziarna odznaczają się małą liczbą dyslokacji w środku nich lub są ich praktycznie pozbawione. Nagromadzona

wysoka energia lokalna przyspiesza rekrytalizację poprzez tworzenie nowych ziaren o niskiej energii granicznej, ulegając wzrostowi poprzez wchłonięcie obszarów zdeformowanych lub/i zdefektowanych. Postępująca reorganizacja dyslokacji w formę sieci dyslokacyjnych oraz podziaren wokół cząstek wydzielen węglików została zaobserwowana dla wariantu wygrzewania w 850°C (Rys. 5.27). Zaobserwowane podziarna odznaczają się brakiem lub niską gęstością dyslokacji w porównaniu do otaczającego materiału osnowy, co sprawia, że jego stan energetyczny jest korzystniejszy i jest skłonne do wzrostu poprzez migrację jego granic do obszarów o wyższej gęstości dyslokacji. Stanowi to efekt różnicy energii swobodnej – obszary o dużej liczbie dyslokacji mają wyższą energię, co sprzyja wzrostowi ziaren w ich kierunku, anihilując defekty punktowe i liniowe.

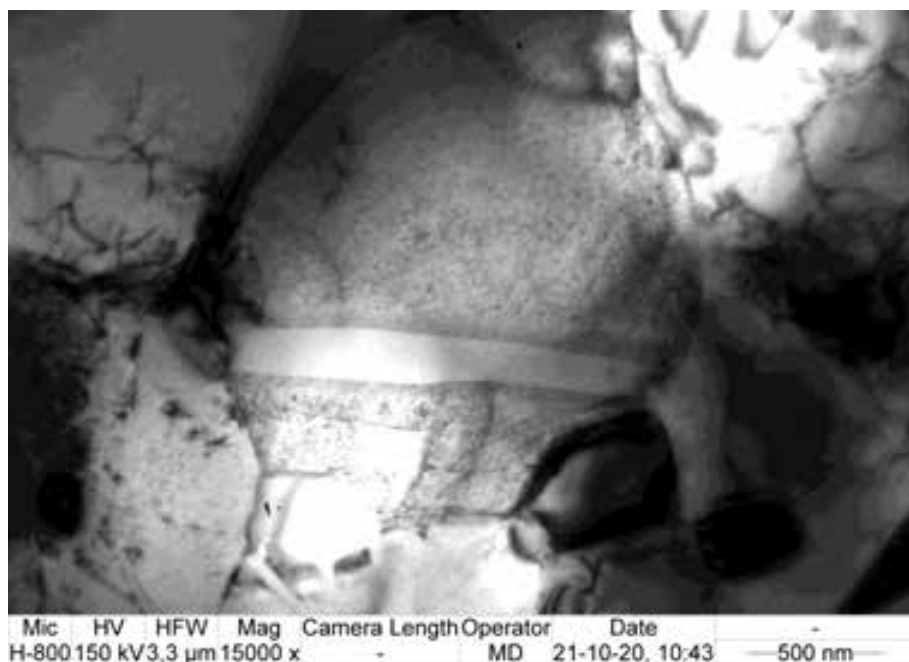


Rys. 5.26. Widoczne obszary o komórkowej budowie dyslokacji zaobserwowane dla stali X120Mn12 po reaustrylizacji w 750°C. TEM (BF).



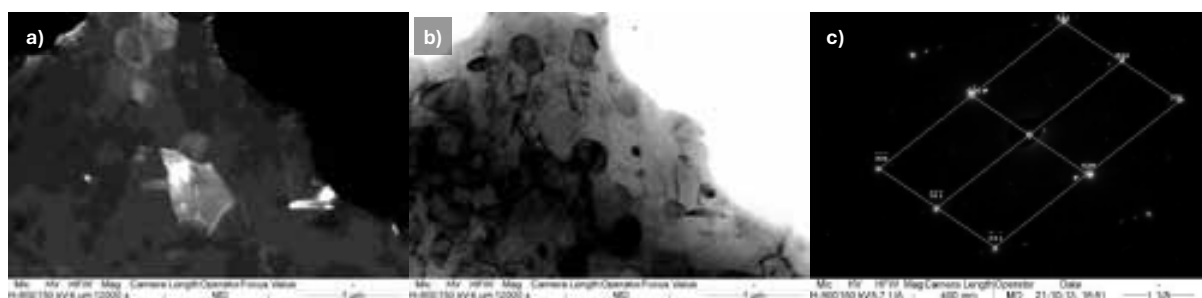
Rys. 5.27. Struktura wykształconych podziaren w otoczeniu wydzielenia węgla $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ zaobserwowana dla stali X120Mn12 po reaustenitzacji w 850°C . TEM (BF).

Stopniowy wzrost podziaren powinien doprowadzić do rekombinacji granic i stopniowego przekształcenia w granice o niskim kącie nachylenia LAGB (ang. *low-angle grain boundaries*), a w pewnym momencie po przekroczeniu wartości krytycznej kąta nachylenia, tj. $10^\circ - 15^\circ$, granice stają się wysokokątowe HAGB (ang. *high-angle grain boundaries*) [42]. Stanowią one granice zrekstalizowanych stabilnych ziaren austenitu, wewnątrz których zaobserwowano granice bliźniacze (Rys. 5.28).



Rys. 5.28. Nowopowstałe ziarno austenitu w wyniku rekrystalizacji PSN w stali X120Mn12 po reaustenitzacji. TEM (BF).

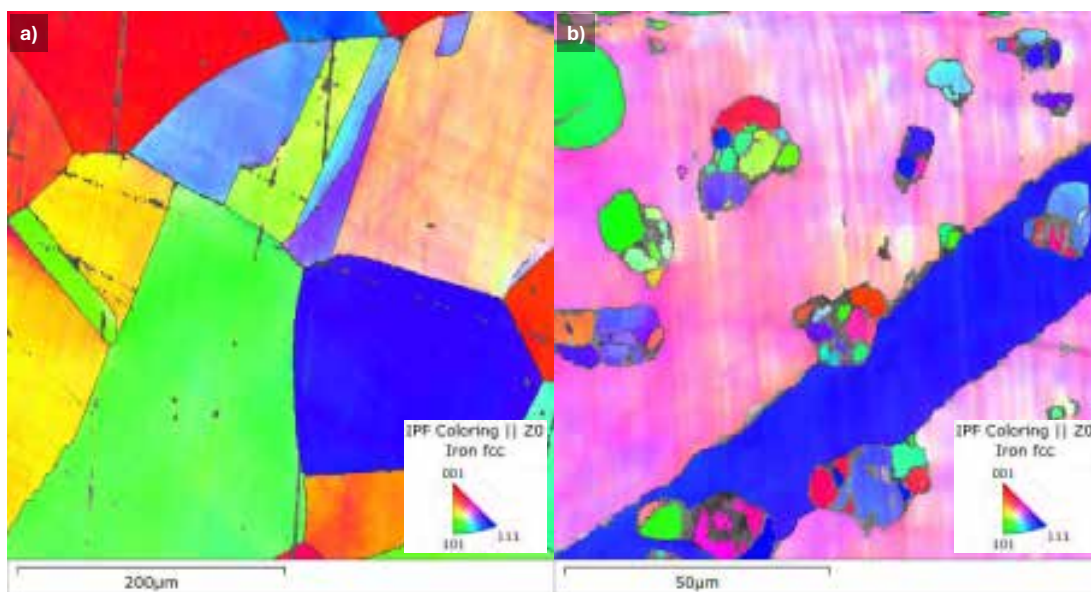
W celu potwierdzenia prawidłowego zidentyfikowania nowopowstałych ziaren austenitu przeprowadzono analizę SAED dla wariantu reaustenitizacji w 850°C (Rys. 5.29). Było one zlokalizowane wewnątrz nierozpuszczonych jeszcze sferoidalnych wydzielen cementytu wewnątrz byłej kolonii perlitu. Oznacza to, że w porównaniu do stanu struktury z zakresu reaustenitizacji 650°C – 750°C przemiana zaszła w osnowie mieszaniny eutektoidalnej $Fe_{\alpha} \rightarrow Fe_{\gamma}$. Jest to efekt zwiększenia się zawartości manganu w osnowie w wyniku rozpuszczania się cementytu manganowego oraz nukleacji nowych ziaren austenitu w wyniku mechanizmu PSN.



Rys. 5.29. Struktura podziarna austenitu po reaustenitizacji w 850°C widoczna w: (a) ciemnym polu widzenia TEM (DF); (b) jasnym polu widzenia TEM (BF). (c) Wzór dyfrakcji SAED uzyskany z ziarna austenitu zaprezentowanego na Rys. 5.29a (oś pasa $[10\bar{3}]$).

Analizie EBSD zostały poddane próbki stali X120Mn12 w stanie dostarczenia oraz po dwuetapowej obróbce cieplnej z wyżarzeniem reaustenitującym w temperaturze 950°C.

Mapa IPF materiału w stanie dostarczenia ukazuje wyżarzoną mikrostrukturę o dobrze rozwiniętych, równomiernie rozłożonych równoosiowych ziarnach. Ziarna charakteryzują się jednorodną orientacją krystalograficzną w obrębie pojedynczego ziarna oraz losowym rozkładem orientacji w skali całej próbki, co wskazuje na brak wyraźnej tekstury deformacyjnej. Widoczne są klasyczne cechy materiału po pełnej rekrytalizacji, bez obecności subziaren czy śladów deformacji – poza liniowymi śladami polerowania mechanicznego. W próbce po dwuetapowej obróbce cieplnej mapa IPF ujawnia obecność licznych nowych ziaren, o znacznie drobniejszej morfologii i wyraźnie zróżnicowanej orientacji krystalograficznej w stosunku do materiału wyjściowego. Ziarna te są efektem rekrytalizacji inicjowanej przez mechanizm PSN – ich klasterowe rozmieszczenie jest związane z obecnością cząstek faz wtórnych. Widoczne jest również współwystępowanie byłych ziaren austenitu dziedziczonych ze stanu wyjściowego, co może wskazywać na niejednorodny przebieg procesu rekrytalizacji. Zaobserwowane klasterzy zrekrystalizowanych ziaren zlokalizowane są zarówno wewnątrz, jak i na granicach ziaren byłego austenitu, w tym granicach bliźniaczych.

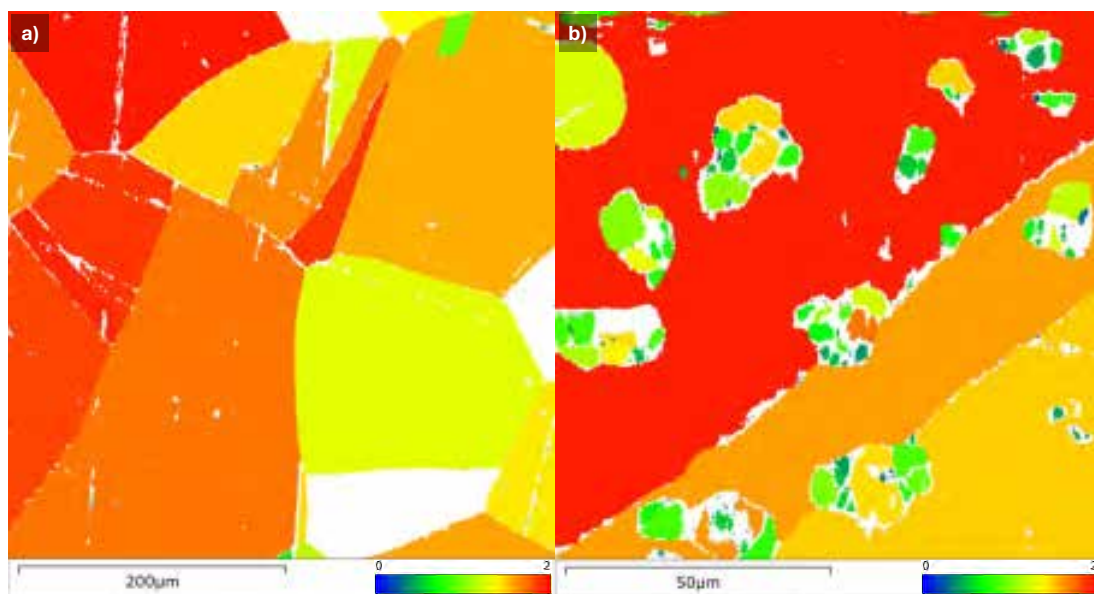


Rys. 5.30. Mapa IPF próbki stali X120Mn12: (a) w stanie dostarczenia; (b) po dwuetapowej obróbce cieplnej z temperaturą reaustenitizacji w 950°C. SEM (EBSD).

Na podstawie analizy literatury oraz wyników badań stopu gatunku X120Mn12 przyjęto, że ziarna o wartości parametru $GOS < 2^\circ$ można traktować jako zrekrystalizowane. Kryterium to opiera się na założeniu, że ziarna po pełnej rekrytalizacji cechują się niemal jednorodną orientacją krystalograficzną – różnice orientacji wewnątrzziarnowej są minimalne. Zarówno w stanie dostarczenia, jak i po dwuetapowej obróbce cieplnej większość ziaren budujących mikrostrukturę spełnia to kryterium ($GOS < 2^\circ$). Ziarna niespełniające tego warunku oznaczone są jako białe obszary.

Mapa GOS dla próbki w stanie dostarczenia ukazuje bardzo niski rozrzut orientacji wewnątrzziarnowej, charakterystyczny dla struktury po wyżarzaniu. Ziarna są jednorodne pod względem orientacyjnym, co potwierdza brak wewnętrznych naprężeń i niską gęstość dyslokacji. W całej mikrostrukturze dominują barwy odpowiadające wartościom GOS rzędu $1^\circ - 2^\circ$.

W przypadku próbki po obróbce cieplnej mapa GOS ujawnia mieszany charakter mikrostruktury – obok klastrów ziaren o niskich wartościach GOS ($0,5^\circ - 1,5^\circ$), reprezentujących nowe, w pełni zrekrystalizowane ziarna, obecne są także fragmenty austenitycznej osnowy o wyższych wartościach GOS w przedziale $1,5^\circ - 2,0^\circ$. Niższe wartości GOS w nowych ziarnach potwierdzają, że są one efektem rekrytalizacji indukowanej przez zjawisko PSN. Obecność tych stref wskazuje na lokalną aktywację procesu rekrytalizacji, najprawdopodobniej w miejscach koncentracji twardych cząstek drugiej fazy.



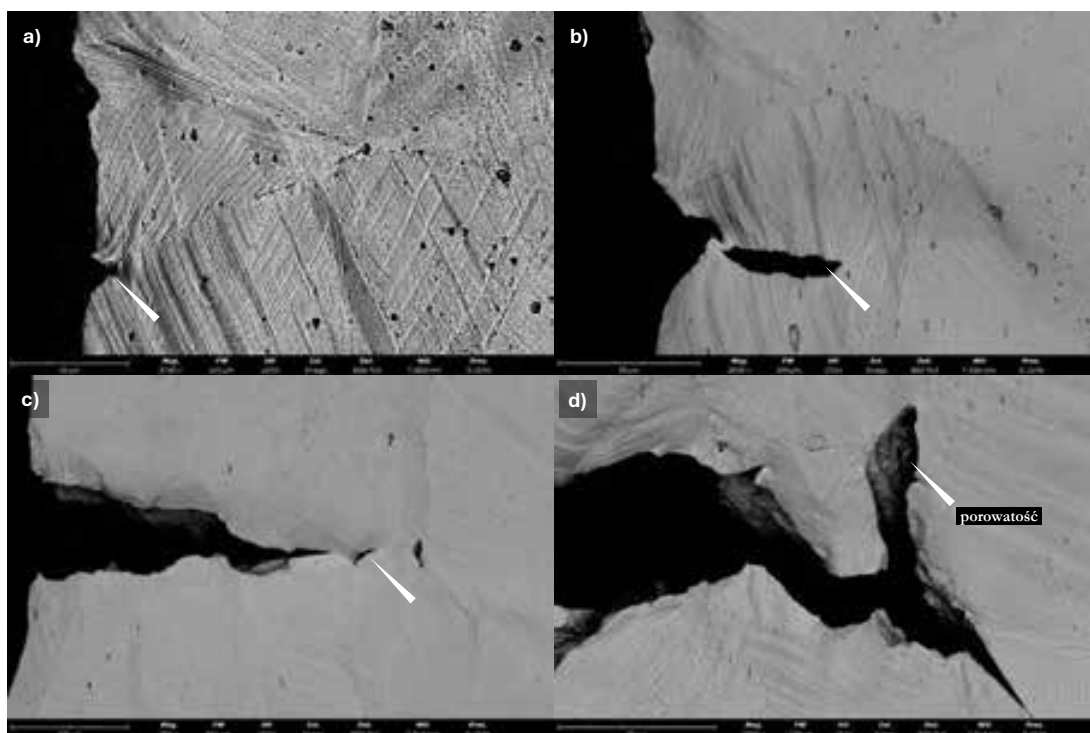
Rys. 5.31. Mapa GOS próbki stali X120Mn12: (a) w stanie dostarczenia; (b) po dwuetapowej obróbce cieplnej z etapem reaustenizacji przeprowadzonym w temperaturze 950 °C. SEM (EBSD).

5.5 Rozciąganie in-situ

Celem obserwacji in-situ w trakcie statycznych prób rozciągania było przeprowadzenie porównawczej analizy mechanizmów pękania i jego skutków dla stali X120Mn12 w stanie dostawy (Rys. 5.1), po izotermicznym wyżarzaniu w temperaturze 510°C przez dwanaście godzin, a następnie chłodzeniu go razem z piecem do temperatury otoczenia (Rys. 5.3) oraz po ponownym wyżarzaniu reaustenitującym w temperaturze 950°C (Rys. 5.12i).

5.5.1 Stan dostarczenia

Rys. 5.32 przedstawia sekwencję inicjacji i propagacji pęknięcia w stali X120Mn12 w stanie dostarczenia. Podczas pierwszego etapu rozciągania, aż do osiągnięcia wytrzymałości na rozciąganie materiału, ziarna austenitu ulegały deformacji i reorientacji. Nastąpił proces deformacji pierwotnej struktury równoosiowych ziaren i ich wydłużania w kierunku siły rozciągającej. Wewnątrz ziaren pojawiły się liczne pasma poślizgu i bliźniaki.



Rys. 5.32. Sekwencja propagacji pęknięcia w stali X120Mn12 w stanie dostarczenia. (a) Miejsce inicjacji pęknięcia na granicy ziarna austenitu po powstaniu licznych linii poślizgu i bliźniaków. (b) Powstanie mikropustki przed frontem pęknięcia i jej rozrost. (c) Przebieg pęknięcia wzdłuż granic ziaren austenitu – propagacja międzykrystaliczna. (d) Propagacja pęknięcia o charakterze transkrystalicznym oraz przez porowatość występującą w stali. SEM (BSE).

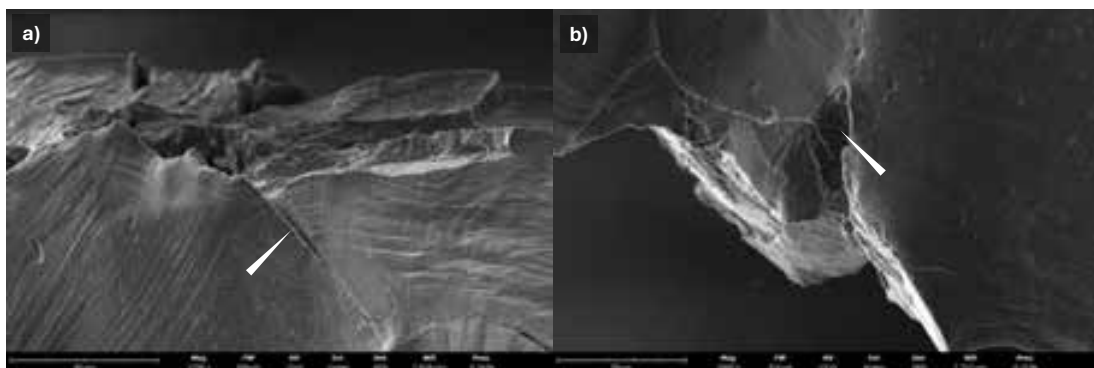
Pęknięcie zostało zainicjowane na granicy ziarna austenitu (Rys. 5.32a). Przed dalszą propagacją pęknięcia w ziarnie utworzyła się mikropustka, która ze względu na stopniowe powiększanie się i koalescencje przyczyniła się do dalszej poprzecznej

propagacji frontu pęknięcia (Rys. 5.32b). Lokalna deformacja plastyczna, powstawanie, wzrost i koalescencja mikroporów przed frontem głównego pęknięcia to podstawowy mechanizm rozwoju pęknięcia w obserwowanym materiale. Częściowo pęknięcie przebiega wzdłuż granic ziaren, tworząc przełom międzyziarnisty (Rys. 5.32c). Jednocześnie znajdujące się wewnątrz materiału porowatości i jamy skurczowe ułatwiają pęknięcie, stanowiąc korzystną ścieżkę dla jego propagacji (Rys. 5.32d).

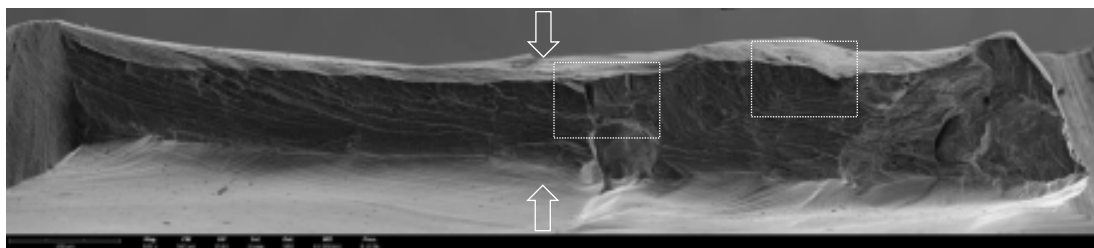
Po ostatecznym pęknięciu próbki, ocenie poddano morfologię powstałego przełomu. W dominującym aspekcie pęknięcie przebiegało transkrystalicznie (Rys. 5.33). Lokalnie, przebieg pęknięcia przybrał formę międzykrystaliczną, prowadząc do powstawania pęknięć wtórnych (Rys. 5.34a). Jednocześnie widoczne jest silne plastyczne przewężenie próbki widoczne w obu poprzecznych kierunkach do kierunku rozciągania (Rys. 5.33, Rys. 5.35).



Rys. 5.33. Próbką stali X120Mn12 w stanie dostarczenia bezpośrednio po całkowitym pęknięciu. Ścieżka propagacji pęknięcia w dominującej części ma charakter transkrystaliczny. SEM (SE).

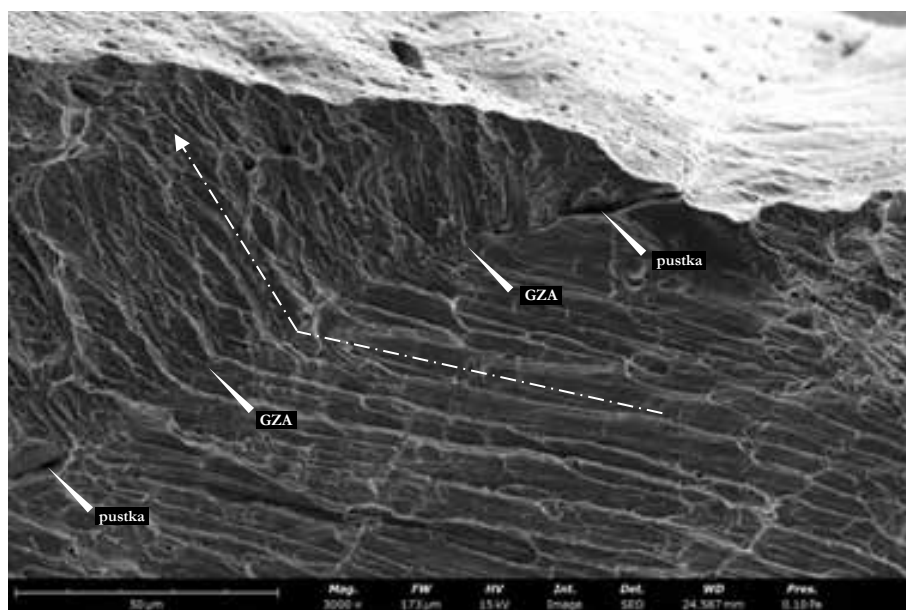


Rys. 5.34. Próbką stali X120Mn12 w stanie dostarczenia bezpośrednio po całkowitym pęknięciu. (a) Wtórne pęknięcie wzdłuż granicy ziarna austenitu. (b) Pozostałość jamy skurczowej, przez którą propagowało pęknięcie. SEM (SE).

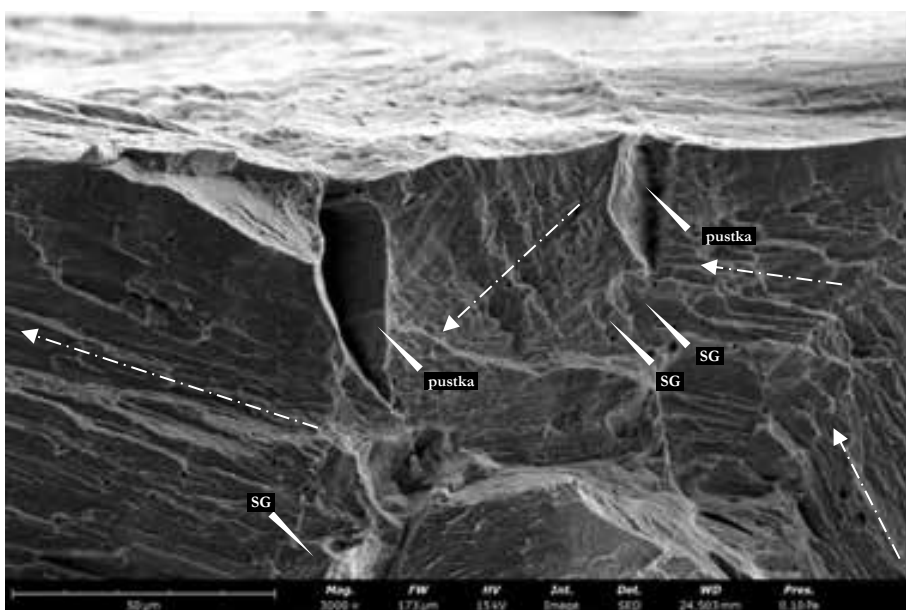


Rys. 5.35. Powierzchnia przełomu próbki stali X120Mn12 w stanie dostarczenia bezpośrednio po całkowitym pęknięciu. Przebieg pęknięcia w dominującym stopniu ma charakter transkrystaliczny. SEM (SE).

Powierzchnię pęknięcia charakteryzuje morfologia o charakterze przełomu plastycznego (Rys. 5.35). Przełom pokryty jest głównie wydłużonymi wgłębieniami o jednolitym rozmiarze i rozmieszczeniu (ang. *dimples*), zgodnym z kierunkiem propagacji pęknięcia. Wydłużony kształt wgłębień wskazuje na niszczenie w warunkach rozciągania. Z drugiej strony, ze względu na duże ziarna austenitu obecne w materiale o zmiennej orientacji, widoczne są lokalne zmiany kierunku propagacji frontu pęknięcia po przekroczeniu granicy ziarna (Rys. 5.36). Prowadzi to do lokalnych warunków charakteryzujących się mieszanymi stanami obciążenia.



Rys. 5.36. Przełom o charakterze plastycznym o morfologii złożonej z wydłużonych rowków w próbce stali X120Mn12 w stanie dostarczenia. Rowki mają zbliżony rozmiar oraz równomierne rozłożenie wewnątrz pojedynczego ziarna austenitu. Widoczna jest zmiana kierunku propagacji pęknięcia po przekroczeniu granicy ziarna austenitu (GZA). SEM (SE).

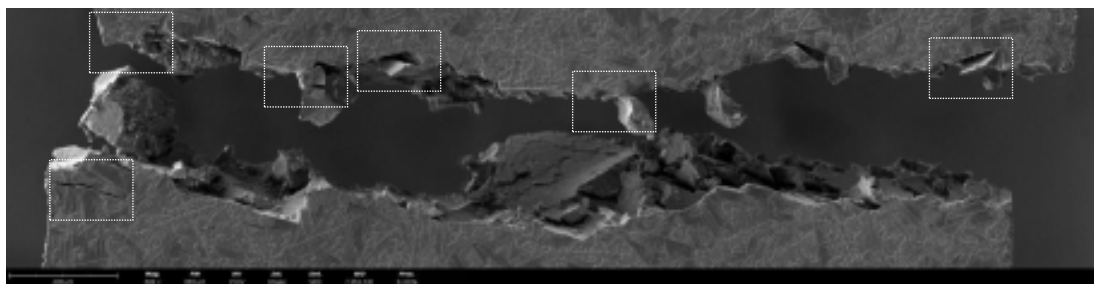


Rys. 5.37. Przełom o charakterze plastycznym o morfologii złożonej z wydłużonych rowków w próbce stali X120Mn12 w stanie dostarczenia. Rowki mają zbliżony rozmiar oraz równomierne rozłożenie

wewnątrz pojedynczego ziarna austenitu. Widoczna jest zmiana kierunku propagacji pęknięcia w poszczególnych ziarnach austenitu. Na granicach ziaren widoczne schodkowo ułożone pasma poślizgu (ang. *serpentine glide*) (SG). SEM (SE).

