



Politechnika Wrocławska

ROZPRAWA DOKTORSKA

Wpływ obróbki cieplnej stali Hardox i ich połączeń spawanych na odporność na zużywanie ścierne i obciążenia balistyczne

Mgr inż. Martyna Zemlik

Promotor: Dr hab. inż. Dominika Grygier, prof. uczelni
Promotor pomocniczy: Dr inż. Łukasz Konat

Słowa kluczowe: stale
martenzytyczne, obróbka cieplna,
zużywanie ścierne, połączenie
spawane

WROCŁAW 2023

Podziękowania

W tym miejscu chciałabym podziękować wszystkim osobom, które wnieśli swój wkład w powstanie niniejszej pracy oraz nadanie jej ostatecznego kształtu i treści.

Jako pierwszej osobie dziękuję mojemu głównemu promotorowi Dr hab. inż. Dominice Grygier, prof. uczelni, za zainteresowanie tematyką pracy, co pozwoliło mi zgłębić wiedzę i szerzej zrozumieć zagadnienia dotyczące opisywanej tematyki.

Wielkie słowa podziękowania kieruję do mojego promotora pomocniczego Dr. inż. Łukasza Konata za przekazane pełne spektrum wiedzy potrzebnej do stworzenia rozprawy. Dziękuję za zaangażowanie i czas poświęcony w modelowanie treści pracy, za wszystkie inspirujące konsultacje i wnoszone bezcenne uwagi.

Współpracownikom, za pomoc w realizacji pracy oraz wsparcie merytoryczne: Dr inż. Beacie Białobrzskiej, Dr. hab. inż. Krzysztofowi Jamroziakowi, prof. uczelni, prof. Dr. hab. inż. Jerzemu Napiórkowskiemu, inż. Kacprowi Leśnemu, Doc. Grzegorzowi Pękalskiemu oraz Dr. inż. Dariuszowi Pyce.

Szczególnie dziękuję mojej najbliższej rodzinie, na którą zawsze mogę liczyć. Rodzicom za pełne udzielone wsparcie. Siostrze, babci i dziadkowi za przekazywaną wiarę i motywujące słowa. Dziękuję pozostałym członkom rodziny za okazane życzliwe zainteresowanie w całym okresie tworzenia pracy. Przyjaciołom: Agnieszce, Karolinie, Monice, Sandrze, Szymonowi, za okazaną pomoc w chwilach, kiedy jej potrzebowałam.

Spis treści

Wykaz pojęć	7
Streszczenie	9
1. Wprowadzenie	13
1.1. Charakterystyka procesów zużycia tribologicznego.....	13
1.2. Zużywanie ścierny metali i ich stopów	17
1.3. Rodzaje materiałów stosowanych na elementy pracujące w warunkach zużycia ściernego	28
1.3.1. Stale Hardox i Raex	30
1.3.2. Stale XAR	35
1.3.3. Stale z borem TBL	36
1.3.4. Stale Creusabro i Relia.....	37
1.3.5. Stale pancerne.....	40
1.4. Wpływ boru na właściwości stali	45
1.4.1. Aspekty strukturalne i wytrzymałościowe	45
1.4.2. Hartowność stali martenzytycznych.....	47
1.5. Właściwości materiałów odpornych na zużywanie ścierny	50
1.6. Spawalność stali martenzytycznych.....	55
2. Teza, cel i zakres pracy.....	63
2.1. Teza pracy	63
2.2. Cel pracy	63
3. Przedmiot badań.....	65
3.1. Materiał badany	65
3.2. Technologia spawania.....	65
3.3. Zabiegi obróbki cieplnej	67
4. Metodyka badań.....	71
4.1. Badania składu chemicznego.....	71
4.2. Badania z zastosowaniem mikroskopii świetlnej.....	71
4.3. Badania z zastosowaniem mikroskopii elektronowej.....	71
4.4. Ocena wielkości ziarna byłego austenitu.....	71
4.5. Pomiary twardości	72
4.6. Statyczna próba rozciągania	72
4.7. Badania udarności.....	72
4.8. Badania odporności na zużywanie ścierny	72
4.9. Badania balistyczne	75
5. Wyniki badań własnych – część I badania mikrostrukturalne, właściwości wytrzymałościowych oraz odporności na zużywanie ścierny stali Hardox 500, Hardox 600 i Hardox Extreme	77
5.1. Badania składu chemicznego stali Hardox w stanie dostarczenia.....	79

5.2.	Badania mikroskopowe stali Hardox w stanie dostarczenia.....	80
5.3.	Badania odporności na zużywanie ściernie	82
5.3.1.	Badania stali Hardox z wykorzystaniem glebowej masy ścierniej	82
5.3.2.	Wpływ właściwości masy glebowej na odporność na zużywanie ściernie stali Hardox Extreme	87
5.3.3.	Badania stali Hardox z wykorzystaniem luźnego ścierniwa	90
5.4.	Wpływ wielkości ziarna byłego austenitu na wybrane właściwości stali Hardox Extreme... 94	
5.4.1.	Badania składu chemicznego stali Hardox Extreme	94
5.4.2.	Badania mikroskopowe zmian strukturalnych i rozrostu ziarna austenitu	94
5.4.3.	Badania udarności stali Hardox Extreme.....	99
5.4.4.	Badania odporności na zużywanie ściernie w obecności luźnego ścierniwa	101
5.5.	Wpływ temperatury odpuszczania na strukturę i właściwości stali Hardox Extreme	106
5.5.1.	Badania mikroskopowe zmian strukturalnych	106
5.5.2.	Badania poziomu twardości.....	108
5.5.3.	Badania odporności na zużywanie ściernie w obecności luźnego ścierniwa	108
6.	Wyniki badań własnych – część II badania mikrostrukturalne, właściwości wytrzymałościowych oraz odporności na zużywanie ściernie połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme	113
6.1.	Badania składu chemicznego materiału stopiwa stali Hardox 450 i Hardox Extreme	115
6.2.	Badania makroskopowe połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme.....	117
6.3.	Wpływ wielkości ziarna byłego austenitu na właściwości połączeń spawanych stali Hardox 450	118
6.3.1.	Pomiary twardości połączeń spawanych stali Hardox 450	118
6.3.2.	Badania wielkości ziarna byłego austenitu w poszczególnych strefach połączenia spawanego stali Hardox 450.....	119
6.3.2.1.	Badania wielkości ziarna byłego austenitu w strefie materiału rodzimego.....	119
6.3.2.2.	Badania wielkości ziarna byłego austenitu w strefie materiału stopiwa	123
6.3.2.3.	Badania wielkości ziarna byłego austenitu w strefie linii wtopienia	133
6.3.2.4.	Badania wielkości ziarna byłego austenitu w strefie wpływu ciepła.....	136
6.3.2.5.	Podsumowanie wyników badań wielkości ziarna byłego austenitu w poszczególnych strefach połączenia spawanego stali Hardox 450.....	141
6.3.3.	Badania wytrzymałości na rozciąganie R_m i udarności połączeń spawanych stali Hardox 450 w różnych wariantach obróbki cieplnej	143
6.4.	Technologia spawania i obróbki cieplnej połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme.....	146
6.5.	Pomiary twardości połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme.....	146
6.6.	Badania mikroskopowe połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme w stanie bezpośrednio po spawaniu	147
6.7.	Badania mikroskopowe połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme w stanie wyżarzonym normalizująco	155
6.8.	Badania mikroskopowe połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme w stanie obrobionym cieplnie	161
6.8.1.	Badania wielkości ziarna byłego austenitu	166
6.8.2.	Badania wytrzymałości na rozciąganie R_m połączeń spawanych stali Hardox 450	171
6.8.3.	Badania udarności oraz analiza fraktograficzna połączeń spawanych stali Hardox 450	172
6.8.4.	Badania odporności na zużywanie ściernie połączeń spawanych stali Hardox 450	179
6.8.4.1.	Badania odporności na zużywanie ściernie w obecności luźnego ścierniwa	179
6.8.4.2.	Badania odporności na zużywanie ściernie w glebowej masie ścierniej	183
6.9.	Wpływ zabiegów odpuszczania na wybrane właściwości połączeń spawanych stali Hardox Extreme.....	189
6.9.1.	Pomiary twardości połączeń spawanych stali hardox extreme	189

6.9.2.	Badania mikroskopowe połączeń spawanych stali Hardox Extreme w stanie odpuszczonym w temperaturze 250°C	191
6.9.3.	Badania odporności na zużywanie ściernie w obecności luźnego ścierniwa połączeń spawanych stali Hardox Extreme	193
6.10.	Wpływ hartowania izotermicznego na wybrane właściwości połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme.....	198
6.10.1.	Badania wstępne połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme.....	198
6.10.2.	Pomiary twardości hartowanych izotermicznie połączeń spawanych stali Hardox Extreme	199
6.10.3.	Badania mikroskopowe hartowanych izotermicznie połączeń spawanych stali Hardox Extreme	202
6.10.4.	Badania wytrzymałości na rozciąganie R_m hartowanych izotermicznie połączeń spawanych stali Hardox Extreme	202
6.10.5.	Badania udarności hartowanych izotermicznie połączeń spawanych stali Hardox Extreme	205
6.10.6.	Badania odporności na zużywanie ściernie w obecności luźnego ścierniwa hartowanych izotermicznie połączeń spawanych stali Hardox Extreme	207
7.	Wyniki badań własnych – część III badania odporności balistycznej	211
7.1.	Badania odporności balistycznej połączeń spawanych stali Hardox 450 z wykorzystaniem amunicji pośredniej 7,62 × 39 mm.....	213
7.1.1.	Analiza materiałoznawcza pocisku	213
7.1.2.	Badania mikroskopowe blach stali Hardox 450 w stanie bezpośrednio po spawaniu ..	214
7.1.3.	Badania mikroskopowe blach stali Hardox 450 w stanie obrobionym cieplnie	224
7.2.	Badania odporności balistycznej połączeń spawanych stali Hardox 450 z wykorzystaniem amunicji karabinowej 7,62 × 54 mm.....	239
7.2.1.	Analiza materiałoznawcza pocisku	239
7.2.2.	Badania mikroskopowe blach stali Hardox 450 w stanie bezpośrednio po spawaniu ..	240
7.2.3.	Badania mikroskopowe blach stali Hardox 450 w stanie obrobionym cieplnie	250
7.3.	Analiza zarejestrowanych obrazów za pomocą szybkiej kamery	260
8.	Podsumowanie	263
9.	Wnioski.....	269
	Wykaz Tabel	273
	Wykaz Ilustracji.....	277
	Bibliografia.....	303

Wykaz pojęć

A	austenitzowanie (°C)
<i>A</i>	wydłużenie (%)
ASS	(ang.) austenitic stainless steel, (pl.) stal kwasoodporna austenityczna
AWS	(ang.) American Welding Society, (pl.) Amerykańskie Stowarzyszenie Spawalnicze
<i>B_s</i>	temperatura początku przemiany bainitycznej (°C)
CE _T	równoważnik węgla SS-EN 1011-2
CE _V	równoważnik węgla według IIW
CTP	wykres czas-temperatura-przemiana
DSS	(ang.) duplex stainless steel, (pl.) stal nierdzewna dwufazowa
<i>D_p</i>	(ang.) degree of penetration, (pl.) głębokość penetracji ścierniwa
FCAW	spawanie łukowe drutem samoosłonowym
H	hartowanie
HE	stal Hardox Extreme
HIC	(ang.) hydrogen induced cracking, (pl.) pękanie wodorowe
<i>k_b</i>	współczynnik względnej odporności na ścieranie (-)
KCV	udarność, próbka z karbem „V” (J/cm ²)
<i>T_A</i>	temperatura austenitzowania
MAG / GMAW / MCAW	spawanie łukowe w osłonie gazu aktywnego
MMA (SMAW)	spawanie łukowe elektrodą otuloną
<i>M_s</i>	temperatura początku przemiany martenzytycznej (°C)
MS	materiał stopiwa
LHF	(ang.) low hydrogen ferritic, (pl.) ferrytyczne o obniżonej zawartości wodoru
LM	mikroskopia świetlna
LW	linia wtopienia
N	normalizowanie
O	odpuszczanie
Odch. Standard.	odchylenie standardowe
PS	połączenie spawane
<i>R_m</i>	wytrzymałość na statyczne rozciąganie (MPa)
SAW	technika spawania łukiem krytym pod topnikiem
SD	obszar drobnoziarnisty strefy wpływu ciepła
SEM	mikroskopia elektronowa
SG	obszar gruboziarnisty strefy wpływu ciepła
SP	obszar przejściowy (międzykrytyczny) strefy wpływu ciepła
SWC	strefa wpływu ciepła
TIG/GTAW	spawanie łukowe elektrodą wolframową nietopliwą
TRIP	efekt przemiany martenzytycznej w wyniku odkształcenia plastycznego
TWIP	efekt powstania bliźniaków w wyniku odkształcenia plastycznego
Z	przewężenie (%)

Streszczenie

W niniejszej pracy, rozważaniami objęto wpływ przeprowadzonych zabiegów spawalniczych na właściwości mechaniczne, odporność na zużywanie ściernie oraz obciążenia dynamiczne w strefie złącza spawanego oraz materiału rodzimego wysokowytrzymałych stali Hardox. Powyższe tworzywa są stopowane borem, który dodany w ilościach uznawanych dla pozostałych pierwiastków stopowych za znikome (0,002%), gwałtownie podnosi hartowność. Pierwsze badania nad wpływem tego dodatku na właściwości stali pochodzą z lat 30-tych XX wieku, gdy wprowadzony do wytopu stali żelazostop Al-Si-Zr-Ti zawierał pierwiastki stopowe hamujące negatywny wpływ boru na hartowność, uzyskując w efekcie stale bainityczne o wytrzymałość sięgającej 1200 MPa. Następnie, pierwiastek ten zaczął być szeroko wykorzystywany ze względów ekonomicznych, gdy wojny spowodowały ograniczenia w dostępności drogich pierwiastków, takich jak chrom, nikiel i molibden.

Masowa produkcja stali o podwyższonej odporności na zużywanie ściernie rozpoczęła się w latach 50-tych XX wieku. Ówczesnie, japoński koncern hutniczy JFE Steel Corporation wypuścił na rynek stale JFE EVERHARD, które były rekomendowane do wykorzystania na elementy maszyn przemysłu wydobywczego, budowlanego, transportowego, cementowego czy rolniczego. Powyższa grupa stali jest również współcześnie wykorzystywana na nadwozia wywrotek, łyżki koparek, leje zyspowe, haki.

W Europie, produkcja pierwszych stali o podwyższonej odporności na zużywanie ściernie z dodatkiem boru rozpoczęła się w 1970 roku. Szwedzki koncern SSAB-Oxelösund wytworzył wówczas stal Hardox 400, która charakteryzowała się wysoką twardością i wytrzymałością, pomimo niskiej zawartości węgla, na poziomie ok. 0,15%. Należy zaznaczyć, że nie jest to zapewne przypadkowe, ponieważ szwedzka historia przemysłu wydobywczego i hutniczego ma wielowiekowe tradycje. Ze względu na dostępność drewna i bogate złoża rudy żelaza o wyjątkowej czystości, Szwecja już w XVII wieku odpowiadała za około połowę produkcji europejskiej stali. Współcześnie, w ramach przedsięwzięcia HYBRIT, w którym zakłada się zerową emisję śladu węglowego przy produkcji stali ze względu na wykorzystanie energii elektrycznej i wodoru zamiast kopalni, niezbędnych do ogrzania rudy podczas procesów redukcji, Szwecja przoduje w zakresie wykorzystania nowoczesnych technologii niskoemisyjnych w hutnictwie.

Stale Hardox zostały sprowadzone do Polski w 1996 roku, natomiast pierwsza informacja w publikacjach krajowych pochodzi z 2004 roku. W pracy wydanej w 2007 roku, powyższy gatunek tworzyw metalicznych został sklasyfikowany do grupy niskostopowych stali martenzytycznych z borem. Szybko zdobył uznanie i zaczęto go szeroko stosować w przemyśle wydobywczym. Testy eksploatacyjne stali Hardox wykorzystanych na płyty wykładzinowe zsuwni koła czerpakowego koparki KWK-1500s pracującej w kopalni „Turów” potwierdziły ich przewagę nad dotychczas stosowanymi materiałami (w tym stali 18G2A z naniesioną warstwą napoiny Fe-Cr-C). Wśród gatunków o podobnych właściwościach należy wymienić stale Brinar, Raex, Perdur, Creusabro, Relia, Dillidur, Armox.

Łyżki koparek, elementy koła czerpakowego, leje i przesypy są narażone również na pracę w warunkach obciążeń dynamicznych, wobec czego uważa się, że obok wysokiej twardości, dodatkowym kryterium klasyfikacyjnym materiału powinny być jego właściwości plastyczne (A , Z) i udarność. Pozostałe wymagania uwzględniają odporność korozyjną, a także aspekty technologiczne, w tym zadowalającą spawalność. Jednakże, w stalach martenzytycznych stopowanych borem, pomimo deklarowanego zadowalającego współczynnika CEV , po przeprowadzeniu prób spawania zaobserwowano niekorzystne zmiany, które wpływały na znaczne skrócenie trwałości elementów wykonanych

z ww. materiałów. Liczne zmiany mikrostrukturalne, a także w wielu przypadkach nieodpowiednio przeprowadzona obróbka cieplna, skokowo zmniejszyły odporność omawianej grupy stali na zużywanie ściernie i doprowadzały do diametralnego obniżenia ich właściwości mechanicznych oraz użytkowych. Dla przykładu, zamontowane technikami spawalniczymi na czerpaku listwy noża wykonane ze stali Hardox 400 uległy zużyciu w czasie dwukrotnie krótszym niż te wykonane ze stali 18G2A (P355), jednak najintensywniejsze zużycie nastąpiło nie w obszarze materiału rodzimego, ale w szerokiej strefie wpływu ciepła i materiale stopiwa. Na tej podstawie, wychodząc z ogólnie przyjmowanego założenia, iż za odporność stali na procesy zużywania ściernego odpowiadają jej wysokie parametry mechaniczne i plastyczne, można wskazać, że na skutek zmian mikrostrukturalnych powstających w procesie spawania, następuje diametralne obniżenie wszystkich cech użytkowych. Otrzymanie mikrostruktury martenzytycznej, determinującej uzyskanie wysokich właściwości wytrzymałościowych materiału, jest problematyczne bezpośrednio po procesie spawania. Co więcej, w obszarze strefy wpływu ciepła występuje tzw. karb mikrostrukturalny, przejawiający się spadkiem właściwości mechanicznych aż o 50%. W odniesieniu do powyższego, autorka niniejszego opracowania zdecydowała się poddać szerszej analizie możliwości spawania niskostopowych stali martenzytycznych z borem (na przykładzie stali Hardox 450 i Hardox Extreme), przy założeniu uzyskania zbliżonych do materiału rodzimego wskaźników mechanicznych i odporności na zużywanie ściernie w strefie materiału stopiwa i w strefie wpływu ciepła. Rezultaty badań zostały przedstawione w trzech rozdziałach:

1. W pierwszej części badawczej pracy skupiono się na analizie materiałoznawczej wybranych stali Hardox w stanie wyjściowym z huty.
2. W drugiej części badawczej pracy zreferowano wyniki badań nad właściwościami materiału stopiwa, strefy wpływu ciepła oraz strefy materiału rodzimego.
3. W trzeciej części badawczej pracy przedstawiono wyniki testów odporności balistycznej przeciwko amunicji pośredniej 7,62 × 39 mm nb. wz. 43 z poc. PS oraz 7,62 × 54R mm nb. kb. ŁPS połączeń spawanych stali Hardox 450.

W każdym przypadku, przeprowadzone badania materiału rodzimego i złącza spawanego obejmowały identyfikację mikroskopową struktur, badania wielkości ziarna byłego austenitu, wytrzymałości na rozciąganie R_m , udarności i budowy przełomów udarnościowych w funkcji temperatury, odporności na zużywanie ściernie w obecności luźnego ścierniwa i głębokiej masy ścierniej.

Na podstawie uzyskanych rezultatów badań opracowano charakterystyki materiałowe stali Hardox i ich połączeń spawanych w różnych wariantach obróbki cieplnej oraz sformułowano propozycję ich zastosowania na elementy zabudowy balistycznej, które są montowane technikami spawalniczymi. Przedstawiono także rekomendacje odnośnie technologii spawania stali Hardox 450 i Hardox Extreme oraz późniejszej obróbki cieplnej złączy spawanych.

Abstract

In the present study, the effect of the performed welding processes on the mechanical properties, resistance to abrasive wear and dynamic loads in the zone of the welded joint and the base material of high-strength Hardox steels is considered. The above metallic materials are alloyed with boron, which, when added in amounts considered negligible (0.002%) for the other alloying elements, sharply increases hardenability. The first studies on the effect of this additive on steel properties date back to the 1930s, when the Al-Si-Zr-Ti ferroalloy introduced into steel melting contained alloying elements that inhibited the negative effect of boron on hardenability, resulting in obtaining bainitic steels with strengths reaching 1,200 MPa. Subsequently, this element began to be widely used for economic reasons, when wars caused restrictions in the availability of expensive elements, such as chromium, nickel and molybdenum.

Mass production of steels with improved resistance to abrasive wear began in the 1950s. At that time, the Japanese steel mill JFE Steel Corporation released JFE EVERHARD steels, which were recommended for use on machinery components of the mining, construction, transportation, cement or agricultural industries. The above group of steels is also used nowadays for dump truck bodies, excavator buckets, chute hoppers and hooks.

In Europe, production of the first steels with improved abrasion wear resistance with added boron began in 1970. At that time, the Swedish concern SSAB-Oxelösund produced Hardox 400 steel, which was characterized by high hardness and strength, despite its low carbon content of about 0.15%. It should be noted that this is probably not coincidental, as the Swedish history of the mining and metallurgical industry has a centuries-old tradition. Due to the availability of wood and rich deposits of iron ore of exceptional purity, Sweden already accounted for about half of European steel production in the 17th century. Today, as part of the HYBRIT project, which assumes a zero carbon footprint in steel production due to the use of electricity and hydrogen instead of fossils needed to heat the ore during reduction processes, Sweden is leading the way in the use of modern low-carbon technologies in steelmaking.

Hardox steels were imported to Poland in 1996, while the first information in national publications dates back to 2004. It quickly gained recognition and began to be widely used in the mining industry. Exploitation tests of Hardox steels used for the liner plates of the bucket wheel chute of the KWK-1500s excavator working at the Turow mine confirmed their superiority over previously used materials (including 18G2A steel with an applied Fe-Cr-C surfacing layer). Among the grades with similar properties there are Brinar, Raex, Perdur, Creusabro, Relia, Dillidur, Armox steels.

Excavator buckets, bucket wheel components, hoppers and belt conveyors are also exposed to dynamic load conditions, so it is believed that in addition to high hardness, plastic properties (A , Z) and impact strength should be an additional classification criterion for the material. Other requirements take into account corrosion resistance, as well as technological aspects, including satisfactory weldability. However, some unfavorable changes were noticed in martensitic steels supplemented with boron after welding tests, in spite of the manufacturer's declared satisfactory CEV value of the steel, which resulted in a significant reduction of the service life of parts made of these materials. Variable microstructural changes, and in some cases, incorrect heat treatment, distinctly reduced the abrasive wear resistance of these steels and resulted in a radical reduction of their mechanical and functional properties. As an example, a blade made of Hardox 400, mounted on an excavator bucket with the use of welding techniques, was worn out in a time twofold shorter than the one made of 18G2A (P355N) steel. However, the most intensive wear was not observed in the area of the base material, but instead in the broad heat-affected zone and the welding material.

On this basis, starting from the generally accepted assumption that high mechanical and plastic parameters are responsible for the resistance of steel to abrasive wear processes, it can be pointed out that as a result of microstructural changes arising in the welding process, there is a dramatic reduction in all functional characteristics. Obtaining a martensitic microstructure, which determines the achievement of high strength properties of the material, is problematic immediately after the welding process. Moreover, in the area of the heat-affected zone there is a so-called microstructural notch, manifested by a decrease in mechanical properties by as much as 50%. With regard to the above, the author of this paper decided to analyse more extensively the possibility of welding low-alloy martensitic steels with boron (using Hardox 450 and Hardox Extreme as an example), assuming that similar mechanical indices to the base material are obtained in the zone of the alloying material and in the heat-affected zone. The results of the research are presented in three chapters:

1. The first research part of the paper focuses on the material science analysis of selected Hardox steels in the as-delivered state.
2. In the second research part of the work, the results of tests on the properties of the alloying material, the heat-affected zone and the base material zone are reported.
3. In the third research part of the paper, there are presented the results of ballistic resistance tests of Hardox 450 steel welded joints against 7.62×39 mm nb. wz. 43 rifle ammunition with PS bullets and $7.62 \times 54R$ mm nb. kb. LPS machine gun ammunition.

In each case, the tests carried out on the base material and welded joint included microscopic identification of the structures, studies of the grain size of the former austenite, tensile strength R_m , impact strength and fractographic analysis as a function of temperature, resistance to abrasive wear in the presence of loose abrasive and soil abrasive mass.

Based on the results of the study, material characteristics of Hardox steels and their welded joints under different heat treatment variants were developed, and a proposal was formulated for their application to ballistic body components, which are assembled by welding techniques. Recommendations are also made for the welding technology of Hardox 450 and Hardox Extreme steels and the subsequent heat treatment of welded joints.

1. WPROWADZENIE

1.1. CHARAKTERYSTYKA PROCESÓW ZUŻYWANIA TRIBOLOGICZNEGO

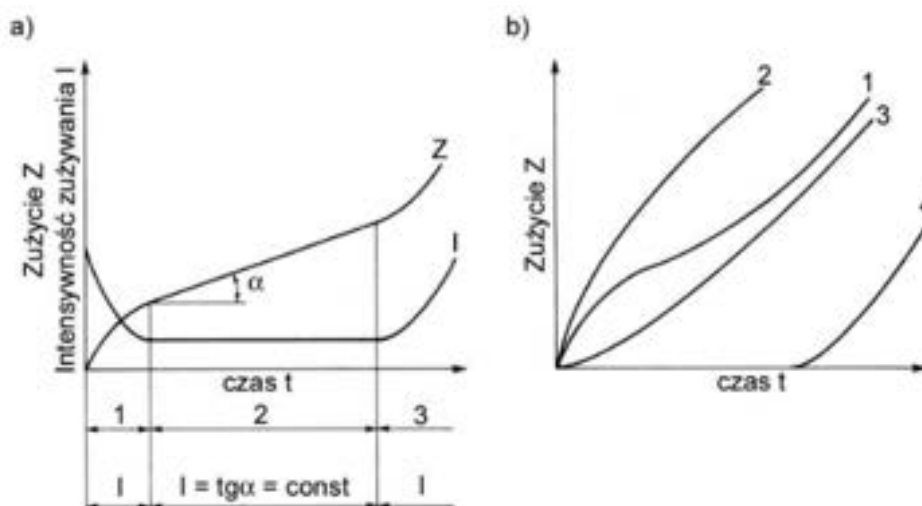
Ciągłość i czas trwania procesu produkcyjnego są zdeterminowane trwałością i niezawodnością elementów maszyn. Ich zużycie powoduje przestoje, a co za tym idzie straty finansowe i niższy dochód przedsiębiorstwa. Wśród przyczyn wymienia się czynniki określone jako tribologiczne i nietribologiczne. Na schemacie (rys. 1) przedstawiono ogólną klasyfikację procesów zużycia, w którym kryterium podziału stanowią kolejno: przyczyny, przebieg oraz skutki [1].



Rys. 1. Klasyfikacja procesów zużycia [1].

Zużycie nietribologiczne jest procesem niezwiązanym z tarciami, które łączy się ze zmianami korozyjnymi spowodowanymi reakcjami chemicznymi i elektrochemicznymi.

Proces zużycia może być również rozpatrywany biorąc pod uwagę kryterium zmian jego intensywności [1]. O zużyciu ustabilizowanym mówi się w sytuacji, w której nasilenie zużycia maszyny lub urządzenia jest stałe (rys. 2a). W przypadku zmienności zachodzących procesów, zużycie wykazuje charakter nieustabilizowany (rys. 2b).



Rys. 2. Przebiegi procesów zużycia [1]: a) ustabilizowany, gdzie: 1 – okres malejącej intensywności zużycia, 2 – okres normalnej eksploatacji, 3 – zużycie awaryjne, b) nieustabilizowany, krzywe 1÷4 – różne przebiegi procesów zużycia.

Okres pierwszy procesów zużycia związany jest ze wstępnym cyklem eksploatacji urządzeń, gdzie współpracujące elementy przechodzą fazę docierania (dopasowywania),

a intensywność zużywania jest malejąca (oznaczenie 1 na rys. 2a). W czasie normalnej pracy układów konstrukcyjnych (okres 2, rys. 2a), nasilenie zużywania jest stałe. Pod jego koniec pojawiają się zaburzenia związane ze zwiększeniem luzów i należy przeprowadzić wówczas działania remontowe – w przeciwnym wypadku dochodzi do zużywania awaryjnego i ostatecznie uszkodzenia tribomechanicznego maszyny (okres 3, rys. 2a). Charakter tych krzywych może się jednak zmieniać zależnie od nadmiernej liczby produktów zużywania, a po okresie wstępnego dopasowania dochodzi wówczas do zużywania niestabilizowanego (krzywa 1 na rys. 2b). Przebiegi krzywych 2 i 3 związane są z umocnieniem warstwy wierzchniej materiału przez zgniot (struktury austenityczne) lub tak zwanym efektem „samoostrzenia się” elementów krawędzi natarcia organów roboczych do prac ziemnych i urabiania gleby. Krzywa 4 (rys. 2b) odzwierciedla zużywanie elementów o wyższej twardości warstwy wierzchniej stali nawęglonych lub azotowanych w porównaniu do ich rdzenia, które w wyniku eksploatacyjnego usunięcia warstwy utwardzonej podlegają zużyciu gwałtownemu [1].

Wśród rodzajów zużywania tribologicznego wyróżnia się zużywanie utleniające, wodorowe, ściernie, zmęczeniowe, odkształceniowe, adhezyjne, ciepłne, fretting [1]. Dodatkowo, w literaturze można spotkać się z problemami zużywania przez łuszczenie (spalling) oraz ze scuffingiem, który wynika z przerwania warstwy oleju pomiędzy współpracującymi elementami [2]. W każdym z powyższych przypadków mówi się o zmianie właściwości warstwy wierzchniej ciała stałego w wyniku zachodzących procesów tarcia. Zużywanie tribologiczne może być mierzone objętościowo, liniowo lub wagowo, jednak najczęściej wykorzystuje się pojęcia intensywności zużywania lub odporności na zużywanie. W celach porównawczych stosuje się również pojęcie zużywania względnego, które jest wielkością bezwymiarową, odniesioną do materiału wzorcowego poddanego testom w tych samych warunkach [1]. Podstawowe miary zużywania wraz z ich charakterystyką zostały zestawione w tabeli 1 [3].

Tabela 1. Podstawowe miary zużywania [3].

Wielkość	Wzór lub oznaczenie	Charakterystyka
Zużywanie (ogólne)	Z	Zmiana grubości warstwy wierzchniej (ubytek, przyrost, odkształcenie)
Głębokość zużywania	h	Grubość warstewki oddzielonej, naniesionej lub odkształconej
Objętość zużywania	$V = lbh = A_n h$	Objętość oddzielonej, naniesionej lub odkształconej warstwy wierzchniej
Masa zużywania	$m = V\rho$	Masa oddzielonej, naniesionej lub odkształconej warstwy wierzchniej
Intensywność zużywania (ogólnie)	$I = \frac{dZ}{d\pi}$	Szybkość zużywania odniesiona do parametru Π^*
Liniowa intensywność zużywania	$I_h = \frac{h}{\pi}$	Szybkość zużywania mierzona grubością zużytego materiału odniesiona do parametru Π^*
Objętościowa intensywność zużywania	$I_V = \frac{v}{\pi}$	Szybkość zużywania mierzona objętością zużytego materiału odniesiona do parametru Π^*
Odporność na zużywanie	$\frac{1}{Z}$ lub $\frac{1}{I}$	Czas, droga lub praca potrzebne na jednostkę zużywania

Wielkość	Wzór lub oznaczenie	Charakterystyka
Zużywanie względne	$z = \frac{v}{v_w} = \frac{h}{h_w}$	Porównanie zużycia danego materiału z zużyciem materiału wzorcowego (w tych samych warunkach tarcia)
$\Pi^* = f$ (czas tarcia, droga tarcia, praca tarcia, itp.)		

Oprócz przedstawionych w tabeli 1 podstawowych miar zużycia, do modelowania i prognozowania trwałości węzłów konstrukcyjnych stosuje się również modele matematyczne, które pozwalają na teoretyczne określenie wartości zużycia. Najpowszechniej stosowanym jest opracowany w 1956 roku wzór Archarda, służący do opisu zużycia podczas tarcia ślizgowego [4]. Większość prowadzonych współcześnie badań koncentruje się na rozwinięciu lub udoskonaleniu tego modelu. Definiuje się go jako iloraz iloczynu współczynnika k , drogi tarcia i wielkości obciążenia do twardości (1). Pomimo że jest on zgodny z ogólnym stanem wiedzy, to można wskazać na jego pewne ograniczenia – nieuwzględnione zostają chociażby inne właściwości materiału niż twardość, a także zakłada się liniowość między objętością ubytku masowego a przyłożonym obciążeniem, która obowiązuje tylko w ograniczonych zakresach. Nie rozważa się również wpływu prędkości, smarowania, nacisku, rodzaju ścierniwa. Według badań przeprowadzonych w [5], wykorzystanie modelu Archarda może służyć do przewidywania wielkości zużycia również podczas ścierania, jednak należy wykazać się w tym wypadku pewną dozą ostrożności ze względu na zdecydowany wpływ środowiska na trwałość i zużycie części.

$$W_V = \frac{k \times F_N \times S}{H} \quad (1)$$

Gdzie:

W_V – objętość ubytej masy (m^3);

k – współczynnik zużycia;

F_N – obciążenie (N);

S – droga tarcia (m);

H – twardość (N/mm^2).

Bezwymiarowy współczynnik k jest wielkością charakterystyczną dla poszczególnych rodzajów materiałów, którą wyznacza się eksperymentalnie. Teoretycznie jest to wartość stała, mieszcząca się w przedziale 7×10^{-3} do 7×10^{-6} (dla stali narzędziowej i węglowej jest to odpowiednio $1,3 \times 10^{-4}$ oraz 7×10^{-3}) [6]. Zgodnie z rys. 3, wartość współczynnika zużycia k może być znacznie większa w zużyciu ściernym lub erozyjnym w porównaniu ze zużyciem ślizgowym niesmarowanym. Takie podejście może stanowić jednak jedynie zgrubne oszacowanie wartości współczynnika ze względu na dużą zmienność składowych występujących w danym układzie tribologicznym (niestabilne warunki pracy czy modyfikacja właściwości warstw wierzchnich elementów pozostających w kontakcie), co może spowodować wzrost tej wielkości o kilka rzędów.



Rys. 3. Wartości współczynnika zużywania k w funkcji rodzaju zużywania w warunkach tarcia suchego [7].

Przemysł wydobywczy jest szczególnie narażony na straty związane z procesami zużywania, które są nierozwalną częścią takich operacji przemysłowych jak wydobywanie, urabianie, załadunek, transport (tabela 2). Elementy pozostające w bezpośrednim kontakcie z urobkiem, w tym łyżki i kosze czerpaków, leje zsypanne, przesypy, zsuwnice, przenośniki czy wykładziny, muszą być wykonane z materiałów odpornych na jego niszczące oddziaływanie. Szacuje się, że 60% strat w górnictwie jest efektem zużycia ściernego krytycznych części [8]. Podczas doboru materiału na element inżynierski, taki stan rzeczy wymusza uwzględnienie właściwości, które gwarantują wysoką trwałość i jednocześnie zapewniają niską energochłonność konstrukcji narażonej na złożone czynniki zużywania tribologicznego.

Tabela 2. Narażenia na tribologiczne mechanizmy zużywania podczas różnych operacji przemysłowych [3].

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

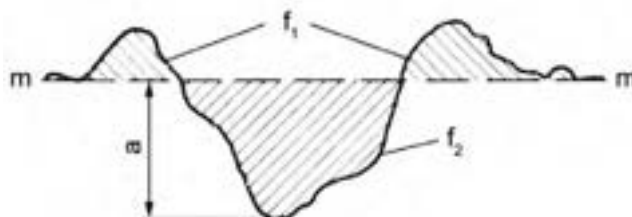
I – zużywanie ściernie, II – zużywanie ściernie w warunkach obciążeń dynamicznych, III – zużywanie udarowe, IV – zużywanie dużym tarcie, V – zużywanie erozyjne

1.2. ZUŻYWANIE ŚCIERNE METALI I ICH STOPÓW

Zużywanie ściernie jest procesem, w którym dochodzi do zmniejszenia objętości elementu na skutek oddziaływania ścierniwa, pełniącego rolę mikroostrza. Pojęcie to należy jednak uściślić i podzielić na używanie ściernie i ściernie udarowe [8], w którym uwzględnia się również dynamiczny charakter oddziaływania urobku, np. podczas przeprowadzania operacji załadunkowych. Ocenie poddaje się również sposób ubytku materiału (wyróżnia się bruzdowanie – głównie w stalach ferrytyczno-perlitycznych, mikroskrwanie – w stalach martenzytycznych, a także złożony mechanizm używania). Taka interpretacja pozwala na ocenę odporności bez uzależnienia od ilości ubytej masy, często mylnie interpretowanej jako podwyższona odporność na używanie na podstawie oceny jedynie przez współczynnik k , wyznaczony w pojedynczych warunkach pracy. Należy przy tym zaznaczyć, że bruzdowanie, w porównaniu do mikroskrwania, powoduje odkształcenie plastyczne materiału zamiast ubytku masy.

Poszczególne rodzaje używania mogą zostać zdefiniowane na podstawie kryterium bazującego na ilorazie powierzchni przekrojów poprzecznych zagłębienia rysy f_2 oraz spęczania materiału wokół rysy f_1 (rys. 4) [2]:

- Dla $f_2/f_1 = 1$ obserwuje się wyłącznie odkształcenie plastyczne obszarów styku, czyli bruzdowanie. Materiał spychany przez cząstki ścierniwa zostaje przeniesiony na zewnątrz powierzchni, tworząc grzbiet z obu stron rysy.
- Dla $f_1/f_2 = 0$, czyli w sytuacji, w której nie obserwuje się deformacji materiału wokół wgłębienia, występuje wyłącznie skrawanie.
- Dla $0 \leq f_1/f_2 \leq 1$ uznaje się, że mechanizm używania jest złożony i definiuje się go na podstawie udziału bruzdowania i mikroskrwania przy niskim udziale naprężeń.

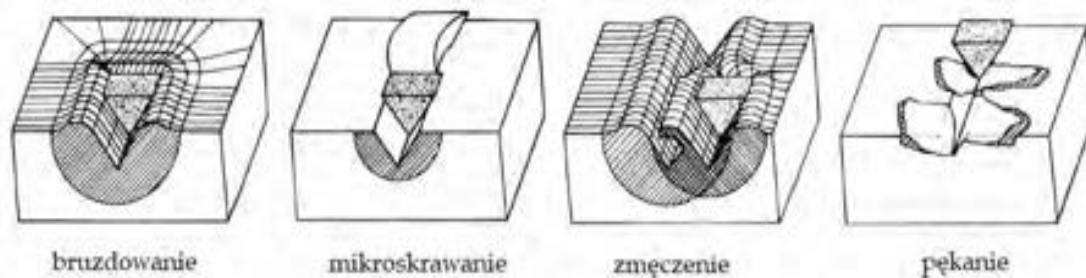


Rys. 4. Kryterium podziału używania [2]: a – głębokość bruzdy, f_1, f_2 – powierzchnie rys w materiale powstałe w wyniku ściernia, $m-m$ – poziom odniesienia.

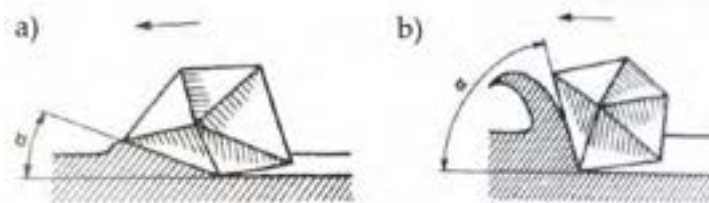
Wśród pozostałych mechanizmów używania ściernego można wymienić także używanie zmęczeniowe i przez kruche pęknięcie (rys. 5) [7]. W idealnych warunkach pojedyncze przejście drobin ścierniwa nie powoduje oderwania materiału od powierzchni. Przed ziarnem powstaje dziób, a materiał jest stale przemieszczany na boki, tworząc grzbiety przylegające do powstałego rowka. Utrata objętości może jednak nastąpić w wyniku oddziaływania wielu cząstek ściernych lub powtarzającej się pracy penetracyjnej pojedynczego ziarna. Tworzywo może być wielokrotnie spychane i deformowane, przez co ostatecznie dochodzi do jego oderwania w wyniku niskocyklowego zmęczenia, czyli mikrozczęnienia. Mikropęknięcia powstają, gdy powstałe naprężenia są skoncentrowane, a na skutek ich rozprzestrzeniania dochodzi do oderwania dużych odłamków od powierzchni. W przypadku materiałów ciągliwych dominującymi mechanizmami są mikrobuzdowanie i mikroskrwanie, natomiast mikropęknięcie jest charakterystyczne dla materiałów kruchych.

Rodzaj używania jest zależny także od kąta natarcia (rys. 6) [1]. Poniżej krytycznej wartości kąta, materiał metaliczny ulega głównie odkształceniu sprężysto-plastycznemu, w związku z czym dochodzi do deformacji powierzchni z frontowej i bocznej strony przesuwającego się ziarna ścierniwa bez ubytku masy. Zwiększanie kąta natarcia prowadzi

do przejścia z mechanizmu zużywania przez bruzdowanie do mikroskrawania, a materiał jest wypychany i następnie odrywany w postaci wióra.

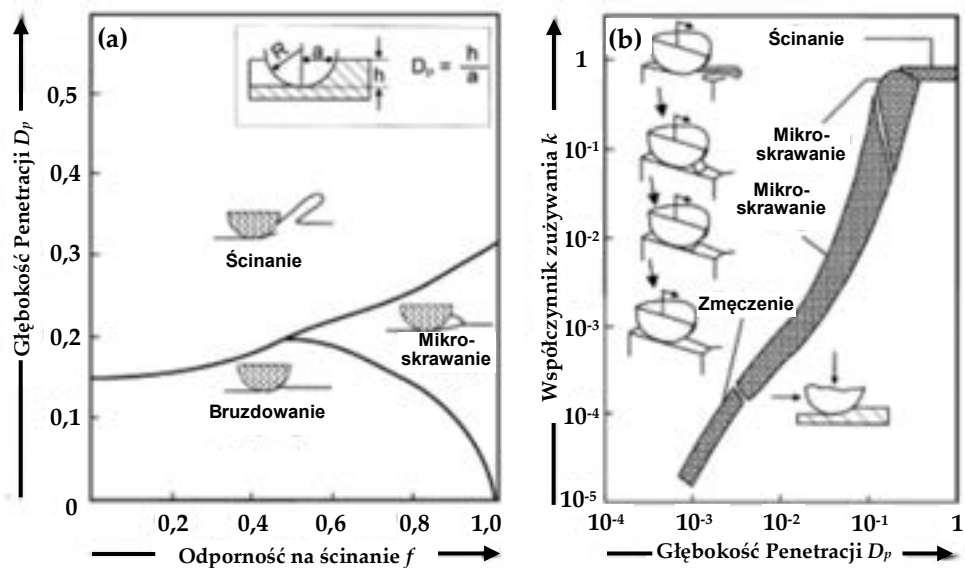


Rys. 5. Schemat obrazujący możliwe interakcje pomiędzy cząsteczką ścierniwa a powierzchnią ścieranego materiału [7].



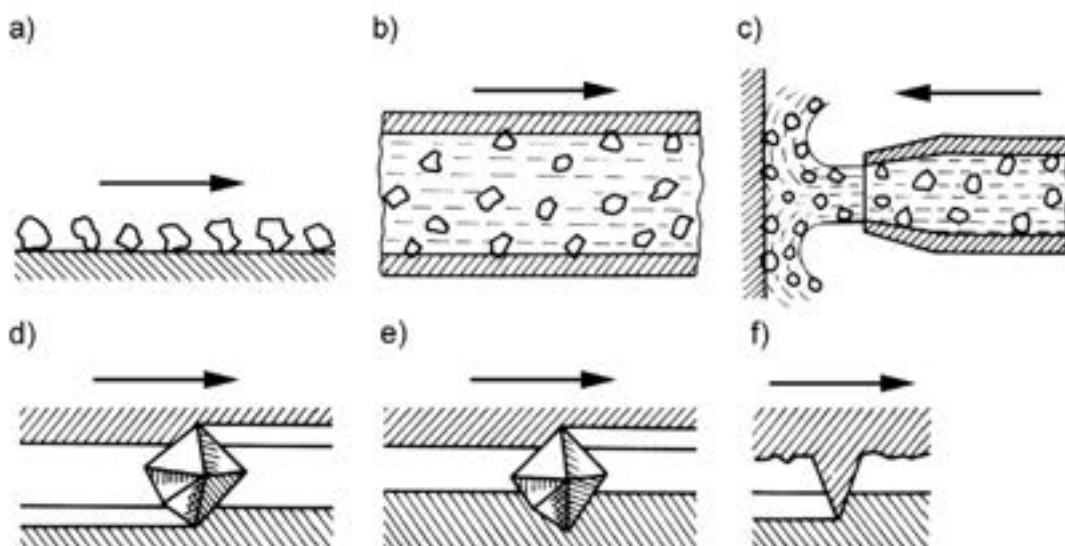
Rys. 6. Wpływ kąta spływu wióra na przebieg zużywania ściernego [1]: a) mały kąt – bruzdowanie, b) duży kąt – mikroskrawanie.

Model granicznego kąta natarcia może zostać zastąpiony kryterium krytycznej głębokości penetracji cząstki ścierniej lub sztywnego wgłębnika [7]. Przy zastosowaniu wgłębnika kulistego, stopień penetracji (D_p), definiowany jako stosunek głębokości podzielony przez promień kontaktu (rys. 7a), jest bezpośrednio związany z kątem natarcia, którego wartość również rośnie wraz z głębokością indentacji. Przyrównanie go do funkcji bezwymiarowej wytrzymałości na ścinanie f , tj. stosunku wytrzymałości na ścinanie na granicy styku do granicy plastyczności na ścinanie materiału ścieranego, pozwala rozróżnić różne mechanizmy ścierania. Klinowanie (wedge formation) oznacza, że ze strony frontowej i bocznej wgłębnika tworzy się dziób w wyniku deformacji materiału, który następnie jest usuwany w wyniku propagacji pęknięć. Na rys. 7b przedstawiono wzrost współczynnika zużywania k wraz ze zwiększaniem stopnia penetracji dla metali w warunkach suchego ślizgania. Tworzenie języków ścinania (shear tongue) oparte jest na mechanizmie zbliżonym do klinowania, jednak przy mniejszym udziale naprężeń ścinających.



Rys. 7. Ilustracje przedstawiające [7]: a) możliwe interakcje wraz ze zmianą głębokości penetracji w funkcji wytrzymałości na ścinanie. b) zmianę wartości współczynnika zużycia k w funkcji stopnia penetracji.

W pracy [1] wyszczególnia się kilka postaci zużycia ściernego. Styczny ruch ścierniwa do powierzchni elementu (rys. 8a), powoduje jego odkształcenie sprężyste, plastyczne lub skutkuje mikroskraniem. W przypadku udarowo-ściernego charakteru zużycia (rys. 8b-c) może nastąpić znaczne odkształcenie plastyczne tworzywa lub jego wykruszenie i złuszczenie, zależnie od jego właściwości, a także od masy cząstek, prędkości padania. Powyższy rodzaj zużycia stanowi podłoże do zabiegów technologicznych opartych na obróbce strumieniowo-ścierniej. Współpracujące elementy mogą zużywać się również ze względu na obecność w strefie kontaktu luźnego ścierniwa oraz chropowatości powierzchni (rys. 8d-f). Jest to częsta przyczyna uszkodzeń powierzchni łożysk lub elementów silników spalinowych.



Rys. 8. Postaci zużycia ściernego [1]: a) luźnym ścierniwem, b) luźnym ścierniwem w strumieniu powietrza – gazowa erozja ścierna lub cieczy – hydroerozja, c) implozją pęcherzyków kawitacyjnych w cieczy z cząstkami stałymi, d) luźnym ścierniwem w obszarze współpracujących dwóch zamkniętych powierzchni, e) luźnym ścierniwem utwardzonym w miękkiej powierzchni, f) występami chropowatości powierzchni.

Próby opisanie zależności między różnymi właściwościami materiałów a odpornością na zużywanie doprowadziły do rozwinięcia w 1960 roku modelu Chruszczowa i Babiczewa [9], który można sformułować następująco:

$$\zeta = b \cdot H \quad (2)$$

Gdzie:

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

W warunkach, w których odporność na zużywanie nie jest proporcjonalna do twardości, pod uwagę należy wziąć wartość modułu Younga materiałów poddanych ścieraniu. Dla stopów żelaza z węglem przyjmuje się:

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

Gdzie:

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

Ze względu na pewne ograniczenia związane ze stosowaniem powyższych zależności, Chruszczow i Babiczew powiązali także odporność na zużywanie ze stanem obróbki cieplnej i zawartością cementytu w strukturze:

$$\zeta = 1 + 0,027 \cdot [\text{Fe}_3\text{C}] \quad (4)$$

$$\zeta = \zeta_0 + b' \cdot (H - H_0) \quad (5)$$

Gdzie:

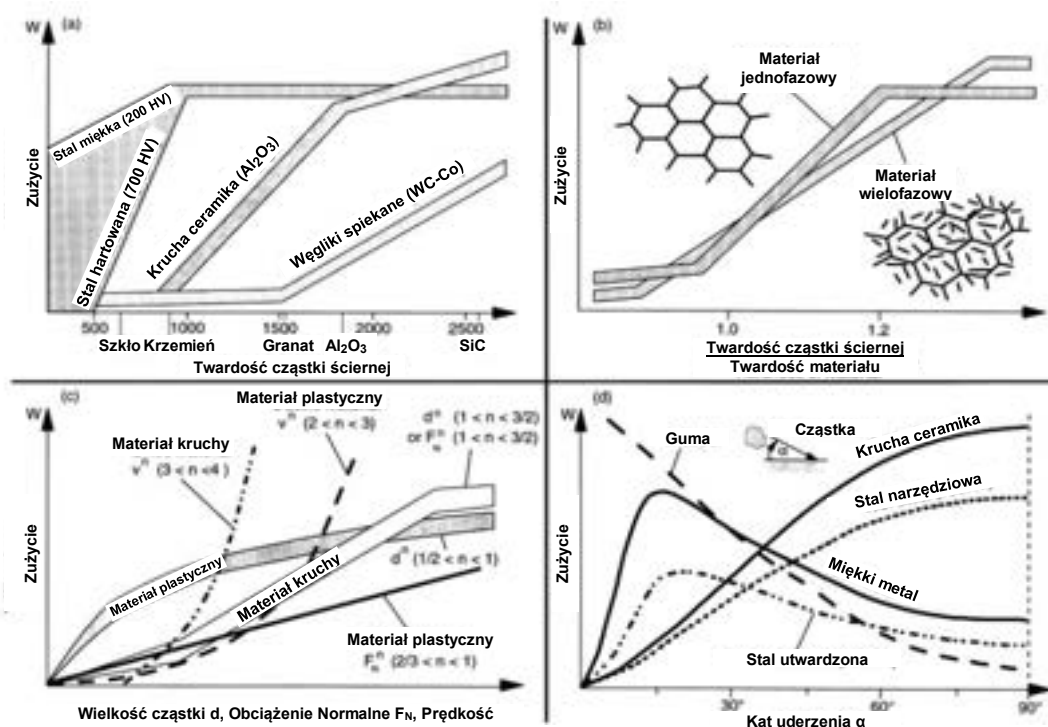
ζ – odporność stali na zużywanie ścierne,
 ζ_0 – odporność na zużywanie ścierne stali w stanie wyżarzonym,
 $[\text{Fe}_3\text{C}]$ – względna zawartość objętościowa cementytu w stali wyżarzonej,
 b' – współczynnik proporcjonalności będący funkcją składu chemicznego,
 H – twardość stali po ulepszeniu cieplnym,
 H_0 – twardość stali w stanie wyżarzonym.

We współczesnej literaturze, rozwinięcie powyższych modeli w oparciu o opracowaną w 1860 roku zależność Reye'a doprowadziło do wyprowadzenia zależności Archarda (1). Z tego względu, w niektórych źródłach [10–12] można spotkać się z określeniem prawa zużywania Reye'a – Archarda – Chruszczowa.

Na rys. 9 zostały schematycznie przedstawione ogólne tendencje wielkości zużywania materiałów w zależności od warunków pracy, właściwości cząstek ściernych i materiałów poddanych zużywaniu [7]. Wraz ze wzrostem twardości ścierniwa, dla każdego z przedstawionych materiałów obserwuje się w pewnym zakresie liniowy wzrost zużywania – przejście do tego zakresu zależy od stosunku twardości cząstek ściernych do twardości materiału zużywanego i występuje w sytuacji, w której wartości te są równe (rys. 9a). W przypadku materiałów jedno- i wielofazowych o tym samym składzie chemicznym, w których osnowa materiału zawierającego fazy wzmacniające jest bardziej miękka niż osnowa materiału jednofazowego, przejście z niskiego do wysokiego stopnia

zużywania zaczyna się i kończy, gdy odpowiednio twardość osnowy i fazy wzmacniającej zostają przekroczone przez twardość cząstek ściernych (rys. 9b). Przy wysokim stopniu zużywania, jeśli faza wzmacniająca ulegnie wykruszeniu i będzie pełnić rolę ścierniwa, ubytek masy dla materiału wielofazowego może być większy niż materiału jednofazowego.

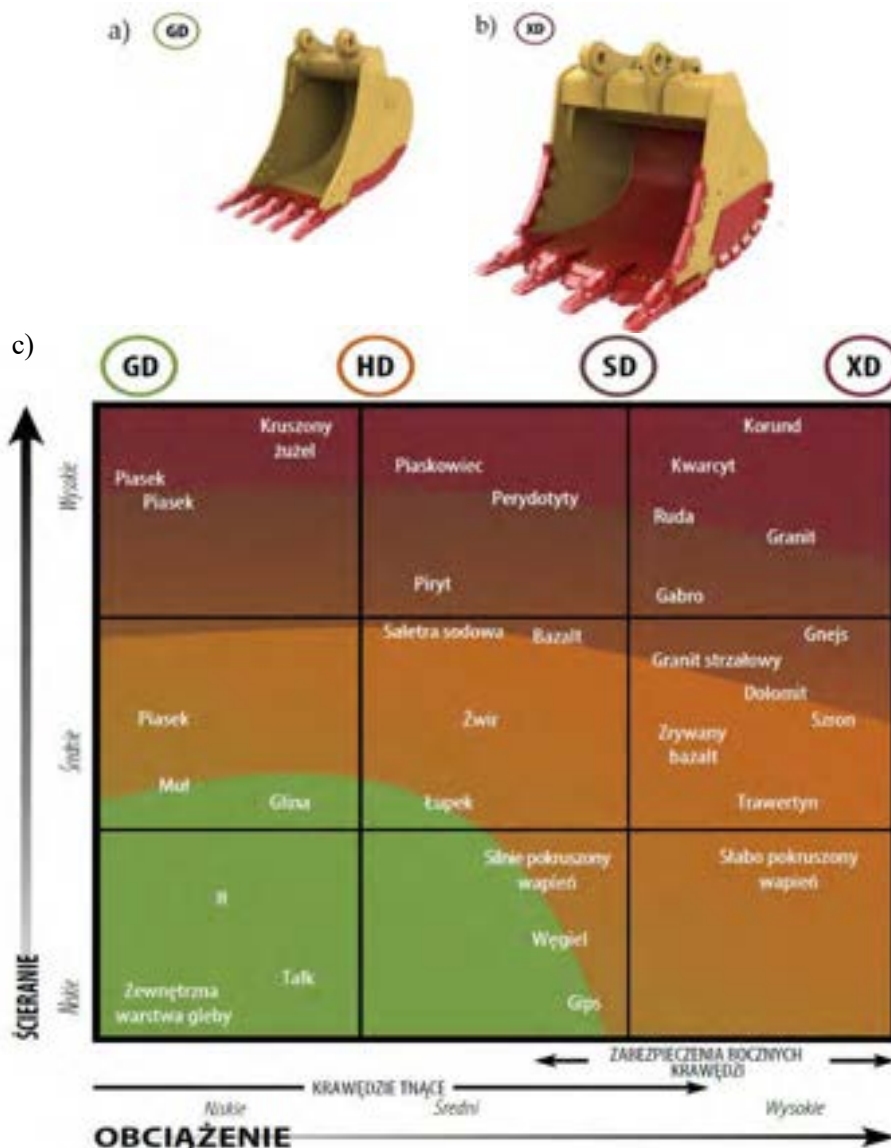
Ważnymi parametrami wpływającymi na intensywność zużywania są średnia wielkość cząstek ściernych, przyłożone obciążenie normalne, prędkość uderzenia. Zużywanie materiałów ciągliwych i kruchych jest zależne od powyższych właściwości zgodnie z prawem potęgowym, wykazującym różne wartości wykładnika n (rys. 9c). Dla materiałów ciągliwych wykładnik prędkości może wynosić od 2 do 3, natomiast dla materiałów kruchych bardziej prawdopodobne są wielkości od 3 do 4. Ogólnie rzecz biorąc, przy tym samym średnim rozmiarze, cząstki kuliste powodują mniejszą ilość strat niż ziarna ostro zakończone. Materiały metaliczne ciągliwe (w tym zwykle stale węglowe), wykazują maksymalne straty zużywania przy kątach uderzenia mniejszych niż około 30° (rys. 9d). Tworzywa kruche, takie jak ceramika lub stal narzędziowa, charakteryzują się obniżeniem odporności na zużywanie wraz ze wzrostem kąta uderzenia i maksymalne wartości uzyskuje się dla kąta padania 90° . W przypadku materiałów o bardzo dużej elastyczności (np. elastomery), obserwuje się odwrotny przebieg. Należy wziąć pod uwagę, że przywoływane zależności z rys. 9 przedstawiają tylko ogólne tendencje, ponieważ w poszczególnych układach tribologicznych wiele czynników działa jednocześnie w sposób złożony i należy rozważyć także wzajemne interakcje między ścierniwem, materiałem zużywanym i warunkami pracy.



Rys. 9. Ubytek masy w funkcji właściwości materiałów zużywanymi i parametrów eksploatacyjnych, takich jak [7]: (a) twardość cząstki ścierniej; (b) stosunek twardości cząstki ścierniej do twardości materiału zużywanego; (c) rozmiar cząstek ściernych, obciążenie normalne i prędkość uderzenia oraz (d) kąt uderzenia.

Przyjmując twardość ścierniwa za stałą, na wartość zużywania można istotnie wpływać tylko w pewnym zakresie poprzez zmianę twardości (mikrostruktury) zużywanego materiału. Taki stan rzeczy wymusza także na producentach maszyn i urządzeń technicznych uwzględnienie dodatkowych rozwiązań projektowych – dla przykładu, łyżki

koparek wykorzystywane do pracy przy wydobyciu trudnych złóż powodujących znaczne ścieranie (m.in. rudy, granit) są często wyposażone w osłony boczne czy wzmocnienia rogów płaszczu. Czołowy producent maszyn do prac ziemnych, firma Caterpillar, posiada w swojej ofercie kilka linii łyżek: uniwersalne, ogólnego przeznaczenia (GD), o dużej (HD), zwiększonej (SD) oraz najwyższej (XD) obciążalności, których rozmiar, kształt i wzmocnienie jest projektowane dla konkretnego zadania. Łyżki ogólnego przeznaczenia są przeznaczone do urabiania ziemi, iłu, mieszanego żwiru. Elementy te posiadają również wymienne zęby [13]. W przypadku prac agresywnych i załadunkowych, w których materiałem ściernym jest żużel, piaskowiec, kwarcyt, stosuje się zbrojone naroża, krawędzie i płyty boczne z wymiennymi elementami (rys. 10).



Rys. 10. Zastosowane rozwiązania konstrukcyjne firmy Catepillar przy projektowaniu łyżek koparek przeznaczonych do różnych warunków pracy [13]: a) łyżka ogólnego przeznaczenia (GD – general duty), b) łyżka o najwyższej obciążalności (XD – extreme duty), c) ścieranie w funkcji obciążenia w wyniku oddziaływania różnych materiałów gruntowych (HD – heavy duty, SD – severe duty).

Zmienne interakcje między parami układu tribologicznego sprawiają, że ocena odporności na zużywanie wymusza rozważenie złożonych i różnorodnych czynników przy

procesie racjonalnego doboru materiału na element konstrukcyjny. Analiza ta bazuje na poniższych doświadczeniach badawczych [14]:

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

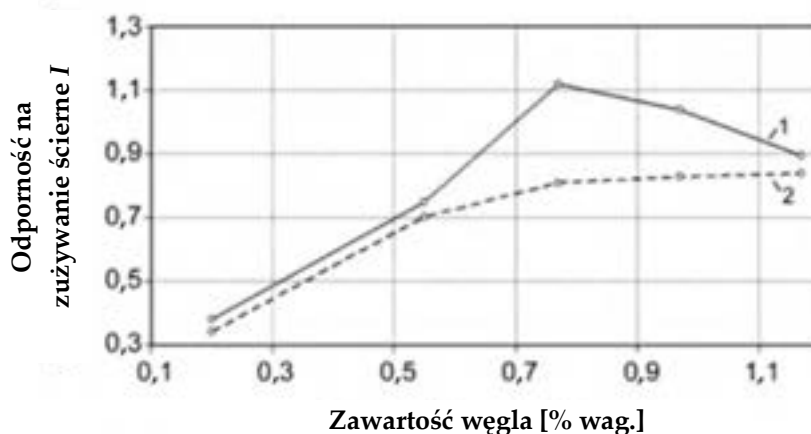
Najpełniejsze obrazy przebiegu procesów tribologicznych są uzyskane po przeprowadzeniu testów eksploatacyjnych, a ich rezultaty bezpośrednio określają użyteczność danego zespołu lub urządzenia. Ich nadrzędnym celem jest ustalenie intensywności zużywania najbardziej obciążonych elementów, a warunki badań są w tym przypadku typowe dla pracy danej maszyny, uwzględniając losowy charakter parametrów takich jak wilgotność powietrza czy ścierniwa, temperatura pracy, obciążenie.

Badania stanowiskowe są przeprowadzane dla wybranych zespołów maszyn i mają najczęściej charakter kontrolny. W tym przypadku, istnieje możliwość wybiórczego programowania warunków pracy, dokładniejszej rejestracji parametrów eksploatacyjnych, co skutkuje dużą powtarzalnością wyników obserwacji [14].

Grupa badań laboratoryjnych ma na celu określenie lub wyjaśnienie wpływu przykładowego doboru materiałów, technologii wykonania lub parametrów geometrycznych na proces zużywania ściernego. W takiej sytuacji badania są ograniczone do określonego, prostego mechanizmu zużywania, a ich charakter może być zarówno poznawczy, jak i porównawczy (przy wykorzystaniu materiału referencyjnego). Jednakże, powzięcie powyższej metodyki ogranicza zakres stosowalności badań laboratoryjnych ze względu na uściślenie analizy jedynie do pojedynczych czynników tribologicznych, co skutkuje brakiem bezpośredniego przełożenia na testy eksploatacyjne [14]. Taki stan wymusza projektowanie nowych stanowisk w oparciu o szczegółowe warunki pracy lub wykonywanie badań z wykorzystaniem różnorodnych metod w celu uwzględnienia większej ilości zmiennych. Prowadzone są także badania, które skupiają się na analizie możliwości oceny odporności na zużywanie ściernie w warunkach polowych na podstawie testów laboratoryjnych, czego przykładem jest wysoka korelacja wyników zużywania stali z borem zweryfikowana za pomocą tribotestera T-07 oraz na podstawie badań eksploatacyjnych lemieszy pługów [15]. Należy przy tym zaznaczyć, że takie badania są celowe ze względu na czasochłonność i wyższy koszt przeprowadzania badań polowych.

Najbardziej rozpowszechnionymi metodami badawczymi w Polsce pozostają testy wykonane przy pomocy tribotesterów wyprodukowanych przez Instytut Technologii Eksploatacji – Państwowy Instytut Badawczy (ITE-PIB), zlokalizowany w Radomiu, obecnie działający w ramach sieci badawczej Łukasiewicz. Dotychczas skonstruowano kilkadziesiąt typów tribotesterów oznaczonych kodami od T-01 do T-34, które stanowiły podstawę wielu opracowań naukowych, publikacji, ponad stu prac kwalifikacyjnych (doktoraty, habilitacje), a także ekspertyz technicznych [9], [16–23]. W Europie, najbardziej znany ośrodek badawczy znajduje się w Finlandii – Tampere Wear Center (Uniwersytet w Tampere). Na jego zapleczu znajdują się urządzenia takie jak kruszarka trzpieniowa, kulowa, jednoosiowa, szczękowa z podwójnym trzpieniem, bęben wirnikowy, testery zużywania erozyjnego (w tym kawitacyjnego, korozyjnego, szybkobieżnego w zawieszynie), młoty udarowe [24]. Powyższa aparatura została wykorzystana w licznych publikacjach, które są efektem analiz powiązanych z potrzebami przemysłu wydobywczego [17], [25–29]. Profesor H. K. D. H. Bhadeshia (Uniwersytet Cambridge), pionier badań nad stalami nanobainitycznymi, szczegółowo unaoczniał możliwości badawcze centrum w formie filmów na swoim profilu internetowym [30].

Zgodnie z przedstawioną poniżej zależnością liniowego wpływu twardości na zużywanie ścierne (rys. 11) [2], uznaje się, że wyższymi wskaźnikami tribologicznymi charakteryzują się stale o rosnącej zawartości węgla, a przy tym samym składzie chemicznym, za intensywność zachodzących procesów zużywania odpowiada stopień dyspersji perlitu [31]. Co więcej, stal niskostopowa w stanie wyżarzonym z perlitem płytkowym wykazuje wyższą odporność na zużywanie niż materiał z perlitem kulkowym. Należy wskazać także, że po przejściu przez punkt eutektoidalny, wydzielania cementytu na granicach ziaren byłego austenitu skutkują pogorszeniem właściwości mechanicznych i obniżeniem uzyskanych wskaźników zużywania. Ścisła zależność odporności na zużywanie ścierne w funkcji twardości jest zasadna, gdy w stali podeutektoidalnej w stanie wyżarzonym wzrasta udział perlitu o tej samej budowie, tj. zmienia się wzajemny stosunek zawartości ferrytu i perlitu. Zgodnie z [32], stal poddana wyżarzaniu izotermicznemu w zakresie temperaturowym 520 – 620°C wykazuje najmniejszy ubytek masy po wygrzewaniu w najniższej zastosowanej temperaturze, gdy nie doszło do znacznego rozrostu grubości płytek perlitu i rozmiaru jego kolonii.



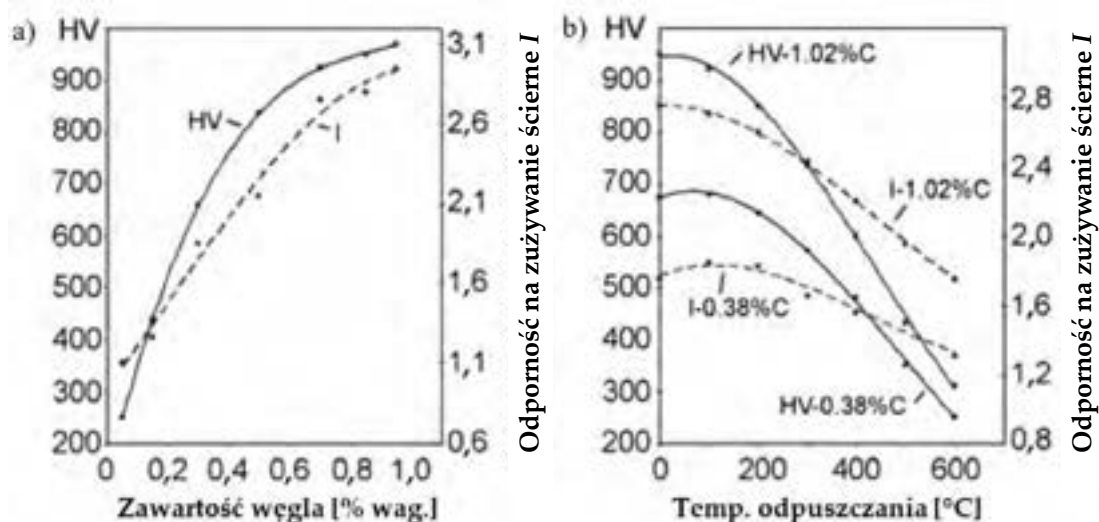
Rys. 11. Wpływ zawartości węgla i budowy perlitu na odporność na zmianę zależności między twardością a odpornością na zużywanie ścierne [2]: 1 – stal z perlitem płytkowym 2 – stal z perlitem kulkowym.

Dodatkowym sposobem na podniesienie odporności na zużywanie ścierne jest zastosowanie zabiegów obróbki cieplno-chemicznej, tj. nawęglania (≥ 60 HRC), cyjanowania (≤ 1000 HV) i azotowania (650÷1200 HV). Zabiegi te stosowane są głównie na elementy układów napędowych, a ich efektywność zależy od uzyskanych właściwości strukturalnych. W przypadku nawęglania, zawartość austenitu szczątkowego, strefy utlenienia wewnętrznego i węglików w postaci siatki na granicach ziaren jest zjawiskiem niepożądanym. Zewnętrzna warstwa twardych azotków $\epsilon+\gamma'$ również wykrusza się w początkowym etapie docierania i najmniejsze zużywanie liniowe obserwuje się na głębokości 40 μm . Jednakże, obecność warstwy zmodyfikowanej w każdym przypadku zapewnia wymaganą odporność na zużywanie tribologiczne, a po jej przekroczeniu (wytarciu) obserwuje się zużywanie przyspieszone [33].

Poza wskaźnikami mechanicznymi, rozważyć należy także aspekty materiałowe. Przykładem wpływu mikrostruktury na odporność na zużywanie ścierne jest obecność w żeluzie miękkiego grafitu (5 HB, $R_m = 20$ MPa). Produktem zużywania jest wówczas pył grafitowy (proszek o mikrometrycznych rozmiarach drobin, który charakteryzuje wysoka odporność na ściskanie), powodujący wystąpienie efektu supersmarowania, co zmniejsza wartość współczynnika tarcia i zapobiega wystąpieniu tarcia suchego [3]. Należy także wskazać, że ubytki grafitu powodują powstanie przerw w osnowie, a w zagłębieniach tych gromadzą się produkty zużywania, przez co zmniejsza się ich działanie ścierne. Karby geometryczne mogą jednak doprowadzić do propagacji pęknięcia, czemu

przeciwdziała się przez modyfikację kształtu wydzieleni grafitu. Powyższe właściwości, a także wysoka przewodność cieplna grafitu sprawiają, że żeliwo szare jest szeroko stosowanym materiałem na tarcze hamulcowe [34].

Należy zaznaczyć, że w stalach martenzytycznych wraz ze wzrostem temperatury odpuszczania odporność na ścieranie maleje, ale w mniejszym stopniu niż ich twardość (rys. 12) [2]. Przeprowadzenie powyższych zabiegów cieplnych jest zasadne w celu odpowiedniego skojarzenia właściwości plastycznych i mechanicznych materiału, usunięcia naprężeń hartowniczych (do 150°C) oraz zwiększenia udarności ($\leq 600^\circ\text{C}$). Według [35], przeprowadzenie procesów odpuszczania w niskostopowych stalach martenzytycznych może wpłynąć korzystnie na podniesienie odporności na zużywanie ściernie ze względu na wydzielenie drobnych, iglastych węglików ϵ , wywołując w ten sposób także wzrost granicy plastyczności $R_{p0.2}$ i udarności. Podwyższenie temperatury obróbki cieplnej powyżej 180°C powoduje obniżenie zarówno właściwości plastycznych, mechanicznych jak i tribologicznych ze względu na koagulację węgla do formy pręta (rod-like). Podobne wnioski zostały sformułowane również w [36], gdzie testy zużywania ślizgowego przeprowadzone podczas odpuszczania stali NM600 wykazały najwyższą odporność na zużywanie w temperaturze 150°C. Także według [37–38] procesy zużywania stali o twardości 500 HBW są najmniej intensywne po przeprowadzeniu zabiegów odpuszczania w 200°C. Zgodnie z [39], odpuszczanie średnie i wysokie powodują spadek odporności na zużywanie ściernie i udarowe.

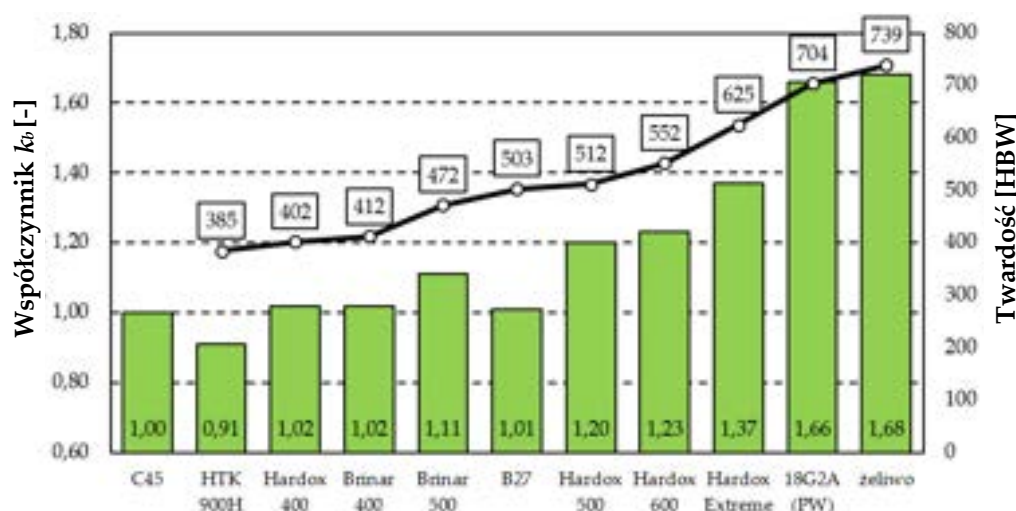


Rys. 12. Odporność na zużywanie ściernie stali w zależności od zawartości węgla (a), i temperatury odpuszczania (b) [2].

Często stosowanym zabiegiem jest również hartowanie izotermiczne, w którym dochodzi do procesów samoodpuszczania podczas przetrzymywania materiału w określonej temperaturze. Powyższe rozwiązanie pozwala na zachowanie korzystnych właściwości plastycznych i tribologicznych w przypadku stali, których twardość przekracza 650 HV10 [37], a także stali nanobainitycznych [40]. Przeprowadzenie zabiegów wygrzewania w pobliżu temperatury M_s wydaje się zasadne z wielu powodów. Przede wszystkim, martenzyt odpuszczony i bainit dolny są do siebie strukturalnie zbliżone i różnią się jedynie orientacją ułożenia węglików wewnątrz listew, w związku z czym ich właściwości wytrzymałościowe są podobne. Należy przy tym zaznaczyć, że dostępne w literaturze pozycje wskazują na przewagę bainitu nad martenzytem z uwagi na występowanie w stalach hartowanych i niskoodpuszczonych kruchości I rodzaju. Bainit może być także bardziej korzystną strukturą niż martenzyt odpuszczania w zakresie

odporności na ścieranie przy podobnej twardości [41–43], co jest tłumaczone większym udziałem węglików lub wystąpieniem indukowanej zgmiotem przemiany martenzytycznej austenitu. Od czasu odkrycia ultradrobnych (a nawet nanostrukturalnych) stali bainitycznych o wysokiej wytrzymałości i zadowalającej ciągliwości, zaczęto wykorzystywać je m.in. na szyny kolejowe [44]. Uznaje się, że wielkość płytki bainitu jest przede wszystkim kontrolowana przez stabilność austenitu, który ogranicza ich rozrost, a także zależy od siły napędowej inicjującej przemianę bainityczną. Generalnie, obydwa czynniki są zdeterminowane przez skład chemiczny i temperaturę wygrzewania izotermicznego. Przyjmując się także koncepcję wygrzewania poniżej temperatury M_s w celu wygenerowania większej siły napędowej przemiany, a przez to utworzenia większej ilości zarodków. W pracach [45–46] przebadano rozpad austenitu poniżej M_s w stalach o składzie chemicznym odpowiednio Fe-0,66C-0,69Mn oraz Fe-0,51C-2,28Si-2,05Mn, gdzie zasugerowano, że tzw. krzywa „C” na wykresie CTP tworzenia bainitu może być przedłużona poniżej M_s . Powyższe obserwacje wydają się być zasadne również w odniesieniu do stali niskowęglowych [47].

Jak to zostało przedstawione w [48–50], odporność na zużywanie ścierne określona w warunkach laboratoryjnych jest często proporcjonalna do twardości materiału. Zależnie jednak od zastosowanej metodyki badawczej, w odniesieniu do odporności na zużywanie ścierne o charakterze udarowym, powyższa korelacja może być rozpatrywana jedynie w kontekście materiałów o analogicznej mikrostrukturze, o czym świadczą wyniki badań wykonanych za pomocą urządzenia wirnikowego [51–54]. W tym wypadku, podczas doboru materiału należy rozważyć także takie zagadnienia, jak zdolność do odkształceń plastycznych i odporność na kruche pękanie. Sprzeczne wnioski uzyskane podczas testów laboratoryjnych i polowych zostały opublikowane także w [55] (rys. 13).



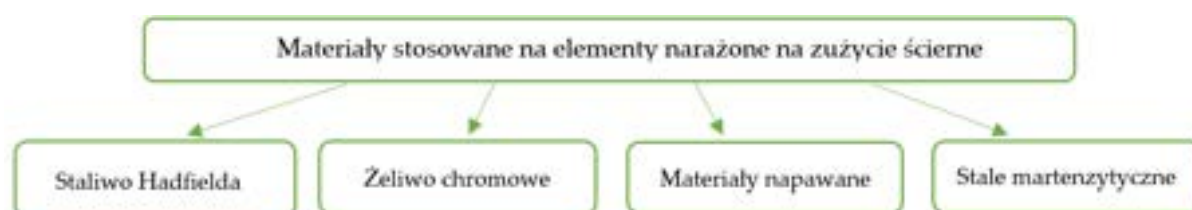
Rys. 13. Współczynnik względnej odporności na ścierne k_b oraz wyniki pomiarów twardości wybranych materiałów o podwyższonej odporności na zużywanie ścierne [55]: C45 – stal w stanie normalizowanym o twardości 220 HBW, 18G2A (PA) – stal z naniesioną warstwą napoiny ze stopu Fe-Cr-C, żeliwo – analizie poddano żeliwo wysokochromowe.

Zgodnie z przedstawionymi wynikami, wielkość współczynnika k_b stali wzorcowej C45 o strukturze ferrytyczno-perlitycznej nie odbiega znacznie od wskaźników otrzymanych dla stali o strukturze post-martenzytycznej niższej klasy, a zależność ta jest wyraźna dopiero dla materiałów o twardości przekraczającej 500 HBW. Na podstawie wyznaczonych wartości, odporność poszczególnych tworzyw metalicznych należy usystematyzować kolejno: niskostopowe stale martenzytyczne, warstwy napawane, żeliwo chromowe. Jednakże, w zastosowaniach praktycznych, nałożone na powierzchnię zsuwni

koła czerpakowego koparki KWK wykładziny wykonane ze stali Hardox 400 i Hardox 500 wykazały znacznie wydłużoną trwałość w zestawieniu z blachami napawanej stopiwem Fe-Cr-C stali 18G2A [3], [55–56]. Powyższe spostrzeżenia powinny być podstawowym założeniem przy produkcji elementów narażonych na obciążenia udarowościowe, np. podczas zrzucania urobku/materiału ściernego, takich jak kontenery załadunkowe, przenośniki, kruszarki, czy wymienione już zsuwnie koła czerpakowego. Elementy przenoszące siły o znacznym udziale składowych normalnych do powierzchni, spowodowanym nierównomiernym ruchem ośrodka ściernego, wymagają zadowalającej udarowości i ciągliwości materiału. W tym celu, projektowane są specjalne tworzywa, które spełniają szerokie wymagania eksploatacyjne, wobec czego mogą być wykorzystywane na elementy pracujące w warunkach zużywania ścierno-udarowego.

1.3. RODZAJE MATERIAŁÓW STOSOWANYCH NA ELEMENTY PRACUJĄCE W WARUNKACH ZUŻYWANIA ŚCIERNEGO

Elementy narażone na zużycie ścierne są najszerzej stosowane w przemyśle wydobywczym, transportowym, rolniczym, metalurgicznym, cementowym czy maszynowym, gdzie są poddawane złożonym obciążeniom i wymagającym warunkom pracy. Wymienione parametry przekładają się na dodatkowe wymagania stawiane tym materiałom. Obok omówionych we wcześniejszym rozdziale właściwości takich jak wysoka twardość, odporność na obciążenia dynamiczne i kruche pękanie, należy uwzględnić także odporność na zmiany korozyjne czy podatność do zastosowania określonych technologii do ich łączenia i obróbki. Spełnienie wszystkich tych kryteriów jest uwarunkowane składem chemicznym materiału i mikrostrukturą, które wpływają na właściwości mechaniczne i plastyczne, a także sposobem wytwarzania w hucie lub odlewni. Spośród szeroko stosowanych materiałów o podwyższonej odporności na zużycie ścierne można wyodrębnić cztery ich grupy (rys. 14). Każdy z tych rodzajów (typów) materiałów charakteryzuje się odmienną morfologią struktury i właściwościami wytrzymałościowymi, wobec czego uzyskanie pożądanych cech i spełnienie wymagań eksploatacyjnych jest efektem wykorzystania różnorodnych właściwości materiałowych.



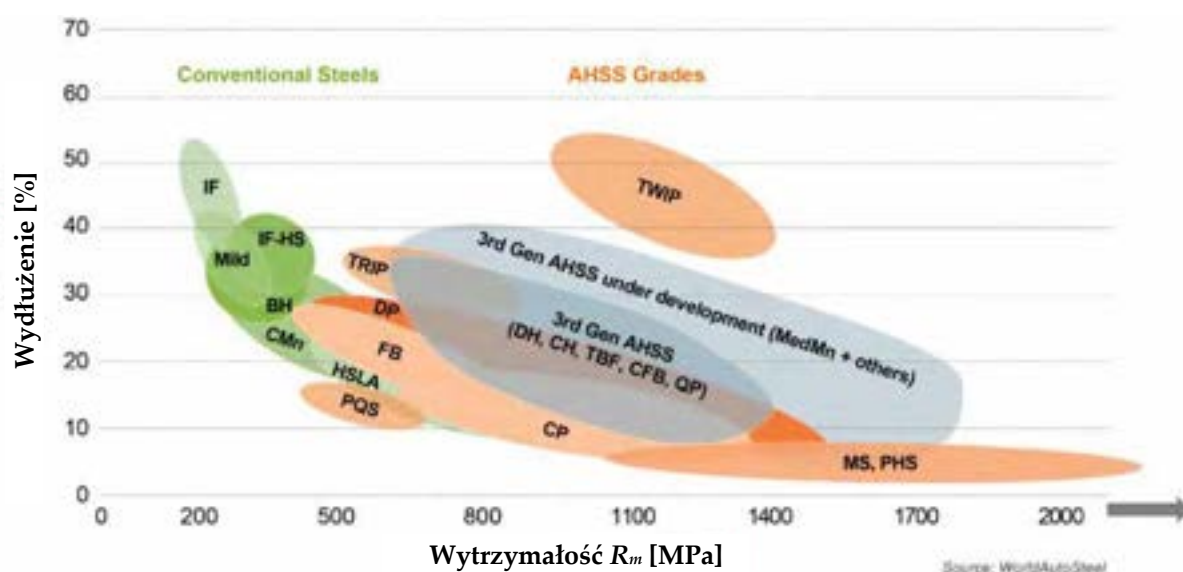
Rys. 14. Schematyczny podział materiałów stosowanych na elementy narażone na zużycie ścierne.

Do grupy materiałów metalicznych charakteryzujących się najwyższymi wskaźnikami wytrzymałościowymi należy zaliczyć konwencjonalne stale mikrostopowe HSLA (High-Strength Low Alloy Steels) oraz zaawansowane stale wysokowytrzymałe (AHSS), do których zalicza się następujące rodzaje tworzyw [57]:

- TRIP (Transformation Induced Plasticity Steels – stale wykazujące efekt TRIP);
- TWIP (Twinning Induced Plasticity Steels – stale wykazujące efekt TWIP);
- DP (Dual Phase Steels – stale dwufazowe);
- CP (Complex Phase Steels – stale o strukturze złożonej);
- 3rd generation AHSS (Advanced High Strength Steel – zaawansowane stale wysokowytrzymałe, trzecia generacja).

Powyższe gatunki stali, poprzez zastosowanie zaawansowanych technologii obróbki cieplno-plastycznej, charakteryzują się obecnością złożonych struktur, precyzyjnie kształtujących ich właściwości mechaniczne. Przykładowo stale TRIP, ze względu na zawartość austenitu szczytkowego, ulegają umocnieniu przez zgmiot w wyniku przemiany martenzytycznej austenitu, co jest wynikiem dostarczenia części energii wymaganej siły pędnej przemiany fazowej przez zewnętrznie przyłożone naprężenia ścinające [58]. Strukturę ferrytyczno-martenzytyczną w stalach dwufazowych można uzyskać poprzez kontrolowaną prędkość chłodzenia w zakresie temperatur A_{c1} i A_{c3} . Stale AHSS są produkowane głównie w odpowiedzi na wymagania przemysłu motoryzacyjnego, zapewniając zwiększony poziom bezpieczeństwa konstrukcji, ochronę przed skutkami zderzeń, a także redukcję masy, podniesienie osiągnięć pojazdów i ich ładowności [59]. Huta SSAB-Oxelösund posiada w swojej ofercie stale motoryzacyjne sprzedawane pod nazwą handlową Docol, które zostały rozszerzone dodatkowo o stale do hartowania w procesie tłoczenia (PHS, Press Hardening Steels), stale o dużej ciągliwości krawędzi

(HE, high edge ductility), stale dwufazowe o dużej podatności na formowanie (DH, dual phase with high formability) oraz stale ferrytyczno-bainityczne (FB, ferritic-bainitic) [60]. Wprowadzenie dodatkowych oznaczeń opartych o właściwości takie jak formowalność i funkcjonalność jest spowodowane ciągłym rozwojem i wprowadzaniem wyrafinowanych metod wytwarzania, przez co nazewnictwo zgodne ze starymi kategoriami metalurgicznymi często nie ukazuje wszystkich atrybutów coraz bardziej zaawansowanych technologicznie materiałów. Należy zaznaczyć, że zgodnie z podziałem zaproponowanym przez stowarzyszenie WorldAutoSteel, do stali AHSS należy zaliczyć stale o wytrzymałości R_m równej lub przekraczającej wartość 550 MPa, natomiast stale ultrawytrzymałe (UHSS) wykazują wytrzymałość $R_m \geq 780$ MPa. Pod względem właściwości mechanicznych i plastycznych, powyższe gatunki można usystematyzować zgodnie z podziałem przedstawionym na rys. 15.



Rys. 15. Międzynarodowy wykres odkształcalności porównujący wytrzymałość i wydłużenie przykładowych gatunków stali [57]: IF (interstitial free) - wolna od pierwiastków międzywęzłowych, HS (high-strength) – wysokowytrzymała, Mild – stal niskowęglowa, BH (bake hardenable) – umocniona pod wpływem temperatury, CMn (carbon-manganese) – węglowo-manganowa, TRIP – wykazująca efekt TRIP, DP (dual phase) – dwufazowa ferrytyczno-martenzytyczna, FB (ferrite bainite) – ferrytyczno-bainityczna, HSLA (high-strength low-alloy) – niskostopowa wysokowytrzymała, PQS (press-quenched steel) – hartowana podczas prasowania, DH/CH (dual/complex phase with high formability) – dwufazowa/wielofazowa o dużej podatności na formownię, TBF (TRIP-aided bainitic ferrite) – wykazująca efekt TRIP, bainityczno-ferrytyczna, CFB (carbide free bainite) – bezwęglkowa bainityczna, QP (Quenching&partitioning) – hartowana niepełnie z zastosowaniem zabiegów opartych na redystrybucji węgla, PHS (press hardening steel) – hartowana podczas tłoczenia, MS (martensitic) – martenzytyczna.

Najwyższe możliwe wskaźniki wytrzymałości R_m wśród stali masowego zastosowania wykazują tworzywa metaliczne o jednorodnej strukturze martenzytycznej lub przeznaczone do hartowania w procesie tłoczenia, często określane jako stale borowe do obróbki cieplnej. Pomimo braku dostępności danych w informacjach katalogowych producentów, na podstawie [61–62] można stwierdzić, że ich wytrzymałość R_m może znacznie przekraczać wartość 2000 MPa. Tak ukształtowane właściwości mechaniczne, przy jednoczesnym zachowaniu zadowalających wskaźników plastycznych, wpływają na wysoką odporność na zużywanie ściernie, a także zdolność do przenoszenia zarówno obciążeń statycznych jak i absorpcji energii uderzenia. Grupa stali martenzytycznych stanowi najszerszą grupę materiałów przeznaczonych do pracy w warunkach zużywania ściernego, uwzględniającą takie rodzaje jak Hardox i Raex (SSAB-Oxelösund), XAR

i TBL (ThyssenKrupp Steel Europe AG), Brinar i Durostat (Grobblech GmbH), Miilux (Miilukangas Group), Relia i Creusabro (Industeel), Abrazo (TATA Steel Group), Dillidur (Dillinger Hütte GTS), czy HTK (Hut-Trans Katowice). Stale te są najczęściej klasyfikowane według odpowiadającej im twardości mierzonej w skali Brinella, podawanej najczęściej w typoszeregu: 400, 450, 500, 550, 600. Tym samym, zawartość węgla zmienia się wraz z rodzajem stali i dla klasy 400 wynosi w przybliżeniu 0,12%, natomiast dla klasy 600 – ok. 0,4%. Istotnymi dodatkami stopowymi są pierwiastki podnoszące hartowność, takie jak Cr, Mo, Mn, Ni, jednak na szczególną uwagę zasługuje dodatek boru, który stosowany już w ilości 0,002%, znacznie podnosi hartowność. Stale martenzytyczne są najczęściej wytwarzane metodą termomechanicznego walcowania, a następnie chłodzone natryskiem wodnym i często poddawane odpuszczaniu w temperaturze do 250°C (zależnie od ilości dodatków stopowych i zawartości węgla). W związku z tym ich struktura składa się z drobnolistwowego martenzytu odpuszczania lub – dla wyższych zawartości węgla – martenzytu mieszanego (zróżnicowanego morfologicznie).

Wprowadzenie powyższych stali do szerokiego zastosowania umożliwiło zwiększenie czasu eksploatacji elementów narażonych na zużywanie ściernie w porównaniu do części napawanych. Przykładowo podczas testu eksploatacyjnego trwającego 565 h, płyty wykładzinowe zsuwni koła czerpakowego wykonane ze stali Hardox 500 nie wykazały znaczącego stopnia zużywania w porównaniu do stali 18G2A z naniesioną warstwą napoiny ze stopu Fe-Cr-C, które to po upływie wskazanego czasu obserwacji musiały ulec wymianie [3], [55–56]. Również w odniesieniu do żeliwa chromowego, wymienione materiały charakteryzują się wyższymi parametrami plastycznymi, a także możliwością łączenia elementów technikami spawalniczymi, co rozszerza ich potencjalne zastosowania eksploatacyjne. Powyższy atrybut wpływa również na przewagę stali martenzytycznych nad staliwem Hadfielda, które jest podatne na rozrost ziarna w wyniku przegrzania, co stanowi problem technologicznie trudny do wyeliminowania drogą obróbki cieplnej. Poniżej przedstawiono wybrane gatunki niskostopowych martenzytycznych stali z borem, wraz z ich charakterystykami zgodnymi z danymi producenta.

1.3.1. STALE HARDOX I RAEX

W Europie pierwszą hutą, która wyprodukowała stale martenzytyczne stopowane borem był szwedzki koncern SSAB-Oxelösund. W ślad za wyprodukowaną w 1970 roku stalą Hardox 400, charakteryzującą się wysoką twardością i wytrzymałością (pomimo niskiej zawartości węgla), wytworzono kolejne gatunki, tj. Hardox 450, Hardox 500, Hardox 550, Hardox 600 i Hardox Extreme. W tabeli 3 przedstawione zostały składy chemiczne dostępnych handlowo stali Hardox® zgodnie z danymi producenta [63].

Należy przy tym podkreślić, że ten sam skład chemiczny jest podawany dla prawie wszystkich grubości blach, które są sprzedawane w maksymalnym wymiarze grubości 160 mm. Doświadczenie autorki pracy wskazuje, że różnice w składzie chemicznym między arkuszami blach cieńszych niż 20 mm są nieznaczne. Jest to uzasadnione podwyższoną hartownością materiału, w związku z czym większa ilość dodatków stopowych jest wymagana dla grubości rzędu kilkudziesięciu milimetrów. Powyższa zależność materiałowa znajduje jednak swoje odzwierciedlenie przez rosnącą wartość równoważnika węgla *CEV/CET* dla blach o znacznych przekrojach. W tabeli 4 zostały zestawione właściwości mechaniczne i udarnościami omawianych stali, przy czym dla stali najwyższej klasy informacje te nie są dostępne.

Tabela 3. Skład chemiczny stali Hardox® wg danych producenta [63].

Gatunek stali	Skład chemiczny [% wag]									CEV (maks.)	CET (maks.)	Grubość blachy [mm]
	C maks.	Si maks.	Mn maks.	P maks.	S maks.	Cr maks.	Ni maks.	Mo maks.	B maks.			
Hardox® HiAce	0,26	0,70	1,60	0,025	0,01	5,10	1,50	0,60	0,005	1,04	0,41	4,0 – 6,0
										1,08	0,42	6,1 – 25,4
Hardox® HiTemp	0,25	0,70	1,60	0,025	0,01	1,40	1,50	1,50	0,004	0,70	0,47	4,7 – 51,0
Hardox® HiTuf	0,20	0,60	1,60	0,05	0,02	0,70	2,00	0,70	0,005	0,56	0,38	40,0 – 70,0
										0,67	0,41	70,1 – 160,0
Hardox® 400	0,32	0,70	1,60	0,025	0,01	2,50	2,50	1,50	0,004	0,41	0,26	4,0 – 7,9
										0,47	0,31	8,0 – 20,0
										0,52	0,32	20,1 – 32,0
										0,67	0,33	32,1 – 45,0
										0,67	0,33	45,1 – 51,0
										0,82	0,43	51,1 – 80,0
Hardox® 450	0,26	0,70	1,60	0,025	0,01	1,40	1,50	0,60	0,005	0,92	0,43	80,1 – 130,0
										0,48	0,37	3,2 – 4,9
										0,49	0,38	5,0 – 9,9
										0,52	0,39	10,0 – 19,9
										0,60	0,41	20,0 – 39,9
										0,74	0,43	40,0 – 80,0
Hardox® 500 Tuf	0,30	0,70	1,60	0,02	0,01	1,50	1,50	0,60	0,005	0,67	0,41	80,1 – 130,0
										0,54	0,38	4,0 – 16,0
										0,55	0,39	16,1 – 25,4
										0,53	0,38	4,0 – 13,0
Hardox® 500	0,30	0,40	1,30	0,02	0,01	2,20	2,00	0,40	0,005	0,64	0,43	13,1 – 19,9
										0,66	0,45	20,0 – 39,9
										0,91	0,50	40,0 – 130,0
										0,70	0,49	8,0 – 31,9
Hardox® 550	0,44	0,50	1,30	0,02	0,01	1,40	1,40	0,60	0,004	0,75	0,52	32,0 – 51,0
										0,82	0,61	51,0 – 65,0
										0,69	0,57	6,0 – 35,0
Hardox® 600	0,47	0,70	1,50	0,015	0,01	1,20	2,50	0,70	0,005	0,87	0,61	35,1 – 65,0
										0,69	0,57	8,0 – 19,0
Hardox® Extreme	0,47	0,50	1,40	0,015	0,01	1,20	2,50	0,80	0,005	0,69	0,57	8,0 – 19,0

Tabela 4. Wybrane właściwości mechaniczne stali Hardox® wg danych producenta [63]. TT – poprzecznie do kierunku walcowania; LT – zgodnie do kierunku walcowania; BD – brak danych.

* – wartości niegwarantowane.

Gatunek stali	Wybrane właściwości mechaniczne			
	Twardość [HBW]	R _{p0,2} * [MPa]	KV ₄₀ [J]	Grubość blachy [mm]
Hardox® HiAce	425 – 475	1250	27 [-20°] (TT)	4,0 – 25,4
Hardox® HiTemp	375 – 425	1100	60 (LT)	4,7 – 51,0
Hardox® HiTuf	310 – 370	850	40 (TT)	40,0 – 160,0
Hardox® 400	370 – 430	1100	45 (LT)	4,0 – 130,0
Hardox® 450	425 – 475	1250	50 (LT)	3,2 – 80,0
	410 – 475	1250	50 (TT)	80,1 – 103,0
	390 – 475	1250	50 (TT)	103,1 – 130,0
Hardox® 500 Tuf	475 – 505	1250 – 1400	27 [-20°] (TT)	4,0 – 25,4
Hardox® 500	470 – 530	1400	37 (LT)	4,0 – 32,0
	450 – 540	1400	37 (LT)	32,1 – 103,0
Hardox® 550	525 – 575	BD	30 (LT)	8,0 – 65,0
Hardox® 600	570 – 640	BD	BD	6,0 – 51,0
	550 – 540	BD	BD	51,1 – 65,0
Hardox® Extreme	560 – 650	BD	BD	8,0 – 19,0

Zgodnie z informacjami marketingowymi producenta, stal Hardox 400 nadaje się do zastosowań związanych z umiarkowanym zużywaniem, które wymagają wysokiej wytrzymałości, dobrej „giętkości” i doskonałej spawalności. Stal Hardox 450 jest rekomendowana jako wysoce uniwersalna stal konstrukcyjna, wykazująca wysoką udarność, również w obniżonych temperaturach. Wykorzystanie tej stali do produkcji łyżek koparki tajwańskiej firmy Antech Attachments (rys. 16) spowodowało obniżenie ich masy o 30% w porównaniu do pierwotnego rozwiązania przy jednoczesnym wydłużeniu trwałości elementów. Po wykorzystaniu stali Hardox 450 w zastępstwie za stal Hardox 400 na nadwozia wywrotek produkowanych przez firmę Wielton, uzyskano redukcję masy pojazdu o 20%, natomiast w przypadku wywrotki Hitachi Eh1700 otrzymano wartość niższą o 25%, co wskazało na oszczędność emisji CO₂ o 441 ton i redukcję zużycia paliwa o 145 200 l w trakcie okresu użytkowania [64]. Projektowanie i wdrażanie konstrukcji energochłonnych skutkuje obniżeniem kosztów produkcji i eksploatacji ze względu na wyższą niezawodność produktów, rzadszą potrzebę wymiany elementów osprzętu, ich trwałość, dłuższy okres użytkowania. Szczególnie w odniesieniu do pojazdów ciężarowych, które odpowiadają za 27% emisji CO₂ w transporcie drogowym i za prawie 5% emisji gazów cieplarnianych w całej Unii Europejskiej [65], stosowanie rozwiązań lekkich ma wysokie znaczenie dla obniżenia emisyjności przemysłu przetwórczego. Co więcej, zgodnie z wprowadzonym przez Parlament Europejski przepisami, w pojazdach ciężarowych o dużej ładowności należy zapewnić stopniowy spadek emisyjności o 15% do 2025 roku i kolejno o 30% do 2030 roku.



Rys. 16. Łyżka koparki firmy Antech Attachments wykonana ze stali Hardox® 450 [64].

Hardox 500 Tuf jest reklamowany jako najtwardsza na świecie blacha trudnościeralna o wysokich właściwościach konstrukcyjnych, łącząca cechy stali Hardox 450 i 500 (twardość na poziomie 475 – 525 HBW), ciesząca się renomą jako materiał odpowiedni do zastosowania w nadwoziach ciężarówek i wywrotek, kontenerach, przyczepach, łyżkach, sprzęcie rolniczym. Stosowana jest przez takich producentów podzespołów jak ChangWoon, Fronteq, Sjørring, czy wytwórców sprzętu do prac naziemnych Fuhrmann, Kempf, KH-Kipper, Industrias Baco, Schlam [64].

Stale Hardox 500 i 550 są przeznaczone do zastosowań, w których występuje silne zużywanie przy ograniczonych wymaganiach konstrukcyjnych materiału, takich jak płyty wykładzinowe kruszarek i podajników, młoty stosowane w recyklingu. Hardox 550 oferuje zwiększenie trwałości, zastępując stale wysokomanganowe.

Stal Hardox 600 jest odpowiednia do pracy w cięższych warunkach, można ją ciąć i spawać, a pomimo wysokiej twardości zachowuje zadowalającą udarność. Wykorzystuje się ją np. w formach do produkcji cegieł, na płyty wykładzinowe i jastrychowe w transporcie i obróbce minerałów, w betoniarkach oraz na ostrza i noże dla recyklingu.

Zgodnie z badaniami przedstawionymi w [62], wytrzymałość R_m stali Hardox 600 przekracza wartość 2100 MPa, natomiast udarność $KCV_{+20} \approx 40 \text{ J/cm}^2$.

Stal Hardox Extreme określana jest jako najtwardsza na świecie blacha trudnościeralna o nominalnej twardości 60 HRC (650 – 700 HBW). Wyniki badań przedstawione w pracy [61] wykazały, że stal Hardox Extreme wykazuje średnią wytrzymałość $R_m = 2411 \text{ MPa}$ oraz $KCV_{40} \approx 12 \text{ J/cm}^2$. Jest ona przeznaczona do zastosowań o wyjątkowo wysokich wymaganiach w zakresie odporności na ścieranie, np. płyty wykładzinowe. Ze względu na niską udarność, przy doborze stali Hardox Extreme na elementy konstrukcyjne należy wykazać się pewną dozą ostrożności. Kluczem do wyznaczenia obszarów zastosowań tej stali jest wartość współczynnika $R_{p0,2}/R_m$, kształtująca się na poziomie 0,64 – 0,74, która jest właściwa jedynie dla konstrukcji wymagających niskiego współczynnika bezpieczeństwa. Należy w tym miejscu jednocześnie wspomnieć, iż wysoki stosunek $R_{p0,2}/R_m$ najczęściej jest wskazywany przez konstruktorów maszyn podstawowych górnictwa węgla brunatnego jako główny czynnik (oprócz spawalności) limitujący wykorzystanie wysokowytrzymałych stali niskostopowych na konstrukcje tych maszyn.

Hardox HiTuf to odporna na zużywanie ściernie stal o gwarantowanej pracy łamania 40 J w temperaturze -40°C . Jej twardość nominalna wynosi 350 HBW i jest rekomendowanym wyborem w przypadku konieczności zastosowania grubych blach wymagających wysokiej wytrzymałości i właściwości konstrukcyjnych. W wielu przypadkach może zastąpić także części odlewane. Powszechnie stosowana jest na krawędzia tnące w dużych łyżkach górniczych i łopatach, sprzęcie rozbiórkowym, a także tam, gdzie pręty ściernalne i osłony chronią umieszczoną pod nimi konstrukcję. Autorzy pracy [66] uważają, że obok stali Hardox 500 może być z powodzeniem wykorzystywana na podzespoły kosza czerpakowego (zęby, noże i płaszczy). Zęby, będące najsilniej obciążonym elementem, wykazują najniższą trwałość i ze względu na charakter pracy, nie należy oczekiwać podwyższenia jej w sposób radykalny. Proponowane rozwiązania uwzględniają aspekty projektowe, w tym stosowanie części wymiennych, a sugerowane do wykorzystania materiały to np. Hardox 600, staliwo L35GSM [67] i materiały napawane [68]. Trwałość noża można zwiększyć przez zastosowanie stali Hardox 500, a płaszcza – Hardox HiTuf.

Hardox HiAce to odporna na korozję stal trudnościeralna, która pomaga sprostać wyzwaniom związanym z agresywnym środowiskiem, jakie panuje w śmieciarkach, kontenerach i zakładach recyklingu, tartakach, zakładach celulozowo-papierniczych, maszynach stosowanych w górnictwie rud i innych gałęziach przemysłu przetwórczego. Zgodnie z deklaracjami producenta, zawartość chromu wynosi w tym przypadku do 5,10%, a właściwości mechaniczne stali Hardox HiAce są zbliżone do stali Hardox 450.

Hardox HiTemp stanowi ekonomiczne rozwiązanie w zakresie odporności na zużywanie w temperaturach do 500°C , przy nominalnej twardości 400 HBW. W odróżnieniu od pozostałych gatunków, stal Hardox HiTemp nie wykazuje spadków twardości i degradacji struktury wraz z podnoszeniem temperatury pracy. W tym przypadku, zasadniczą rolę odgrywa dodatek molibdenu na poziomie 1,50%, który zapobiega wystąpieniu efektu kruchości odpuszczania II rodzaju. Materiał ten może być także cięty, spawany i obrabiany przy użyciu tego samego rodzaju maszyn i technologii, co stal konwencjonalna. Typowe zastosowania obejmują suszarki w asfaltowniach, płyty i wyłożenia chłodnicy klinkieru w cementowniach, elementy wielkiego pieca, wywrotki do żużlu w hutach, wyposażenie elektrowni, odlewni, płyty wykładzinowe, młoty gipsowe i klinkierowe w kruszarkach [63].

Koncern SSAB-Oxelösund jest również producentem stali martenzytycznych Raex, które są sprzedawane za pośrednictwem globalnej sieci dystrybucyjnej o takiej samej nazwie (tabela 5–6). Stale te są dostępne w zakresie twardości 300 – 500 HBW

i maksymalnej grubości 80 mm z przeznaczeniem na elementy maszyn górniczych (zabudowy wywrotek, wykładziny, przenośniki), rolniczych, robót budowlanych, kontenery załadunkowe. Stal Raex 300 jest oferowana jedynie w formie taśm stalowych i przeznaczona do zastosowań o umiarkowanym ścieraniu, takich jak betoniarki [69].

Tabela 5. Skład chemiczny stali Raex® wg danych producenta [69].

Gatunek stali	Rodzaj produktu	Skład chemiczny [%]									CEV (maks.)	CET (maks.)	Grubość blachy [mm]	
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B				
Raex® 300	Arkusz blachy	0,18	0,80	2,00	0,025	0,015	1,50	1,00	0,50	0,005	0,46	0,27	2,00 – 8,00	
Raex® 400	Arkusz blachy	0,16	0,50	1,60	0,025	0,010	1,20	1,00	0,25	0,005	0,48	0,30	2,00 – 8,00	
	Blacha gruba										0,44	0,30	6,00 – 40,00	
			0,23	0,80	1,70	0,025	0,015	1,50	1,00	0,50	0,005	0,53	0,35	40,01 – 60,00
Raex® 450	Arkusz blachy	0,23	0,50	1,60	0,025	0,010	1,20	1,00	0,25	0,005	0,50	0,35	2,00 – 8,00	
	Blacha gruba										0,48	0,35	6,00 – 40,00	
			0,26	0,80	1,70	0,025	0,015	1,50	1,00	0,50	0,005	0,57	0,38	40,01 – 60,00
Raex® 500	Arkusz blachy	0,27	0,50	1,60	0,025	0,010	1,20	1,00	0,25	0,005	0,55	0,40	2,50 – 7,00	
	Blacha gruba										0,51	0,40	6,00 – 20,00	
			0,30	0,80	1,70	0,025	0,015	1,50	1,00	0,50	0,005	0,59	0,41	20,01 – 40,00
												0,65	0,43	40,01 – 60,00
										0,68	0,43	60,01 – 80,00		

Tabela 6. Wybrane właściwości mechaniczne stali Raex® wg danych producenta [69].

Gatunek stali	Rodzaj produktu	Wybrane właściwości mechaniczne					Grubość blachy [mm]
		Twardość [HBW]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	Wydłużenie A [%]	KV ₄₀ [J]	
Raex® 300	Arkusz blachy	270 – 390	900	1000	11	30	–
Raex® 400	Arkusz blachy	360 – 440	1100	1300	10	30	–
	Blacha gruba	360 – 440	1100	1300	10	30	–
Raex® 450	Arkusz blachy	420 – 500	1250	1450	9	30	–
	Blacha gruba	420 – 500	1200	1450	9	30	–
Raex® 500	Arkusz blachy	470 – 500	1400	1600	8	30	–
	Blacha gruba	470 – 500	1300	1600	8	30	6,00 – 20,00
	Blacha gruba	450 – 500	1300	1600	8	30	20,01 – 80,00

Walorem szczególnie podkreślanym przez producenta jest zastosowanie technologii zrównoważonego procesu wytwarzania stali. Należy zaznaczyć, że branża stalowa odpowiada za 7% światowej emisji CO₂, pomimo że wyprodukowanie 1 kg stali generuje najniższą emisyjność CO₂ (2 – 2,5 kg) w porównaniu do aluminium (11,2 – 12,6 kg), kompozytów zbrojonych włóknem węglowym (21 – 23 kg) czy magnezu (18 – 45 kg) [70]. Ze względu na przewidywany wzrost konsumpcji stali, proces przetwórczy złomu stalowego nie jest w stanie sprostać wymaganiom popytowym – podczas gdy wskaźnik recyklingu stali pozostaje na poziomie 90%, dostępny złom stalowy spełnia zaledwie 25% globalnego zapotrzebowania. Huta SSAB podejmuje wysiłki mające na celu dekarbonizację branży stalowej, inwestując w łańcuch dostaw całkowicie pozbawiony paliw kopalnych, łącznie z produkcją stali. Na rok 2026 planowane jest wypuszczenie na rynek pierwszych tworzyw metalicznych wytworzonych przy zerowym wykorzystaniu paliw kopalnianych, natomiast ich pełne wdrożenie jest szacowane na rok 2030. Powyższe przedsięwzięcie jest efektem współpracy przedsiębiorstw SSAB, LKAB (największy

europijski dostawca rudy żelaza) i Vattenfall (jedna z największych firm energetycznych w Europie), które w 2016 roku połączyły siły, aby stworzyć HYBRIT – inicjatywę, która ma na celu zastąpienie węgla koksującego, tradycyjnie potrzebnego do produkcji stali na bazie rudy, energią elektryczną i wodorem, czego rezultatem ma być praktycznie zerowa emisja śladu węglowego [71].

1.3.2. STALE XAR

Stale XAR (eXtra Abrasion Resistant), będące towarem handlowym huty ThyssenKrupp Steel Europe AG (tabela 7–8), zostały wyprodukowane ponad 50 lat temu w Duisburgu [9], [72–73]. Należały one do grupy stali martenzytycznych odpornych na zużywanie ściernie, w których istotnymi dodatkami był chrom i niob. Mikrozwartość tego drugiego pierwiastka miała na celu podnieść odporność na pęknięcie, odporność na zużywanie udarowe oraz formowalność na zimno. Wszystkie gatunki były dostarczane w stanie zahartowanym i niskoodpuszczonym, z wyjątkiem stali XAR 300, której przeznaczeniem, podobnie jak w przypadku stali Raex 300, były elementy narażone na niskie lub umiarkowane ściernie. Wytwórca określał je jako dające możliwość znacznego podwyższenia trwałości elementów maszyn górniczych oraz rolniczych, a w przypadku niższych gatunków jako podatne do obróbki plastycznej i spawanie. Jednakże, w 2021 roku stale XAR zostały wycofane z oferty sprzedaży, a na ich miejsce wprowadzono tworzywa metaliczne o nazwie handlowej Perdur (z angielskiego, per – ‘performance’, dur – durability), dostępne obecnie w dwóch gatunkach (tabela 9–10) [74]. Producent szczególnie podkreśla obniżenie zużycia paliw kopalnych i emisji śladu węglowego przy ich produkcji. Wśród zastosowań należy wymienić wywrotki, pługi śnieżne, kontenery ładunkowe.

Tabela 7. Skład chemiczny stali XAR® wg danych producenta [9]. N – stan normalizowany; A+T – stan po hartowaniu i odpuszczaniu; BD – brak danych.

Gatunek stali	Warunki dostawy	Skład chemiczny [%]											CEV
		C maks.	Si maks.	Mn maks.	P maks.	S maks.	Cr maks.	Ni maks.	Mo maks.	B maks.	V maks.	Nb maks.	
XAR® 300	N	0,22	0,65	1,50	0,025	0,025	1,20	–	0,30	0,005	–	–	BD
XAR® 400	A+T	0,20	0,80	1,50	0,025	0,010	1,00	–	0,60	0,005	–	–	0,48
XAR® 450	A+T	0,22	0,80	1,50	0,025	0,010	1,30	–	0,50	0,005	–	–	0,55
XAR® 500	A+T	0,28	0,80	1,50	0,025	0,010	1,00	–	0,50	0,005	–	–	0,62
XAR® 600	A+T	0,40	0,80	1,50	0,025	0,010	1,50	1,50	0,50	0,005	–	0,050	0,79

Tabela 8. Wybrane właściwości mechaniczne stali XAR® wg danych producenta [9]. BD – brak danych.

Gatunek stali	Wybrane właściwości mechaniczne			
	Twardość [HBW]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	Wydłużenie A [%]
XAR® 300	≥ 270	BD	BD	BD
XAR® 400	370 – 430	1000	1250	12
XAR® 450	420 – 480	1200	1400	10
XAR® 500	470 – 530	1300	1600	9
XAR® 600	> 550	1700	2000	8

Tabela 9. Nominalny skład chemiczny stali Perdur® wg danych producenta [74].

Gatunek stali	Skład chemiczny [%]									CEV
	C maks.	Si maks.	Mn maks.	P maks.	S maks.	Cr maks.	Ni maks.	Mo maks.	B maks.	
Perdur® 400	0,20	0,80	1,50	0,020	0,010	1,00	1,50	0,50	0,005	0,36
Perdur® 450	0,22	0,80	1,50	0,020	0,010	1,30	1,50	1,50	0,005	0,41

Tabela 10. Wybrane właściwości mechaniczne stali Perdur® wg danych producenta [74].

Gatunek stali	Wybrane właściwości mechaniczne				
	Twardość [HBW]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	Wydłużenie A [%]	KV ₄₀ [J]
Perdur® 400	370 – 430	1100	1300	11	45
Perdur® 450	420 – 480	1200	1450	10	40

1.3.3. STALE Z BOREM TBL

Stale TBL są kolejnym produktem firmy Thyssenkrupp Steel Europe, jednak w odróżnieniu do przedstawionych powyżej gatunków, dostarczane są w stanie znormalizowanym, w związku z czym ich struktura złożona jest z perlitu i ferrytu [75]. Korzyścią płynącą z takiego rozwiązania jest większa przetwarzalność i możliwość wykonania późniejszej obróbki cieplnej na wyprofilowanych fragmentach (wyciętych lub przerobionych plastycznie do wymaganego kształtu). W ten sposób, wyeliminowane zostają problemy związane ze zmianą struktury warstw powierzchniowych podczas procesów odpuszczania, do których dochodzi w wyniku dostarczenia ciepła w trakcie cięcia termicznego, szczególnie za pomocą palnika acetylenowo-tlenowego. Również podczas przeróbki plastycznej, formowalność kształtu zostaje znacznie podniesiona ze względu na większy kąt zginania materiału, ułatwiając wytworzenie bardziej skomplikowanych elementów. Możliwość przeprowadzenia późniejszej obróbki cieplnej jest uwarunkowana specyficznym składem chemicznym podnoszącym hartowność – w tym zawartością boru i manganu (tabela 11–12), a dodatkową zaletą jest możliwość wykorzystania różnorodnych ośrodków chłodzących – poza wodą, jest to także olej lub zawiesina polimerowa, które znacznie niwelują ilość powstałych naprężeń hartowniczych i zapobiegają odkształceniom elementu. Pierwszymi dostępnymi gatunkami były szeroko przetestowane w warunkach eksploatacyjnych stale TBL i TBL PLUS i pod takim nazewnictwem zostały przebadane w publikacjach [5], [72–73]. Jednak obecnie tworzywa te są ofertowane pod nazwą handlową TBL 30 i TBL 35, a wraz z dalszym rozwojem i poszerzaniem asortymentu wypuszczono kolejne gatunki, tj. TBL 40, 45 i 50. Materiały te są sprzedawane z głównym przeznaczeniem na elementy maszyn rolniczych (brony, prasy, motyki, pługi) i pojazdów specjalnego przeznaczenia, a także na przedmioty codziennego użytku (pałaki w kłódkach, noże). Zgodnie z informacjami producenta, maksymalna twardość po przeprowadzeniu kompleksowych zabiegów obróbki cieplnej wynosi 660 HBW, co stanowi wartość porównywalną z właściwościami stali Hardox Extreme. Ponadto, zgodnie z deklaracjami, wysoki poziom twardości zostaje utrzymany po zastosowaniu zabiegów odpuszczania. Podobne produkty posiadają w swojej ofercie firmy Milkangas Group (MiiLux boron steel), a także Arcelor Mittal (Durabor). Stal B27 (SSAB-Oxelösund), sprzedawana jako jeden z towarów marki handlowej SSAB boron, znalazła uznanie u czołowego producenta polskich maszyn rolniczych Unia Group (rys. 17), który spośród korzyści płynących z zastosowania blach obrabialnych cieplnie wymienia mniejszy nakład wymaganej pracy i obniżenie kosztów produkcji [9]. Powyższe materiały klasyfikuje się jako tzw. stale borowe, wśród których najczęściej stosowanymi gatunkami są: 20MnB5, 30MnB5, 32CrB4, 36CrB4, 27MnCrB5-2, 33MnCrB5-2 [76].

Tabela 11. Nominalny skład chemiczny stali TBL® wg danych producenta [75].

Gatunek stali	Skład chemiczny [%]										CEV	CET
	C	Si maks.	Mn	P maks.	S maks.	Cr maks.	Ni	Al	B	Ti		
TBL® 30	0,25 – 0,35	0,40	1,00 – 1,50	0,025	0,010	0,50	–	0,02 – 0,06	0,001 – 0,005	0,02 – 0,05	0,55	0,40
TBL® 35	0,30 – 0,40	0,40	1,00 – 1,50	0,025	0,010	0,50	–	0,02 – 0,06	0,001 – 0,005	0,02 – 0,05	0,60	0,50
TBL® 40	0,35 – 0,45	0,40	1,00 – 1,50	0,025	0,010	0,50	–	0,02 – 0,06	0,001 – 0,005	0,02 – 0,05	0,70	0,55
TBL® 45	0,40 – 0,50	0,40	1,00 – 1,50	0,025	0,010	0,50	–	0,05 – 0,15	0,001 – 0,005	0,005 – 0,020	0,75	0,60
TBL® 50	0,45 – 0,55	0,40	1,00 – 1,50	0,025	0,010	0,70	0,10 – 0,30	0,02 – 0,06	0,001 – 0,005	0,02 – 0,05	0,80	0,65

Tabela 12. Wybrane właściwości mechaniczne stali TBL® wg danych producenta [75].

Gatunek stali	Wybrane właściwości mechaniczne			
	Twardość [HBW]	R _p [MPa]	R _m [MPa]	Wydłużenie A [%]
TBL® 30	180	400	620	22
TBL® 35	200	430	680	22
TBL® 40	220	470	750	20
TBL® 45	240	510	825	17
TBL® 50	260	620	880	17



Rys. 17. Przykład lemiesza pługa polskiego producenta maszyn rolniczych Unia Group wykonany ze stali B27 [9].

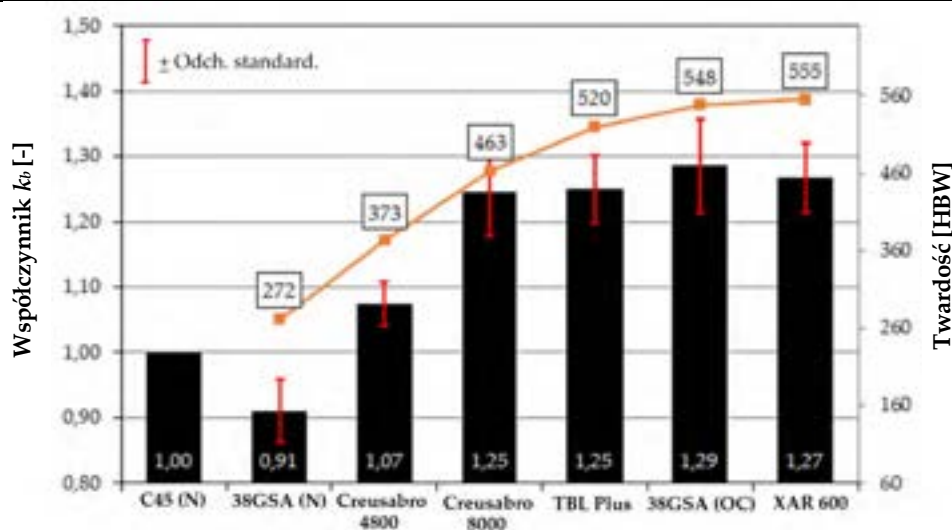
1.3.4. STALE CREUSABRO I RELIA

Producentem stali odpornych na zużywanie ścierne Creusabro jest firma Industeel, oddział koncernu Arcelor Mittal (tabela 14–15). W odróżnieniu do przedstawionych powyżej gatunków stali martenzytycznych i borowych, w tym przypadku cechą charakterystyczną tych tworzyw jest złożona struktura bainityczno-martenzytyczna z austenitem szczątkowym oraz drobnymi i równomiernie rozłożonymi węglnikami, uzyskana przez odpowiednio dobrany skład chemiczny i spowolnione chłodzenie przy hartowaniu [78–79]. W efekcie, w materiałach tych również obniżona zostaje podatność na

pękanie ze względu na mniejsze naprężenia wewnętrzne w materiale. Dodatki stopowe są wprowadzane w celu wytworzenia wydzielen węglików chromu (twardość 1500 HV), molibdenu (twardość 1800 HV), tytanu (twardość 3000 HV). Tak ukształtowana struktura umożliwia utwardzenie warstwy wierzchniej nawet o 70 jednostek HBW w wyniku umocnienia zgniotem (efekt TRIP), wywołanego udarowym i ciśnieniowym oddziaływaniem urobku (tabela 13). Zastosowane rozwiązania technologiczne i materiałowe (w tym dodatek Si i Cu, nieujęte w karcie produktu) wpływają na podwyższenie temperatury odpuszczalności stali, wobec czego możliwy jest szerszy zakres temperatur użytkowania – nawet do 450°C. W ten sposób, materiał może być również formowany na gorąco, a po procesach spawania lub cięcia termicznego, zaobserwowana strefa wpływu ciepła jest wyraźnie węższa. Producent zapewnia, że stale Creusabro 4800 i 8000 pod wpływem umocnienia osiągają wartości mechaniczne w warstwie wierzchniej adekwatne dla stali gatunku 450 i 550. Należy zaznaczyć także, że powyższe deklaracje zostały potwierdzone przez autorkę niniejszej pracy [72], gdzie stale Creusabro wykazały zbliżoną wartość współczynnika względnej odporności na zużywanie ściernie k_b w porównaniu do stali TBL PLUS i XAR 600, które charakteryzują się twardością wyższą odpowiednio o 57 i 92 jednostki w skali Brinella w porównaniu do stali Creusabro 8000. Uzyskane wyniki są tłumaczone wysokim stopniem umocnienia roztworowego, co wpływa na występowanie mechanizmu zużywania przez mikroskrwanie, a także umocnieniem warstwy podpowierzchniowej przez zgniot (rys. 18).

Tabela 13. Zmiany twardości warstwy wierzchniej stali Creusabro w wyniku umocnienia zgniotem [77].

Stal	Twardość [HBW]
Creusabro Superten	300-380
Creusabro 4800	340-400 → 410-470 ^{TR}
Creusabro 8000	430-500 → 500-570 ^{TR}
Creusabro Dual	430-500 → 500-570 ^{TR}
Creusabro M	180-220 → 520-600 ^{TR}



Rys. 18. Współczynnik względnej odporności na ścieranie k_b analizowanych stali trudnościeralnych względem poziomu twardości. N – stan normalizowany, OC – stan obrobiony cieplnie. Za pracę [72].

W przypadku ekstremalnych warunków pracy, producent wskazuje na wykorzystanie stali Creusabro Dual, która dzięki zawartości tytanu w ilości 0,6% posiada w swojej strukturze zwiększoną ilość drobnodispersyjnych węglików. Creusabro Superten jest przeznaczony na narzędzia do robót ciężkich i dostępny w największej grubości – 130 mm. Poza wymienionymi gatunkami, kolejnym produktem jest stal Creusabro M, która zachowuje wszystkie właściwości charakterystyczne dla staliwa Hadfielda. Nazwa ta pochodzi od nazwiska odkrywcy, Roberta Hadfielda, który w 1882 wytworzył stal wysokomanganową, a ze względu na jej sukces komercyjny, powyższa data jest uznawana za narodziny stali stopowych. Powszechnym zastosowaniem staliwa Hadfielda stały się wówczas elementy, które poza pracą w warunkach tarcia są narażone również na znaczne naciski powierzchniowe. Korzystne właściwości staliwa Hadfielda są wynikiem zachowania struktury austenicznej, która pozostaje stabilna w temperaturze otoczenia ze względu na dodatek manganu o stosunku C do Mn równym 1:10 [31]. Materiał ten jest wykorzystywany m.in. na rozjazdy szynowe, kosze koparek, kruszarki szczękowe czy części gąsienic do ciągników. Historycznie, podczas I wojny światowej produkowano z niego brytyjskie hełmy Brodie [79].

Dodatkowo, producent posiada w swojej ofercie martenzytyczne stale z borem Relia, dostępne w zakresie twardości 400 – 500 HBW [77]. Zgodnie z informacjami katalogowymi, ich odporność na zużywanie jest 3 – 6 razy wyższa w porównaniu do stali S355, a wytwórca deklaruje ponadto znaczne obniżenie kosztów pośrednich i bezpośrednich, większą ładowność, mniejsze zużycie paliwa (tabela 16–17).

Tabela 14. Skład chemiczny stali Creusabro® wg danych producenta [77].

Gatunek stali	Skład chemiczny [%]										CEV	Grubość blachy [mm]
	C	Si	Mn	P maks.	S maks.	Cr maks.	Ni maks.	Mo maks.	V maks.	Ti maks.		
Creusabro® 4800	maks. 0,20	–	maks. 1,60	0,018	0,005	1,90	1,00	0,40	–	–	–	–
Creusabro® 8000	maks. 0,28	–	maks. 1,60	0,018	0,005	1,60	1,00	0,40	–	–	–	–
Creusabro® Dual	≈ 0,40	–	≈ 1,30	–	0,002	≈ 0,70	≈ 0,45	0,34	–	≈ 0,60	–	–
Creusabro® M	1,10 – 1,30	0,3 – 0,5	min 12	0,03	0,01	1,50	–	–	–	–	–	–
Creusabro® Superten	maks. 0,18	maks. 0,60	maks. 1,60	0,015	0,005	1,00	2,50	0,70	0,07	–	≤ 0,65	< 150
											≤ 0,75	≥ 150

Tabela 15. Wybrane właściwości mechaniczne stali Creusabro® wg danych producenta [77].
BD – brak danych.

Gatunek stali	Wybrane właściwości mechaniczne				Grubość blachy [mm]
	Twardość [HBW]	R _p [MPa]	R _m [MPa]	Wydłużenie A [%]	
Creusabro® 4800	370	900	1200	12	–
Creusabro® 8000	470	1250	1630	12	–
Creusabro® Dual	480	1200	1630	10	–
Creusabro® M	180 – 240	BD	BD	BD	–
Creusabro® Superten	300 – 380	≥ 960	≥ 1050	≥ 12	< 120
	300 – 380	≥ 890	≥ 980		≥ 120

Tabela 16. Nominalny skład chemiczny stali Relia® wg danych producenta [77].

Gatunek stali	Skład chemiczny [%]														CEV
	C maks.	Si maks.	Mn maks.	P maks.	S maks.	Cr maks.	Ni maks.	Mo maks.	B maks.	V maks.	Nb maks.	Al maks.	Ti maks.	Cu maks.	
Relia 400®	0,17	0,60	1,90	0,020	0,03	0,80	1,00	0,20	0,004	0,03	0,030	0,06	0,05	0,4	0,45
Relia 450®	0,20	0,60	1,50	0,020	0,003	0,80	1,00	0,20	0,004	0,03	0,030	0,06	0,05	0,4	0,52
Relia 500®	0,28	0,60	1,50	0,020	0,003	1,00	0,80	0,50	0,004	0,03	0,030	0,06	0,05	0,4	0,67

Tabela 17. Wybrane właściwości mechaniczne stali Relia® wg danych producenta [77]

Gatunek stali	Wybrane właściwości mechaniczne			
	Twardość [HBW]	R_p [MPa]	R_m [MPa]	Wydłużenie A [%]
Relia 400®	370 – 430	1100	1250	13
Relia 450®	420 – 480	1200	1400	10
Relia 500®	470 – 530	1400	1600	10

1.3.5. STALE PANCERNE

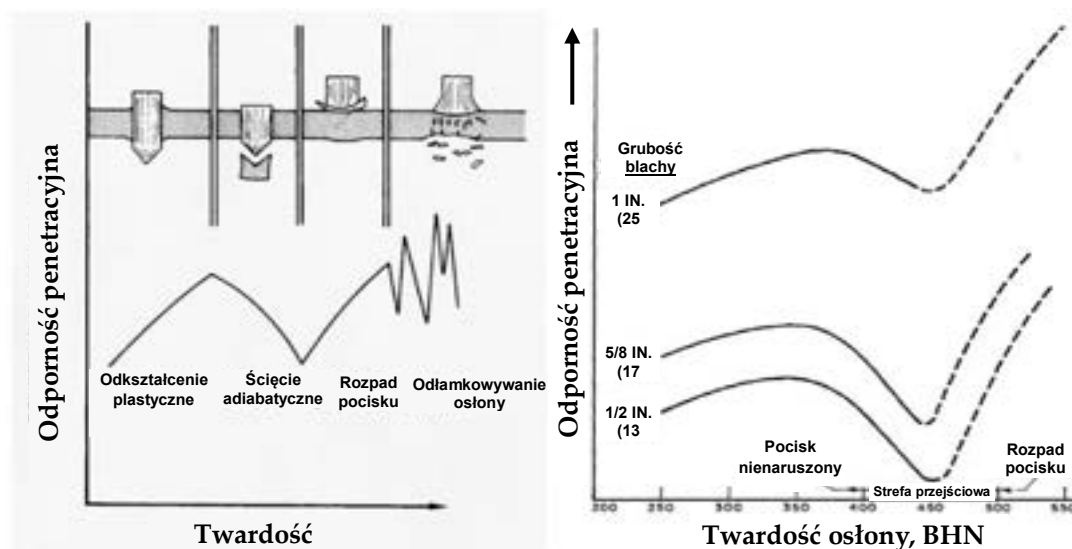
Ze względu na wysokie właściwości mechaniczne i plastyczne, niskostopowe stale martenzytyczne z borem są także wiodącym materiałem metalicznym stosowanym na osłony balistyczne. Przykładowe gatunki stali pancernych to Armox, Ramor, Secure, Mars, Protection, Armstal, Miilux Protection, Bisalloy. Stale te są również sprzedawane z adnotacją odpowiadającą twardości mierzonej w skali Brinella, równej 370 – 650 HBW. Podobnie jak w przypadku stali martenzytycznych o podwyższonej odporności na zużywanie ściernie, producenci nie dostarczają danych na temat właściwości wytrzymałościowych stali wyższej klasy, tj. Armox Advance czy Mars 650. Jednakże, na podstawie badań uwzględniających zbliżone gatunkowo stale Hardox 600 i Extreme można uznać, że ich wytrzymałość R_m przekracza wartość 2000 MPa [61–62]. Uzyskanie tak wysokich wskaźników umożliwia obniżenie masy dzięki zastosowaniu blach stali Mars 650 cieńszych o 5 mm w porównaniu do stali Mars 380 przy zagrożeniu na poziomie III, zgodnie z normą STANAG 4569 [80].

Uznaje się, że wyższa twardość materiału zapewnia rosnącą odporność penetracyjną [81–82]. Sformułowane do tej pory korelacje zakładają, że początkowy wzrost odporności na uderzenia balistyczne związany jest z obniżeniem tendencji materiału do plastycznego odkształcenia pod wpływem oddziaływania pocisku, aczkolwiek, powyżej określonej wartości (w zakresie 400 – 500 HBW), właściwości te mogą maleć ze względu na występowanie zjawiska opierającego się na powstaniu adiabatycznych pasm ścinania [83–85] (rys. 19). Przyczyną powyższego rodzaju uszkodzenia jest wygenerowane przez pracę odkształcenia plastycznego ciepło. Przy obciążeniach o charakterze udarowym, ciepło pozostaje rozproszone jedynie w strefie spiętrzeń dyslokacji, wywołując efekt domina: większy udział odkształceń plastycznych powoduje intensyfikację ilości skoncentrowanego ciepła. Taki stan termodynamiczny obniża jednocześnie właściwości mechaniczne materiału, ułatwiając przemieszczenie się dyslokacji. Dalsze podwyższanie właściwości mechanicznych zapewnia najwyższy poziom bezpieczeństwa, w którym dochodzi do rozpadu pocisku i jednocześnie zachowania stabilności pancerza [86].