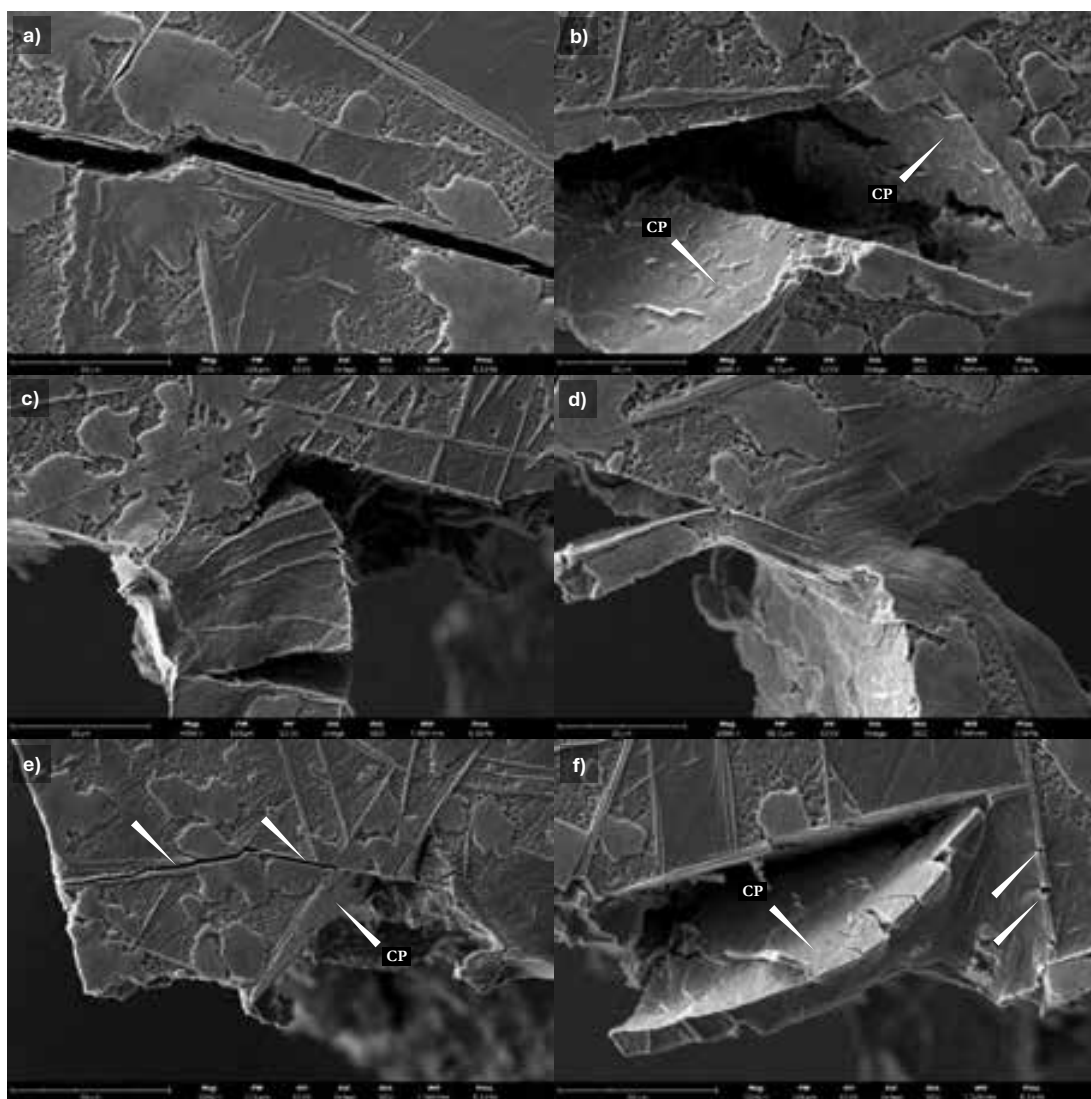
5.5.2 Stan po wyżarzaniu izotermicznym

Powstawanie i propagacja pęknięć w stali X120Mn12 po izotermicznym wyżarzaniu w 510 °C następowało na tyle szybko, że proces ten został uchwycony tylko na nagraniu dodanym jako materiał uzupełniający do niniejszej pracy. Ścieżka propagacji pęknięcia była związana z kątem zawartym między iglastymi węglnikami $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ a kierunkiem rozciągania. Laminarna struktura iglastych węglików sprzyja propagacji pęknięcia między poszczególnymi warstwami (Rys. 5.39a, Rys. 5.39e, Rys. 5.39f). Skutkuje to ujawnieniem poszczególnych płaszczyzn łupliwości (Rys. 5.39b, Rys. 5.39e, Rys. 5.39f) i ostatecznie pęknięciem o charakterze międzykrystalicznym (Rys. 5.40, Rys. 5.41, Rys. 5.42). Pęknięcie lokalnie przebiegało wzdłuż granic kolonii perlitu, eksponując ich płytkową strukturę (Rys. 5.39b). Osnowa austenityczna, ze względu na swoją plastyczność, lokalnie ulegała deformacji, tworząc pasma poślizgu. Różnice we właściwościach plastycznych matrycy i wydzielen węglików spowodowały liczne poprzeczne mikropęknięcia w węglikach $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ (Rys. 5.39f).

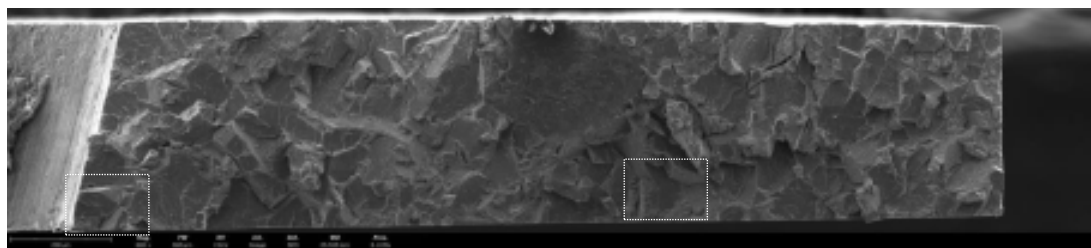


Rys. 5.38. Próbką stali X120Mn12 w stanie po izotermicznym wygrzewaniu po całkowitym pęknięciu. Widoczny przełom łupliwy o charakterze transkrystalicznym. SEM (SE).

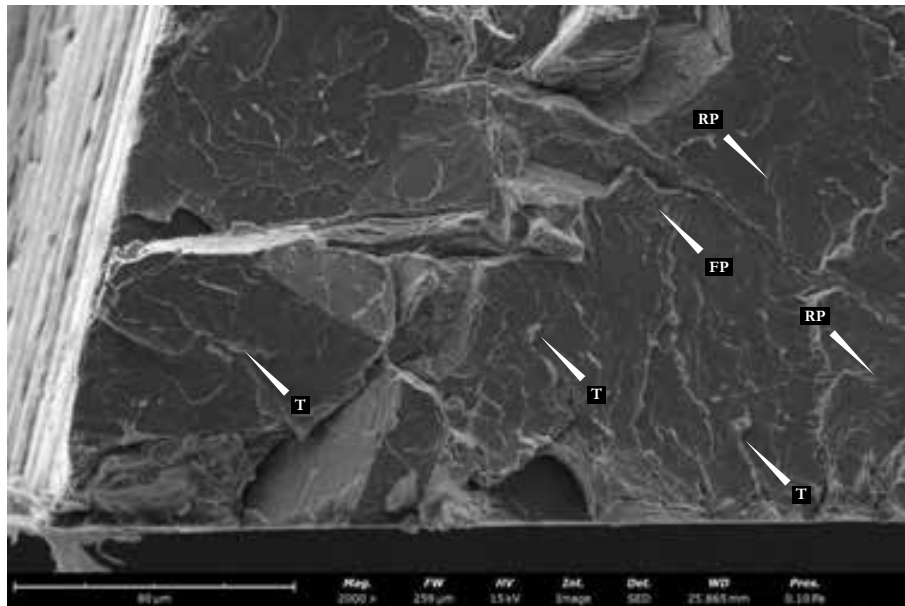
Powierzchnia przełomu w dominującej części ma charakter kruchy (Rys. 5.40). Powierzchnia pęknięcia charakteryzuje się rozległymi płaszczyznami łupliwości wzdłuż iglastych węglików $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$. Częściowo pęknięcie przebiegało wzdłuż granic kolonii perlitu, eksponując ich skupiska, które często heterogenicznie tworzyły się na węglikach (Rys. 5.42).



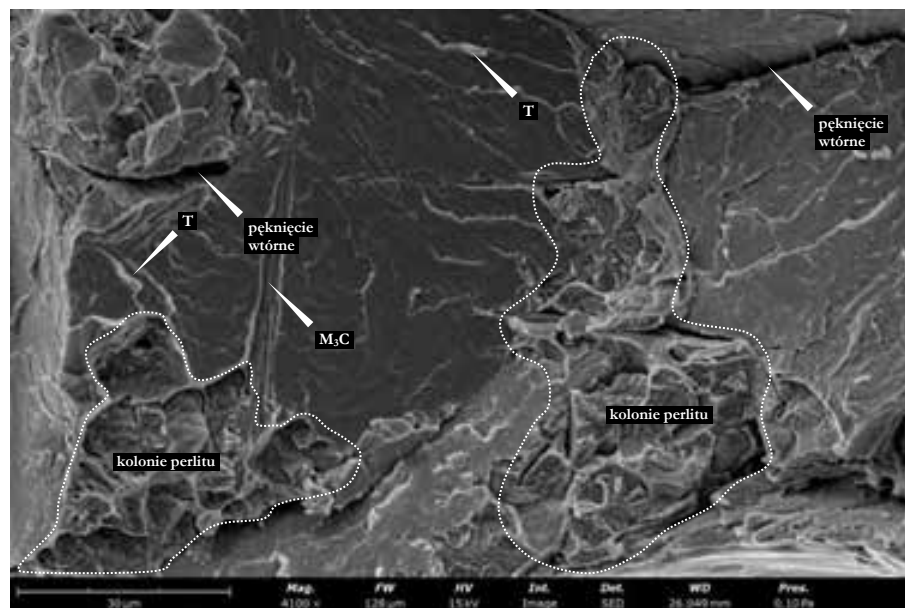
Rys. 5.39. Próbkę stali X120Mn12 w stanie po izotermicznym wygrzewaniu po całkowitym pęknięciu. (a) Pęknięcia wtórne wzdłuż granic iglastego wydzielenia węgla $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ obrazujące jego warstwową budowę. (b) Uwidocznione płaszczyzny łupliwości (ang. *cleavage planes*) (CP) powstałe na granicy iglastych węglików. (c) Liczne pęknięcia wzdłuż iglastych węglików wraz z deformacją plastyczną osnowy. (d) Deformacja plastyczna osnowy materiału. (e) Miejsce inicjacji przełomu. Przebieg pęknięcia o charakterze transkrystalicznym wzdłuż iglastych wydzieleni węglików. (f) Plastyczna delaminacja osnowy od powierzchni węgla. Widoczne liczne krótkie pęknięcia w wydzieleniach obrazujące różnice w odkształcalności osnowy i węglików. SEM (SE).



Rys. 5.40. Powierzchnia przełomu próbki stali X120Mn12 w stanie po izotermicznym wygrzewaniu bezpośrednio po całkowitym pęknięciu. Powierzchnia przełomu w dominującej części ma charakter kruchy, a pęknięcie powstało wzdłuż różnie zorientowanych płaszczyzn łupliwości wynikających z ułożenia iglastych wydzieleni węglików $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$. SEM (SE).



Rys. 5.41. Przełom łupliwy w próbce stali X120Mn12 w stanie po izotermicznym wygrzewaniu. Przełom odznacza się morfologią złożoną z licznych płaszczyzn łupliwości zorientowanych względem się pod różnymi kątami. Widoczne są typowe cechy dla przełomów kruchych takie jak „języczki” (ang. *tongues*) (T), „wzory delt” (ang. *river patterns*) (RP), „wzory piór” (ang. *feather patterns*) (FP). SEM (SE).

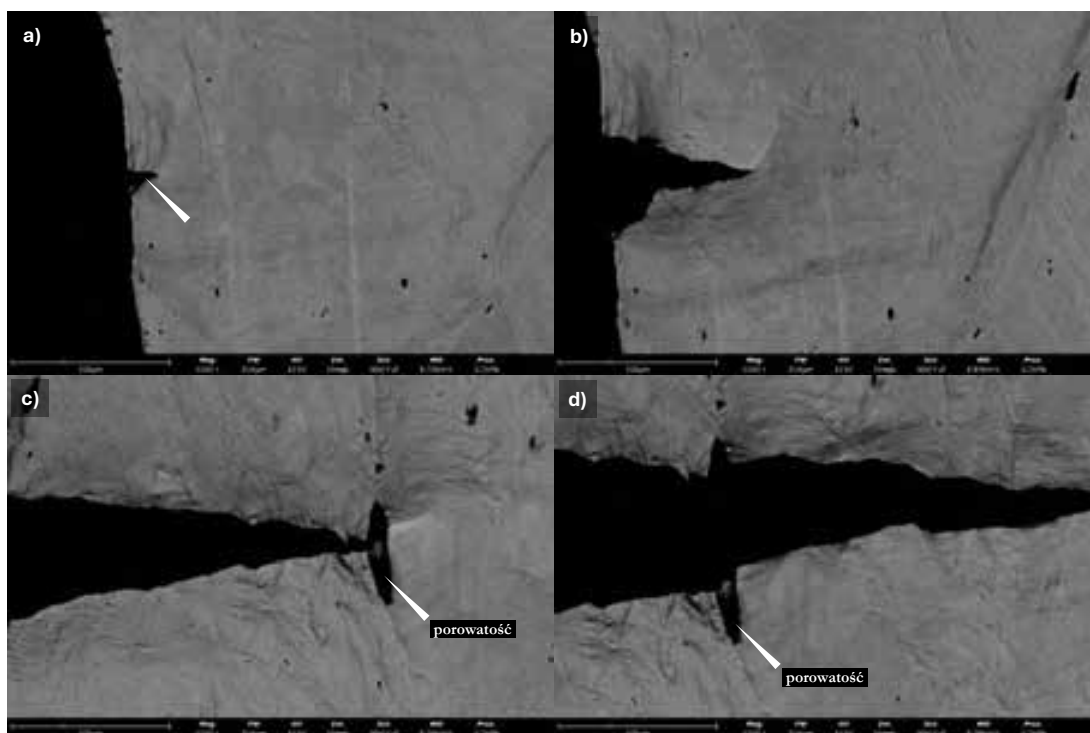


Rys. 5.42. Przełom o charakterze transkryystalicznym w obszarze kolonii perlitu w otoczeniu płaszczyzn łupliwości powstałych na granicy węglików w próbce stali X120Mn12 w stanie po izotermicznym wygrzewaniu. Widoczne pęknięcia wtórne oraz „języczki” charakterystyczne dla przełomów o charakterze kruchym. SEM (SE).

5.5.3 Stan po ponownym przesycaniu

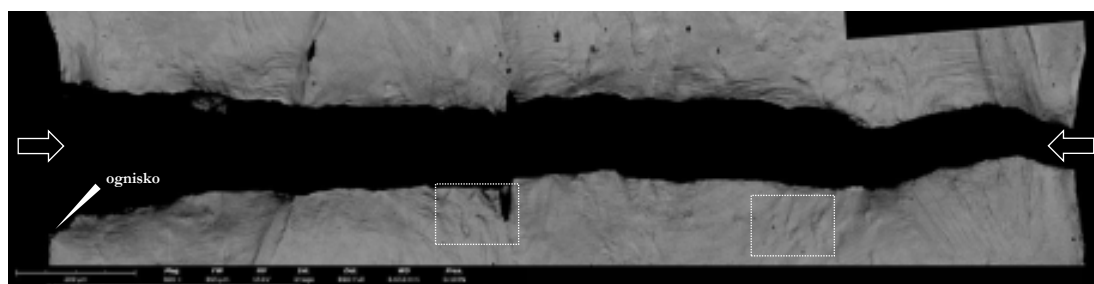
Rys. 5.43 przedstawia sekwencję inicjacji i propagacji pęknięcia w stali X120Mn12 po ponownym wyżarzaniu reauštenityzującym w temperaturze 950°C. Podczas pierwszego etapu rozciągania, aż do osiągnięcia wytrzymałości na rozciąganie materiału, ziarna austenitu ulegały deformacji i reorientacji. Nastąpił proces deformacji pierwotnej struktury równoosiowych ziaren i ich wydłużania

w kierunku siły rozciągającej. Deformacji ulegały jednocześnie pierwotne ziarna austenitu, jak i nowopowstałe w wyniku rekrytalizacji PSN. Wewnątrz obu typów ziaren pojawiły się liczne pasma poślizgu i bliźniaki. Pęknięcie zostało zainicjowane wewnątrz ziarna austenitu (Rys. 5.43a), a nie na jego granicy tak jak w przypadku rozciągania materiału w stanie dostarczenia (Rys. 5.32a). Dalsza propagacja pęknięcia przebiegała transkrystalicznie, tzn. poprzez ziarna (Rys. 5.43b). Jednocześnie znajdujące się wewnątrz materiału porowatości i jamy skurczowe ułatwiają pękanie, stanowiąc korzystną ścieżkę dla jego propagacji (Rys. 5.43c-d).

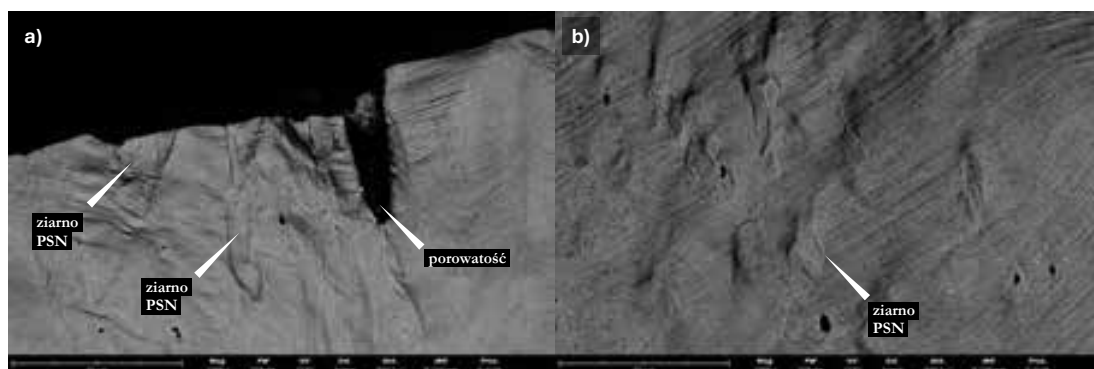


Rys. 5.43. Sekwencja propagacji pęknięcia w stali X120Mn12 w stanie po ponownym wyżarzaniu reaustenizującym w temperaturze 950°C. (a) Miejsce inicjacji pęknięcia wewnątrz ziarna austenitu po powstaniu licznych linii poślizgu i bliźniaków. (b) Propagacja pęknięcia o charakterze transkrystalicznym. (c-d) Przebieg pęknięcia o charakterze transkrystalicznym oraz przez porowatość występującą w stali. SEM (BSE).

Po ostatecznym pęknięciu próbki, ocenie poddano morfologię powstałego przełomu. W dominującym aspekcie pęknięcie przebiegało transkrystalicznie (Rys. 5.44). Pęknięcie propagowało zarówno wewnątrz pierwotnych ziaren austenitu, jak i nowopowstałych w wyniku rekrytalizacji PSN (Rys. 5.45a). Jednocześnie widoczne jest silne plastyczne przewężenie próbki widoczne w obu poprzecznych kierunkach do kierunku rozciągania (Rys. 5.44, Rys. 5.46). Jednocześnie w obszarze pęknięcia widoczne są liczne ziarna PSN o wydłużonym kształcie w kierunku rozciągania z widocznymi liniami poślizgu (Rys. 5.45b). Zachowują jednak one ścisłą spójność z otaczającym je ziarnem pierwotnego austenitu.

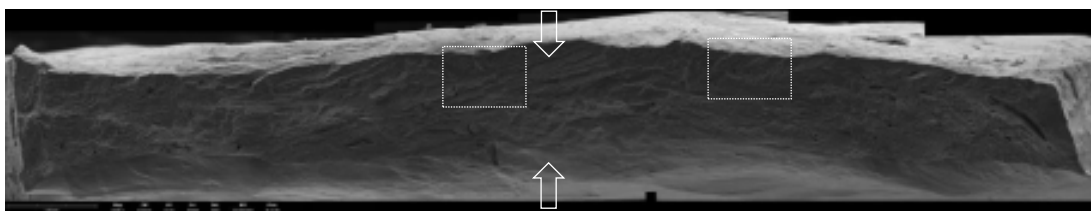


Rys. 5.44. Próbkę stali X120Mn12 w stanie po ponownym wyżarzaniu reaustenitującym w temperaturze 950°C bezpośrednio po całkowitym pęknięciu. Ścieżka propagacji pęknięcia w dominującej części ma charakter transkryystaliczny. SEM (BSE).

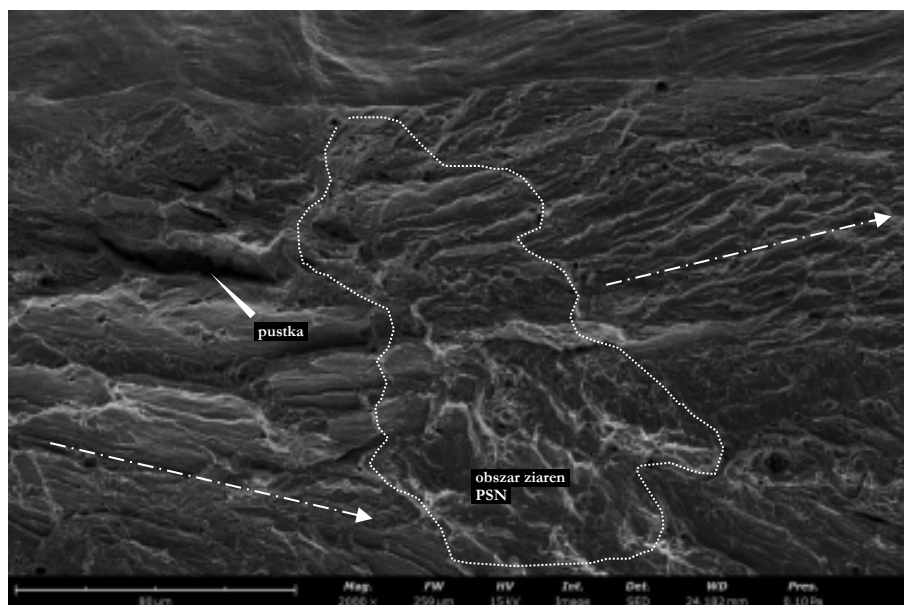


Rys. 5.45. Próbkę stali X120Mn12 w stanie po ponownym wyżarzaniu reaustenitującym w temperaturze 950°C bezpośrednio po całkowitym pęknięciu. (a) Pozostałość jamy skurczowej, przez którą propagowało pęknięcie. Widoczne silnie zdeformowane ziarna PSN, przez które transkryystalicznie propagowało pęknięcie. (b) Widoczne silnie zdeformowane ziarna PSN z licznymi pasmami poślizgu w osnowie zdeformowanego ziarna austenitu pierwotnego. SEM (BSE).

Powierzchnię pęknięcia charakteryzuje morfologia o charakterze przełomu plastycznego (Rys. 5.46). Przełom pokryty jest głównie wydłużonymi wgłębieniami (ang. *dimples*). Cechują się one jednak niejednorodnym rozmiarem oraz stopniem wydłużenia. Kierunek ich deformacji jest zgodny z kierunkiem propagacji pęknięcia. Wydłużony kształt wgłębień wskazuje na niszczenie w warunkach rozciągania. Z drugiej strony, ze względu na duże ziarna austenitu obecne w materiale o zmiennej orientacji, widoczne są lokalne zmiany kierunku propagacji frontu pęknięcia (Rys. 5.47). W przypadku próbki po ponownym wyżarzaniu reaustenitującym w temperaturze 950°C zmiana frontu pęknięcia zachodzi nie tylko na granicach ziaren austenitu, ale również na klastrach ziaren powstałych po rekrytalizacji PSN. Widoczne w tym obszarze wgłębienia wynikające z plastycznego charakteru powstawania przełomu, odznaczają się znacznie mniejszym rozmiarem oraz niejednorodnym kierunkiem wydłużenia. Świadczyć może to o bardziej osiowym charakterze pęknięcia stali w tym obszarze materiału.



Rys. 5.46. Powierzchnia przełomu próbki stali X120Mn12 w stanie po ponownym wyżarzaniu reaustenizującym w temperaturze 950°C po całkowitym pęknięciu. Przebieg pęknięcia w dominującym stopniu ma charakter transkrystaliczny. SEM (SE).



Rys. 5.47. Przełom o charakterze plastycznym o morfologii złożonej z wydłużonych rowków w próbce stali X120Mn12 w stanie po ponownym wyżarzaniu reaustenizującym w temperaturze 950°C. Rowki mają niejednorodny rozmiar oraz rozmieszczenie. Widoczna jest zmiana kierunku propagacji pęknięcia po przekroczeniu klastra ziaren powstałych po rekryształizacji PSN. SEM (SE).

5.6 Badania udarności

W niniejszym rozdziale przedstawiono wyniki badań udarności przeprowadzonych na stali wysokomanganowej X120Mn12 w stanie dostarczenia, po izotermicznym wygrzewaniu oraz po różnych wariantach procesu reaustenizacji. Uzyskane wyniki dla dwóch serii testów przeprowadzonych w temperaturze otoczenia 20°C oraz w temperaturze obniżonej 0°C przedstawiono w tabeli zbiorczej (Tabela 5.4).

Tabela 5.4. Wyniki próby udarności stali X120Mn12 w różnych stanach obróbki cieplnej w temperaturach 20°C i 0°C.

		Próba udarności w 20°C					Próba udarności w 0°C					
Oznaczenie próbek	Temp. testu	Udarność [J/cm²]			$\bar{x}$	$\pm \sigma$	Temp. testu	Udarność [J/cm²]			$\bar{x}$	$\pm \sigma$
		1	2	3				1	2	3		
1	Stan dost.	192,8	175,3	190,3	186,0	9,5		192,8	165,3	175,3	177,8	14,0
2	510°C	5,3	5,3	5,3	5,3	0,0		5,3	5,3	5,3	5,3	0,0
3	650°C	7,8	7,8	7,8	7,8	0,0		7,8	7,8	5,3	7,0	1,5
4	700°C	15,3	12,8	12,8	13,5	1,5		10,3	10,3	10,3	10,3	0,0
5	750°C	30,3	25,3	22,8	26,0	3,8		17,8	17,8	20,3	18,5	1,5
6	800°C	45,3	50,3	47,8	47,8	2,5		37,8	37,8	37,8	37,8	0,0
7	850°C	97,8	100,3	102,8	100,3	2,5		97,8	82,8	77,8	86,0	10,5
8	900°C	160,3	170,3	155,3	162,0	7,8		147,8	140,3	175,3	154,5	18,5
9	950°C	187,8	187,8	220,3	198,5	18,8		210,3	205,3	212,8	209,5	3,8
10	1000°C	227,8	220,3	217,8	222,0	5,3		227,8	202,8	192,8	207,8	18,0
11	1050°C	210,3	212,8	220,3	214,5	5,3		225,3	210,3	202,8	212,8	11,5
12	1100°C	222,8	257,8	237,8	239,5	17,5		217,8	217,8	187,8	207,8	17,3

W stanie dostarczenia stal X120Mn12 wykazuje relatywnie wysoką udarność zarówno w temperaturze 20°C (186,0 J/cm²), jak i w temperaturze 0°C (177,8 J/cm²). Różnica pomiędzy średnimi wynikami dla obu temperatur jest niewielka, co sugeruje dobrą odporność stali na zmiany temperatury w tych warunkach. Jednocześnie oba te wyniki odznaczają się stosunkowo wysokim odchyleniem standardowym, odzwierciedlając brak pełnej homogeniczności materiału komercyjnie dostępnego.

Próbki poddane wygrzewaniu izotermicznemu w temperaturze 510°C wykazują bardzo niską udarność, wynoszącą 5,3 ± 0,0 J/cm² w obu temperaturach testu. Taki

spadek udarności wskazuje, że wygrzewanie w tych temperaturach prowadzi do znacznego pogorszenia odporności stali na pękanie, co związane jest z wytworzeniem niekorzystnej mikrostruktury, segregacji faz oraz wydzielenia kruchych węglików.

Wraz ze wzrostem temperatury wygrzewania (650°C – 900°C) widoczny jest systematyczny wzrost energii pracy łamania. Wyższe temperatury reaustenitzacji skutkują zdrowieniem materiału, potencjalnym jego rozdrobnieniem oraz redukcją ilości niekorzystnych węglików, poprawiając ostateczne właściwości mechaniczne. Jednocześnie wraz ze wzrostem średniej pracy łamania wzrasta wartość odchylenia standardowego, co odzwierciedla nierównowagowy charakter przebudowy mikrostruktury materiału, skutkując w lokalnych różnicach w morfologii struktury, takich jak niejednorodne rozdrobnienie ziaren lub częściowe rozpuszczenie węglików.

W temperaturze reaustenitzacji 950°C udarność stali znacząco wzrasta, osiągając wartości $198,5 \pm 18,8 \text{ J/cm}^2$ i $209,5 \pm 3,8 \text{ J/cm}^2$ dla obu wariantów temperatur testów, stanowiąc wartości wyższe niż dla stanu dostarczenia. Stan ten wywołany jest prawdopodobnie przez pełne rozpuszczenie węglików i uzyskanie jednorodnego austenitu.

Wyższe wartości temperatury reaustenitzacji skutkują dalszym wzrostem pracy łamania. W temperaturze 1100°C odnotowano najwyższą wartość pracy łamania w teście dla 20°C ($239,5 \pm 17,5 \text{ J/cm}^2$), choć przy teście w 0°C udarność nieznacznie spada ($207,8 \pm 17,3 \text{ J/cm}^2$) poniżej wartości uzyskanej dla wariantu wygrzewania w 1050°C . Taka rozbieżność może sugerować, że w tej temperaturze wygrzewania dochodzi do nadmiernego rozrostu ziaren, co może powodować osłabienie właściwości mechanicznych w obniżonych temperaturach.

Fluktuacje uzyskiwanych wyników wyrażone w różnicach wartości odchylenia standardowego odzwierciedlają niejednorodny charakter zachodzących zmian w materiale podczas procesu reaustenitzacji. Zmiany wywołane migracją granic ziaren, powstawaniem nowych, koagulacją i sferoidyzacją węglików, a także ich ostatecznym rozpuszczaniem się w osnowie austenitu przekładają się na lokalną niehomogeniczność, jednak uzyskiwane wartości odchylenia standardowego po dwuetapowej obróbce cieplnej są zbliżone do wartości odchylenia standardowego dla stanu dostarczenia.

Jednocześnie negatywny wpływ dwuetapowej obróbki cieplnej na własności wytrzymałościowe stali X120Mn12 zanika dla temperatury reaustenitzacji 950°C , dla której osiągane wyniki pracy łamania są wyższe niż dla stanu wyjściowego.

5.7 Badania odporności na zużywanie ścierne

W niniejszym podrozdziale przedstawiono wyniki odporności na zużycie ścierne gruboziarnistej stali X120Mn12 po różnych wariantach dwuetapowej obróbki cieplnej w odniesieniu do stanu dostarczenia (Tabela 5.5, Rys. 5.49). Test przeprowadzono przy użyciu tribotestera T-07 zgodnie z wymaganiami GOST 23.208-79, a uzyskane ślady zużycia poddano obserwacjom morfologii powierzchni za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego. Jednocześnie uzyskane wyniki przedstawiono w postaci wykresu ramka-wąsy obrazujący ubytek masy po teście odporności na zużycie ścierne dla różnych wariantów obróbki cieplnej gruboziarnistej stali wykonany na podstawie testu statystycznego t-Studenta ($p < 0,01$; ANOVA NIR dla $\alpha = 0,05$) (Rys. 5.48). Poddane analizie dane zweryfikowano pod względem homogeniczności wariancji oraz parametryczności.

W przeprowadzonej analizie zaobserwowano, że mimo znaczącego wzrostu twardości materiału po izotermicznym wygrzewaniu, poprawa odporności na ścieranie jest niewielka i wynosi zaledwie 2,9% w porównaniu do stanu dostarczenia. Jednocześnie straty masy dla stanu po izotermicznym wyżarzaniu są zbliżone do siebie jako wynik długotrwałego wyżarzania i schładzania z piecem, co prowadzi do homogenizacji mikrostruktury materiału za sprawą procesów dyfuzji i osiągnięcia stanu bliskiego równowadze.

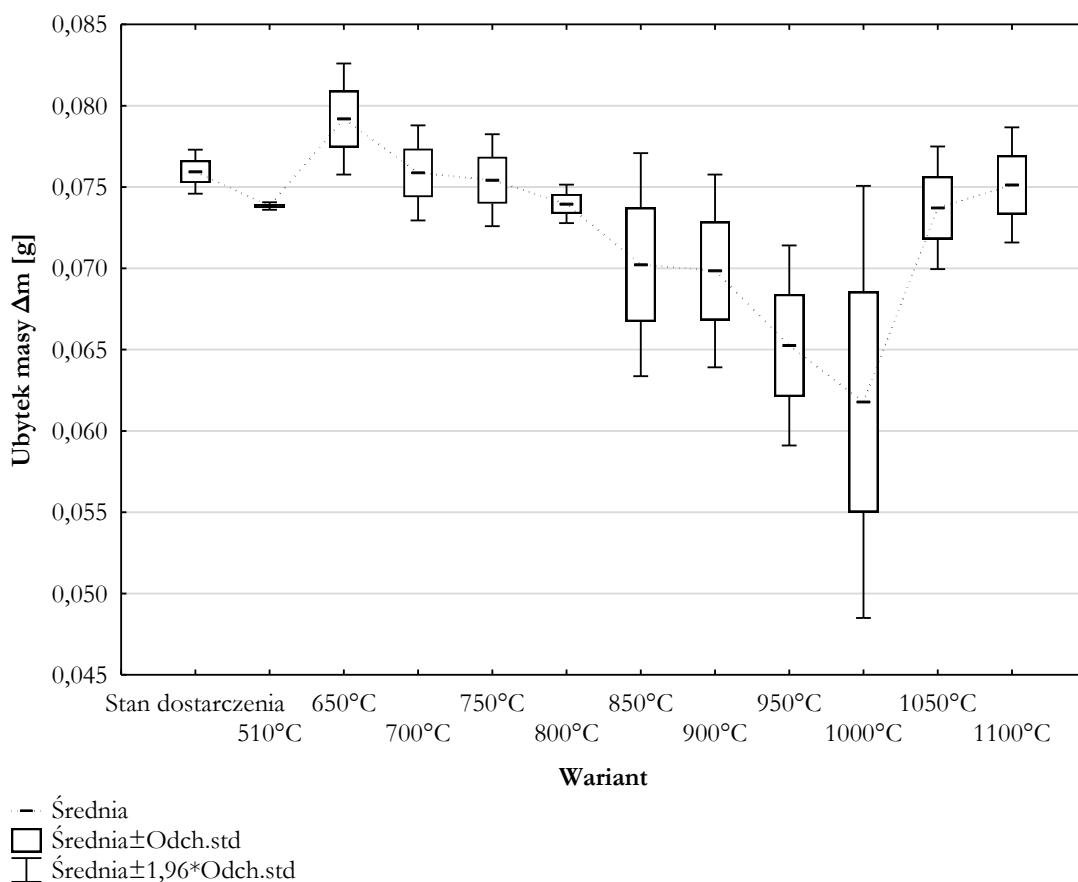
Reaustenitizacja stali w temperaturze z zakresu od 650°C do 800°C nie prowadzi do znaczących zmian w ubytku masy w porównaniu do stanu dostarczenia. Wartości ubytku masy w tym zakresie temperatur są porównywalne do stanu wyjściowego oraz po izotermicznym wygrzewaniu, co sugeruje, że zachodzące przemiany i przebudowa mikrostruktury stali nie powodują pogorszenia właściwości tribologicznych w zakresie zużywania ściernego.

W przypadku reaustenitizacji w temperaturze z zakresu od 850°C do 1000°C następuje poprawa odporności na zużywanie ścierne. Jeden z najniższych ubytków masy odnotowano po reaustenitizacji w temperaturze 950°C, co sugeruje, że w tej temperaturze mogą zachodzić korzystne zmiany mikrostrukturalne, które prowadzą do zwiększenia odporności. Wyniki te wskazują, że istnieje optymalny zakres temperatur obróbki cieplnej, w którym stal X120Mn12 może osiągnąć lepsze właściwości tribologiczne niż w stanie dostarczenia.

Jednak obróbka cieplna w temperaturze powyżej 1000°C skutkuje powrotem odporności na zużywanie ścierne do poziomu porównywalnego ze stanem dostarczenia.

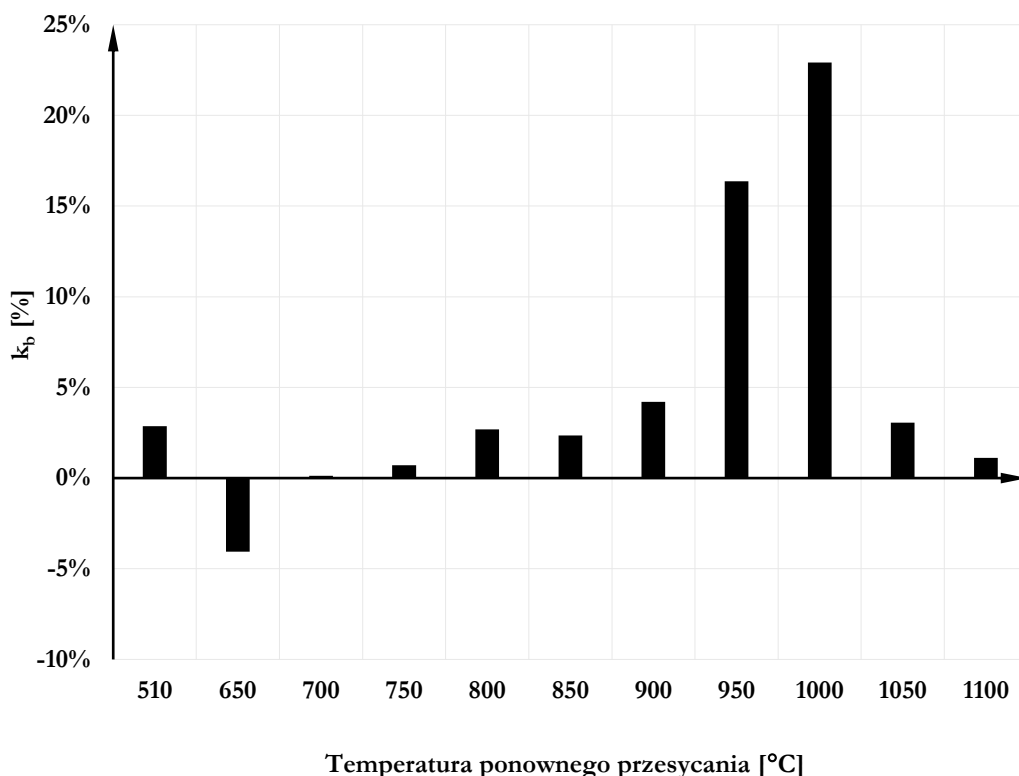
Tabela 5.5. Względna odporność na zużycie ścierne gruboziarnistej stali X120Mn12 w stosunku do stanu dostarczenia dla poszczególnych wariantów obróbki cieplnej.

Warianty obróbki cieplnej poddane testowi na zużywanie ścierne													
		Stan dost.	510°C 12h	650°C	700°C	750°C	800°C	850°C	900°C	950°C	1000°C	1050°C	1100°C
Ubytek masy Δm [g]	1	0,0752	0,0738	0,0778	0,0742	0,0740	0,0736	0,0689	0,0668	0,0689	0,0571	0,0720	0,0731
	2	0,0766	0,0740	0,0811	0,0767	0,0755	0,0747	0,0676	0,0698	0,0639	0,0549	0,0758	0,0757
	3	0,0761	0,0737	0,0787	0,0767	0,0768	0,0737	0,0742	0,0729	0,0617	0,0684	0,0734	0,0766
	4	-	-	-	-	-	-	-	-	0,0666	0,0667	-	-
Średnia		0,0759	0,0738	0,0792	0,0759	0,0754	0,0740	0,0701	0,0698	0,0653	0,0618	0,0737	0,0751
k_b [-]			1,0286	0,9594	1,0012	1,0072	1,0268	1,0235	1,0420	1,1638	1,2292	1,0306	1,0112
Δk_b [%]			2,9%	-4,1%	0,1%	0,7%	2,7%	2,3%	4,2%	16,4%	22,9%	3,1%	1,1%



Rys. 5.48. Wykres ramka-wąsy obrazujący ubytek masy po teście odporności na zużycie ścierne dla różnych wariantów obróbki cieplnej gruboziarnistej stali X120Mn12 wykonany na podstawie testu statystycznego t-Studenta ($p < 0,01$; ANOVA NIR dla $\alpha = 0,05$).

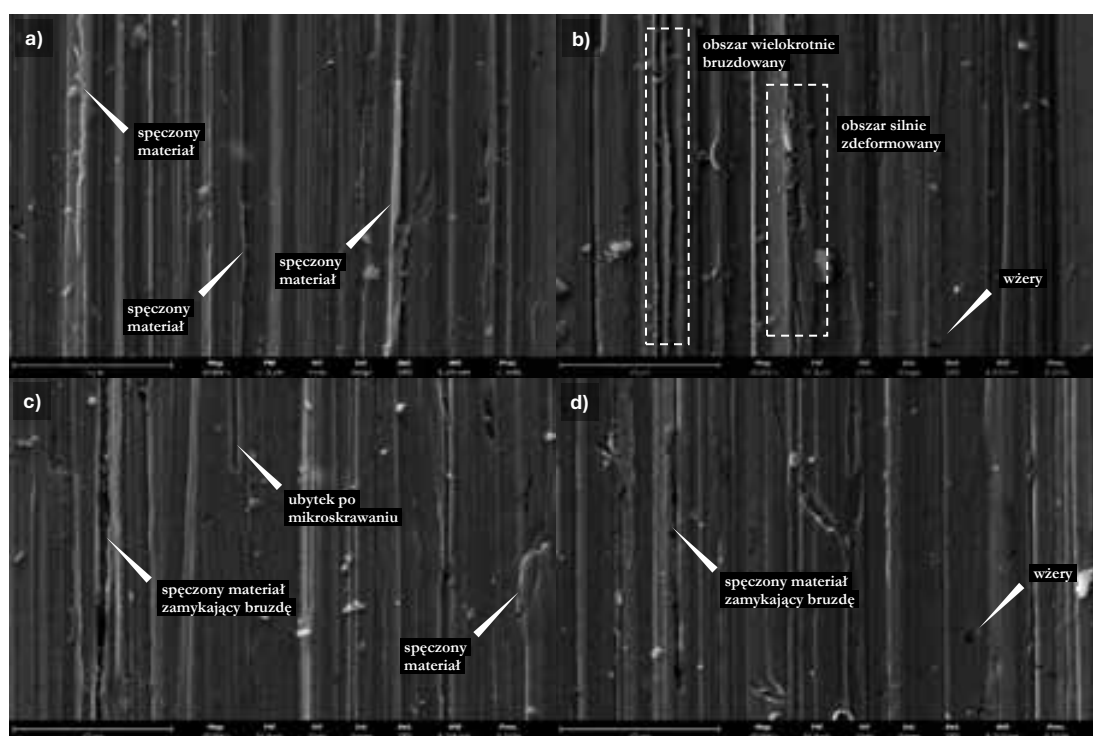
W wyniku eksperymentu wykazano, że zjawisko wzmacniania wydzieleniami globularnych węglików $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ oraz granic nowych ziaren austenitu może być mechanizmem zwiększającym odporność na ścieranie stali X120Mn12 komercyjnie dostępnej na rynku. Dwuetapowy proces obróbki cieplnej, tj. izotermiczne wyżarzanie, a następnie reaustenityzacja w 950°C skutkuje zwiększeniem odporności na ścieranie w porównaniu do stanu dostawy o około 16,4%, co zostało również zweryfikowane testami statystycznymi.



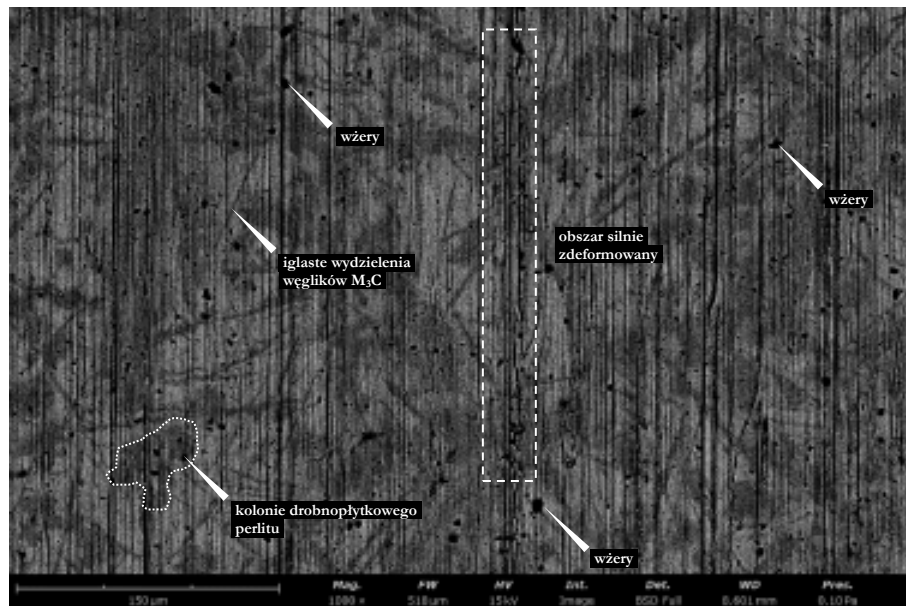
Rys. 5.49. Zależność względnej procentowej zmiany odporności na zużycie ścierne w stosunku do stanu dostarczenia w funkcji temperatury przesycania gruboziarnistej stali X120Mn12.

Wszystkie próbki poddane testowi cechowały się tożsamą morfologią bruzd i rowków zorientowanych głównie w kierunku oddziaływania luźnego ścierniwa z powierzchnią próbki. Charakter zużycia jest spójny dla wszystkich próbek, niezależnie od stanu mikrostruktury i twardości badanego materiału (Rys. 5.50). Ubytek materiału podczas bruzdowania może być spowodowany przekroczeniem krytycznego odkształcenia w mikroobjętości materiału lub mikrozmęceniem wskutek wielokrotnego spęczania tej samej objętości materiału. Jednocześnie na powierzchni próbek widoczne są obszary silnie zdeformowane plastycznie (Rys. 5.50b) oraz ślady wżerów, które są wynikiem usuwania większych fragmentów próbek (Rys. 5.50b, Rys. 5.50d, Rys. 5.51).

Zarejestrowanie morfologii powierzchni próbki z wykorzystaniem detektora BSE pozwoliło na uwidocznienie rozmieszczenia kolonii drobnopłytkowego perlitu oraz iglastych węglików M_3C (Rys. 5.51). Nie stwierdzono, aby obszary zdeformowane plastycznie, spęczenia materiału i wżery były zlokalizowane oraz powiązane z którymkolwiek składnikiem mikrostruktury. Dlatego też w przypadku analizowanej stali X120Mn12 stwierdzono trzy dominujące mechanizmy zużycia ściernego: bruzdowania, mikroskrawanie oraz odkształcenie plastyczne materiału przez cząstki ściernie.



Rys. 5.50. Morfologia powierzchni po teście odporności na zużywanie ściernie próbki: (a) w stanie dostarczenia; (b) po izotermicznym wygrzewaniu w 510°C; (c) po reaustenityzacji w 950°C; (d) po reaustenityzacji w 1000°C. SEM (SE).



Rys. 5.51. Morfologia powierzchni po teście odporności na zużywanie ścierne próbki po izotermicznym wygrzewaniu w 510°C. Obrazowanie z wykorzystaniem detektora BSE, częściowo uwidocznilo morfologię mikrostruktury materiału, tj. położenie kolonii drobnopłytkowego perlitu oraz iglaste węgliki. SEM (BSE).

5.8 Stal drobnoziarnista X120Mn12

Ocenię morfologii mikrostruktury poddano każdy uzyskany stan drobnoziarnistej stali X120Mn12. Obrazy mikroskopowe zestawiono w tożsamej skali w postaci graficznego zestawienia (Rys. 5.52). Ponadto wszystkie zobrazowane mikrostruktury stali po różnych wariantach obróbki cieplnej zostały zamieszczone w Załączniku C, który zawiera uzupełniające obrazy mikroskopii świetlnej (LM) drobnoziarnistej stali X120Mn12.

W stanie dostarczenia badany materiał odznacza się drobnoziarnistym, jednorodnym austenitem z widocznymi charakterystycznymi granicami bliźniaczymi. Rozmiar ziaren odpowiada wartości parametru $G = 10.0$ ($A = 127,161 \mu\text{m}^2$) według normy ASTM E112-13. Stanowi to typową morfologię dla przesyconego i zrekrytalizowanego po przeróbce plastycznej staliwa Hadfielda, czego wynikiem jest typowa postać austenitu o prostoliniowych oraz bliźniaczych granicach ziaren. Jednocześnie pozbawione są one wydzielen węglików, które mogłyby tworzyć ciągłą siatkę wzdłuż granic ziaren, co znacznie pogorszałoby jakość materiału. Jednocześnie poddany obserwacjom materiał pozbawiony jest niejednorodności wielkości ziaren na swoim przekroju, obecności struktury dendrytycznej, pęknięć lub porowatości.

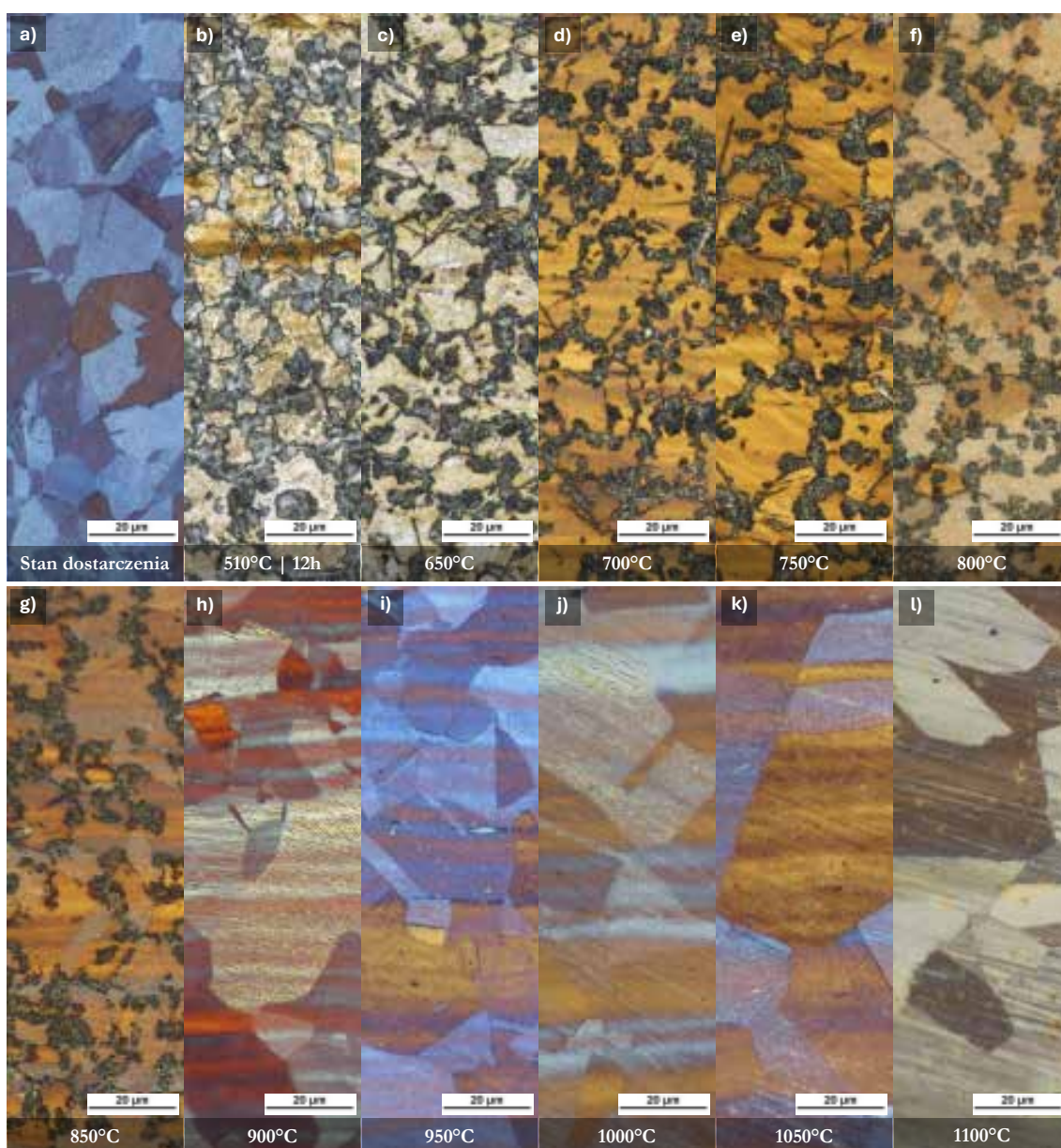
Po przeprowadzeniu procesu izotermicznego wygrzewania uzyskano znacznie rozdrobnioną względem stanu dostarczenia postać mikrostruktury stali złożoną z wydzielen węglików cementytu manganowego $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$, licznych kolonii drobnopłytkowego perlitu oraz austenitycznej osnowy. Węgliki $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ przyjmuje dwojaką formę: ciągłej otoczki wzdłuż granic byłego austenitu odziedziczonego ze stanu dostarczenia oraz iglastych wydzielen. Analogiczną morfologię mikrostruktury otrzymano w trakcie badań realizowanych dla gruboziarnistej stali X120Mn12 (Rys. 5.3, Rys. 5.4).

W zakresie temperatur $650^\circ\text{C} - 850^\circ\text{C}$ węgliki $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ zarówno w postaci igieł, jak i budujące drobnopłytkowy perlit poszczególnych kolonii ulegał procesowi sferoidyzacji, powodując jednocześnie zmiany w morfologii mikrostruktury.

Jednocześnie powyżej temperatury 750°C obserwowalny jest stopniowy zanik wydzielonych w trakcie izotermicznego wygrzewania węglików typu M_3C oraz kolonii drobnopłytkowego perlitu do momentu uzyskania jednorodnego austenitu w temperaturze $900^\circ\text{C} - 950^\circ\text{C}$. Ponadto dla wariantu 900°C zarówno wewnątrz pierwotnych ziaren austenitu, jak i na ich granicach widoczne są pojedyncze, nowe ziarna austenitu o rozmiarze mniejszym niż $20 \mu\text{m}$ z charakterystycznymi granicami

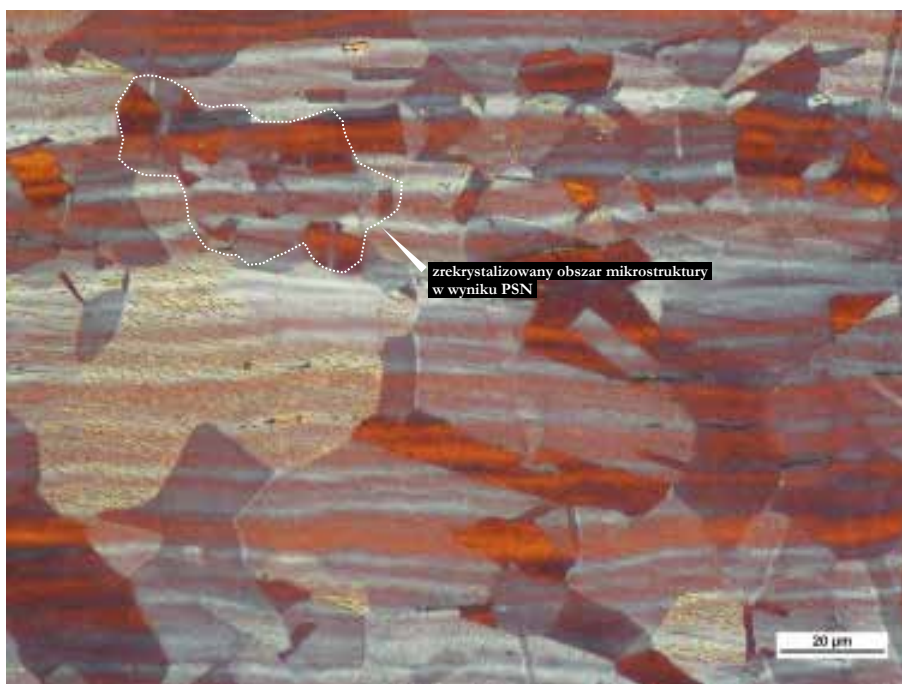
bliźniaczymi (Rys. 5.53). Ich obecność stanowi efekt mechanizmu PSN. Węglik M_3C oraz kolonie drobnopłytkowego perlitu posłużyły jako podkładki pod zarodkowanie heterogeniczne, co zaowocowało powstaniem nowych ziaren. Widoczny jest jednak jednoczesny rozrost pierwotnych ziaren austenitu co przełożyło się na wzrost średniej wielkości ziarna do wartości parametru $G = 9.5$ ($A = 167,299 \mu m^2$).

Powrót do pierwotnego stanu mikrostruktury następuje około $1000^\circ C$, kiedy wszelkie uzyskane zmiany w wyniku dwustopniowej obróbki cieplnej ulegają zanikowi, a uzyskana mikrostruktura ma postać zbliżonej do stanu dostarczenia. Powyżej tej temperatury obserwowalny jest zanik nowopowstałych ziaren oraz znaczny wzrost ziarna austenitu do wartości $G = 5.0$ ($A = 3456,702 \mu m^2$).



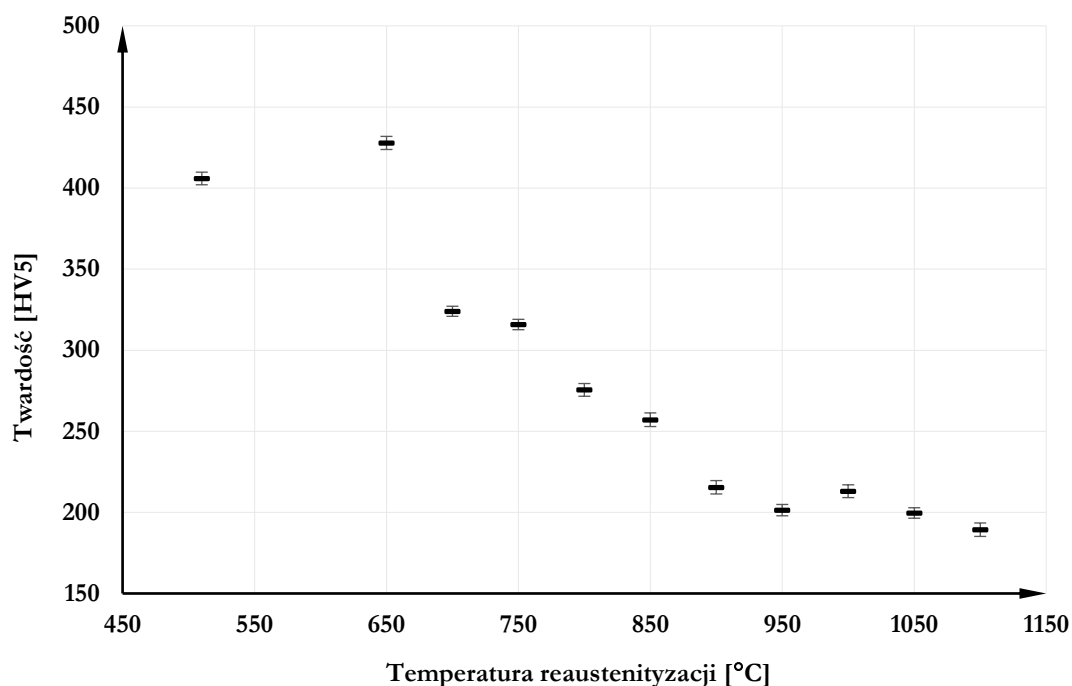
Rys. 5.52. Graficzna reprezentacja zmian morfologicznych oraz procesów zachodzących wraz ze wzrostem temperatury ponownego przesycania. Zestawienie morfologii mikrostruktury dla różnych stanów drobnoziarnistej stali X120Mn12: (a) stanu dostarczenia; (b) stanu po izotermicznym

wygrzewaniu; (c-l) stanów po różnych wariantach temperaturowych reaustenityzacji (650°C – 1100°C). Stan trawiony. LM.



Rys. 5.53. Mikrostruktura jednorodnego austenitu drobnoziarnistej stali X120Mn12 po reaustenityzacji w 900°C . Widoczny zrekrytalizowany w wyniku mechanizmu PSN obszar mikrostruktury. Stan trawiony. LM.

Opisane procesy, jakie zachodzą podczas reaustenityzacji, skutkują obniżeniem wartości twardości wraz ze wzrostem temperatury przesylenia (Rys. 5.54). Skokowy spadek wartości twardości następuje dla najniższych temperatur przesylenia, tj. 650°C – 700°C , co stanowi efekt koagulacji iglastych węglików M_3C oraz cementytu manganowego zawartego w koloniach drobnopłytkowego perlitu. W kolejnych etapach spadek twardości przebiega łagodniej, co wiąże się ze stopniowym rozpuszczaniem się węglików wydzielonych w trakcie izotermicznego wygrzewania. Spadek ten w niewielkim stopniu może być rekompensowany przez umocnienie granicami nowopowstałych ziaren w wyniku mechanizmu PSN. Powyżej temperatury 900°C twardość materiału ulega stabilizacji, a pojawiający się spadek tej wartości powiązany jest z rozrostem ziarna austenitu.



Rys. 5.54. Zmiana wartości twardości drobnoziarnistej stali X120Mn12 po izotermicznym wygrzewaniu w funkcji temperatury przesycania (reaustenitzacji).

W wyniku przeprowadzanych testów zaobserwowano zmiany względnej odporności na zużycie ścierne w stosunku do stanu dostarczenia, co zaprezentowano w formie tabelarycznej (Tabela 5.6) oraz graficznego zestawienia względnej procentowej zmiany (Rys. 5.56). Jednocześnie uzyskane wyniki testów poddano analizie statystycznej, stosując test t-Studenta dla $p < 0,01$ oraz dla $\alpha = 0,05$ (Rys. 5.55). Poddane analizie dane zweryfikowano pod względem homogeniczności wariancji oraz parametryczności.

Dwuetapowa procedura obróbki cieplnej przekłada się zarówno na wzrost, jak i na spadek odporności na zużycie ścierne stali X120Mn12 w zależności od temperatury reaustenitzacji.