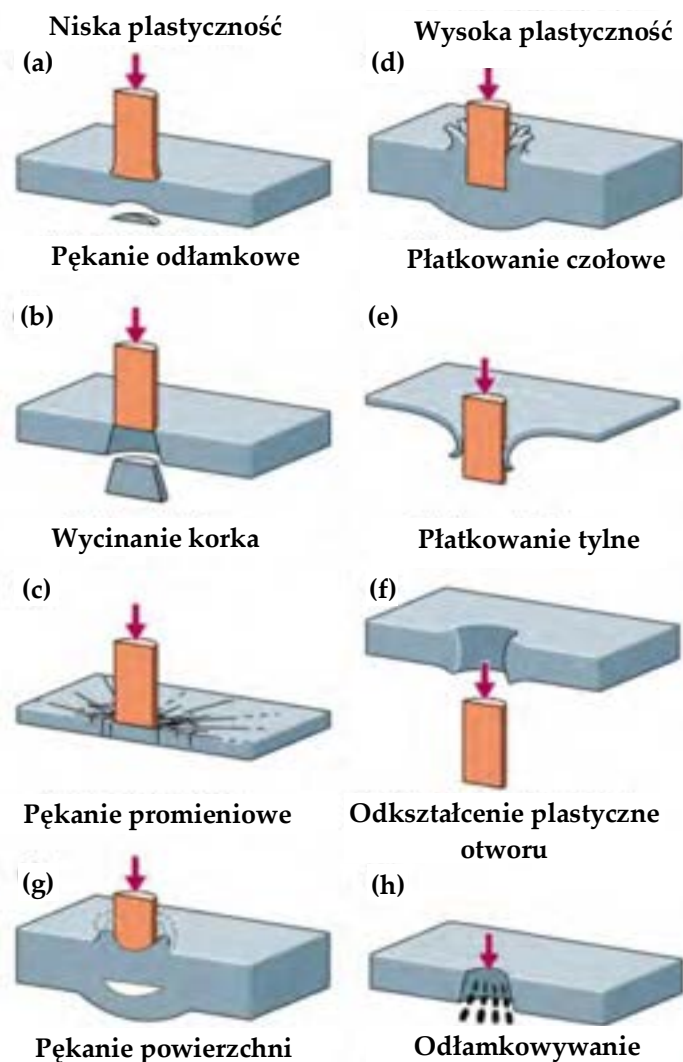
Do uszkodzenia osłony amunicją przeciwpancerną może dojść zgodnie z mechanizmami przedstawionymi na rys. 20, przy czym interakcja ta może wykazywać jeden dominujący sposób niszczenia lub być złożona, co jest zależne od sposobu propagacji fal naprężeniowych – zjawiska uwarunkowanego właściwościami materiału: wytrzymałością, zdolnością do umocnienia, odpornością na pęknięcie [87]. Odłamkowanie

jest efektem zmiennych naprężeń spowodowanych siłami rozciągającymi powstałymi w wyniku odbicia fali początkowych naprężeń ściskających od tylnej części osłony i występuje najczęściej w materiałach bardziej odpornych na pęknięcia przy ściskaniu niż przy rozciąganiu. Może dojść wówczas także do rozwarstwienia elementu, w tym o charakterze wielowarstwowym, na co wpływ wykazują lokalne niejednorodności i anizotropia, uwarunkowana walcowaniem lub obecnością struktur dendrytycznych. Płatkowanie jest spowodowane promieniowym i obwodowym rozkładem naprężeń rozciągających. Deformacja plastyczna wynika z generacji momentów zginających w efekcie wybrzuszenia wypychanego przez pocisk materiału osłony. Po przekroczeniu wytrzymałości, w miejscu koncentracji naprężeń (wgniecenie przy wierzchołku pocisku) zaczyna rozchodzić się gwieździste pęknięcie, a powstałe deformacje mogą zostać wygięte w stronę przednią i tylną.

Powstanie krateru ciągłego świadczy o wysokiej zdolności do absorpcji energii uderzenia balistycznego, przy czym odporność na przebicie jest w tym przypadku większa przy wyższych poziomach naprężeń uplastyczniających, wpływających na stopień umocnienia. W miarę wzrostu wytrzymałości zmniejsza się ciągliwość i wówczas uszkodzenie charakteryzuje się bardziej skupioną (skoncentrowaną) interakcją z osłoną, przy możliwych mechanizmach penetracji przez zatkanie lub rozerwanie i rozpad tarczy. Co więcej, materiały ultrawytrzymałe, ale jednocześnie o małej udarności, mogą wykazywać tendencję do wykruszania się pod wpływem uderzenia, a powstałe pęknięcia przyjmują charakter promienisty. Zabiegiem, który w takim wypadku jest stosowany w celu zapewnienia bezpieczeństwa, jest hartowanie warstwy wierzchniej do twardości 650 HBW. W ten sposób plastycznie wytrzymały rdzeń jest w stanie zaabsorbować energię uderzenia [86].



Rys. 19. Zależność między twardością monolitycznej płyty stalowej a skutecznością ochrony balistycznej dla nieokreślonego pocisku przeciwpancernego, wyrażona schematycznie (po lewej) oraz w funkcji twardości Brinella (po prawej). Obserwuje się nieciągłą korelację spowodowaną wystąpieniem adiabaticznych pasm ścinania [85].



Rys. 20. Możliwe interakcje między osłoną balistyczną a amunicją przeciwpancerną.

Poza właściwościami wytrzymałościowymi osnowy, odporność balistyczna zależy także od rodzaju pocisku (jego twardości, wielkości, gęstości, kształtu) oraz energii i kąta uderzenia. Naboje strzeleckie są klasyfikowane zgodnie z rodzajem broni do której są przeznaczone lub na podstawie wylotowej energii kinetycznej i tak można wyróżnić amunicję pistoletową (standardowy pocisk NATO to 9×19 mm o energii kinetycznej 580 J), pośrednią (przeznaczoną do strzelania z karabinków, np. $5,56 \times 45$ mm NATO, $E_k = 1700$ J) oraz karabinową ($7,62 \times 51$ mm NATO o energii 3300 J). Powszechnie stosowanym pociskiem karabinowym jest również nabój $7,62 \times 54$ mm produkcji rosyjskiej z 1891 roku. Jego masa wynosi 9,65 g (rdzeń stalowy), natomiast prędkość początkowa może osiągać 870 m/s. Pod koniec II wojny światowej wprowadzony zostaje także karabinek strzelający amunicji pośredniej. Opracowano wówczas nabój kalibru $7,62 \times 39$ mm wz. 43 z pociskiem stalowym (PS). Amunicja ta często jest określana jako nabój do karabinka Kałasznikowa AK-47 [88].

Stale Armox należą do najpowszechniej stosowanych tworzyw metalicznych w produkcji elementów, od których wymagana jest zadowalająca (zgodna z określonym stopniem zagrożenia wg odpowiednich norm cywilnych i wojskowych) odporność balistyczna [89]. Podobnie jak w przypadku stali Hardox, ich producentem jest szwedzki koncern SSAB-Oxelösund. Podstawowym wymaganiami eksploatacyjnymi stawianymi elementom narażonym na zużywanie ścierne i pracę w warunkach obciążeń dynamicznych

jest rosnący poziom twardości, wobec czego można przypuszczać, że właściwości strukturalne przedstawionych gatunków stali są zbliżone. Ponadto, przy ich produkcji wykorzystywane są te same, wysokojakościowe rudy, a proces wytwarzania oparty jest na zbliżonych technologiach. Również w informacjach marketingowych producenta, dla obydwu produktów deklarowana jest wysoka wytrzymałość, odporność na obciążenia udarnościowe, jednorodność struktury i twardości na przekroju, niska zawartość pierwiastków szkodliwych, dobra hartowność, spawalność, zginatność oraz możliwość obróbki skrawaniem za pomocą tradycyjnych technik i narzędzi. Potencjalne różnice mogą być uwarunkowane koniecznością przeprowadzenia zabiegów odpuszczania w przypadku stali pancernych, wobec czego należy zastosować rozwiązania zapobiegające wystąpieniu kruchości odpuszczania. Podobną ofertę handlową posiada fińska grupa Milukangas, którego głównym produktem sprzedaży są stale odporne na zużywanie ścierne, borowe i pancerne. Również firma Industeel, poza produkcją stali Creusabro i Relia, znana jest z produkcji blach ochronnych sprzedawanych pod nazwą handlową Mars. Deklarowany przez producenta skład chemiczny oraz właściwości mechaniczne stali Armox są zbliżone do analizowanych wcześniej stali Hardox (tabela 18–19). Proponowane zastosowania nie uwzględniają jedynie rozwiązań militarnych, ale również cywilne, w tym drzwi ochronne, kasy pancerne, sejfy, a także elementy ochrony pojazdów i budynków (lotnisk, komisariatów policji, banków, gmachów rządowych, dworców kolejowych). Co więcej, producent posiada w swojej ofercie również stale pancerne Ramor, które są sprzedawane, podobnie jak stale Hardox, w przedziałach twardości co 50 jednostek w skali Brinella (tabela 20–21). W przypadku stali Armox oferta handlowa jest jednak znacznie szersza, a przedziały deklarowanej twardości kształtują się co 20 – 70 jednostek HBW. Adnotacja ‘T’ świadczy o podwyższonej odporności na pęknięcie materiału (ang. – toughness).

Tabela 18. Skład chemiczny stali Armox® wg danych producenta [89].

Gatunek stali	Skład chemiczny [%]								
	C maks.	Si maks.	Mn maks.	P maks.	S maks.	Cr maks.	Ni maks.	Mo maks.	B maks.
Armox® 370 T Class 1	0,32	0,40	1,20	0,010	0,003	1,00	1,80	0,70	–
Armox® 370 T Class 2	0,32	0,40	1,20	0,010	0,003	1,00	1,80	0,70	–
Armox® 440T	0,21	0,50	1,20	0,010	0,003	1,00	2,50	0,70	0,005
Armox® 500T	0,32	0,40	1,20	0,010	0,003	1,00	1,80	0,70	0,005
Armox® 520T	0,32	0,40	1,20	0,010	0,003	1,00	1,80	0,70	0,005
Armox® 560T	0,37	0,70	1,00	0,010	0,003	1,00	1,80	0,50	0,005
Armox® 600T	0,47	0,70	1,00	0,010	0,003	1,50	3,00	0,70	0,005
Armox® 620T	0,46	0,70	1,00	0,010	0,003	1,00	2,50	0,60	0,005
Armox® Advance	0,47	0,70	1,00	0,010	0,003	1,50	3,00	0,70	0,005

Tabela 19. Wybrane właściwości wytrzymałościowe stali Armox® wg danych producenta [89].
TT – poprzecznie do kierunku walcowania; BD – brak danych.

Gatunek stali	Wybrane właściwości mechaniczne						Grubość blachy [mm]
	Twardość [HBW]	R_p [MPa]	R_m [MPa]	Wydłużenie A_5 [%]	Wydłużenie A_{50} [%]	KV ₄₀ [J]	
Armox® 370 T Class 1	380 – 430	1000	1150 – 1350	8	8	TT 20	3,0 – 3,9
	380 – 430	1000	1150 – 1350	10	10		4,0 – 5,9
	380 – 430	1000	1150 – 1350	10	12		6,0 – 19,9

Gatunek stali	Wybrane właściwości mechaniczne						Grubość blachy [mm]
	Twardość [HBW]	R_p [MPa]	R_m [MPa]	Wydłużenie A_5 [%]	Wydłużenie A_{50} [%]	KV ₄₀ [J]	
	340 – 390	900	1050 – 1250	11	13	TT 40	20,0 – 39,9
	300 – 350	850	950 – 1150	12	14		40,0 – 59,9
	300 – 350	BD	BD	BD	BD		60,0 – 100,0
Armox® 370 T Class 2	280 – 330	800	900 – 1100	13	15	BD	3,0 – 5,9
	280 – 330	800	901 – 1100	13	15	TT 60	6,0 – 59,9
	280 – 330	BD	BD	BD	BD		60,0 – 100,0
Armox® 440T	420 – 480	1100	1250 – 1550	10	12	TT 45	4,0 – 30,0
	420 – 480	1050	1250 – 1550	10	12		30,1 – 50,0
	420 – 480	1000	1250 – 1550	10	12		50,1 – 80,0
Armox® 500T	480 – 540	1250	1450 – 1750	8	10	TT 32	3,0 – 80,0
Armox® 520T	500 – 550	1225	1500 – 1850	8	BD	TT 27	4,0 – 12,0
Armox® 560T	530 – 590	1300	1650 – 2000	7	9	TT 20	4,0 – 15,0
Armox® 600T	570 – 640	BD	BD	BD	BD	TT 12	4,0 – 20,0
Armox® 620T	55 – 60 HRC	BD	BD	BD	BD	BD	6,0 – 15,0
Armox® Advance	58 – 63 HRC	BD	BD	BD	BD	BD	4,0 – 7,9

Tabela 20. Skład chemiczny stali Ramor® wg danych producenta [89].

Gatunek stali	Skład chemiczny [%]								
	C maks.	Si maks.	Mn maks.	P maks.	S maks.	Cr maks.	Ni maks.	Mo maks.	B maks.
Ramor® 450	0,25	0,70	1,50	0,015	0,010	1,00	2,00	0,70	0,005
Ramor® 500	0,35	0,70	1,50	0,015	0,010	1,00	2,00	0,70	0,005
Ramor® 550	0,36	0,70	1,50	0,015	0,010	1,50	2,50	0,80	0,005
Ramor® 600	0,40	0,70	1,50	0,015	0,010	1,50	2,50	0,80	0,005

Tabela 21. Wybrane właściwości wytrzymałościowe stali Ramor® wg danych producenta [88].
Gdzie: TT – próba w poprzek kierunku walcowania; BD – brak danych.

Gatunek stali	Wybrane właściwości mechaniczne					Grubość blachy [mm]
	Twardość [HBW]	R_p [MPa]	R_m [MPa]	Wydłużenie A_5 [%]	KV ₄₀ [J]	
Ramor® 450	400 – 480	1000	1150	8	TT 20	8,0 – 16,0
Ramor® 500	490 – 560	BD	BD	BD	BD	2,0 – 30,0
Ramor® 550	540 – 600	BD	BD	BD	BD	3,0 – 15,0
Ramor® 600	570 – 640	BD	BD	BD	BD	3,0 – 6,0

Dotychczas wykonano także wstępne badania na temat odporności balistycznej niskostopowych stali martenzytycznych z borem sprzedawanych z przeznaczeniem na elementy narażone na zużywanie ściernie. Eksperymenty przeprowadzone na stali Hardox 450 o grubości 10 mm wykazały, że w przypadku amunicji przeciwpancernej, ochrona jest zapewniona dla maksymalnej energii uderzenia równej 3000 J [90]. Ponadto, według [91], blachy stali XAR 450 o grubości 6 mm, a także osłony wykonane ze stali niskowęglowej (ASTM A36, $R_m \approx 390$ MPa) o grubości 8 mm, przechodzą pomyślnie testy przeciwko pociskowi pełnopłaszczowemu 9 mm o prędkości 426 m/s.

1.4. WPLYW BORU NA WŁAŚCIWOŚCI STALI

1.4.1. ASPEKTY STRUKTURALNE I WYTRZYMAŁOŚCIOWE

Wspólną cechą niskostopowych stali martenzytycznych jest występowanie mikrododatku boru, który wpływa na znaczne podwyższenie hartowności. Porównawczo, jego udział w stali na poziomie 0,001 – 0,003% stanowi ekwiwalent intensywności hartowania jakim jest zawartość 0,6% Mn, 0,7% Cr, 0,5% Mo lub 1,5% Ni [92]. Można zatem stwierdzić, że wzrost hartowności występuje przy jego ilościach, które dla innych pierwiastków stopowych są uznawane za śladowe.

Bor jest pierwiastkiem chemicznym o liczbie atomowej 5, półmetalem występującym na pierwszym miejscu grupy 13 (borowców). Jego konfiguracja elektronowa to ns^2np^1 , co odpowiada maksymalnemu III stopniu utlenienia [93]. Wyróżnia się bor amorficzny oraz krystaliczny, który występuje w trzech odmianach alotropowych. W takiej formie jest trudnotopliwy (powyżej 2000°C) i ma postać czarnych, niereaktywnych oraz twardych (powyżej 9 jednostek w skali Mohsa) kryształów.

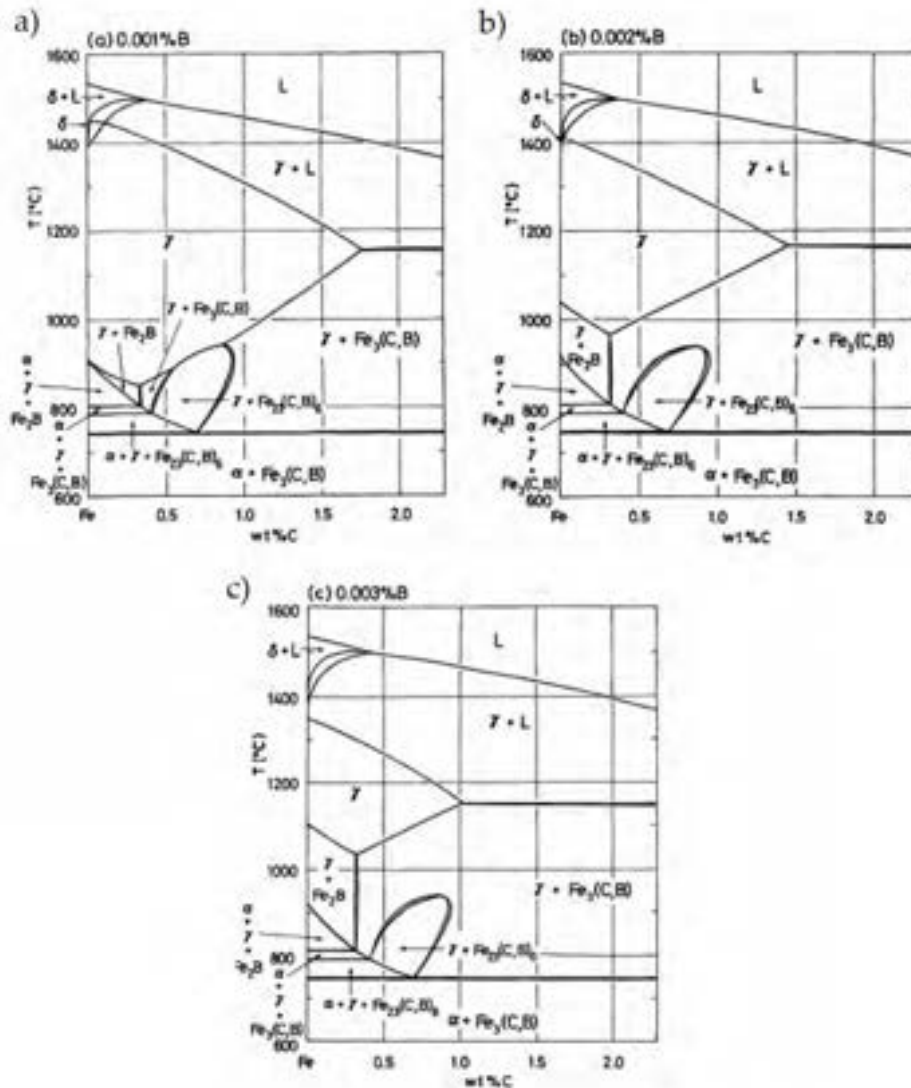
Historycznie, po raz pierwszy badania nad wpływem dodatku boru na właściwości stali zostały przeprowadzone w 1907 roku, jednak ze względu na zbyt wysoką ilość wprowadzonego do wytopu boru na poziomie 0,2 – 1,5%, uzyskane wyniki testów były negatywne [93]. Powodem w tym przypadku było występowanie skoagulowanych wydzieleni związków międzymetalicznych, które wpłynęły na obniżenie właściwości mechanicznych. W 1921 roku, przy zastosowaniu mniejszych ilości tego pierwiastka, zrealizowano kolejne próby, uzyskując w efekcie stale samohartujące się. Brak powtarzalności przeprowadzonych testów, spowodowany niezadowalającą czystością wykorzystanych rud, uniemożliwił jednak komercjalizację tych obiecujących tworzyw. W 1935 roku, podczas odtleniania stali w jednej z amerykańskich hut, do wytopu wprowadzono żelazostop Al-Si-Zr-Ti, który zawierał pierwiastki tłumiące niekorzystne działanie związków boru na hartowność. W ten sposób otrzymano grupę stali bainitycznych o wytrzymałości R_m sięgającej 1200 MPa. Dodatek boru był w tym wypadku przypadkowy i wynikał z niewystarczającego stopnia oczyszczenia rudy [94]. Ze względu na brak zaawansowanej aparatury badawczej, powyższe mechanizmy nie zostały wówczas w pełni wyjaśnione, jednak mimo wszystko stale mikrostopowane borem zaczęto wykorzystywać w trakcie II wojny światowej i późniejszej wojny koreańskiej, gdy ograniczenia w dostępności drogich pierwiastków, takich jak nikiel, chrom i molibden, wymusiły na producentach kolejne ustępstwa. W dzisiejszych czasach, względy ekonomiczne dalej pozostają jednym z głównych stymulatorów wykorzystywania boru w stali [93].

Proces produkcyjny wytwarzania stali z borem musi zostać utrzymany w odpowiedniej sekwencji, tj. bor może zostać dodany jedynie do wytopu uprzednio odgazowanego i odtlenionego aluminium i tytanem, które wiążą tlen i azot w fazy międzymetaliczne, zapobiegając tym samym wydzieleniu związków BN i B_2O_3 , tłumiących działanie boru jako intensyfikatora hartowności [95]. Wskazane jest także wprowadzanie boru w atmosferze gazu ochronnego.

Zgodnie z regułą Hume-Rothery'ego, warunkiem powstania roztworów stałych międzywęzłowych jest stosunek wielkości atomów o maksymalnej wartości 0,60, natomiast roztwory substytucyjne tworzą się dla proporcji promieni równej 0,85 lub więcej. Jako że wskaźnik wielkości atomowej boru do żelaza wynosi 0,75, bor może występować w sieci krystalograficznej żelaza jako największy pierwiastek międzywęzłowy lub najmniejszy substytucyjny. W przypadku roztworów stałych międzywęzłowych, minimalna wielkość luk sieci rozpuszczalnika powinna być większa niż wielkość atomu rozpuszczanego pierwiastka. Z tego względu, w odmianie żelaza α -Fe bor może zajmować

zarówno pozycje węzłowe jak i międzywęzłowe, natomiast w odmianie γ -Fe są to głównie miejsca międzywęzłowe i granice ziaren [94]. Tendencja do gromadzenia się boru na granicach ziaren austenitu może mieć charakter segregacji zarówno równowagowej jak i nierównowagowej, przy czym uznaje się, że wpływ boru na hartowność jest uwarunkowany drugim z wymienionych sposobów. Segregacja równowagowa jest spowodowana dążeniem układu do obniżenia energii swobodnej Gibbsa, w związku z czym jej intensywność maleje wraz z podnoszeniem temperatury [96]. W przypadku segregacji nierównowagowej, procesy dyfuzyjne zostają wzmożone przez nagrzewanie, przez co jej nasilenie wzrasta w wyższych temperaturach [97].

Na rys. 21 przedstawione zostały przekroje pionowe układu Fe-C-B dla zawartości boru równej 0,001, 0,002 i 0,003% [98]. Według modeli układów równowagi opracowanych przez F. Wevera, dodatek boru powoduje zwężenie zakresu występowania fazy γ [99]. Powyżej temperatury 800°C , przy zawartości węgla do 0,3%, stabilny jest układ trójfazowy złożony z ferrytu, austenitu i borku żelaza Fe_2B . Poniżej linii temperatury A_{cm} zaczyna wydzielać się borocementyt ($\text{Fe}_3\text{C,B}$), natomiast faza złożona z austenitu i węglkoborku żelaza $\text{Fe}_{23}(\text{C,B})_6$ występuje powyżej temperatury A_{c1} .



Rys. 21. Wykresy równowagi fazowej ilustrujące zakres występowania związków boru w zależności od temperatury i zawartości węgla dla zawartości boru [98]: a) 0,001%; b) 0,002%; c) 0,003%.

Zgodnie z przedstawionymi powyżej informacjami, bor może występować w stali w następujących postaciach: przez zajęcie miejsc substytucyjnych lub międzywęzłowych w sieci krystalograficznej, tworząc związki z węglem i żelazem takie jak borek żelaza (Fe_2B), borocementyt ($\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$) i węglkoborek żelaza ($\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$), a także łącząc się z tlenem (B_2O_3) i azotem (BN). W wyniku wzmożonych cieplnie procesów dordzeniowej dyfuzji boru w głąb stali, możliwe jest także wytworzenie borków Fe_2B (1800 HV) w warstwie przypowierzchniowej. Zabieg ten nazywany jest borowaniem i przeprowadza się go na elementach pracujących w warunkach intensywnego zużycia, takich jak narzędzia wiertnicze, łączniki rurowe, ekstrudery, matryce, formy odlewnicze [100]. Dodatkowo, dla zawartości równej 3,65% w temperaturze 1173°C , bor może tworzyć eutektykę $\text{Fe}_\gamma\text{-Fe}_2\text{B}$. W obecności dodatków stopowych (Cr, Mo, V), powstają wówczas borowęgliki eutektyczne ($\text{M}_2(\text{B},\text{C})$, $\text{M}_3(\text{B},\text{C})$, $\text{M}_7(\text{B},\text{C})_3$), które zapewniają wysoką twardość, odporność na ścieranie i stabilność cieplną, tworząc grupę stali szybkotnących z borem [101].

Wpływ boru na właściwości mechaniczne jest związany ze zmianami mikrostrukturalnymi wywołanymi jego dodatkiem. Zgodnie z wynikami zaprezentowanym w pracy [93], wzrost wskaźników wytrzymałościowych obserwuje się dla zawartości boru $\leq 0,002\%$ – która jednocześnie odpowiada maksymalnemu przyrostowi hartowności – a po przekroczeniu zalecanego stężenia parametry zostają utrzymane na tym samym poziomie. Podobną zależność obserwuje się względem temperatury przejścia w stan kruchy. W przypadku udarności, ze względu na ograniczenie dyfuzji fosforu i pierwiastków szkodliwych do granic ziaren (co skutkuje zwiększeniem kohezji ze względu na ich elektroujemność w relacji do żelaza), a także poprzez związanie azotu, wpływ dodatku boru można uznać za pozytywny [102]. Jednakże, skoagulowane wydzielania $\text{M}_{23}(\text{B},\text{C})_6$ wykazują działanie negatywne [103], [104].

Dodatkową korzyścią płynącą z dodatku boru w stali jest wydłużenie trwałości narzędzi rolniczych. Wodór, pochodzący z rozpadu wodoronośnych substancji obecnych w glebie, może wnikać w głąb stali, tworząc atmosfery Cottrella, które powodują kruchość materiału w wyniku kotwiczenia dyslokacji. Ze względu na zajęcie pozycji międzywęzłowych przez bor, możliwość dyfuzji wodoru zostaje znacznie ograniczona [105].

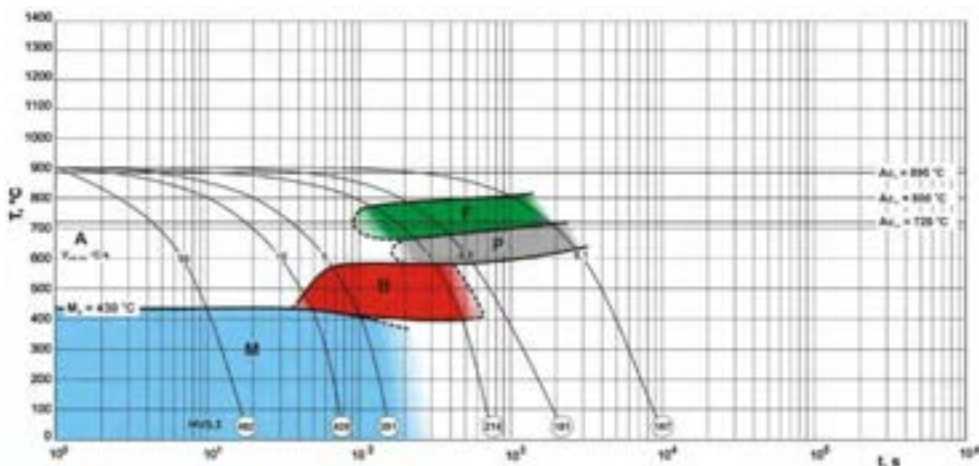
Poza materiałami konstrukcyjnymi, pierwiastek ten może być także celowo wprowadzonym dodatkiem w stalach specjalnych. W przypadku stali wysokomanganowych, obserwuje się wyraźne przeciwdziałanie wydzielaniu cementytu manganowego podczas wygrzewania, co pozwala zapobiec efektowi kruchości odpuszczania i wynikającemu z tego niebezpieczeństwu zwiększenia podatności do występowania pęknięć po granicach ziaren [106]. W stalach austenitycznych, powstawanie fazy σ zostaje zahamowane po dodaniu 0,04% B, a kształt powstałych wydzielen jest drobny i bardziej równomiernie rozłożony w osnowie [107]. Również prędkość pełzania może zostać znacznie ograniczona przez przeciwdziałanie koagulacji węgliku M_{23}C_6 w materiałach pracujących w temperaturach niższych niż 650°C [108].

1.4.2. HARTOWNOŚĆ STALI MARTENZYTYCZNYCH

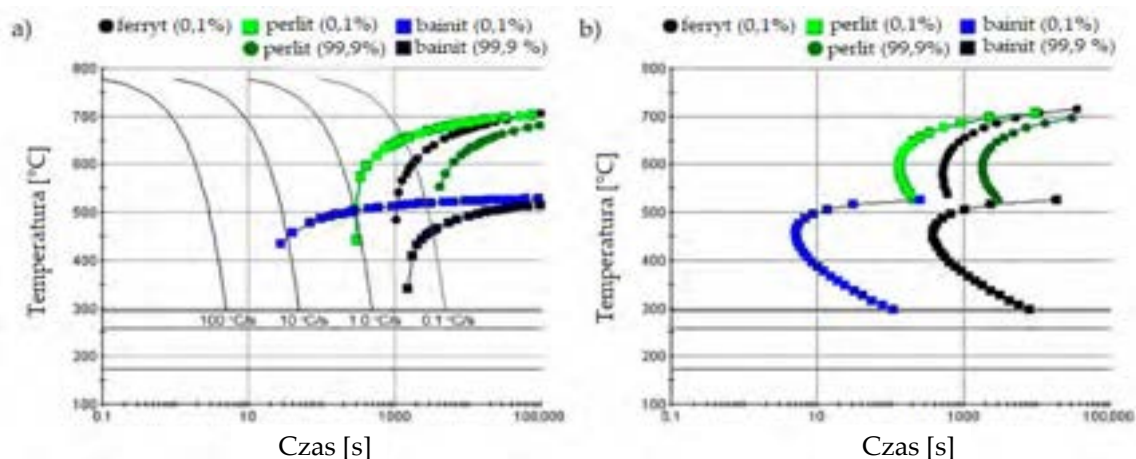
Wpływ boru na hartowność uwarunkowany jest jego segregacją na granicach ziaren austenitu, wobec czego przemiana ferrytyczna, wymagająca uruchomienia procesów dyfuzyjnych na graniach, zostaje opóźniona, czego ilustracją jest przesunięcie odpowiedniej krzywej na wykresie CTP w kierunku dłuższych czasów. W przypadku przemiany perlitycznej i bainitycznej, bor wykazuje niewielki wpływ na ich zahamowanie [93]. Na rys. 22–23 przedstawiono wykresy CTP dla stali Hardox 450 i Hardox Extreme.

Opóźnienie inkubacji przemian fazowych (zmniejszenie szybkości krytycznej chłodzenia) jest wynikiem zastosowania także substytucyjnych pierwiastków stopowych

(z wyjątkiem kobaltu), przy czym najsilniejszy wpływ na hartowność wg Grossmanna wywierają kolejno: molibden, mangan, chrom, nikiel i krzem. Ze względu na zawartość pierwiastków węglotwórczych, obserwuje się dwa minima trwałości austenitu (w zakresie przemiany perlitycznej i bainitycznej), przy czym z powodu niskiej (Hardox 450) i średniej (Hardox Extreme) zawartości węgla, przemiana zachodzi szybciej w zakresie bainitycznym [31]. Zakres występowania przemiany bainitycznej jest odsłonięty w niewielkim stopniu, w związku z czym bor w tym przypadku podnosi głównie hartowność przemiany martenzytycznej. Należy zaznaczyć również, że podczas projektowania składu chemicznego, zasadne jest obniżenie temperatury początku przemiany bainitycznej B_s w celu ograniczenia możliwości powstania bainitu górnego i uzyskania struktury bainitu dolnego, który charakteryzuje się wyższą udurowalnością [109]. Zgodnie z wykresami równowagi, chłodzenie z prędkością 10°C/s w dalszym ciągu nie skutkuje wydzieleniem ferrytu i powstała struktura złożona jest z bainitu i martenzytu. Temperatura M_s wynosi 430°C i 294°C , odpowiednio dla stali Hardox 450 [109] i Extreme [61].



Rys. 22. Wykres CTPc dla stali Hardox[®] 450 poddanej austenityzacji w temperaturze 900°C w czasie 20 min [109], rozmiar ziarna byłego austenitu — $18\ \mu\text{m}$. Wyznaczone temperatury poszczególnych przemian fazowych: perlityczna — 720°C , ferrytyczna — 800°C , bainityczna — 600°C , $M_s = 430^\circ\text{C}$.



Rys. 23. Wykres CTP dla stali o następującym składzie chemicznym [61]: (% wag.): C — 0,44, Si — 0,16, Mn — 0,49, P — 0,006, S — 0,002, Al — 0,04, Cr — 0,83, Cu — 0,02, Co — 0,02, Ni — 2,01, Mo — 0,14, B — 0,0021, Ti — 0,008, V — 0,008; temperatura austenitacji — 787°C ; założony rozmiar ziarna byłego austenitu — $10\ \mu\text{m}$. (a) chłodzenie ciągłe — CTPc. (b) chłodzenie izotermiczne CTPi. Wyznaczone temperatury poszczególnych przemian fazowych: perlityczna — 720°C , ferrytyczna — 736°C , bainityczna — 531°C , martenzyt (50%) — 258°C , martenzyt (90%) — 173°C , $M_s = 294^\circ\text{C}$.

Co więcej, pożądane działanie boru jest intensyfikowane przez synergistyczne działanie z innymi pierwiastkami stopowymi. Spośród wszystkich dodatków uznaje się, że największą skuteczność osiąga się przy jednoczesnym zastosowaniu molibdenu, który bez dodatku boru jest tylko w połowie tak efektywny w poprawie hartowności stali [93]. Spowodowane jest to segregacją obu pierwiastków do granic ziaren austenitu. Dodatkowo molibden, podobnie jak niob, zwiększa stabilność przechłodzonego austenitu oraz podnosi działanie hartownicze przez blokowanie wydzielania się związku $Fe_{23}(C,B)_6$ [110], wiążąc węgiel do postaci węglikoazotków niobu i tytanu $(Nb, Ti)(C, N)$ lub molibdenu i tytanu $(Ti, Mo)(C, N)$. Synergistyczne zachowanie wykazuje również połączenie boru, manganu, chromu i wanadu [111–112], czy boru i miedzi [113]. Odwrotny efekt występuje natomiast w przypadku rosnącej zawartości węgla. Uznaje się, że gdy $C = 0,4\%$, bor może zwiększyć hartowność nawet dwukrotnie, jednak dla $C = 0,8\%$ wpływ ten jest znikomy [31]. Powyższa zależność jest spowodowana obecnością węgla na granicach ziaren, jak i zmniejszeniem zawartości boru w miejscach uprzywilejowanych w wyniku wydzielania węglikoborków.

Wpływ temperatury austenitzowania na hartowność stali z dodatkiem boru jest silnie uzależniony od struktury wyjściowej i składu chemicznego materiału. Badania stali Hardox 450 wykazały, że wraz z podwyższaniem temperatury austenitzowania do $1200^{\circ}C$, krzywe początku przemian zostają przesunięte do dłuższych czasów, natomiast temperatura M_s wzrasta z $430^{\circ}C$ dla stanu wyjściowego do $470^{\circ}C$ [109]. Efekt ten należy jednak powiązać z mechanizmem rozrostu ziarna, który pomimo negatywnego wpływu na uduerność stali, jest jednym z podstawowych sposobów podnoszenia hartowności. Zgodnie z [94], dla stali o zawartości węgla równej $0,20\%$ (zbliżona wartość do Hardox 450), maksymalną efektywność boru obserwuje się w temperaturze $930^{\circ}C$ – dalsze podwyższanie temperatury nie powoduje przyrostu hartowności ze względu na homogenizację składu chemicznego i oddyfundowanie boru w miejsca międzywęzłowe sieci krystalicznej austenitu. W przypadku stali, w których obecne były wydzielania związków boru, warunkiem maksymalnej intensyfikacji hartowności jest ich rozpuszczenie w $1000^{\circ}C$ i tym samym zapewnienie odpowiedniego stężenia na granicach ziaren austenitu. Z drugiej strony, gdy zawartość boru przekracza stężenie zalecane – wówczas nie należy nagrzewać do temperatury powodującej rozpuszczenie faz wtórnych, tak aby na granicach ziarna zawartość boru pozostała na poziomie $0,002\%$.

Hipotezy tłumaczące oddziaływanie boru na hartowność sugerują, że jego wpływ jest uwarunkowany także zmniejszeniem szybkości samodyfuzji węgla i żelaza. Inny mechanizm zakłada, że drobnodispersyjne i koherentne z osnową związki boru mogą zmniejszać prędkość przemian fazowych. Ostatnia teza bazuje na założeniu występowania obszarów o większej gęstości ułożenia atomów na granicach szerokokątnych, w związku z czym miejscami łatwiejszego zarodkowania ferrytu są granice wąskokątowe [93].

1.5. WŁAŚCIWOŚCI MATERIAŁÓW ODPORNÝCH NA ZUŻYWANIE ŚCIERNE

Na podstawie sprzecznych wyników badań laboratoryjnych i poligonowych [55] można stwierdzić, że ocena zasadności doboru określonego materiału na elementy narażone na zużywanie ściernie powinna uwzględniać analizę złożonych warunków pracy w oparciu o dobór stosownych metod badawczych, a spełnienie określonych wymagań eksploatacyjnych jest uwarunkowane szeregiem właściwości mikrostrukturalnych, mechanicznych, plastycznych, itp., takich jak:

- sposób wytwarzania;
- skład chemiczny;
- rodzaj i parametry zastosowanej obróbki cieplnej;
- budowa strukturalna;
- rozmiar ziarna;
- właściwości mechaniczne (twardość, wytrzymałość na rozciąganie R_m);
- właściwości plastyczne (udarność, wydłużenie, przewężenie; granica plastyczności R_e);
- tendencja do umocnienia przez zgniot;
- mechanizm zużywania ściernego;
- rodzaj przenoszonych obciążeń;
- rodzaj oddziaływującego ścierniwa.

Należy zaznaczyć, że wybrane parametry mikrostrukturalne (obecność faz wtórnych czy wielkość ziarna byłego austenitu) mogą wpływać na odmienne charakterystyki zużywania nawet wśród materiałów o tym samym zakresie deklarowanej przez producentów twardości [16], [114–116]. W niektórych przypadkach, umocnienie warstwy wierzchniej (zmiana rodzaju i morfologii mikrostruktury) może pozytywnie wpływać na podatność do kruchego pękania, wywołując podwyższenie pracy łamania powyżej ogólnie przyjętego progu kruchości, tj. 27 J (35 J/cm²) [26], [28], [117–118]. Taki stan rzeczy może być korzystny w przypadku wykorzystania stali w warunkach zużywania udarowego.

Właściwości mechaniczne tworzyw metalicznych mogą zostać podniesione drogą umocnienia roztworowego, wydzieleniowego, dyspersyjnego, odkształceniem plastycznym (przez zgniot), obróbką cieplną, jednak jednym z podstawowych sposobów podwyższania parametrów mechanicznych stali jest jej umocnienie granicami ziaren. Zależność ta została zdefiniowana przez Halla-Petcha i jest opisana zależnościami (6) i (7). Zgodnie z jej założeniem, w temperaturze otoczenia wzrost granicy plastyczności można powiązać z rozdrobnieniem (zmniejszeniem wielkości ziarna) mikrostruktury [119–122]. Powyższy mechanizm opiera się na teorii, zgodnie z którą granice ziarna stanowią istotną przeszkodę dla ruchu dyslokacji ze względu na zmianę kierunku ułożenia sieci krystalograficznej i powstanie strefy atomowego niedopasowania. Przy większej wielkości ziarna, na jego granicy dochodzi do gęstszego spiętrzenia dyslokacji, co generuje naprężenia zdolne do pokonania bariery energetycznej, umożliwiającej dalszą dyfuzję atomów. Podobną korelację można sformułować również w odniesieniu do kruchej dekohezji stali wysokowytrzymałych (8) i (9) [123].

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad (6)$$

gdzie:

σ_y – granica plastyczności,
 σ_0 – naprężenie tarcia sieci, granica plastyczności monokryształu,
 k_y – współczynnik umocnienia, stała wartość dla każdego materiału,
 d – średni rozmiar ziarna,

$$k_y \sim 3 \left[\frac{2Gb\tau_b}{q\pi} \right]^{1/2} \quad (7)$$

gdzie:

G – moduł sprężystości poprzecznej,
 b – wektor Burgersa (zależny od typu sieci krystalicznej),
 A – czynnik geometryczny (zależny od typu sieci),
 τ_b – naprężenie krytyczne wymagane do przekazania poślizgu poprzez granicę ziaren,

$$\sigma_f = \sigma_{0f} \frac{k_f}{\sqrt{d}} \quad (8)$$

gdzie:

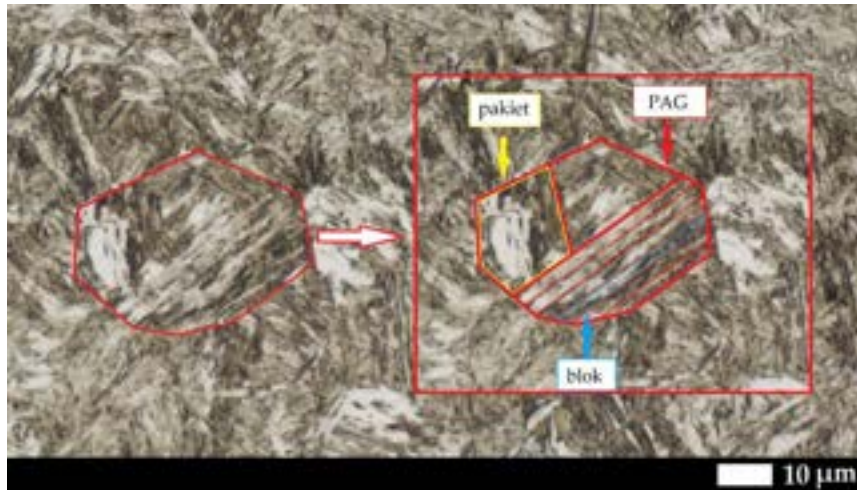
σ_f – wytrzymałość materiału,
 σ_{0f} i k_f – stałe wyznaczone eksperymentalnie, dla $k_f > k_y$,

$$k_f \geq \left(\frac{6\pi\gamma G}{1-\nu} \right)^2 \quad (9)$$

gdzie:

γ – energia powierzchni pęknięcia,
 ν – ułamek Poisson'a.

Rozmiar ziarna byłego austenitu określa właściwości stali zarówno w stanie wyżarzonym, jak i obrobionym cieplnie. Stale, których mikrostruktura złożona jest z drobnolistwowego martenzytu (w tym omówione wcześniej gatunki Hardox, TBL czy XAR), charakteryzują się wytrzymałością na rozciąganie R_m w zakresie 1300 – 2500 MPa. Uporządkowanie takiej struktury względem ziarna byłego austenitu można przedstawić hierarchicznie. Podczas chłodzenia stali nisko- i średniowęglowych dochodzi bowiem do podziału ziarna austenitu na pakiety wzdłuż płaszczyzn habitus, które tworzą granice szerokokątowe (rys. 24). Pakiety zbudowane są z bloków o przybliżonej orientacji krystalograficznej (granice wąskokątowe), natomiast te złożone są z listw, stanowiących komórkę krystalograficzną martenzytu. Według teorii Kurdjumowa–Sachsa, możliwe są 24 warianty orientacji krystalograficznej listw [124], ponieważ podczas procesu ścinania jedna z sześciu płaszczyzn poślizgu $\{110\}$ martenzytu ustawia się równolegle do jednej z czterech płaszczyzn poślizgu $\{111\}$ austenitu [125]. Według dostępnych badań uważa się, że rozmiar zarówno pakietów jak i bloków wpływa na podwyższenie właściwości wytrzymałościowych i odporności na pękanie [119], [126]. Podobne wnioski sformułowano również w [127], gdzie wykazano, że granice pakietów mogą stanowić silną przeszkodę dla ruchu dyslokacji, a rozdrobnienie mikrostruktury podwyższa umowną granicę plastyczności.



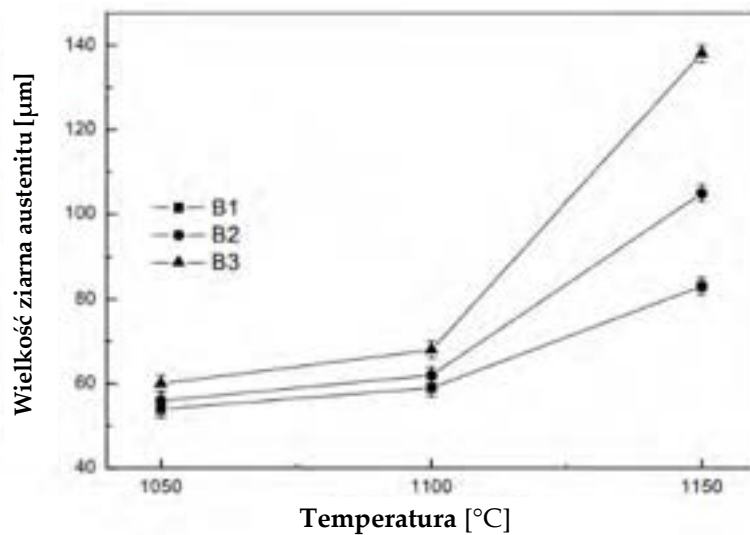
Rys. 24. Mikrostruktura stali Hardox 500 wraz z zaznaczonym hierarchicznym podziałem martenzytu względem ziarna byłego austenitu kolejno na pakiety i bloki. PAG (grain of prior austenite) – granica ziarna byłego austenitu. LM, trawiono 5% HNO₃, ×500.

Materiał charakteryzujący się mniejszym rozmiarem ziarna wykazuje wyższą odporność na pękanie ze względu na straty energii podczas zmiany kierunku propagacji – im większa powierzchnia granic ziaren, tym więcej pojawia się w materiale dodatkowych przeszkód dla postępującej nieciągłości struktury. Należy jednak zaznaczyć, że wielkość ziarna byłego austenitu w niskowęglowych stalach martenzytycznych wykazuje znikomy wpływ na twardość i wytrzymałość R_m materiału, natomiast znaczny na obciążenia dynamiczne, wobec czego, to przede wszystkim odporność na zużywanie udarowe może zostać poważnie obniżona. Zgodnie z [128], zwiększenie rozmiaru ziarna w przypadku stali Hardox 450 do wielkości 123,7 μm powoduje spadek wytrzymałości R_m do wartości 1382 MPa, co stanowi 96% wartości uzyskanej dla stanu wyjściowego z huty. Dla porównania, udarność zostaje obniżona z $KCV = 70,3 \text{ J/cm}^2$ do $KCV = 19,0 \text{ J/cm}^2$, co świadczy o przekroczeniu granicy uznawanej za próg kruchości materiału (35 J/cm^2 [117]). Zachowanie wysokich wskaźników określających parametry plastyczne jest kluczowe w celu zapewnienia zadowalającej trwałości elementów takich jak zsuwnice, leje i przesypy, które są narażone na obciążenia dynamiczne podczas oddziaływania masy urobku. Inny przykład stanowią lemiesz pługów, będące w bezpośrednim kontakcie udarowym z kamieniami.

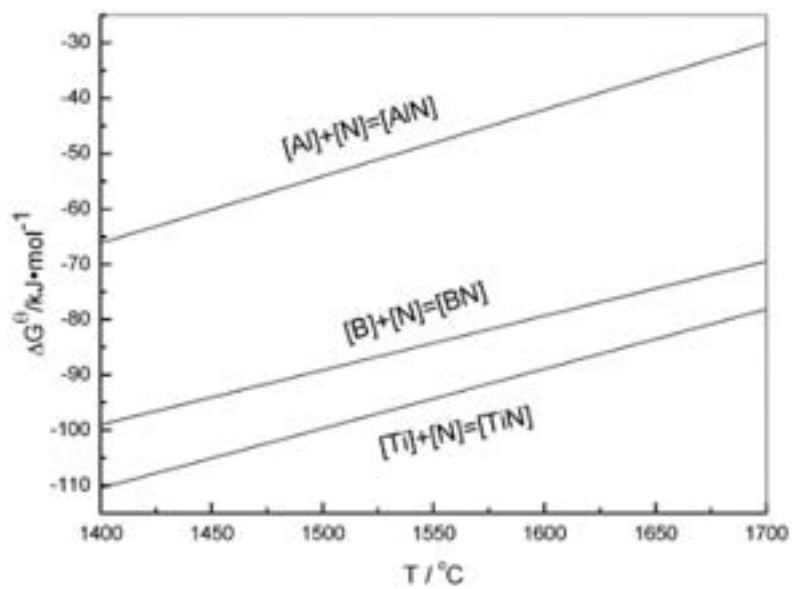
Pojawiły się również pierwsze badania nad wpływem rozmiaru ziarna byłego austenitu na zużywanie ścierne wysokowytrzymałych stali martenzytycznych. Zgodnie z dostępnymi wynikami, struktura gruboziarnista wywołuje negatywny wpływ na uzyskane wskaźniki podczas testów uwzględniających warunki zużywania ściernego. Według [129], w przypadku stali Hardox 450 dochodzi do spadku odporności na zużywanie ściernie wraz z podwyższeniem temperatury hartowania do 1100°C i rozrostem ziarna austenitu do wielkości 40 μm . Na podstawie informacji zawartych w [29], stal o twardości 500 HB wykazuje niższe wskaźniki zużycia, gdy jej mikrostruktura składa się z równoosiowych ziaren o wielkości 14 μm . Podobne wnioski zostały wysunięte również w [19], [130]. Wymienione analogie są zasadne również w odniesieniu do staliwa Hadfielda [22], w którym wraz ze wzrostem poziomu rozdrobnienia mikrostruktury, odporność na zużywanie ściernie wzrosła o 16,4% w porównaniu do stanu wyjściowego. Strukturę zrekrytalizowaną uzyskano w wyniku dwuetapowej obróbki cieplnej, która obejmowała długotrwałe wyżarzanie izotermiczne w temperaturze 510°C w celu wydzielenia licznych ziaren perlitu, które w kolejnym etapie stanowiły podkładkę do zarodkowania austenitu

podczas nagrzewania do temperatury 900°C. W ten sposób uzyskano poprawę właściwości mechanicznych w zestawieniu ze stalami jednoetapowo wyżarzonymi austenizująco.

Dostępne badania na temat wpływu stopowania borem na umocnienie i mikrostrukturę stali martenzytycznych wskazują, że jego dodatek powoduje rozdrobnienie i zmniejszenie rozmiaru listew bainitu [131]. Należy zaznaczyć, że stale martenzytyczne z borem klasyfikuje się jako drobnoziarniste. Wtrącenia niemetaliczne takie jak azotki, węglikoazotki lub węgliki blokują migrację granic ziaren, a dopiero ich rozpuszczenie w temperaturach przekraczających 1000°C ułatwia dyfuzję, co zostało omówione w [128–129], [132–133]. Jednakże, bor może wykazywać negatywny wpływ na rozrost ziarna byłego austenitu. Opublikowane w pracy [134] wyniki wykazały, że staliwa bez dodatku boru charakteryzują się mniejszym rozmiarem ziarna w porównaniu do mikrostopowanych borem. Związkami, które efektywnie blokowały migrację granic ziaren były azotki aluminium i węgliki wanadu ($T_A = 1000^\circ\text{C}$), natomiast w temperaturze 1150°C skuteczne działanie wykazały głównie nierozpuszczone związki azotu z tytanem. Tytan wykazuje jednak tendencje do tworzenia faz o mikrometrycznym rozmiarze, co (również ze względu na mniejszy stopień dyspersji faz) wpływa niekorzystnie na wytrzymałość zmęczeniową i ogólną. Aby przeciwdziałać powyższemu zjawisku, często dodatkowo wykorzystuje się niob [135]. Dostępne badania wskazują, że negatywny wpływ boru na rozdrobnienie struktury jest uzależniony od jego zawartości. W pracy [136] analizie rozrostu ziarna poddano trzy stale oznaczone jako B1, B2, B3, w których zawartość boru wynosiła odpowiednio 0,002, 0,004 oraz 0,006 %. Według przedstawionych wyników, wielkość ziarna w stali B1 wraz z podwyższaniem T_A do 1150°C zwiększa się z 54 do 83 μm , w przypadku stali B2 obserwuje się zmianę wielkości z 56 do 105 μm , natomiast dla stali B3 jest to przyrost z 60 do 138 μm (rys. 25). Powyższe zjawisko jest tłumaczone zmniejszeniem zawartości związków AlN w osnowie ze względu na wytworzenie faz BN, które mniej efektywnie przeciwdziałają rozrostowi ziaren (rys. 26) i są korzystne jedynie w hamowaniu samorzutnych procesów starzenia, do których dochodzi w przypadku, gdy azot znajduje się w postaci atomowej pomiędzy węzłami sieci struktury krystalicznej. Również autorzy pracy [137] przyjęli stosunek zawartości B:N równy 1,34 jako przyczyniający się do gwałtownego rozrostu mikrostruktury. Jednakże, przy niewielkich stężeniach, segregacja boru wzdłuż granic zrekrytalizowanych ziaren może wykazywać pozytywny efekt na rozdrobnienie, co jest spowodowane zmniejszeniem energii oraz ruchliwości granic ziaren ze względu na wystąpienie efektu przyciągania [138].



Rys. 25. Wielkość ziarna byłego austenitu w różnych temperaturach wygrzewania dla trzech stali o różnej zawartości boru [136]: B1 (0,002%), B2 (0,004%) oraz B3 (0,006 %).

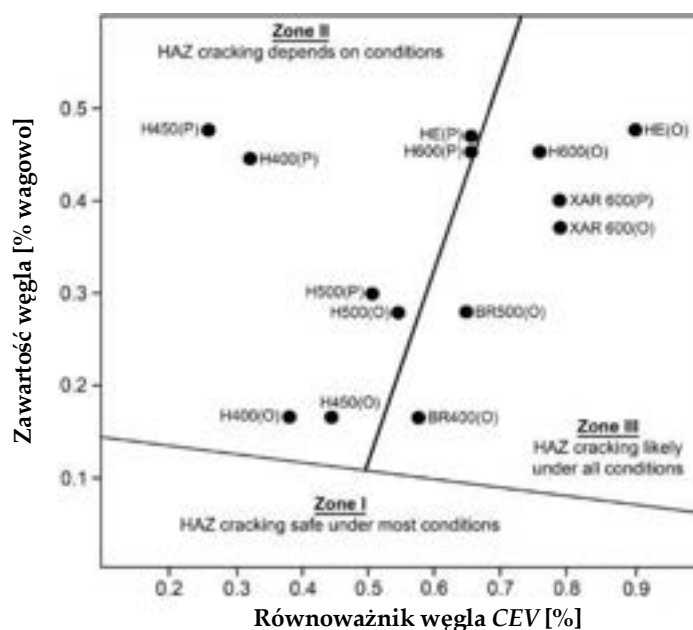


Rys. 26. Energia swobodna Gibbsa (ΔG^0) wydzielenia faz AlN, BN i TiN [136].

1.6. SPAWALNOŚĆ STALI MARTENZYTYCZNYCH

W odmiennym niż przedstawionym wcześniej kontekście należy rozważyć zagadnienia technologiczne i konstrukcyjne omawianej grupy materiałowej. Ocena ich spawalności, definiowana na podstawie współczynnika CEV/CET , powinna stanowić kryterium klasyfikacyjne na szczególnie wymagające zastosowania. Część elementów narażona na zużywanie ściernie, w tym lemiesz pługa [15] czy zęby łyżki koparki [66] jest przytwierdzana połączeniem rozłącznym gwintowanym do elementu konstrukcji ramy nośnej, a obróbkę cieplną można przeprowadzać już na wyprofilowanych fragmentach wykonanych ze stali borowej. Jednakże, dla większości zastosowań, wymagana jest spawalność materiału na zadowalającym poziomie. Należy podkreślić, że częstym problemem napotykanym w stalach martenzytycznych z borem, pomimo deklarowanej przez producenta zadowalającej spawalności, jest pękanie na zimno połączeń spawanych [111]. Co więcej, w każdym z analizowanych przypadków opisanych w [139–146], przeprowadzenie zabiegów spawania stali Hardox skutkowało znacznym obniżeniem wskaźników wytrzymałościowych oraz odporności na zużywanie ściernie, zarówno w materiale spoiny, jak i szerokiej strefie wpływu ciepła. Jest to spowodowane szeregiem zmian strukturalnych, wywołanych przegrzaniem materiału rodzimego i rozhartowaniem struktury, a także dendrytyczną krystalizacją materiału stopiwa. Wśród niepożądanych faz i ich mieszanin powstałych w wyniku przeprowadzonych zabiegów spawalniczych należy wymienić ferryt idiomorficzny, allotriomorficzny (Widmanstättena), płytkowy, bainit dolny i górny (w tym globularny i zdegenerowany, tj. złożony z faz martenzytyczno-austenitycznych), rozrośnięty martenzyt, perlit o różnym stopniu dyspersji i zdegenerowaniu [147].

Dodatkowym problemem podczas zabiegów spawania są częste różnice pomiędzy rzeczywistością a deklarowaną spawalnością, czego dowodem są rozbieżności w rozmieszczeniu na wykresie $C - CEV$ punktów odzwierciedlających podatność do pęknięcia podczas spawania stali Hardox, Brinar i XAR (rys. 27). W tabeli 22–23 zestawiono składy chemiczne stali Hardox 450 na podstawie danych producenta (dla różnych grubości blachy) oraz wyników badań zreferowanych w [61], [128]. Można stwierdzić, że stal Hardox 450 charakteryzuje się jedynie zadowalającą spawalnością metalurgiczną – $CEV = 0,44$. Warto jednak zaznaczyć, iż wyznaczony dla Hardox 450 rzeczywisty równoważnik węgla CEV jest nieznacznie niższy od podawanej przez producenta wartości maksymalnej dla rozpatrywanej grubości blachy (10 mm). W tabeli 24–25 przedstawiony został skład chemiczny stali Hardox Extreme. Według danych, obliczona wartość współczynnika CEV równa 0,90 klasyfikuje materiał jako niespawalny. Co więcej, w ogólnie wykorzystywanej zależności na CEV wg Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa (IIW) nie jest uwzględniony wpływ boru, którego dodatek może być bezpośrednią przyczyną pęknięcia na zimno złączy spawanych.



Rys. 27. Skłonność do pęknięcia w funkcji zawartości węgla i równoważnika CEV wybranych stali odpornych na zużywanie ściernie. H – stale Hardox®, BR – stale Brinar®, P – dane producenta, O – na podstawie [148–149].

Tabela 22. Skład chemiczny oraz równoważniki węgla blach ze stali Hardox 450. DP – dane producenta [63], DL – dane literaturowe, na podstawie [128], # – grubość blachy, CEV – równoważnik zawartości węgla zgodnie z IIW, CET – równoważnik zawartości węgla zgodnie z SS-EN 1011-2, BD – brak danych.

	C	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cu	CEV	CET	#
	Wybrany pierwiastek chemiczny [% wagowo]							[%]		[mm]
DP	maks. 0,26	maks. 1,60	maks. 1,40	maks. 1,50	maks. 0,60	BD	BD	maks. 0,48	maks. 0,37	3,2 – 4,9
								maks. 0,49	maks. 0,38	5,0 – 9,9
								maks. 0,52	maks. 0,39	10,0 – 19,9
								maks. 0,60	maks. 0,41	20,0 – 39,9
BW	0,17	1,00	0,45	0,05	0,08	0,005	0,018	0,44	0,30	10,0
$CEV=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Cu+Ni)/15$; $CET=C+(Mn+Mo)/10+(Cr+Cu)/20+Ni/40$										

Tabela 23. Skład chemiczny stali Hardox 450. DP – dane producenta [63], DL – dane literaturowe, na podstawie [128], # – grubość blachy, BD – brak danych.

	Si	P	S	Al	Ti	Nb	Co	B	#
	Wybrany pierwiastek chemiczny [% wagowo]								[mm]
DP	maks. 0,70	maks. 0,025	maks. 0,010	BD	BD	BD	BD	maks. 0,005	3,2 – 4,9
									5,0 – 9,9
									10,0 – 19,9
									20,0 – 39,9
DL	0,32	0,010	0,0005	0,032	0,016	–	0,016	0,0014	10,0

Tabela 24. Skład chemiczny oraz równoważniki węgla blach ze stali Hardox Extreme. DP – dane producenta [63], DL – dane literaturowe, na podstawie [61], # – grubość blachy, *CEV* – równoważnik zawartości węgla zgodnie z IIW, *CET* – równoważnik zawartości węgla zgodnie z SS – EN 1011-2, BD – brak danych.

	C	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cu	<i>CEV</i>	<i>CET</i>	#
	Wybrany pierwiastek chemiczny [% wagowo]							[%]		[mm]
DP	0,47	1,40	1,20	2,50	0,80	BD	BD	0,66	0,55	–
DL	0,48	0,52	0,89	1,96	0,13	0,008	0,021	0,90	0,64	10,0
$CEV=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Cu+Ni)/15$; $CET=C+(Mn+Mo)/10+(Cr+Cu)/20+Ni/40$										

Tabela 25. Skład chemiczny stali Hardox Extreme. DP – dane producenta [63], DL – dane literaturowe, na podstawie [61], # – grubość blachy, BD – brak danych.

	Si	P	S	Al	Ti	Nb	Co	B	#
	Wybrany pierwiastek chemiczny [% wagowo]								[mm]
DP	0,50	0,015	0,010	BD	BD	BD	BD	0,005	–
DL	0,16	0,010	0,001	0,034	0,006	0,001	0,022	0,0025	10,0

Zgodnie z danymi producenta odnośnie spawania stali Hardox, zalecane jest stosowanie niestopowych spoiw o wytrzymałości $R_m < 500$ MPa. Materiały wysokowytrzymałe ($R_m < 900$ MPa) są rekomendowane dla stali Hardox 400 i 450 o grubości 6 – 7 mm [63]. W przypadku pracy w warunkach ścierania, wskazane jest przeprowadzenie zabiegów napawania na górnej części złącza. Taki proces technologiczny zwiększa jednak ilość dostarczonego ciepła, przez co może dojść do rozrostu ziarna austenitu, a także miejscowego zahartowania struktury w wyniku wysokiego stopnia przechłodzenia. Wytworzenie złożonych i zróżnicowanych struktur może intensyfikować również zmiany korozyjne. Osobnym problemem jest pękanie wodorowe (HIC – hydrogen induced cracking), dlatego maksymalną dopuszczalną zawartością jest 5 ml wodoru na 100 g spoiwa, przy czym powyższa trudność może zostać wyeliminowana przez zastosowanie materiałów austenitycznych. W tabelach 26–27 przedstawiono rekomendacje producenta odnośnie stopiów na podstawie klasyfikacji AWS (American Welding Society) oraz przykładowe rodzaje i właściwości materiałów spawalniczych czołowego wytwórcy, marki ESAB, które posiadają właściwości zbliżone do zalecanych w normie [150]. W każdym przypadku, procesy spawania dają rezultaty nawet kilkukrotnie niższe pod względem właściwości wytrzymałościowych w porównaniu do materiału rodzimego. Najwyższe wskaźniki można uzyskać jedynie podczas spawania metodą MAG/GMAW przy wykorzystaniu drutu OK Aristorod 13.12, w którym wykorzystano dodatek chromu i molibdenu ($R_m = 760$ MPa). Ponadto, stopiwa lepszej jakości posiadają w swoim składzie wyższą zawartość niklu, wobec czego udarność w niskich temperaturach pozostaje zadowalająca. Należy jednak wskazać, że powyższa rekomendacja ma charakter przemysłowy i głównym założeniem przy jej tworzeniu było najpewniej uniknięcie takich problemów technologicznych jak pękanie na zimno czy znaczne odkształcenia elementów, ponieważ na rynku są dostępne stopiwa o wyższych wskaźnikach mechanicznych niż przedstawione w poniższych tabelach. Przykładem jest drut OK Aristorod 89, którego wytrzymałość R_m wynosi prawie 1000 MPa. W przypadku metody spawania łukiem krytym pod topnikiem (SAW), wykorzystanie drutu OK Autrod 13.43 z topnikiem OK Flux 10.62 może zapewnić wytrzymałość $R_m = 800$ MPa. Z punktu widzenia możliwości przeprowadzenia post-obróbki cieplnej, bardziej zasadne wydaje się wykorzystanie stopiów

wysokowytrzymałych, które pomimo niskiej zawartości węgla (<0,2%), ze względu na zawartość dodatków stopowych, mogą zostać umocnione roztworowo i drogą obróbki cieplnej.

Tabela 26. Klasyfikacja materiałów spawalniczych dla trudnościeralnej blachy Hardox wraz z przykładowymi rodzajami stopiwi i ich właściwościami na przykładzie marki ESAB [150].

Technika spawalnicza	Klasyfikacja AWS	Stopiwo ESAB	Skład chemiczny [% wag.]						$R_{p0.2}$	R_m	A [%]	KCV_{40}
			C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	[MPa]	[J/cm ²]		
MAG/ GMAW	AWS 5.28 ERXX-X	OK Aristorod 13.09	0,1	1,1	0,7	–	–	0,5	425	570	20	57
		OK Aristorod 13.08	0,07	1,6	0,5	–	2	0,4	540	645	25	38
		OK Aristorod 13.26	0,1	1,4	0,8	–	0,8	–	540	625	26	80
		OK Aristorod 13.12	0,1	1	0,7	1,1	–	0,5	605	760	15	–
MAG/ MCAW	AWS 5.28 EXXC-X	Filarc PZ6104	0,061	1,4	0,47	–	0,85	–	459	553	28	133
		OK Tubrod 14.05	0,05	1,36	0,52	–	0,91	–	501	601	27	80
		OK Tubrod 14.04	0,05	0,98	0,4	–	2,26	–	460	570	26	78 – 60
		OK Tubrod 14.02	0,06	1,27	0,58	–	–	0,51	588	663	25	79 – 20
		Coreweld 46 LT H4	0,061	1,46	0,57	–	0,55	–	520	610	–	94 – 60
MAG/ FCAW	AWS 5.29 EXXT-X	Filarc PZ6111	0,062	1,07	0,53	–	0,7	–	495	576	26	114 – 20
		Filarc PZ6125	0,084	1,24	0,45	–	0,85	–	445	556	28,4	109 – 60
		Filarc PZ6112	0,065	1,07	0,66	–	0,66	–	541	620	24,6	66 – 20
		Filarc PZ6111HS	0,052	1,04	0,53	–	0,7	–	490	560	26	97 – 20
		Dual Shield Prime 81Ni1M H4	0,03	1,34	0,29	–	0,96	–	533	587	28	110
		Filarc PZ6138	0,04	1,1	0,33	–	0,93	–	577	616	29	130
		OK Tubrod 15.17	0,05	1,15	0,34	–	0,96	–	544	613	26	124
MMA/SMAW	AWS A5.5 EXXX	OK 74.46	0,05	0,77	0,38	0,04	–	0,57	460	560	27	175
		OK 48.08	0,06	1,2	0,35	0,02	0,95	0,001	530	610	–	55 – 50
		OK 73.15	0,07	1,1	0,35	0,08	0,9	0,15	500	600	29	90
		OK 76.16	0,06	0,7	0,3	1,3	–	0,5	520	600	28	150 – 30
		OK 74.70	0,08	1,5	0,4	–	–	0,45	550	650	25	90
		OK 73.79	0,06	0,8	0,36	0,05	3,37	0,01	540	630	27	130 – 60
SAW	AWS A5.23 FXXX	OK Autrod 12.22 + OK FLUX 10.87	0,05	1	0,9	–	–	–	440	520	25	50
		OK Autrod 13.21 + OK FLUX 10.62	0,06	1	2,5	–	0,9	–	470	560	28	70
		OK Autrod 12.24 + OK FLUX 10.77	0,07	1,3	0,3	–	–	0,5	510	590	25	45
		OK Autrod 12.24 + OK FLUX 10.72	0,05	1,6	0,2	–	–	0,5	500	590	25	40
		OK Autrod 13.27 + OK FLUX 10.71	0,05	1,4	0,4	–	2,2	–	500	600	28	60
		OK Autrod 13.27 + OK FLUX 10.62	0,06	1	0,25	–	2,1	–	490	570	27	110
		OK Autrod 12.24 + OK FLUX 10.62	0,07	1	0,22	–	–	0,5	500	580	25	60
		OK Autrod 12.34 + OK FLUX 10.72	0,09	1,6	0,4	–	–	0,5	535	620	27	45
		OK Autrod 13.40 + OK Flux 10.62	0,07	1,5	0,25	–	0,9	0,5	650	730	23	70
TIG/ GTAW	AWS A5.18/A5.28 ERXXX	OK Tigrod 12.60	0,1	1,11	0,72	–	–	–	450	540	33	150 – 50
		OK Tigrod 12.61	0,05	1,4	0,8	–	–	–	470	560	26	60
		OK Tigrod 12.62	0,05	1,11	0,72	–	–	–	570	625	26	180
		OK Tigrod 12.64	0,08	1,28	0,8	–	–	–	510	610	30	100 – 46
		OK Tigrod 13.12	0,1	1	0,7	1,1	–	0,5	560	720	24	20
		OK Tigrod 13.26	0,07	1,3	0,7	–	0,8	–	430	545	32	170
		OK Tigrod 13.28	0,1	1,1	0,6	–	2,4	–	495	600	31	180 – 60
		OK Tigrod 13.37	0,1	0,5	0,4	8,6	–	0,9	540	660	26	120

Tabela 27. Klasyfikacja austenitycznych materiałów spawalniczych dla trudnościeralnej blachy Hardox® wraz z przykładowymi rodzajami stopiw i ich właściwościami na przykładzie marki ESAB® [150].

Technika spawalnicza	Klasyfikacja AWS	Stopiwo ESAB	Skład chemiczny [% wag.]						Rp _{0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	KCV ₄₀ [J/cm ²]
			C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo				
MAG/ GMAW	AWS A5.9 ER307	OK Autrod 16.95	0,1	6,5	1	18,5	8,5	0,1	450	640	41	130
		Ok Autrod 316 LSi	0,02	1,8	0,8	18,5	12	2,7	400	560	37	95 – 60
		OK Autrod 308 LSi	0,03	1,8	0,7	19,5	10	0,03	420	570	36	70 – 60
		OK Autrod 309L	0,03	1,5	0,4	23,5	12,5	0,1	440	600	32	130 – 60
		Ok Autrod 318Si	0,04	1,3	0,8	19	12	2,8	460	615	35	70 – 60
		Ok Autrod 347Si	0,04	1,7	0,7	19	9,8	0,1	440	640	37	70 – 60
MAG/ MCAW	AWS A5.9 EC307	OK Tubrod 15.34	0,11	6,5	0,7	18,5	8	–	490	660	37	60 – 60
		OK Tubrod 15.30	0,02	1,25	0,65	19	10	–	390	580	37	120 w 20
		OK Tubrod 15.31	0,02	1,25	0,65	18	12	2,7	320	515	35	40 – 40
MAG/ FCAW	AWS A5.22 E307T-X	Shield-Bright 309LMo X-tra	<0,04	1,2	0,7	23	13	2,5	550	690	30	–
		Shield-Bright 309L X-tra	0,032	1,46	0,66	24,5	12,8	–	410	546	38	40 – 29
		Shield-Bright 309L	0,029	1,1	0,8	23,1	12,4	–	368	543	44	55 – 29
		Shield-Bright 308L	0,025	1,1	0,7	19,1	10	–	372	568	61	60 – 29
		Shield-Bright 308L X-tra	0,03	1,3	0,48	19,4	9,8	–	409	549	55	40 – 29
		Shield-Bright 316L	0,028	1,1	0,8	18,5	11,8	2,6	442	570	53	60 – 29
		Shield-Bright 316L X-tra	0,026	1,47	0,46	18,5	12	2,7	431	565	37	45 – 29
MMA/ SMAW	AWS A5.4 E307-X	OK 67.45	0,09	6,3	0,3	18,8	9,1	–	470	605	35	50 – 60
		OK 63.30	0,02	0,6	0,8	18,1	11	2,6	460	570	40	43 – 60
		OK 63.20	0,02	0,7	0,7	18,4	12,1	2,8	380	590	41	46 – 60
		OK 63.35	0,04	1,6	0,4	18,3	12,6	2,7	430	560	40	75 – 60
		OK 63.41	0,03	0,7	0,8	18,2	12,5	2,8	470	570	35	52 – 60
		OK 64.30	0,02	0,7	0,7	18,4	13,1	3,6	380	600	30	46 – 20
		OK 67.55	0,04	1	0,7	23,2	9,1	3,2	650	800	28	75
		OK 67.71	0,04	0,9	0,9	22,9	13,3	2,6	500	620	35	30 – 60
		OK 68.53	0,03	–	0,6	25,2	10,3	4	700	850	30	40
SAW	AWS A5.9 ER307	OK Autrod 309L + OK FLUX 10.93	0,03	1,5	0,6	24	12,5	–	430	570	33	70 – 60
		OK Autrod 309L + OK FLUX 10.92	0,02	1,1	0,8	24	13	–	410	575	50	50 – 20
		OK Autrod 308L + OK FLUX 10.92	<0,03	1,3	0,6	20	10	–	365	580	38	60 – 60
		OK Autrod 316L + OK FLUX 10.92	0,02	1	0,8	19	12	2,7	385	590	36	55 – 70
		OK Autrod 316L + OK FLUX 10.93	0,03	1,4	0,6	18,5	11,5	2,7	390	565	42	95
		OK Autrod 318 + OK FLUX 10.93	0,04	1,2	0,6	18,5	12	2,6	440	600	42	90 – 60
		OK Tigrod 16.95	0,08	6,5	0,7	18,5	8,5	0,1	450	640	41	56 – 60
		OK Tigrod 309L	<0,03	1,8	0,4	24	13	–	430	590	40	130 – 60
		OK Tigrod 308L	<0,03	1,8	0,4	20	10	–	450	645	36	135 – 80
		OK Tigrod 308LSi	<0,03	1,8	0,85	20	10	–	480	625	37	150 – 60
OK Tigrod 309LSi	<0,03	1,8	0,8	24	13	–	475	635	32	150 – 60		
OK Tigrod 316L	<0,03	1,8	0,5	19	12	2,8	470	650	32	150 – 60		
OK Tigrod 316LSi	<0,03	1,8	0,8	19	12	2,8	480	630	33	150 – 110		

Możliwości spawania łukiem krytym (SAW) materiałów niższej klasy, tj. Hardox 400 i Hardox 500, zostały przedstawione w [151–152]. Zgodnie z badaniami, odpowiednio dobrany rodzaj stopiwa i warunki spawania pozwalają na uzyskanie wytrzymałości R_m połączenia spawanego o wartości równej odpowiednio 615 i 663 MPa, stanowiącej w

przybliżeniu 50% i 43% wytrzymałości materiału rodzimego. Jednakże, powyższy problem może zostać wyeliminowany drogą kompleksowych zabiegów obróbki cieplnej, która pozwala na uzyskanie wytrzymałości równej 1810 MPa dla stali Hardox 600 i 1831 MPa dla stali Hardox Extreme, co w każdym przypadku równa się w przybliżeniu 85% wytrzymałości materiału rodzimego [148], [153]. W warunkach, w których zautomatyzowane spawanie nie jest możliwe – wykonane przy pomocy technologii TIG i obrobione cieplnie połączenie spawane stali Hardox 600 wykazuje wytrzymałość $R_m = 1386$ MPa [154]. Również autorzy prac [25], [155–158] wskazują na podobne problemy technologiczne występujące podczas spawania stali wysokowytrzymałych i konieczność przeprowadzenia post-obróbki cieplnej.

W kontekście właściwości tribologicznych, wpływ procesów spawania na zużywanie ściernie został zreferowany w [159], przy czym analizowana stal należała do grupy niskowęglowych, manganowych stali okrętowych, z budową strukturalną charakteryzującą się występowaniem ferrytu i perlitu z zachowaną wyraźną pasmowością. Zgodnie z przeprowadzonymi badaniami stwierdzono, że materiał spoiny, pomimo wyższej twardości, charakteryzuje się większym ubytkiem masy w porównaniu do materiału rodzimego. Powyższe wnioski można uzasadnić niższą zawartością węgla, występowaniem naprężeń szczątkowych czy odmiennymi cechami strukturalnymi. Połączenia spawane stali Armox 500T, która jest zbliżona właściwościami materiałowymi do wysokowytrzymałych, martenzytycznych stali odpornych na zużywanie ściernie, podlegały intensywnym procesom zużywania w czasie 3–4-krotnie wyższym w porównaniu do materiału rodzimego [159]. Także w [160–161] wykazano, że procesy spawania wywołują w materiale negatywny wpływ na odporność na zużywanie ściernie. Należy jednak zaznaczyć, że żadne w powyższych badaniach nie odnosi się do stanu obrobionego cieplnie. Obiecujące wyniki uzyskano w [162], jednakże połączenie spawane wykazało niską odporność na obciążenia dynamiczne ze względu na obecność wydzielen węglików na linii wtopienia. Zrealizowane zabiegi obróbki cieplnej podniosły jednak odporność na zużywanie ściernie stali S355, zgodnie z [21]. W [163] przebadano także odporność na zużywanie udarowe połączeń spawanych stali szynowych, które uzyskały bardziej korzystne wskaźniki w porównaniu do materiału rodzimego.

W przypadku stali pancernych, badania wpływu wykorzystania różnych materiałów spawalniczych na właściwości mechaniczne zostały przeprowadzone w [164]. Zaobserwowano, że wytrzymałość R_m złącza wykonanego ze stopiwa ferrytycznego o obniżonej zawartości wodoru (LHF) oraz austenitycznego (ASS) wynosiła odpowiednio 41,7 i 30,6% wartości materiału rodzimego, natomiast udarność złącza austenitycznego okazała się o 20% wyższa niż analizowanej stali Armox 500T. Wykorzystanie stopiw LHF jest również bardziej zasadne z punktu widzenia ekonomicznego, aczkolwiek materiały spawalnicze ASS w dalszym ciągu zapewniają mniejszą podatność na pękanie wodorowe [165], a ich odporność balistyczna jest wyższa w porównaniu do stopiw LHF i DSS (duplex stainless steel – nierdzewnych dwufazowych) [166]. Osobnym problemem jest zmiękczenie w obszarze międzykrytycznym strefy wpływu ciepła (ICHAZ) [167] i należy zaznaczyć, że zgodnie z [168], stal o wysokim równoważniku węgla wykazuje w tym przypadku najwyższy spadek twardości. Dowiedziono także, że szerokość i stopień zmiękczenia materiału są większe w przypadku spawania metodami GTAW i GMAW w porównaniu do technologii SMAW, co jest spowodowane zbyt dużą ilością dostarczonego ciepła. Co więcej, po przeprowadzeniu kompleksowej obróbki cieplnej nie zaobserwowano spadków twardości. Stwierdzono także, że zastosowanie metod zewnętrznego chłodzenia, takich jak podkłady miedziane i przedmuchiwanie argonem, może zmniejszyć negatywne skutki zmiękczenia materiału. Podobne wnioski sformułowano w [169], gdzie szerokość strefy o obniżonej odporności balistycznej była

największa w przypadku spawania metodami GTAW, natomiast techniki SMAW i FCAW zapewniły wyższy zakres bezpieczeństwa w strefie wpływu ciepła. Jednakże, w każdym przypadku strefa materiału stopiwa została przebita amunicją 7,62 mm. Również w [170] wykazano, że ilość dostarczonego ciepła ma kluczowe znaczenie dla zapewnienia wysokiego poziomu udarności – po zadaniu energii liniowej spawania 1,29 i 1,55 kJ/mm, większą odporność na penetrację pocisku 7,62 × 54 mm uzyskano przy pierwszym z wymienionych parametrów. Inną możliwością, podobnie jak w przypadku stali Hardox, jest zwiększenie właściwości użytkowych złączy spawanych stali pancernych przez zastosowanie zabiegów napawania. Przeprowadzone w [171] próby technologiczne nie były satysfakcjonujące ze względu na wysoką podatność do pęknięcia wysokochromowego stopiwa, pomimo wykorzystania austenitycznej warstwy buforowej. Kolejnym sposobem na polepszenie wytrzymałości balistycznej może być spawanie warstwowe (kolejno stopiwa ASS – wysokowęglkowe – ASS), lub nawet pięciowarstwowe [172–173], które spowodowało ponad 5-krotne zwiększenie granicy balistycznej (prędkości pocisku, która powoduje przebicie) w porównaniu do złącza jednowarstwowego [174]. Ważnym aspektem przy projektowaniu technologii jest także ukosowanie, ponieważ niesymetryczne złącze krzyżowe zatrzymuje pocisk bez jednoczesnego odkształcenia strony tylnej [175].

Na podstawie przedstawionych informacji można stwierdzić, że w każdym przypadku procesy spawania stali wysokowytrzymałych powodują gwałtowne obniżenie właściwości mechanicznych, plastycznych i tribologicznych w strefie materiału stopiwa i strefie wpływu ciepła. Spełnienie wymagań konstrukcyjnych i technologicznych przez stale martenzytyczne z borem umożliwia ich masowe zastosowanie, ponieważ przez omówione powyżej ograniczenia są często zastępowane materiałami o niższej odporności na zużywanie ścierne, za to uznawanymi za łatwiej spawalne. Powyższy problem może zostać wyeliminowany jedynie przez zastosowanie zaawansowanych metod spawania oraz drogą post-obróbkę cieplnej. Koniecznym wydaje się zatem rozwój nowych technologii w oparciu o stan wiedzy z zakresu inżynierii materiałowej. Kompleksowa analiza materiałowa w powiązaniu z zagadnieniami technologicznymi i konstrukcyjnymi ma na celu zwiększenie wydajności maszyn i urządzeń poprzez wydłużenie trwałości elementów, przy jednoczesnym obniżeniu ich masy własnej.

2. TEZA, CEL I ZAKRES PRACY

2.1. TEZA PRACY

Literaturowe rozpoznanie stanu wiedzy dotyczącego odporności wysokowytrzymałych stali martenzytycznych na procesy zużywania ściernego wykazało, że na skutek zmian mikrostrukturalnych powstających w procesie spawania, następuje obniżenie właściwości mechanicznych omawianej grupy materiałów. Mikrostruktura martenzytyczna, determinująca otrzymywanie wysokich właściwości wytrzymałościowych materiału, jest trudna do uzyskania bezpośrednio po procesie spawania, a w obszarze strefy wpływu ciepła powstaje karb mikrostrukturalny. Biorąc pod uwagę fakt, iż analiza możliwości spawania niskostopowych stali martenzytycznych z borem (na przykładzie stali Hardox 450 i Hardox Extreme), stanowi istotny wkład w zrozumienie, opis oraz kwantyfikację zjawisk i mechanizmów zachodzących podczas procesów technologicznych, można sformułować następującą tezę pracy:

Odpowiednio przeprowadzone zabiegi obróbki cieplnej po procesie spawania niskostopowych stali martenzytycznych z borem umożliwiają uzyskanie drobnolistwowej mikrostruktury martenzytycznej w materiale stopiwa i w strefie wpływu ciepła. Następstwem uzyskania takich struktur jest podwyższenie właściwości mechanicznych, a także odporności na zużywanie ściernie i obciążenia dynamiczne połączeń spawanych stali Hardox.

2.2. CEL PRACY

2.2.1. CEL NAUKOWY

Celem naukowym pracy jest identyfikacja budowy fazowej niskostopowych stali martenzytycznych z borem (na przykładzie stali Hardox 450 i Hardox Extreme) poddanych zabiegom obróbki cieplnej po przeprowadzonych procesach spawania. Rozważaniami objęto wpływ uzyskanych zmian mikrostrukturalnych na właściwości mechaniczne, odporność na zużywanie ściernie i obciążenia dynamiczne, zweryfikowane na drodze prób balistycznych. Do realizacji danego celu założono:

- Przeprowadzenie analizy wpływu właściwości strukturalnych, składu chemicznego oraz twardości stali Hardox w stanie wyjściowym z huty na zużywanie ściernie w obecności glebowej masy ścierniej oraz luźnego ścierniwa.
- Przeprowadzenie oceny wpływu wielkości ziarna byłego austenitu na zużywanie ściernie, udarność KCV_{+20} oraz właściwości fraktograficzne próbek udarnościodowych.
- Wykonanie analizy wpływu procesów odpuszczania na właściwości strukturalne i odporność na zużywanie ściernie stali Hardox Extreme.

2.2.2. CEL APLIKACYJNY

Cel aplikacyjny rozprawy obejmuje opracowanie metody obróbki cieplnej połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme oraz weryfikację uzyskanych rezultatów na drodze badań właściwości mechanicznych i odporności na zużywanie ściernie. Możliwość odtworzenia mikrostruktury (a tym samym podwyższenia parametrów mechanicznych) w obszarze strefy wpływu ciepła i materiału stopiwa połączeń spawanych stali Hardox umożliwia rozszerzenie aplikacyjne tych stali, np. o zabudowę balistyczną pojazdów. Do realizacji danego celu założono:

- Analizy składu chemicznego materiału stopiwa oraz opracowanie technologii obróbki cieplnej połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme. Pomiaru spadków

twardości oraz badania zmian strukturalnych w charakterystycznych strefach złącza spawanego obu stali w stanie bezpośrednio po spawaniu, normalizowanym oraz obrobionym cieplnie.

– Przeprowadzenie badań właściwości strukturalnych połączeń spawanych stali Hardox 450 w oparciu o analizę rozmiaru ziarna byłego austenitu we wszystkich strefach wykonanych połączeń spawanych. Określenie wpływu temperatury austenitowania na właściwości mechaniczne (R_m , KCV_{+20} , KCV_{-40}).

– Weryfikację opracowanej technologii spawania i obróbki cieplnej złączy spawanych stali Hardox 450 w toku badań właściwości wytrzymałościowych (R_m , KCV_{+20} , KCV_{-40}) i poprzez analizę fraktograficzną.

– Badania odporności na zużywanie ścierne połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme. Identyfikację mechanizmów zużycia oraz wpływu wybranych właściwości materiałowych i mechanicznych na odporność na zużywanie ścierne.

– Opracowanie technologii hartowania izotermicznego połączeń spawanych stali Hardox Extreme. Weryfikację rezultatów przez badania zmian strukturalnych, pomiary twardości testy zużywania ściernego w obecności luźnego ścierniwa, badania wytrzymałościowych (R_m) oraz udarnościowe (KCV_{+20} , KCV_{-40}).

– Realizację prób balistycznych połączeń spawanych i materiału rodzimego stali Hardox 450 z wykorzystaniem amunicji pośredniej $7,62 \times 39$ mm nb. wz. 43 z poc. PS oraz karabinowej $7,62 \times 54R$ mm nb. kb. ŁPS. Określenie rodzaju powstałych kraterów, zmian strukturalnych oraz wyznaczenie granicznej grubości blachy zapewniającej zachowanie ciągłości materiałowej.

3. PRZEDMIOT BADAŃ

Do realizacji założonego celu dotyczącego opracowania technologii spawania i obróbki cieplnej złączy spawanych stali wysokowytrzymałych wykorzystano arkusze blachy stali Hardox 450 i Hardox Extreme. Ze względu na potrzebę korelacji właściwości złącza spawanego i materiału rodzimego, badania zostały poprzedzone analizą materiałoznawczą wybranych stali Hardox w stanie wyjściowym z huty.

3.1. MATERIAŁ BADANY

Badania podstawowe nad materiałem rodzimym rozszerzono o stale Hardox 500 i Hardox 600. Powyższa grupa stali jest produktem szwedzkiej huty SSAB-Oxelösund, którą wytwórca określa ja wiodącą na świecie stal trudnościeralną, twardą na całej grubości, o dużej trwałości użytkowej i wysokiej produktywności w najbardziej wymagających środowiskach. Stal Hardox 450 jest ofertowana jako uniwersalna stal konstrukcyjna, o wysokiej udarności w obniżonych temperaturach, z kolei stal Hardox Extreme jest najtwardszą blachą trudnościeralną o twardości 60 HRC, rekomendowaną do zastosowania na płyty wykładzinowe. Stale Hardox należą do grupy stali niskostopowych z dodatkiem boru o podwyższonej w związku z tym hartowności. Skład chemiczny analizowanych blach zgodnie z danymi producenta oraz na podstawie badań opublikowanych w [61], [128], został przedstawiony w tab. 28.

Tabela 28. Skład chemiczny analizowanych stali Hardox. DP – dane producenta [63], DL – dane literaturowe – na podstawie [61], [128].

	Hardox 450		Hardox 500	Hardox 600	Hardox Extreme	
	DP (maks.)	DL	DP (maks.)	DP (maks.)	DP (maks.)	DL
Skład chemiczny [%]						
C	0,26	0,17	0,30	0,47	0,47	0,48
Si	0,70	0,70	0,40	0,70	0,50	0,16
Mn	1,60	1,00	1,30	1,50	1,40	0,5
P	0,02	0,010	0,02	0,015	0,015	0,010
S	0,01	0,0005	0,01	0,01	0,01	0,001
Cr	1,50	0,45	2,20	1,20	1,20	0,89
Ni	1,50	0,05	2,00	2,50	2,50	1,96
Mo	0,60	0,08	0,40	0,70	0,80	0,13
B	0,005	0,0014	0,005	0,005	0,005	0,0025
HBW	425 – 475	434	470 – 530	570 – 640	560 – 650	644

3.2. TECHNOLOGIA SPAWANIA

Na potrzeby opracowania technologii spawania wykorzystano blachy o wymiarach: 1250 × 200 mm oraz grubości 10 mm, pobrane z arkusza blachy stali Hardox 450 i Hardox Extreme. Cięcie blach do wymaganych wymiarów zrealizowano za pośrednictwem systemu plazmowego sterowanego numerycznie HyPerformance. Połączenia spawane wykonano metodą SAW, stosując materiały spawalnicze dedykowane do niskostopowych stali o dużej wytrzymałości (tabela 29). Proces przeprowadzono za pośrednictwem urządzenia spawalniczego ESAB A2 Mini Trac ze źródłem prądowym ESAB LAE 800. Blachy zostały połączone spoiną dwustronną, według następujących parametrów gwarantujących prawidłowy przetop blach:

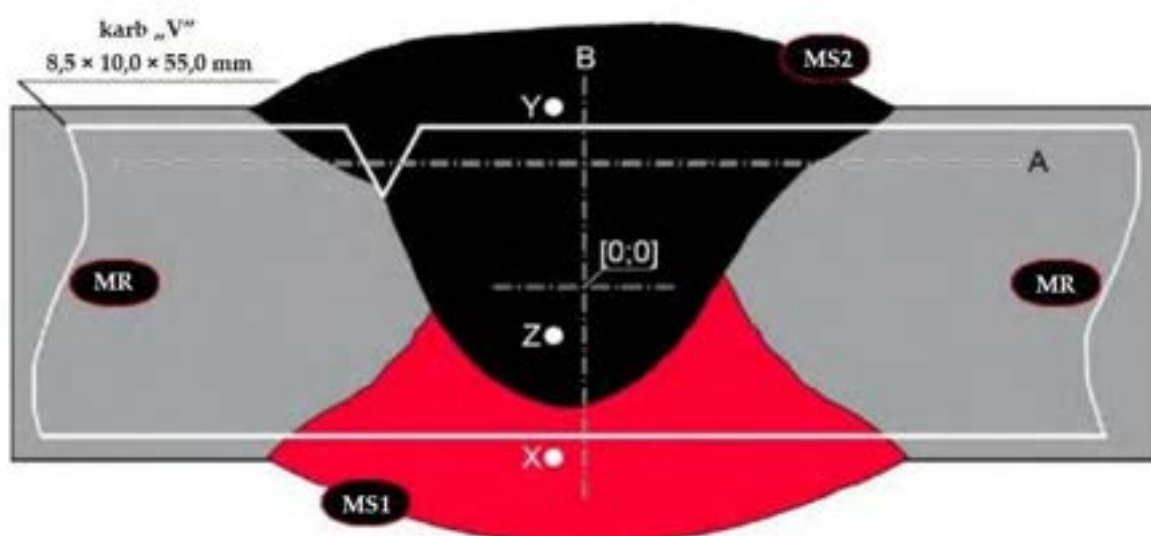
- typ spoiny: BW (doczołowa);
- pozycja spawania: PA (podolna);

- średnica elektrody: 3,0 mm;
- napięcie łuku elektrycznego (spoina 1/2): 31/33 V (Hardox 450), 34/35 V (Hardox Extreme);
- natężenie prądu (spoina nr 1): 530 A (Hardox 450), 520 A (Hardox Extreme);
- natężenie prądu (spoina nr 2): 630 A (Hardox 450), 640 A (Hardox Extreme);
- biegunowość: DC (+);
- prędkość spawania: ~60 cm/min;
- drut elektrodowy: OK Autrod 13.43 (S3Ni2.5CrMo według EN ISO 26304);
- topnik: OK Flux 10.62 (MgO, CaF₂, Al₂O₃, SiO₂);
- podgrzewanie wstępne: brak;
- temperatura międzywarstwowa: ≤ 80 °C;
- przygotowanie krawędzi blach do spawania (ukosowanie): brak;

Przed spawaniem, pozycje blach ustalono poprzez ich trwałe utwierdzenie z materiałem podkładki spoinami szczepnymi. Podczas spawania stosowano płytki wybiegowe wykonane ze stali Hardox 450 i Hardox Extreme. Schemat wykonanego połączenia spawanego pokazano na rys. 28.

Tabela 29. Właściwości stopiwa wykorzystanego do wykonania połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme. $R_{p0,2}$ – granica plastyczności, A_4 – wydłużenie względne przy zerwaniu, KCV_{-40} – uderność w temperaturze -40 °C [176].

Stopiwo	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	$R_{p0,2}$	R_m	A_4	KCV_{-40}
	Skład chemiczny [% wagowo]						[MPa]	[%]	[J/cm ²]	
OK Autrod 13.43 + OK Flux 10.62	0,11	1,50	0,25	0,60	2,20	0,50	700	800	21	94



Rys. 28. Ogólny schemat wykonanych połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme. MS1/MS2 – poszczególne warstwy spoiny zgodnie z kolejnością ich wykonywania, A/B – linie wykonanych rozkładów twardości, MR – materiał rodzimy, na biało schematycznie pokazano miejsce nacięcia karbu „V” na próbkach do badań udernościowych.

3.3. ZABIEGI OBRÓBKIE CIEPLNEJ

Wszystkie operacje cieplne wykonano w gazoszczelnych piecach komorowych FCF 12SHM/R firmy Czylok z zastosowaniem atmosfery ochronnej gazu obojętnego 99,95 % argonu. Kąpiel hartowniczą stanowiła odtleniona woda o temperaturze nieprzekraczającej 30°C lub syntetyczny olej hartowniczy Durixol W72 o lepkości kinematycznej 21 mm²/s, podgrzany do temperatury 50°C. Szczegółowe parametry obróbki cieplnej przedstawiono w tabelach 30–35 oraz na rys. 29.

Należy zaznaczyć, że w celu ujawnienia granic ziaren byłego austenitu w poszczególnych strefach materiału spoiny, po austenitowaniu w temperaturze 950°C w czasie 60 minut, materiał najpierw został poddany chłodzeniu izotermicznemu w temperaturze 650°C przez 10 minut, a następnie studzeniu na wolnym powietrzu. Podjęcie takiego sposobu wynikało ze stosunkowo niskiej zawartości węgla w materiale stopiwa i występowaniu w składzie chemicznym dodatków stopowych skutecznie blokujących wydzielanie faz węglkowych, jak i gwałtownie zwiększających hartowność (zwłaszcza mikrododatku boru), hamując tym samym przemiany dyfuzyjne i przez to możliwość ujawnienia granic ziaren po przeprowadzeniu procesu odpuszczania. Również materiał w stanie bezpośrednio po spawaniu, stanowiący próbę kontrolną, został poddany austenitowaniu w minimalnej temperaturze zapewniającej występowanie jednorodnej fazy austenitu, tj. 850°C w czasie 10 minut, stanowiącej jednocześnie niższą wartość niż realizowane na stali Hardox 450 w warunkach hutniczych operacje cieplne. Powzięta preparatyka opierała się na zasadzie, że rozmiar ziarna austenitu decyduje o rozmiarze i morfologii mikrostruktury po hartowaniu.

Tabela 30. Szczegółowe parametry obróbki cieplnej uwzględniającej analizę wielkości ziarna byłego austenitu stali Hardox 500, 600, Extreme.

Material	Parametry obróbki cieplnej
Hardox 500 Hardox 600 Hardox Extreme	Odpuszczanie: 550°C, 30 min, chłodzenie z piecem

Tabela 31. Szczegółowe parametry obróbki cieplnej uwzględniającej analizę rozrostu ziarna byłego austenitu stali Hardox Extreme. A – austenitowanie.

Material	Parametry obróbki cieplnej
HE	Stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu)
HE-A(850–1200°C) Badania zużywania ściernego Badania wytrzymałościowe	Normalizowanie: 850°C, 60 min Austenitowanie: 850°C, 900°C, 1000°C, 1100°C, 1200°C, 120 min, olej
HE, HE-A(850–1200°C) Badania wielkości ziarna byłego austenitu	Normalizowanie: 850°C, 60 min Austenitowanie: 850°C, 900°C, 1000°C, 1100°C, 1200°C, 120 min, olej Odpuszczanie: 550°C, 30 min, chłodzenie z piecem

Tabela 32. Szczegółowe parametry obróbki cieplnej uwzględniającej zabiegi odpuszczania stali Hardox Extreme. HE-I/HE-II – Hardox Extreme, O – odpuszczanie.

Material	Parametry obróbki cieplnej
HE-I, HE-II	Stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu)
HE-O(100–250°C)	Odpuszczanie: 100°C, 150°C, 200°C, 250°C, 120 min, chłodzenie na powietrzu

Tabela 33. Szczegółowe parametry zabiegów cieplnych zastosowanych dla stali Hardox 450 oraz jej połączeń spawanych. Nr 1–6 – próbki poddane badaniom wytrzymałościowym i udurowościowym, Nr 7–12 – próbki poddane analizie rozrostu ziarna byłego austenitu. D – stan bezpośrednio po spawaniu; N – stan po normalizowaniu; H – stan po hartowaniu; A – stan po austenitowaniu.

Nr	Parametry obróbki cieplnej		Nr	Parametry obróbki cieplnej	
1	D	Bez obróbki (po spawaniu)	2	N	Normalizowanie: 900°C/1h/Powietrze
3	N+H900	Normalizowanie: 900°C/1h/Powietrze Hartowanie: 900°C/1h/H ₂ O Odpuszczanie: 100°C/2h/Powietrze	4	N+H1000	Normalizowanie: 900°C/1h/Powietrze Hartowanie: 1000°C/1h/H ₂ O Odpuszczanie: 100°C/2h/Powietrze
5	N+H1100	Normalizowanie: 900°C/1h/Powietrze Hartowanie: 1100°C/2h/H ₂ O Odpuszczanie: 100°C/2h/Powietrze	6	N+H1200	Normalizowanie: 900°C/1h/Powietrze Hartowanie: 1200°C/2h/H ₂ O Odpuszczanie: 100°C/2h/Powietrze
7	D+A	Austenitowanie: 850°C/10' Chłodzenie izotermiczne: 850–650°C/5'/Powietrze	8	N+A	Normalizowanie: 900°C/1h/Powietrze Austenitowanie: 900°C/10' Chłodzenie izotermiczne: 900–650°C/5'/Powietrze
9	N+A900	Normalizowanie: 900°C/1h/Powietrze Austenitowanie: 900°C/1h Chłodzenie izotermiczne: 900–650°C/5'/Powietrze	10	N+A1000	Normalizowanie: 900°C/1h/Powietrze Austenitowanie: 1000°C/1h Chłodzenie izotermiczne: 1000–650°C/5'/Powietrze
11	N+A1100	Normalizowanie: 900°C/1h/Powietrze Austenitowanie: 1100°C/2h Chłodzenie izotermiczne: 1100–650°C/10'/Powietrze	12	N+A1200	Normalizowanie: 900°C/1h/Powietrze Austenitowanie: 1200°C/2h Chłodzenie izotermiczne: 1200–650°C/10'/Powietrze

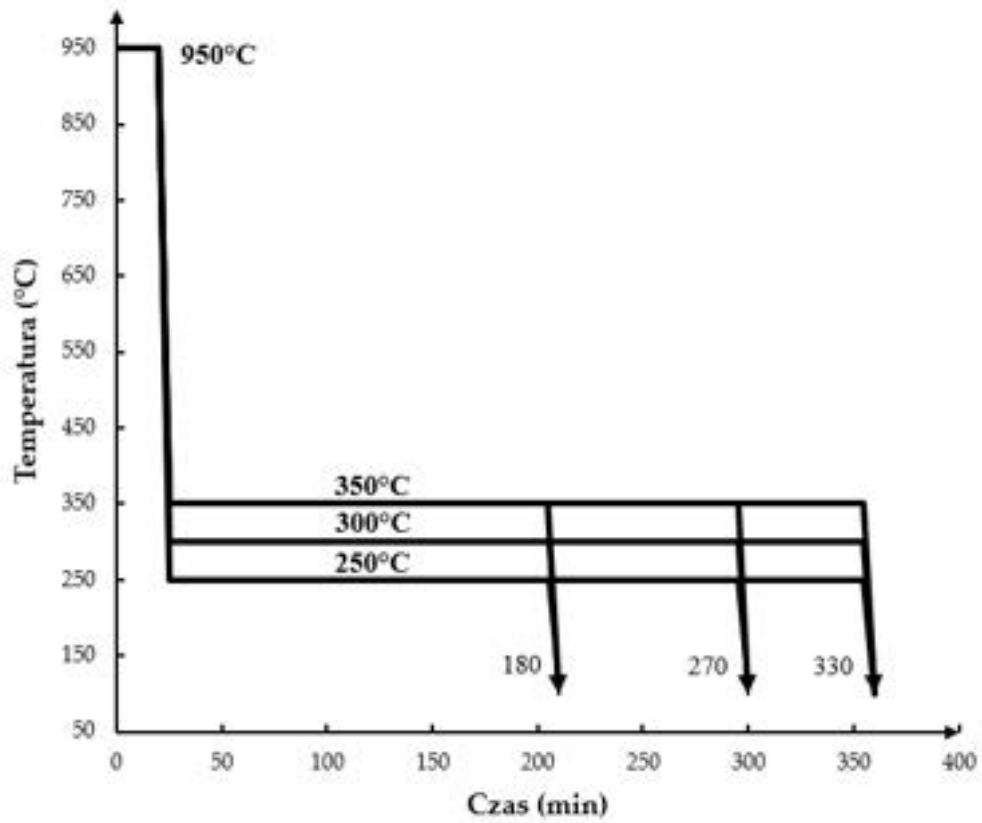
Tabela 34. Szczegółowe parametry obróbki cieplnej połączeń spawanych stali Hardox 450.

Nazwa próbki	Parametry obróbki cieplnej
PS-H450	Normalizowanie: 900°C, 60 min, powietrze Austenitowanie: 950°C, 20 min, woda Odpuszczanie: 100°C, 5h

Tabela 35. Szczegółowe parametry zabiegów cieplnych zastosowanych dla stali Hardox Extreme oraz jej połączeń spawanych. D – stan bezpośrednio po spawaniu; N – stan po normalizowaniu; A – stan po austenitowaniu; O – stan po odpuszczaniu.

Nr	Parametry obróbki cieplnej	
1	D	Stan dostarczenia (stan bezpośrednio po spawaniu)
2	N+A850+O100	Normalizowanie: 900°C/1h/powietrze
		Austenitowanie: 850°C/20min /H ₂ O
		Odpuszczanie: 100°C/2h/powietrze
3	N+A850+O250	Normalizowanie: 900°C/1h/powietrze
		Austenitowanie: 850°C/20min /H ₂ O
		Odpuszczanie: 250°C/2h/powietrze
4	N+A900+O100	Normalizowanie: 900°C/1h/powietrze
		Austenitowanie: 900°C/20min/H ₂ O
		Odpuszczanie: 100°C/2h/powietrze
5	N+A900+O250	Normalizowanie: 900°C/1h/powietrze
		Austenitowanie: 900°C/20min /H ₂ O
		Odpuszczanie: 250°C/2h/powietrze

Nr	Parametry obróbki cieplnej	
6	N+A950+O100	Normalizowanie: 900°C/1h/powietrze
		Austenitzowanie: 950°C/20min /H ₂ O
		Odpuszczanie: 100°C/2h/powietrze
7	N+A950+O250	Normalizowanie: 900°C/1h/powietrze
		Austenitzowanie: 950°C/20min /H ₂ O
		Odpuszczanie: 250°C/2h/powietrze



Rys. 29. Schemat obróbki cieplnej uwzględniającej zabiegi hartowania izotermicznego.

4. METODYKA BADAŃ

Zapewnienie odpowiedniego doboru parametrów obróbki cieplnej w celu podwyższenia właściwości mechanicznych, w tym odporności na zużywanie ścierne i obciążenia dynamiczne połączeń spawanych stali Hardox, wymaga wykonania szeregu badań. Analiza zmian właściwości powinna zostać przeprowadzona zarówno dla materiału w stanie bezpośrednio po spawaniu, jak i poddanego różnym wariantom obróbki cieplnej. Pozwala to na określenie wpływu wywołanych zmian strukturalnych na wybrane właściwości mechaniczne badanego materiału. Zastosowana w pracy metodyka badawcza obejmowała:

- analizę składu chemicznego,
- badania z zastosowaniem metod mikroskopii świetlnej,
- badania z zastosowaniem metod skaningowej mikroskopii elektronowej,
- pomiary twardości metodą Brinella,
- badania wytrzymałościowe (statyczna próba rozciągania),
- badania udarności,
- badania odporności na zużywanie ścierne,
- badania balistyczne.

4.1. BADANIA SKŁADU CHEMICZNEGO

Do badań wykorzystano próbki pobrane z arkuszy blach ze stali Hardox, dostarczonych bezpośrednio przez autoryzowanego dystrybutora, firmę STAL-HURT.

Analizy składu chemicznego wykonano metodą spektralną z użyciem analizatora emisyjnego z wyładowaniem jarzeniowym Leco GDS500A. Podczas analiz stosowano następujące parametry umożliwiające jonizację gazu obojętnego: $U = 1250 \text{ V}$; $I = 45 \text{ mA}$; 99,999% argonu. Uzyskane wyniki stanowiły średnią arytmetyczną z co najmniej pięciu pomiarów.

4.2. BADANIA Z ZASTOSOWANIEM MIKROSKOPII ŚWIETLNEJ

Obserwacje makroskopowe wykonano za pomocą wielofunkcyjnego mikroskopu stereoskopowego Nikon AZ100. Do badań mikroskopowych wykorzystano mikroskop świetlny (LM) Nikon Eclipse MA200, stosując powiększenia w zakresie 25–1000 \times . Badaniom poddano próbki w stanie nietrawionym oraz po wytrawieniu 3–5% roztworem HNO_3 i odczynnikiem Adlera, zgodnie z normą PN-H-04503:1961. Do rejestracji i analizy zarejestrowanych obrazów wykorzystano sprzężone z mikroskopami kamery cyfrowe Nikon DS-Fi2 oraz oprogramowanie NIS Elements firmy Nikon.

4.3. BADANIA Z ZASTOSOWANIEM MIKROSKOPII ELEKTRONOWEJ

Zdjęcia mikrostruktur, powierzchni przełomów oraz powierzchni poddanych testom zużywania wykonano przy użyciu mikroskopu elektronowego (SEM) Phenom XL, stosując obrazowanie BSE oraz napięcie przyspieszające 15 keV.

4.4. OCENA WIELKOŚCI ZIARNA BYŁEGO AUSTENITU

W celu ujawnienia granic ziaren byłego austenitu badanych materiałów wykorzystano odczynnik Mi7Fe (5 ml kwasu pikrynowego, 0,5% sulfonianu sodowego tetradecylu, 100 ml H_2O), według ASTM E407. Badanie wykonano na próbkach po przeprowadzonych zabiegach odpuszczania z chłodzeniem w piecu lub po hartowaniu izotermicznym. Pomiar wielkości rozmiaru ziarna przeprowadzono zgodnie z normą PN-EN ISO 643:2020-07, za pomocą oprogramowania ImageJ ver. 1.52a. W przypadku oceny wielkości ziarna byłego

austenitu w charakterystycznych strefach złącza spawanego, analizie poddano następujące strefy: materiał rodzimy, strefę wpływu ciepła, linię wtopienia, materiał spoiny oznaczany jako MS1, MS2 i MS3 (rys. 28), wykonując w każdej z nich co najmniej po 150 pomiarów.

4.5. POMIARY TWARDOŚCI

Pomiary twardości materiału rodzimego wykonano za pośrednictwem twardościomierza uniwersalnego Zwick/Roel ZHU 187,5 sposobem Brinella, zgodnie z normą PN-EN ISO 6506-1:2014-12. Stosowano kulkę z węgla spiekanego o średnicy 2,5 mm, przy obciążeniu 187,5 kgf (1838,7469 N), działającym w czasie 15 s. Pomiary twardości na wybranych przekrojach poprzecznych połączeń spawanych wykonano sposobem Rockwella (HRA) zgodnie z normą PN-EN ISO 6508-1:2016-10, wykorzystując powyższy twardościomierz uniwersalny, przy obciążeniu 60 kgf (588,399 N). Uzyskane wyniki twardości przeliczono na skalę Vickersa zgodnie z normą PN-EN ISO 18265:2014-02. Pomiary twardości przeprowadzono na przekrojach poprzecznych próbek w stanie po spawaniu oraz po przeprowadzonych zabiegach obróbki cieplnej. Miejsca wykonanych rozkładów twardości schematycznie zaznaczono liniami A i B na rys. 28.

4.6. STATYCZNA PRÓBA ROZCIĄGANIA

Badania wytrzymałościowe (statystyczna próba rozciągania) zostały przeprowadzone w temperaturze otoczenia na próbkach prostokątnych, proporcjonalnych – pięciokrotnych, zgodnie z normą PN-EN ISO 6892-1:2020-05. Zastosowano maszynę wytrzymałościową MTS 810 z ekstensometrem o długości bazy pomiarowej wynoszącej $L_0 = 25$ mm. Podczas prób stosowano szybkość rozciągania kontrolowaną szybkością przyrostu naprężenia. Następnie dla każdej próbki wyznaczono: wytrzymałość na rozciąganie (R_m) oraz przewężenie procentowe przekroju (Z) i wydłużenie względne (A). Uzyskane wskaźniki wytrzymałościowe stanowiły średnią arytmetyczną wyników uzyskanych z co najmniej trzech próbek na każdy punkt pomiarowy. Dodatkowo, na podstawie uzyskanych wyników badań poszczególnych próbek obliczono błędy pomiarowe w postaci odchylenia standardowego.

4.7. BADANIA UDARNOŚCI

Badania udarnościowe wykonano dla wybranych zestawów próbek połączeń spawanych za pomocą młota Charpy'ego Zwick Roell RPK300, stosując wartość energii początkowej wynoszącej 300 J, zgodnie z normą PN-EN ISO 148-1:2017-02. Do badań wykorzystano próbki prostopadłościennne z karbami „V”. Sposób pobrania próbek oraz położenie karbów w relacji do spoiny pokazano schematycznie na rys. 28. Na podstawie wyników badań, zrealizowanych w temperaturach +20 °C i -40 °C, wyznaczono średnie arytmetyczne – z co najmniej 3 prób na każdy punkt pomiarowy – oraz odchylenia standardowe uzyskanych wskaźników udarnościowych.

4.8. BADANIA ODPORNOŚCI NA ZUŻYWANIE ŚCIERNE

Badania laboratoryjne odporności na zużywanie zrealizowano z wykorzystaniem urządzenia do badania odporności na zużywanie ściernie w obecności luźnego ścierniwa T-07, zgodnie z normą GOST23.208-79 (normy analogicznej do ASTM G65) oraz za pomocą metody „wirującej miski”. Powzięcie powyższej metodyki badawczej wynikało z aspektu utylitarneego – analizowana grupa niskostopowych stali martenzytycznych jest wykorzystywana na części łyżek do koparek oraz elementy maszyn rolniczych, które pracują w warunkach intensywnego zużywania przy wydobywaniu złóż i urabianiu glebowej

masy ścierniej. Każda próba była realizowane w sześciu powtórzeniach. Urządzenie T-07 wykonane zostało przez Instytut Technologii Eksploatacji – instytut badawczy zlokalizowany w Polsce. Różnica pomiędzy urządzeniem T-07 a urządzeniem opisanym w ASTM Standard G65 jest taka, że w urządzeniu T-07 materiał badany jest ułożony horyzontalnie a nie pionowo. Tribotester T-07 składa się ze stalowej rolki z pierścieniem gumowym o średnicy $\varnothing = 50 (+0,2)$ mm i szerokości 15 (-0,1) mm, zasobnika na ścierniwo pozwalającego na regulację przepływu ścierniwa oraz dźwigni z ciężarkami, która generuje wertykalną siłę docisku próbki do rolki. Twardość gumy nałożonej na rolkę mieści się w przedziale 78–85 ShA. Badania realizowano pod stałym obciążeniem $F = 44$ N ($\Delta F = 0,25$ N). Jako ścierniwo wykorzystano elektrokorund o rozmiarze cząstek #90, zgodnie z normą PN-M-59115:1976. Czas trwania testu zależy od twardości materiału badanego i wynosił 30 min (1800 cykli obrotowych). Wymiary próbek były równe $30 \times 30 \times 3$ mm. Jako miary odporności na zużywanie ściernie wykorzystano współczynnik względnej odporności na zużywanie ściernie k_b , obliczony według wzoru (10).

$$k_b = \frac{Z_{ww}\rho_b N_b}{Z_{wb}\rho_w N_w} \quad (10)$$

Gdzie:

k_b – współczynnik względnej odporności na zużywanie ściernie [-],

Z_{ww} – ubytek masy materiału referencyjnego [g],

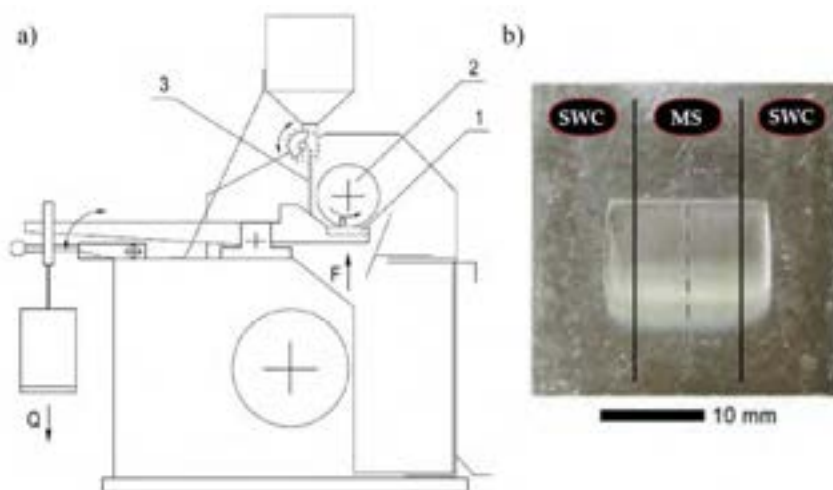
Z_{wb} – ubytek masy materiału badawczego [g],

N_w – ilość obrotów przeciwpróbki podczas badania materiału referencyjnego,

N_b – ilość obrotów przeciwpróbki podczas badania materiału badawczego,

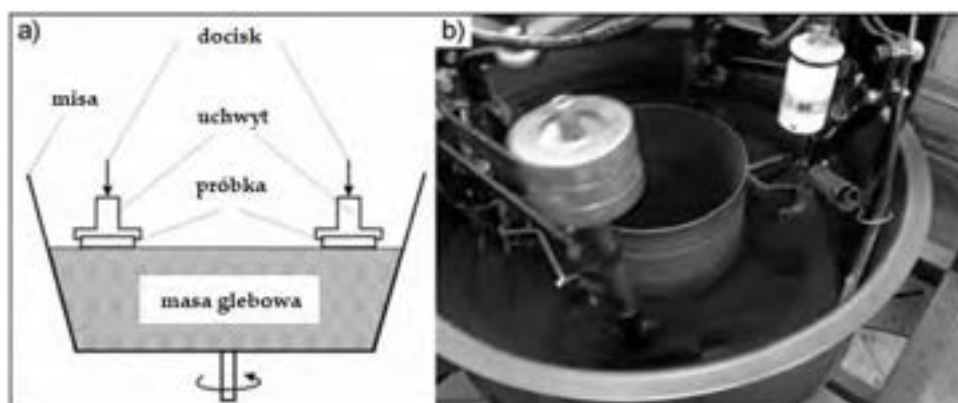
ρ_w, ρ_b – gęstość materiału referencyjnego i badawczego [g/cm^3].

Zgodnie z normą GOST23.208-79, próbkę referencyjną stanowiła stal C45 w stanie normalizowanym. Na rys. 30 przedstawiono schemat urządzenia T-07 wraz ze sposobem usytuowania testowej próbki materiału.



Rys. 30. Graficzne przedstawienie metody badania odporności na zużywanie ściernie za pomocą testera T-07: a) schemat urządzenia T-07 do badania odporności na zużywanie ściernie w obecności luźnego ścierniwa: 1) badany materiał; 2) stalowa rolka z ogumieniem, 3) ścierniwo; b) makroskopowy obraz próbki badanego materiału połączenia spawanego z uwidocznionym miejscem poddanym zużyciu ściernemu: MS – materiał stopiwa, SWC – strefa wpływu ciepła.

Schemat urządzenia typu „wirująca misa” (MZWM-1) został przedstawiony na rys. 31. Podczas badań, każda próbka przebyła dystans 20 000 m z prędkością ok. 1,7 m/s, pod naciskiem 67 kPa. Ubytek masy mierzono każdorazowo po pokonaniu 2000 m na wadze laboratoryjnej o dokładności 0,0001 g. Poziom pH ścierniwa wynosił w przybliżeniu 6,3 – 6,9. Charakterystyka gleby wykorzystanej do badań została przedstawiona w tabelach 36 – 38. Wilgotność gleby wahała się na poziomie 10 – 13%. Badania uziarnienia zrealizowano z wykorzystaniem dyfrakcji laserowej za pomocą analizatora rozmiaru cząstek Mastersizer 2000, zgodnie z normą ISO 13320.



Rys. 31. Schemat urządzenia „wirująca misa” [73]: a) ogólny schemat przedstawiający główne elementy; b) fragment urządzenia w trakcie pracy.

Tabela 36. Charakterystyka glebowej masy ścierniej.

Rodzaj masy glebowej	Grupa granulometryczna	Zawartość frakcji [%]		
		Piasku 0,05–2,00 mm	Pyłu 0,002–0,05 mm	Ilu <0,002 mm
Lekka	Piasek gliniasty	67,17	31,03	1,80
Średnia	Gлина lekka	62,98	34,01	2,97
Ciężka	Gлина zwykła	15,82	76,71	7,47

Tabela 37. Charakterystyka glebowej masy ścierniej.

Rodzaj masy glebowej	Grupa granulometryczna	Zawartość frakcji [%]		
		Piasku 0,05–2,00 mm	Pyłu 0,002–0,05 mm	Ilu <0,002 mm
Lekka	Piasek gliniasty	68,12	30,86	1,02
Średnia	Gлина średnia	59,20	38,15	2,65
Ciężka	Gлина ilasta	11,52	81,34	7,16

Tabela 38. Charakterystyka glebowej masy ścierniej.

Rodzaj masy glebowej	Grupa granulometryczna	Zawartość frakcji [%]		
		Piasku 0,05–2,00 mm	Pyłu 0,002–0,05 mm	Ilu <0,002 mm
Lekka	Piasek gliniasty	82,7	8,4	8,9
Średnia	Gлина lekka	75,11	22,23	2,66

4.9. BADANIA BALISTYCZNE

Do badań balistycznych wykorzystano blachy stali Hardox 450 połączone technikami spawalniczymi, które uprzednio na potrzeby testów zostały pocienione z pierwotnej grubości 10 mm do grubości 4÷8 mm, w zgodności od wymaganego stopnia odporności na uderzenia balistyczne, według normy VPAM APR 2006 edycja 2014.

Następnie próbki zostały ostrzelane na torze balistycznym z odległości 10 m. Do badań wykorzystano amunicję pośrednią 7,62 × 39 mm nb. wz. 43 z poc. PS o masie 7,9 g i początkowej prędkości 720 m/s ± 10 m/s (rys. 32a-b), którą wystrzelono z karabinka 7,62 mm kbk AKM (Kałsznikow-47). Przeprowadzono także badania przy użyciu amunicji karabinowej 7,62 × 54R mm nb. kb. ŁPS (rys. 32c-d) o masie 9,65 g i prędkości początkowej 830 m/s ± 15 m/s przy wykorzystaniu karabinu Mosin wz. 1891. Szczegółowe parametry prób balistycznych zostały przedstawione w tabeli 39. Do każdej grubości blachy oddano 15 strzałów, po 5 w strefie materiału spoiny, strefie wpływu ciepła oraz w materiale rodzimym.

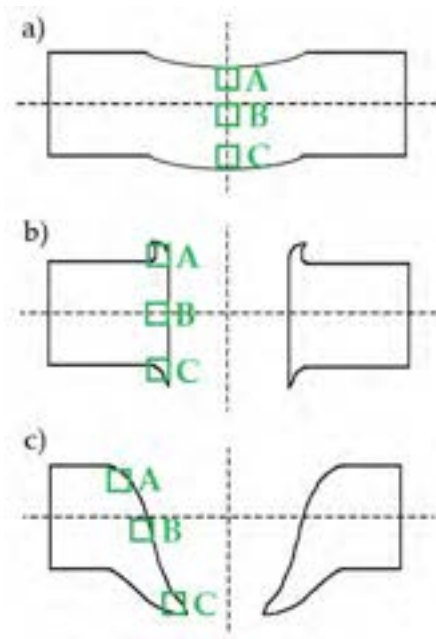
Rejestrację zjawisk szybkozmiennych wykonano z użyciem szybkiej kamery PHANTOM VEO 710L 18GB MONO o zapisie 7500 klatek na sekundę. Badania mikrostrukturalne powstałych kraterów przeprowadzono w trzech strefach oznaczonych ramkami A – C, zgodnie z rys. 33.



Rys. 32. Obrazy makroskopowe amunicji wykorzystanej do testów balistycznych: a-b) nabój i pocisk 7,62 × 39 mm nb. wz. 43 z poc. PS, c-d) nabój i pocisk 7,62 × 54R mm nb. kb. ŁPS.

Tabela 39. Wykaz parametrów przeprowadzonych badań balistycznych.

Parametr	Wartość/specyfikacja
ilość dokonanych strzałów w poszczególnych strefach złącza spawanego (materiał spoiny, strefa wpływu ciepła, materiał rodzimy)	5
rodzaj naboju	7,62 × 39 mm nb. wz. 43 z poc. PS
	7,62 × 54R mm nb. kb. ŁPS
odległość ostrzału	10 m
kąt ostrzału	90°
grubość blachy	4 – 5 mm (nabój 7,62 × 39 mm)
	6 – 8 mm (nabój 7,62 × 54R mm)



Rys. 33. Schemat powstałych kraterów po przeprowadzonych próbach balistycznych wraz z zaznaczonymi obszarami, w których dokonano analizy zmian strukturalnych.

5. WYNIKI BADAŃ WŁASNYCH – CZĘŚĆ I

**BADANIA MIKROSTRUKTURALNE, WŁAŚCIWOŚCI
WYTRZYMAŁOŚCIOWYCH ORAZ ODPORNOŚCI NA ZUŻYWANIE
ŚCIERNE STALI HARDOX 500, HARDOX 600 I HARDOX EXTREME**

5.1. BADANIA SKŁADU CHEMICZNEGO STALI HARDOX W STANIE DOSTARCZENIA

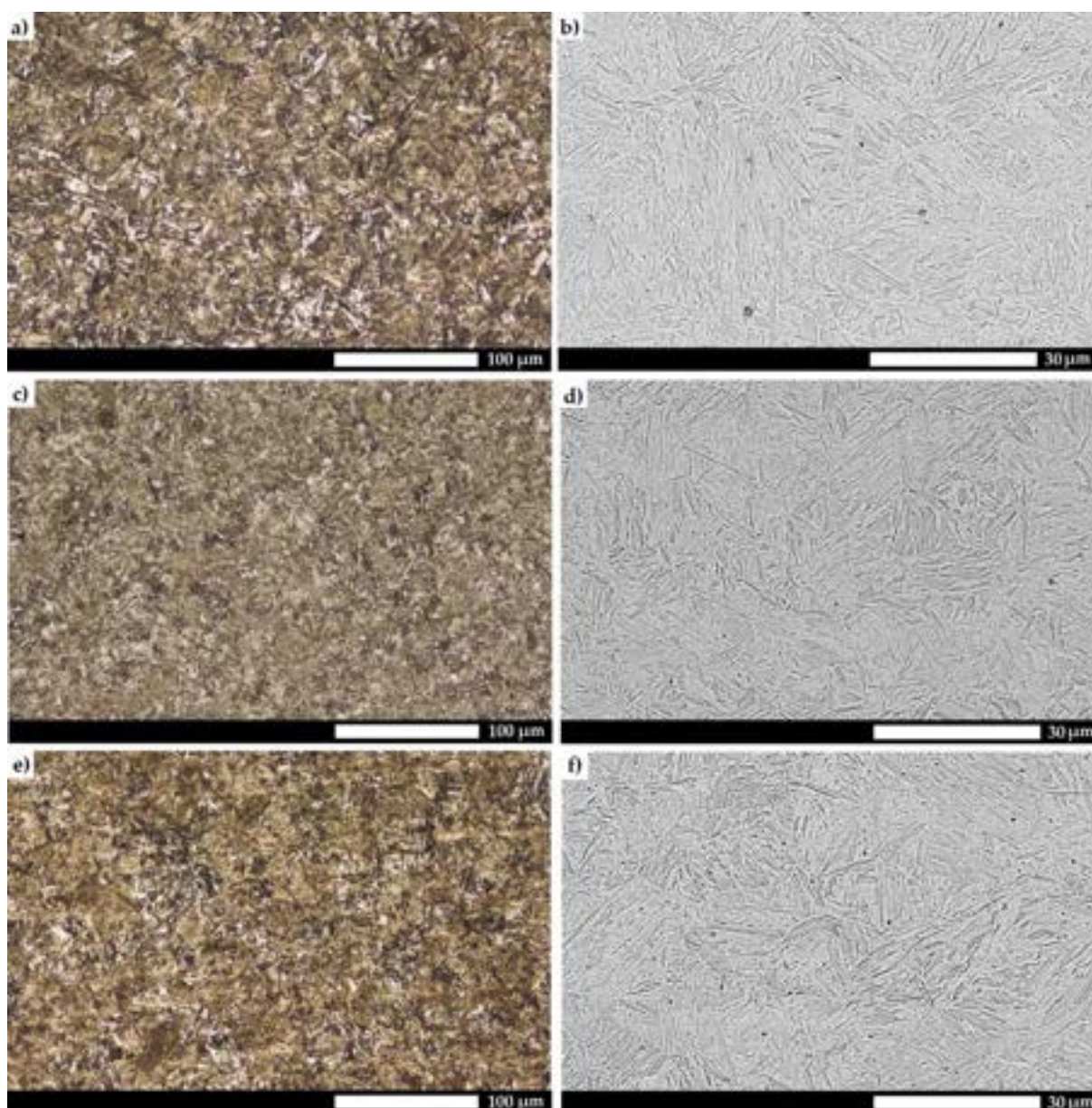
Analiza składu chemicznego materiału w stanie dostawy wykazała, że zawartość węgla w analizowanych materiałach mieści się w przedziale 0,28% – 0,44% (odpowiednio dla stali Hardox 500, Hardox 600 i Hardox Extreme), klasyfikując je odpowiednio jako stale nisko- i średniowęglowe (tabela 40). Uzyskane wyniki przekładają się także na rosnącą twardość w zakresie 487 – 618 HBW. Podstawowym pierwiastkiem podnoszącym hartowność we wszystkich gatunkach jest bor, a także mangan, którego zawartość wykazuje liniowy spadek wraz ze wzrostem klasy stali. Zgodnie ze wzorem na równoważnik węgla *CEV*, zależność ta jest uzasadniona podwyższeniem hartowności materiałów w wyniku zmiany proporcji pozostałych składników stopowych, a także negatywnym wpływem manganu na rozrost ziarna byłego austenitu oraz obniżenie temperatury początku przemiany martenzytycznej *M_s*. Zawartość krzemu jest stosunkowo niska (ok. 0,2%), co zapewnia zachowanie zadowalających własności plastycznych. Należy zaznaczyć, że stale Hardox 600 i Hardox Extreme są także wzbogacone nikiem, który jako pierwiastek o odmiennej sieci krystalicznej zapewnia znaczne umocnienie roztworowe, a jednocześnie podnosi właściwości plastyczne – obniża temperaturę przejścia plastyczno-kruchości oraz wpływa na szerszy zakres temperatury austenitowania. Ponadto, dodatek molibdenu na poziomie 0,15% przeciwdziała kruchości odpuszczania, neutralizując negatywny wpływ chromu, którego zawartość we wszystkich analizowanych gatunkach jest zbliżona (0,82% – 0,96%). Bor w każdym przypadku występuje w typowym dla niskostopowych stali średniowęglowych stężeniu (0,002%), a jego działanie jest intensyfikowane przez chrom, nikiel, mangan, molibden. Dodatkowo można zaobserwować także śladowe ilości tytanu i aluminium. Należy jednak zaznaczyć, że (tak jak w stali Hardox 600) zasadne jest częściowe zastąpienie tytanu niobem i wanadem ze względu na możliwość zarodkowania mikrometrycznych azotków tytanu, wpływających na znaczne obniżenie wytrzymałości zmęczeniowej i odporności na kruche pękanie. Zawartość domieszek szkodliwych (P i S) jest znikoma, wobec czego zachowane zostają wysokie wskaźniki mechaniczne.

Tabela 40. Skład chemiczny i wyniki pomiarów twardości analizowanych stali trudnościeralnych [% wag.].

	Hardox 500	Hardox 600	Hardox Extreme
C	0,28	0,38	0,44
Mn	1,15	0,85	0,55
Si	0,25	0,21	0,19
P	0,007	0,01	0,007
S	0,003	–	0,002
Cr	0,96	0,82	0,84
Ni	0,06	1,10	2,05
Mo	0,03	0,14	0,15
V	0,015	0,01	0,011
Cu	0,029	0,032	0,022
Al	0,063	0,10	0,045
Ti	0,002	0,002	0,004
Nb	–	0,02	–
Co	0,028	0,002	0,01
B	0,0006	0,0021	0,0019
HBW	487 ± 2	596 ± 9	618 ± 6

5.2. BADANIA MIKROSKOPOWE STALI HARDOX W STANIE DOSTARCZENIA

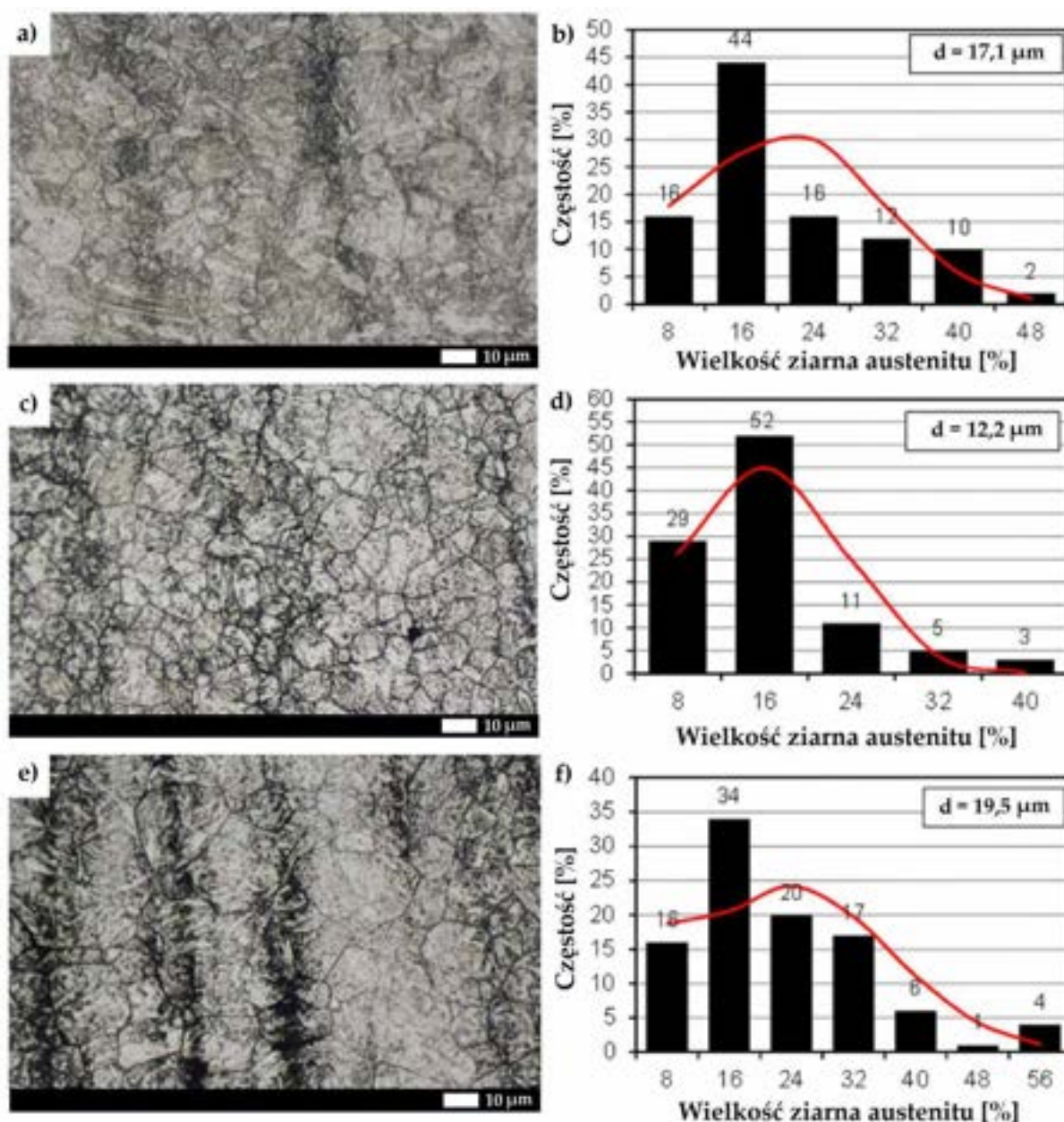
Obserwacje mikroskopowe materiału w stanie dostarczenia wykazały, że wszystkie materiały charakteryzują się jednorodną budową drobnolistwowego martenzytu odpuszczania (rys. 34). Ponadto (szczególnie w przypadku stali Hardox 500) miejscowo można zaobserwować obszary martenzytu hartowania, wykazującego negatywny wpływ m.in. na odporność na zużywanie zmęczeniowe. Jego obecność jest wynikiem sposobu wytwarzania w hucie, gdzie często zabiegi odpuszczania są pomijane i tym samym naprężenia hartownicze mogą zostać usunięte jedynie w procesie samoodpuszczania. Budowę strukturalną można określić także hierarchicznie, tj. poprzez wyszczególnienie pakietów i bloków martenzytu.