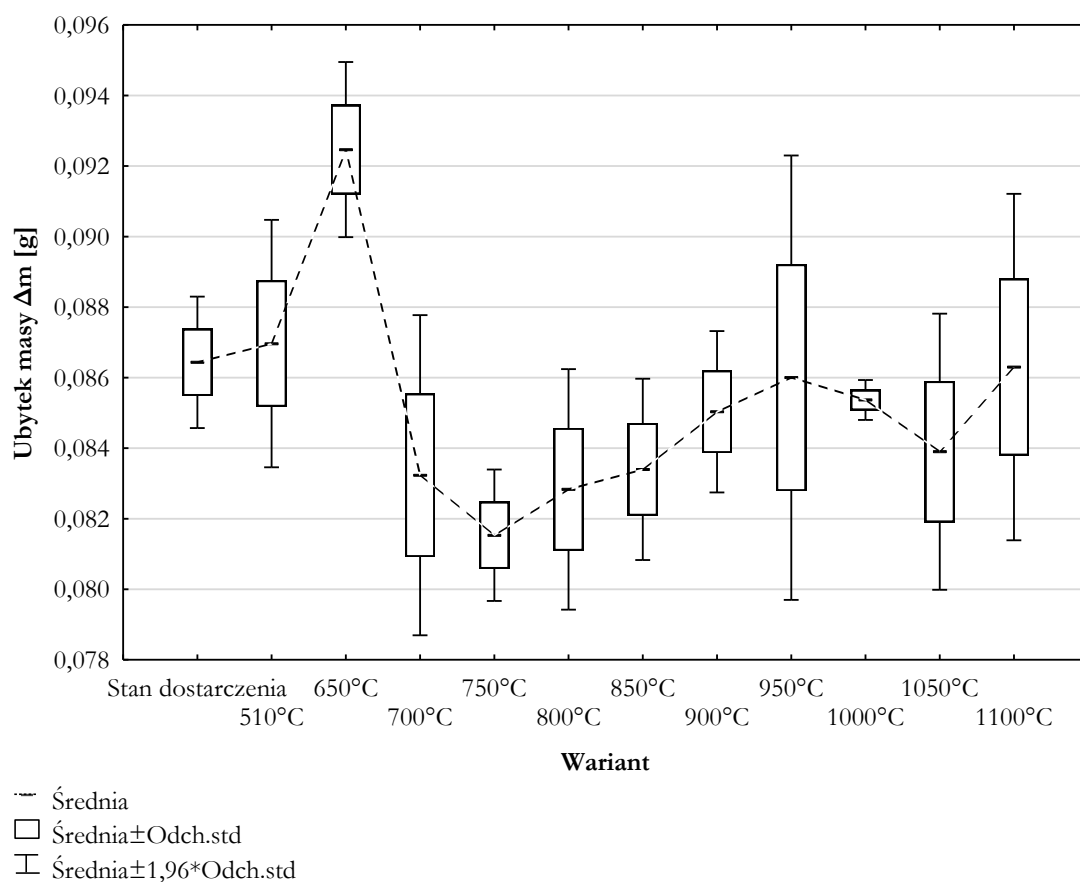
W przypadku wariantu 650°C stwierdzono statystycznie istotny spadek odporności na zużycie ścierne stali X120Mn12 w warunkach abrazyj względem stanu dostarczenia o -6,52% (test t-Studenta: $p = 0,0027$). Stanowi to największy spadek odporności na zużycie ścierne w przeprowadzonym eksperymencie i wynika z procesu sferoidyzacji węglików $(Fe,Mn)_3C$ oraz rozpadu kolonii drobnopłytkowego perlitu.

W przypadku wariantu 750°C stwierdzono statystycznie istotny wzrost odporności na zużycie ścierne stali X120Mn12 w warunkach abrazyj względem stanu dostarczenia o +6,01% (test t-Studenta: $p = 0,0033$). Jednocześnie stanowi to największy przyrost odporności na zużycie ścierne w przeprowadzonym eksperymencie i został osiągnięty dla mikrostruktury o heterogenicznej budowie

złożonej ze skoagulowanych węglików $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ w osnowie austenitu. W porównaniu do wariantów 650°C i 700°C spadek odporności na zużycie ścierne został zrekompensowany przez nowe ziarna powstałe w wyniku mechanizmu PSN, które doprowadziły do umocnienia granicami ziaren.

Tabela 5.6. Względna odporność na zużycie ścierne drobnoziarnistej stali X120Mn12 w stosunku do stanu dostarczenia dla poszczególnych wariantów obróbki cieplnej.

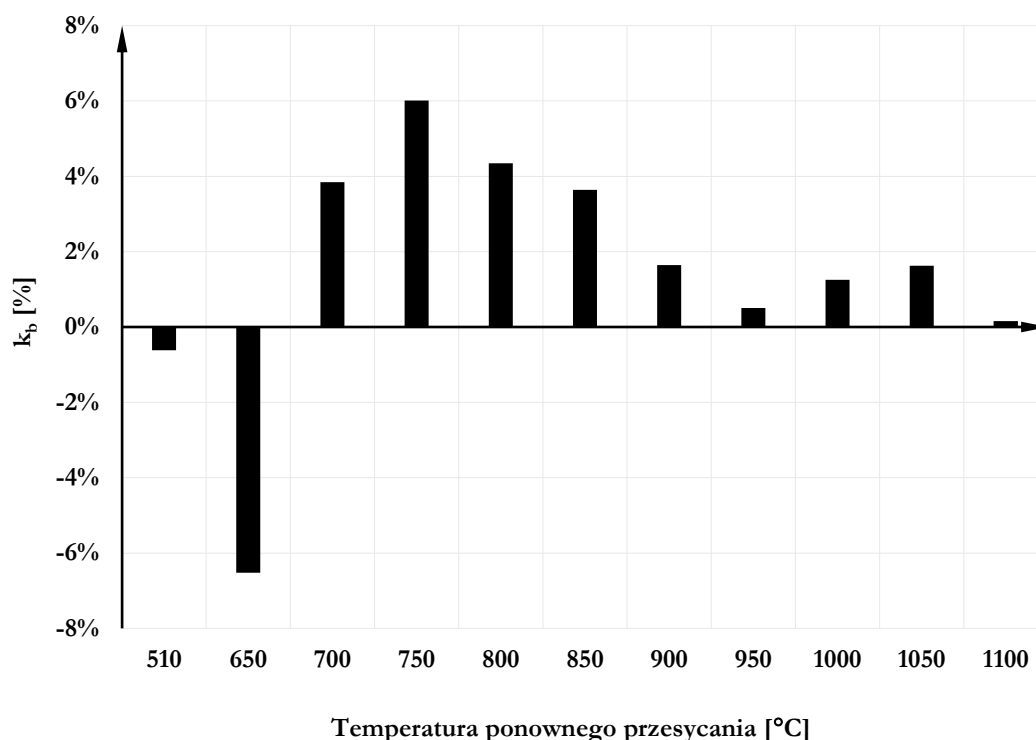
		Warianty obróbki cieplnej poddane testowi na zużywanie ścierne											
		Stan dost.	510°C 12h	650°C	700°C	750°C	800°C	850°C	900°C	950°C	1000°C	1050°C	1100°C
Ubytek masy Δm [g]	1	0,0864	0,0880	0,0939	0,0826	0,0806	0,0822	0,0846	0,084	0,0876	0,0857	0,0849	0,0865
	2	0,0874	0,0880	0,0920	0,0858	0,0825	0,0815	0,0820	0,0863	0,0823	0,0852	0,0816	0,0887
	3	0,0855	0,0849	0,0915	0,0813	0,0815	0,0848	0,0836	0,0848	0,0881	0,0852	0,0852	0,0837
Średnia		0,0864	0,0870	0,0925	0,0832	0,0815	0,0828	0,0834	0,0850	0,0860	0,0854	0,0850	0,0863
k_b [-]			0,9939	0,9348	1,0384	1,0601	1,0435	1,0364	1,0165	1,0050	1,0125	1,0163	1,0015
Δk_b [%]			-0,6%	-3,8%	3,8%	6,0%	4,3%	3,6%	1,6%	0,5%	1,2%	1,6%	0,2%



Rys. 5.55. Wykres ramka-wąsy obrazujący ubytek masy po teście odporności na zużycie ścierne dla różnych wariantów obróbki cieplnej drobnoziarnistej stali X120Mn12 wykonany na podstawie testu statystycznego t-Studenta ($p < 0,01$; ANOVA NIR dla $\alpha = 0,05$).

W przypadku pozostałych wariantów poziom istotności wyniósł $p > 0,01$, a stopniowy spadek odporności na zużycie ścierne w zakresie $800^{\circ}\text{C} - 1100^{\circ}\text{C}$ powiązany jest z procesami rozpuszczania się węglików oraz rozrostem ziarna austenitu.

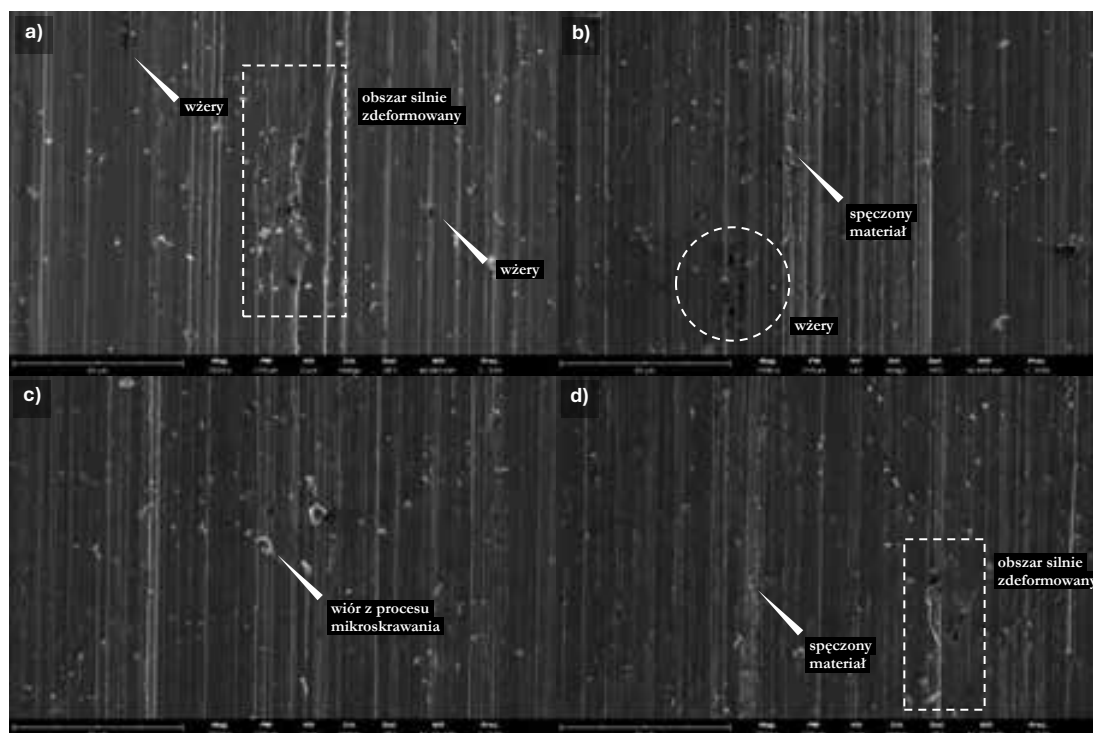
W przypadku stanu po wyżarzaniu izotermicznym, pomimo znacznego wzrostu twardości materiału, widoczny jest niewielki spadek odporności na ścieranie wynoszący $-0,61\%$ w stosunku do stanu dostarczenia. Jednocześnie ubytki masy poszczególnych próbek są zbliżone do siebie co wynika z długotrwałego izotermicznego wyżarzania i chłodzenia z piecem, co skutkuje ujednoliceniem mikrostruktury materiału w wyniku procesów dyfuzyjnych i osiągnięcia stanu bliskiego równowagi fazowej.



Rys. 5.56. Zależność względnej procentowej zmiany odporności na zużycie ścierne w stosunku do stanu dostarczenia w funkcji temperatury przesycania drobnodziarnistej stali X120Mn12.

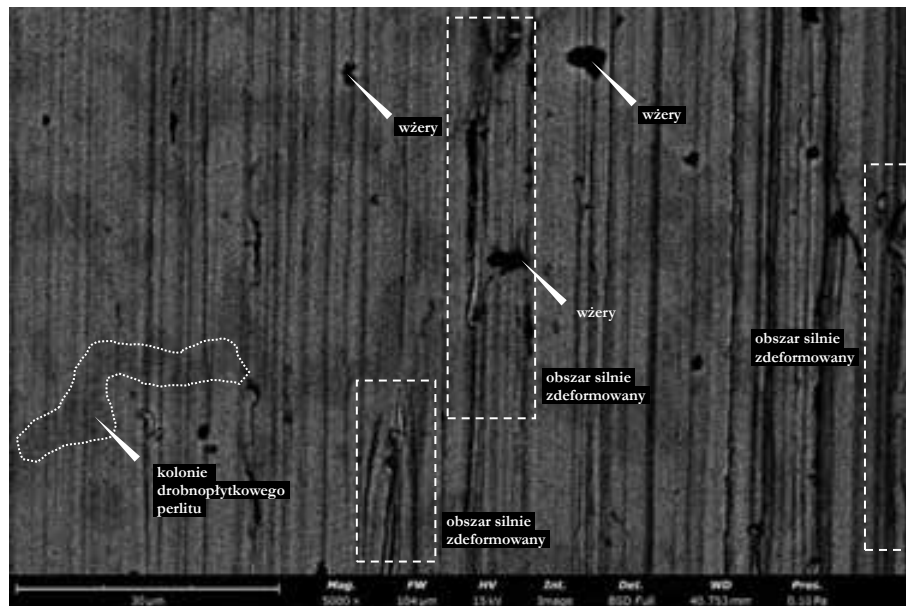
Uzyskane w trakcie eksperymenty procesy tarcia stwarzają warunki zużywania ściernego przy niewielkich naciskach, w którym twarde cząstki skrawają i/lub żłobią powierzchnię materiału. Widoczne rowki ułożone równolegle do kierunku tarcia są wynikiem mikroskrawania oraz bruzdowania, co jednoznacznie wskazuje na dominujący udział mechanizmu zużycia ściernego. W poniższym zestawieniu zaprezentowano przykładowe obrazy mikroskopowe powierzchni po teście odporności na zużywanie ścierne (Rys. 5.57). Wszystkie próbki poddane testowi cechowały się tożsamą morfologią bruzd i rowków zorientowanych głównie

w kierunku oddziaływania luźnego ścierniwa z powierzchnią próbki. Ubytek materiału podczas bruzdowania może być spowodowany przekroczeniem krytycznego odkształcenia w mikroobjętości materiału lub mikrozmęczeniem wskutek wielokrotnego spęczania tej samej objętości materiału. Jednocześnie na powierzchni próbek widoczne są obszary silnie zdeformowane plastycznie (Rys. 5.57a, Rys. 5.57d) oraz ślady wżerów, które są wynikiem usuwania większych fragmentów próbek (Rys. 5.57a, Rys. 5.57b).



Rys. 5.57. Morfologia powierzchni po teście odporności na zużywanie ścierne próbki: a) w stanie dostarczenia; b) po izotermicznym wygrzewaniu w 510°C; c) po reaustenizacji w 950°C; d) po reaustenizacji w 1000°C. SEM (SE).

Zarejestrowanie morfologii powierzchni próbki z wykorzystaniem detektora BSE pozwoliło na uwidocznienie rozmieszczenia kolonii drobnopłytkowego perlitu (Rys. 5.58). Nie stwierdzono, aby obszary zdeformowane plastycznie, spęczenia materiału i wżery były zlokalizowane oraz powiązane z którymkolwiek składnikiem mikrostruktury. Dlatego też w przypadku analizowanej drobnoziarnistej stali X120Mn12 stwierdzono trzy dominujące mechanizmy zużycia ściernego: bruzdowania, mikroskrawanie oraz odkształcenie plastyczne materiału przez cząstki ściernie.



Rys. 5.58. Morfologia powierzchni po teście odporności na zużywanie ścierne próbki po izotermicznym wygrzewaniu w 510°C. Obrazowanie z wykorzystaniem detektora BSE, częściowo uwidoczniło morfologię mikrostruktury materiału, tj. położenie kolonii drobnopłytkowego perlitu oraz iglastych węglików. SEM (BSE).

6 Podsumowanie

W niniejszym rozdziale przedstawiono syntezę oraz interpretację wyników uzyskanych w toku przeprowadzonych badań. Przeanalizowano w szczególności zależności między zmianami morfologii mikrostruktury stali wysokomanganowej X120Mn12 w kontekście przeprowadzonej dwuetapowej obróbki cieplnej, a zmianami w jej właściwościach mechanicznych, tj. udarności, twardości i przede wszystkim odporności na zużywanie ścierne. Ponadto odniesiono się do uzyskanych wyników z danymi literaturowymi oraz wskazano najbardziej kluczowe obserwacje z punktu widzenia potencjalnego wdrożenia przemysłowego.

Kluczowym elementem niniejszej dyskusji jest wyjaśnienie, w jaki sposób zaproponowana dwuetapowa obróbka cieplna kształtuje morfologię i skład fazowy materiału. W tym kontekście szczególną uwagę poświęcono rozdrobnieniu ziaren austenitu w wyniku mechanizmu PSN, obecności wydzielen węglików $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ oraz dystrybucji i przebudowy struktury dyslokacyjnej. Procesy te oraz ich wpływ na kluczowe właściwości stali przedstawiono na graficznym podsumowaniu najważniejszych wyników badań (Rys. 6.1). Celem niniejszej dyskusji jest przedstawienie ciągu przyczynowo-skutkowego — od obserwowanych zmian mikrostrukturalnych, poprzez wzrost lub spadek twardości i udarności, aż do końcowego poziomu odporności na zużycie ścierne.

Gruboziarnista stal wysokomanganowa X120Mn12 w stanie dostarczenia charakteryzowała się równomiernym, gruboziarnistym austenitem o rozmiarze $G = 1.5$ z obecnością nielicznych, globularnych węglików $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ na granicach ziaren. Uzyskana twardość $200,0 \pm 6,7 \text{ HV}_{30}$ oraz udarność $186,0 \pm 9,5 \text{ J/cm}^2$ (20°C) stanowią punkt odniesienia do dalszych rozważań wpływu zabiegów obróbki cieplnej.

Długoterminowe izotermiczne wygrzewanie w 510°C przez 6–12h oraz chłodzenie z piecem spowodowało wytworzenie niejednorodnej mikrostruktury złożonej z iglastych węglików cementytu manganowego $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ oraz kolonii drobnopłytkowego perlitu. Wydzielenie tych składników doprowadziło do znacznego wzrostu twardości materiału z zakresu 400–450 HV_{30} oraz spadku udarności do poziomu $5,3 \pm 0,0 \text{ J/cm}^2$ (20°C). Zmiany tych parametrów wytrzymałościowych jednocześnie zostały spotęgowane poprzez akumulację wewnętrznych naprężeń

powstałych z powodu różnic we współczynniku rozszerzalności cieplnej między osnową, a wydzielonymi składnikami nowych faz. Widoczne jest to we wzroście twardości austenitycznej osnowy struktury do poziomu $353,6 \pm 107,8$ HV0.025. Wyniki te wskazują, że mimo wzrostu twardości stal w tym stanie nie nadaje się do zastosowań w warunkach obciążeń uderzeniowych, co związane jest z kruchością węglików i silnym osłabieniem granic ziaren, które stanowiły preferowane miejsce wydzielania jednego z ich typów. Jednocześnie mimo dwukrotnego wzrostu twardości przyrost odporności na zużywanie ścierne odnotowano na poziomie +2,9% (Tabela 5.5, Rys. 5.49).

Proces ponownego przesycania (reaustenityzacji) w zależności od zakresu temperatury procesu objawiał się różnym efektem zmian w strukturze materiału obserwowanej na poziomie mikrostrukturalnym oraz defektów sieci krystalograficznej. Punktem wyjściowym do osiągnięcia rekrytalizacji PSN stanowiły szczególne warunki osiągnięte dzięki procesom sferoidyzacji poszczególnych składników mikrostrukturalnych oraz wysoka gęstość dyslokacji uformowanych w lasy i ściany dyslokacji (Rys. 5.22, Rys. 5.23), których przebudowa ulegała stopniowym zmianom wraz ze wzrastającą temperaturą ponownego przesycania.

Dla temperatury 650°C następuje największy spadek w odporności na zużywanie ścierne o -4,06% względem stanu dostarczenia wywołany skokowym spadkiem twardości do wartości $318,4 \pm 9,0$ HV30. Zmiany te bezpośrednio powiązane są z procesami sferoidyzacji kolonii drobnopłytkowego perlitu, iglastych węglików M_3C oraz węglików na granicach ziaren byłego austenitu. Natomiast przyrost w wartości pracy łamania jest niewielki, osiągając poziom $7,8 \pm 0,0$ J/cm² (20°C). Struktura dyslokacyjna pozostała w niezmienionym kształcie. Gęste lasy dyslokacji o niejednorodnym rozmieszczeniu i bez oznak uporządkowania zajmują pozycje wewnątrz samej osnowy lub wokół częściowo rozfragmentowanych iglastych węglików lub cementytu manganowego budującego kolonie perlitu.

Postępujące procesy sferoidyzacji, fragmentaryzacji oraz rozpuszczania się węglików w zakresie temperatur 650°C – 850°C skutkowało stopniowym wzrostem odporności na zużywanie ścierne w zakresie od -4,1% do +2,3% względem stanu dostarczenia przy jednoczesnym spadku twardości od $318,4 \pm 9,0$ HV30 do $257,2 \pm 4,2$ HV30 oraz wzroście uderności z poziomu $7,8 \pm 0,0$ J/cm² (20°C) do

$100,3 \pm 2,5 \text{ J/cm}^2$ (20°C). Choć obserwowany jest przyrost odporności na zużywanie ścierne to materiał ten pozostaje nadal kruchy, odznaczając się pracą łamania w 20°C oraz 0°C niższą niż względem stanu dostarczenia. Jednak dla danego zakresu temperatur zmiany zachodzące na poziomie strukturalnym mają kluczowe znaczenie do stworzenia warunków do zrekrytalizowania materiału w wyniku PSN:

- a. Postępująca sferoidyzacja oraz rozpuszczanie się węglików doprowadziły do wytworzenia mikrostruktury złożonej z austenitycznej osnowy z rozdystrybuowanymi wydzieleniami twardych węglików $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ o specyficznym zakresie rozmiarów z przedziału 300 – 500 nm (Rys. 5.19, Rys. 5.20, Rys. 5.24).
- b. Utworzenie gęstych lasów i ścian dyslokacji w obszarze iglastych węglików oraz kolonii drobnopłytkowego perlitu, tworzących aglomeraty splątanych dyslokacji w pobliżu cząstek. Obszary te o podwyższonej energii stanowią obszar zdeformowanej sieci krystalograficznej nazywany PDZ (Rys. 5.20, Rys. 5.22, Rys. 5.23.).

Spełnienie tych dwóch warunków umożliwiło, aby zgodnie z teorią Humphreys'a nastąpiła nukleacja nowych ziaren rozpoczynająca się w obszarze strefie deformacji PDZ wokół cząstki. Taką formę zarodków zaobserwowano po reaustenizacji w temperaturze 800°C (Rys. 5.25). Choć przyjęta teoria PDZ wskazuje, że indukowanie nowych ziaren może nastąpić nie tylko na granicy fazowej, ale również w obszarze PDZ to w wyniku przeprowadzonych badań TEM zaobserwowano zarodki ziaren wyłącznie na granicy wydzielen węglików M_3C oraz osnowy austenitu. Jednak zgodnie z wnioskami zaprezentowanymi w pracy [155] nowe zarodki ziaren obserwowane były w aglomeratach wydzielen drugiej fazy, tj. cementytu manganowego po sferoidyzacji kolonii perlitu (Rys. 5.26). Iglaste węgliki M_3C uległy pełnemu lub w dominującym zakresie rozpuszczeniu przed nukleacją nowych ziaren austenitu.

W porównaniu do wyników literaturowych, m.in. prac Lei [168] i Knipschildta [168], potwierdzono, że obecność wydzielen o rozmiarze $>5 \mu\text{m}$ znacząco zwiększa prawdopodobieństwo nukleacji nowych ziaren. W badanej stali X120Mn12 drobne, rozproszone wydzielania oraz lokalne skupiska większych cząstek pełniły funkcję efektywnych ośrodków zarodkowania, co zostało bezpośrednio potwierdzone za pomocą obserwacji w mikroskopii SEM i TEM. Uzyskane w niniejszej pracy wyniki

potwierdzają obserwację, że proces zarodkowania nowych ziaren rekrytalizacji zachodził nie tylko w otoczeniu pojedynczych cząstek drugiej fazy, lecz również w obszarach ich lokalnego nagromadzenia. Skupiska (klastry) węglików o rozmiarach typowych dla aktywnego obszaru PSN stanowiły wysoce efektywne centra nukleacji, co jest zgodne z mechanizmem zaproponowanym przez Portera i Humphreysa oraz potwierdza istotną rolę topologii wydzielen w kształtowaniu przebiegu rekrytalizacji [159].

Dalszy wzrost tych zarodków następuje w warunkach standardowych procesów zdrowienia i rekrytalizacji, która jest napędzana gradientem energii zmagazynowanej między obszarami o zniekształconej sieci krystalograficznej, nowymi ziarnami. Strukturę podziaren o niewielkiej gęstości dyslokacji, a przez to relatywnie niskiej energii wewnętrznej zaobserwowano dla austenitizacji w 850°C (Rys. 5.27). Obserwowany jest wzrost tych podziaren do wielkości około 1 – 2 μm i przebiega do momentu wyrównania energii lub w przypadku przerwania zabiegu obróbki cieplnej do czasu, gdy dyfuzja ciepła lub kinetyka przemiany stają się głównymi czynnikami ograniczającymi rozrost.

Następująca w koloniach perlitu nukleacja nowych ziaren austenitu skutkuje ich nierównomiernym rozmieszczeniem, uwarunkowanym przede wszystkim pozycją kolonii perlitu wydzielonych w trakcie izotermicznego wygrzewania w obszarze granic byłego austenitu, granic bliźniaczych oraz wewnątrz ziaren. Niejednorodność miejsc nukleacji dobrze widoczna jest w zestawieniu mikrostruktur przedstawionych na Rys. A.2a oraz Rys. A.2c. Natomiast wraz z kolejnymi wyższymi temperaturowo wariantami zabiegów reaustenitizacji nowopowstałe ziarna PSN zlokalizowane na granicach ziaren byłego austenitu uległy reorientacji i zostały wchłonięte przez pierwotne ziarna austenitu, skutkując powstaniem granic o pofalowanej budowie (Rys. A.2g, Rys. A.2h, Rys. A.3a, Rys. A.3b). Jednocześnie widoczna na Rys. A.2g mikrostruktura uzyskana po przesycaniu w 900°C odznacza się już jednolitą budową z równomiernie rozprzestrzensionymi nowopowstałymi ziarnami austenitu.

Przytoczone zmiany w budowie mikrostrukturalnej stanowią bezpośredni efekt zachodzących procesów zdrowienia i rekrytalizacji na poziomie struktury dyslokacyjnej, m.in. koalescencji podziaren, która doprowadziła do uzyskania jednolitej struktury dla przesycania w 950°C i 1000°C. Jednak w trakcie przeprowadzonych badań nie zidentyfikowano wprost progów temperaturowych dla reaustenitizacji stali X120Mn12 po izotermicznym wygrzewaniu, w których

wytypowano wyraźne granice etapów zdrowienia, zarodkowania PSN i pełnej rekrytalizacji struktury. Szereg próbek poddanych obserwacjom przy użyciu transmisyjnej mikroskopii elektronowej wskazują, że procesy te przebiegają równolegle i mają charakter lokalny uwarunkowany rozmieszczeniem wad sieciowych i czynnikami, od których zależy to rozmieszczenie.

Kluczowym efektem zaobserwowanych procesów stanowi uzyskana zawartość nowopowstałych ziaren na poziomie 21,3% o rozmiarze $G = 11.5$. Choć uzyskana twardość dla wariantu 950°C wyniosła $201,4 \pm 3,5$ HV30, a praca łamania osiągnęła wyższą wartość niż dla stanu dostarczenia, osiągając wartość $198,5 \pm 18,8$ J/cm² (20°C), to przyrost odporności na zużywania ściernie nastąpił skokowo do wartości +16,4% lub dla wariantu 1000°C do wartości +22,9%. Poddana obserwacjom mikro- i nanostruktura stali X120Mn12 po takim zestawie zabiegów obróbki cieplnej pozbawiona jest potencjalnych węglików o iglastej budowie czy cementytu manganowego z kolonii perlitu. Zaobserwowano niewielkie, pojedyncze węgliki, jednak ich obecność nie wpłynęła negatywnie na wartość udarności lub sposób propagacji pęknięcia w trakcie badań rozciągania z obserwacją SEM in-situ.

Należy stwierdzić, że rozdrobnienie struktury zwiększa zdolność stali wysokomanganowej do samoumocnienia w warunkach niskich nacisków i zużywania ściernego.

W efekcie wąski przedział temperatur ponownego przesycania (około 900°C – 1000°C) daje najkorzystniejszy stan końcowy, pozwalając pogodzić wymogi pracy w warunkach zużywania udarowego i ściernego w elementach roboczych kruszarek czy innych maszyn eksploatowanych w górnictwie odkrywkowym, wykorzystujących te stal na elementy robocze maszyn.

Przeprowadzone badania potwierdzają obserwacje przedstawione w literaturze, zgodnie z którymi dwuetapowa obróbka cieplna stali Hadfielda umożliwia skuteczne rozdrobnienie mikrostruktury oraz poprawę właściwości mechanicznych i tribologicznych materiału. W szczególności, wyniki uzyskane w niniejszej pracy są spójne z doniesieniami Bandanadjaja i Hidayata [81] oraz Mishry i Dalai [82], którzy wskazali, że wyżarzanie izotermiczne prowadzące do wzrostu perlitu, a następnie reaustenityzacja, umożliwiają uzyskanie drobnoziarnistej struktury austenitycznej o podwyższonej udarności i odporności na zużycie ściernie. Wyniki badań własnych wskazują jednak na dodatkowy aspekt, nieuwzględniony dotąd w pełni w literaturze – mianowicie istotne znaczenie precyzyjnego doboru temperatury reaustenityzacji dla

aktywacji mechanizmu rekrytalizacji indukowanej cząstkami (PSN). Potwierdzono obserwacje Humphreys'a i Rios'a [156], iż skuteczność PSN zależy w większym stopniu od przestrzennej koncentracji cząstek drugiej fazy niż od ich średnicy. Zastosowane badania LM, SEM, EBSD oraz TEM wykazały, że skupiska węglików (aglomeraty) stanowią efektywne centra zarodkowania nowych ziaren, co wpisuje się w model rozwoju tzw. strefy deformacji wokół klasterów cząstek, wcześniej postulowany przez Lei [166].