Rys. 34. Mikrostruktury analizowanych stali trudnościeralnych. a-b) Hardox 500, c-d) Hardox 600, e-f) Hardox Extreme. LM i SEM, trawiono 5% HNO₃.

Dodatkową ocenę cech mikrostrukturalnych zapewnia analiza rozmiaru ziarna byłego austenitu. Zgodnie z rys. 35, najmniejszym średnim rozmiarem ziarna charakteryzuje się

stal Hardox 600 z wartością równą 12,2 μm , natomiast stale Hardox 500 i Hardox Extreme wykazują wielkości wynoszące odpowiednio 17,1 μm i 19,5 μm . Taki stan rzeczy można przypisać zwiększonej zawartości mikrododatków niobu i aluminium – powyższe pierwiastki wykazują tendencję do tworzenia faz międzystalicznych, blokujących migrację granic ziaren w wysokich temperaturach, umożliwiając tym samym uzyskanie drobnoziarnistej struktury. W przypadku stali Hardox Extreme występują ponadto ziarna anormalne, o wielkości przekraczającej 50 μm . Tak ukształtowana struktura może wpłynąć na uzyskane wyniki podczas testów tribologicznych, co zostało wykazane w [19], [29], [130].

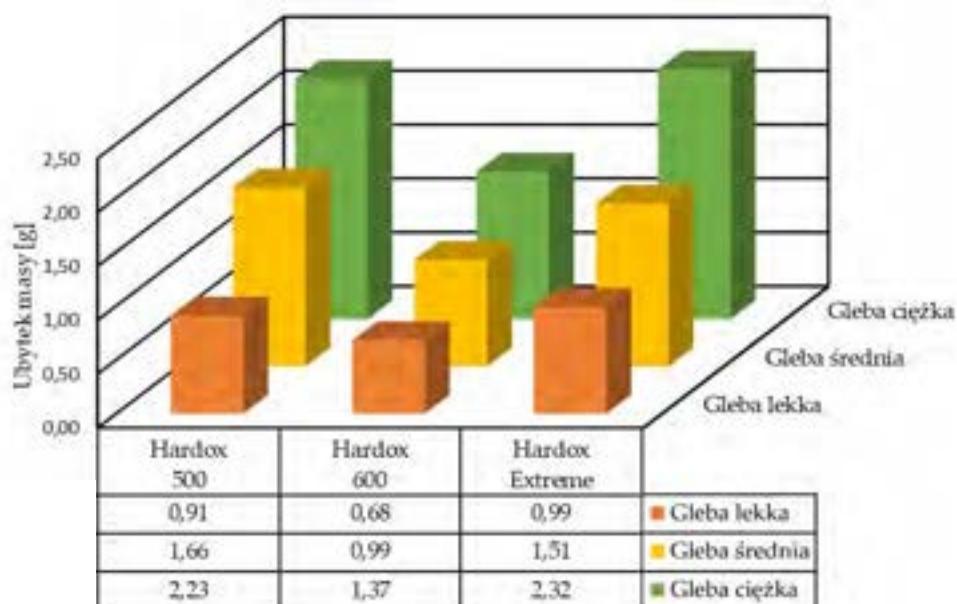


Rys. 35. Mikrostruktury analizowanych stali trudnościeralnych z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziarna. a-b) Hardox 500, c-d) Hardox 600, e-f) Hardox Extreme. d – średni rozmiar ziarna. LM, trawiono Mi7Fe.

5.3. BADANIA ODPORNOŚCI NA ZUŻYWANIE ŚCIERNE

5.3.1. BADANIA STALI HARDOX Z WYKORZYSTANIEM GLEBOWEJ MASY ŚCIERNEJ

Wartości zużycia badanych materiałów po przebiegu 20 000 m w poszczególnych glebach (charakterystyka gleby zgodna z tabelą 36) przedstawiono na rys. 36. Porównując wartości zużycia zauważyć można, że najwyższe ubytki masy odnotowano w glebie ciężkiej, następnie w glebie średniej i lekkiej. W glebie lekkiej, najkorzystniejszymi wskaźnikami charakteryzowała się stal Hardox 600 – stopień zużycia tej stali był niższy o ok. 30% od stali Hardox Extreme oraz o ok. 23% w stosunku do stali Hardox 500. Analiza wyników uzyskanych podczas testów w glebie średniej pozwala na stwierdzenie, że największe ubytki masy odnotowano dla stali Hardox 500 (1,6692 g). Najbardziej odporną stałą w tej glebie okazała się stal Hardox 600, której zużycie wynosiło 0,9906 g. W przypadku gleby ciężkiej, dla stali Hardox Extreme ubytek masy był najwyższy i wynosił ponad 2,3 g. Kolejną, co do wartości zużycia, była stal Hardox 500, której zużycie było ok. 2 razy większe niż najbardziej odpornej stali Hardox 600.

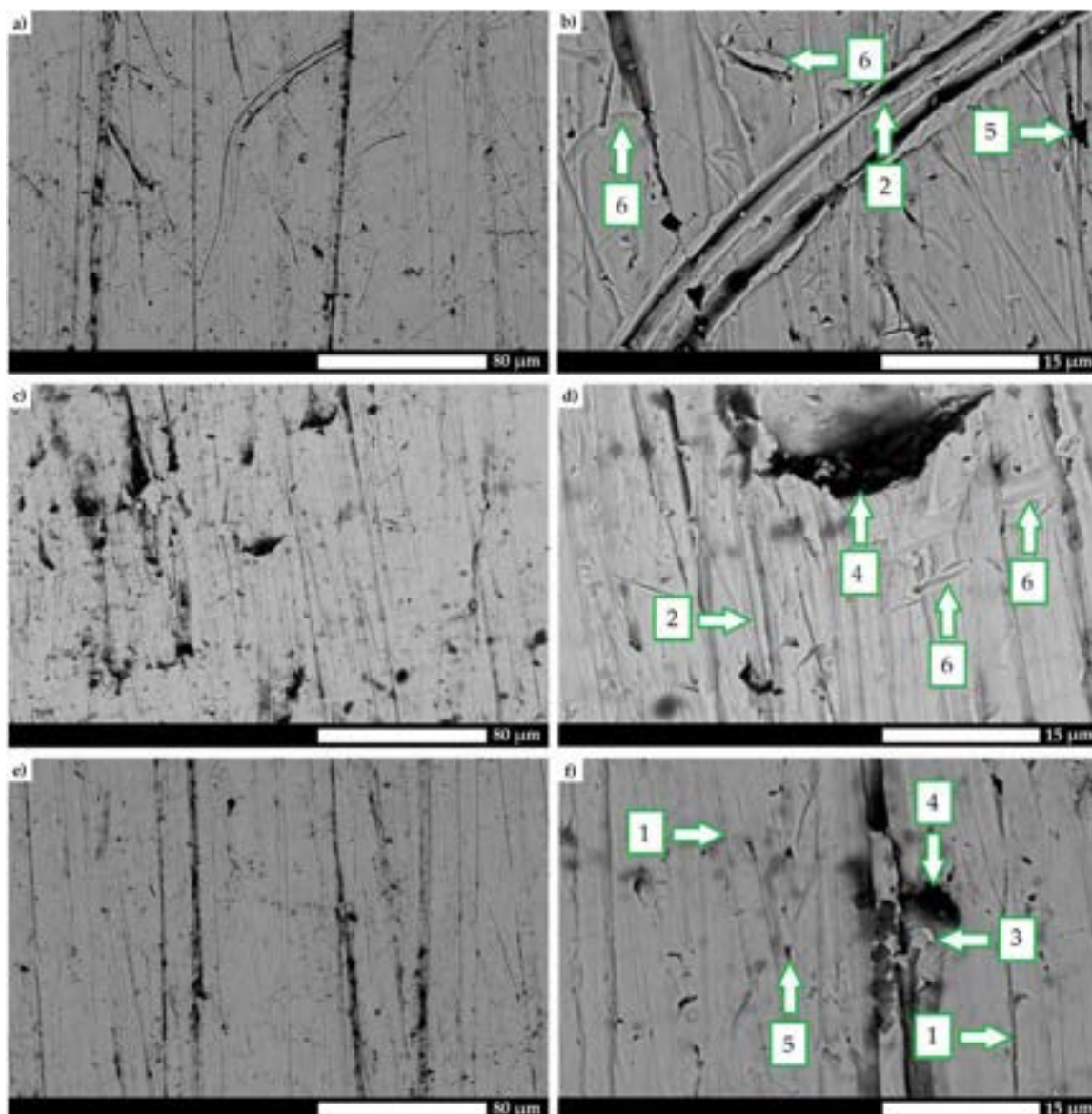


Rys. 36. Całkowite ubytki masy badanych materiałów w poszczególnych rodzajach gleb.

Analizy procesów zużycia dokonano na podstawie obrazów powierzchni po przeprowadzonych testach tribologicznych (rys. 37–39). Potwierdzają one uzyskane w badaniach wartości zużycia materiałów w poszczególnych masach ściernych. Powiązania tych zależności można upatrywać w składzie granulometrycznym gleb – w glebach średniej i ciężkiej występuje mniej frakcji piaszczystej niż w glebie lekkiej, a znacznie więcej frakcji ilastej i pylastej.

Powierzchnie próbek poddanych testom zużycia w glebie lekkiej przedstawiono na rys. 37. Głównym mechanizmem zużycia stali Hardox 500 jest brzdowanie z częściowym usunięciem materiału z bruzdy. Zauważyć można także mikroskrawanie i punktowe ubytki materiału na skutek wykruszania. Występują także odkształcenia plastyczne, co może być spowodowane najmniejszą twardością stali spośród badanych materiałów. Na powierzchni stali Hardox 600, zużywanej w glebie lekkiej, głównym mechanizmem jest brzdowanie oraz wykruszenia materiału na skutek oddziaływania na powierzchnię luźnych ziaren ściernych. W przypadku powierzchni stali Hardox Extreme widoczne są przede wszystkim ślady mikroskrawania oraz brzdowania, a powstałe rysy

są znacznie szersze i głębsze niż w przypadku pozostałych stali. Zauważyć można także odkształcenia plastyczne oraz wyrwy.



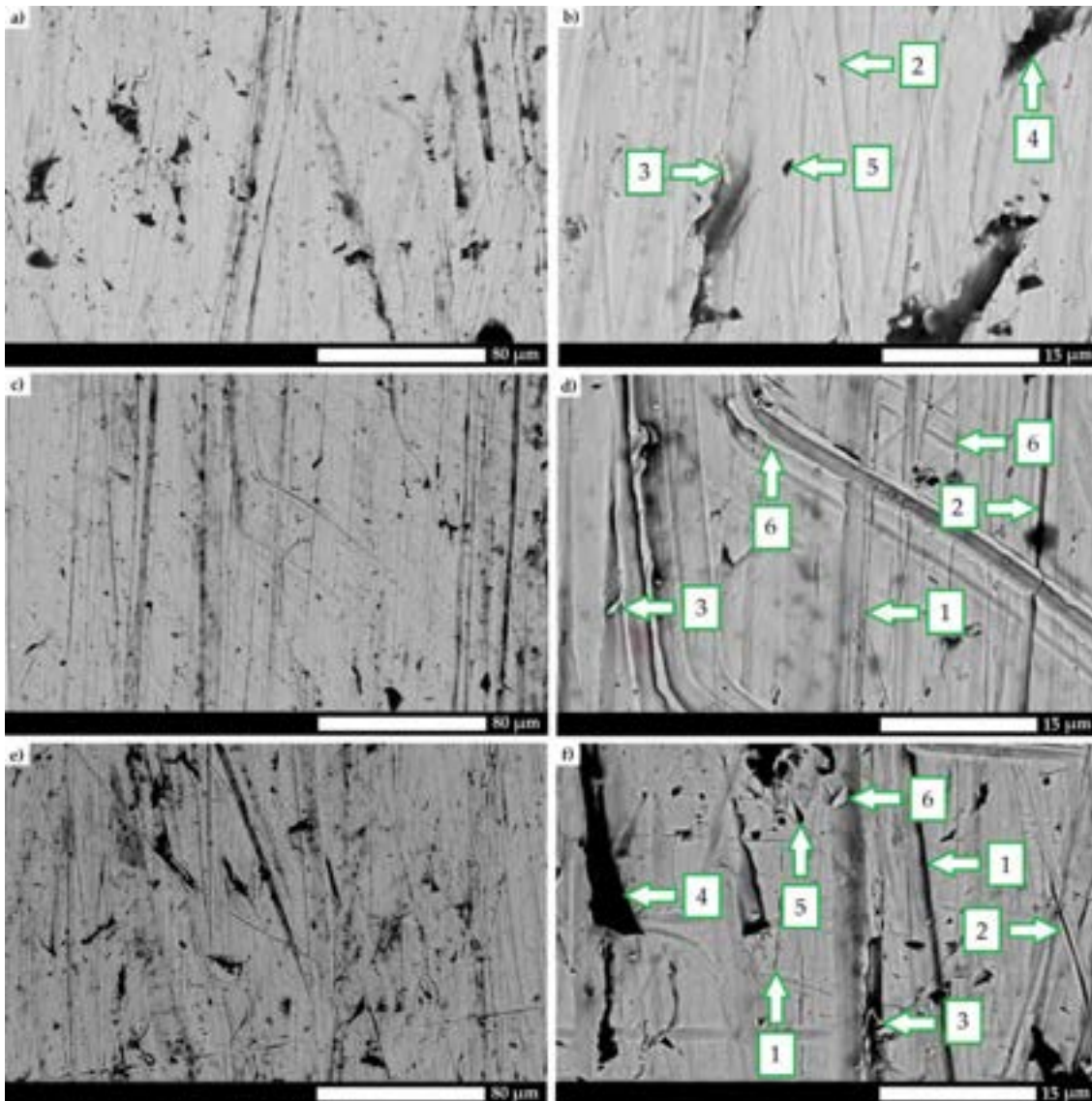
Rys. 37. Obraz powierzchni stali trudnościeralnych poddanych badaniom zużycia ściernego w glebie lekkiej. a-b) Hardox 600; c-d) Hardox Extreme. 1 – mikroskrawanie, 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrawanie przy niskim udziale naprężeni; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału, 5 – zużywanie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony.

Na powierzchni stali Hardox 500 zużywanej w glebie średniej i ciężkiej występują podobne rodzaje zużycia jak w glebie lekkiej z tym, że uszkodzenia powierzchni są bardziej nasilone (rys. 38–39). W glebie ciężkiej natomiast dominuje mechanizm bruzdowania i mikroskrawania, a także zaobserwowano znacznie mniejszy udział wykruszania i punktowych odkształceń plastycznych.

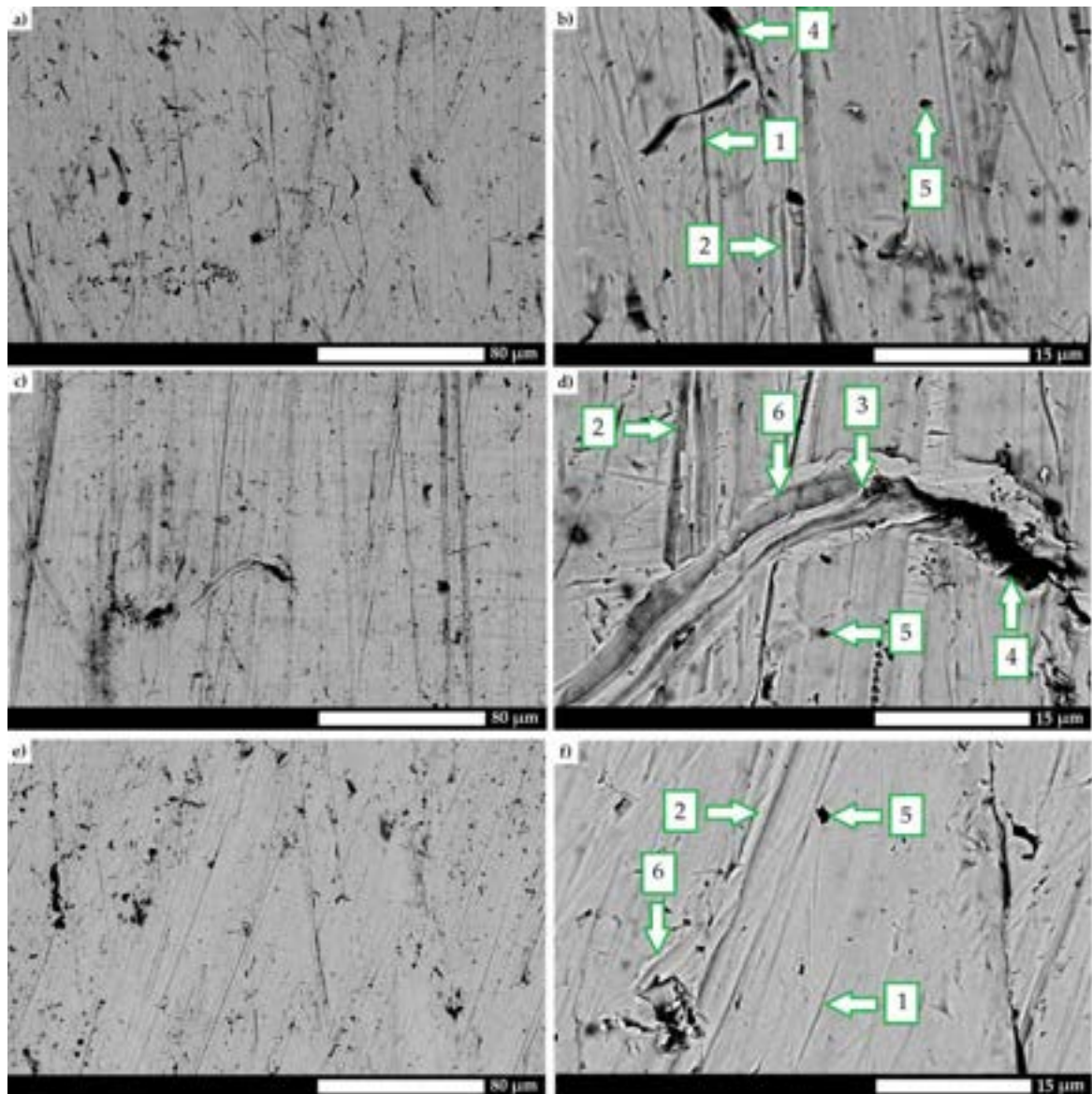
Podobne obserwacje są słuszne również w odniesieniu do stali Hardox 600. Powstałe ślady bruzdowania w glebie średniej są głębsze w porównaniu do gleby lekkiej. W glebie ciężkiej, oprócz bruzdowania i mikroskrawania, dodatkowo występują wykruszenia materiału. Wśród występujących na powierzchni rys i bruzd zauważyć można nieliczne głębokie bruzdy oraz dużą ilość niewielkich, płytkich rys. Na ten rodzaj zużycia wpływa mniejszy udział frakcji piaszczystych w tym typie gleby. Większa zawartość frakcji

pylasto-ilastych powoduje, że na powierzchnię oddziałuje duża ilość drobnych ziaren ściernych o ostrych krawędziach, przez co powierzchnia wydaje się być bardziej wygładzona niż w pozostałych masach ściernych. Występujące miejscowo głębokie bruzdy (głębsze niż w glebie lekkiej i średniej) są efektem oddziaływania występujących w masie ścierniej ziaren piasku. Obraz powierzchni zużywanej w glebie średniej stali Hardox Extreme wskazuje na typowe mechanizmy zużywania dla tego rodzaju masy ścierniej. Widoczne są liczne wyrwy, a także ślady mikroskrawania i bruzdowania. Ślady te są bardziej intensywne w porównaniu z pozostałymi materiałami zużywanymi w tego typu masie ścierniej. Natomiast w przypadku gleby ciężkiej na powierzchni widoczne są przede wszystkim wyrwy oraz szerokie i głębokie bruzdy, co skutkuje ubytkiem masowym dla tego materiału. Ponadto zauważyć można odkształcenia plastyczne oraz wyrwania materiału, które są znacznie większe niż w przypadku stali Hardox 600.

Analiza powierzchni badanych materiałów zużywanymi we wszystkich rodzajach mas ściernych pozwala na stwierdzenie, że twardość nie wpływa jednoznacznie na ograniczenie zachodzących mechanizmów zużywania.

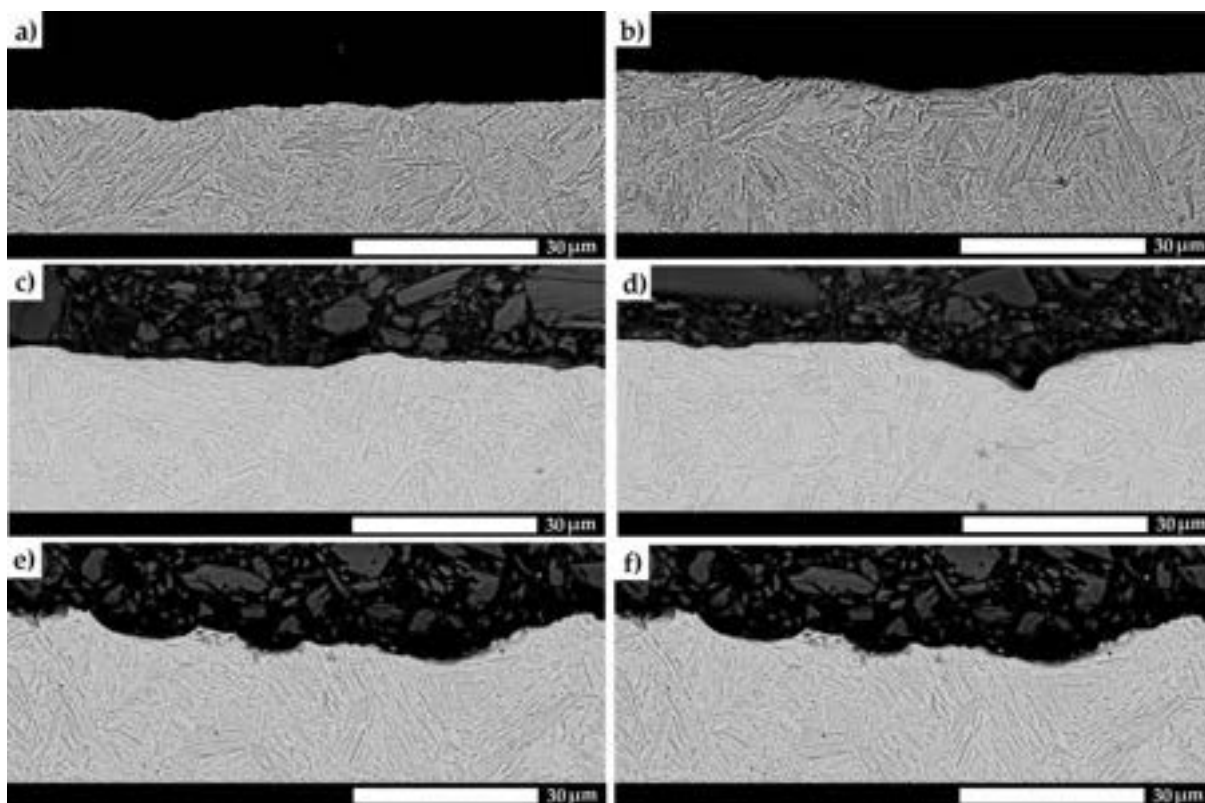


Rys. 38. Obraz powierzchni stali trudnościeralnych poddanych badaniom zużywania ściernego w glebie średniej. a-b) Hardox 500; c-d) Hardox 600; e-f) Hardox Extreme. 1 – mikroskrawanie, 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrawanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału, 5 – zużywanie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony.

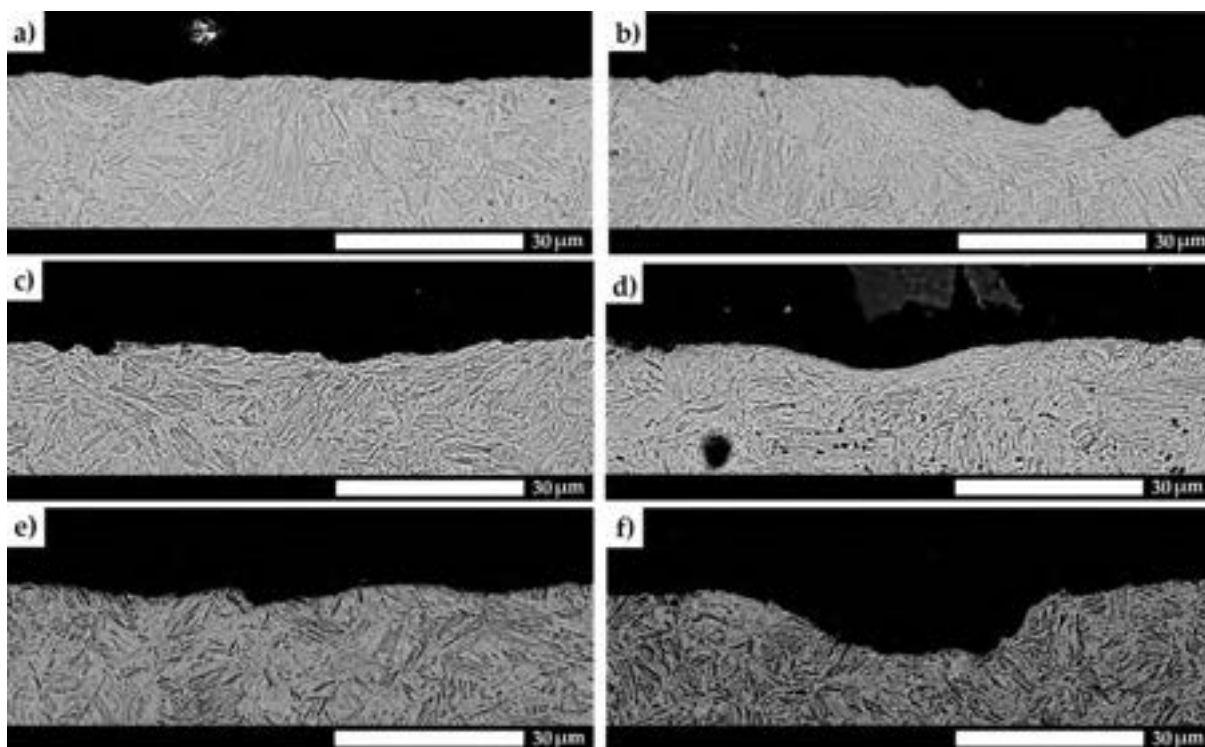


Rys. 39. Obraz powierzchni stali trudnościeralnych poddanych badaniom zużywania ściernego w glebie ciężkiej. a-b) Hardox 500; c-d) Hardox 600; e-f) Hardox Extreme. 1 – mikroskrwanie, 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrwanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału, 5 – zużywanie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony.

Dodatkowych informacji dostarczają badania mikrostrukturalne przekrojów poprzecznych powierzchni poddanych testom zużywania ściernego. W przypadku stali Hardox 500 i 600 (rys. 40–41) powierzchnia jest stosunkowo wygładzona – nie obserwuje się ostrych wcięć i wyrw. Odkształcenia bezpośrednio przy powierzchni i pod wgłębieniami świadczą o plastycznym „poddaniu się” bloków martenzytu i umocnieniu warstwy wierzchniej przez zgniot. Co więcej, znaczne zmiany wysokości są efektem zepchnięcia plastycznego materiału, przejawiającego się występowaniem bruzd. Powyższe mechanizmy zużywania nie zostały zaobserwowane w przypadku stali Hardox Extreme – wyraźna nierówność powierzchni i ostro zakończone krawędzie wskazują na wykrawanie materiału (rys. 42). Ponadto, głębokość i szerokość śladów oddziaływania środka ściernego zwiększa się wraz ze zmianą rodzaju masy ściernej.

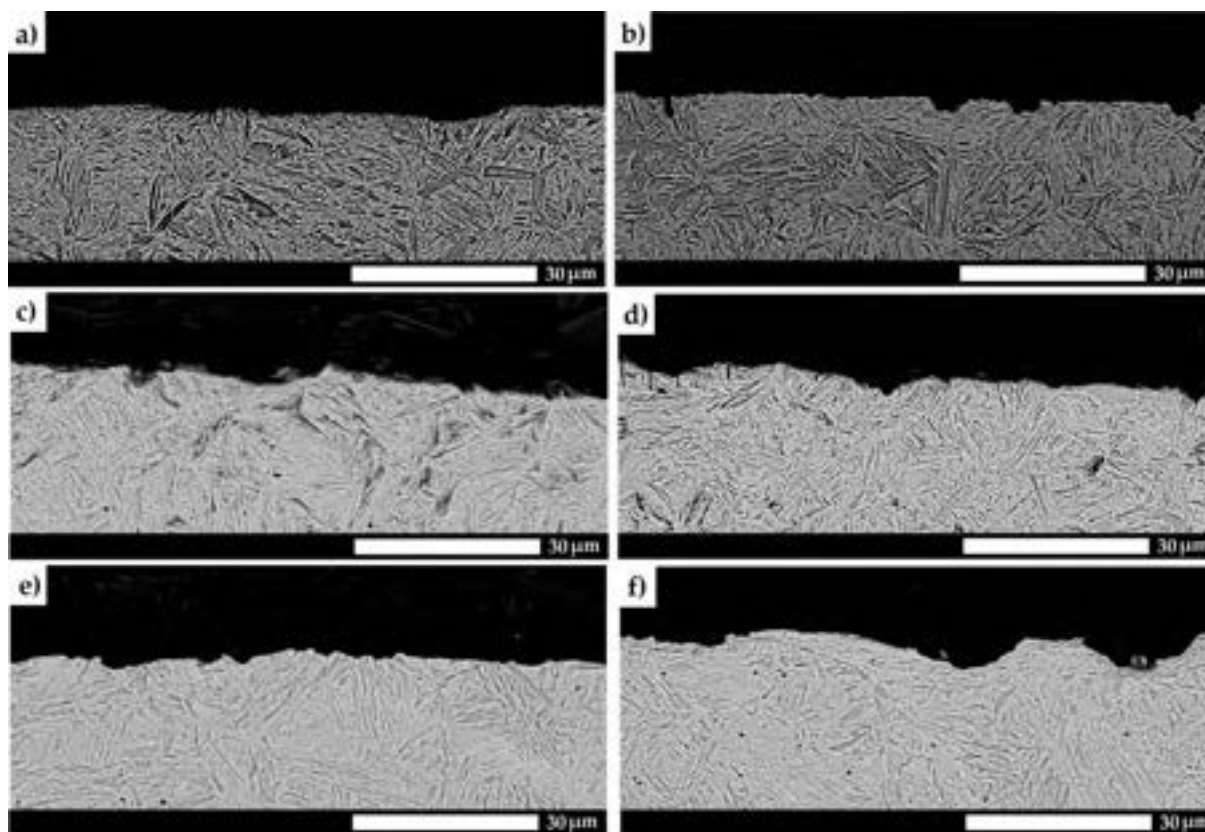


Rys. 40. Mikrostruktura powierzchni poddanych badaniom zużycia ściernego stali Hardox 500 na przekroju poprzecznym do kierunku oddziaływania ścierniwa. a-b) gleba lekka; c-d) gleba średnia; e-f) gleba ciężka. Powierzchnia jest stosunkowo wygładzona, a ponadto można zaobserwować odkształcenie bloków martenzytu. SEM, trawiono 5% HNO₃.



Rys. 41. Mikrostruktura przekrojów próbek badaniom zużycia ściernego stali Hardox 600 na przekroju poprzecznym do kierunku oddziaływania ścierniwa. a-b) gleba lekka; c-d) gleba średnia; e-f) gleba ciężka.

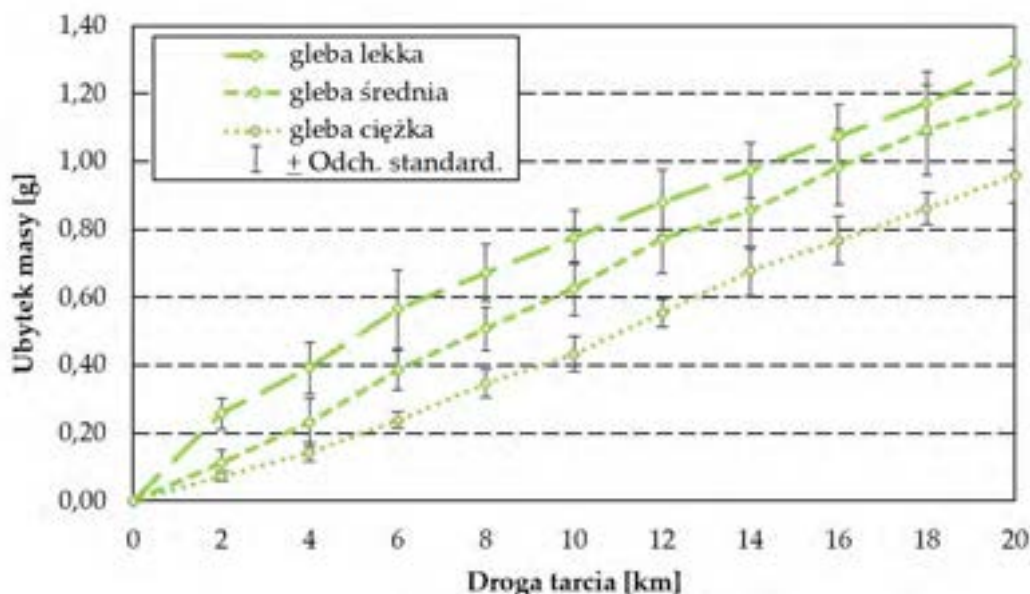
Powierzchnia jest stosunkowo wygładzona, a ponadto można zaobserwować odkształcenie bloków martenzytu. SEM, trawiono 5% HNO₃.



Rys. 42. Mikrostruktura przekrojów próbek poddanych badaniom zużywania ściernego stali Hardox Extreme na przekroju poprzecznym do kierunku oddziaływania ścierniwa. a-b) gleba lekka; c-d) gleba średnia; e-f) gleba ciężka. Charakterystyczne ostro zakończone krawędzie i brak odkształcenia bloków martenzytu. SEM, trawiono 5% HNO₃.

5.3.2. WPLYW WŁAŚCIWOŚCI MASY GLEBOWEJ NA ODPORNOŚĆ NA ZUŻYWANIE ŚCIERNE STALI HARDOX EXTREME

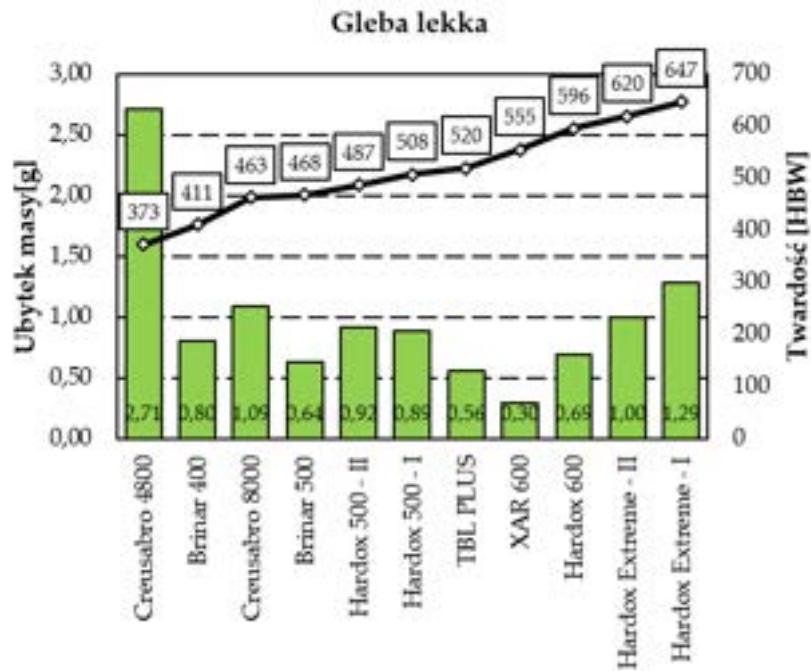
W poprzednim podrozdziale przebadano odporność na zużywanie ściernie wybranych stali Hardox w jednakowych masach glebowych. Poniżej przedstawiono takie rozważania odnośnie zachowania się stali Hardox Extreme w masach glebowych o zróżnicowanych charakterystykach. Należy wskazać, że klasyfikacja gleb według procentowej zawartości frakcji piaszczystej, pyłowej i ilowej na lekką, średnią i ciężką jest uogólniona, i zgodnie z diagramem przedstawionym w [177], w każdej z powyższych grup można wyszczególnić kilka podtypów. Badania zgodne z charakterystyką przedstawioną w tabeli 37 wykazały, że odporność na zużywanie stali Hardox Extreme w tym przypadku maleje wraz ze zmianą rodzaju gleby z lekkiej na ciężką (rys. 43). W glebie lekkiej ubytek masy jest równy 1,29 g, w glebie ciężkiej wynosi 0,96, natomiast w glebie średniej odnotowuje się wartość pośrednią – 1,17 g. Zestawiając uzyskane wyniki wraz z danymi na temat zużywania ściernego stali Hardox Extreme pochodzącej z tej samej partii produkcyjnej przedstawionymi w poprzednim podrozdziale, obserwuje się rozrzut wyników w obecności gleby ciężkiej. W tym przypadku ubytek masy wynosi 2,3 g, stanowiąc wartość prawie o 150% wyższą w porównaniu do wyników prezentowanych w niniejszym podrozdziale. Powyższe obserwacje mogą być uzasadnione odmiennymi właściwościami gleby, takimi jak odczyn pH, ilość poszczególnych frakcji (piasek, pył i ił), ich kształt oraz wzajemne ułożenie (agregowanie się). Podsumowując, pomimo analogicznej klasyfikacji gleb (lekka, średnia, ciężka), w badaniach zużywania realizowanych w różnych podtypach gleb obserwuje się rozrzut uzyskanych wyników, szczególnie w obecności gleby ciężkiej.



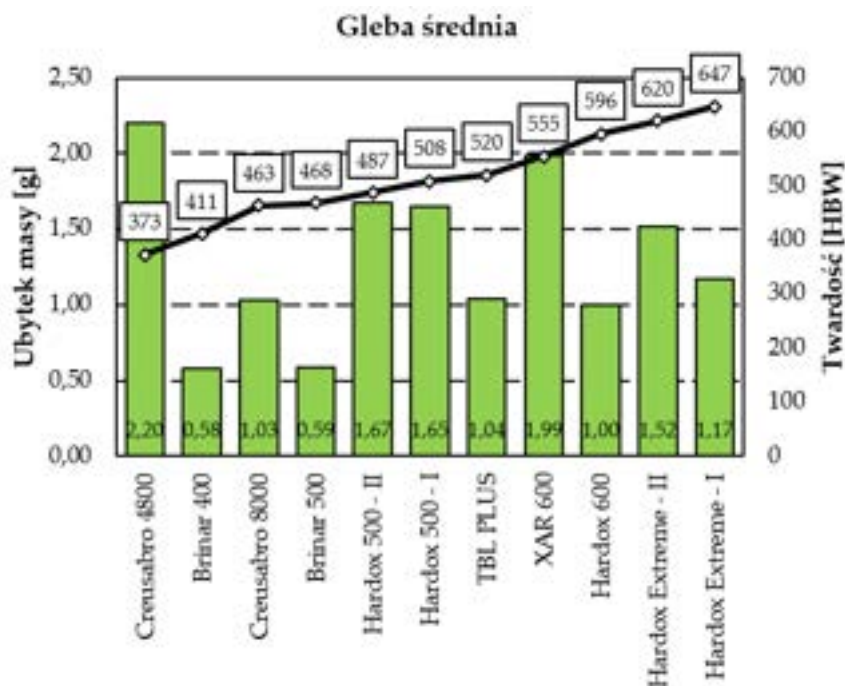
Rys. 43. Ubytek masy stali Hardox Extreme w różnych rodzajach glebowej masy ścierniej na drodze tarcia 20 000 m.

W wyniku uzyskania tak zróżnicowanych wartości zużycia stali Hardox Extreme, autorka pracy postanowiła dokonać zestawienia odporności na zużywanie ściernie wybranych gatunków niskostopowych stali martenzytycznych w poszczególnych rodzajach glebowej masy ścierniej, które zostały opublikowane w [73], [78], [114], [178–179] w celu określenia wpływu twardości na zużywanie ściernie w zróżnicowanych ośrodkach ściernych (rys. 44–46). Należy wskazać, że w przypadku gleby lekkiej obserwuje się tendencje do wzrostu odporności na zużywanie ściernie wraz z twardością materiału. Zależność ta musi być jednak stosowana ostrożnie – uzyskane wskaźniki zużywania dla stali wyższej klasy (Hardox 600, Hardox Extreme) są porównywalne z wartościami otrzymanymi dla stali o twardości 500 HBW. Na podstawie wyników badań przedstawionych we wcześniejszym podrozdziale oraz opublikowanych w [72], [180] można wysunąć tezę, że bezpośrednią przyczyną uzyskania takich wartości jest sposób zużywania (mikroskrawanie), który może być spowodowany właściwościami granulometrycznymi ścierniwa. Przede wszystkim w glebie lekkiej dominują frakcje piaszczyste, które charakteryzują się, przy niskiej wilgotności, swobodą przemieszczania się.

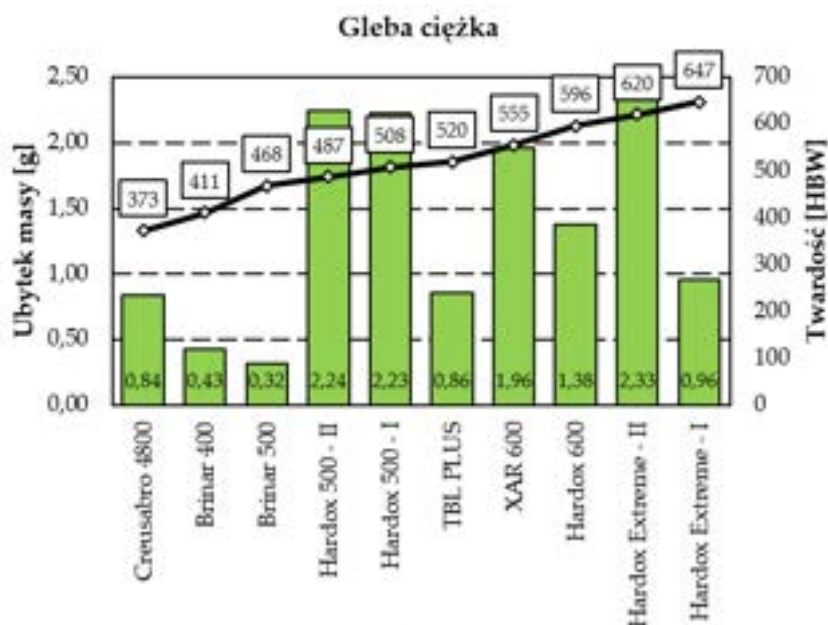
Powyzsza korelacja nie jest jednak zasadna w obecności gleb stawiających większy opór podczas tarcia. Pomimo, że w przypadku gleby średniej zależność twardość – odporność na zużywanie nie jest wyraźna, tak w glebach ciężkich, stale o wyższej wytrzymałości (Hardox Extreme, XAR 600) charakteryzują się niższą odpornością na zużywanie w porównaniu do stali Brinar 500, Brinar 400 czy Creusabro 4800. Gleba ciężka, poprzez zwiększoną zawartość ilów powodujących spajanie twardych cząstek ściernych, ma znacznie ograniczone stopnie swobody ziaren piasku i oddziałuje większą siłą z badaną powierzchnią. Zdaniem autorki pracy, zdolności umocnieniowe warstwy wierzchniej do grubości przekraczającej wielkość zbitego ziarna ścierniwa mogą zapewnić podwyższoną odporność na zużywanie w porównaniu do materiału charakteryzującego się wyższymi wskaźnikami wytrzymałościowymi. Materiał o niższej twardości jest w stanie „podać się” plastycznie, natomiast w przypadku materiału wysokowytrzymałego dochodzi bezpośrednio do wykrawania materiału.



Rys. 44. Odporność na zużywanie ścierne w glebie lekkiej oraz wyniki pomiarów twardości wybranych niskostopowych stali martenzytycznych. Hardox 500 – II, Hardox Extreme – II – na podstawie wcześniejszego podrozdziału. [73], [78], [114], [178–179].



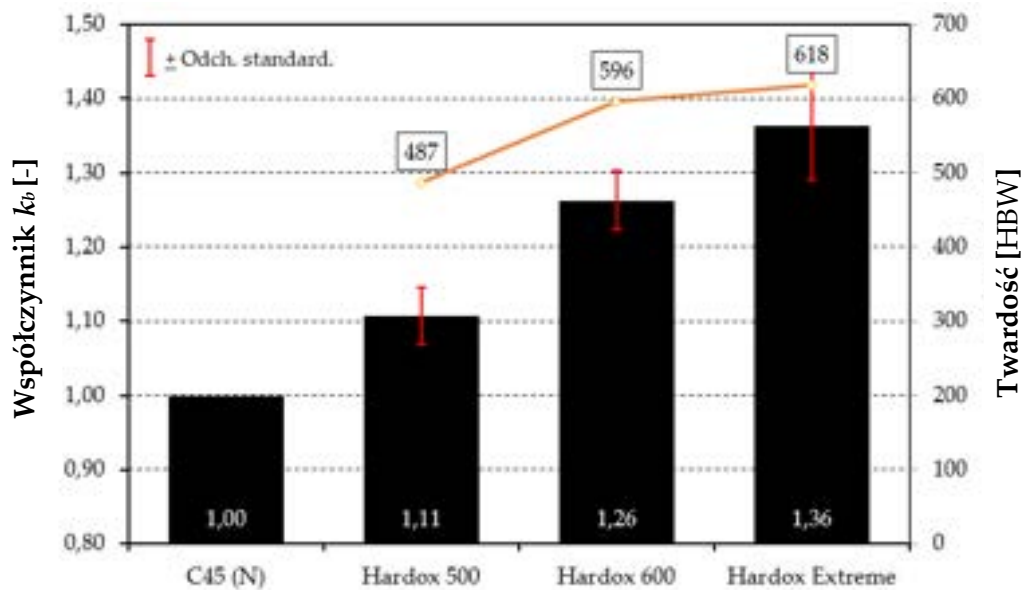
Rys. 45. Odporność na zużywanie ścierne w glebie średniej oraz wyniki pomiarów twardości wybranych niskostopowych stali martenzytycznych. Hardox 500 – II, Hardox Extreme – II – na podstawie wcześniejszego podrozdziału. [73], [78], [114], [178–179].



Rys. 46. Odporność na zużywanie ściernie w glebie ciężkiej oraz wyniki pomiarów twardości wybranych niskostopowych stali martenzytycznych. Hardox 500 – II, Hardox Extreme – II – na podstawie wcześniejszego podrozdziału. [73], [78], [114], [178–179].

5.3.3. BADANIA STALI HARDOX Z WYKORZYSTANIEM LUŻNEGO ŚCIERNIWA

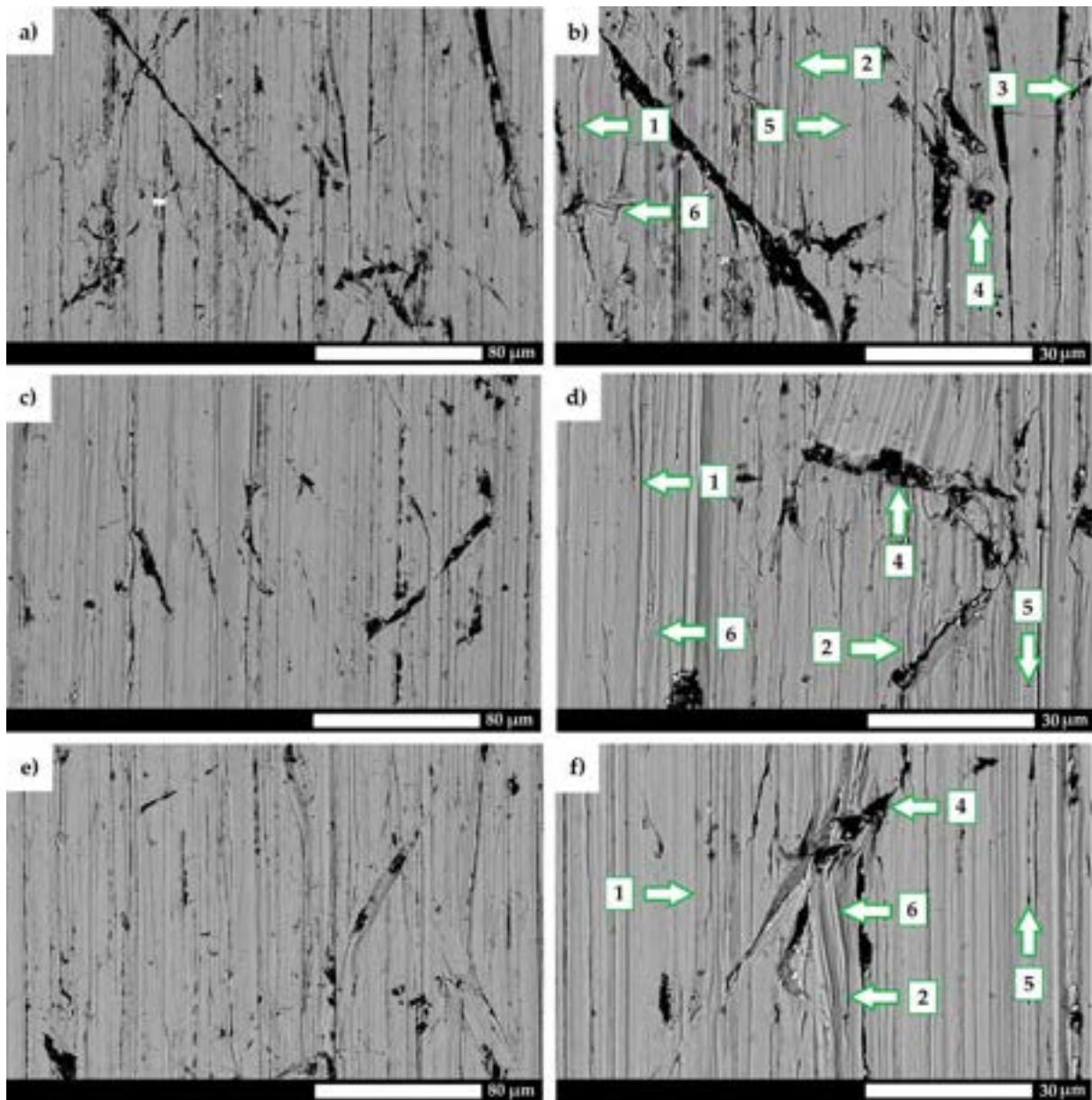
Badania zużywania ściernego w obecności luźnego ścierniwa (elektrokorund) wykazały, że wśród stali martenzytycznych, zależność twardości i odporności na zużywanie wykazuje liniową korelację, z wartością współczynnika k_b mieszczącą się w przedziale 1,11 – 1,36, odpowiednio dla stali Hardox 500 i Hardox Extreme (rys. 47). W przypadku stali Hardox 600, uzyskana wielkość współczynnika wynosi 1,26. Należy zaznaczyć, że w odróżnieniu do wyników badań zaprezentowanych w poprzednich podrozdziałach, stal o najwyższej twardości wykazuje najbardziej korzystane wskaźniki zużycia. Należy zatem stwierdzić, że odporność na zużywanie jest zależna od rodzaju ścierniwa i w przypadku suchego oraz luźnego ośrodka, twardość wykazuje dominujący wpływ na uzyskane wartości.



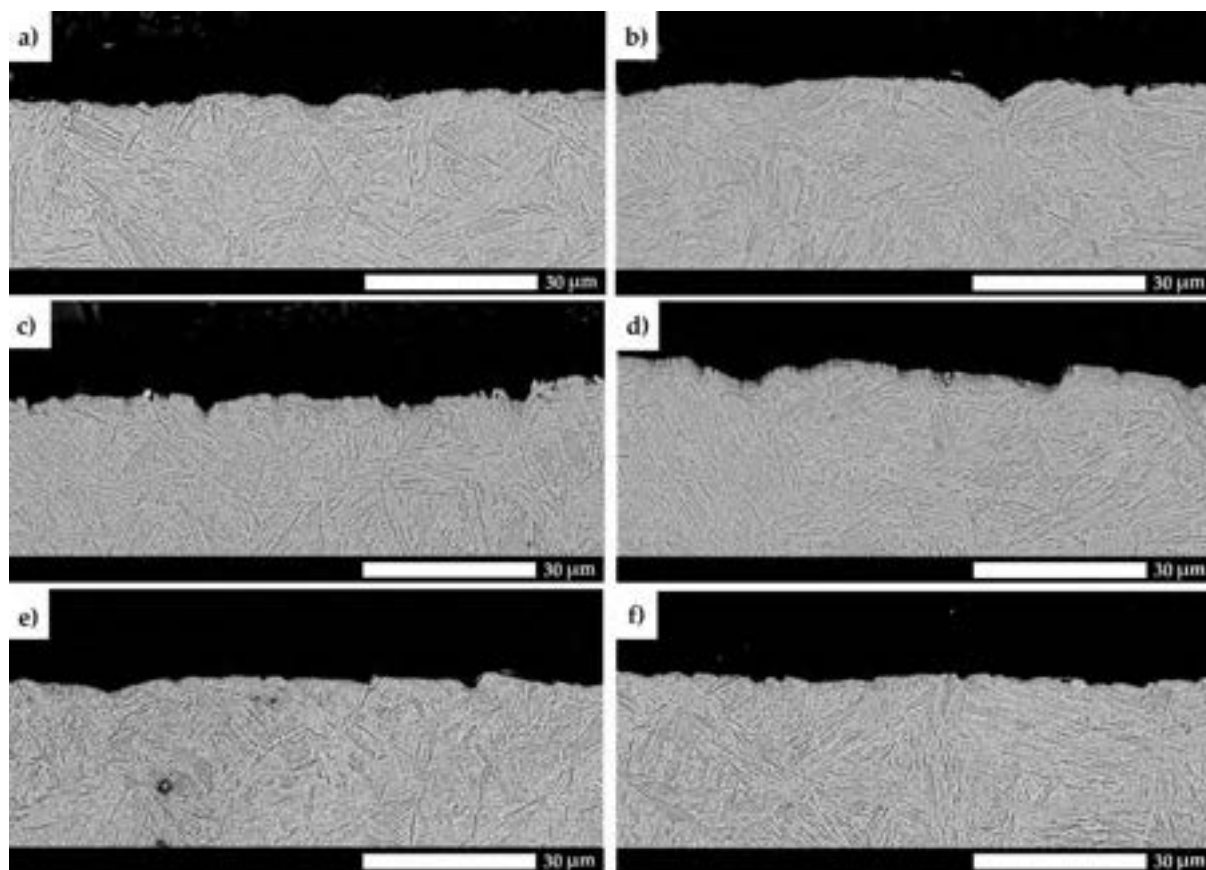
Rys. 47. Współczynnik względnej odporności na ścierne k_b oraz wyniki pomiarów twardości analizowanych tworzyw metalicznych. C45 (N) – stal C45 w stanie normalizowanym o twardości 220 HBW.

Analiza powierzchni poddanych testom wskazała na występowanie zróżnicowanych mechanizmów zużycia badanych tworzyw metalicznych (rys. 48). W przypadku stali Hardox 500 zaobserwowanym głównym mechanizmem zużywania jest bruzdowanie (rys. 48a-b). Obserwuje się również ślady po wbitych cząstkach ścierniwa, na brzegu których występują grzbiety zdeformowanego materiału oraz wyrwania zdezorientowane względem przesuwu ścierniwa. Miejscowo występują również odłamki oraz wyrwy spowodowane zużywanym wykruszającym, które jest mechanizmem opartym na tworzeniu mikroszczelin i ich rozklinowywaniu. Nasilenie intensywnych zmian na powierzchni maleje wraz z podwyższaniem twardości materiału. Podobne ślady można zaobserwować w przypadku stali Hardox 600 i Hardox Extreme, jednak szerokość powstałych wgnieć i rozstępów jest mniejsza, a także dochodzi do zwiększenia udziału mikroskrawania w zachodzących procesach zużywania (rys. 48c-f).

Należy zaznaczyć, że zgodnie z analizą zmian strukturalnych warstw podpowierzchniowych poddanych testom zużywania (rys. 49), największą zmianą wysokości profilu, szerokością bruzd i ich głębokością charakteryzuje się stal Hardox 500. Co więcej, charakterystyczne jest wyraźne „poddanie się” bloków martenzytu pod wpływem oddziaływania ziaren ściernych oraz zmiana struktury wskutek jej rozdrobnienia. Dla stali Hardox 600 i Hardox Extreme zdiagnozowano obecność cech plastycznych (reprezentowanych przez gładkie występy na profilu). Miejscowo występują jednak również ostro zakończone krawędzie, powstałe wgłębienia są węższe i płytsze, a tekstura mniej uprzywilejowana i zorientowana (ukierunkowana).



Rys. 48. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużycia ściernego. a-b) Hardox 500; c-d) Hardox 600; e-f) Hardox Extreme. 1 – mikroskrawanie; 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrawanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału; 5 – zużywanie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony.



Rys. 49. Mikrostruktura przekrojów próbek poddanych testom zużycia na kierunku poprzecznym do przesuwu ścierniwa. a-b) Hardox 500; c-d) Hardox 600; e-f) Hardox Extreme. SEM, trawiono 5% HNO₃

5.4. WPLYW WIELKOŚCI ZIARNA BYŁEGO AUSTENITU NA WYBRANE WŁAŚCIWOŚCI STALI HARDOX EXTREME

Asumptem do przeprowadzenia poniższej analizy były niejednoznaczne wnioski z zaprezentowanych we wcześniejszych podrozdziałach wyników badań odnośnie wpływu wielkości ziarna byłego austenitu na proces zużywania ściernego. Autorka pracy postanowiła w większym stopniu zweryfikować powyższy problem przez dokonanie analizy rozrostu ziarna oraz korelację uzyskanych rezultatów z właściwościami mechanicznymi oraz odpornością na zużywanie ściernie stali Hardox Extreme. Zabiegi obróbki cieplnej przeprowadzono zgodnie z parametrami przedstawionymi w tabeli 31. Należy zaznaczyć, że ze względu na dostępność literaturową rezultatów badań odnośnie rozrostu ziarna byłego austenitu w przypadku stali Hardox 450 i wpływu na zużywanie ściernie [129], poniższe rozważania ograniczono jedynie do stali Hardox Extreme.

5.4.1. BADANIA SKŁADU CHEMICZNEGO STALI HARDOX EXTREME

W tabeli 41 przedstawiono skład chemiczny stali Hardox Extreme dla dwóch partii produkcyjnych, przy czym badania nad wpływem wielkości ziarna byłego austenitu na właściwości mechaniczne oraz zużywanie ściernie przeprowadzono na materiale oznaczonym jako HE-II. Autorka pracy podjęła w ten sposób próbę wskazania różnic w zastosowanych zabiegach hutniczych, które mogą realnie wpływać na właściwości użytkowe stali. Partia produkcyjna HE-I, pozyskana od dystrybutora (firma STAL-HURT) w 2017 roku charakteryzuje się wyższą zawartością uplastyczniającego niklu, a także chromu i molibdenu. W przypadku nowszej partii produkcyjnej HE-II, zawartość powyższych pierwiastków jest znacznie obniżona i zrekompensowana dodatkiem manganu.

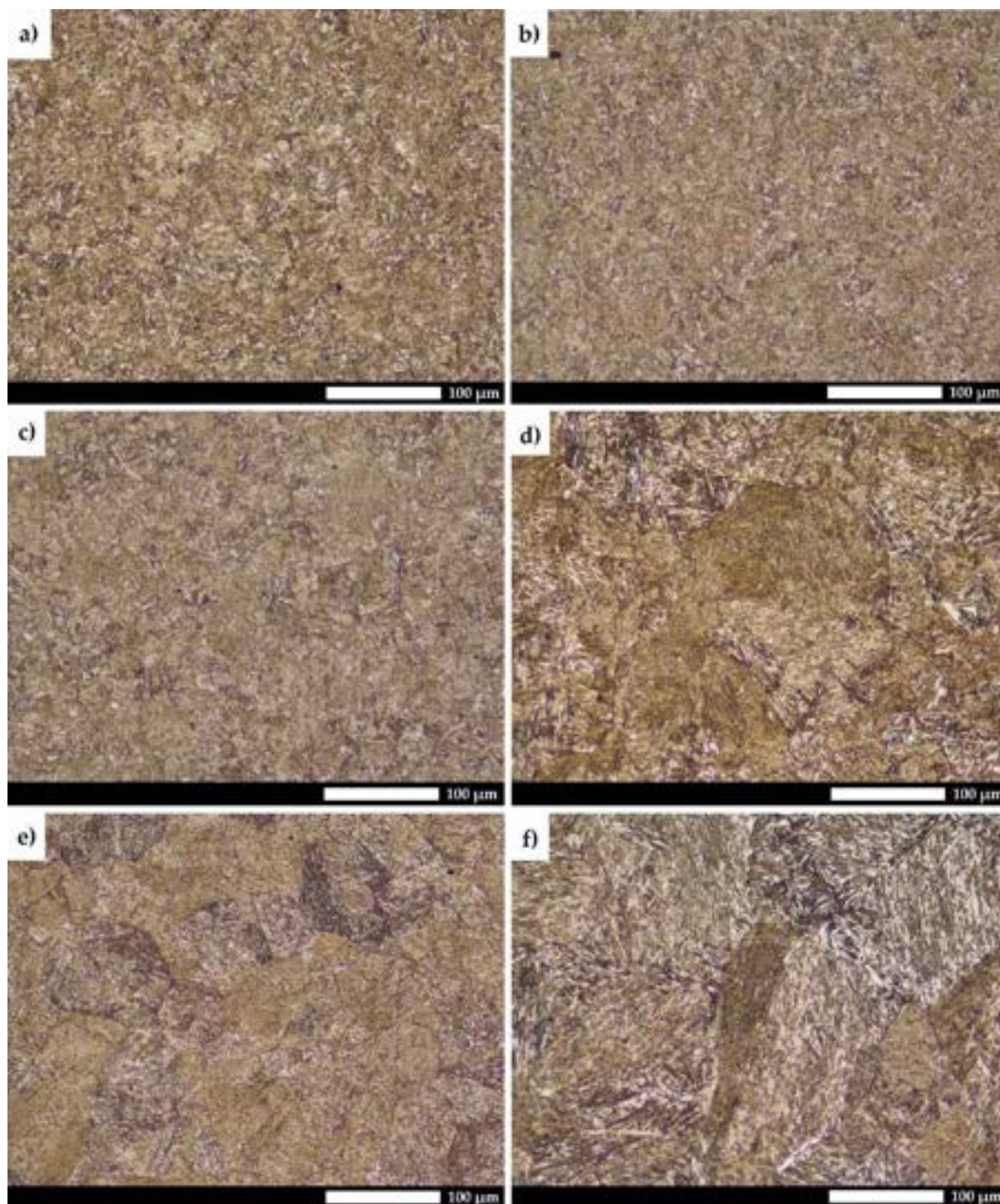
Tabela 41. Skład chemiczny dwóch partii produkcyjnych stali Hardox Extreme. HE-I – na podstawie [61].

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
HE-I	0,44	0,49	0,16	0,006	0,002	0,83	2,01	0,14
HE-II	0,45	1,00	0,14	0,006	–	0,07	0,70	0,07
	V	Cu	Al	Ti	Nb	Co	B	Zr
HE-I	0,008	0,018	0,04	0,008	0,001	0,02	0,0021	–
HE-II	0,008	0,005	0,04	0,003	–	0,01	0,0011	–

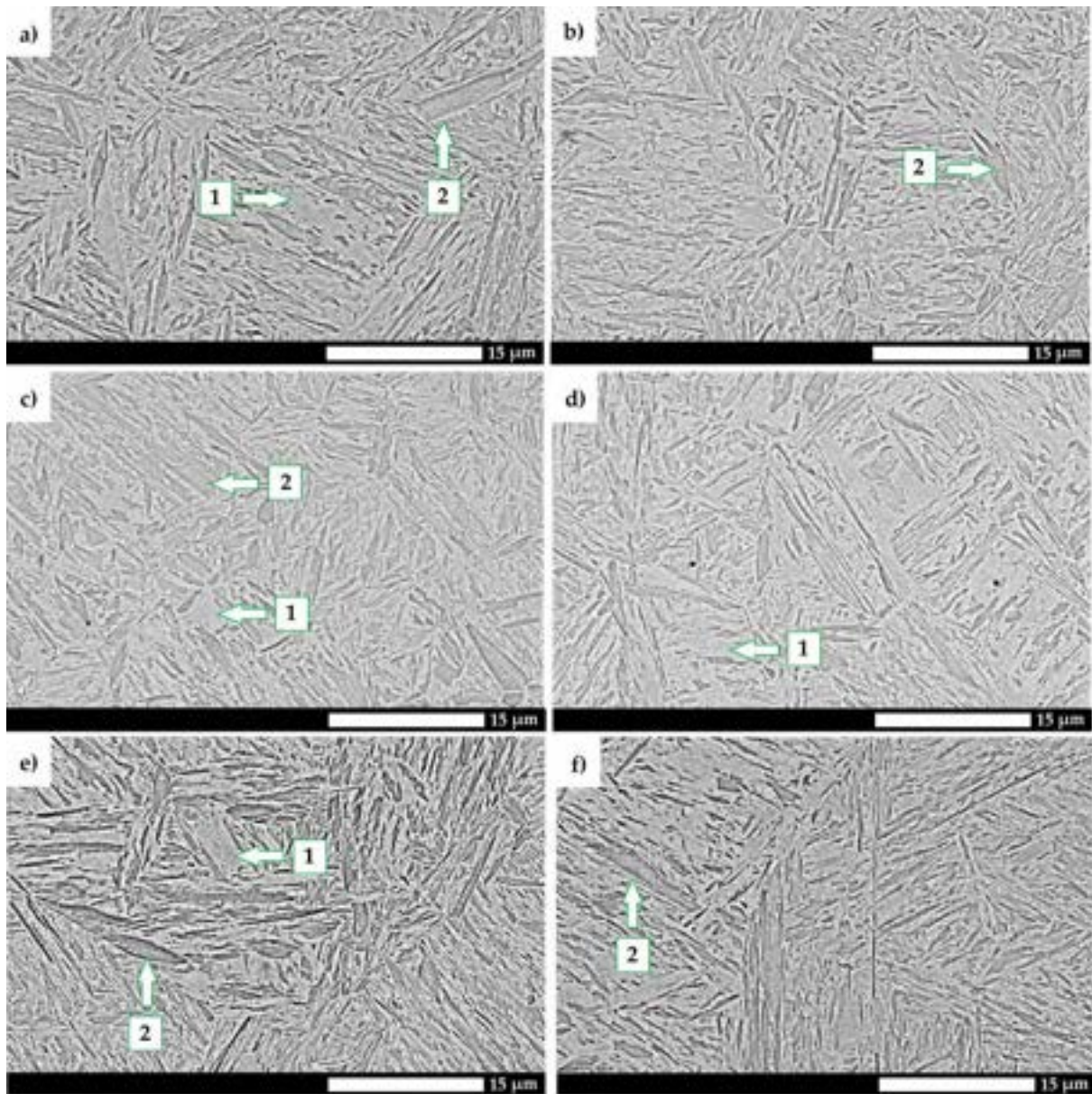
5.4.2. BADANIA MIKROSKOPOWE ZMIAN STRUKTURALNYCH I ROZROSTU ZIARNA AUSTENITU

Na podstawie analizy obrazów mikroskopowych obrazujących zmiany mikrostrukturalne, w każdym przypadku podwyższanie temperatury zabiegów hartowania powoduje uzyskanie jednorodnej struktury martenzytycznej badanej stali (rys. 50). Jednakże, rozrost ziaren jest wyraźnie widoczny przez zwiększenie rozmiaru pakietów i bloków dla materiału hartowanego z zakresu temperaturowego 1000 – 1200°C. Można także stwierdzić, że zgodnie z badaniami wykonanymi za pomocą mikroskopii elektronowej (rys. 51), w strukturze występują obszary martenzytu nieodpuszczonego oraz martenzytu, który uległ koalescencji. W drugim z wymienionych przypadków, sąsiadujące bloki martenzytu, które dzielą tę samą płaszczyznę habitus i przybliżony wariant orientacji krystalograficznej względem austenitu, wykazują tendencję do nakładania się i koalescencji bez udziału faz pośredniczących, tworząc znacznie grubsze struktury. Powstają one podczas przemiany fazowej przez połączenie drobniejszych bloków, z których każdy jest oddzielnie zarodkowany w warunkach wydłużonego wzrostu.

W ten sposób struktury o rozmiarze kilku mikrometrów są otoczone przez znacznie drobniejsze bloki.

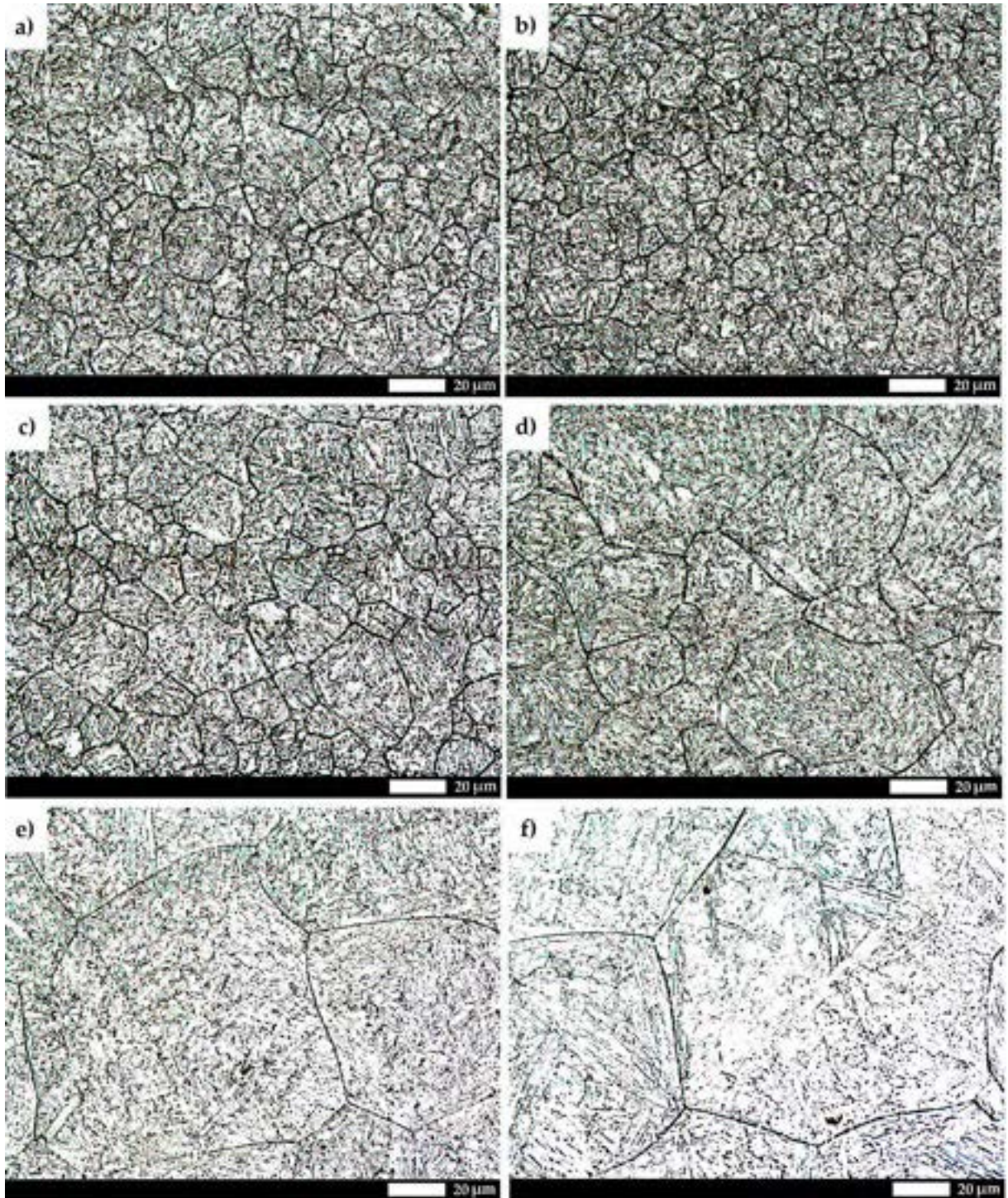


Rys. 50. Mikrostruktura stali Hardox Extreme poddanej obróbce cieplnej uwzględniającej różne temperatury austenitizowania. a) stan dostarczenia; b) $T_A = 850^\circ\text{C}$; c) $T_A = 900^\circ\text{C}$; d) $T_A = 1000^\circ\text{C}$; e) $T_A = 1100^\circ\text{C}$; f) $T_A = 1200^\circ\text{C}$. LM, trawiono 5% HNO_3 .

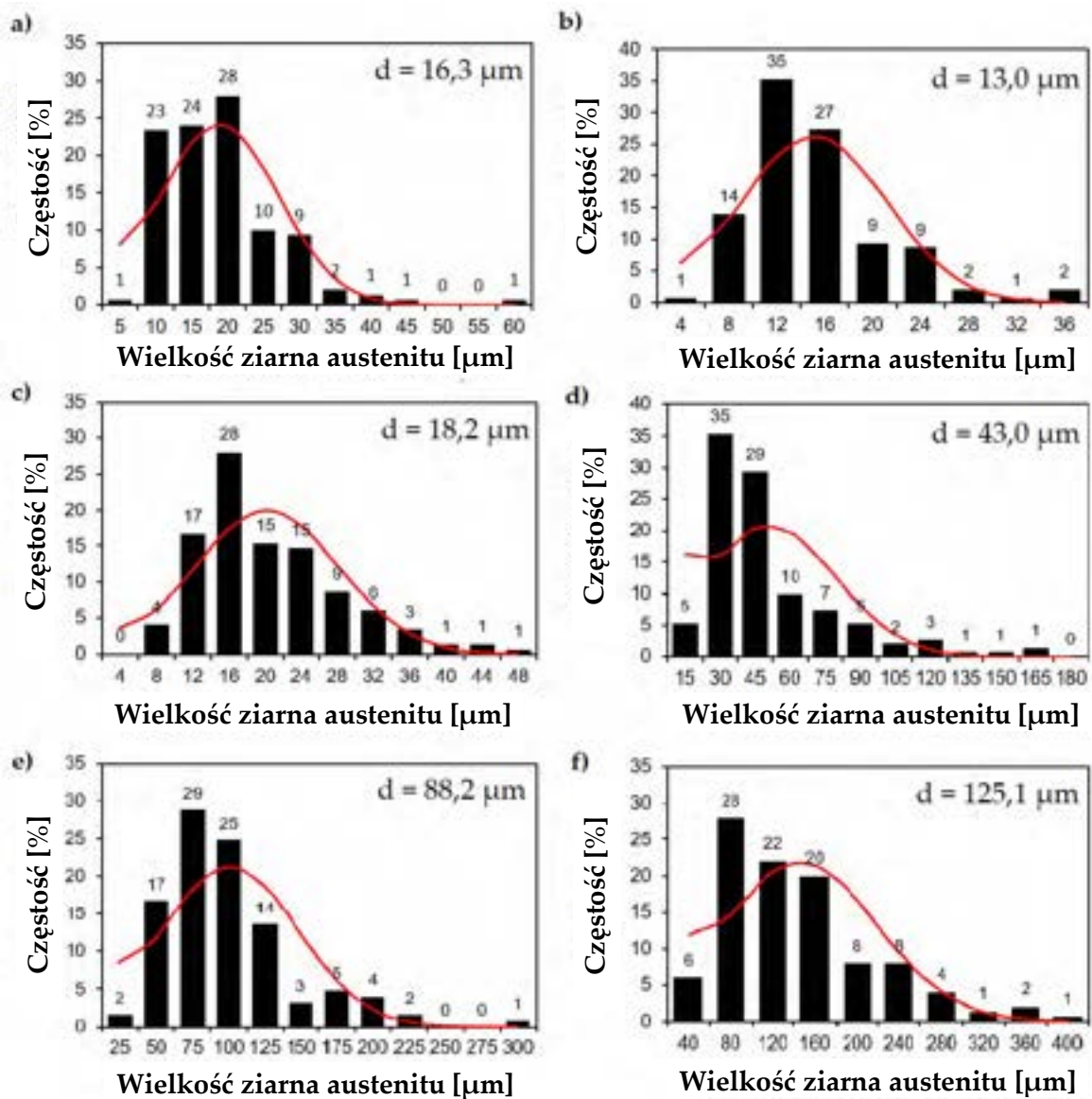


Rys. 51. Mikrostruktura stali Hardox Extreme poddanej obróbce cieplnej uwzględniającej różne temperatury austenitowania. a) stan dostarczenia; b) $T_A = 850^\circ\text{C}$; c) $T_A = 900^\circ\text{C}$; d) $T_A = 1000^\circ\text{C}$; e) $T_A = 1100^\circ\text{C}$; f) $T_A = 1200^\circ\text{C}$. 1 – martenzyt hartowania, 2 – martenzyt, który uległ koalescencji. SEM, trawiono 5% HNO_3 .

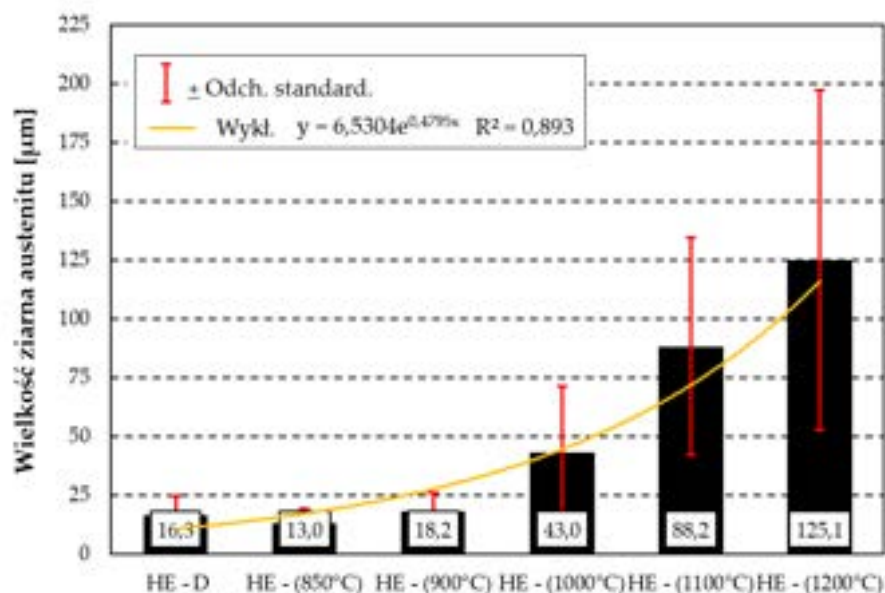
Na podstawie wykonanej analizy rozrostu ziarna byłego austenitu (rys. 52–54) należy stwierdzić, że zaproponowane zabiegi obróbki cieplnej w zakresie temperaturowym $850 - 900^\circ\text{C}$ są bezpieczne dla utrzymania drobnoziarnistej struktury. Średni rozmiar ziarna byłego austenitu dla stanu dostarczenia wynosi $16,3 \mu\text{m}$, natomiast po zastosowaniu temperatury austenitowania równej 850°C dochodzi do zmniejszenia jego wielkości do $13,0 \mu\text{m}$. Taka zależność jest spowodowana naturalnym rozdrobnieniem struktury, do czego dochodzi podczas przemiany fazowej. Podwyższanie temperatury austenitowania powoduje rozrost ziarna do wielkości $43,0 \mu\text{m}$ ($T_A = 1000^\circ\text{C}$) oraz $88,2 \mu\text{m}$ ($T_A = 1000^\circ\text{C}$), natomiast krzywa dzwonowa osiąga swoje maksimum w zakresie odpowiednio $45 - 60 \mu\text{m}$ i $75 - 100 \mu\text{m}$. W przypadku najwyższej zastosowanej temperatury obróbki cieplnej ($T_A = 1200^\circ\text{C}$) obserwuje się rozrost ziarna austenitu do $125,1 \mu\text{m}$, przy czym zakres zarejestrowanych wielkości kształtuje się w przedziale $25,3 - 371,3 \mu\text{m}$.



Rys. 52. Mikrostruktury stali Hardox Extreme z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu.
a) stan dostarczenia; b) $T_A = 850^\circ\text{C}$; c) $T_A = 900^\circ\text{C}$; d) $T_A = 1000^\circ\text{C}$; e) $T_A = 1100^\circ\text{C}$; f) $T_A = 1200^\circ\text{C}$.
LM, trawiono Mi7Fe .



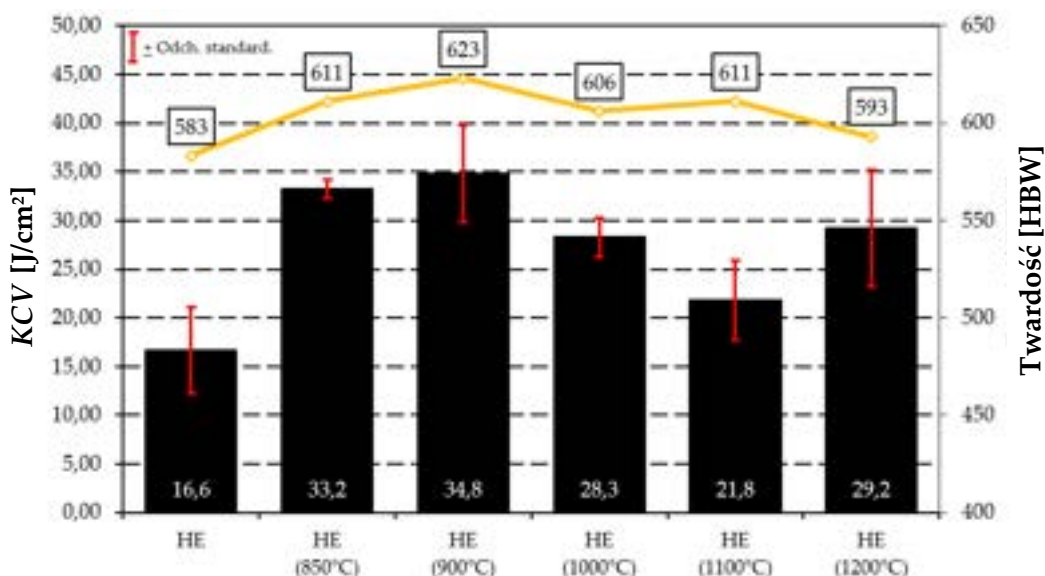
Rys. 53. Przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziaren byłego austenitu w stali Hardox Extreme. a) stan dostarczenia; b) $T_A = 850^\circ\text{C}$; c) $T_A = 900^\circ\text{C}$; d) $T_A = 1000^\circ\text{C}$; e) $T_A = 1100^\circ\text{C}$; f) $T_A = 1200^\circ\text{C}$; d – średni rozmiar ziarna.



Rys. 54. Zmiany wielkości ziarna byłego austenitu stali Hardox Extreme w funkcji temperatury austenitowania.

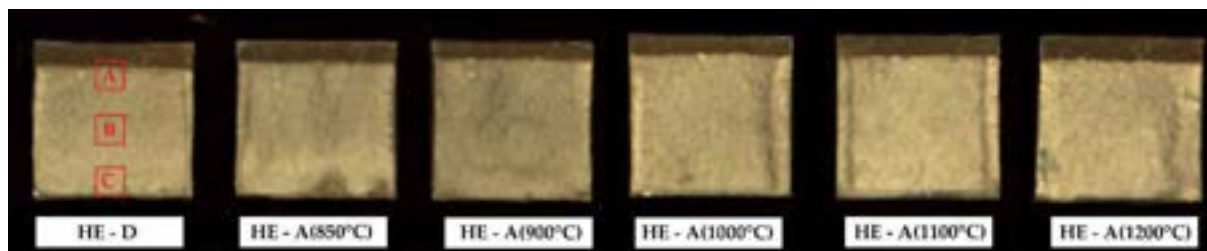
5.4.3. BADANIA UDARNOŚCI STALI HARDOX EXTREME

Badania udarności stali Hardox Extreme wykazały, że w każdym przypadku odporność na obciążenia dynamiczne kształtuje się poniżej wartości 35 J/cm², która stanowi dolną granicę definiującą kruchość materiału [117] (rys. 55). W stanie dostarczenia udarność wynosi 16,9 J/cm², natomiast przeprowadzenie zabiegów obróbki cieplnej z różnych wariantów temperatury hartowania powoduje wzrost uzyskanych wskaźników – do maksymalnej wartości 34,8 J/cm² dla materiału poddanego austenitowaniu w temperaturze 900°C. Podwyższanie temperatury wygrzewania powoduje spadek tej wartości do 21,8 J/cm² ($T_A = 1100^\circ\text{C}$), jednak po przeprowadzeniu hartowania z temperatury 1200°C wynosi ona 29,2 J/cm². Należy wskazać, że w każdym z tych przypadków uzyskane wskaźniki świadczą o niskiej plastyczności i ograniczonych możliwościach eksploatacyjnych stali.



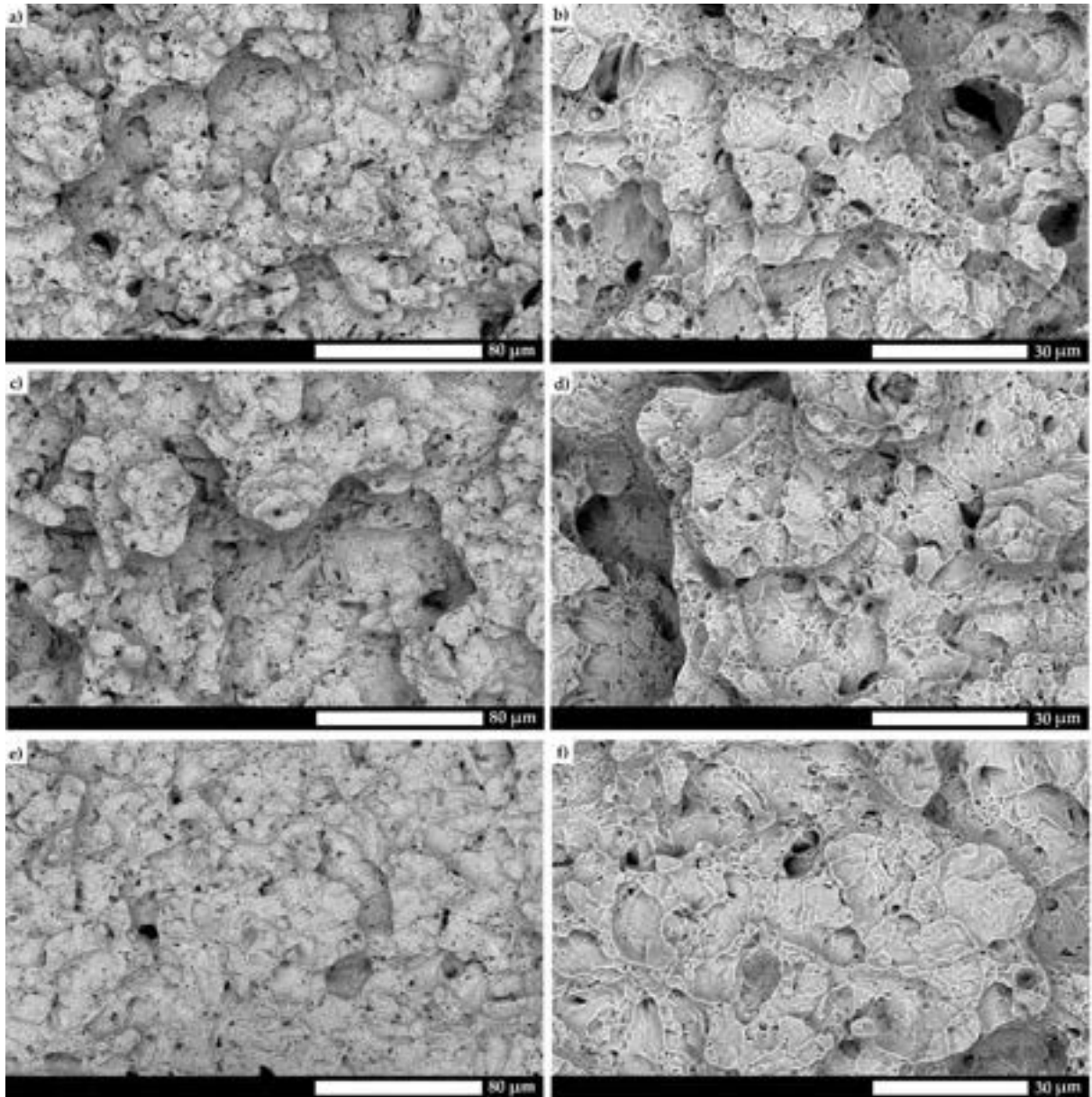
Rys. 55. Udarność KCV stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia i w różnych wariantach temperatury austenitowania.

W wyniku przeprowadzonej analizy fraktograficznej próbek udarnościowych można zauważyć zbliżone cechy charakterystyczne dla wszystkich przełomów materiałów poddanych austenitzowaniu w różnych wariantach temperaturowych. Nie obserwuje się odkształceń plastycznych, powierzchnia jest wygładzona i jedynie w przypadku zastosowania hartowania z zakresu temperaturowego 1000 – 1200°C można zauważyć nieliczne uskoki i strefę dołamania bocznego. Niemniej jednak, badania mikroskopowe wykazały, że we wszystkich przypadkach powierzchnia przełomów wykazuje cechy charakterystyczne dla przełomu quasi-łupliwego (rys. 56), wobec czego szczegółową dokumentację fraktograficzną charakterystycznych stref (strefy pod karbem A, centralnej B oraz dołamania C) przedstawiono jedynie dla stanu dostarczenia (rys. 57).



Rys. 56. Obraz makroskopowy przełomów udarnościowych stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (D) i po austenitzowaniu w różnych temperaturach (A).

Przełom quasi-łupliwy jest charakterystyczny głównie dla złomów stali ulepszonych cieplnie lub powstałych poniżej temperatury kruchości. Powstaje on przez połączenie lokalnych pęknięć, które mogą leżeć w jednej płaszczyźnie. Powiększanie się pustek prowadzi do silnego odkształcenia plastycznego przed ich połączeniem, a następnie rozerwania wzdłuż ostrych krawędzi, zwanych zerwami lub grzbietami [181].

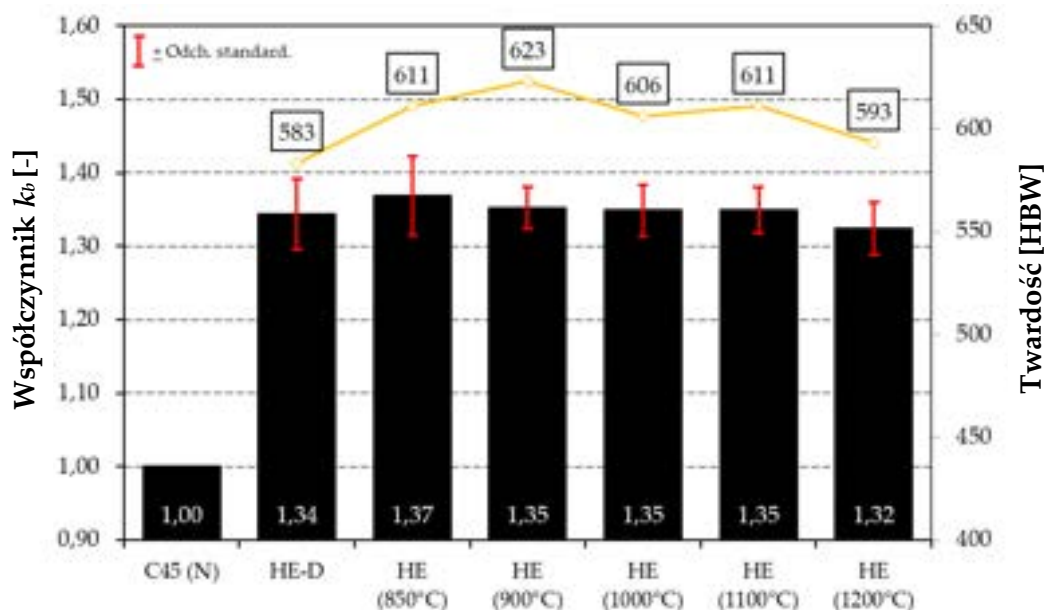


Rys. 57. Obrazy powierzchni przełomów stali Hardox Extreme, a-b) strefa pod karbem – oznaczona ramką „A” na rys. 56; c-d) strefa centralna – oznaczona ramką „B” na rys. 56; e-f) strefa dołamania – oznaczona ramką „C” na rys. 56. SEM, stan nietrawiony.

5.4.4. BADANIA ODPORNOŚCI NA ZUŻYWANIE ŚCIERNE W OBECNOŚCI LUŻNEGO ŚCIERNIWA

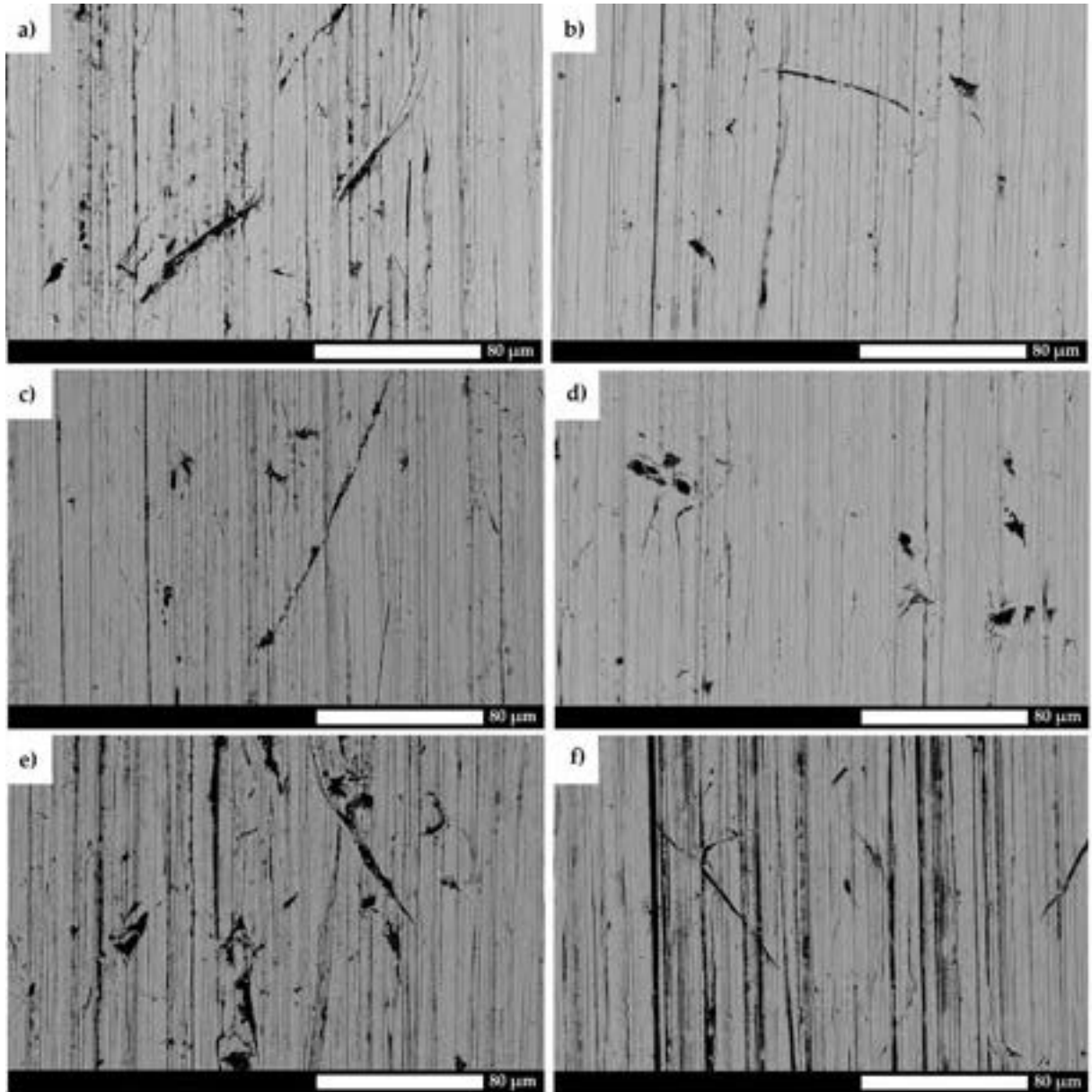
Wyniki badań zużycia ściernego wykazały, że podwyższenie temperatury hartowania skutkuje spadkiem odporności na zużycie ściernie na poziomie około 4% (rys. 58). Należy wskazać, że po zastosowaniu najniższej temperatury austenitowania wynoszącej 850°C, obserwuje się wzrost odporności na zużycie ściernie, tj. z wartości współczynnika k_b równej 1,34 dla stanu dostarczenia do $k_b = 1,37$, a taka korelacja jest zarazem liniowa względem wielkości ziarna byłego austenitu. Warto tutaj również zwrócić uwagę, że obniżona twardość stali Hardox Extreme dla danej produkcji (583 HBW) może być efektem niskiego odpuszczenia struktury przeprowadzonego w warunkach hutniczych. Uzyskane wartości dla materiału poddanego zabiegom hartowania z temperatur w zakresie 900 – 1100°C są do siebie zbliżone ($k_b = 1,35$). Najniższą wartość uzyskuje się dla

materiału hartowanego z najwyższej zastosowanej temperatury austenitzowania ($k_b = 1,32$), przy czym otrzymane wskaźniki w dalszym ciągu pozostają zadowalające.

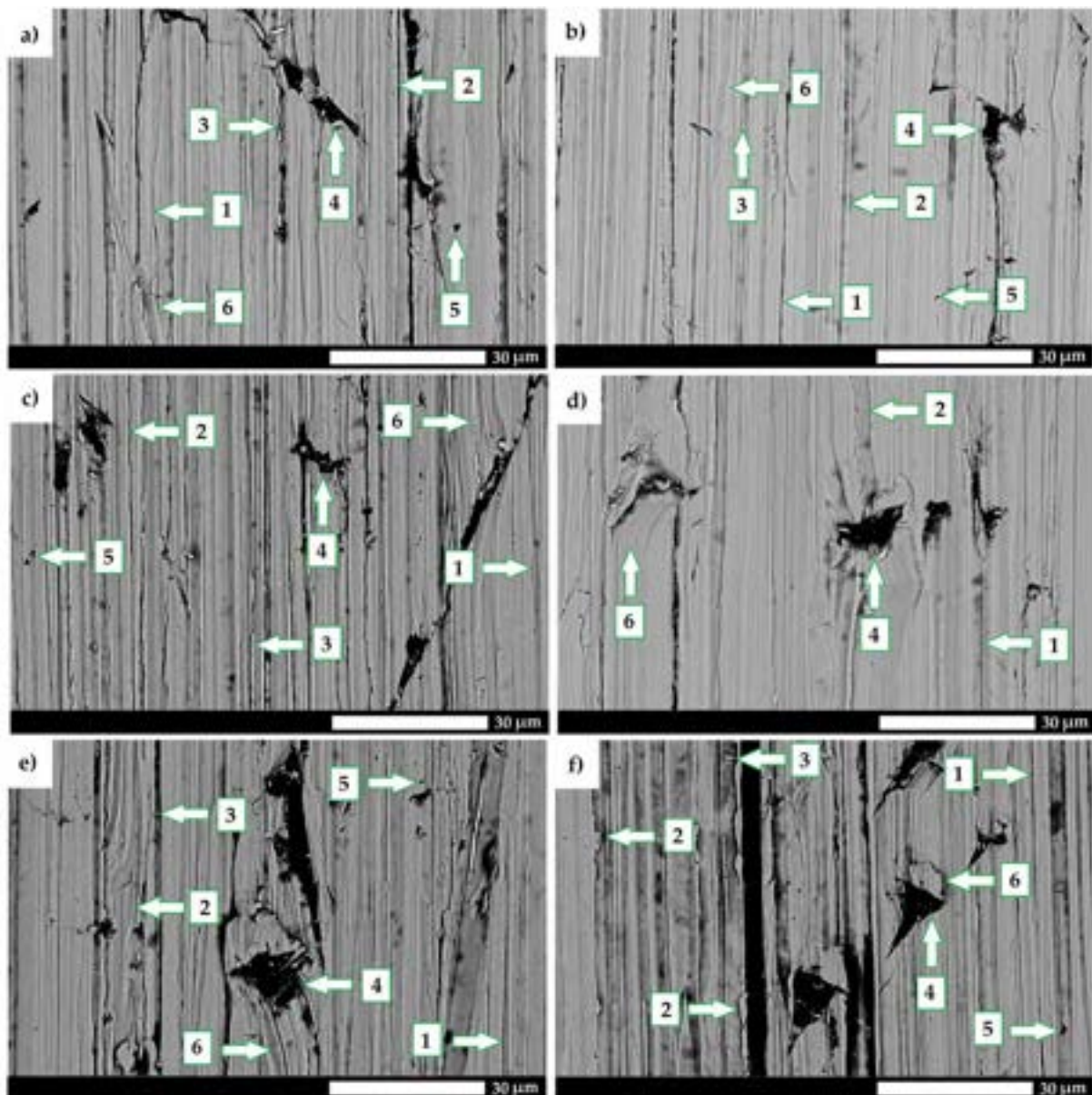


Rys. 58. Współczynnik względnej odporności na ścieranie k_b oraz wyniki pomiarów twardości stali Hardox Extreme w różnych wariantach temperatury austenitzowania. C45 (N) – stal C45 w stanie normalizowanym o twardości 220 HBW, HE – stal Hardox Extreme.

Zobrazowane powierzchnie poddane testom zużywania ściernego (rys. 59–60) dowodzą, że rozrost ziaren wpływa negatywnie na odporność na zużywanie ściernie. Najmniej intensywne zmiany obserwuje się w przypadku materiału poddanego zabiegom hartowania z temperatury 850°C. Uwidocznione na powierzchni próbek rysy są wąskie, ułożone zgodnie z kierunkiem przesuwu ścierniwa, a ponadto występują jedynie nieliczne ślady po wbitych ziarnach. Głównym mechanizmem zużywania jest mikroskrawanie, chociaż obserwuje się również ślady odkształceń plastycznych. Powierzchnia materiału w stanie dostarczenia charakteryzuje się nieregularnie rozłożonymi wgłębieniami, na styku których występują również grzbiety zdeformowanego materiału. Odłamki, powstałe w wyniku wygenerowania niskich naprężeń, także stanowią znaczący udział w zachodzących procesach zużywania, przy czym głównym sposobem ubytku materiału jest mikroskrawanie i odłamywanie w efekcie wykruszania. Podobne zmiany rejestruje się w przypadku zastosowania temperatury hartowania 900°C, jednak rowki (wyrwy) po odłamanych fragmentach materiału są bardziej liczne i wykazują zróżnicowaną wielkość. Wraz z podwyższaniem temperatury zabiegów obróbki cieplnej, dochodzi przede wszystkim do zintensyfikowania penetrującego oddziaływania ziarn ściernych. W każdym przypadku obserwuje się coraz szersze ślady powstałych wgłębień, wyraźne odkształcenia powierzchni oraz odłamki materiału. Rysy są coraz bardziej rozległe w porównaniu do materiałów hartowanych z niższych temperatur, a stan powierzchni jest najmocniej zdefektowany.

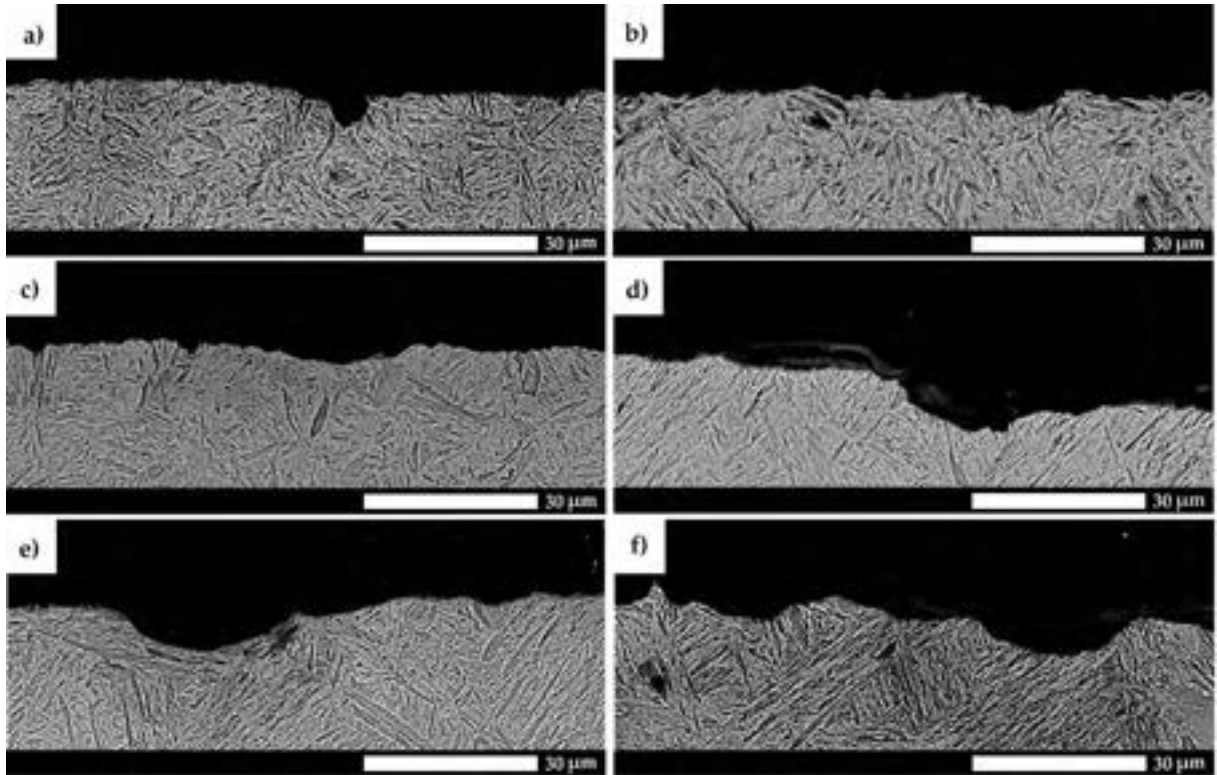


Rys. 59. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużycia ściernego. a) stan dostarczenia; b) $T_A = 850^\circ\text{C}$; c) $T_A = 900^\circ\text{C}$; d) $T_A = 1000^\circ\text{C}$; e) $T_A = 1100^\circ\text{C}$; f) $T_A = 1200^\circ\text{C}$. SEM, stan nietrawiony.



Rys. 60. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużycia ściernego. a) stan dostarczenia; b) $T_A = 850^\circ\text{C}$; c) $T_A = 900^\circ\text{C}$; d) $T_A = 1000^\circ\text{C}$; e) $T_A = 1100^\circ\text{C}$; f) $T_A = 1200^\circ\text{C}$. 1 – mikroskrabanie; 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrabanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału; 5 – zużywanie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony.

Powyższe obserwacje są słuszne również w odniesieniu do zmian mikrostrukturalnych w strefach podpowierzchniowych poddanych testom zużycia (rys. 61). W żadnym z zaobserwowanych przypadków nie obserwuje się odkształcenia struktury martenzytycznej, czyli plastycznego poddania się bloków martenzytu pod wpływem oddziaływania ziaren ściernych. Krawędzie są ostre lub wygładzone, miejscowo można zaobserwować również bruzdy, jednak szerokość i głębokość powstałych śladów zwiększa się wraz z podwyższaniem temperatury zabiegów hartowania.



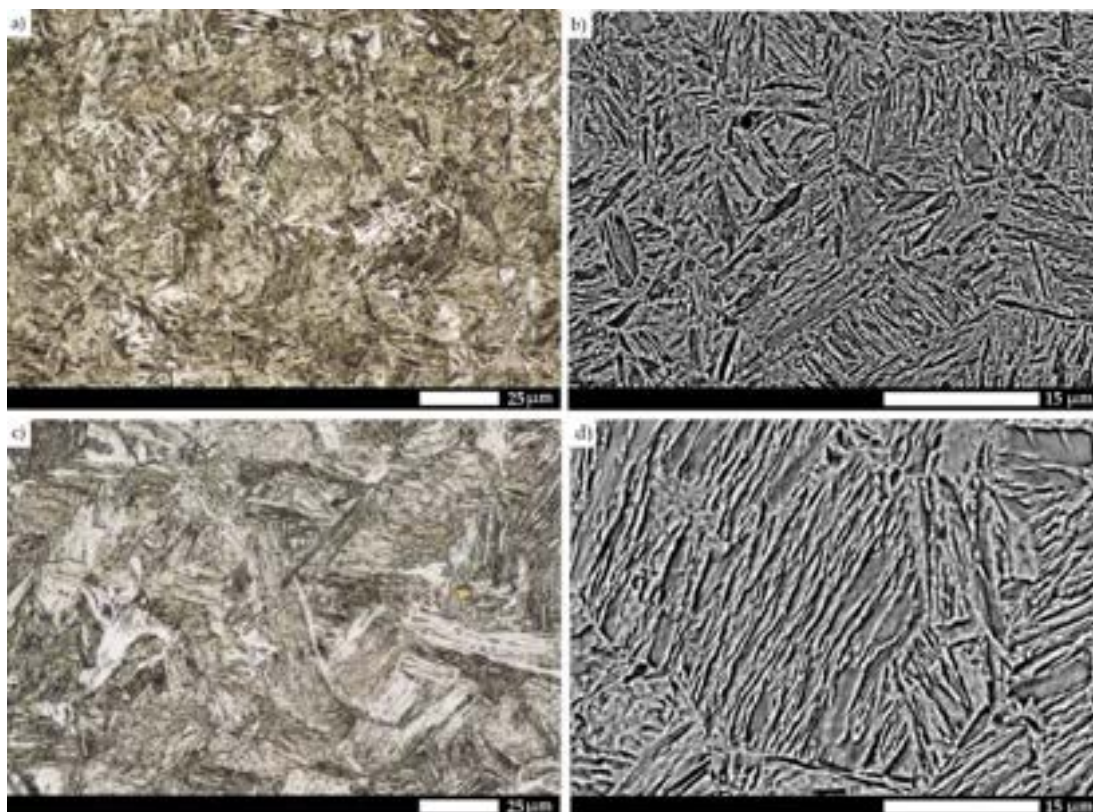
Rys. 61. Mikrostruktura przekrojów próbek poddanych testom zużycia na kierunku poprzecznym do przesuwu ścierniwa. a) stan dostarczenia; b) $T_A = 850^\circ\text{C}$; c) $T_A = 900^\circ\text{C}$; d) $T_A = 1000^\circ\text{C}$; e) $T_A = 1100^\circ\text{C}$; f) $T_A = 1200^\circ\text{C}$. Wyraźna coraz większa szerokość i głębokość powstałych wyrw i wgniecień wraz z podwyższaniem temperatury austenitowania. SEM, trawiono 5% HNO_3 .

5.5. WPLYW TEMPERATURY ODPUSZCZANIA NA STRUKTURĘ I WŁAŚCIWOŚCI STALI HARDOX EXTREME

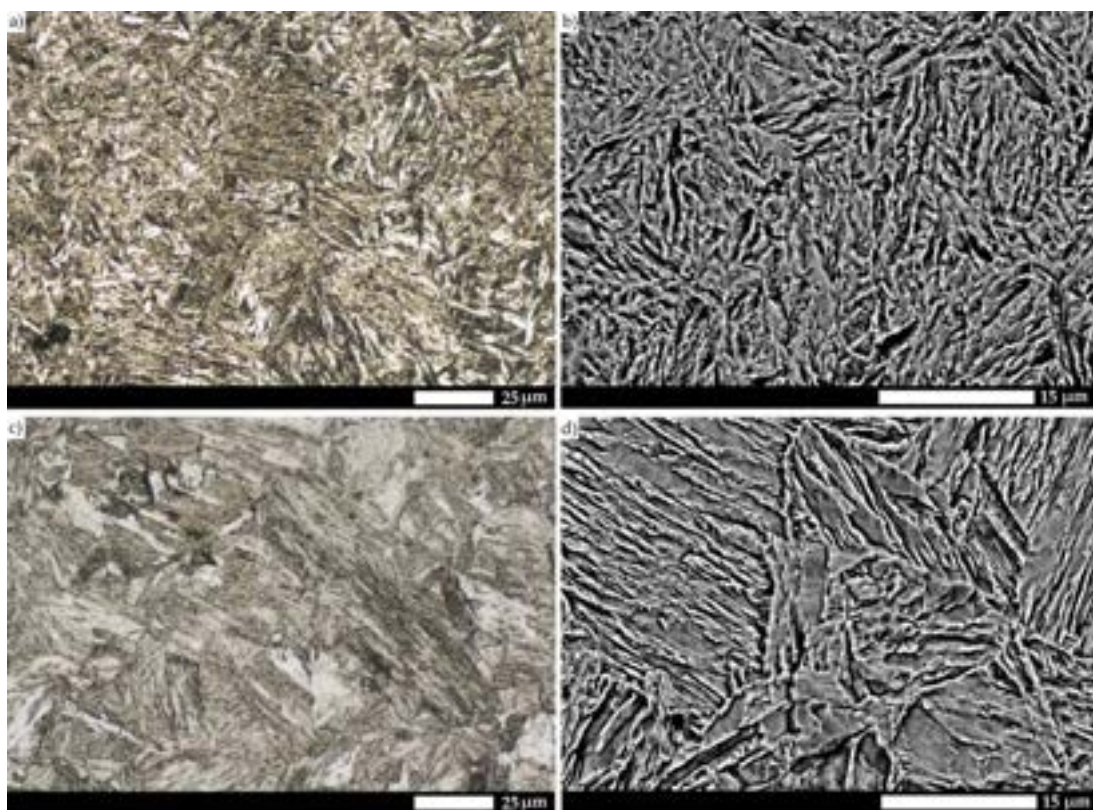
Stale wysokowytrzymałe charakteryzują się jednocześnie obniżonymi właściwościami plastycznymi. Skutkuje to również spadkiem odporności na zużywanie ścierne ze względu na występowanie procesu mikroskrawania, które – w odróżnieniu od bruzdowania – skutkuje ubytkiem masy i brakiem odkształceń plastycznych. Przykładowe elementy narażone na zużywanie ścierne, w tym lemiesz pługa, zęby kultywatora, łyżki koparek czy zsuwnie koła czerpakowego wymagają także zadowalającej odporności na ścieranie udarowe. Poddanie stali Hardox Extreme zabiegom odpuszczania może wpłynąć na zwiększenie jej cech użytkowych poprzez podwyższenie właściwości plastycznych przy jednoczesnym zachowaniu zadowalających wskaźników mechanicznych. W związku z powyższym, autorka pracy zdecydowała się przebadać wpływ temperatury odpuszczania na wybrane właściwości mikrostrukturalne, mechaniczne oraz odporność na zużywanie ścierne stali Hardox Extreme. W każdym przypadku, uzyskane wyniki odniesiono do stali Hardox 450. Zabiegi obróbki cieplnej przeprowadzono zgodnie z parametrami przedstawionymi w tabeli 32. Należy wskazać, że przedstawione w niniejszym rozdziale wyniki badań stanowiły również podstawę opracowania [182].

5.5.1. BADANIA MIKROSKOPOWE ZMIAN STRUKTURALNYCH

W stanie dostarczenia mikrostruktura stali Hardox Extreme składa się z drobnolistwowego martenzytu o budowie typowej dla stali średniowęglowych (rys. 62). Charakterystyczna jest budowa hierarchiczna, tj. oparta na podziale ziarna byłego austenitu kolejno na pakiety, bloki i listwy. Ponadto, nie obserwuje się faz niemartenzytycznych i obszarów złożonych z martenzytu nieodpuszczonego. Dla porównania, mikrostruktura stali Hardox 450 również charakteryzuje się budową martenzytu listwowego, jednak ze względu na niższą zawartość węgla, procesy samoodpuszczania nie skutkują wydzieleniem znaczącej ilości faz węglkowych. Z tego samego powodu również budowa hierarchiczna jest bardziej wyraźna (tj. obserwuje się wyraźną granicę pomiędzy poszczególnymi pakietami) – przy czym poszczególne pakiety poddają się trawieniu ze zróżnicowaną intensywnością ze względu na zmianę orientacji krystalograficznej. W przypadku stali średnio i wysokowęglowych, zmiana morfologii martenzytu sprawia, że rozróżnienie granic pomiędzy pakietami i blokami jest znacznie utrudnione. Ze względu na niższą zawartość węgla, również po zastosowaniu obróbki cieplnej w temperaturze 250°C nie obserwuje się znacznych zmian strukturalnych. Dla porównania, struktura stali Hardox Extreme składa się z martenzytu odpuszczania – pomimo zachowania budowy o orientacji martenzytycznej, dochodzi w niej do wydzielenia drobnodispersyjnych węglków (rys. 63).



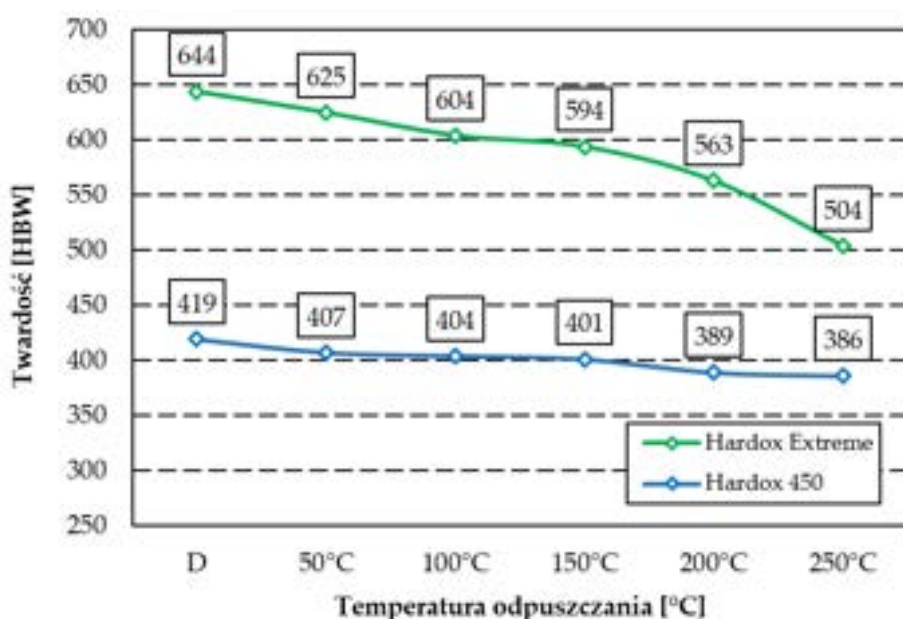
Rys. 62. Mikrostruktury stali Hardox Extreme (a-b) i Hardox 450 (c-d) w stanie dostarczenia. LM i SEM, trawiono 5% HNO₃.



Rys. 63. Mikrostruktury stali Hardox Extreme (a-b) i Hardox 450 (c-d) po przeprowadzeniu zabiegów odpuszczania w temperaturze 250°C w czasie 60 min. LM i SEM, trawiono 5% HNO₃.

5.5.2. BADANIA POZIOMU TWARDOŚCI

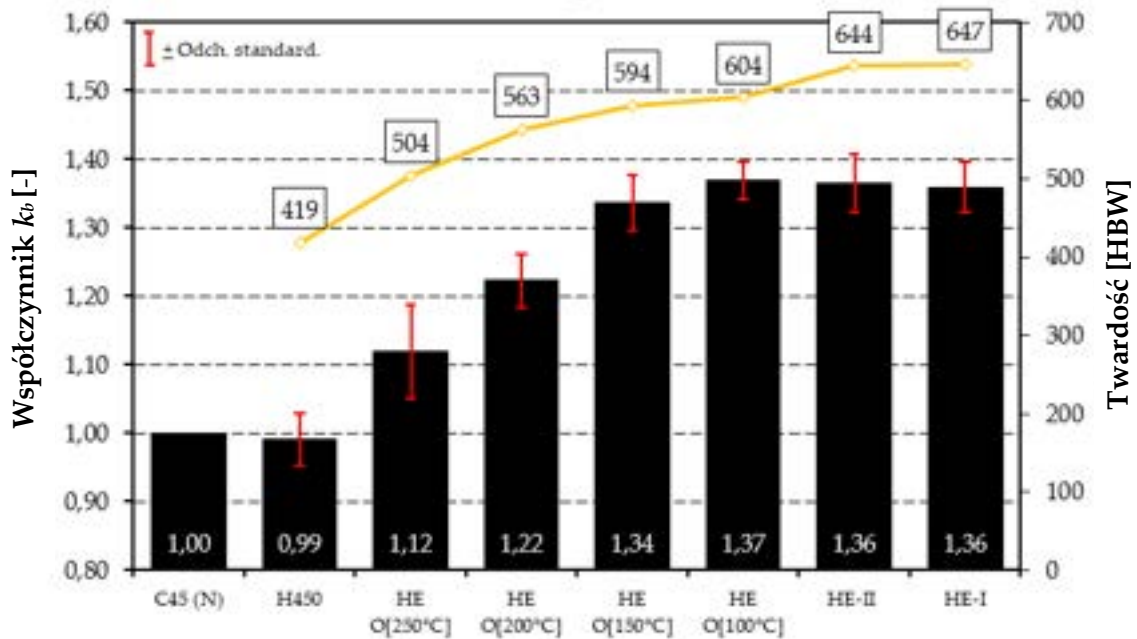
Opisane powyżej obserwacje są słuszne również w odniesieniu do przebiegu zmian twardości (rys. 64). W przypadku stali Hardox Extreme (partia produkcyjna HE-II, zgodnie z tabelą 41) twardość materiału w stanie dostarczenia wynosi 644 HBW, natomiast podwyższanie temperatury odpuszczania powoduje gwałtowny i nieliniowy spadek, do wartości równej 504 HBW dla materiału poddanego obróbce cieplnej w temperaturze 250°C. Przyjmując parametry mechaniczne jako podstawowe kryterium wpływające na uzyskane wskaźniki podczas testów zużywania, można oczekiwać, że odporność stali poddanej zabiegom odpuszczania niskiego będzie zbliżona do wskaźników uzyskanych dla stali o twardości 500 – 550 HBW. Spadki twardości w przypadku stali Hardox 450 są nieznaczne, od wartości 419 HBW dla stanu dostarczenia, do 386 HBW dla materiału poddanego odpuszczaniu w 250°C. Z tego powodu, badania zużywania ściernego materiału w stanie niskoodpuszczonym ograniczono do stali Hardox Extreme.



Rys. 64. Krzywe odpuszczania stali Hardox Extreme i Hardox 450.

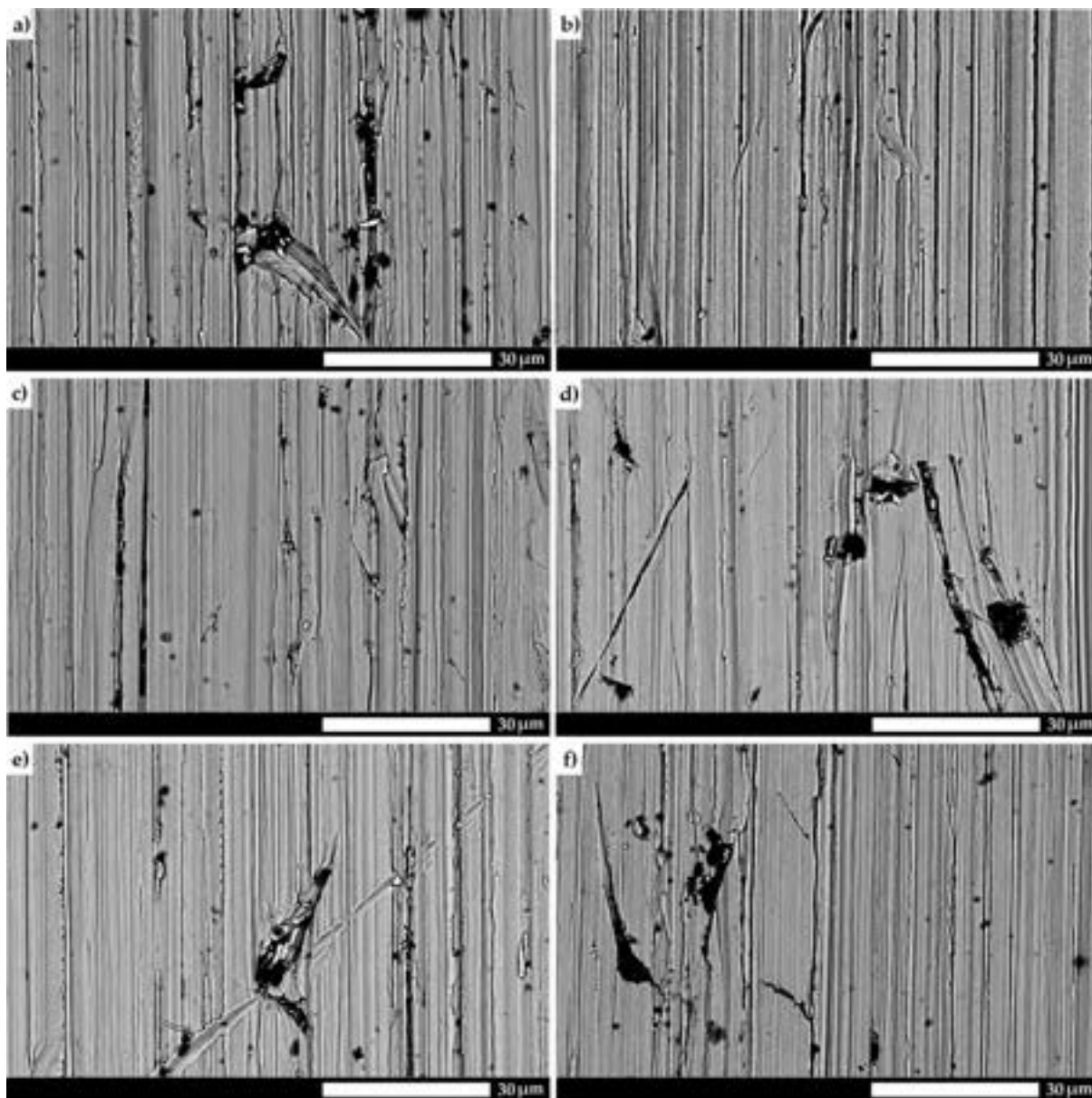
5.5.3. BADANIA ODPORNOŚCI NA ZUŻYWANIE ŚCIERNE W OBECNOŚCI LUŻNEGO ŚCIERNIWA

Badania tribologiczne przeprowadzone z wykorzystaniem urządzenia do badania odporności na zużywanie ściernie w obecności luźnego ścierniwa wykazały, że wraz ze wzrostem temperatury odpuszczania zwiększa się ilość ubytku masowego (rys. 65, tabela 41). Wartość współczynnika k_b stali Hardox Extreme dla dwóch analizowanych partii produkcyjnych wynosi 1,36, natomiast dla materiału pochodzącego z partii produkcyjnej HE-II, który został poddany zabiegom odpuszczania w temperaturze 250°C, jest to 1,12. W przypadku stali Hardox 450, uzyskane wskaźniki są zbliżone do stali C45 w stanie normalizowanym, stanowiąc potwierdzenie wniosków sformułowanych w [55], gdzie wykazano, że wartość współczynnika k_b dla stali o twardości nieprzekraczającej 450 HBW jest zbliżona do wartości 1,00. Należy zaznaczyć, że ze względu na wysokie właściwości mechaniczne analizowanego materiału, które są wynikiem najwyższej zawartości węgla w stali Hardox Extreme spośród wszystkich gatunków stali Hardox, różnice w zawartości poszczególnych pierwiastków stopowych nie wykazują znaczącego wpływu na ilość ubytku masy.

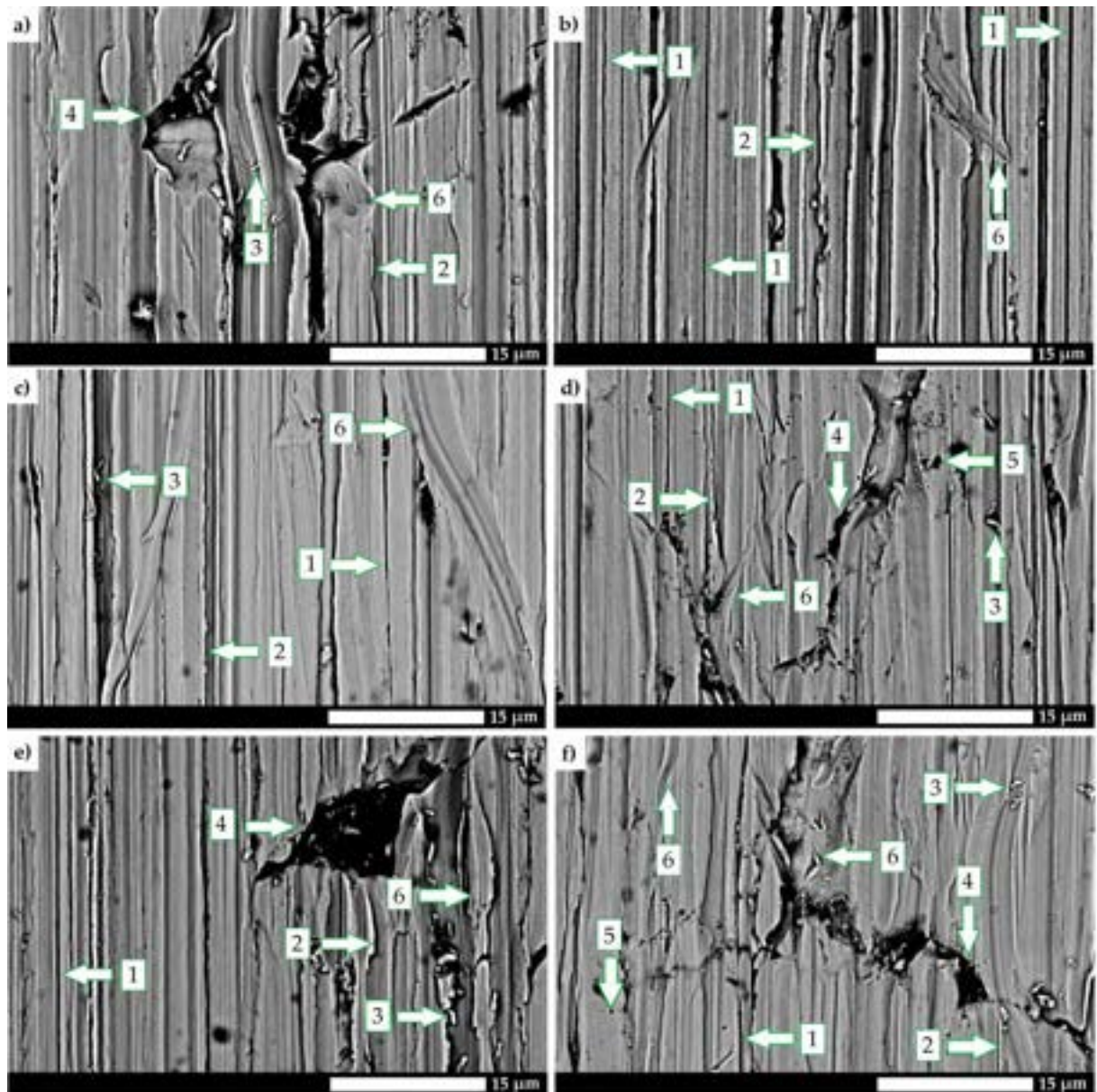


Rys. 65. Współczynnik względnej odporności na ścieranie k_b oraz wyniki pomiarów twardości stali Hardox 450 i Hardox Extreme w różnych wariantach obróbki cieplnej. C45 (N) – stal C45 w stanie normalizowanym o twardości 220 HBW, O – odpuszczanie; H450 – stal Hardox 450 w stanie dostarczenia; HE – stal Hardox Extreme w stanie dostarczenia.

Dodatkowo, badania powierzchni próbek poddanych testom zużywania ściernego wskazują na występowanie coraz bardziej nasilonych zmian wraz z obniżaniem twardości materiału (rys. 66–67). Zużywanie ściernie stali Hardox 450 odbywa się głównie przez brzdowanie, odkształcenia plastyczne, powstawanie odłamków oraz oddzielanie większych fragmentów w wyniku oddziaływania (uderzeń) luźnych cząstek ściernych (rys. 67a). W przypadku stali Hardox Extreme, głównym mechanizmem zużywania jest mikroskrwanie, przy czym obserwuje się także nieliczne cechy odkształcenia (zepchnięcia) materiału (rys. 67b). Wraz z podwyższaniem temperatury odpuszczania, zmiany te stają się intensywniejsze, przybierając charakter zużywania przez mikroskrwanie przy niskim udziale naprężeń i brzdowanie dla materiału poddanego zabiegowi niskiego odpuszczania w temperaturze 100°C (rys. 67c). Po przeprowadzeniu odpuszczania w 250°C, obserwowane ślady są znacznie szersze i przejawiają się występowaniem brzd, co świadczy o podwyższeniu cech plastycznych materiału (rys. 67d-f). Należy jednak zaznaczyć, że odłamania większych fragmentów materiału (wyłobienia) stanowią znaczny udział w zachodzących procesach ścierania, a ich częstotliwość występowania jest równie intensywna jak w przypadku stali Hardox 450.



Rys. 66. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużywania ściernego. a) Hardox 450, b) Hardox Extreme, c) Hardox Extreme – odpuszczanie w 100°C, d) Hardox Extreme – odpuszczanie w 150°C, e) Hardox Extreme – odpuszczanie w 200°C, f) Hardox Extreme – odpuszczanie w 250°C. SEM, stan nietrawiony.



Rys. 67. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużywania ściernego. a) Hardox 450, b) Hardox Extreme, c) Hardox Extreme – odpuszczenie w 100°C, d) Hardox Extreme – odpuszczenie w 150°C, e) Hardox Extreme – odpuszczenie w 200°C, f) Hardox Extreme – odpuszczenie w 250°C. 1 – mikroskrwanie; 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrwanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału, 5 – zużycie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony.