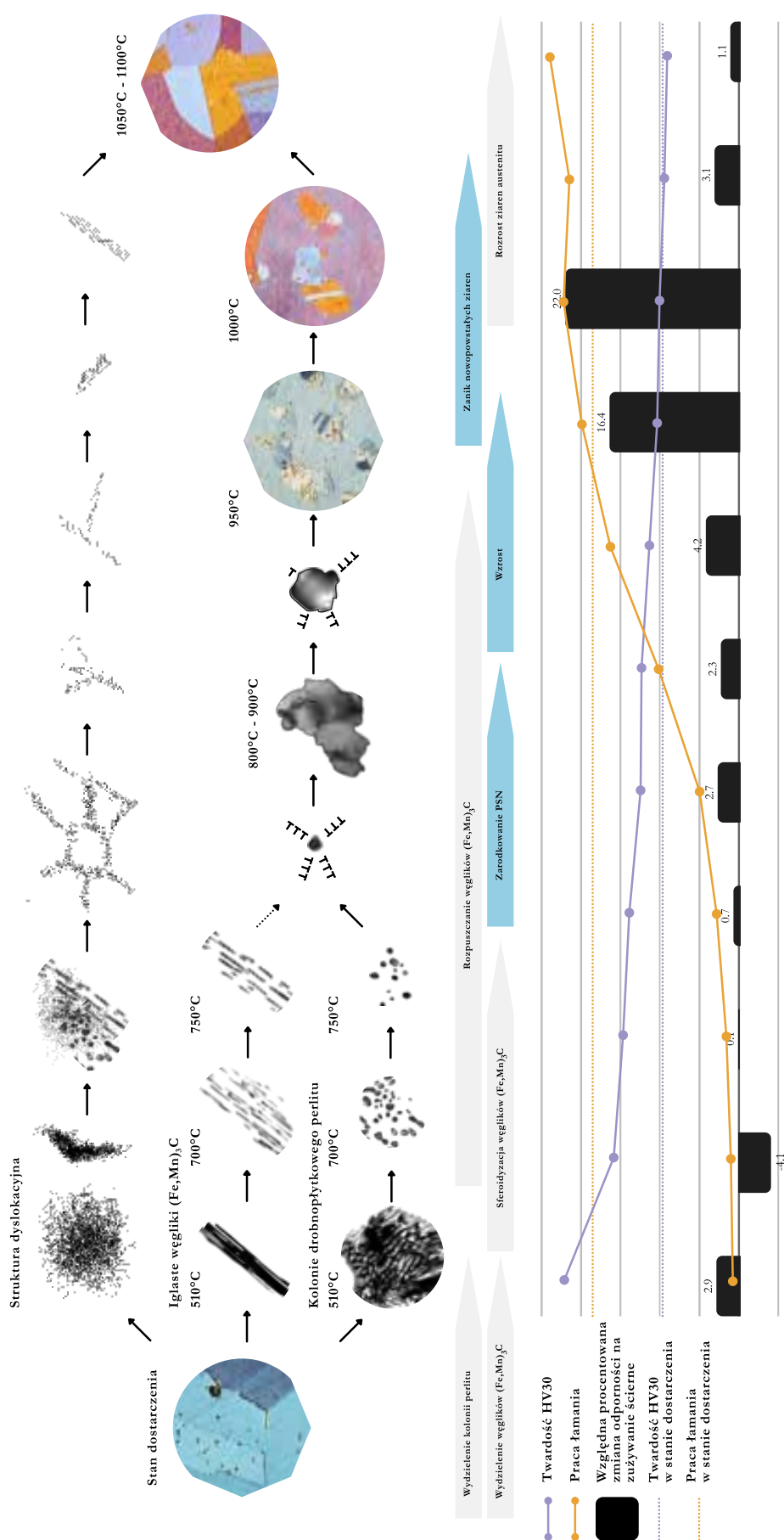
W odróżnieniu od wielu publikacji, w których poprawę właściwości Hadfielda osiąga się poprzez dodatki stopowe (np. Cr, Nb, Ni), w niniejszej pracy wykazano, że analogiczne lub lepsze efekty mogą zostać uzyskane przy zastosowaniu odpowiednio zaprojektowanej sekwencji zabiegów cieplnych, bez konieczności modyfikacji składu chemicznego stopu.

Dla podjęcia weryfikacji jak przebiega proces PSN w stalach wysokomanganowych, które w punkcie wyjścia odznaczają się rozdrobnioną mikrostrukturą, przeprowadzono analogiczny eksperyment, skupiając się na obserwacjach zmian w mikrostrukturze i jej wpływie na odporność na zużywanie ścierne.

W wyniku przeprowadzonego eksperymentu przedstawiono, że zjawiska umacniania wydzieleniowego globularnymi węglnikami $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ oraz granicami nowych ziaren austenitu skutkowały wzrostem odporności na zużycie ścierne w warunkach abrazji komercyjnie dostępnej drobnoziarnistej stali X120Mn12 w stosunku do stanu dostarczenia o ok. 6% w przypadku reaustenitizacji w 750°C.

Wzrost temperatury reaustenitizacji przekładał się na synergię różnych mechanizmów: koagulacji węglików, nukleacji ziaren w wyniku PSN, efektu ruchu granic oraz finalnemu zaniku węglików $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$, co ostatecznie wpłynęło na wzrost ziaren austenitu. Wyniki pomiarów twardości oraz względnej odporności na zużycie ścierne odzwierciedlają opisane procesy i wskazują na spadek odporności na zużywanie ścierne w przypadku procesu koagulacji węglików, gdzie twardość materiału jest względnie najwyższa $454,3 \pm 3,2 \text{ HV}_{30}$. Z drugiej strony, zaobserwowano wzrost odporności na zużywanie ścierne w przypadku synerгии zjawisk rozpuszczania się węglików i tworzenia się nowych ziaren w wyniku mechanizmu PSN przy relatywnie niższej twardości $315,9 \pm 3,2 \text{ HV}_{30}$. Wraz ze wzrostem temperatury reaustenitizacji twardość materiału malała, co wynika z ujednolicania się mikrostruktury stali poprzez rozpuszczanie się węglików

(Fe,Mn)₃C, zanik nowopowstałych ziaren oraz końcowy wzrost wielkości ziaren austenitu. Uzyskany wzrost odporności na zużywanie ścierne nie jest jednak zbieżny z wynikami uzyskanymi w trakcie testów dla gruboziarnistej stali X120Mn12, co jest skutkiem mniejszego efektu rozdrobnienia struktury w wyniku mechanizmu PSN.



Rys. 6.1. Graficzne podsumowanie najważniejszych wyników badań.

W świetle uzyskanych wyników i wypracowanych obserwacji szczególnie obiecujące wydają się następujące kierunki kontynuacji prac badawczych i aplikacyjnych:

- a. Rozszerzenie zakresu testów zużycia udarnościami-ściernymi. Choć przeprowadzone badania laboratoryjne odporności na zużywanie ściernie i testy udarowości oddają klarowny obraz synergii zjawisk, to w warunkach przemysłowych (np. w górnictwie odkrywkowym) występują jednocześnie wysokie naciski i uderzenia dynamiczne. Uzupełnienie badań o stanowiska testowe symulujące równoczesne działanie czynników ściernych i udarowych (np. testy typu *impact–abrasion*) pozwoliłoby potwierdzić w praktyce stabilność drobnoziarnistej struktury austenitycznej uzyskanej w wyniku mechanizmu PSN oraz mechanizmów samoumacniania się materiału w jeszcze bardziej wymagających warunkach.
- b. Wykorzystanie techniki EBSD do szczegółowej analizy rekrytalizacji PSN w zakresie mikroskali. Przeprowadzone obserwacje TEM i analiza metalograficzna dostarczają informacji o lokalnej morfologii składników strukturalnych i dystrybucji defektów. Przeprowadzenie szerszych pomiarów metodą EBSD umożliwiłoby ilościowe określenie udziału ziaren niskokątowych i wysokokątowych na poszczególnych etapach rekrytalizacji, a także określenie ich orientacji krystalograficznych, co pomogłoby doprecyzować efekt mechanizmu PSN i ocenić skalę rozdrobnienia.
- c. Zweryfikowanie opracowanej technologii na inne stopy wysokomanganowe, np. Fe–Mn–Al–C (w których pojawiają się węgliki κ) czy w stopach o wyższej zawartości krzemu. Zbadanie, czy mechanizmy PSN i częściowe rozpuszczanie wydzieleni także w tych wariantach pozwalają na uzyskanie poprawy odporności na zużywanie ściernie przy zachowaniu wysokiej udarowości.

7 Wnioski

Na podstawie podsumowania i dyskusji wyników badań przeprowadzonych w ramach rozprawy doktorskiej sformułowano wnioski końcowe:

1. Dwustopniowa obróbka cieplna pozwala na kształtowanie morfologii mikrostruktury stali X120Mn12. Przeprowadzone izotermiczne wyżarzanie w 510°C (6 – 12 h), a następnie wyżarzanie przesycające w zakresie 650°C – 1100°C umożliwiają kontrolowaną sferoidyzację oraz całkowite rozpuszczenie węglików cementytu manganowego (Fe,Mn)₃C. Zjawisko to zostało potwierdzone w obserwacjach SEM i TEM (Rys. 5.12 – 5.16), które wykazały, że przy temperaturach poniżej 800 °C iglaste węgliki oraz płytkowy perlit z cementytem manganowym pełnią funkcję faz przejściowych. Wydzielają się one w pierwszym etapie obróbki cieplnej, a następnie, w drugim etapie, ulegają stopniowej sferoidyzacji i rozpadowi, co prowadzi do intensywnego gromadzenia dyslokacji w ich otoczeniu..
2. Mechanizm PSN (ang. *particles stimulated nucleation*) jest głównym czynnikiem rozdrabniającym ziarna austenitu w przeprowadzonym eksperymencie. W zakresie 800°C – 900°C wyżarzania reaustenitującego nastąpiło intensywne zarodkowanie nowych ziaren austenitu na granicach fazowych osnowa-węgliki, czego efektem było przejściowe zwiększenie udziału drobnych ziaren w mikrostrukturze (Rys. 5.16e – h). Badania TEM ujawniły tworzenie struktur dyslokacyjnych (tzw. lasów i ścian dyslokacji) oraz podziaren w otoczeniu węglików (Rys. 5.19 – 5.25), których rozrost i reorientacja doprowadziły do rekrytalizacji struktury bez uprzednio przeprowadzonej obróbki plastycznej. Obecność nowopowstałych ziaren z bliźniakami rekrytalizacji i o szerokokatowych granicach potwierdzono metodą LM, TEM, EBSD i SAED.
3. Otrzymana drobnoziarnista struktura stali X120Mn12 po rekrytalizacji PSN sprzyja poprawie odporności na zużywanie ściernie – przy jednoczesnym braku obniżenia ciągliwości względem stanu dostarczenia. Najkorzystniejsze właściwości zaobserwowano przy przesycaniu w 950°C – 1000°C. O ile w stanie dostarczenia stal charakteryzowała się jednorodnym ziarnem

austenitu o rozmiarze $G = 1.5$, o tyle po dwuetapowej obróbce uzyskano ilość nowych ziaren na poziomie 21,3% o rozmiarze $G = 11.5$, zwiększając odporność na zużywanie ścierne do wartości +16,4% względem stanu dostarczenia.

4. Obecność iglastych węglików $(Fe,Mn)_3C$ w osnowie austenitycznej sprzyja propagacji pęknięć o charakterze kruchym. W stanie po izotermicznym wygrzewaniu w $510^{\circ}C$ z nierozpuszczonymi węglkami zaobserwowano przełom kruchy oraz liczne pęknięcia wtórne wzdłuż granic węglik-osnowa, prowadzące do obniżenia udarności i ciągliwości (Rys. 5.40–5.41). Pęknięcia między- i transkrystaliczne zachodziły wzdłuż pakietów wydzielen, co wskazuje na istotne ograniczenie równomiernego rozkładu naprężeń w tych strefach.
5. Zarówno rozpuszczenie węglików, jak i częściowe zatrzymanie ich w postaci niewielkich, sferoidalnych cząstek może pełnić rolę umocnienia wydzieleniowego. W temperaturze powyżej $800^{\circ}C$ węgliki ulegają szybkiej dyfuzji do osnowy, a drobne pozostałości w formie sferoidalnej ($< 0,5 \mu m$) przyczyniają się do lokalnego umocnienia (Rys. 5.23, Rys. 5.25). Twardość materiału przyjmuje wówczas wartości 260 – 300 HV30.
6. Synergia zjawisk rekrytalizacji PSN i rozdrabniania wydzielen węglkowych przekłada się na lepsze właściwości mechaniczne. Techniki LM/SEM/TEM w powiązaniu z testami wytrzymałościowymi (udarność, rozciąganie in-situ) oraz badaniami tribologicznymi dowodzą, że w stalach wysokomanganowych można uzyskać korzystną równowagę pomiędzy odpornością na zużywanie ścierne a udarnością. Przeprowadzona analiza statystyczna (ANOVA, test t-Studenta) potwierdziła istotność różnic wartości ubytku masy na poziomie $p < 0,01$ pomiędzy stanem dostarczenia a stali przesycanej w temperaturze $950^{\circ}C$ – $1000^{\circ}C$.
7. W wyniku przeprowadzonych badań eksperymentalnych potwierdzono postawioną w pracy tezę, zgodnie z którą dwuetapowa obróbka cieplna stali wysokomanganowej X120Mn12 – obejmująca izotermiczne wygrzewanie oraz reaustenitizację – skutecznie inicjuje mechanizm rekrytalizacji stymulowanej cząstkami (PSN). Zastosowana procedura pozwoliła na istotne rozdrobnienie mikrostruktury austenitu, prowadząc do zwiększenia odporności na zużywanie ścierne oraz poprawy udarności.

Oprócz wniosków natury poznawczej o kluczowym znaczeniu dla rozwoju wiedzy w obszarze inżynierii materiałowej, w pracy sformułowano również wnioski o charakterze aplikacyjnym. Ich wdrożenie może przyczynić się do poprawy efektywności procesów technologicznych i wydłużenia trwałości elementów roboczych maszyn stosowanych w przemyśle wydobywczym:

1. Wydłużenie żywotności wykładzin kruszarek i spadek kosztów eksploatacyjnych. Zwiększenie odporności na ścieranie do +16,4% (dla wariantu obróbki $510^{\circ}\text{C} \rightarrow 950^{\circ}\text{C}$) oznacza wolniejsze tempo zużycia i mniejsze deformacje powierzchni roboczych. W kopalniach czy zakładach kruszenia skał przekłada się to na dłuższe okresy między wymianami elementów roboczych i niższe koszty przestojów.
2. Utrzymanie stabilnego kształtu zębów w kruszarkach szczękowych i stożkowych. Modyfikacja gruboziarnistej struktury stali X120Mn12 w kierunku rozdrobnionego austenitu ($G = 9.0 - 11.0$ według ASTM E112) i ograniczenia siatki węglików wzdłuż granic ziaren minimalizuje szybkie zużywanie się wierzchołków zębów. W rezultacie przez dłuższy czas można utrzymać założony kształt szczeliny wylotowej, co przyczynia się do uzyskiwania frakcji kruszywa o stabilnych parametrach i wysokiej kubeczności.
3. Redukcja zużycia energii i większa wydajność układu technicznego. Równomierne rozdrobnienie materiału po pierwszym etapie kruszenia prowadzi do mniejszych i bardziej jednorodnych ziaren nadawy na kolejnych etapach. Dzięki temu kruszarka wtórna (stożkowa) może pracować przy niższym poborze prądu (Rys. 2.7 z części badań wstępnych). Mniejsza podatność na zużycie oznacza, że elementy robocze nie wymagają ciągłych korekt i regulacji, co stabilizuje cały proces technologiczny.
4. Zastosowanie w szeroko rozumianej branży przeróbki minerałów, sektora recyklingu i przetwórstwa surowców wtórnych. Koncepcja dwuetapowej obróbki cieplnej stali lub staliw wysokomanganowych może być implementowana w nie tylko w elementach roboczych kruszarek górniczych, lecz również w instalacjach do przeróbki i recyklingu betonu, kruszyw, żużli i materiałów ceramicznych. Wszędzie tam, gdzie zachodzi intensywne

ścieranie i/lub obciążania udarowe, a jednocześnie wymagana jest pewna plastyczność elementów roboczych.

5. Z uwagi na skomplikowaną geometrię elementów roboczych maszyn dwuetapowa obróbka cieplna stali i staliw wysokomanganowych zapewnia modyfikację objętościową, gdy umocnienie odkształceniowe byłoby technologicznie trudne do wykonania. Zapewnia to swobodę w projektowaniu właściwości wyrobu finalnego pod konkretne warunki eksploatacji.

Wykaz ilustracji

Rys. 1.1. Przykładowe wielkogabarytowe komponenty i części maszyn wyprodukowane z zakładach Hadfield Ltd. w Sheffield w Wielkiej Brytanii: (a) elementy pompy odśrodkowej; (b) koła zębate; (c) okładziny i elementy robocze kruszarek szczękowych; (d) bębnowe sito obrotowe [13].	5
Rys. 1.2. Schematyczne grafiki obrazujące mechanizm działania kruszarki: (a) szczękowej; (b) stożkowej; (c) żyroskopowej, (d) udarowej.	17
Rys. 1.3. Schematyczne przedstawienie synergicznego mechanizmu zużycia udarności-ściernego.	24
Rys. 2.1. Metodyka pomiaru poszczególnych parametrów: (a) paszczy kruszarki (płyta górna); (b) szczeliny kruszarki (płyta dolna).	34
Rys. 2.2. Widok ogólny nowo zamontowanej szczęki stałej w pierwszym dniu eksploatacji (z prawej).	35
Rys. 2.3. Widok ogólny zębów płyty szczęki stałej: a) 15; b) 29 dnia eksploatacji.	35
Rys. 2.4. Widok ogólny płyty górnej szczęki stałej: (a) 44; (b) 57; (c) 71; (d) 89 dnia eksploatacji.	36
Rys. 2.5. Zależność zmiany: (a) wysokości zębów w czasie eksploatacji szczęki stałej; (b) wielkości rozmiaru paszczy oraz szczeliny w czasie eksploatacji szczęki stałej.	38
Rys. 2.6. Wskaźnik kształtu dla I i II etapu kruszenia względem wysokości zębów płyty w szczelinie kruszarki szczękowej.	38
Rys. 2.7. Pobór prądu obu kruszarek oraz wielkość szczeliny „a” kruszarki szczękowej w kolejnych dniach eksploatacji.	39
Rys. 4.1. Schematyczny plan dwuetapowej obróbki cieplnej ze wskazanymi jej wariantami.	46
Rys. 4.2. Graficzny plan badań.	47
Rys. 4.3. (a) Graficzny schemat urządzenia T-07 do badania odporności na zużywanie ściernie w obecności luźnego ścierniwa: [1] próbka; [2] stalowa rolka z ogumieniem, [3] ścierniwo; (b) graficzny obraz próbki badanego materiału wraz z wymiarami i wskazanym przykładowym [4] śladem zużycia po teście.	53
Rys. 4.4. (a) Graficzny schemat uchwytu tensometrycznego: [1] próbka wytrzymałościowa; [2] mechanizm rozciągający; [3] pomiar przesunięcia uchwytów; [4] głowica siły; (b) graficzny obraz próbki wytrzymałościowej wraz z jej wymiarami.	54
Rys. 5.1. Mikrostruktura gruboziarnistego austenitu stali gatunku X120Mn12 w stanie dostarczenia. Widoczne równomiernie rozmieszczone globularne węgliki w osnowie materiału. Stan trawiony. LM.	57
Rys. 5.2. Mikrostruktura gruboziarnistego austenitu stali gatunku X120Mn12 w stanie dostarczenia. Lokalnie węgliki przyjmują pozycje na granicach ziaren austenitu. Stan trawiony. LM.	57
Rys. 5.3. Mikrostruktura stali po izotermicznym wygrzewaniu w 510°C i chłodzeniu z piecem. Widoczna zróżnicowana i rozdrobniona morfologia mikrostruktury w porównaniu do stanu dostarczenia zaprezentowanego na Rys. 5.1. Słabo widoczne większe skupiska kolonii perlitu wzdłuż granic byłego austenitu [GBA]. Stan trawiony. LM.	59
Rys. 5.4. Mikrostruktura stali po izotermicznym wygrzewaniu w 510°C i chłodzeniu z piecem. Morfologia mikrostruktury złożona jest z iglastych wydzieleni [I], pogrubionych granic ziaren byłego austenitu GBA, kolonii drobnopłytkowego perlitu [KP], spośród których u większości nukleacja zaszła na granicach ziaren byłego austenitu [KP _{GBA}] lub iglastych wydzieleniach [KP _I]. Stan trawiony. LM.	59
Rys. 5.5. Kolonie drobnopłytkowego perlitu w otoczeniu granicy ziarna byłego austenitu [GBA], będącego również granicą dla wierzchołka iglastego wydzielenia [I]. Stan trawiony. SEM (SE).	60
Rys. 5.6. Obraz w jasnym polu wydzielenia na granicy ziarna byłego austenitu o grubości około 0,35 μm oraz drobnej kolonii perlitu wzrastającej na nim. TEM (BF).	61

Rys. 5.7. (a) Iglaste węgliki M_3C w osnowie austenitu. (b) Wzór dyfrakcji SAED uzyskany z ziarna austenitu zaprezentowanego na Rys. 5.7a (oś pasa [001]). TEM (BF).....	62
Rys. 5.8. (a) Iglaste węgliki M_3C w osnowie austenitu. (b) Wzór dyfrakcji SAED uzyskany z ziarna austenitu zaprezentowanego na Rys. 5.8a (oś pasa [101]). TEM (BF).....	62
Rys. 5.9. (a) Iglaste węgliki M_3C w osnowie austenitu. (b) Wzór dyfrakcji SAED uzyskany z ziarna austenitu zaprezentowanego na Rys. 5.9a (oś pasa [311]). TEM (BF).....	62
Rys. 5.10. Wyniki powierzchniowej mikroanalizy składu pierwiastkowego: (a) obszar analizy; (b) graficzny zbiorczy rozkład analizowanych pierwiastków; (c–f) indywidualne rozkłady poszczególnych pierwiastków ułożonych kolejno jako C, Fe, Mn i Si; (g) spektrum energii charakterystycznego promieniowania rentgenowskiego uzyskanego z analizowanego obszaru. SEM (EDS).....	63
Rys. 5.11. Wyniki liniowej mikroanalizy składu pierwiastkowego: (a) obszar analizy z zaznaczoną linią; (b) liniowe rozkłady poszczególnych elementów Fe, Mn, C i Si. Widoczny lokalny wzrost zawartości węgla i manganu w drobnopłytkowych koloniach perlitu i iglastych wydzieleniach węglików $(Fe,Mn)_3C$ (oznaczono strzałkami). SEM (EDS).....	64
Rys. 5.12. Graficzna reprezentacja zmian morfologicznych oraz procesów zachodzących wraz ze wzrostem temperatury ponownego przesycania. Zestawienie morfologii mikrostruktury dla różnych stanów gruboziarnistej stali X120Mn12: (a) stanu dostarczenia; (b) stanu po izotermicznym wygrzewaniu; (c–l) stanów po różnych wariantach temperaturowych przesycania (650°C – 1100°C). Stan trawiony. LM.	66
Rys. 5.13. Zmiana wartości twardości gruboziarnistej stali X120Mn12 po izotermicznym wygrzewaniu w funkcji temperatury przesycania (reaustenityzacji).	67
Rys. 5.14. Zmiana wartości twardości HRA_0 (w stanie wyjściowym) oraz HRA_u (po odkształceniu powierzchniowym) obrazująca zdolności do lokalnego umocnienia stali X120Mn12 w stanie dostarczenia oraz w zależności od zastosowanego wariantu obróbki cieplnej. HRA_0 stanowi wskaźnik intensywności umocnienia powierzchniowego obliczany zgodnie z metodyką opisaną w podrozdziale 4.3.6 „Pomiary umocnienia powierzchniowego”.....	69
Rys. 5.15. Mikrostruktura stali X120Mn12 po reaustenityzacji w 1000°C po trawieniu liniowym. Widoczne liczne ziarna powstałe po rekryształizacji PSN zlokalizowane na granicach pierwotnych ziaren austenitu. Stan trawiony. LM.	70
Rys. 5.16. Mikrostruktura stali X120Mn12 po reaustenityzacji w 1000°C po trawieniu liniowym. Widoczne ziarna po rekryształizacji PSN wchłaniane przez bliźniaka pierwotnej struktury austenitu. Stan trawiony. LM.	70
Rys. 5.17. Zestawienie morfologii mikrostruktury dla różnych stanów stali X120Mn12: (a) stanu po izotermicznym wygrzewaniu; (b) 650°C; (c) 700°C; (d) 750°C; (e) 800°C; (f) 850°C; (g) 900°C; (h) 950°C. W trakcie obrazowania użyto dwóch różnych detektorów, tj. detektora SE oraz BSE, w celu zwizualizowania wyraźniejszych zmian między kolejnymi etapami reaustenityzacji. SEM (SE, BSE).	73
Rys. 5.18. Morfologia iglastego węglika $(Fe,Mn)_3C$ po wyżarzaniu reaustenityzującym stali X120Mn12 w temperaturze 650°C. TEM (BF).....	74
Rys. 5.19. Morfologia iglastych węglików $(Fe,Mn)_3C$ po wyżarzaniu reaustenityzującym stali X120Mn12 w temperaturze 700°C. Z prawej strony widoczna postępująca sferoidyzacja cementytu wewnątrz kolonii perlitu. TEM (BF).....	75
Rys. 5.20. Morfologia iglastych węglików $(Fe,Mn)_3C$ po wyżarzaniu reaustenityzującym stali X120Mn12 w temperaturze 750°C. Widoczna spiętrzona ściana dyslokacji przed granicą pozostałości po iglastym węglu. Z prawej strony widoczna postępująca sferoidyzacja cementytu wewnątrz kolonii perlitu. TEM (BF).	75
Rys. 5.21. Struktura ferrytu wewnątrz kolonii perlitu po reaustenityzacji w 650°C widoczna w: (a) ciemnym polu widzenia TEM (DF); (b) jasnym polu widzenia TEM (BF). (c) Wzór dyfrakcji SAED uzyskany z ferrytu zaprezentowanego na Rys. 5.21a (oś pasa [111]).	76
Rys. 5.22. Lasy dyslokacji zlokalizowane w osnowie stali X120Mn12 po reaustenityzacji w 750°C w przestrzeniach między częściowo rozpuszczonymi iglastymi węglkami oraz koloniami perlitu. Widoczna postępująca sferoidyzacja cementytu wewnątrz kolonii perlitu. TEM (BF).	77
Rys. 5.23. Lasy dyslokacji zlokalizowane w osnowie stali X120Mn12 po reaustenityzacji w 750°C w przestrzeniach między koloniami perlitu. Widoczne silne spiętrzenia dyslokacji wokół	

zesferoidyzowanych wydzielen węglików oraz wewnątrz rozpadających się płytek perlitu. TEM (BF).	77
Rys. 5.24. Splątanie i spiętrzenie dyslokacji wokół twardej i sferoidalnej cząstki cementytu manganowego $(Fe,Mn)_3C$. TEM (BF).	78
Rys. 5.25. Heterogeniczny wzrost zarodka nowego ziarna austenitu na granicy osnowy i wydzielenia węgla $(Fe,Mn)_3C$ zaobserwowany dla stali X120Mn12 po reaustenitzacji w 800°C. TEM (BF).	78
Rys. 5.26. Widoczne obszary o komórkowej budowie dyslokacji zaobserwowane dla stali X120Mn12 po reaustenitzacji w 750°C. TEM (BF).	79
Rys. 5.27. Struktura wykształconych podziaren w otoczeniu wydzielenia węgla $(Fe,Mn)_3C$ zaobserwowana dla stali X120Mn12 po reaustenitzacji w 850°C. TEM (BF).	80
Rys. 5.28. Nowopowstałe ziarno austenitu w wyniku rekrytalizacji PSN w stali X120Mn12 po reaustenitzacji. TEM (BF).	80
Rys. 5.29. Struktura podziarna austenitu po reaustenitzacji w 850°C widoczna w: (a) ciemnym polu widzenia TEM (DF); (b) jasnym polu widzenia TEM (BF). (c) Wzór dyfrakcji SAED uzyskany z ziarna austenitu zaprezentowanego na Rys. 5.29a (oś pasa [103]).	81
Rys. 5.30. Mapa IPF próbki stali X120Mn12: (a) w stanie dostarczenia; (b) po dwuetapowej obróbce cieplnej z temperaturą reaustenitzacji w 950°C. SEM (EBSD).	82
Rys. 5.31. Mapa GOS próbki stali X120Mn12: (a) w stanie dostarczenia; (b) po dwuetapowej obróbce cieplnej z etapem reaustenitzacji przeprowadzonym w temperaturze 950 °C. SEM (EBSD).	83
Rys. 5.32. Sekwencja propagacji pęknięcia w stali X120Mn12 w stanie dostarczenia. (a) Miejsce inicjacji pęknięcia na granicy ziarna austenitu po powstaniu licznych linii poślizgu i bliźniaków. (b) Powstanie mikropustki przed frontem pęknięcia i jej rozrost. (c) Przebieg pęknięcia wzdłuż granic ziaren austenitu – propagacja międzykrystaliczna. (d) Propagacja pęknięcia o charakterze transkrystalicznym oraz przez porowatość występującą w stali. SEM (BSE).	84
Rys. 5.33. Próbką stali X120Mn12 w stanie dostarczenia bezpośrednio po całkowitym pęknięciu. Ścieżka propagacji pęknięcia w dominującej części ma charakter transkrystaliczny. SEM (SE).	85
Rys. 5.34. Próbką stali X120Mn12 w stanie dostarczenia bezpośrednio po całkowitym pęknięciu. (a) Wtórne pęknięcie wzdłuż granicy ziarna austenitu. (b) Pozostałość jamy skurczowej, przez którą propagowało pęknięcie. SEM (SE).	85
Rys. 5.35. Powierzchnia przełomu próbki stali X120Mn12 w stanie dostarczenia bezpośrednio po całkowitym pęknięciu. Przebieg pęknięcia w dominującym stopniu ma charakter transkrystaliczny. SEM (SE).	85
Rys. 5.36. Przełom o charakterze plastycznym o morfologii złożonej z wydłużonych rowków w próbce stali X120Mn12 w stanie dostarczenia. Rowki mają zbliżony rozmiar oraz równomierne rozłożenie wewnątrz pojedynczego ziarna austenitu. Widoczna jest zmiana kierunku propagacji pęknięcia po przekroczeniu granicy ziarna austenitu [GZA]. SEM (SE).	86
Rys. 5.37. Przełom o charakterze plastycznym o morfologii złożonej z wydłużonych rowków w próbce stali X120Mn12 w stanie dostarczenia. Rowki mają zbliżony rozmiar oraz równomierne rozłożenie wewnątrz pojedynczego ziarna austenitu. Widoczna jest zmiana kierunku propagacji pęknięcia w poszczególnych ziarnach austenitu. Na granicach ziaren widoczne schodkowo ułożone pasma poślizgu (ang. <i>serpentine glide</i>) [SG]. SEM (SE).	86
Rys. 5.38. Próbką stali X120Mn12 w stanie po izotermicznym wygrzewaniu po całkowitym pęknięciu. Widoczny przełom łupliwy o charakterze transkrystalicznym. SEM (SE).	87
Rys. 5.39. Próbką stali X120Mn12 w stanie po izotermicznym wygrzewaniu po całkowitym pęknięciu. (a) Pęknięcia wtórne wzdłuż granic iglastego wydzielenia węgla $(Fe,Mn)_3C$ obrazujące jego warstwową budowę. (b) Uwidocznione płaszczyzny łupliwości (ang. <i>cleavage planes</i>) [CP] powstałe na granicy iglastych węglików. (c) Liczne pęknięcia wzdłuż iglastych węglików wraz z deformacją plastyczną osnowy. (d) Deformacja plastyczna osnowy materiału. (e) Miejsce inicjacji przełomu. Przebieg pęknięcia o charakterze transkrystalicznym wzdłuż iglastych wydzielen węglików. (f) Plastyczna delaminacja osnowy od powierzchni węgla. Widoczne liczne krótkie pęknięcia w wydzieleniach obrazujące różnice w odkształcalności osnowy i węglików. SEM (SE).	88
Rys. 5.40. Powierzchnia przełomu próbki stali X120Mn12 w stanie po izotermicznym wygrzewaniu bezpośrednio po całkowitym pęknięciu. Powierzchnia przełomu w dominującej części ma charakter kruchy, a pęknięcie powstało wzdłuż różnie zorientowanych płaszczyzn łupliwości wynikających z ułożenia iglastych wydzielen węglików $(Fe,Mn)_3C$. SEM (SE).	88