6. WYNIKI BADAŃ WŁASNYCH – CZĘŚĆ II

**BADANIA MIKROSTRUKTURALNE, WŁAŚCIWOŚCI
WYTRZYMAŁOŚCIOWYCH ORAZ ODPORNOŚCI NA ZUŻYWANIE
ŚCIERNE POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450 I HARDOX
EXTREME**

6.1. BADANIA SKŁADU CHEMICZNEGO MATERIAŁU STOPIWA STALI HARDOX 450 I HARDOX EXTREME

Parametry zastosowanej obróbki cieplnej połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme zostały dobrane na podstawie rzeczywistego składu chemicznego, wyznaczonego po przeprowadzeniu procesów spawania, zarówno w materiale rodzimym (tabele 22–25), jak i w różnych strefach materiału spoiny (tabele 42–43). W przypadku stali Hardox 450, zawartość węgla w całym analizowanym materiale złącza spawanego poddanego badaniom, mieszcząca się w przedziale 0,12 – 0,17%, przy uwzględnieniu przedziałów zmienności pozostałych pierwiastków stopowych, pozwala na przyjęcie optymalnej temperatury normalizowania i hartowania zakresu 900 – 950°C. Skład chemiczny materiału stopiwa stali Hardox Extreme (tabela 43), w tym zawartość węgla na poziomie 0,3% oraz pozostałych pierwiastków stopowych (głównie niklu w ilości 1,2%), uzasadnia dobranie temperatury obróbki cieplnej połączenia spawanego w zakresie 850 – 900°C.

Tabela 42. Skład chemiczny materiału stopiwa na przekroju poprzecznym złącza spawanego stali Hardox 450. X,Y,Z—miejsca oznaczone na rys. 28, w których została wykonana analiza chemiczna, *CEV* — równoważnik węgla według IIW, *CET* — równoważnik węgla według SS-EN 1011-2.

	X	Y	Z	OK 13.43 + OK Flux 10.62
Pierwiastek chemiczny [% wag.]				
C	0,13	0,13	0,13	0,12
Mn	1,15	1,14	1,13	1,09
Si	0,35	0,35	0,35	0,29
P	0,014	0,016	0,016	0,019
S	0,001	0,002	0,002	0,004
Cr	0,53	0,52	0,52	0,33
Ni	0,86	0,86	0,86	0,95
Mo	0,20	0,20	0,20	0,18
V	0,006	0,007	0,006	0,005
Cu	0,04	0,04	0,04	0,11
Al	0,02	0,02	0,02	0,02
Ti	0,008	0,009	0,008	0,004
Nb	—	—	—	—
Co	0,013	0,013	0,013	0,009
B	0,0014	0,0015	0,0015	0,0011
<i>CEV</i>	0,53	0,53	0,52	0,47
<i>CET</i>	0,32	0,32	0,31	0,29
$CEV=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Cu+Ni)/15$; $CET=C+(Mn+Mo)/10+(Cr+Cu)/20+Ni/40$				

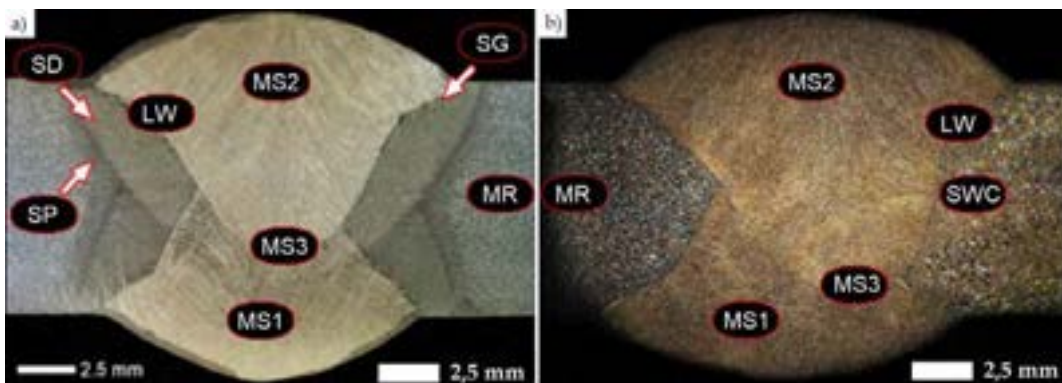
Tabela 43. Skład chemiczny materiału stopiwa na przekroju poprzecznym złącza spawanego stali Hardox Extreme. X,Y,Z — miejsca oznaczone na rys. 28., w których została wykonana analiza chemiczna, *CEV* — równoważnik węgla według IIW, *CET* — równoważnik węgla według SS-EN 1011-2.

	X	Y	Z	OK 13.43 + OK Flux 10.62
Pierwiastek chemiczny [% wag.]				
C	0,28	0,30	0,30	0,12
Mn	1,12	1,11	1,12	1,09
Si	0,25	0,25	0,27	0,29
P	0,010	0,02	0,013	0,019
S	0,002	0,003	0,003	0,004

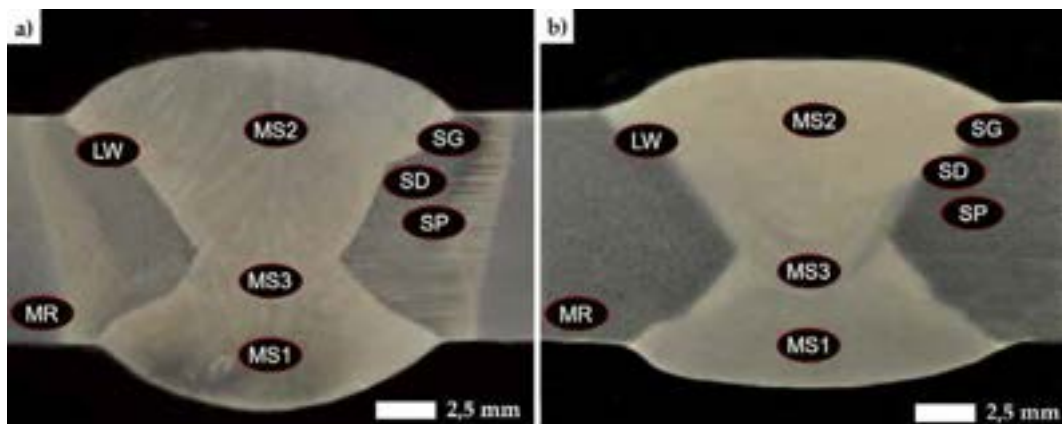
	X	Y	Z	OK 13.43 + OK Flux 10.62
	Pierwiastek chemiczny [% wag.]			
Cr	0,24	0,23	0,23	0,33
Ni	1,30	1,22	1,28	0,95
Mo	0,19	0,17	0,19	0,18
V	0,011	0,011	0,013	0,005
Cu	0,03	0,03	0,03	0,11
Al	0,02	0,02	0,02	0,02
Ti	0,006	0,007	0,007	0,004
Nb	–	–	–	–
Co	–	0,001	0,003	0,009
B	0,001	0,001	0,001	0,0011
CEV	0,64	0,65	0,66	0,47
CET	0,46	0,47	0,48	0,29
<i>CEV=C+Mn/6+(Cr+Mo+V) /5+(Cu+Ni)/15; CET=C+(Mn+Mo)/10+(Cr+Cu)/20+Ni/40</i>				

6.2. BADANIA MAKROSKOPOWE POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450 I HARDOX EXTREME

Przeprowadzone badania makroskopowe połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme w stanie bezpośrednio po spawaniu (rys. 68–69) potwierdzają negatywny wpływ procesów cieplnych zachodzących podczas spawania na makrostrukturę poprzez wyraźnie uwidocznione wszystkie charakterystyczne strefy spoiny, tj. gruboziarnistą (SG), drobnoziarnistą (SD) oraz międzykrytyczną (przejściową) (SP). Zauważalna jest także kierunkowość krystalizacji materiału spoiny oraz szerzej opisywane w dalszej części pracy, występowanie bardzo rozległych i zróżnicowanych zmian mikrostruktury. Zabiegi cieplne uwzględniające wyżarzanie normalizujące i hartowanie (zgodnie z tab. 34 i 35) skutkują uzyskaniem w całym obszarze połączenia spawanego, zbliżonych do siebie pod względem budowy, mikrostruktur o orientacji pomartenzytycznej. W takim stanie obróbki cieplnej, niewielkie zróżnicowanie makrobudowy obserwuje się jedynie w obszarach o nieco obniżonej w stosunku do materiału rodzimego zawartości węgla, tj. strefach stopiwa MS1, MS2 i MS3 (rys. 68b, 69b). Zachowane zostały także cechy pasmowości w materiale spoiny, co jest efektem powstałej po procesach spawania budowy dendrytycznej, której całkowite usunięcie wymaga zastosowania bardzo wysokich temperatur, co z punktu widzenia technologicznego i ekonomicznego jest nieuzasadnione.



Rys. 68. Makroskopowy obraz przekroju poprzecznego połączenia spawanego stali Hardox 450: a) stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); b) stan obrobiony cieplnie. MS – strefa materiału stopiwa, LW – linia wtopienia, MR – strefa materiału rodzimego, SG – strefa gruboziarnista, SD – strefa drobnoziarnista (normalizowania i rekrystalizacji), SP – strefa międzykrytyczna (niepełnego normalizowania). Mikroskopia stereoskopowa, trawiono 3% HNO₃ oraz odczynnikiem Adlera.



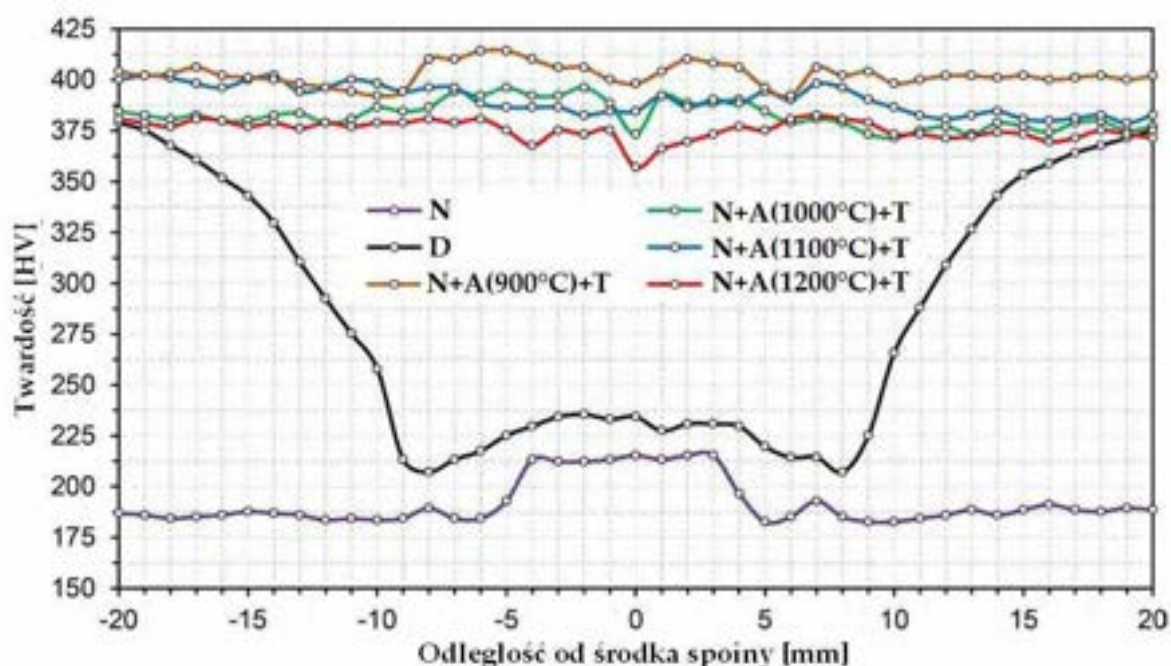
Rys. 69. Makroskopowy obraz przekroju poprzecznego połączenia spawanego stali Hardox Extreme: a) stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); b) stan obrobiony cieplnie. MS – strefa materiału stopiwa, LW – linia wtopienia, MR – strefa materiału rodzimego, SG – strefa gruboziarnista, SD – strefa drobnoziarnista (normalizowania i rekrystalizacji), SP – strefa międzykrytyczna (niepełnego normalizowania). Mikroskopia stereoskopowa, trawiono 3% HNO₃ oraz odczynnikiem Adlera.

6.3. WPŁYW WIELKOŚCI ZIARNA BYŁEGO AUSTENITU NA WŁAŚCIWOŚCI POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450

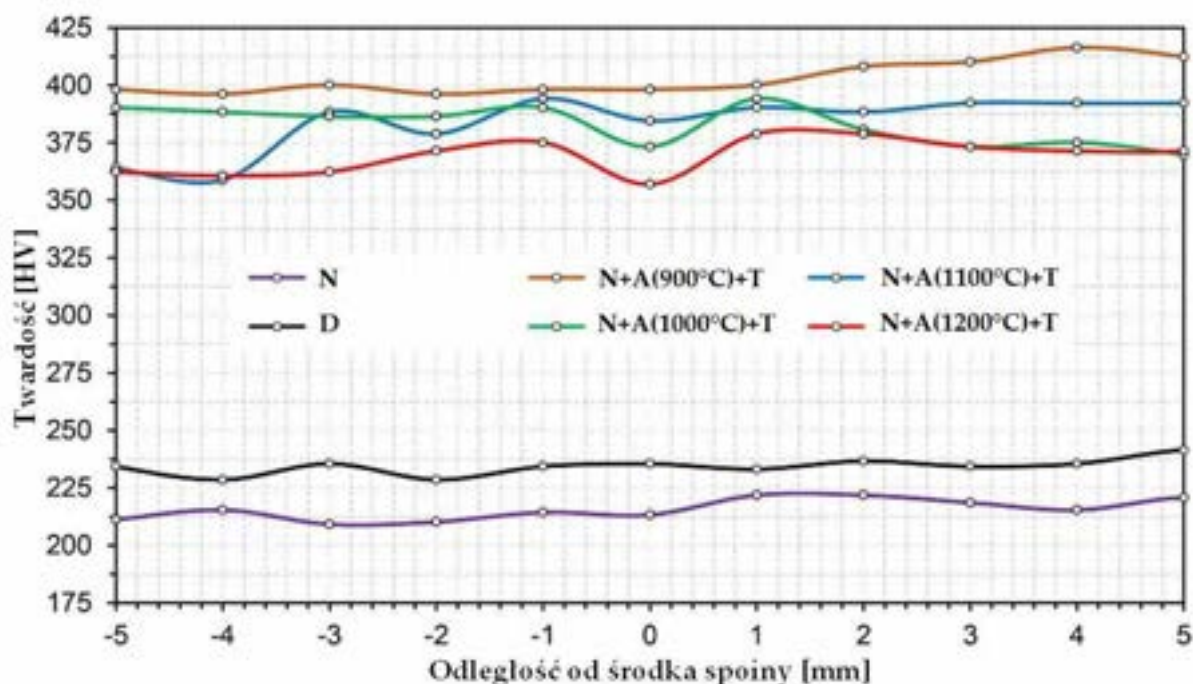
Ze względu na znaczący wpływ wielkości ziarna byłego austenitu na właściwości wytrzymałościowe i odporność na zużywanie ścierne wysokowytrzymałych stali martenzytycznych z borem, autorka pracy zdecydowała się przeprowadzić badania obejmujące wszystkie charakterystyczne strefy złącza spawanego na przykładzie stali Hardox 450. Parametry obróbki cieplnej zostały przedstawione w tabeli 33. Należy wskazać, że przedstawione w niniejszym rozdziale wyniki badań stanowiły również podstawę opracowania [133].

6.3.1. POMIARY TWARDOŚCI POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450

Przebiegi zmian twardości połączenia spawanego stali Hardox 450, zarówno w stanie bezpośrednio po spawaniu, jak i po przeprowadzeniu zabiegów hartowania w różnych wariantach temperatury austenitowania, zostały przedstawione na rys. 70–71. Zgodnie z otrzymanymi rezultatami, podwyższanie temperatury austenitowania powoduje nieznaczny spadek twardości, z wartości równej 400 – 425 HV dla materiału hartowanego z temperatury 900°C, do 350 – 380 HV po hartowaniu z temperatury 1200°C. Powyższe obserwacje są słuszne zarówno dla kierunku wzdłużnego, jak i poprzecznego względem kierunku walcowania.



Rys. 70. Rozkłady twardości połączenia spawanego stali Hardox 450 wzdłuż linii A zaznaczonej na rys. 28: D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), N – stan normalizowany, A – stan hartowany, T – odpuszczanie.



Rys. 71. Rozkłady twardości połączenia spawanego stali Hardox 450 wzdłuż linii B zaznaczonej na rys. 28: D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), N – stan normalizowany, A – stan hartowany, T – odpuszczanie.

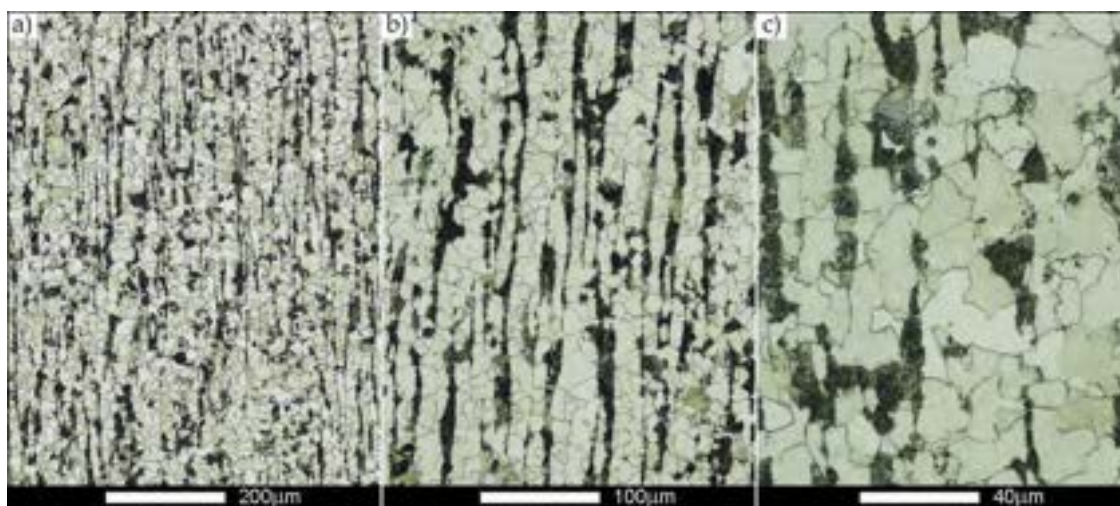
6.3.2. BADANIA WIELKOŚCI ZIARNA BYŁEGO AUSTENITU W POSZCZEGÓLNYCH STERAFACH POŁĄCZENIA SPAWANEGO STALI HARDOX 450

Na rys. 72–113 przedstawiono mikrofotografie struktur wszystkich istotniejszych stref połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu. Z uwagi na dość zróżnicowany stopień ziarnistości struktury, w każdym omawianym przypadku zastosowano ten sam schemat prezentacji, opierający się o trzy skale powiększeń, tj. 100×, 200× i 500×. Zdaniem autorki pracy, takie podejście (pomimo rozbudowanej dokumentacji rysunkowej) w znacznym stopniu ułatwia analizę wielkości ziarna, a także ocenę porównawczą zarejestrowanej budowy strukturalnej pomiędzy poszczególnymi obszarami spoiny. Bezpośrednio pod każdą grupą mikrofotografii, zamieszczono w postaci wykresów wyniki przeprowadzonych pomiarów wielkości ziarna byłego austenitu, uwzględniając wpływ temperatury austenitzowania na wszystkie omawiane w poszczególnych podrozdziałach strefy połączenia spawanego. W końcowej części opracowania zamieszczono natomiast kompleksowe zestawienie wszystkich uzyskanych rezultatów badań (rys. 114 i 115).

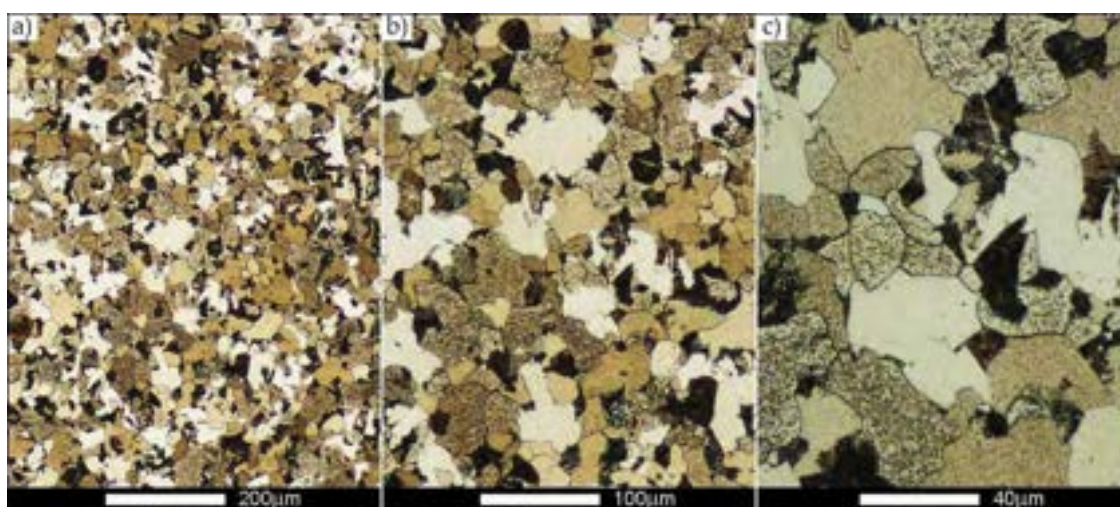
6.3.2.1. BADANIA WIELKOŚCI ZIARNA BYŁEGO AUSTENITU W STREFIE MATERIAŁU RODZIMEGO

W strefie materiału rodzimego, oznaczonej jako MR na rys. 68, w stanie bezpośrednio po spawaniu badane połączenie spawane charakteryzuje się stosunkowo małym rozmiarem ziarna, wynoszącym średnio 15,7 μm (rys. 72 i 78b), co bezpośrednio wynika z procesu wytwarzania blachy ze stali Hardox 450. Uzyskany rezultat dobrze odzwierciedlony jest także poprzez wykonany rozkład normalny, którego maksimum obejmuje przedział 15 – 20 μm (rys. 78b). Zastosowanie wyżarzania normalizującego wywołuje w rozpatrywanym przypadku zwiększenie średniego rozmiaru ziarna do wartości 24,7 μm (rys. 73 oraz słupek N na rys. 114a), co raczej należy uznać za zjawisko normalne,

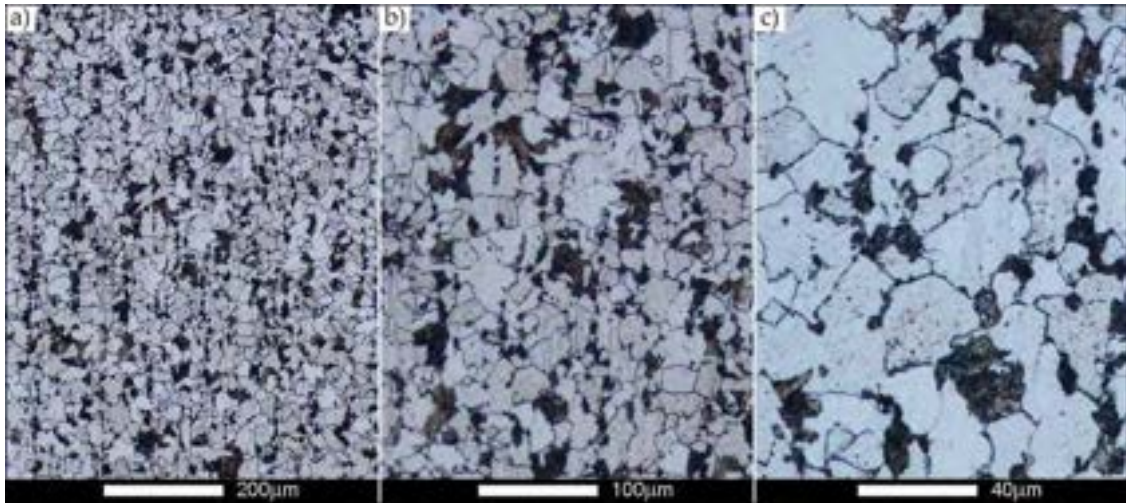
wywołane częściowym przekrystalizowaniem struktury uprzednio poddanej termomechanicznemu walcowaniu. Warto także wskazać, że położenie maksimum krzywej dzwonowej rozkładu normalnego w przedziale 24 – 30 μm (rys. 78a) świadczy o prawidłowym doborze parametrów i warunków normalizowania. Poddanie strefy materiału rodzimego dodatkowym zabiegom cieplnym, polegającym na austenitzowaniu w temperaturach 900°C i 1000°C, nie wywołało wyraźnej zmiany cech mikrostrukturalnych. W kontekście zastosowanych zabiegów cieplnych, średni rozmiar ziaren byłego austenitu był niemalże identyczny i wyniósł odpowiednio 22,2 μm oraz 21,9 μm (rys. 74–75 i 114a). Wyraźne zróżnicowanie średnich rozmiarów ziaren obserwuje się dopiero w najwyższych temperaturach obróbki cieplnej. Odpowiednio dla materiału austenitzowanego w temperaturze 1100°C i 1200°C odnotowano średnie wielkości ziaren wynoszące 28,5 μm (rys. 76 i 114a) oraz 41,9 μm (rys. 77 i 114a). Niemniej jednak, w obu omawianych przypadkach obserwuje się znaczący przyrost pojedynczych ziaren o rozmiarze osiągającym 120 μm (rys. 78e-f), świadczący o anormalnym charakterze rozrostu ziarna byłego austenitu w stali Hardox 450.



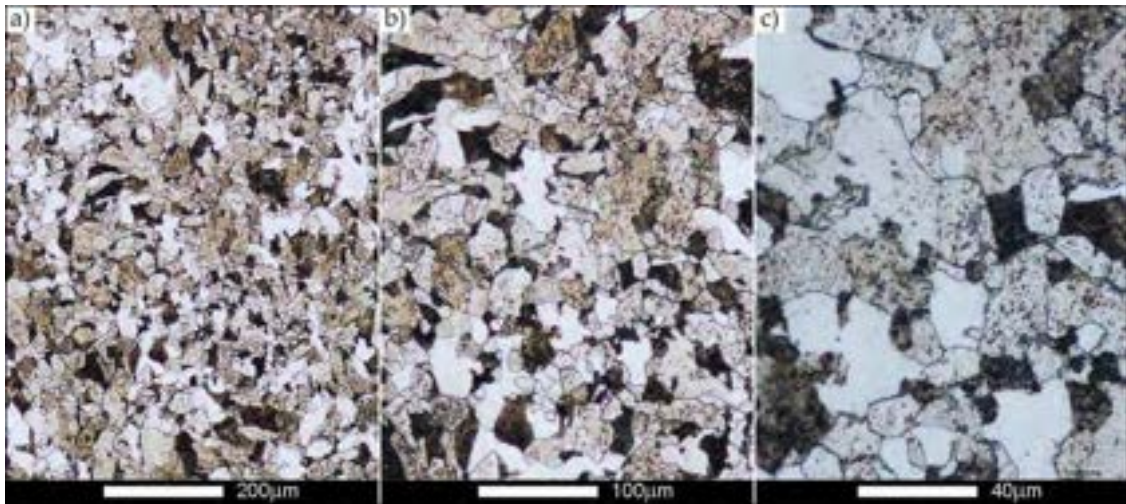
Rys. 72. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa MR. a) 100 \times , b) 200 \times , c) 500 \times .



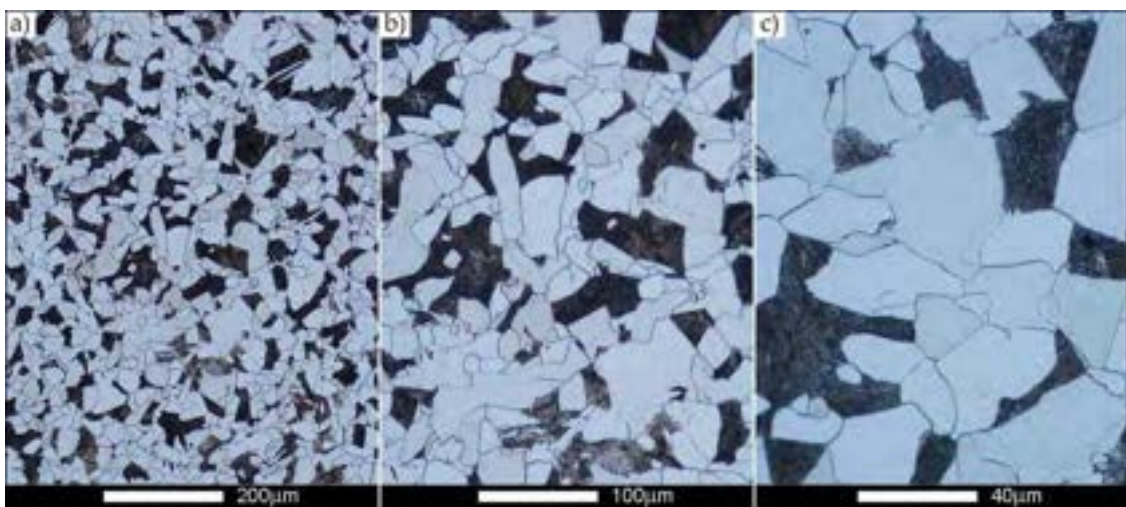
Rys. 73. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa MR. 2b. a) 100 \times , b) 200 \times , c) 500 \times .



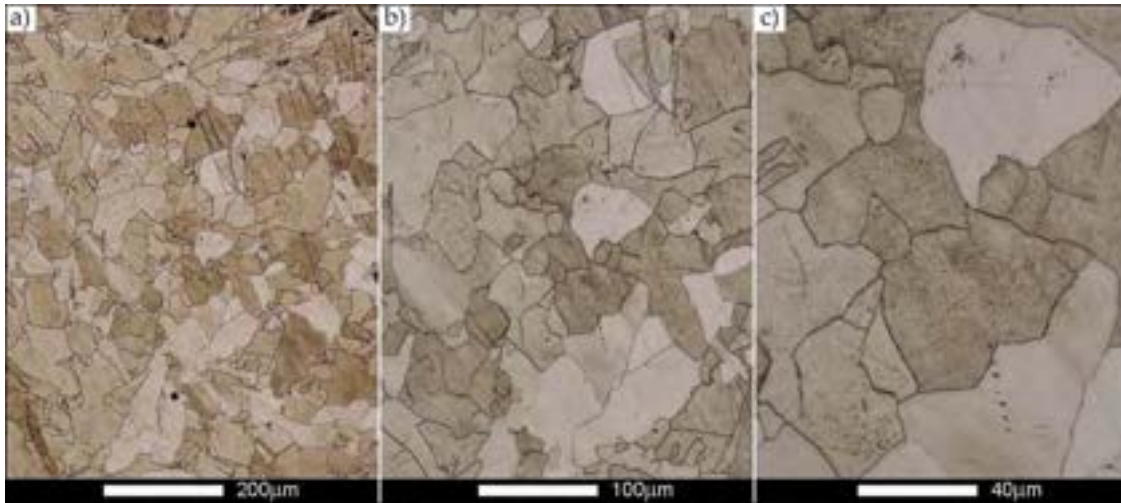
Rys. 74. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 900°C – strefa MR. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



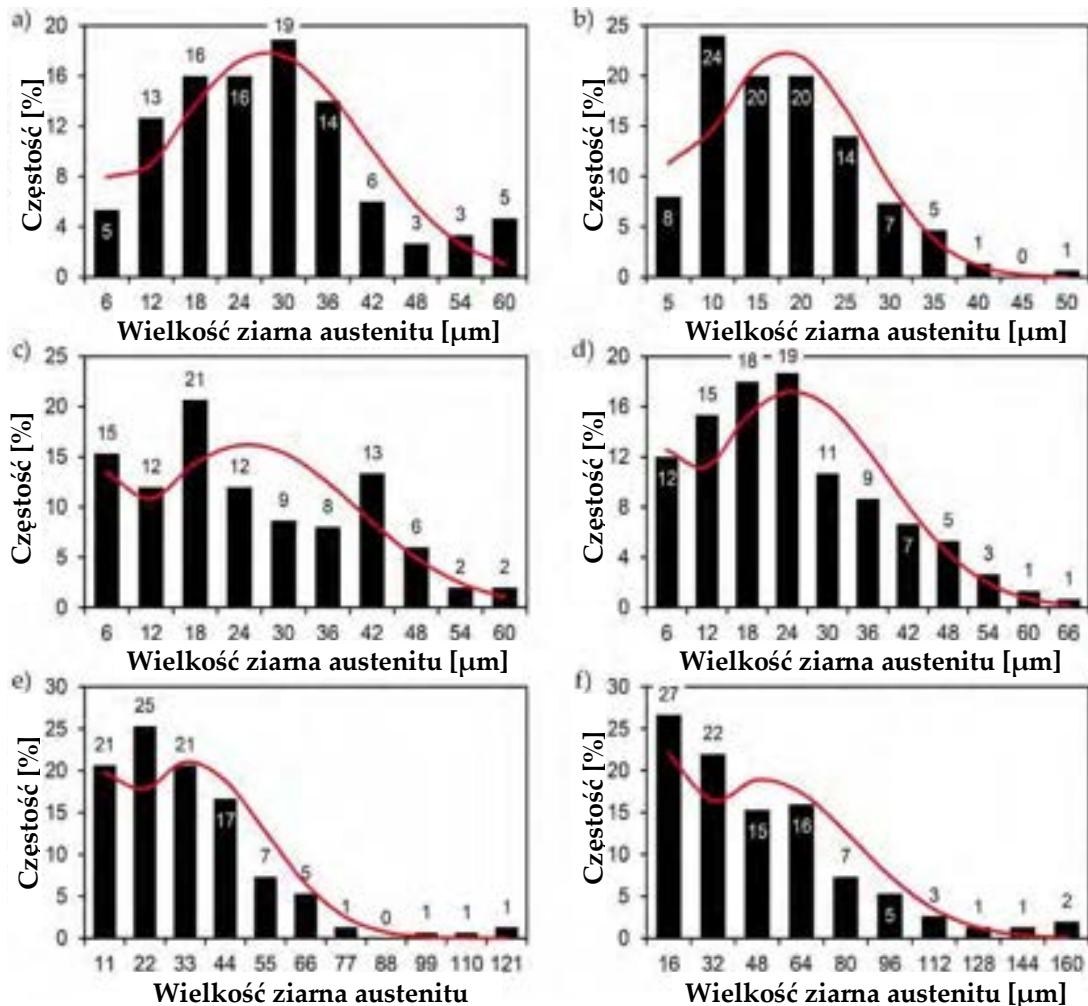
Rys. 75. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 1000°C – strefa MR. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



Rys. 76. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 1100°C – strefa MR. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



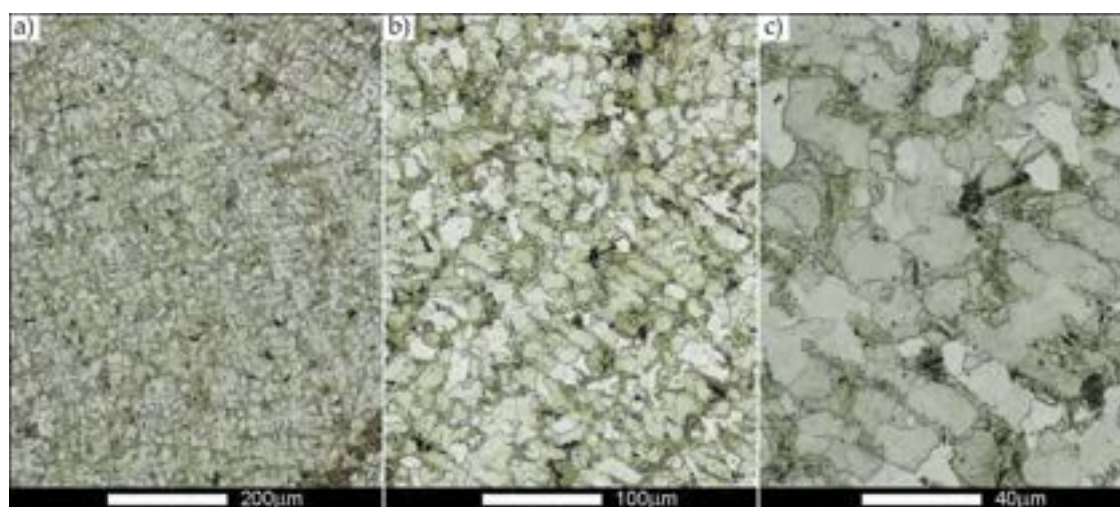
Rys. 77. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 1200°C – strefa MR. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



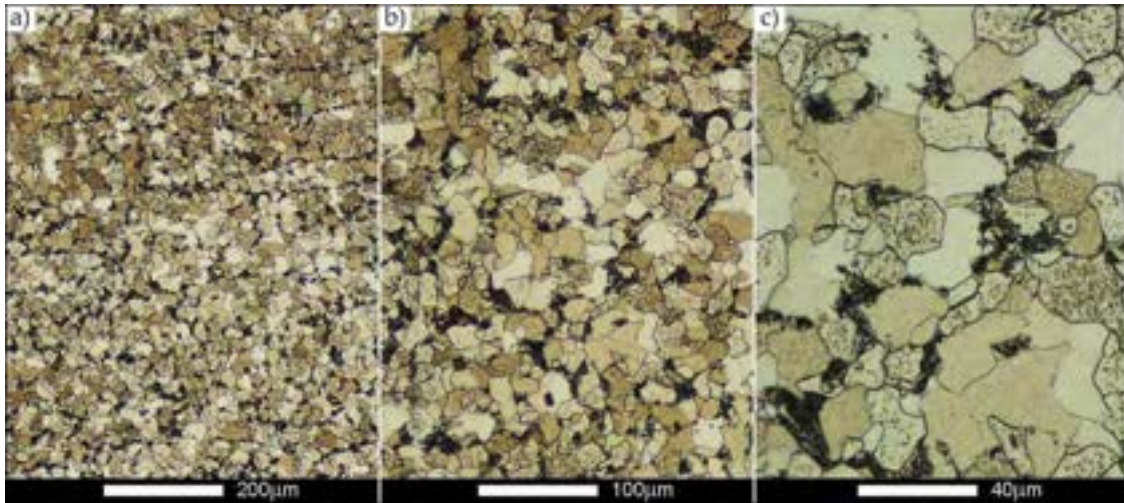
Rys. 78. Przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziaren byłego austenitu w strefie połączenia spawanego stali Hardox 450 oznaczonej jako MR na rys. 68: a) stan normalizowany; b) stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); c) po austenitzowaniu w temperaturze 900°C w czasie 60 minut; d) po austenitzowaniu w temperaturze 1000°C w czasie 60 minut; e) po austenitzowaniu w temperaturze 1100°C w czasie 120 minut; f) po austenitzowaniu w temperaturze 1200°C w czasie 120 minut.

6.3.2.2. BADANIA WIELKOŚCI ZIARNA BYŁEGO AUSTENITU W STREFIE MATERIAŁU STOPIWA

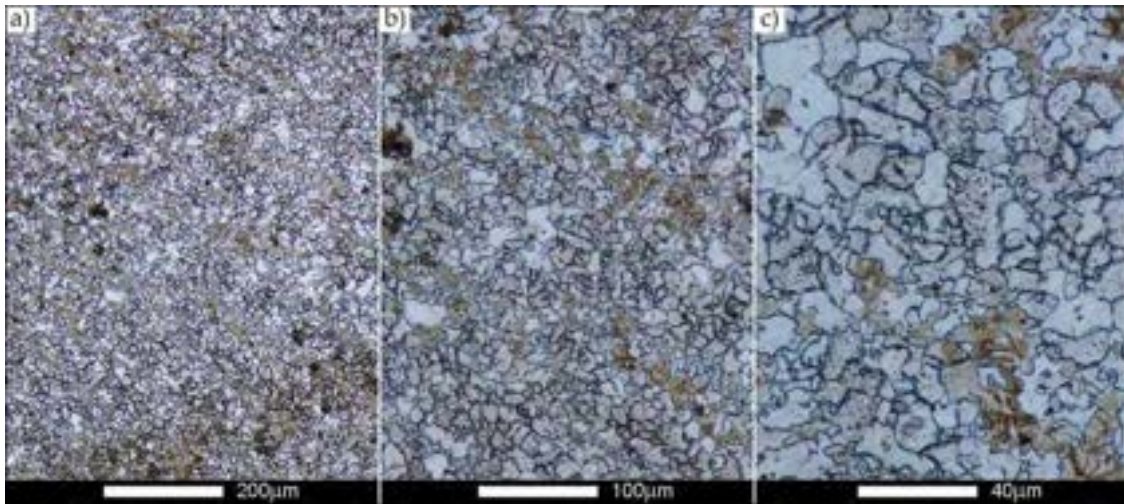
W przypadku materiału stopiwa, tj. MS1 (rys. 79–85) oraz MS2 (rys. 86–92), we wszystkich analizowanych stanach obróbki cieplnej otrzymano zbliżone do siebie wartości. W stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) obserwuje się charakterystyczne, wydłużone kierunkowo do osi spoiny ziarno (zgodnie z kierunkiem krystalizacji), osiągające rozmiar do 40 μm (rys. 85b, 92b). Równocześnie w wyniku nierównowagowej krystalizacji, pojawia się zróżnicowanie wielkości ziaren byłego austenitu, a najliczniejsze są ziarna o wielkości mniejszej niż 10 μm . Średni rozmiar ziarna, odpowiednio dla stref MS1 i MS2, wynosi 9,7 μm i 9,3 μm (rys. 114b-c). Po normalizowaniu (rys. 80, 87) obserwuje się ujednorodnioną pod względem kształtu i rozmiaru ziarna strukturę, charakteryzującą się średnią wielkością ziarna byłego austenitu wynoszącą 20,4 μm i 22,7 μm (odpowiednio dla MS1 i MS2 – rys. 114b-c), a także krzywą dzwonową osiągającą maksimum w przedziale 18 – 27 μm (rys. 85a, 92a). Warto także nadmienić, iż z uwagi na bardzo dużą szybkość krystalizacji, w stanie bezpośrednio po spawaniu materiał spoiny MS1 i MS2 charakteryzuje się mniejszym rozmiarem ziarna niż materiał rodzimy. Przeprowadzone zabiegi cieplne wykazały, iż średni rozmiar ziarna w materiale spoiny austenitowanej w temperaturze 900°C (odpowiadającej w przybliżeniu teoretycznej temperaturze austenitowania, wynikającej z zawartości węgla i mikrododatków stopowych) wynosi 11,1 μm (MS1) i 8,3 μm (MS2) (rys. 114b-c). Obróbka cieplna w temperaturze 1000°C skutkuje wzrostem średniej wielkości ziarna do 14,9 μm dla MS1 i 12,9 μm dla MS2. Średnie wielkości ziarna stref MS1 i MS2 w materiale austenitowanym w temperaturze 1100°C to odpowiednio 27,4 μm i 28,7 μm , natomiast w temperaturze 1200°C jest to 34,6 μm i 33,1 μm .



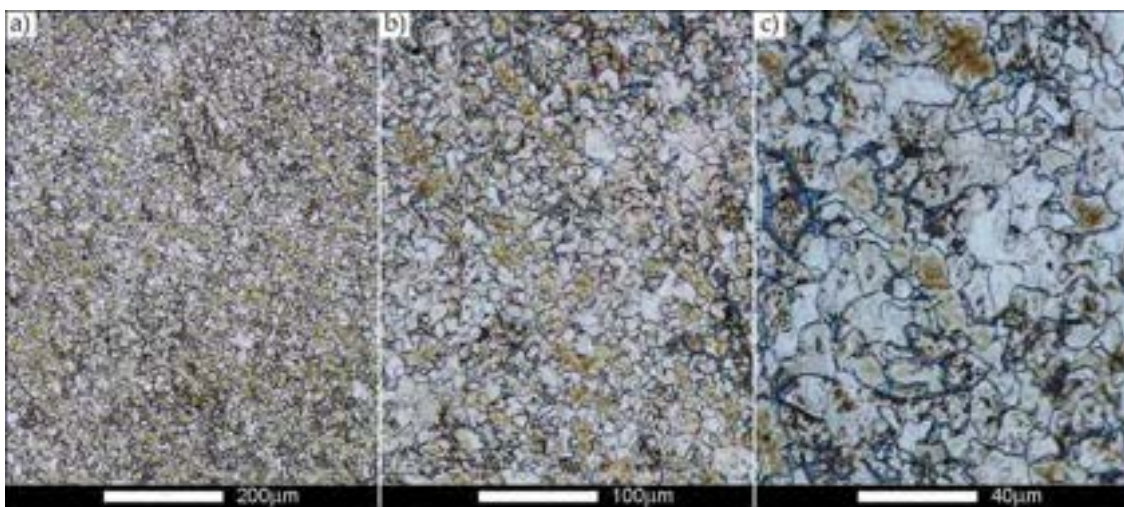
Rys. 79. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa MS1. a) 100 \times , b) 200 \times , c) 500 \times .



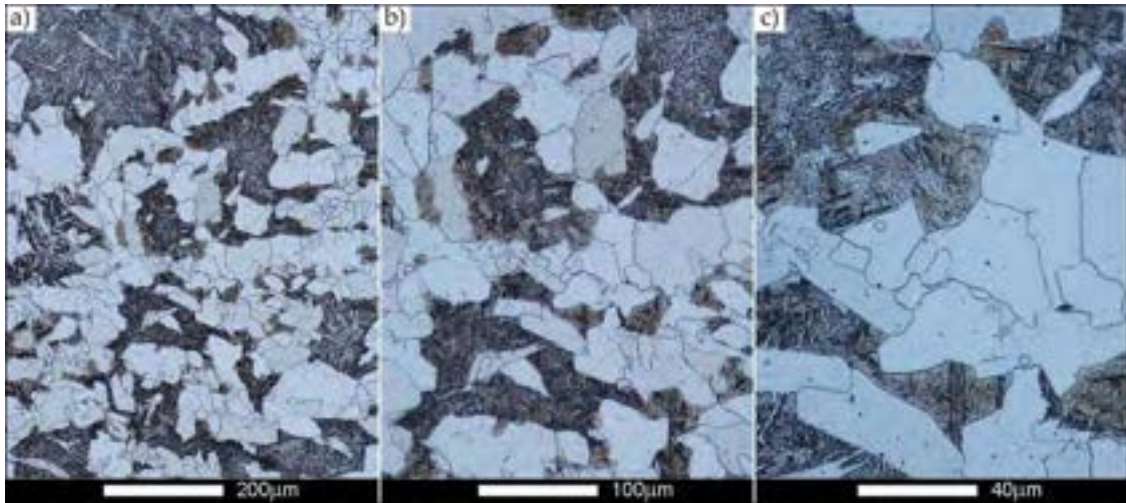
Rys. 80. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa MS1. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



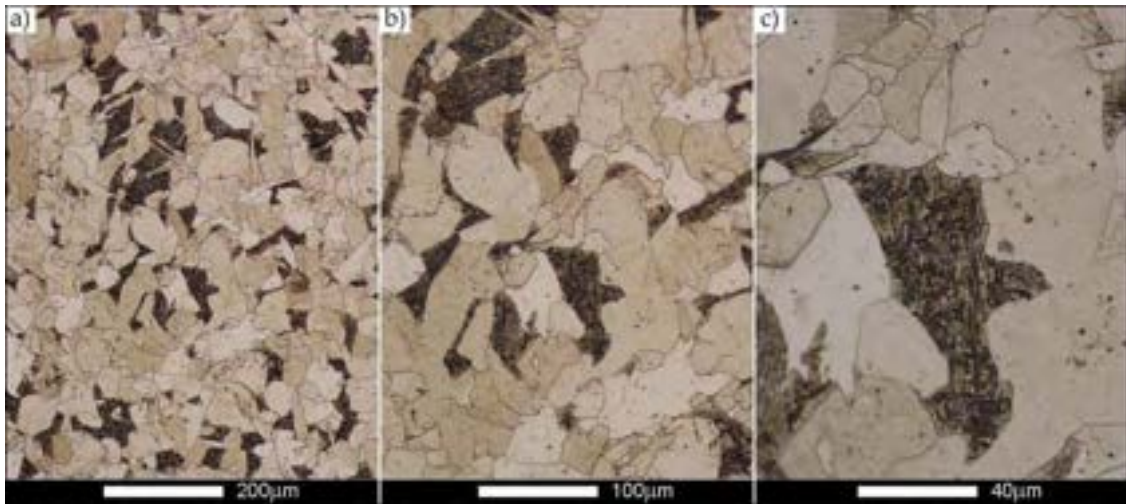
Rys. 81. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 900°C – strefa MS1. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



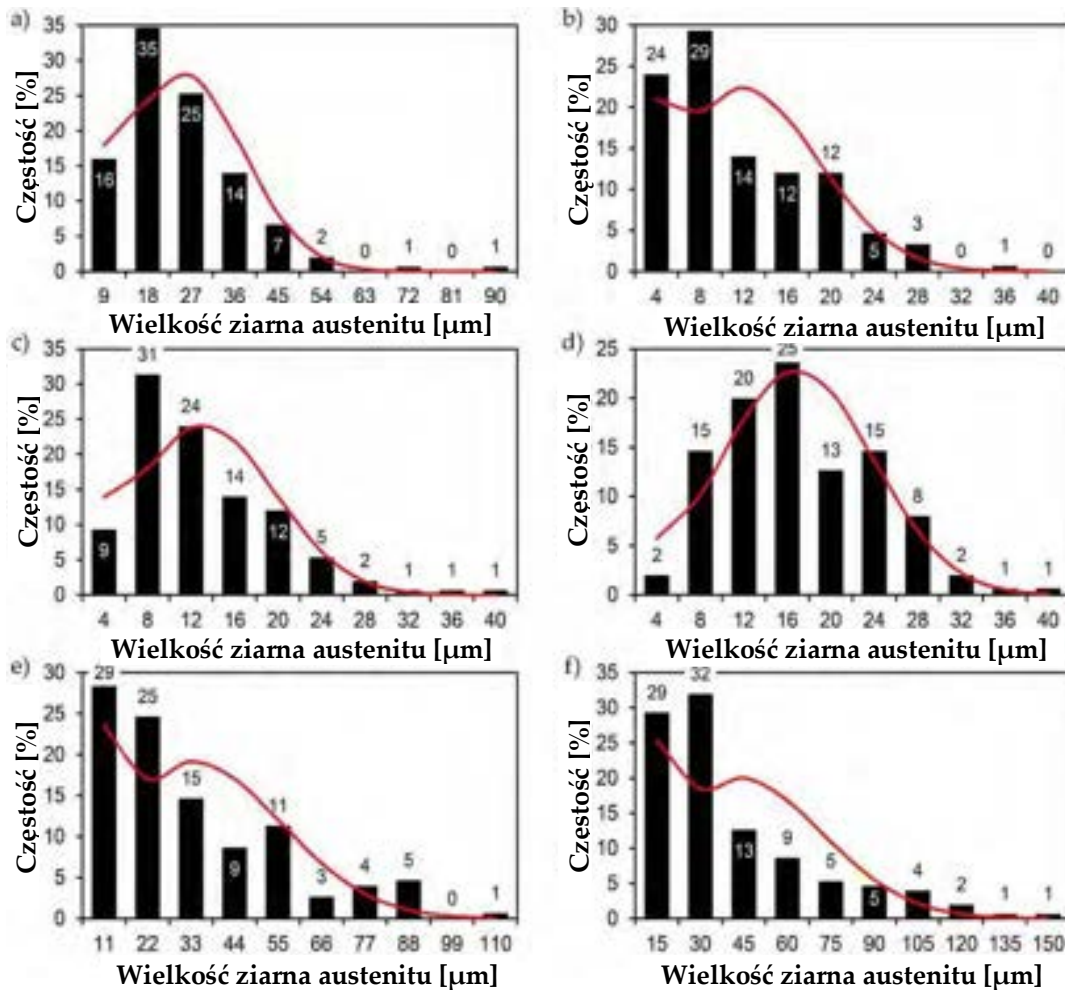
Rys. 82. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 1000°C – strefa MS1. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



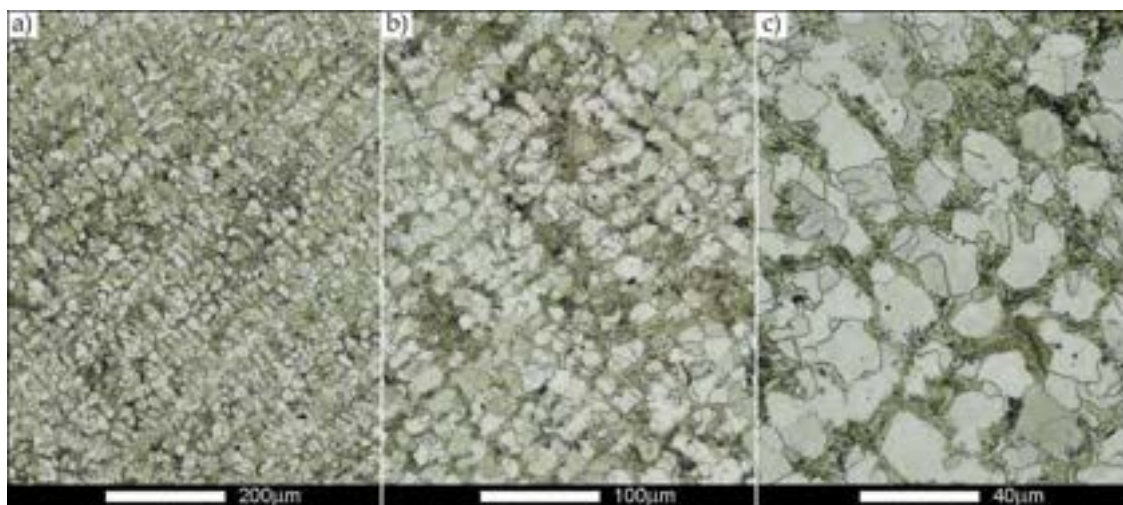
Rys. 83. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenityzowanego w temperaturze 1100°C – strefa MS1. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



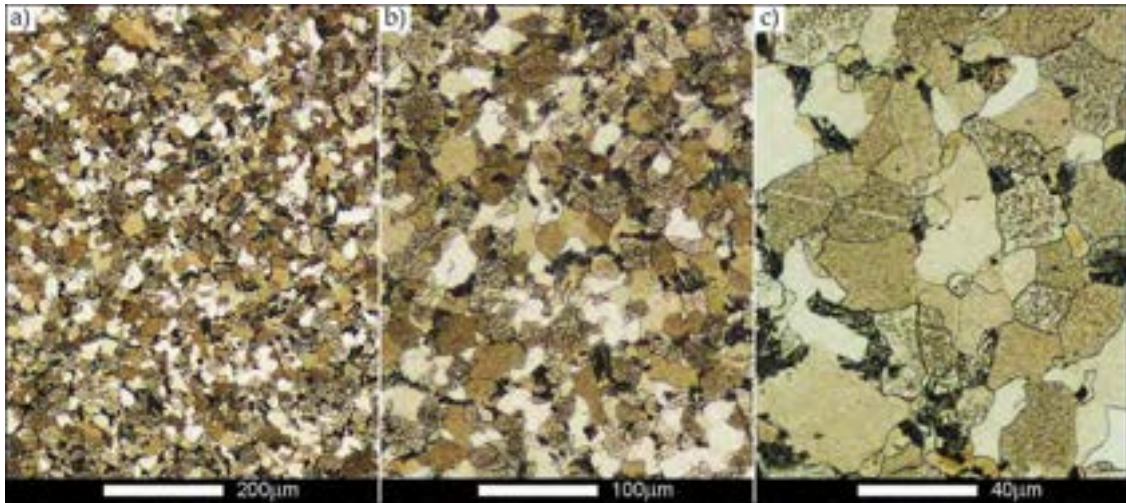
Rys. 84. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenityzowanego w temperaturze 1200°C – strefa MS1. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



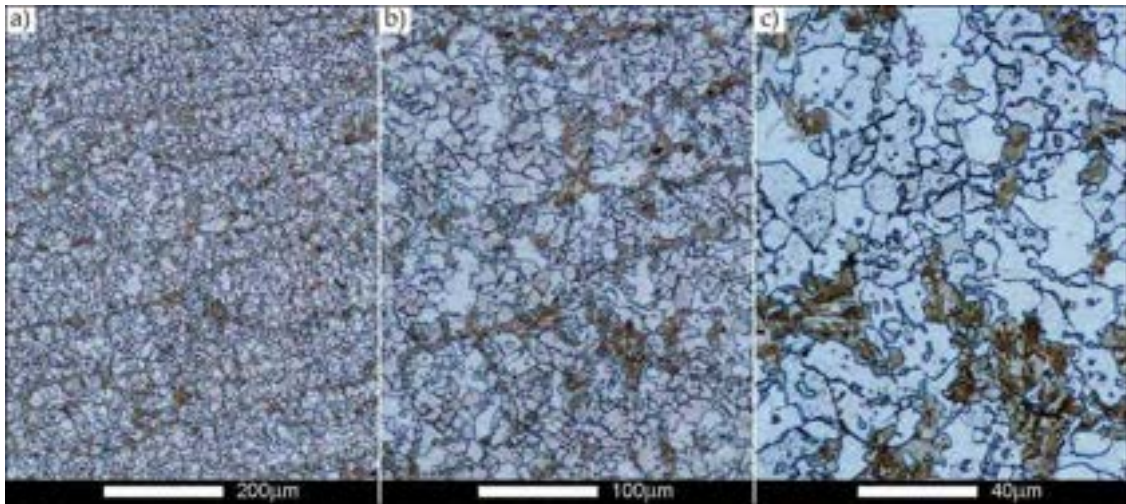
Rys. 85. Przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziaren byłego austenitu w strefie połączenia spawanego stali Hardox 450 oznaczonej jako MS1 na rys. 68: a) stan normalizowany; b) stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); c) po austenitzowaniu w temperaturze 900°C w czasie 60 minut; d) po austenitzowaniu w temperaturze 1000°C w czasie 60 minut; e) po austenitzowaniu w temperaturze 1100°C w czasie 120 minut; f) po austenitzowaniu w temperaturze 1200°C w czasie 120 minut.



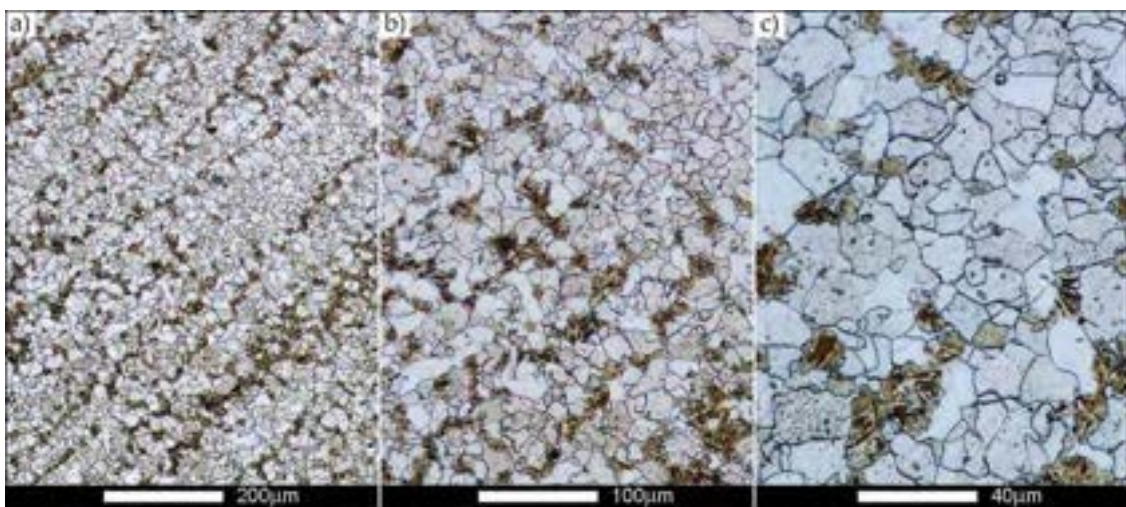
Rys. 86. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa MS2. a) 100 \times , b) 200 \times , c) 500 \times .



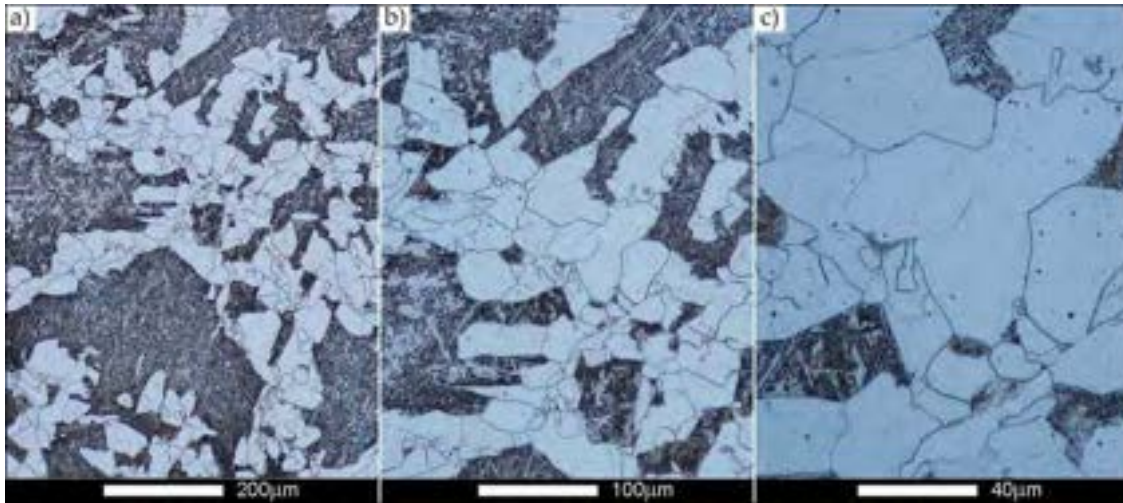
Rys. 87. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa MS2. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



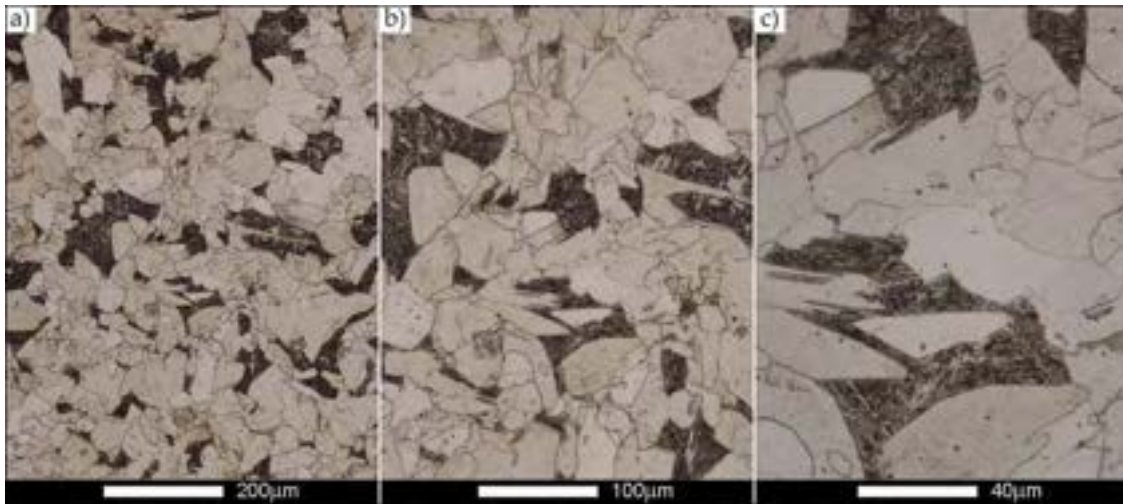
Rys. 88. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitowanego w temperaturze 900°C – strefa MS2. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



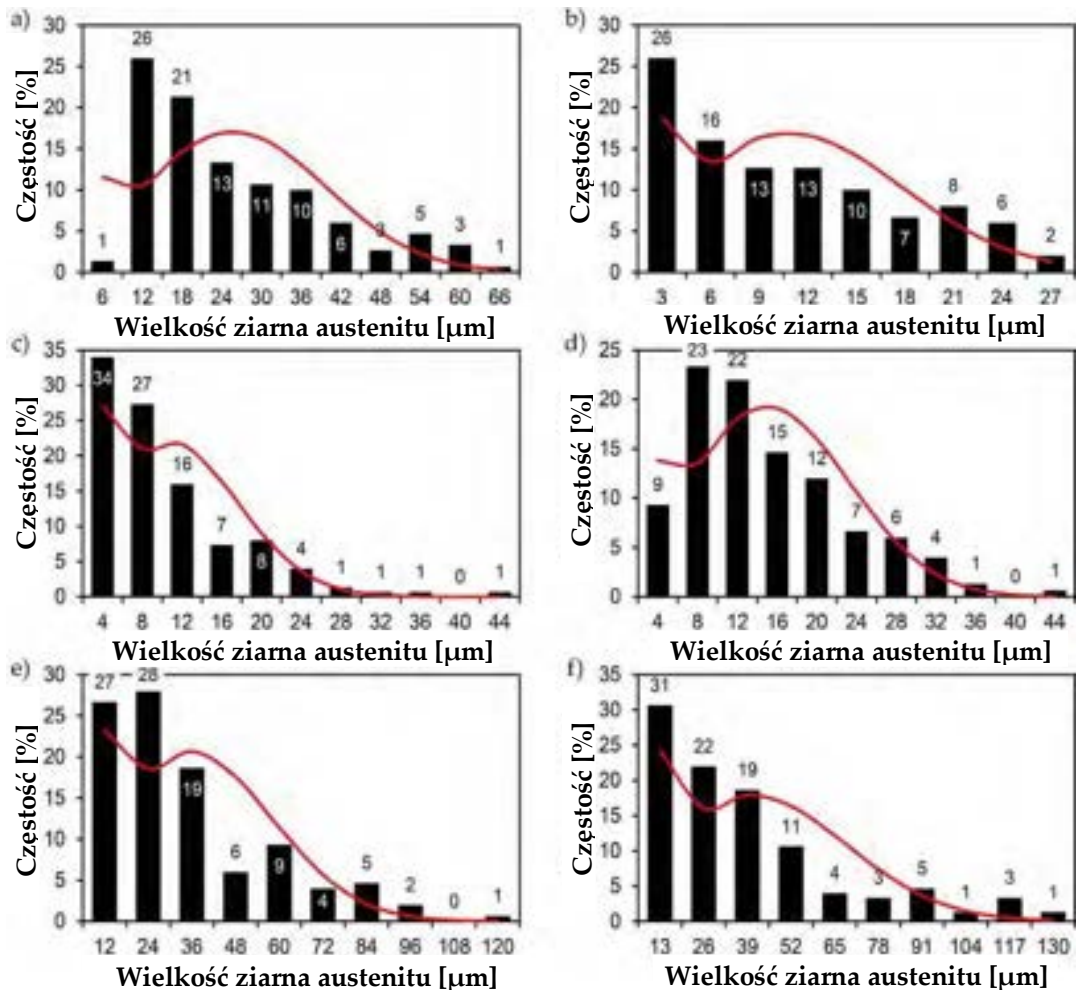
Rys. 89. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitowanego w temperaturze 1000°C – strefa MS2. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



Rys. 90. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenityzowanego w temperaturze 1100°C – strefa MS2. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



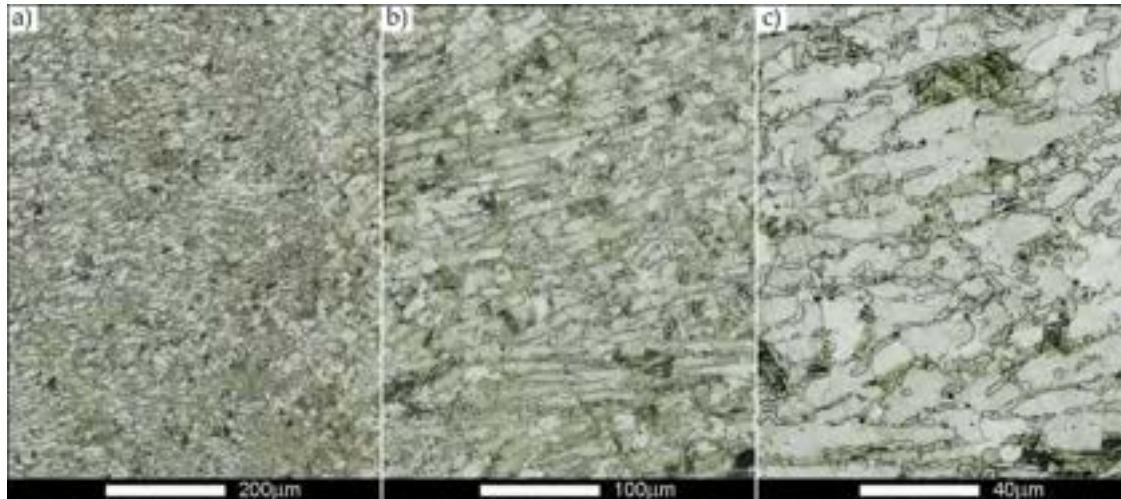
Rys. 91. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenityzowanego w temperaturze 1200°C – strefa MS2. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



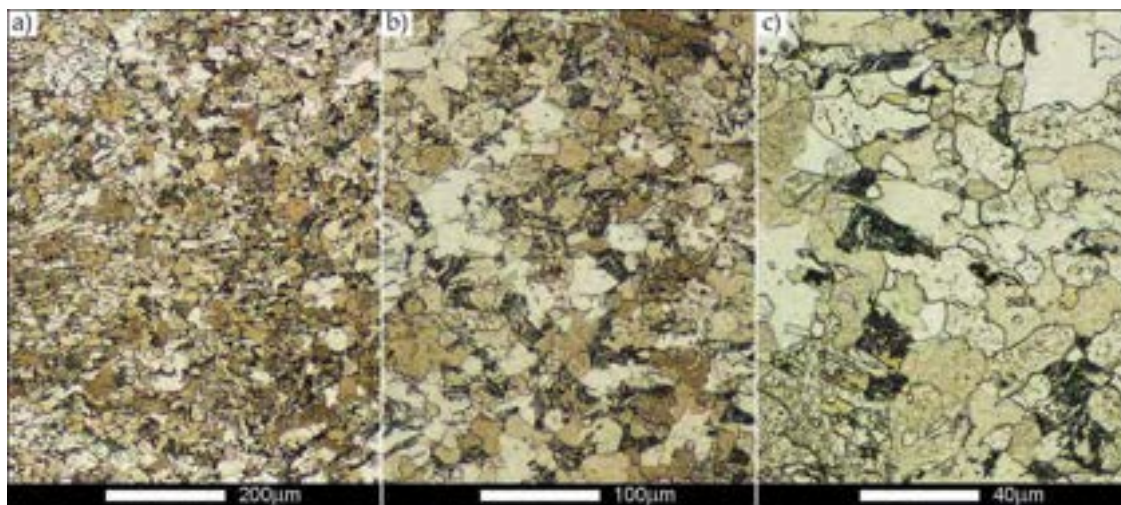
Rys. 92. Przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziaren byłego austenitu w strefie połączenia spawanego stali Hardox 450 oznaczonej jako MS2 na rys. 68: a) stan normalizowany; b) stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); c) po austenitzowaniu w temperaturze 900°C w czasie 60 minut; d) po austenitzowaniu w temperaturze 1000°C w czasie 60 minut; e) po austenitzowaniu w temperaturze 1100°C w czasie 120 minut; f) po austenitzowaniu w temperaturze 1200°C w czasie 120 minut.