Rys. 5.41. Przełom łupliwy w próbce stali X120Mn12 w stanie po izotermicznym wygrzewaniu. Przełom odznacza się morfologią złożoną z licznych płaszczyzn łupliwości zorientowanych względem się pod różnymi kątami. Widoczne są typowe cechy dla przełomów kruchych takie jak „języczki” (ang. <i>tongues</i>) [T], „wzory delt” (ang. <i>river patterns</i>) [RP], „wzory piór” (ang. <i>feather patterns</i>) [FP]. SEM (SE).	89
Rys. 5.42. Przełom o charakterze transkrystalicznym w obszarze kolonii perlitu w otoczeniu płaszczyzn łupliwości powstałych na granicy węglików w próbce stali X120Mn12 w stanie po izotermicznym wygrzewaniu. Widoczne pęknięcia wtórne oraz „języczki” charakterystyczne dla przełomów o charakterze kruchym. SEM (SE).	89
Rys. 5.43. Sekwencja propagacji pęknięcia w stali X120Mn12 w stanie po ponownym wyżarzaniu reaustenizującym w temperaturze 950°C. (a) Miejsce inicjacji pęknięcia wewnątrz ziarna austenitu po powstaniu licznych linii poślizgu i bliźniaków. (b) Propagacja pęknięcia o charakterze transkrystalicznym. (c-d) Przebieg pęknięcia o charakterze transkrystalicznym oraz przez porowatość występującą w stali. SEM (BSE).	90
Rys. 5.44. Próbką stali X120Mn12 w stanie po ponownym wyżarzaniu reaustenizującym w temperaturze 950°C bezpośrednio po całkowitym pęknięciu. Ścieżka propagacji pęknięcia w dominującej części ma charakter transkrystaliczny. SEM (BSE).	91
Rys. 5.45. Próbką stali X120Mn12 w stanie po ponownym wyżarzaniu reaustenizującym w temperaturze 950°C bezpośrednio po całkowitym pęknięciu. (a) Pozostałość jamy skurczowej, przez którą propagowało pęknięcie. Widoczne silnie zdeformowane ziarna PSN, przez które transkrystalicznie propagowało pęknięcie. (b) Widoczne silnie zdeformowane ziarna PSN z licznymi pasmami poślizgu w osnowie zdeformowanego ziarna austenitu pierwotnego. SEM (BSE).	91
Rys. 5.46. Powierzchnia przełomu próbki stali X120Mn12 w stanie po ponownym wyżarzaniu reaustenizującym w temperaturze 950°C po całkowitym pęknięciu. Przebieg pęknięcia w dominującym stopniu ma charakter transkrystaliczny. SEM (SE).	92
Rys. 5.47. Przełom o charakterze plastycznym o morfologii złożonej z wydłużonych rowków w próbce stali X120Mn12 w stanie po ponownym wyżarzaniu reaustenizującym w temperaturze 950°C. Rowki mają niejednorodny rozmiar oraz rozmieszczenie. Widoczna jest zmiana kierunku propagacji pęknięcia po przekroczeniu klastra ziaren powstałych po rekrystalizacji PSN. SEM (SE).	92
Rys. 5.48. Wykres ramka-wąsy obrazujący ubytek masy po teście odporności na zużycie ściernie dla różnych wariantów obróbki cieplnej gruboziarnistej stali X120Mn12 wykonany na podstawie testu statystycznego t-Studenta ($p < 0,01$; ANOVA NIR dla $\alpha = 0,05$).	96
Rys. 5.49. Zależność względnej procentowej zmiany odporności na zużycie ściernie w stosunku do stanu dostarczenia w funkcji temperatury przesycania gruboziarnistej stali X120Mn12.	97
Rys. 5.50. Morfologia powierzchni po teście odporności na zużywanie ściernie próbki: (a) w stanie dostarczenia; (b) po izotermicznym wygrzewaniu w 510°C; (c) po reaustenizacji w 950°C; (d) po reaustenizacji w 1000°C. SEM (SE).	98
Rys. 5.51. Morfologia powierzchni po teście odporności na zużywanie ściernie próbki po izotermicznym wygrzewaniu w 510°C. Obrazowanie z wykorzystaniem detektora BSE, częściowo uwidoczniło morfologię mikrostruktury materiału, tj. położenie kolonii drobnopłytkowego perlitu oraz iglaste węgliki. SEM (BSE).	99
Rys. 5.52. Graficzna reprezentacja zmian morfologicznych oraz procesów zachodzących wraz ze wzrostem temperatury ponownego przesycania. Zestawienie morfologii mikrostruktury dla różnych stanów drobnopłytkowej stali X120Mn12: (a) stanu dostarczenia; (b) stanu po izotermicznym wygrzewaniu; (c-l) stanów po różnych wariantach temperaturowych reaustenizacji (650°C – 1100°C). Stan trawiony. LM.	101
Rys. 5.53. Mikrostruktura jednorodnego austenitu drobnopłytkowej stali X120Mn12 po reaustenizacji w 900°C. Widoczny zrekrystalizowany w wyniku mechanizmu PSN obszar mikrostruktury. Stan trawiony. LM.	102
Rys. 5.54. Zmiana wartości twardości drobnopłytkowej stali X120Mn12 po izotermicznym wygrzewaniu w funkcji temperatury przesycania (reaustenizacji).	103
Rys. 5.56. Wykres ramka-wąsy obrazujący ubytek masy po teście odporności na zużycie ściernie dla różnych wariantów obróbki cieplnej drobnopłytkowej stali X120Mn12 wykonany na podstawie testu statystycznego t-Studenta ($p < 0,01$; ANOVA NIR dla $\alpha = 0,05$).	104
Rys. 5.55. Zależność względnej procentowej zmiany odporności na zużycie ściernie w stosunku do stanu dostarczenia w funkcji temperatury przesycania drobnopłytkowej stali X120Mn12.	105

Rys. 5.57. Morfologia powierzchni po teście odporności na zużywanie ściernie próbki: a) w stanie dostarczenia; b) po izotermicznym wygrzewaniu w 510°C; c) po reaustenitizacji w 950°C; d) po reaustenitizacji w 1000°C. SEM (SE).	106
Rys. 5.58. Morfologia powierzchni po teście odporności na zużywanie ściernie próbki po izotermicznym wygrzewaniu w 510°C. Obrazowanie z wykorzystaniem detektora BSE, częściowo uwidoczniło morfologię mikrostruktury materiału, tj. położenie kolonii drobnopłytkowego perlitu oraz iglastych węglików. SEM (BSE).	107
Rys. 6.1. Graficzne podsumowanie najważniejszych wyników badań.	115

Wykaz tabel

Tabela 1.1. Szacowany udział mechanizmów zużycia w rzeczywistym węźle tarcia kruszarki szczękowej [128].....	18
Tabela 2.1. Wyniki pomiarów parametrów geometrycznych kruszarki szczękowej oraz ich procentowa zmiana względem wartości początkowej.	37
Tabela 2.2. Zbiorcze zestawienie przeglądu literatury w kontekście podjętych prac badawczych.	42
Tabela 4.1. Wymagania składu chemicznego oraz własności mechanicznych dla gatunku X120Mn12 ujętych w bazie materiałów „Stahlschlüssel” [195].	45
Tabela 5.1. Wyniki analizy składu chemicznego stali X120Mn12 w stanie dostarczenia.	56
Tabela 5.2. Ilościowe wyniki mikroanalizy powierzchniowej składu pierwiastkowego przedstawionej na Rys. 5.10.....	64
Tabela 5.3. Wyniki pomiarów twardości HRA_0 (w stanie wyjściowym) oraz HRA_u (po odkształceniu powierzchniowym) obrazująca zdolności do lokalnego umocnienia $HRA_{\%}$ stali X120Mn12 w stanie dostarczenia oraz w zależności od zastosowanego wariantu obróbki cieplnej.....	68
Tabela 5.4. Wyniki próby udarności stali X120Mn12 w różnych stanach obróbki cieplnej w temperaturach 20°C i 0°C.	93
Tabela 5.5. Względna odporność na zużycie ścierne gruboziarnistej stali X120Mn12 w stosunku do stanu dostarczenia dla poszczególnych wariantów obróbki cieplnej.	96
Tabela 5.6. Względna odporność na zużycie ścierne drobnoziarnistej stali X120Mn12 w stosunku do stanu dostarczenia dla poszczególnych wariantów obróbki cieplnej.	104

Bibliografia

- [1] Okechukwu C., Dahunsi O.A., Oke P.K., Oladele I.O., Dauda M., Address P. (2017). „Prominence of Hadfield Steel in Mining and Minerals Industries: A Review.” *International Journal of Engineering Technologies (IJET)*, 3, 83–90.
<https://doi.org/10.19072/IJET.299068>
- [2] Subramanyam D.K., Swansiger A.E., Avery H.S. (1990). „Austenitic Manganese Steels.” W: *Selection of Materials for Service Environments (Source Book Series)*. ASM International, Materials Park, OH, 138–144.
<https://doi.org/10.31399/ASM.HB.V01.A0001045>
- [3] ASM International Handbook Committee (red.) (1990). *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. ASM Handbook, Vol. 1 (10th ed.). ASM International, Materials Park, OH.
<https://doi.org/10.31399/ASM.HB.V01.9781627081610>
- [4] Natarajan C.M., Tanner M.G., Hadfield R.H., Kamal El-Fawakhry M., Salem I., El-Amir A.A.M., Bandanadjaja B., Hidayat E. (2020). „The effect of two-step solution heat treatment on the impact properties of Hadfield austenitic manganese steel.” *Journal of Physics: Conference Series*, 1450, 012125.
<https://doi.org/10.1088/1742-6596/1450/1/012125>
- [5] Olawale J.O., Ibitoye S.A., Shittu M.D. (2013). „Workhardening behaviour and microstructural analysis of failed austenitic manganese steel crusher jaws.” *Materials Research*, 16, 1274–1281.
<https://doi.org/10.1590/S1516-14392013005000144>
- [6] Hadfield R.A. (1884). „Steel.” Patent US303151A.
- [7] Wang Y.N., Yang J., Bao Y.P. (2015). „Effects of Non-metallic Inclusions on Machinability of Free-Cutting Steels Investigated by Nano-Indentation Measurements.” *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 46, 281–292.
<https://doi.org/10.1007/s11661-014-2596-3>
- [8] Temmel C., Karlsson B., Ingesten N.G. (2006). „Fatigue anisotropy in cross-rolled, hardened medium carbon steel resulting from MnS inclusions.” *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 37, 2995–3007.
<https://doi.org/10.1007/s11661-006-0181-0>
- [9] Chang Y., Wang C.Y., Zhao K.M., Dong H., Yan J.W. (2016). „An introduction to medium-Mn steel: Metallurgy, mechanical properties and warm stamping process.” *Materials & Design*, 94, 424–432.
<https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2016.01.048>
- [10] Wang C., Li X., Han S., Zhang L., Chang Y., Cao W., Dong H. (2018). „Warm Stamping Technology of the Medium Manganese Steel.” *Steel Research International*, 89.
<https://doi.org/10.1002/SRIN.201700360>
- [11] Hadfield R.A. (1884). „Steel.” Patent US303151A.
- [12] Tweedale G. (1992). „The metallurgist as entrepreneur: The career of Sir Robert Hadfield.” *Historical Metallurgy*, 26, 19–30.
<https://hmsjournal.org/index.php/home/article/view/511>
- [13] Boyle C. (1916). „Manganese Steel Castings.” Bulletin No. 88, Engineering Experiment Station, University of Illinois, Urbana, IL, USA.
- [14] Hadfield R.A. (1884). „Manufacture of steel.” Patent US303150A.
- [15] Hadfield R.A. (1886). „Self-Hardening Manganese Steel.” Patent US333748A.
- [16] Hadfield R.A. (1896). „Method of Toughening Manganese-Steel Castings.” Patent US572891A.
- [17] Hadfield R.A., Mckenzie A.G. (1899). „Crushing-mill.” Patent US652208A.

- [18] Hadfield R.A. (1903). „Manufacture of manganese-steel rails or shapes.” Patent US791189A.
- [19] Brytan Z., Borek W., Tański T., Brytan Z., Borek W., Tański T. (2017). „Introductory Chapter: Why Austenitic Stainless Steels are Continuously Interesting for Science?” W: *Austenitic Stainless Steels – New Aspects*.
<https://doi.org/10.5772/INTECHOPEN.72062>
- [20] Howe H.M. (1909). „Process of making manganese steel.” Patent US954188A.
- [21] Campbell W., Hall J.H., Howe H.M. (1908). „Manufacture of manganese steel.” Patent US1113539A.
- [22] Hall J.H. (1929). „Method of transforming manganese steel.” Patent US1975746A.
- [23] Dastur Y.N., Leslie W.C. (1981). „Mechanism of Work Hardening in Hadfield Manganese Steel.” *Metallurgical Transactions A*, 12A, 749–759.
<https://doi.org/10.1007/BF02648339>
- [24] Azadi M., Pazuki A.M., Olya M.J. (2018). „The Effect of New Double Solution Heat Treatment on the High Manganese Hadfield Steel Properties.” *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 7, 618–626.
<https://doi.org/10.1007/S13632-018-0471-0>
- [25] Mousavi Anijdan S.H., Sabzi M. (2018). „The Effect of Heat Treatment Process Parameters on Mechanical Properties, Precipitation, Fatigue Life, and Fracture Mode of an Austenitic Mn Hadfield Steel.” *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27, 5246–5253.
<https://doi.org/10.1007/s11665-018-3625-y>
- [26] He Z.M., Jiang Q.C., Fu S.B., Xie J.P. (1987). „Improved work-hardening ability and wear resistance of austenitic manganese steel under non-severe impact-loading conditions.” *Wear*, 120, 305–319.
[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(87\)90024-X](https://doi.org/10.1016/0043-1648(87)90024-X)
- [27] Tsakiris V., Edmonds D.V. (1999). „Martensite and deformation twinning in austenitic steels.” *Materials Science and Engineering: A*, 273–275, 430–436.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00322-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00322-6)
- [28] Karaman I., Sehitoglu H., Beaudoev A.J., Chumlyakov Y.I., Maier H.J., Tomé C.N. (2000). „Modeling the deformation behavior of Hadfield steel single and polycrystals due to twinning and slip.” *Acta Materialia*, 48, 2031–2047.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(00\)00051-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00051-3)
- [29] Sant S.B., Smith R.W. (1987). „A study in the work-hardening behaviour of austenitic manganese steels.” *Journal of Materials Science*, 22, 1808–1814.
<https://doi.org/10.1007/BF01132410>
- [30] Srivastava K., Weygand D., Caillard D., Gumbsch P. (2020). „Repulsion leads to coupled dislocation motion and extended work hardening in bcc metals.” *Nature Communications*, 11.
<https://doi.org/10.1038/S41467-020-18774-1>
- [31] Meiksin J., Rao G. (2021). „Repulsive coupled screw dislocation pairs cause work hardening in bcc metals.” *MRS Bulletin*, 46, 297–297.
<https://doi.org/10.1557/S43577-021-00087-3>
- [32] Xu X.D., Liu P., Tang Z., Hirata A., Song S.X., Nieh T.G., Liaw P.K., Liu C.T., Chen M.W. (2018). „Transmission electron microscopy characterization of dislocation structure in a face-centered cubic high-entropy alloy Al_{0.1}CoCrFeNi.” *Acta Materialia*, 144, 107–115.
<https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2017.10.050>
- [33] Fan Y.H., Wang W.Y., Hao Z.P., Zhan C.Y. (2020). „Work hardening mechanism based on molecular dynamics simulation in cutting Ni–Fe–Cr series of Ni-based alloy.” *Journal of Alloys and Compounds*, 819.
<https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2019.153331>
- [34] Wiedersich H. (2017). „Hardening mechanisms and the theory of deformation.” *JOM*, 16, 425–430.
<https://doi.org/10.1007/BF03398123>

- [35] Raghavan K.S., Sastri A.S., Marcinkowski M.J. (1969). „Nature of work-hardening behavior in Hadfield's manganese steel.” *Metallurgical Society of AIME Transactions*, 245, 1569–1575.
- [36] Otte H.M. (1957). „The formation of stacking faults in austenite and its relation to martensite.” *Acta Metallurgica*, 5, 614–627.
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(57\)90108-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(57)90108-6)
- [37] Sastri S.A., Ray R. (1974). „Mössbauer studies on aging of highly deformed Hadfield's manganese steel.” *Metallurgical and Materials Transactions B*, 5, 1501–1503.
<https://doi.org/10.1007/BF02646637>
- [38] Van den Beukel A. (1975). „Theory of the effect of dynamic strain aging on mechanical properties.” *Physica Status Solidi (a)*, 30, 197–206.
<https://doi.org/10.1002/PSSA.2210300120>
- [39] Kocks U.F. (1985). „Kinetics of solution hardening.” *Metallurgical Transactions A*, 16, 2109–2129.
<https://doi.org/10.1007/BF02670415>
- [40] Owen W.S., Grujicic M. (1998). „Strain aging of austenitic Hadfield manganese steel.” *Acta Materialia*, 47, 111–126.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00347-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00347-4)
- [41] Lakshmi A.A., Rao C.S., Buddi T. (2020). „Fractography analysis and constitutive modeling for dynamic plasticity of austenite stainless steel (ASS 304) at hot-working temperatures.” *W: Modern Manufacturing Processes*, 97–129.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-12-819496-6.00005-1>
- [42] Doherty R.D., Hughes D.A., Humphreys F.J., Jonas J.J., Juul Jensen D., Kassner M.E., King W.E., McNelley T.R., McQueen H.J., Rollett A.D. (1997). „Current issues in recrystallization: a review.” *Materials Science and Engineering: A*, 238, 219–274.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00424-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00424-3)
- [43] Lai H.J., Wan C.M. (1989). „The study of work hardening in Fe-Mn-Al-C alloys.” *Journal of Materials Science*, 24, 2449–2453.
<https://doi.org/10.1007/BF01174510>
- [44] Zuidema B.K., Subramanyam D.K., Leslie W.C. (1987). „Effect of aluminum on the work hardening and wear resistance of hadfield manganese steel.” *Metallurgical Transactions A*, 18, 1629–1639.
<https://doi.org/10.1007/BF02646146>
- [45] Adler P.H., Olson G.B., Owen W.S. (1986). „Strain Hardening of Hadfield Manganese Steel.” *Metallurgical and Materials Transactions A*, 17, 1725–1737.
<https://doi.org/10.1007/BF02817271>
- [46] Inegbenebor A.O., Jones R.D., Ralph B. (1989). „Mechanical properties and strain-induced phase transformations of some high-strength manganese steels.” *Journal of Materials Science*, 24, 3529–3535.
<https://doi.org/10.1007/BF02385735>
- [47] Allain S., Chateau J.P., Bouaziz O., Migot S., Guelton N. (2004). „Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe–Mn–C alloys.” *Materials Science and Engineering: A*, 387–389, 158–162.
<https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2004.01.059>
- [48] Saeed-Akbari A., Schwedt A., Bleck W. (2012). „Low stacking fault energy steels in the context of manganese-rich iron-based alloys.” *Scripta Materialia*, 66, 1024–1029.
<https://doi.org/10.1016/J.SCRIPTAMAT.2011.12.041>
- [49] Ghasri-Khouzani M., McDermid J.R. (2019). „Modeling the Work Hardening Behavior of High-Manganese Steels.” *Journal of Materials Engineering and Performance*, 28, 1591–1600.
<https://doi.org/10.1007/S11665-019-03912-8>
- [50] Bayraktar E., Khalid F.A., Levailant C. (2004). „Deformation and fracture behaviour of high manganese austenitic steel.” *Journal of Materials Processing Technology*, 147, 145–154.
<https://doi.org/10.1016/J.JMATPROTEC.2003.10.007>

- [51] Allende-Seco R., Artigas A., Bruna H., Carvajal L., Monsalve A., Sklate-Boja M.F. (2021). „Hardening by Transformation and Cold Working in a Hadfield Steel Cone Crusher Liner.” *Metals*, 11, 961.
<https://doi.org/10.3390/MET11060961>
- [52] De Cooman B.C. (2017). „High Mn TWIP steel and medium Mn steel.” W: *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*, 317–385.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00011-0>
- [53] Grässel O., Krüger L., Frommeyer G., Meyer L.W. (2000). „High strength Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels development — properties — application.” *International Journal of Plasticity*, 16, 1391–1409.
[https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(00\)00015-2](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(00)00015-2)
- [54] Bordone M., Perez-Ipiña J., Bolmaro R., Artigas A., Monsalve A. (2020). „Mechanical Properties and Microstructural Aspects of Two High-Manganese Steels with TWIP/TRIP Effects: A Comparative Study.” *Metals*, 11(1), 24.
<https://doi.org/10.3390/MET11010024>
- [55] Bordone M., Monsalve A., Perez Ipiña J. (2022). „Fracture toughness of High-Manganese steels with TWIP/TRIP effects.” *Engineering Fracture Mechanics*, 275, 108837.
<https://doi.org/10.1016/J.ENGFRACMECH.2022.108837>
- [56] Ren K., Ryelandt S., Jacques P.J. (2010). „Characterisation of the Portevin-Le Châtelier effect affecting an austenitic TWIP steel based on digital image correlation.” *Materials Science and Engineering: A*, 527, 2969–2977.
<https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2010.01.037>
- [57] Chen L., Kim H.S., Kim S.K., De Cooman B.C. (2007). „Localized Deformation due to Portevin–LeChatelier Effect in 18Mn–0.6C TWIP Austenitic Steel.” *ISIJ International*, 47, 1804–1812.
<https://doi.org/10.2355/ISIJINTERNATIONAL.47.1804>
- [58] Saeed-Akbari A., Imlau J., Prah U., Bleck W. (2009). „Derivation and variation in composition-dependent stacking fault energy maps based on subregular solution model in high-manganese steels.” *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40, 3076–3090.
<https://doi.org/10.1007/S11661-009-0050-8>
- [59] Dini G., Najafizadeh A., Monir-Vaghefi S.M., Ueki R. (2010). „Grain Size Effect on the Martensite Formation in a High-Manganese TWIP Steel by the Rietveld Method.” *Journal of Materials Science & Technology*, 26, 181–186.
[https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(10\)60030-8](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(10)60030-8)
- [60] Dumay A., Chateau J.P., Allain S., Migot S., Bouaziz O. (2008). „Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe–Mn–C steel.” *Materials Science and Engineering: A*, 483–484, 184–187.
<https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2006.12.170>
- [61] Zuidema B.K., Subramanyam D.K., Leslie W.C. (1987). „The effect of aluminum on the work hardening and wear resistance of hadfield manganese steel.” *Metallurgical Transactions A*, 18, 1629–1639.
<https://doi.org/10.1007/BF02646146>
- [62] Abbasi M., Kheirandish S., Kharrazi Y., Hejazi J. (2010). „On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminum alloyed and standard Hadfield steels.” *Wear*, 268, 202–207.
<https://doi.org/10.1016/J.WEAR.2009.07.010>
- [63] Canadinc D., Sehitoglu H., Maier H.J., Niklasch D., Chumlyakov Y.I. (2007). „Orientation evolution in Hadfield steel single crystals under combined slip and twinning.” *International Journal of Solids and Structures*, 44, 34–50.
<https://doi.org/10.1016/J.IJSOLSTR.2006.04.011>
- [64] Astafurova E.G., Tukeev M.S., Chumlyakov Y.I. (2007). „The effect of aluminum alloying on strength properties and deformation mechanisms of the $\langle 123 \rangle$ Hadfield steel single crystals.” *Russian Physics Journal*, 50, 959–963.
<https://doi.org/10.1007/S11182-007-0139-8>

- [65] Xiong R., Peng H., Wang S., Si H., Wen Y. (2015). „Effect of stacking fault energy on work hardening behaviors in Fe–Mn–Si–C high manganese steels by varying silicon and carbon contents.” *Materials & Design*, 85, 707–714.
<https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2015.07.072>
- [66] Ma H., Chen C., Wang L., Xu M., Chang G., Zhang F. (2020). „Effect of Mo Alloying on Wear Behavior of Hadfield Steel.” *Journal of Mechanical Engineering*, 56, 81–90.
<https://doi.org/10.3901/JME.2020.14.081>
- [67] Hamada A.S., Karjalainen L.P., Somani M.C. (2007). „The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-Mn TWIP steels.” *Materials Science and Engineering: A*, 467, 114–124.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.02.074>
- [68] El Fawkhry M.K. (2021). „Modified Hadfield Steel for Castings of High and Low Gouging Applications.” *International Journal of Metalcasting*, 15, 613–624.
<https://doi.org/10.1007/S40962-020-00492-5>
- [69] Jing X., Qing L., Zhen H. (1999). „Observation of medium manganese steel during TEM in-situ tension.” *Journal of Chinese Electron Microscopy Society*, 18, 529–535.
- [70] Stradomski Z. (2010). *Mikrostruktura w zagadnieniach zużycia staliw trudnościeralnych*. Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, Częstochowa. ISBN : 9788371934681
- [71] Najafabadi V.N., Amini K., Alamdarlo M.B. (2014). „Investigating the effect of titanium addition on the wear resistance of Hadfield steel.” *Metallurgical Research & Technology*, 111, 375–382.
<https://doi.org/10.1051/metal/2014044>
- [72] Fernandes P.E.G., Santos L.A. (2020). „Effect of titanium and nitrogen inoculation on the microstructure, mechanical properties and abrasive wear resistance of Hadfield Steels.” *REM – International Engineering Journal*, 73, 77–83.
<https://doi.org/10.1590/0370-44672019730023>
- [73] Srivastava A.K., Das K. (2008). „Microstructure and abrasive wear study of (Ti,W)C-reinforced high-manganese austenitic steel matrix composite.” *Materials Letters*, 62, 3947–3950.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2008.05.049>
- [74] Tęcza G., Zapala R. (2018). „Changes in impact strength and abrasive wear resistance of cast high manganese steel due to the formation of primary titanium carbides.” *Archives of Foundry Engineering*, 18, 119–122.
<https://doi.org/10.24425/118823>
- [75] Tęcza G., Garbacz-Klempka A. (2016). „Microstructure of Cast High-Manganese Steel Containing Titanium.” *Archives of Foundry Engineering*, 16, 163–168.
<https://doi.org/10.1515/afe-2016-0103>
- [76] Efsthathiou C., Sehitoğlu H. (2009). „Strengthening Hadfield steel welds by nitrogen alloying.” *Materials Science and Engineering: A*, 506, 174–179.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.11.057>
- [77] Tęcza G., Głownia J. (2015). „Resistance to Abrasive Wear and Volume Fraction of Carbides in Cast High-manganese Austenitic Steel with Composite Structure.” *Archives of Foundry Engineering*, 15, 129–133.
<https://doi.org/10.1515/afe-2015-0092>
- [78] Shih C.H., Averbach B.L., Cohen M. (1955). *Work Hardening and Martensite Formation in Austenitic Manganese Alloys*. Wright Air Development Center, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, USA.
- [79] Kalandyk B., Tęcza G., Zapala R., Sobula S. (2015). „Cast High-Manganese Steel – the Effect of Microstructure on Abrasive Wear Behaviour in Miller Test.” *Archives of Foundry Engineering*, 15, 35–38.
<https://doi.org/10.1515/AFE-2015-0033>
- [80] Gürol U., Can K. (2020). „Effect of carbon and manganese content on the microstructure and mechanical properties of high manganese austenitic steel.” *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*, 56, 171–182.

<https://doi.org/10.2298/JMMB191111009G>

- [81] Bandanadjaja B., Hidayat E. (2020). „The effect of two-step solution heat treatment on the impact properties of Hadfield austenitic manganese steel.” *Journal of Physics: Conference Series*, 1450, 012125.
<https://doi.org/10.1088/1742-6596/1450/1/012125>
- [82] Mishra S., Dalai R. (2021). „A comparative study on the different heat-treatment techniques applied to high manganese steel.” *Materials Today: Proceedings*, 44, 2517–2520.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.602>
- [83] Ayadi S., Hadji A. (2021). „Effect of Chemical Composition and Heat Treatments on the Microstructure and Wear Behavior of Manganese Steel.” *International Journal of Metalcasting*, 15, 510–519.
<https://doi.org/10.1007/s40962-020-00479-2>
- [84] Subramanyam D.K., Swansiger A.E., Avery H.S. (1990). „Austenitic Manganese Steels.” *W: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*, ASM International, 822–840.
<https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.a0001045>
- [85] Venturelli B.N., Albertin E., De Farias Azevedo C.R. (2018). „The effect of the austenite grain refinement on the tensile and impact properties of cast Hadfield steel.” *Materials Research*, 21, e20180069.
<https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2018-0069>
- [86] Feng X.Y., Zhang F.C., Yang Z.N., Zhang M. (2013). „Wear behaviour of nanocrystallised Hadfield steel.” *Wear*, 305, 299–304.
<https://doi.org/10.1016/J.WEAR.2012.11.038>
- [87] Zhang F.C., Yang Z.N., Qian L.H., Liu F.C., Lv B., Zhang M. (2011). „High speed pounding: A novel technique for the preparation of a thick surface layer with a hardness gradient distribution on Hadfield steel.” *Scripta Materialia*, 64, 560–563.
<https://doi.org/10.1016/J.SCRIPTAMAT.2010.11.043>
- [88] Yan W., Fang L., Zheng Z., Sun K., Xu Y. (2008). „Effect of surface nanocrystallization on abrasive wear properties in Hadfield steel.” *Tribology International*, 41, 809–814.
<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2008.08.012>
- [89] Tang L., Wang L., Wang M., Liu H., Kabra S., Chiu Y., Cai B. (2020). „Synergistic deformation pathways in a TWIP steel at cryogenic temperatures: In situ neutron diffraction.” *Acta Materialia*, 200, 943–958.
<https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2020.09.075>
- [90] Ren J.K., Chen Q.Y., Chen J., Liu Z.Y. (2021). „Role of vanadium additions on tensile and cryogenic-temperature charpy impact properties in hot-rolled high-Mn austenitic steels.” *Materials Science and Engineering: A*, 811, 141063.
<https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2021.141063>
- [91] Wang K., Jin X., Zhang Y., Liaw P.K., Qiao J. (2021). „Dynamic tensile mechanisms and constitutive relationship in CrFeNi medium entropy alloys at room and cryogenic temperatures.” *Physical Review Materials*, 5, 113608.
<https://doi.org/10.1103/PHYSREVMATERIALS.5.113608>
- [92] Liu Z., Gao X., Xiong M., Li P., Rao D., Misra R.D.K. (2021). „Recrystallization Behavior and Microstructure Evolution in High-Manganese Austenitic Steel.” *Steel Research International*, 92.
<https://doi.org/10.1002/SRIN.202100029>
- [93] Chen C., Wang J., Jiao J., Bai F., Zheng G. (2023). „A Review of Influencing Factors of Damping Properties of High Manganese Steel.” *Journal of Materials Science and Chemical Engineering*, 11, 52–64.
<https://doi.org/10.4236/MSCE.2023.113005>
- [94] Park G., Jeong S., Lee C. (2021). „Fusion Weldabilities of Advanced High Manganese Steels: A Review.” *Metals and Materials International*, 27, 2046–2058.
<https://doi.org/10.1007/S12540-020-00706-9>

- [95] Kumar A. (2019). „Multiscale study of microstructural evolution and damage in rail steels.” Doctoral thesis. Delft University of Technology.
<https://doi.org/10.4233/UUID:00F46CDA-0B41-48A1-A7C4-F050C13D90FB>
- [96] Harzallah R., Mouftiez A., Hariri S., Felder E., Maujean J.P. (2012). „Impact and Sliding Wear Resistance of Hadfield and Rail Steel.” *Applied Mechanics and Materials*, 146, 112–123.
<https://doi.org/10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/AMM.146.112>
- [97] Machado P.C., Pereira J.I., Penagos J.J., Yonamine T., Sinatora A. (2017). „The effect of in-service work hardening and crystallographic orientation on the micro-scratch wear of Hadfield steel.” *Wear*, 376–377, 1064–1073.
<https://doi.org/10.1016/J.WEAR.2016.12.057>
- [98] Harzallah R., Mouftiez A., Felder E., Hariri S., Maujean J.P. (2010). „Rolling contact fatigue of Hadfield steel X120Mn12.” *Wear*, 269, 647–654.
<https://doi.org/10.1016/J.WEAR.2010.07.001>
- [99] Lencina R., Caletti C., Brunelli K., Micone R. (2015). „Assessing Wear Performance of Two High-carbon Hadfield Steels Through Field Tests in the Mining Industry.” *Procedia Materials Science*, 9, 358–366.
<https://doi.org/10.1016/J.MSPRO.2015.05.005>
- [100] Makhoulf A.S.H., Aliofkhazraei M. (2015). *Handbook of Materials Failure Analysis: With Case Studies from the Construction Industries*. 1st ed. Butterworth-Heinemann (Elsevier), Oxford, UK. ISBN 978-0-12-801772-2.
- [101] Goodrich G.M., Gundlach R.B., Tuttle R.B., White C.V. (2021). „Failures Related to Castings.” *W: Analysis and Prevention of Component and Equipment Failures*, 177–222.
<https://doi.org/10.31399/ASM.HB.V11A.A0006831>
- [102] Olawale J.O., Ibitoye S.A., Shittu M.D., Popoola A.P.I. (2011). „A Study of Premature Failure of Crusher Jaws.” *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 11, 705–709.
<https://doi.org/10.1007/S11668-011-9511-7>
- [103] Olawale J.O., Ibitoye S.A. (2018). „Failure analysis of a crusher jaw.” *W: Handbook of Materials Failure Analysis*, 187–207.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-08-101928-3.00010-0>
- [104] Mendez J., Ghoreshy M., Mackay W.B.F., Smith T.J.N., Smith R.W. (2004). „Weldability of austenitic manganese steel.” *Journal of Materials Processing Technology*, 153–154, 596–602.
<https://doi.org/10.1016/J.JMATPROTEC.2004.04.033>
- [105] Chojcecki A., Telejko I. (2009). „Cracks in high-manganese cast steel.” *Archives of Foundry Engineering*, 9, 17–22.
- [106] Garmeh B., Kasiri-Asgarani M., Amini K., Ghayour H. (2020). „Analysis of Hadfield scrap shredder hammer fracture and replacing it with carbide-free nano-bainitic steel.” *Engineering Failure Analysis*, 109, 104230.
<https://doi.org/10.1016/J.ENGFAILANAL.2019.104230>
- [107] Zhang Z., Ren T., Cheng J. (2022). „Constant Wear Criterion for Optimization of the Crushing Chamber of Cone Crushers.” *Minerals*, 12, 807.
<https://doi.org/10.3390/MIN12070807>
- [108] Pintaude G., Bartalini N. (São Paulo). (2018). „Revisiting gouging abrasion test for jaw crushers.” *REM – International Engineering Journal*, 71, 111–115.
<https://doi.org/10.1590/0370-44672017710060>
- [109] Jiang J., Xie Y., Qian W., Hall R. (2018). „Important factors affecting the gouging abrasion resistance of materials.” *Minerals Engineering*, 128, 238–246.
<https://doi.org/10.1016/J.MINENG.2018.09.001>
- [110] Chen Y., Zhang G., Zhang R., Gupta T., Katayama A. (2020). „Finite Element Study on the Wear Performance of Movable Jaw Plates of Jaw Crushers after a Symmetrical Laser Cladding Path.” *Symmetry*, 12, 1126.
<https://doi.org/10.3390/SYM12071126>

- [111] Deepak B.B.V.L., Bahubalendruni M.V.A. Raju (2017). „Numerical analysis for force distribution along the swing jaw plate of a single toggle jaw crusher.” *World Journal of Engineering*, 14, 255–260.
<https://doi.org/10.1108/WJE-07-2016-0025>
- [112] Umashankar O., Gowreesh Y.S., Mamatha K.H., Dinesh S.V. (2022). „Effect of crushing mechanism on the shape properties of coarse aggregates.” *Materials Today: Proceedings*, 60, 534–540.
<https://doi.org/10.1016/J.MATPR.2022.01.428>
- [113] Vasilyeva N., Golyshevskaya U., Sniatkova A. (2023). „Modeling and Improving the Efficiency of Crushing Equipment.” *Symmetry*, 15(7).
<https://doi.org/10.3390/sym15071343>
- [114] Yu L.J., Tong X. (2022). „Study on the technical parameters model of the functional components of cone crushers.” *Nonlinear Engineering*, 11, 175–185.
<https://doi.org/10.1515/NLENG-2022-0022>
- [115] Kamani M., Ajalloeian R. (2020). „The effect of rock crusher and rock type on the aggregate shape.” *Construction and Building Materials*, 230.
<https://doi.org/10.1016/J.CONBUILDMAT.2019.117016>
- [116] Haldar S.K. (2018). „Mineral Processing.” W: *Mineral Exploration*, 259–290.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-12-814022-2.00013-7>
- [117] Gupta A., Yan D. (2016). „Jaw Crusher.” *Mineral Processing Design and Operations*, 123–152.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-444-63589-1.00004-6>
- [118] Gupta A., Yan D. (2016). „Gyratory and Cone Crusher.” *Mineral Processing Design and Operations*, 153–168.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-444-63589-1.00005-8>
- [119] Wills B.A., Finch J.A. (2016). „Crushers.” *Wills’ Mineral Processing Technology*, 123–146.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-08-097053-0.00006-6>
- [120] Gupta A., Yan D. (2016). „Roll Crushers.” *Mineral Processing Design and Operations*, 169–188.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-444-63589-1.00006-X>
- [121] Gawenda T. (2013). „The influence of rock raw materials comminution in various crushers and crushing stages on the quality of mineral aggregates.” *Gospodarka Surowcami Mineralnymi-Mineral Resources Management*, 29, 53–65.
<https://doi.org/10.2478/GOSPO-2013-0002>
- [122] ASTM G81-97a: Standard Test Method for Jaw Crusher Gouging Abrasion Test. (2018). ASTM International.
<https://www.astm.org/g0081-97ar18.html> [dostęp: 11.05.2025]
- [123] Lindqvist M., Evertsson C.M. (2003). „Liner wear in jaw crushers.” *Minerals Engineering*, 16, 1–12.
[https://doi.org/10.1016/S0892-6875\(02\)00179-6](https://doi.org/10.1016/S0892-6875(02)00179-6)
- [124] Engel P.A. (1976). „Impact wear of materials.” *Tribology in Practice Series*, 339. ISBN: 978-0444415332
- [125] Lewis R., Dwyer-Joyce R. (2002). „Impact Wear Failures.” W: *Failure Analysis and Prevention*, 965–974.
<https://doi.org/10.31399/ASM.HB.V11.A0003565>
- [126] Patil R.R., Desale P.S. (2015). „Wear in stone crusher plate.” *International Journal of Advance Research and Innovative Ideas in Education*, 1, 204–209.
- [127] Cao J., Rong X., Yang S. (2006). „Jaw plate kinematical analysis for single toggle jaw crusher design.” *IET Conference Publications*, 62–66.
- [128] Gierzyńska-Dolna M. (1983). „Tarcie, zużycie i smarowanie w obróbce plastycznej metali.” *Wydawnictwa Naukowo-Techniczne*. ISBN: 8320404541
- [129] Gahr K.H.Z. (1998). „Wear by hard particles.” *Tribology International*, 31, 587–596.
[https://doi.org/10.1016/S0301-679X\(98\)00079-6](https://doi.org/10.1016/S0301-679X(98)00079-6)

- [130] Hawk J.A., Wilson R.D., Danks D.R., Kiser M.T. (2002). „Abrasive Wear Failures.” W: Failure Analysis and Prevention, 906–921.
<https://doi.org/10.31399/ASM.HB.V11.A0003560>
- [131] Kitsunai H., Kato K., Hokkirigawa K., Inoue H. (1990). „The transitions between microscopic wear modes during repeated sliding friction observed by a scanning electron microscope tribosystem.” Wear, 135, 237–249.
[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(90\)90028-9](https://doi.org/10.1016/0043-1648(90)90028-9)
- [132] Zambrano O.A., Aguilar Y., Valdés J., Rodríguez S.A., Coronado J.J. (2016). „Effect of normal load on abrasive wear resistance and wear micromechanisms in FeMnAlC alloy and other austenitic steels.” Wear, 348–349, 61–68.
<https://doi.org/10.1016/J.WEAR.2015.11.019>
- [133] Childs T.H.C. (1988). „The mapping of metallic sliding wear.” Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, 202, 379–395.
https://doi.org/10.1243/PIME_PROC_1988_202_140_02
- [134] Stachowiak G.W., Batchelor A.W. (2013). Engineering Tribology, 4th Edition. Butterworth-Heinemann.
<https://doi.org/10.1016/C2011-0-07515-4>
- [135] Swick K.J., Stachowiak G.W., Batchelor A.W. (1992). „Mechanism of wear of rotary-percussive drilling bits and the effect of rock type on wear.” Tribology International, 25, 83–88.
[https://doi.org/10.1016/0301-679X\(92\)90125-7](https://doi.org/10.1016/0301-679X(92)90125-7)
- [136] Feng Y., Song R., Pei Z., Li L. (2018). „Microstructural Evolution and Wear Behavior Involving the K-Carbides Precipitation of a Fe-25Mn-6.6Al-1.3C Austenitic Steel.” Materials Science Forum, 941, 668–673.
<https://doi.org/10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/MSF.941.668>
- [137] Pan Z., Dong X., Cao H., Huang Q. (2020). „The Role of Distribution Forms of Fe–Cr–C Cladding Layer in the Impact Abrasive Wear Performance of Hadfield Steel.” Materials, 13, 1818.
<https://doi.org/10.3390/MA13081818>
- [138] Niu L., Xu Y., Wu H. (2011). „Reinforcement of Hadfield steel matrix by oriented high-chromium cast iron bars.” Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 34, 423–429.
<https://doi.org/10.1111/J.1460-2695.2010.01534.X>
- [139] Zhong L., Wu T., Guo S., Li J. (2014). „Microstructure and mechanical properties of (Fe, Cr)7C3-Fe/Hadfield steel composites.” Journal of Composite Materials, 49, 2433–2440.
<https://doi.org/10.1177/0021998314547663>
- [140] Sorokin G.M., Grigor’ev S.P., Golova A.G. (1991). „Nature of impact-abrasive wear of steel.” Strength of Materials, 23, 463–467.
<https://doi.org/10.1007/BF00771977>
- [141] Jian-Min T., Yi-Zhong Z., Tian-Yi S., Hai-Jin D. (1990). „The influence of retained austenite in high chromium cast iron on impact-abrasive wear.” Wear, 135, 217–226.
[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(90\)90026-7](https://doi.org/10.1016/0043-1648(90)90026-7)
- [142] Zhang D., Beeley P.R., Baker A.J. (1994). „The design of an impact abrasion testing machine.” Wear, 173, 59–64.
[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(94\)90257-7](https://doi.org/10.1016/0043-1648(94)90257-7)
- [143] Gates J., Gore G.J. (1995). „Wear of metals: Philosophies and practicalities.” Metals forum. 19. 53-89.
https://www.researchgate.net/publication/280017016_Wear_of_metals_Philosophies_and_practicalities [dostęp: 11.05.2025]
- [144] Gore G.J., Gates J. (2000). „‘Impact-Abrasion’: Has its time come ... and gone?”
https://www.researchgate.net/publication/43488952_Impact-Abrasion_Has_its_time_come_and_gone [dostęp: 11.05.2025]
- [145] Ratia V., Valtonen K., Kemppainen A., Kuokkala V.T. (2013). „High-stress abrasion and impact-abrasion testing of wear resistant steels.” Tribology Online, 8, 152–161.

<https://doi.org/10.2474/TROL.8.152>

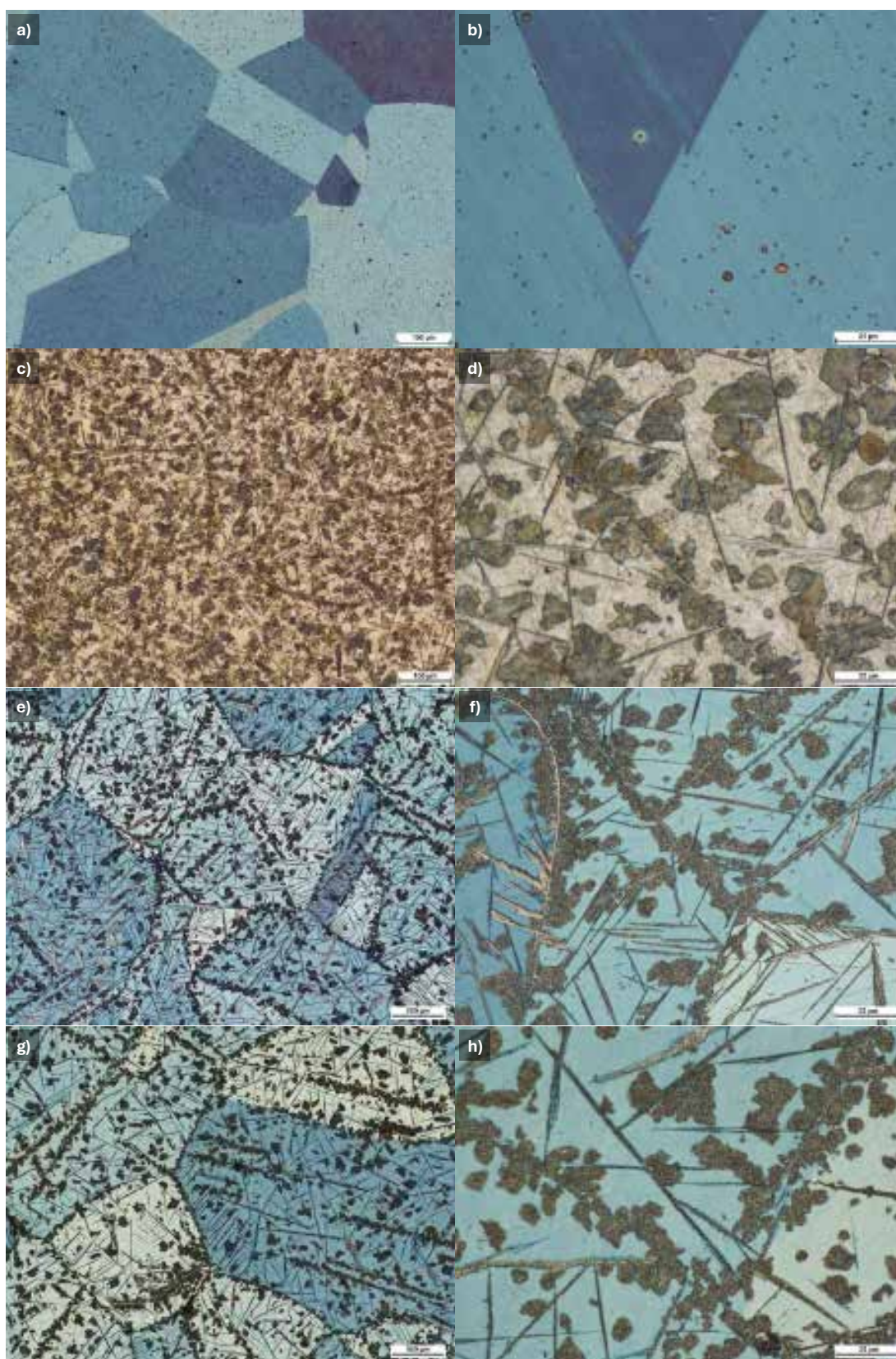
- [146] Gutierrez-Urrutia I., Raabe D. (2011). „Dislocation and twin substructure evolution during strain hardening of an Fe–22 wt.% Mn–0.6 wt.% C TWIP steel observed by electron channeling contrast imaging.” *Acta Materialia*, 59, 6449–6462.
<https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2011.07.009>
- [147] Bouaziz O., Allain S., Scott C.P., Cugy P., Barbier D. (2011). „High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships.” *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 15, 141–168.
<https://doi.org/10.1016/J.COSSMS.2011.04.002>
- [148] Yang H.K., Tian Y.Z., Zhang Z.J., Zhang Z.F. (2018). „Simultaneously improving the strength and ductility of Fe–22Mn–0.6C twinning-induced plasticity steel via nitrogen addition.” *Materials Science and Engineering: A*, 715, 276–280.
<https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2018.01.019>
- [149] Petrov Y.N., Gavriljuk V.G., Berns H., Schmalt F. (2006). „Surface structure of stainless and Hadfield steel after impact wear.” *Wear*, 260, 687–691.
<https://doi.org/10.1016/J.WEAR.2005.04.009>
- [150] Wang Z., Yang Y., Chen C., Li Y., Yang Z., Lv B., Zhang F. (2023). „Effect of Surface Impacting Parameters on Wear Resistance of High Manganese Steel.” *Coatings*, 13, 539.
<https://doi.org/10.3390/COATINGS13030539>
- [151] Tylczak J.H., Hawk J.A., Wilson R.D. (1999). „A comparison of laboratory abrasion and field wear results.” *Wear*, 225–229, 1059–1069.
[https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(99\)00043-5](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(99)00043-5)
- [152] Rollett A., Humphreys F., Rohrer G.S., Hatherly M. (2004). *Recrystallization and Related Annealing Phenomena* (2nd ed.). Elsevier.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-08-044164-1.X5000-2>
- [153] De Cock T., Capdevila C., Caballero F.G., García de Andrés C. (2009). „Global recrystallisation model of low carbon sheet steels with different cementite contents.” *Materials Science and Engineering A*, 519, 9–18.
<https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2009.04.045>
- [154] De Siqueira R.P., Sandim H.R.Z., Raabe D. (2013). „Particle stimulated nucleation in coarse-grained ferritic stainless steel.” *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44, 469–478.
<https://doi.org/10.1007/S11661-012-1408-X>
- [155] Humphreys F.J. (2004). „Nucleation in Recrystallization.” *Materials Science Forum*, 467–470, 107–116.
<https://doi.org/10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/MSF.467-470.107>
- [156] Humphreys F.J. (1977). „The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium.” *Acta Metallurgica*, 25, 1323–1344.
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(77\)90109-2](https://doi.org/10.1016/0001-6160(77)90109-2)
- [157] Lashgari H.R., Zangeneh S. (2020). „Particle-Stimulated Nucleation (PSN) in the Co–28Cr–5Mo–0.3C Alloy.” *Metals*, 10, 671.
<https://doi.org/10.3390/MET10050671>
- [158] Sidor J., Petrov R.H., Kestens L. (2014). „Texture Control in Aluminum Sheets by Conventional and Asymmetric Rolling.” *Comprehensive Materials Processing*, 3, 447–498.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096532-1.00324-1>
- [159] Porter J.R., Humphreys F.J. (1979). „Nucleation of recrystallization at second-phase particles in deformed copper alloys.” *Metal Science*, 13, 83–88.
<https://doi.org/10.1179/MS.1979.13.2.83>
- [160] Liu Q., Yao Z., Godfrey A., Liu W. (2009). „Effect of particles on microstructural evolution during cold rolling of the aluminum alloy AA3104.” *Journal of Alloys and Compounds*, 482, 264–271.
<https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2009.03.183>

- [161] Engler O., Kong X.W., Yang P. (1997). „Influence of particle stimulated nucleation on the recrystallization textures in cold deformed Al-alloys Part I—Experimental observations.” *Scripta Materialia*, 37, 1665–1674.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(97\)00315-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(97)00315-1)
- [162] Ferry M., Humphreys F.J. (1996). „The deformation and recrystallization of particle-containing {011} 〈100〉 aluminium crystals.” *Acta Materialia*, 44, 3089–3103.
[https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00432-7](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00432-7)
- [163] Kobayashi S., Zambaldi C., Raabe D. (2010). „Orientation dependence of local lattice rotations at precipitates: Example of κ -Fe₃AlC carbides in a Fe₃Al-based alloy.” *Acta Materialia*, 58, 6672–6684.
<https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2010.08.030>
- [164] Ferry M., Munroe P. (2004). „Recrystallization kinetics and final grain size in a cold rolled particulate reinforced Al-based MMC.” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 35, 1017–1025.
<https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2004.03.014>
- [165] Ferry M., Munroe P., Crosky A., Chandra T. (1992). „Microstructural development during cold deformation and recrystallisation of 2014 Al–Al₂O₃ particulate composite.” *Materials Science and Technology*, 8, 43–51.
<https://doi.org/10.1179/026708392790169894>
- [166] Lei X., Zhang Y., Sun J., Bachmann F., Yang X., Sanders R.E., Juul Jensen D. (2021). „Particle stimulated nucleation revisited in three dimensions: a laboratory-based multimodal X-ray tomography investigation.” *Materials Research Letters*, 9, 65–70.
<https://doi.org/10.1080/21663831.2020.1822455>
- [167] Knipschildt E.F.F., Zhang Y.B., Yu T., Lei X., Sanders R.E., Jensen D.J. (2022). „Registration of data from a multimodal investigation of particle stimulated nucleation in aluminum.” *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 1249, 012049.
<https://doi.org/10.1088/1757-899X/1249/1/012049>
- [168] Knipschildt E.F.F., Zhang Y.B., Yu T., Lei X., Sanders R.E., Jensen D.J. (2023). „Artifacts of particle stimulated nucleation in 2D and 3D—a numerical analysis.” *Journal of Physics: Conference Series*, 2635, 012030.
<https://doi.org/10.1088/1742-6596/2635/1/012030>
- [169] Jiang L., Huang G.J., Godet S., Jonas J.J., Luo A.A. (2005). „Particle-Stimulated Nucleation of Dynamic Recrystallization in AZ31 Alloy at Elevated Temperatures.” *Materials Science Forum*, 488–489, 261–264.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.488-489.261>
- [170] Meng W. (2018). „Particle stimulated nucleation of dynamic recrystallization of ferrite in a low carbon steel.” *Journal of University of Science and Technology Beijing*. 30(9): 993-996.
<https://dx.doi.org/10.13374/j.issn1001-053x.2008.09.005>
- [171] Yu D., Barbaro F.J., Chandra T., Dunne D.P. (1996). „Effect of Large Particles and Fine Precipitates on Recrystallization and Transformation Behaviour of Ti Treated Low Carbon TiO Steel.” *ISIJ International*, 36, 1055–1062.
<https://doi.org/10.2355/ISIJINTERNATIONAL.36.1055>
- [172] Giri S.K., Durgaprasad A., Mehtani H., Kundu S., Samajdar I. (2020). „Origin of Goss (110) 〈001〉 Grains in Hot-Worked Grain-Oriented Steel.” *Metallurgical and Materials Transactions A*, 51, 5268–5284.
<https://doi.org/10.1007/S11661-020-05920-Z/FIGURES/12>
- [173] Li L., Yang W., Sun Z. (2013). „Dynamic recrystallization of ferrite with particle-stimulated nucleation in a low-carbon steel.” *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44, 2060–2069.
<https://doi.org/10.1007/S11661-012-1572-Z>
- [174] Samajdar I., Girault E., Verlinden B., Aernoudt E., Van Humbeeck J. (1998). „Transformations during Intercritical Annealing of a TRIP-assisted Steel.” *ISIJ International*, 38, 998–1006.
<https://doi.org/10.2355/ISIJINTERNATIONAL.38.998>

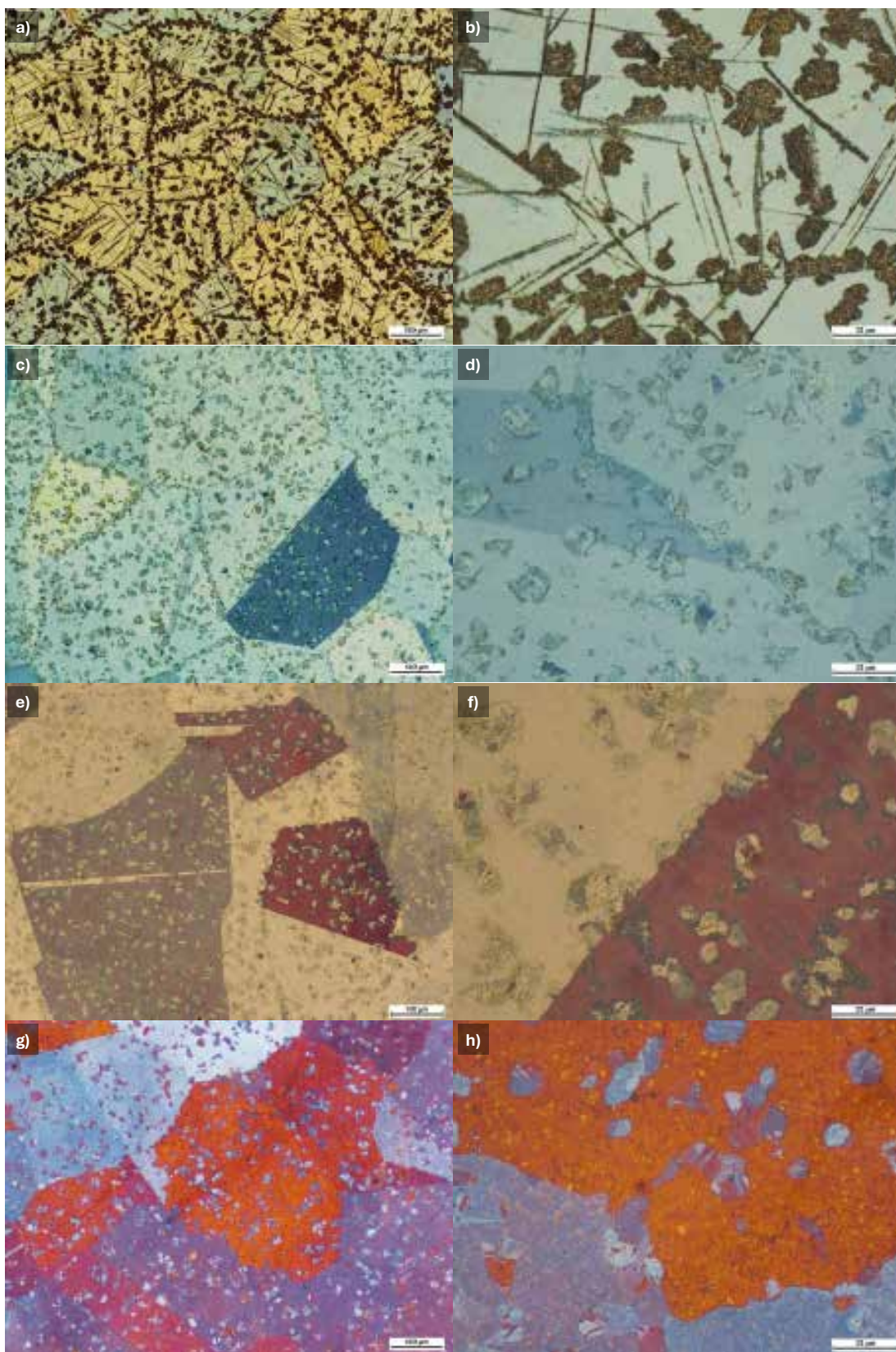
- [175] Gawenda T. (2013). „Możliwości identyfikacji wskaźników technologicznych procesów rozdrabniania w układach produkcji kruszyw mineralnych.” *Górnictwo Odkrywkowe*, 54(5–6), 39–44.
- [176] Zawada J. (1998). „Wstęp do mechaniki procesów kruszenia.” Wydawnictwo Instytut Maszyn Roboczych Ciężkich Politechniki Warszawskiej. ISBN: 83-7204-021-4
- [177] Grygier D. (2020). „Evaluation of the operational wear of the Sandvik cv117 centrifugal crusher.” *Tribologia*, 289, 31–39.
<https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.0837>
- [178] Blaschke Z. i in. (1983). „Górnictwo, część V: Zarys technologii procesów przerobczych.” Wydawnictwo AGH, Kraków. ISBN: 83-02-03541-6
- [179] Bęben A. (2008). „Maszyny i urządzenia do wydobywania kopalin pospolitych bez użycia materiałów wybuchowych.” Wydawnictwo AGH, Kraków. ISBN: 978-83-74641-57-9
- [180] Krauze K. (2021). „Mechanizacja, Automatyzacja i Robotyzacja w Górnictwie.” Wydawnictwo AGH, Kraków. ISBN 978-83-66727-80-9
- [181] Gawenda T. (2010). „Problematyka doboru maszyn kruszących w instalacjach produkcji kruszyw mineralnych.” *Górnictwo i Geoinżynieria*, 34(4), 195–209.
- [182] Koziół W., Kawalec P. (2005). „Wydobycie i produkcja surowców skalnych w Polsce i innych krajach Unii Europejskiej.” *Przegląd Górniczy*, 61(5), 7–13.
- [183] Dziubek M., Rutkowska-Gorczyca M., Dudziński W., Grygier D. (2022). „Investigation into Changes of Microstructure and Abrasive Wear Resistance Occurring in High Manganese Steel X120Mn12 during Isothermal Annealing and Re-Austenitisation Process.” *Materials*, 15, 2622.
<https://doi.org/10.3390/ma15072622>
- [184] Dziubek M., Rutkowska-Gorczyca M., Grygier D. (2023). „Wpływ temperatury przesycania w dwustopniowej obróbce cieplnej stali wysokomanganowej na odporność na zużycie ściernie.” *Tribologia*, 305, 19–29.
<https://doi.org/10.5604/01.3001.0053.9426>
- [185] Albertin E., Sinatora A. (2001). „Effect of carbide fraction and matrix microstructure on the wear of cast iron balls tested in a laboratory ball mill.” *Wear*, 250, 492–501.
[https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(01\)00664-0](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(01)00664-0)
- [186] Kallel M., Zouch F., Antar Z., Bahri A., Elleuch K. (2017). „Hammer premature wear in mineral crushing process.” *Tribology International*, 115, 493–505.
<https://doi.org/10.1016/J.TRIBOINT.2017.06.025>
- [187] Teeri T., Kuokkala V.-T., Siitonen P., Kivikytö-Reponen P., Liimatainen J. (2006). „Impact wear in mineral crushing.” *Proceedings of the Estonian Academy of Sciences. Engineering*, 12, 408–418.
<https://doi.org/10.3176/eng.2006.4.09>
- [188] Varela L.B., Tressia G., Masoumi M., Bortoleto E.M., Regattieri C., Sinatora A. (2021). „Roller crushers in iron mining, how does the degradation of Hadfield steel components occur?” *Engineering Failure Analysis*, 122, 105295.
<https://doi.org/10.1016/J.ENGFAILANAL.2021.105295>
- [189] Vojtěch P., Antonín K., Ondřej Ž., Milan V. (2019). „Analysis of fractured weldment of hadfield steel.” *Manufacturing Technology*, 19, 308–313.
<https://doi.org/10.21062/UJEP/288.2019/A/1213-2489/MT/19/2/308>
- [190] Dziubek M., Grygier D. (2021). „The effect of the wear degree of working elements in a jaw crusher on the operating effectiveness of a two-stage granite grinding system.” *Tribologia*, 295, 7–14.
<https://doi.org/10.5604/01.3001.0015.4894>
- [191] Garmeh B., Kasiri-Asgarani M., Amini K., Ghayour H. (2020). „Analysis of hadfield scrap shredder hammer fracture and replacing it with carbide-free nano-bainitic steel.” *Engineering Failure Analysis*, 109, 104230.
<https://doi.org/10.1016/J.ENGFAILANAL.2019.104230>

- [192] Zambrano O.A., Tressia G., Souza R.M. (2020). „Failure analysis of a crossing rail made of Hadfield steel after severe plastic deformation induced by wheel-rail interaction.” *Engineering Failure Analysis*, 115, 104621.
<https://doi.org/10.1016/J.ENGFAILANAL.2020.104621>
- [193] Lv B., Zhang M., Zhang F.C., Zheng C.L., Feng X.Y., Qian L.H., Qin X.B. (2012). „Micro-mechanism of rolling contact fatigue in Hadfield steel crossing.” *International Journal of Fatigue*, 44, 273–278.
<https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2012.04.010>
- [194] PN-H-83160:1988 Staliwo odporne na ścieranie - Gatunki. (1988). Polski Komitet Normalizacyjny.
<https://sklep.pkn.pl/pn-h-83160-1988p.html> [dostęp: 11.05.2025]
- [195] Stahlschlüssel – Key to Steel (2025).
<https://www.online.stahlschluessel.de> [dostęp: 11.05.2025]
- [196] Vander Voort G.F. (2004). *ASM Metals Handbook, Volume 09: Metallography and Microstructures Handbook*. ASM International, Materials Park, OH. ISBN: 978-0-87170-706-2
- [197] Pearson W.B. (1958). „Tabulated lattice spacings and data of intermediate phases in alloy systems.” W: *A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys*, 131–217. Elsevier.
<https://doi.org/10.1016/B978-1-4832-1318-7.50012-7>
- [198] Pearson W.B. (1958). „Tabulated lattice spacings and data of the elements.” W: *A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys*, 123–130. Elsevier.
<https://doi.org/10.1016/B978-1-4832-1318-7.50011-5>
- [199] Pearson W.B. (1958). „Tabulated lattice spacings and data of borides, carbides, hydrides, nitrides, and binary oxides.” W: *A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys*, 218–246. Elsevier.
<https://doi.org/10.1016/B978-1-4832-1318-7.50013-9>
- [200] Kuyucak S., Zavadil R., Gertsman V. (2004). „Heat-treatment Processing of Austenitic Manganese Steels.” 66th World Foundry Congress, Istanbul.
- [201] Zhang Y., Li Y., Han B., Zhang F., Qian L. (2011). „Microstructural characteristics of Hadfield steel solidified under high pressure.” *High Pressure Research*, 31, 634–639.
<https://doi.org/10.1080/08957959.2011.631920>
- [202] Srivastava A.K., Das K. (2008). „Microstructural characterization of Hadfield austenitic manganese steel.” *Journal of Materials Science*, 43, 5654–5658.
<https://doi.org/10.1007/s10853-008-2759-y>
- [203] Qichuan J., Zhenming H., Yanping C., Jilin. (1989). „Influence of Carbides and Strain-induced Martensite on Wear Resistance of Austenitic Medium Manganese Steels.” *Journal of Materials Sciences and Technology*, 5, 268–272.
- [204] Haakonsen F. (2009). „Optimizing of Stromhard austenitic manganese steel.” Doctoral Thesis. Department of Material Science and Engineering, Norwegian University of Science and Technology, Trondheim.
- [205] Sabzi M., Farzam M. (2019). „Hadfield manganese austenitic steel: a review of manufacturing processes and properties.” *Materials Research Express*, 6, 1065c2.
<https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab3ee3>

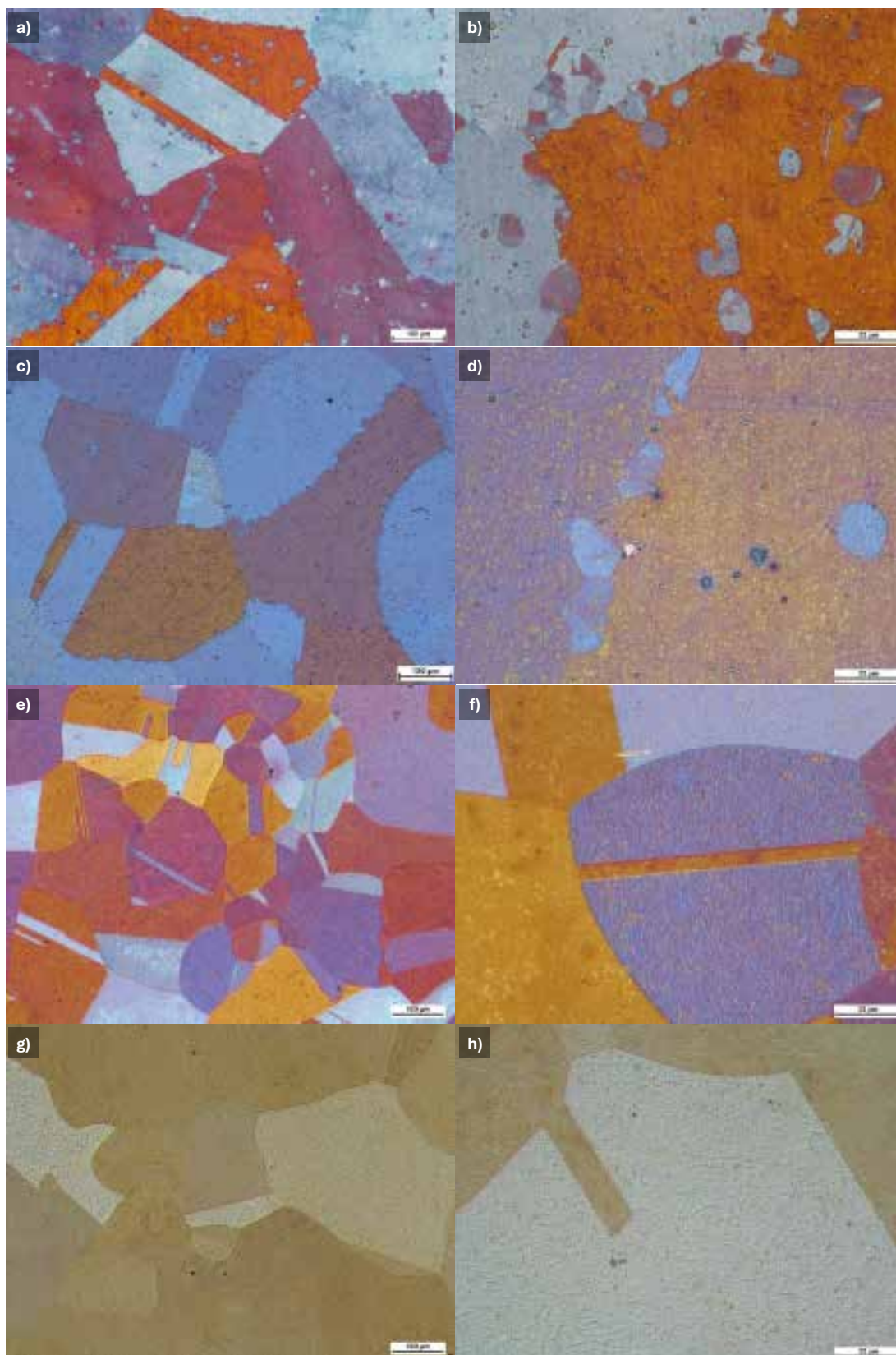
Załącznik A: Uzupełniające obrazy LM gruboziarnistej stali X120Mn12



Rys. A.1 Zestawienie morfologii mikrostruktury dla różnych stanów gruboziarnistej stali X120Mn12: (a)(b) stanie dostarczenia; (c)(d) stanie po izotermicznym wygrzewaniu w 510°C; (e)(f) stanie po reaustenitizacji w 650°C; (g)(h) stanie po reaustenitizacji w 700°C. Stan trawiony (LM).

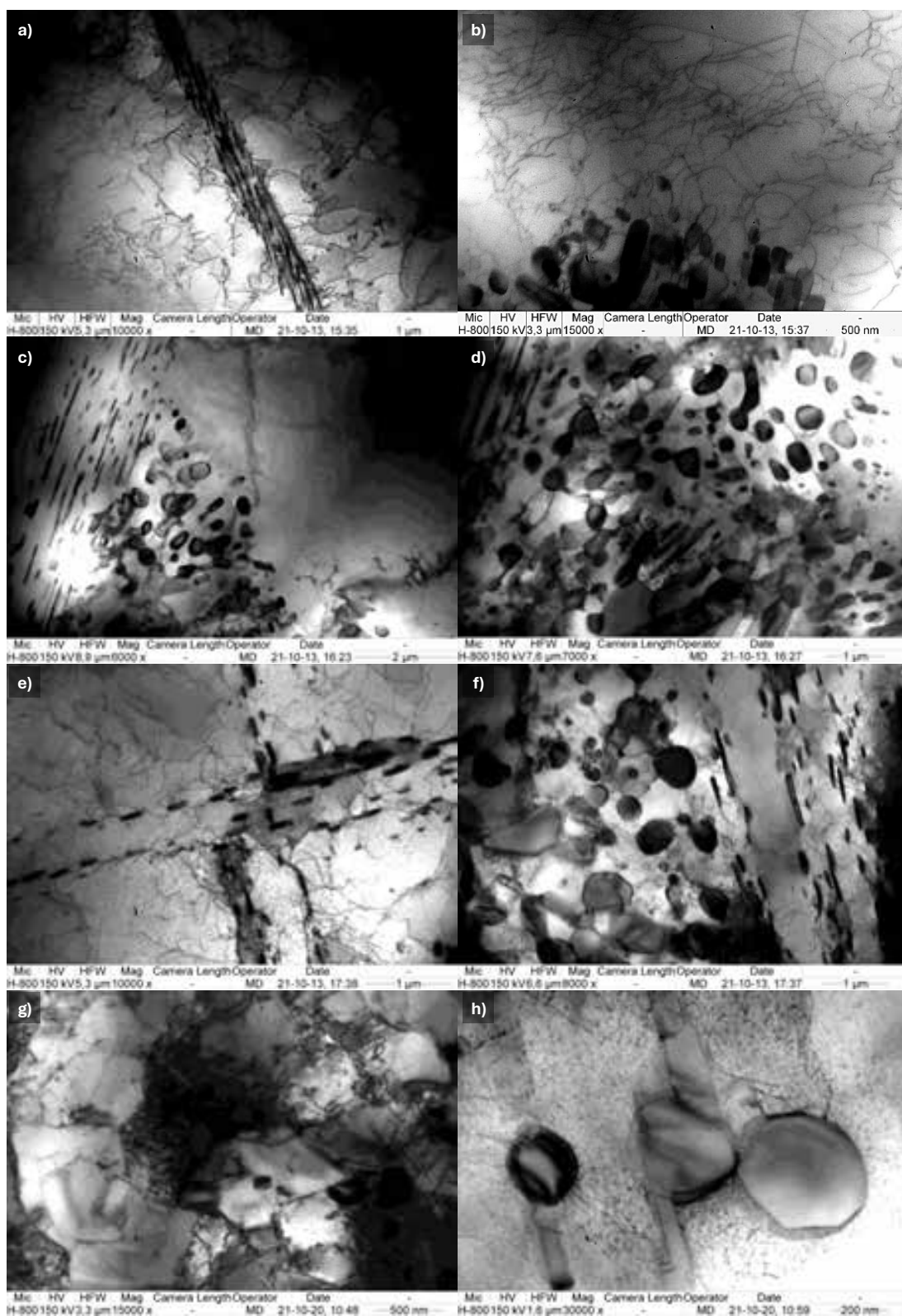


Rys. A.2 Zestawienie morfologii mikrostruktury dla różnych stanów gruboziarnistej stali X120Mn12 po reautenitizacji w: (a)(b) 750°C; (c)(d) 800°C; (e)(f) 850°C; (g)(h) 900°C. Stan trawiony (LM).

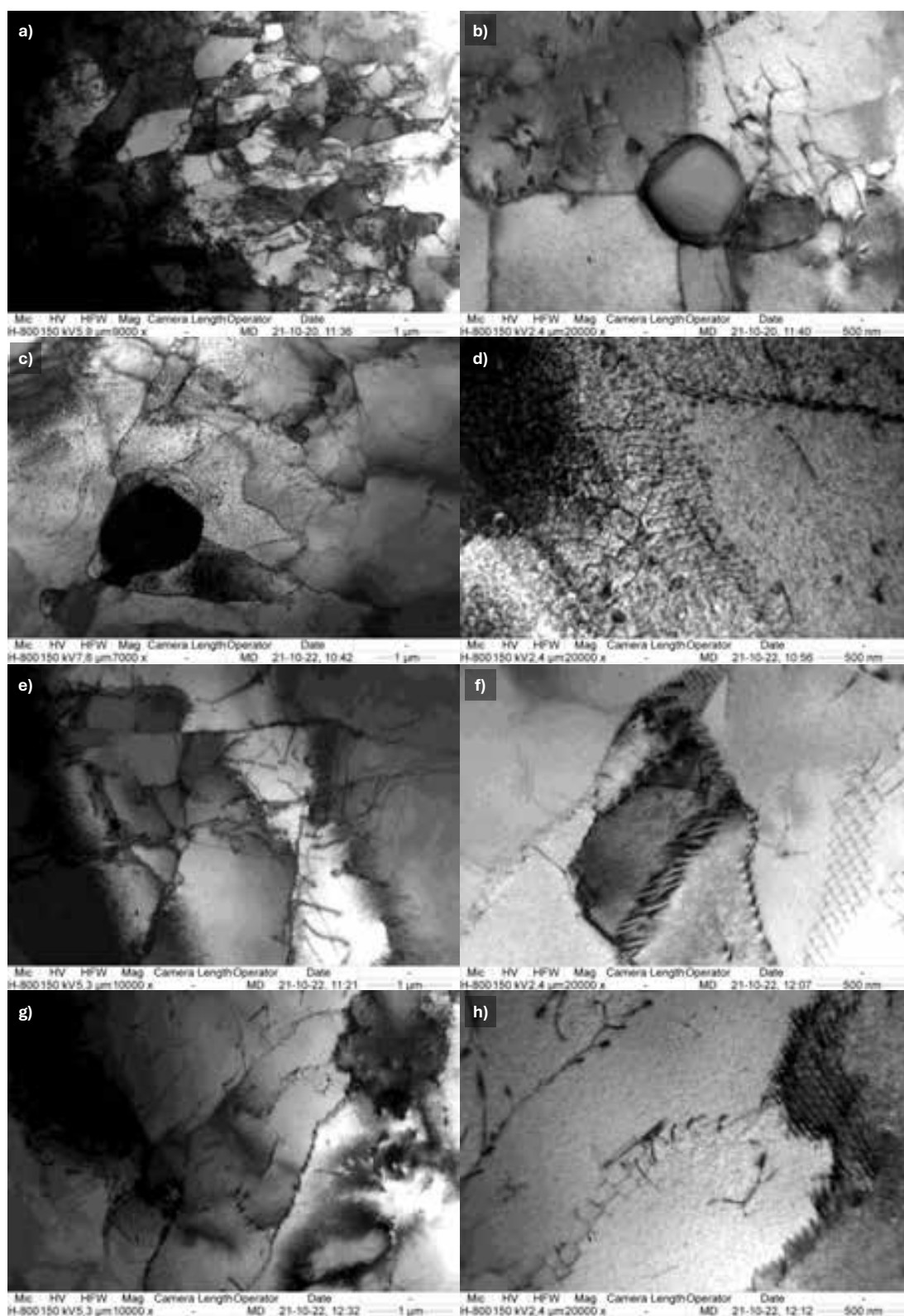


Rys. A.3 Zestawienie morfologii mikrostruktury dla różnych stanów gruboziarnistej stali X120Mn12 po reautenitizacji w: (a)(b) 950°C; (c)(d) 1000°C; (e)(f) 1050°C; (g)(h) 1100°C. Stan trawiony (LM).

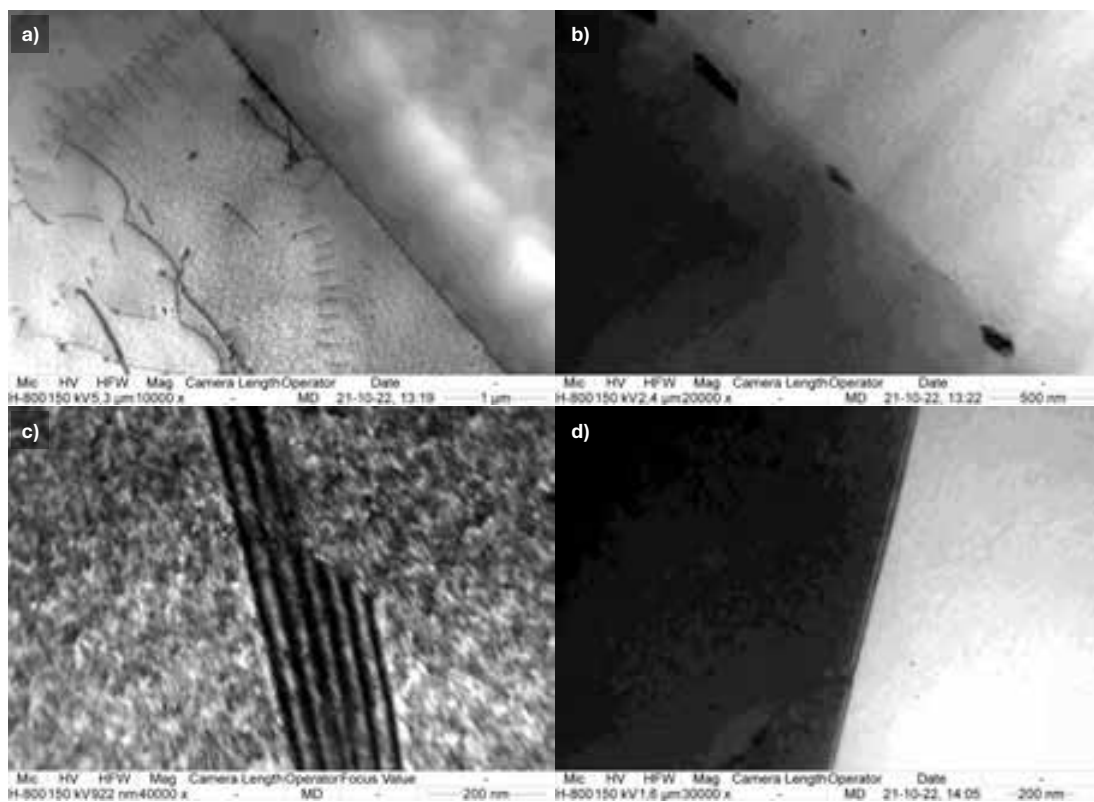
Załącznik B: Uzupełniające obrazy TEM gruboziarnistej stali X120Mn12



Rys. B.1 Zestawienie morfologii mikrostruktury dla różnych stanów gruboziarnistej stali X120Mn12 po reustenitizacji w: (a)(b) 650°C; (c)(d) 700°C ; (e)(f) 750°C; (g)(h) 800°C. TEM (BF).

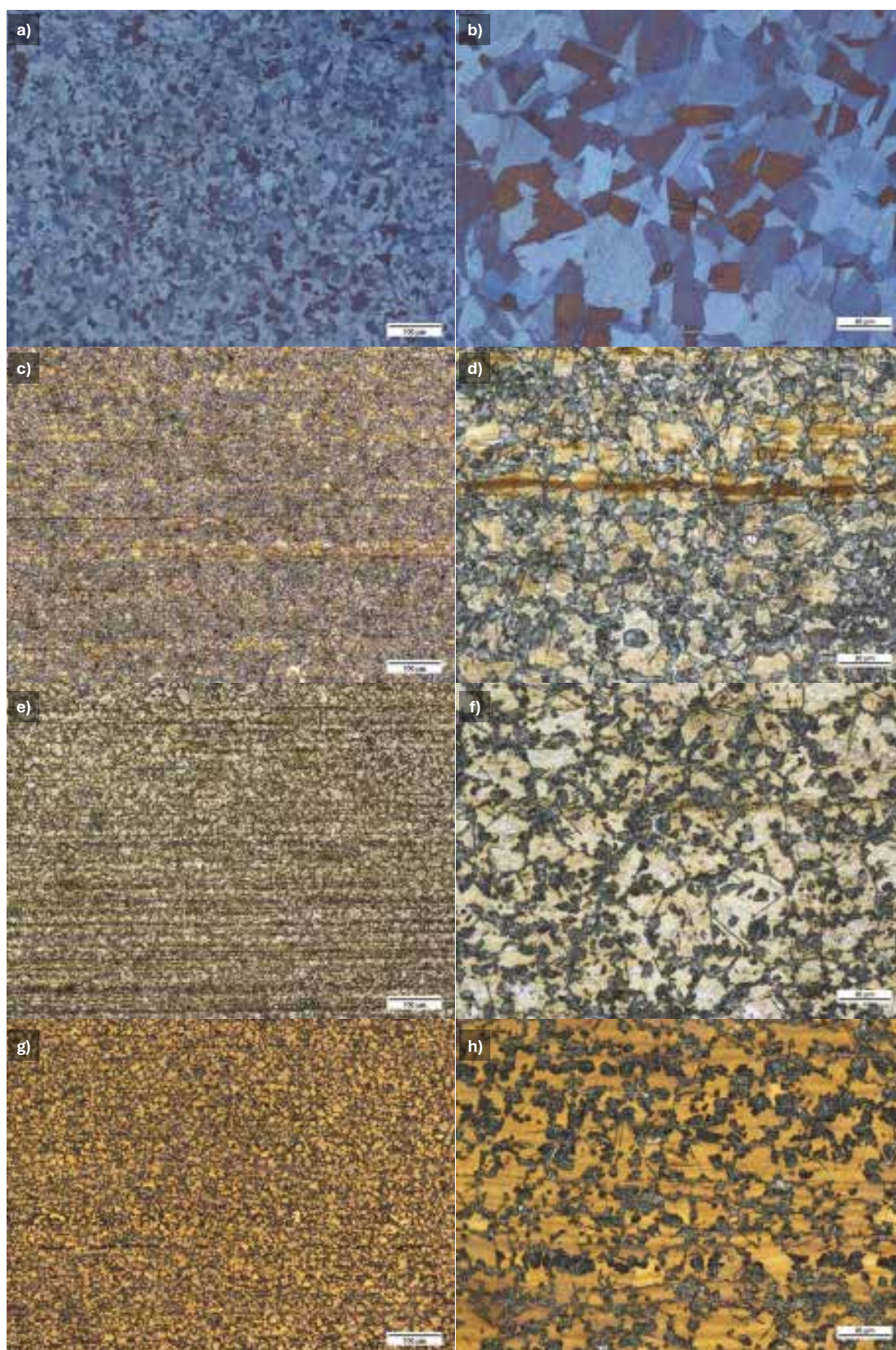


Rys. B.2 Zestawienie morfologii mikrostruktury dla różnych stanów gruboziarnistej stali X120Mn12 po reaustenitizacji w: (a)(b) 850°C; (c)(d) 900°C ; (e)(f) 950°C; (g)(h) 1000°C. TEM (BF).

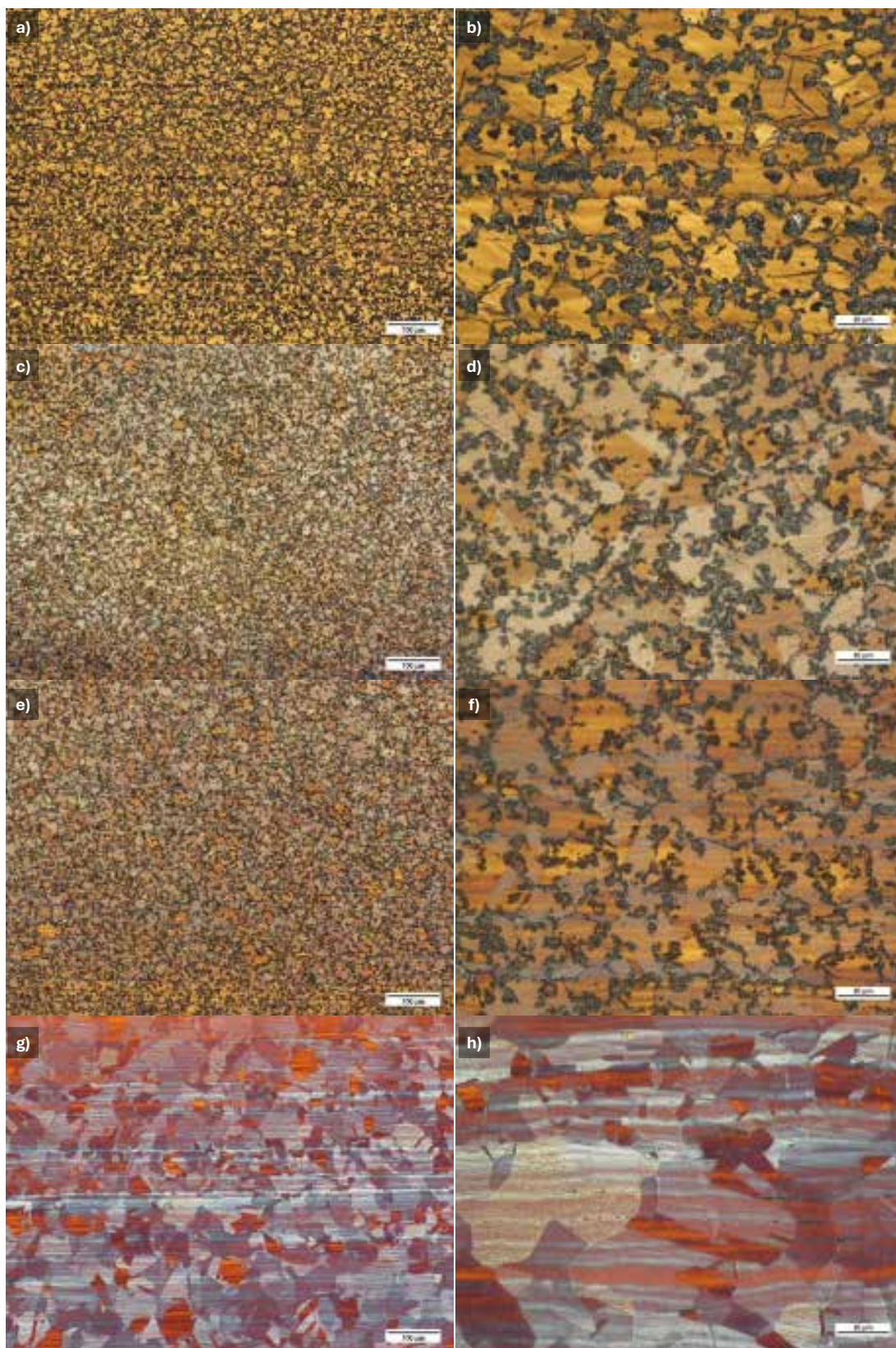


Rys. B.3 Zestawienie morfologii mikrostruktury dla różnych stanów gruboziarnistej stali X120Mn12 po reaustrykturyzacji w: (a)(b) 1050°C; (c)(d) 1100°C. TEM (BF).

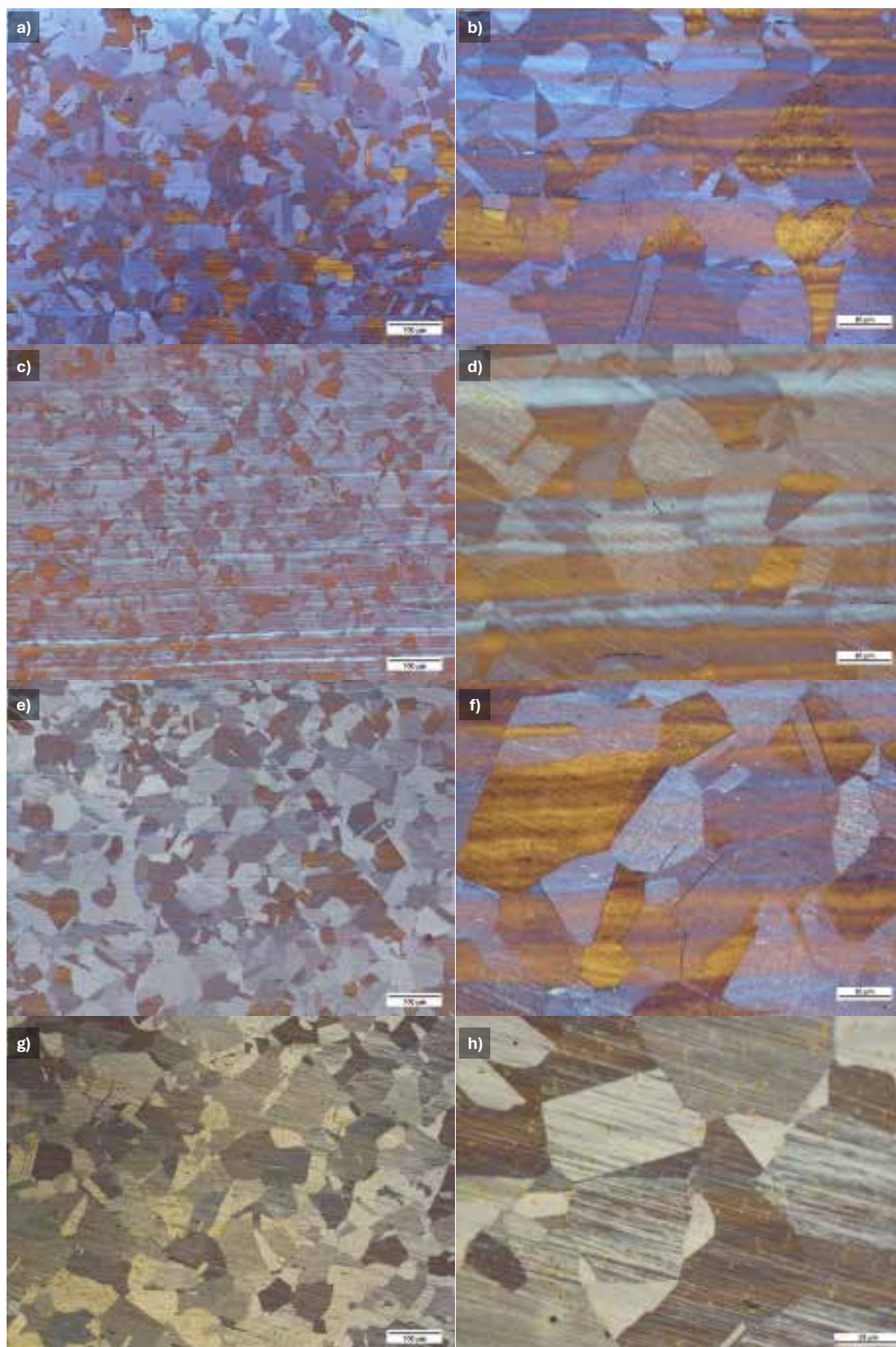
Załącznik C: Uzupełniające obrazy LM drobnoziarnistej stali X120Mn12



Rys. C.1 Zestawienie morfologii mikrostruktury dla różnych stanów drobnoziarnistej stali X120Mn12: (a)(b) stanie dostarczenia; (c)(d) stanie po izotermicznym wygrzewaniu w 510°C; (e)(f) stanie po reautenitizacji w 650°C; (g)(h) stanie po reautenitizacji w 700°C. Stan trawiony (LM).



Rys. C.2 Zestawienie morfologii mikrostruktury dla różnych stanów drobnoziarnistej stali X120Mn12 po reaustenitzacji w: (a)(b) 750°C; (c)(d) 800°C; (e)(f) 850°C; (g)(h) 900°C. Stan trawiony (LM).



Rys. C.3 Zestawienie morfologii mikrostruktury dla różnych stanów drobnoziarnistej stali X120Mn12 po reaustenitzacji w: (a)(b) 950°C; (c)(d) 1000°C; (e)(f) 1050°C; (g)(h) 1100°C. Stan trawiony (LM).