W przypadku linii wtopienia poszczególnych warstw spoiny (strefa MS3 na rys. 68) można stwierdzić, iż w każdym rozpatrywanym przypadku charakteryzowała się ona najbardziej rozdrobioną strukturą. Niemniej jednak, ze względu na stosunkowo nieregularną budowę struktury, ocena wielkości ziarna w tej strefie generowała dość znaczne trudności interpretacyjne. Średni zarejestrowany rozmiar ziaren w tej strefie wynosi 6,8 μm dla stanu bezpośrednio po spawaniu, natomiast w przypadku austenitzowania w zakresie temperatur 900 – 1200°C jest to 9,6 – 33,1 μm (rys. 93–99 i 114d). Uszczegółowiając, austenitzowanie w temperaturze 900°C i 1000°C skutkuje w strefie MS3 porównywalnym do stref MS1 i MS2 średnim rozmiarem ziarna, wynoszącym odpowiednio 9,6 μm i 15,0 μm. Z drugiej strony, po austenitzowaniu w temperaturze 1100°C w dalszym ciągu obserwuje się lokalne rozdrobienie struktury – wyraźnie widoczne na rys. 97 – w której średni rozmiar ziarna ma wartość równą 18,3 μm, jednak największe ziarna pod względem wielkości przekraczają 80 μm, co wyraźnie wskazuje na tendencję do rozrostu (rys. 99e). Po obróbce cieplnej z temperatury 1200°C, średni rozmiar ziarna wynosi 33,1 μm, co stanowi wartość analogiczną do strefy MS2. Ponadto można wskazać, że lokalne rozdrobienie struktury w strefie MS3 przede wszystkim wynika z dużej wartości przechłodzenia podczas spawania (brak podgrzewania

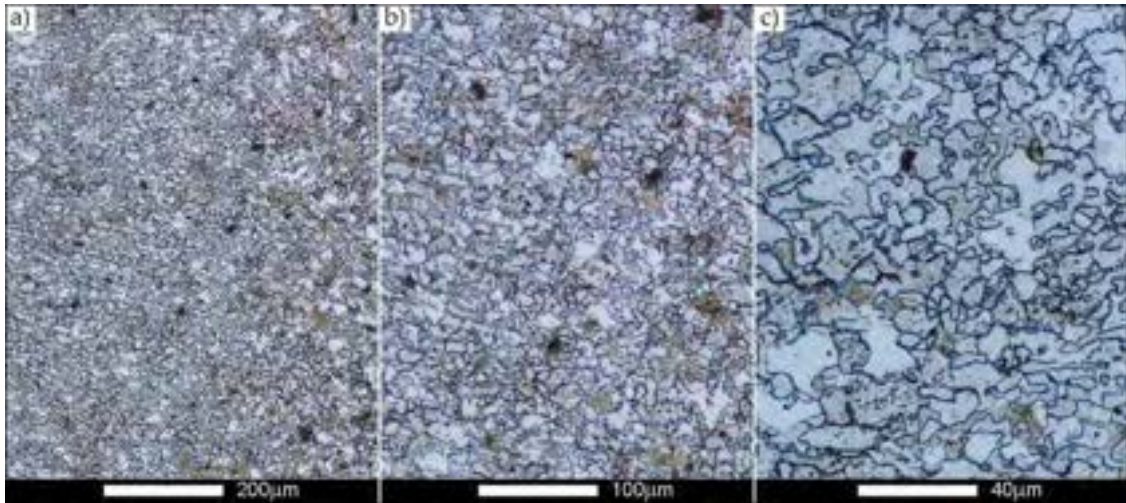
wstępnego i międzyoperacyjnego), skutkującego brakiem (lub ograniczoną) możliwością przekryształowania utworzonej struktury. Potwierdzeniem tego stwierdzenia są właściwości strukturalne strefy MS3 uzyskane w toku normalizowania, w wyniku którego średni rozmiar ziarna omawianej strefy wyniósł 17,6 μm – rys. 94 oraz słupek N na rys. 114d.



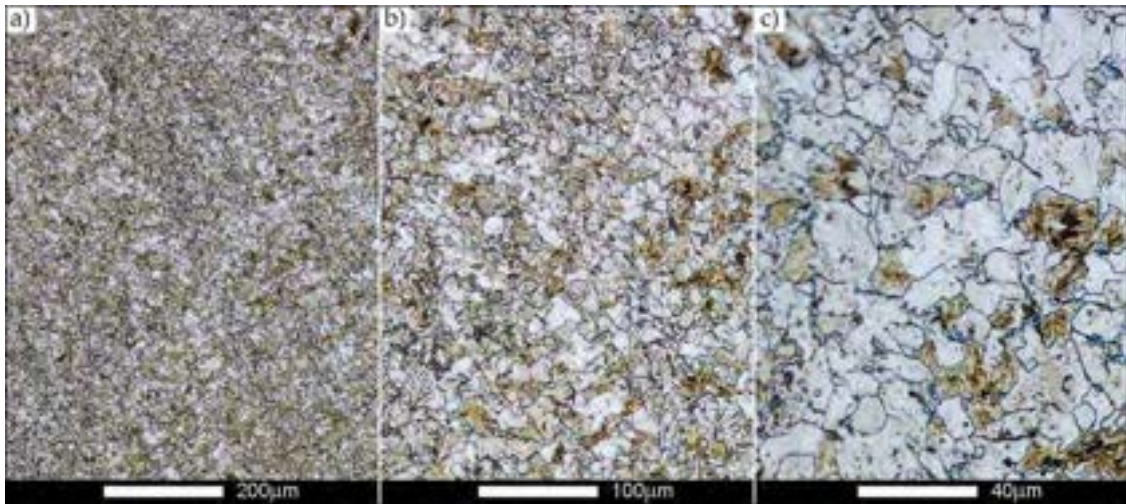
Rys. 93. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa MS3. a) 100 \times , b) 200 \times , c) 500 \times .



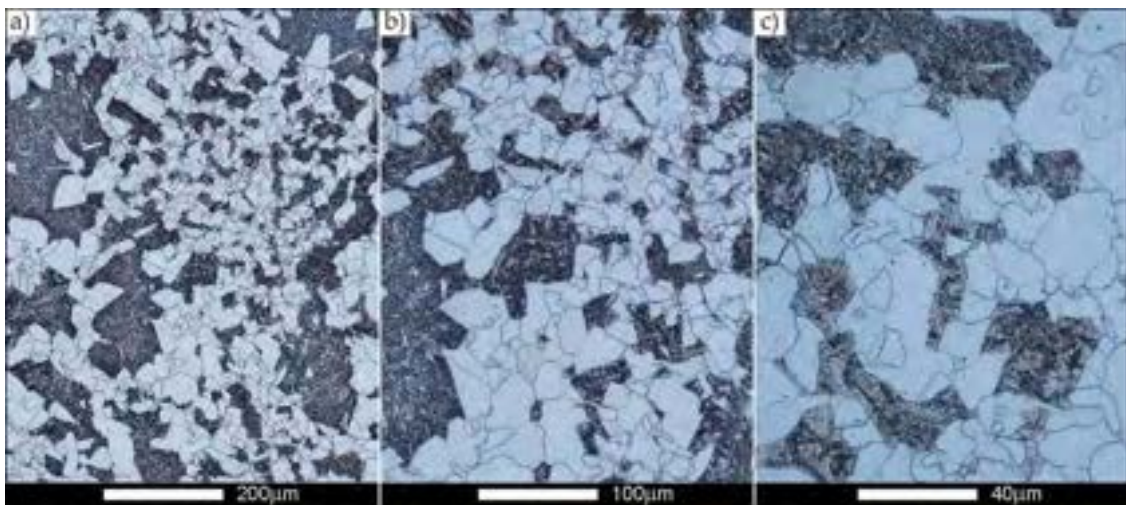
Rys. 94. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa MS3. a) 100 \times , b) 200 \times , c) 500 \times .



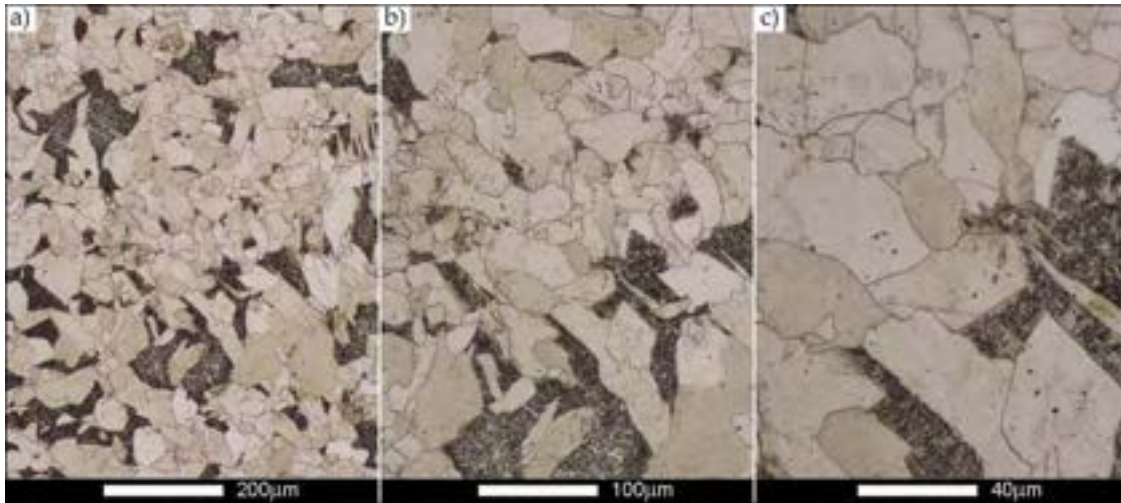
Rys. 95. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenityzowanego w temperaturze 900°C – strefa MS3. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



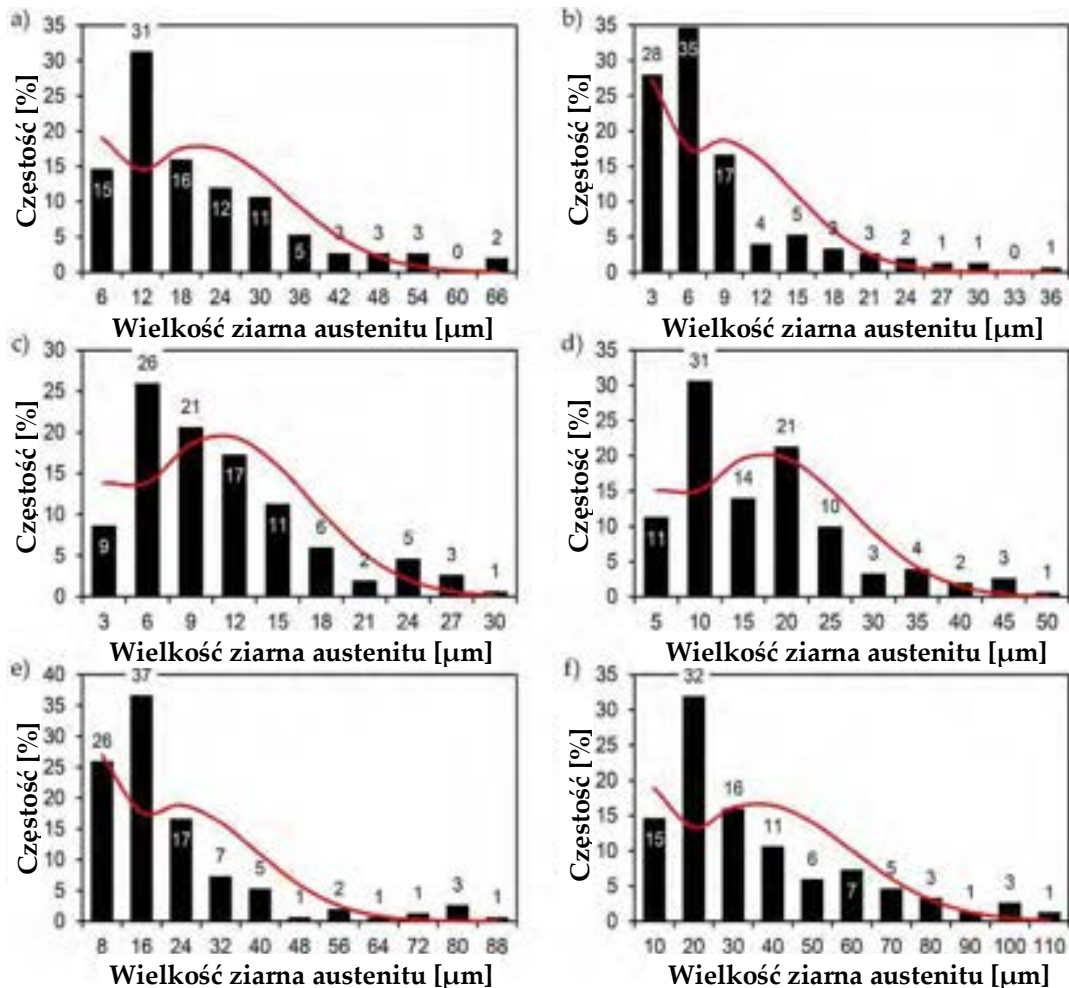
Rys. 96. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenityzowanego w temperaturze 1000°C – strefa MS3. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



Rys. 97. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenityzowanego w temperaturze 1100°C – strefa MS3. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



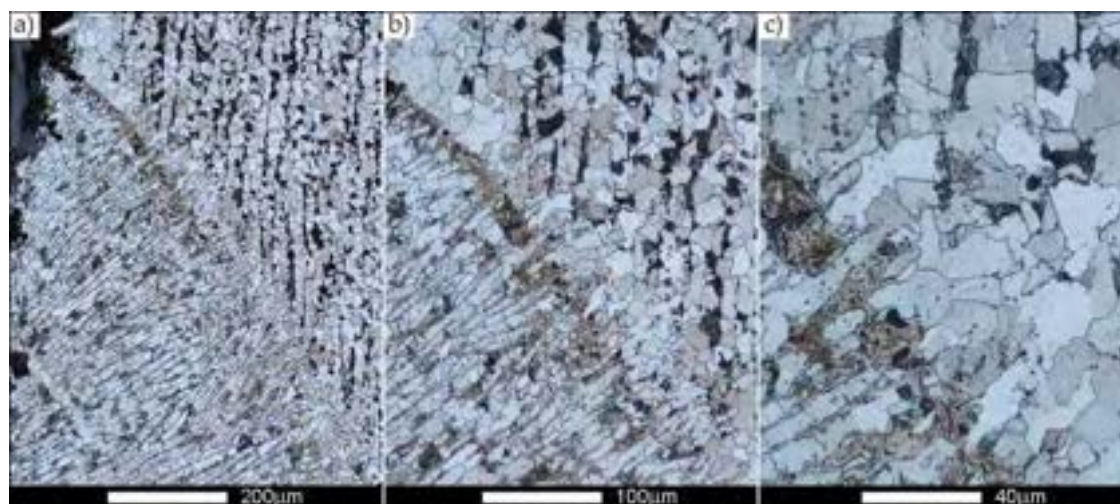
Rys. 98. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziarn byłego austenitu, austenityzowanego w temperaturze 1200°C – strefa MS3. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



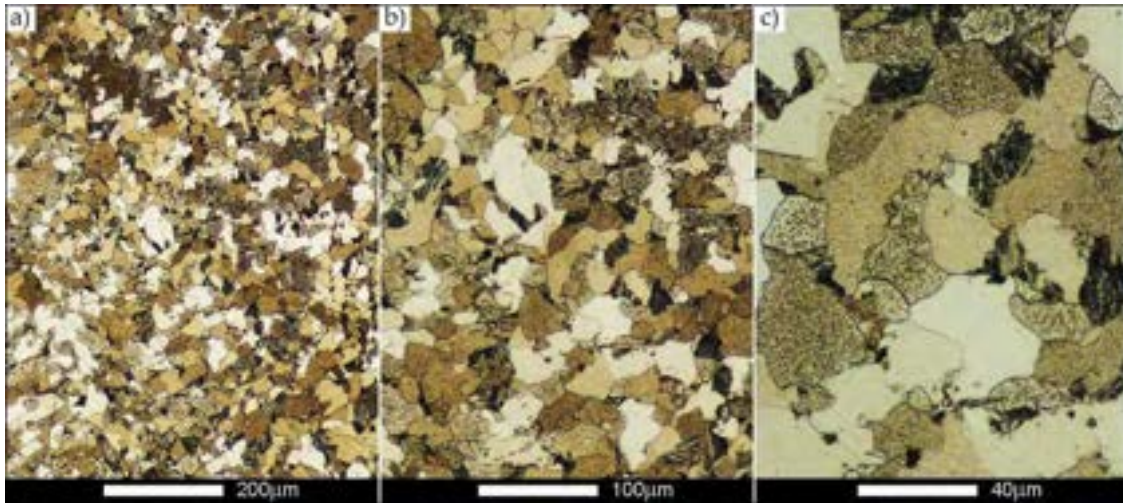
Rys. 99. Przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziarn byłego austenitu w strefie połączenia spawanego stali Hardox 450 oznaczonej jako MS3 na rys. 68: a) stan normalizowany; b) stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); c) po austenityzowaniu w temperaturze 900°C w czasie 60 minut; d) po austenityzowaniu w temperaturze 1000°C w czasie 60 minut; e) po austenityzowaniu w temperaturze 1100°C w czasie 120 minut; f) po austenityzowaniu w temperaturze 1200°C w czasie 120 minut.

6.3.2.3. BADANIA WIELKOŚCI ZIARNA BYŁEGO AUSTENITU W STREFIE LINII WTOPIENIA

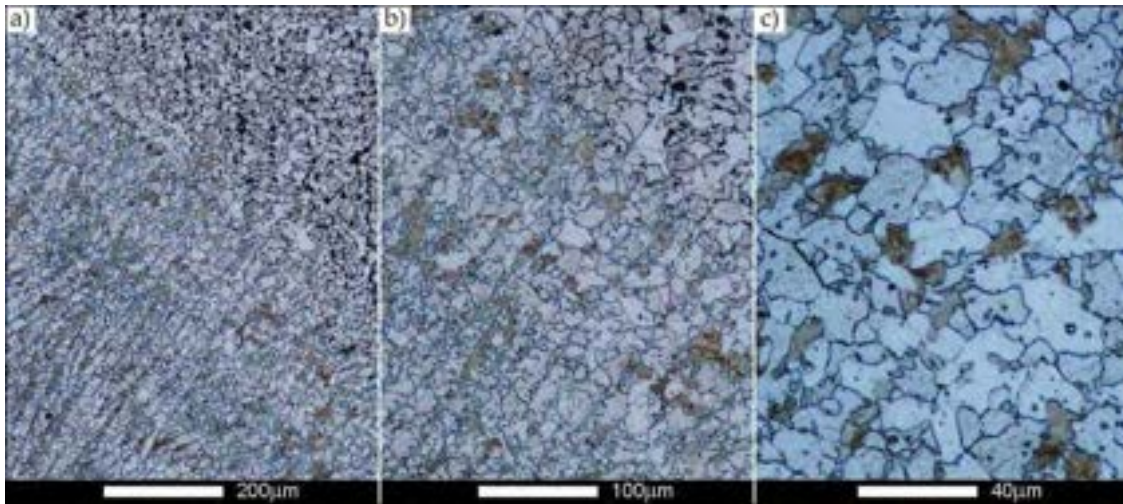
Na rys. 100–106 przedstawiono mikrofotografie ujawnionych granic ziaren byłego austenitu oraz ich zestawienie w formie przedziałów częstości w strefie LW (linia wtopienia) pokazanej na rys. 68. Krystalizacja przebiegająca w warunkach nierównowagi w obrębie linii wtopienia skutkuje dość zróżnicowaną wielkością ziarna. Obserwacje mikrostruktury wskazują, iż w omawianej strefie występują liczne ziarna o rozmiarze nieprzekraczającym $10\ \mu\text{m}$, a także o znacznie większym rozmiarze, tj. kilkudziesięciu mikrometrów. Niemniej jednak można użyć stwierdzenia, że średni rozmiar ziaren we wszystkich analizowanych przypadkach jest zbliżony do tego, który występuje w materiale stopiwa MS1 i MS2. W stanie bezpośrednio po spawaniu (rys. 100 i 114e), średnia wielkość ziarna byłego austenitu wynosi $9,2\ \mu\text{m}$. Podobnie jak w przypadku materiału stopiwa MS3, normalizowanie doprowadziło do przekształcenia struktury, wywołując ujednoczenie i zarazem wzrost ziaren do średniego rozmiaru $23,3\ \mu\text{m}$ (rys. 101 i 114e). Przeprowadzenie obróbki cieplnej, polegającej na austenitowaniu w temperaturze 900°C i 1000°C , wywołało niewielki przyrost wielkości ziarna w stosunku do stanu bezpośrednio po spawaniu, tj. odpowiednio $11,9\ \mu\text{m}$ (rys. 102 i 114e) i $12,8\ \mu\text{m}$ (rys. 103 i 114e), co w dalszym ciągu stanowi mniejsze wartości w odniesieniu do stanu normalizowanego. Taki stan rzeczy bezpośrednio wynika ze sposobu chłodzenia po procesie wygrzewania – obróbka izotermiczna, wywołująca częściową perlityzację mikrostruktury, a zatem w odniesieniu do składu chemicznego stali Hardox 450 i uzyskanego stopiwa stan zbliżony do dwukrotnego normalizowania. Bardziej znaczący wzrost rozmiaru ziaren byłego austenitu obserwuje się dopiero dla materiału poddanego wygrzewaniu w temperaturze 1100°C i 1200°C . W przytoczonych temperaturach, średnie wielkości ziaren wynoszą odpowiednio $20,8\ \mu\text{m}$ (rys. 104 i 114e) i $29,0\ \mu\text{m}$ (rys. 105 i 114e), przy czym warto zauważyć, iż w najwyższej zastosowanej temperaturze wyraźnie obserwuje się przyrost udziału ziaren o wymiarach znacznie przekraczających $60\ \mu\text{m}$ (rys. 106f).



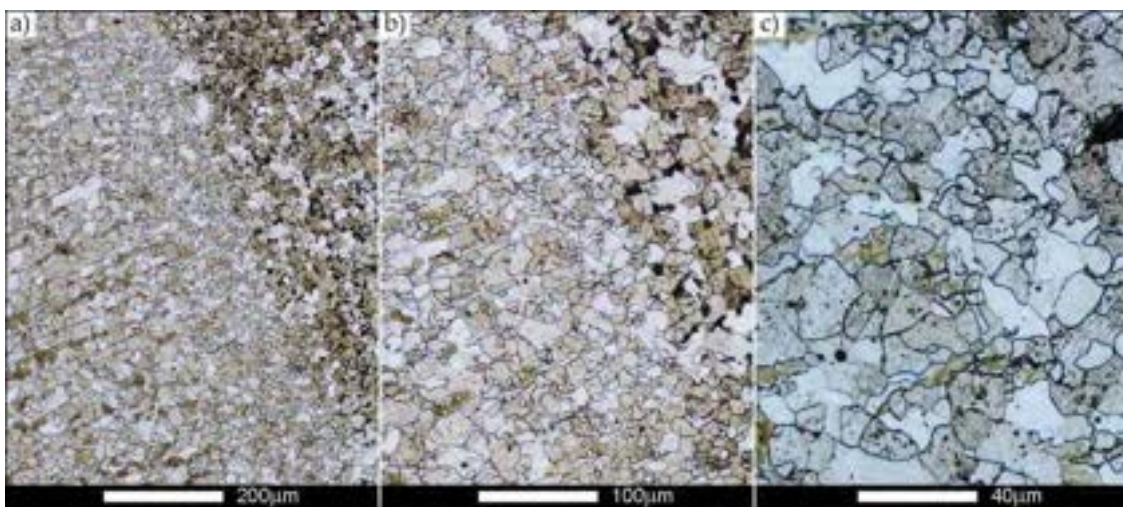
Rys. 100. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa linii wtopienia LW pokazana na rys. 68b. a) $100\times$, b) $200\times$, c) $500\times$.



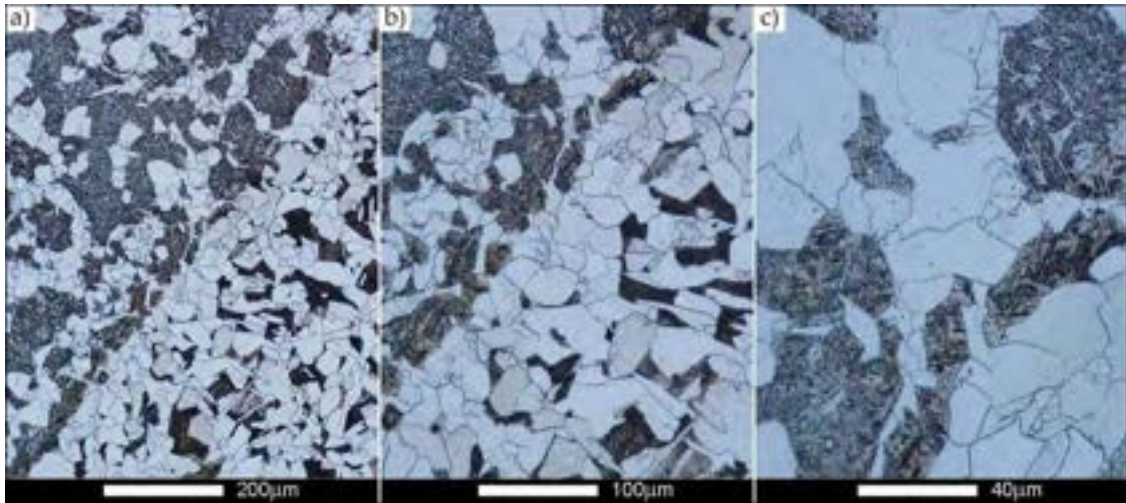
Rys. 101. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa LW; a) 100×, b) 200×, c) 500×.



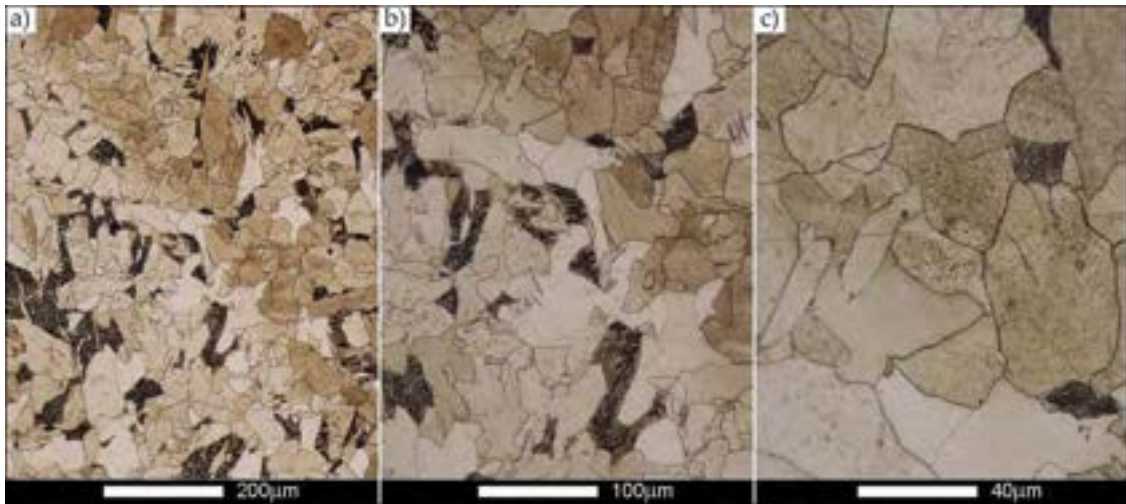
Rys. 102. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitowanego w temperaturze 900°C – strefa LW. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



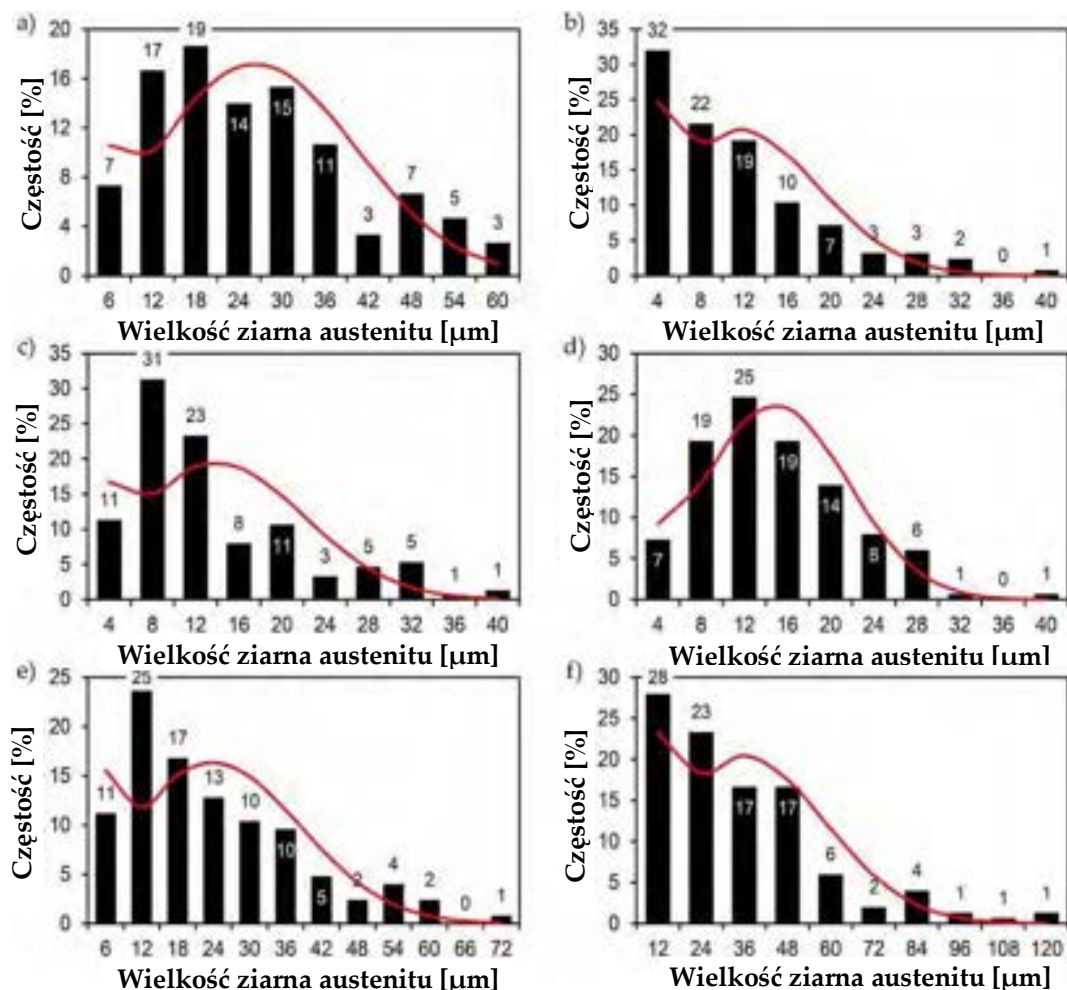
Rys. 103. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitowanego w temperaturze 1000°C – strefa LW. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



Rys. 104. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenityzowanego w temperaturze 1100°C – strefa LW. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



Rys. 105. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenityzowanego w temperaturze 1200°C – strefa LW. a) 100×, b) 200×, c) 500×.

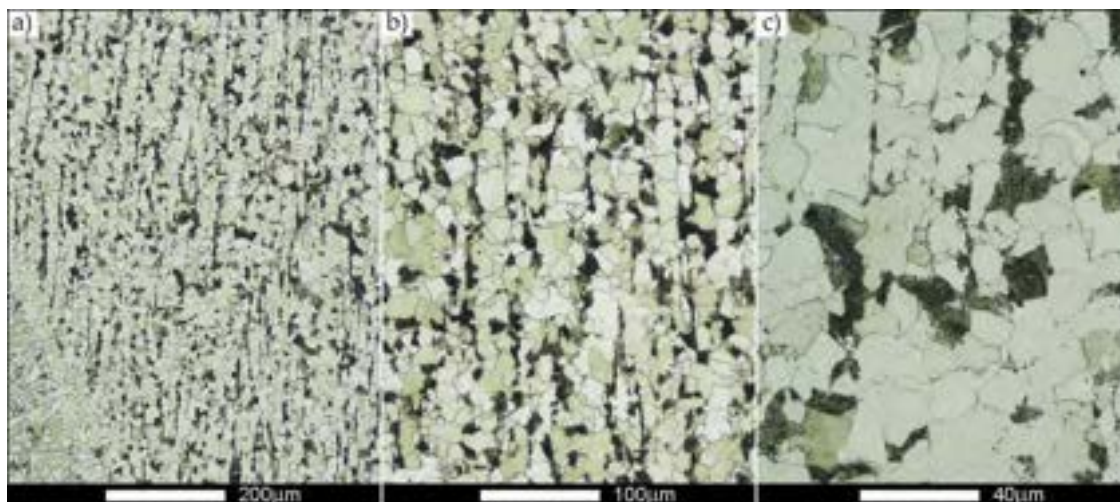


Rys. 106. Przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziaren byłego austenitu w strefie połączenia spawanego stali Hardox 450 oznaczonej jako LW na rys. 68: a) stan normalizowany; b) stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); c) po austenityzowaniu w temperaturze 900°C w czasie 60 minut; d) po austenityzowaniu w temperaturze 1000°C w czasie 60 minut; e) po austenityzowaniu w temperaturze 1100°C w czasie 120 minut; f) po austenityzowaniu w temperaturze 1200°C w czasie 120 minut.

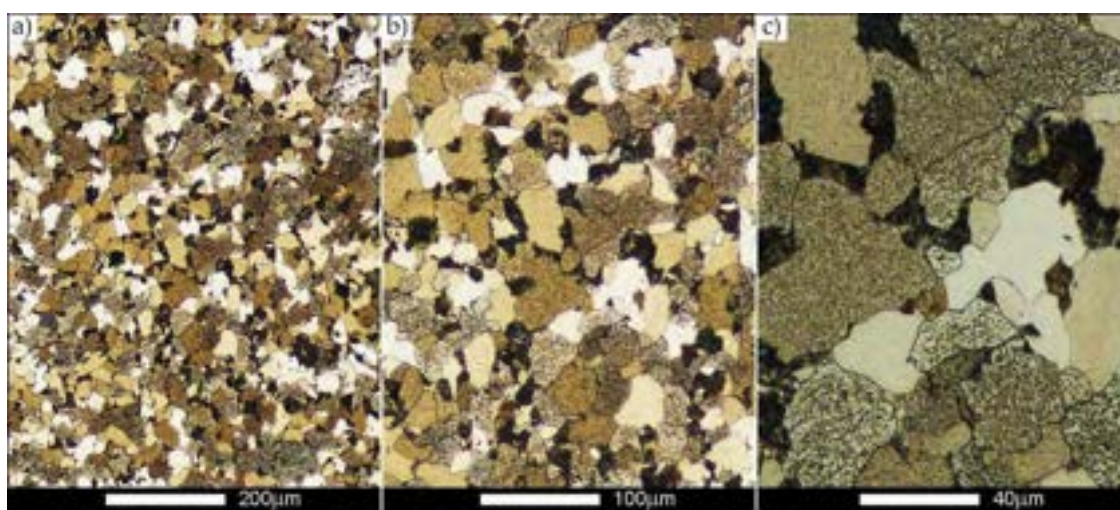
6.3.2.4. BADANIA WIELKOŚCI ZIARNA BYŁEGO AUSTENITU W STREFIE WPLYWU CIEPŁA

Ostatnim poddanym analizie obszarem połączenia spawanego stali Hardox 450 jest strefa wpływu ciepła, oznaczona jako SG na rys. 68 (rys. 107–113). W stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) zarejestrowany średni rozmiar ziarna wynosi 15,4 μm (rys. 107 i 114f), który bardzo dobrze koresponduje z wielkością ziarna materiału rodzimego, wynoszącą 15,7 μm (słupek D na rys. 114a). W omawianym przypadku, także krzywa dzwonowa rozkładu normalnego osiąga swoje maksimum w przedziale 16 – 20 μm (rys. 113b). W pozostałych rozpatrywanych przypadkach, tj. po wyżarzeniu normalizującym oraz po austenityzowaniu w temperaturach z zakresu 900 – 1200°C, zachowanie się połączenia spawanego było także analogiczne jak materiału rodzimego Hardox 450. W stanie normalizowanym średni rozmiar ziarna jest równy 25,2 μm (rys. 108 oraz słupek N na rys. 114f), a krzywa rozkładu normalnego osiąga maksimum w przedziale 24 – 30 μm (rys. 113a). Podobne wyniki uzyskano w materiale poddanym austenityzowaniu w 900°C i 1000°C, gdzie średni rozmiar ziarna wynosi odpowiednio 20,7 μm (rys. 109, 114f) oraz 21,2 μm (rys. 110, 114f). Zachowanie się strefy wpływu

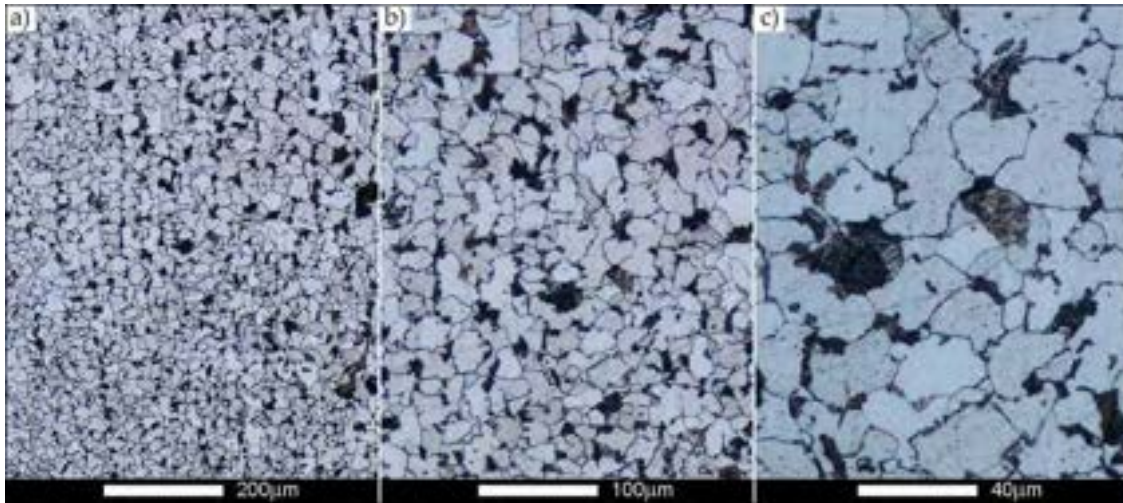
ciepła badanego połączenia spawanego w najwyższych temperaturach obróbki cieplnej jest także bardzo zbliżone do zachowania się materiału rodzimego. W tym przypadku, austenitowanie w temperaturze 1100°C skutkowało uzyskaniem średniego rozmiaru ziarna na poziomie 27,3 μm (rys. 111, 114f), natomiast temperatura 1200°C wywołała wzrost wielkości ziaren do 39,7 μm (rys. 112, 114f).



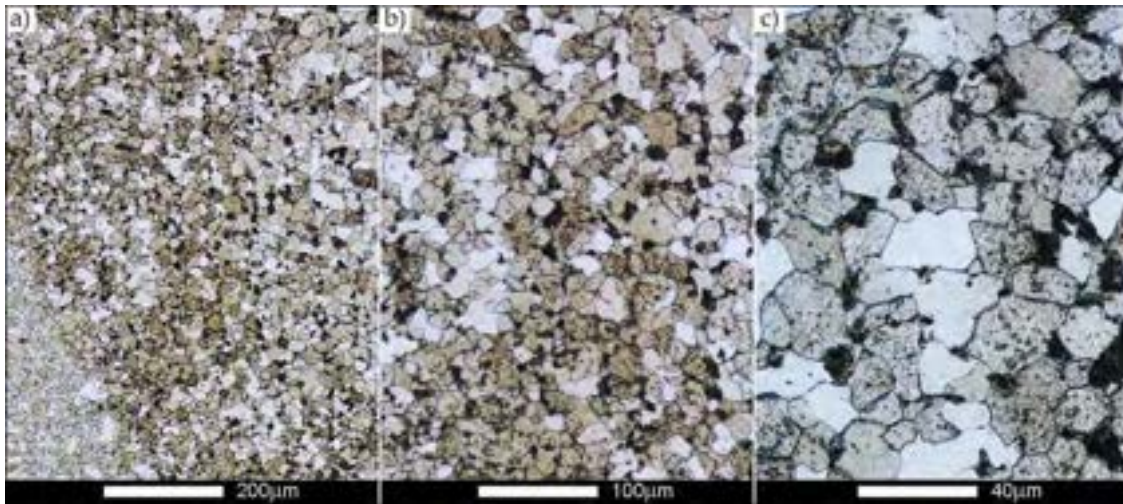
Rys. 107. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – gruboziarnisty obszar strefy wpływu ciepła SG. a) 100 \times , b) 200 \times , c) 500 \times .



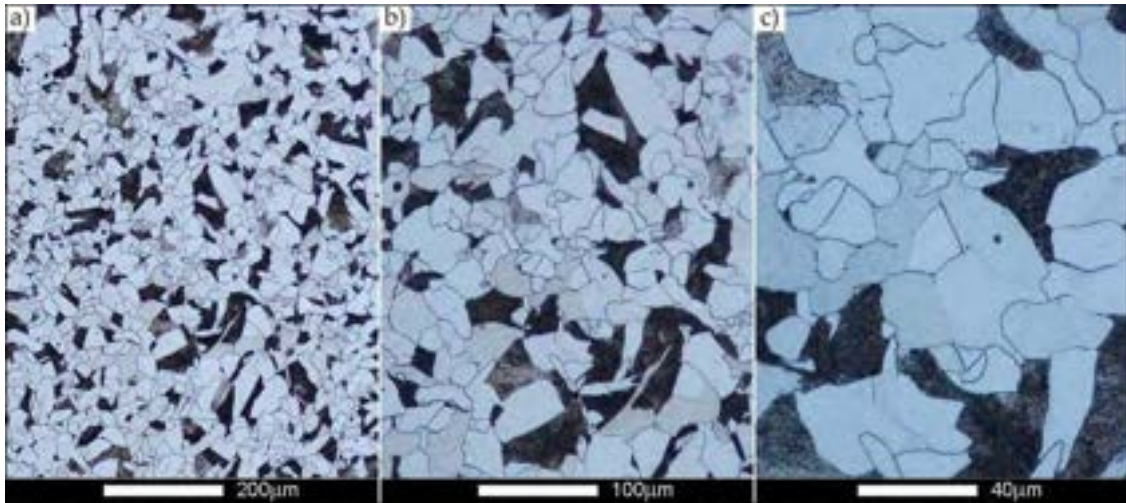
Rys. 108. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – gruboziarnisty obszar strefy wpływu ciepła SG. a) 100 \times , b) 200 \times , c) 500 \times .



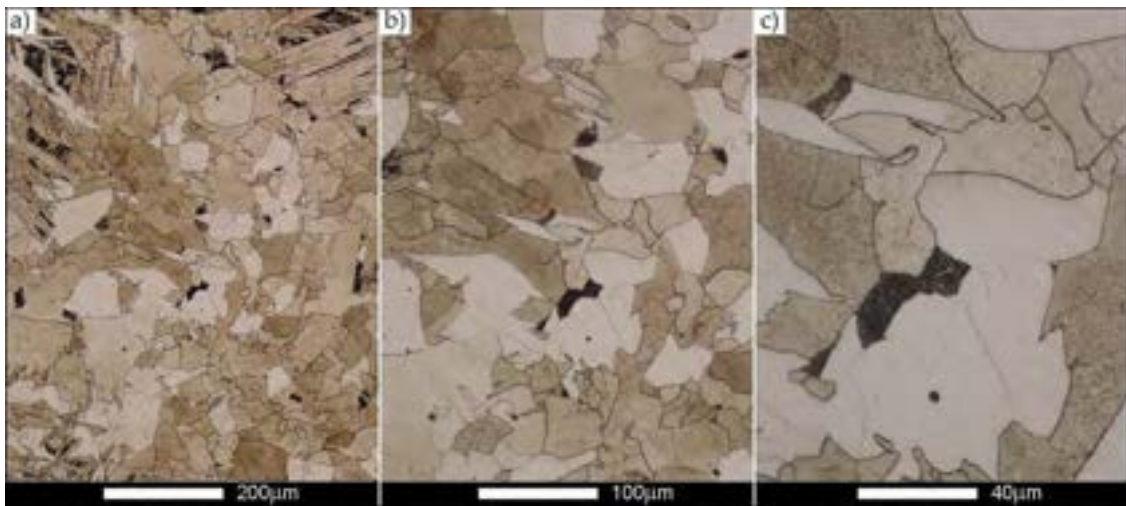
Rys. 109. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenityzowanego w temperaturze 900°C – gruboziarnisty obszar strefy wpływu ciepła SG.
a) 100×, b) 200×, c) 500×.



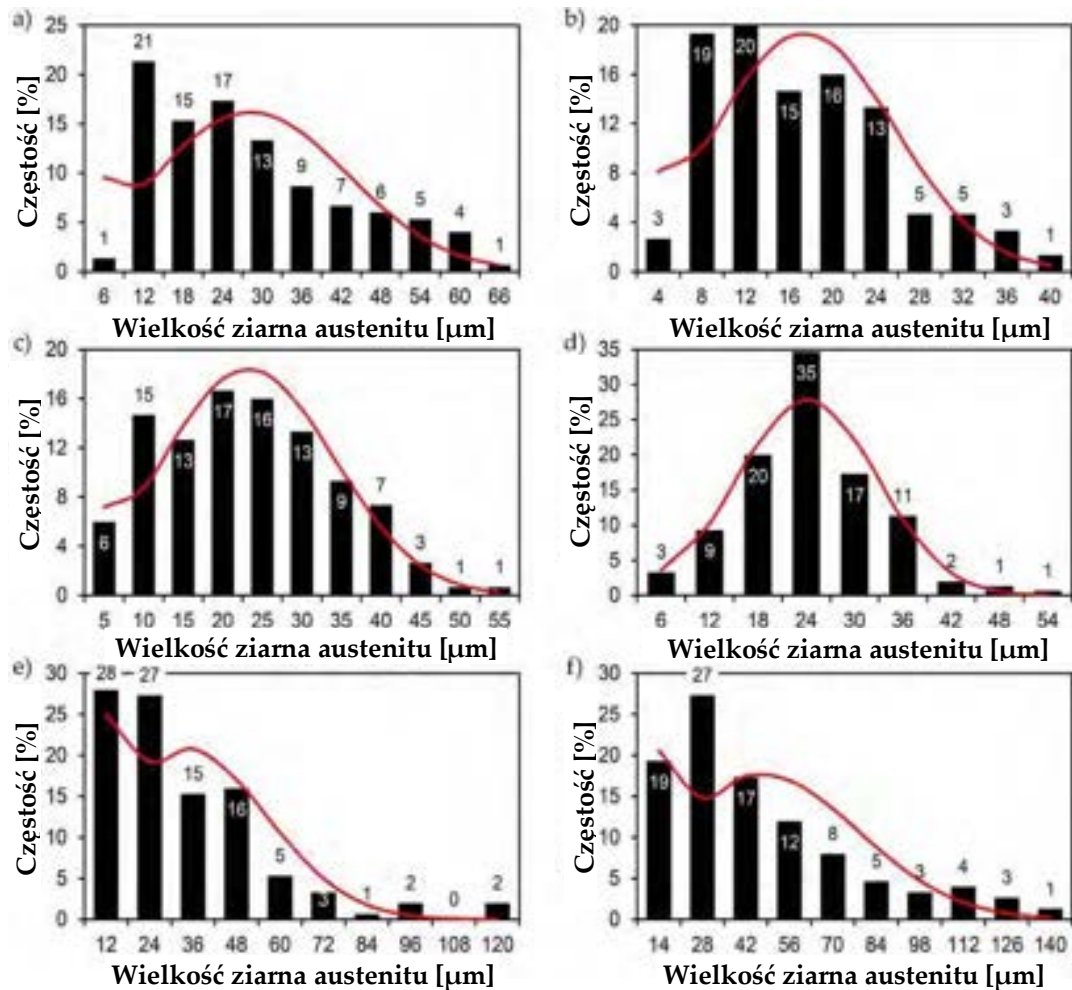
Rys. 110. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenityzowanego w temperaturze 1000°C – gruboziarnisty obszar strefy wpływu ciepła SG.
a) 100×, b) 200×, c) 500×.



Rys. 111. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 1100°C – gruboziarnisty obszar strefy wpływu ciepła SG.
a) 100×, b) 200×, c) 500×.



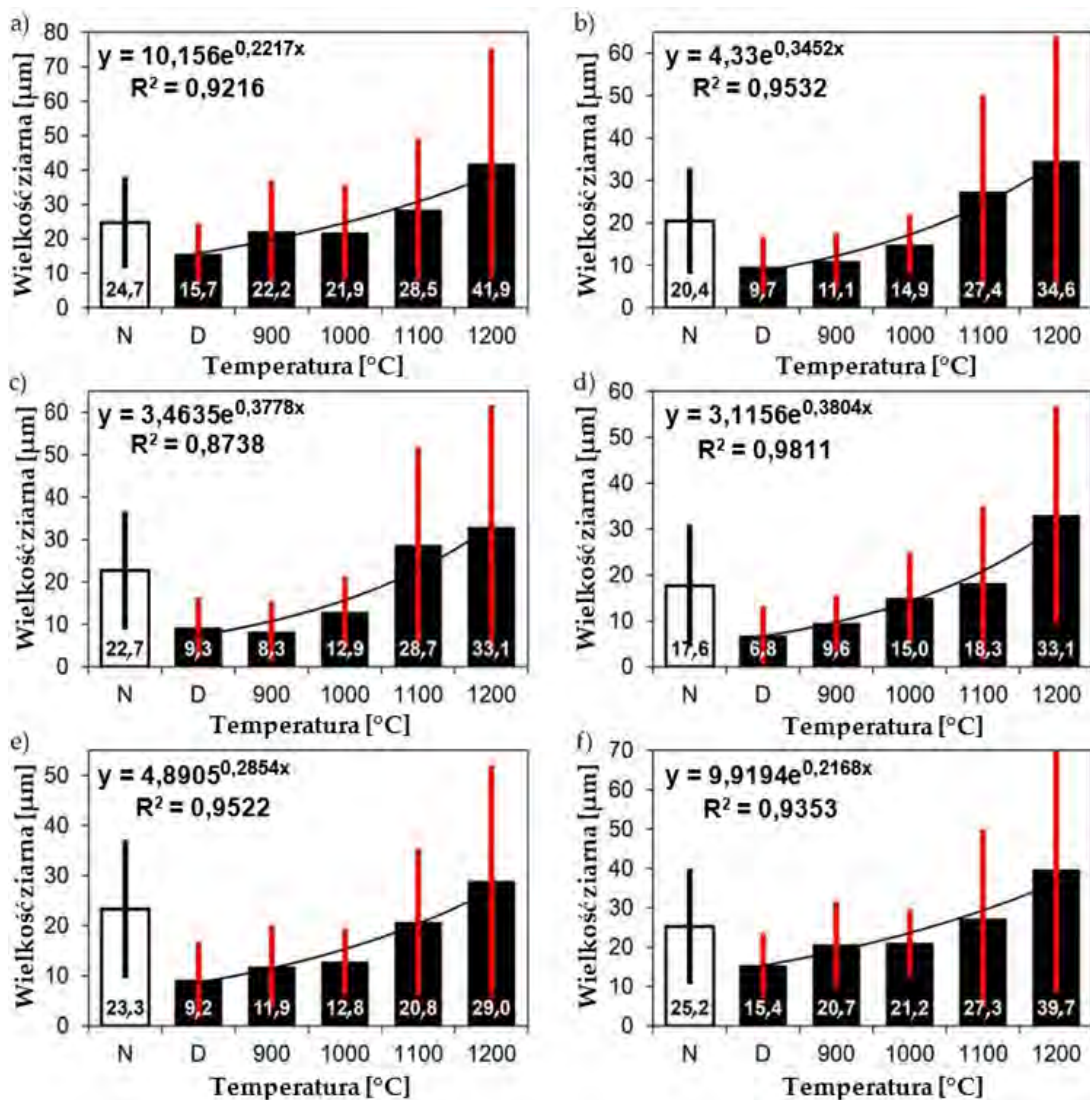
Rys. 112. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 1200°C – gruboziarnisty obszar strefy wpływu ciepła SG.
a) 100×, b) 200×, c) 500×.



Rys. 113. Przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziaren byłego austenitu w strefie połączenia spawanego stali Hardox 450 oznaczonej jako SG na rys. 68: a) stan normalizowany; b) stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); c) po austenitzowaniu w temperaturze 900°C w czasie 60 minut; d) po austenitzowaniu w temperaturze 1000°C w czasie 60 minut; e) po austenitzowaniu w temperaturze 1100°C w czasie 120 minut; f) po austenitzowaniu w temperaturze 1200°C w czasie 120 minut.

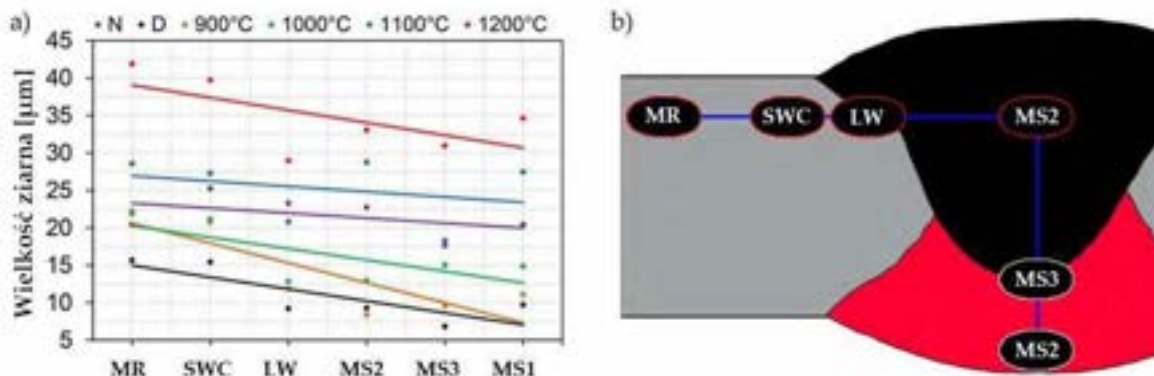
6.3.2.5. PODSUMOWANIE WYNIKÓW BADAŃ WIELKOŚCI ZIARNA BYŁEGO AUSTENITU W POSZCZEGÓLNYCH STREFACH POŁĄCZENIA SPAWANEGO STALI HARDOX 450

Podsumowując uzyskane rezultaty analizy wielkości ziarna byłego austenitu w poszczególnych strefach połączenia spawanego stali Hardox 450 można stwierdzić, że w stanie bezpośrednio po spawaniu, materiał rodzimy charakteryzuje się średnim rozmiarem ziarna byłego austenitu wynoszącym $15,7 \mu\text{m}$ (rys. 114a). Przeprowadzenie zabiegów hartowania z temperatur w zakresie $900 - 1000^\circ\text{C}$ nie wywołało w tym przypadku znaczących zmian wielkości ziarna, którego rozmiar można określić w przybliżeniu na $22 \mu\text{m}$. Dopiero hartowanie z wyższych temperatur, tj. 1100°C i 1200°C powoduje gwałtowny wzrost średniej wielkości ziarna, odpowiednio do $28,2 \mu\text{m}$ i $41,9 \mu\text{m}$. Podobną zależność można przypisać względem pozostałych charakterystycznych stref złącza spawanego. Materiał stopiwa, oznaczany jako MS1 i MS2, charakteryzuje się najdrobniejszym i jednocześnie nieregularnym rozmiarem ziarna byłego austenitu (rys. 114b-d). Najliczniejsze są ziarna o wielkości mniejszej niż $10 \mu\text{m}$, a średni ich rozmiar jest równy $9,7 \mu\text{m}$ (MS1) i $9,3 \mu\text{m}$ (MS2). W wyniku przeprowadzenia procesów hartowania z zakresu temperatury 1200°C , obserwuje się przyrost średniej wielkości ziarna od do $34,6 \mu\text{m}$ dla MS1 i $33,1 \mu\text{m}$ dla MS2. Należy jednak zaznaczyć, że uzyskane wartości są nieco mniejsze od analogicznych wartości w materiale rodzimym. Linia wtopienia pomiędzy poszczególnymi warstwami spoiny (oznaczana jako MS3), charakteryzuje się nieregularnym rozrostem ziarna, będącym efektem ograniczonej możliwości przekrystalizowania. Uzyskane wartości są albo mniejsze od tych otrzymanych w sąsiednich strefach MS1 i MS2, albo do nich zbliżone. Natomiast najbardziej newralgiczna z punktu widzenia właściwości udarnościovych strefa linii wtopienia, oznaczona jako LW, charakteryzuje się znacznym zróżnicowaniem wielkości ziarna ze średnią wartością zbliżoną do uzyskanej w materiale stopiwa (MS1 i MS2) (rys. 114e). Taki stan rzeczy w tej strefie obserwuje się we wszystkich analizowanych przypadkach temperatur austenitowania. W przypadku strefy wpływu ciepła, średni rozmiar ziarna, zarówno w stanie bezpośrednio po spawaniu, jak i hartowanym z zakresu temperatur $900 - 1200^\circ\text{C}$, koresponduje z analogicznymi wartościami w materiale rodzimym, co świadczy o braku tendencji do rozrostu ziarna w tym obszarze w wyniku oddziaływania podwyższonej temperatury (rys. 114f).



Rys. 114. Zestawienie średnich wielkości ziaren byłego austenitu w funkcji temperatury dla poszczególnych stref połączenia spawanego stali Hardox 450 pokazanych na rys. 68: a) strefa materiału rodzimego – MR; b) strefa materiału spoiny – MS1; c) strefa materiału spoiny – MS2; d) strefa materiału spoiny – MS3; e) linia wtopienia – LW; f) strefa wpływu ciepła – SG, N – stan normalizowany, D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu).

Rys. 115a przedstawia zmiany wielkości średniego rozmiaru ziarna w funkcji analizowanych stref, przebiegających wzdłuż linii pokazanej na rys. 115. Linia trendu wskazuje na stały spadek średniej wielkości ziarna kolejno od stref materiału rodzimego i strefy wpływu ciepła, linii wtopienia i materiału spoiny MS2, MS3, MS1. Pokazane są w ten sposób wyraźne różnice między sposobem rozrostu ziarna w materiale rodzimym i spoiny, który charakteryzuje się mniejszym średnim rozmiarem ziarna i wyżej położonym punktem gwałtownego rozrostu ziarna.



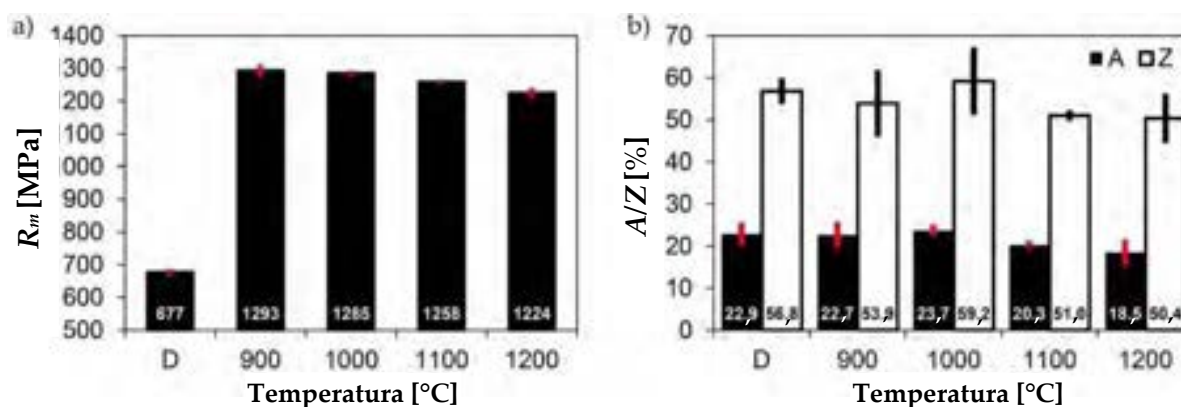
Rys. 115. Zmiana średniej wielkości ziarna byłego austenitu dla różnych temperatur austenitowania (a), wyznaczona w charakterystycznych strefach połączenia spawanego stali Hardox 450, przebiegających wzdłuż linii schematycznie pokazanej na rys. 115b. N – stan normalizowany, D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), MR – materiał rodzimy, SWC – strefa wpływu ciepła (gruboziarnistego ziarna), LW – linia wtopienia, MS – strefy materiału stopiwa.

6.3.3. BADANIA WYTRZYMAŁOŚCI NA ROZCIĄGANIE R_m I UDARNOŚCI POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450 W RÓŻNYCH WARIANTACH OBRÓBKI CIEPLNEJ

Wyniki przeprowadzonych badań wytrzymałościowych i udarnościowych połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) oraz po przeprowadzonych zabiegach obróbki cieplnej, mających na celu wywołanie w charakterystycznych strefach badanego materiału zjawiska rozrostu ziarna austenitu, zostały przedstawione w formie graficznej na rys. 116–117.

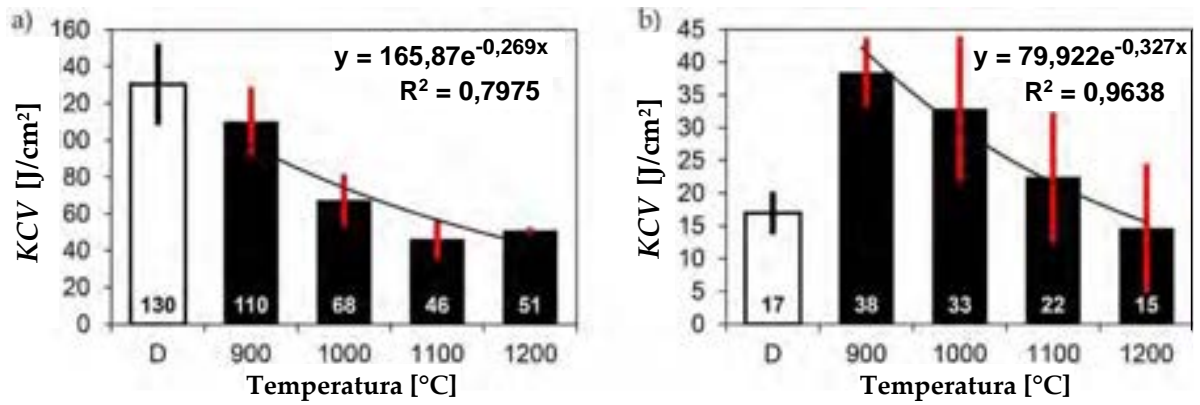
W stanie bezpośrednio po spawaniu, połączenie spawane charakteryzuje się – relatywnie do materiału rodzimego w stanie hutniczym – dość niskim wskaźnikiem statycznej wytrzymałości. Uzyskana średnia wartość $R_m = 677$ MPa (oznaczenie D na rys. 116a) stanowi w przybliżeniu około 85% deklarowanej w karcie materiałowej wytrzymałości stopiwa (tabela 29) oraz jedynie około 50% wytrzymałości materiału rodzimego (tabela 4). Znaczne rozbieżności uzyskanych wskaźników w stosunku do danych producentów odnotować należy również w stosunku do właściwości udarnościowych – szczególnie w temperaturze obniżonej. Uzyskany wskaźnik udarności w temperaturze -40°C , tj. $KCV = 17$ J/cm² (rys. 117b), zdecydowanie odbiega od parametrów udarnościowych zarówno materiału rodzimego (min. 60,5 J/cm² [128]), jak i stopiwa (min. 94 J/cm² – tabela 29). Taki stan rzeczy jednoznacznie wskazuje na uzyskanie w wyniku spawania cech materiałowych charakterystycznych dla stanu kruchego (pomimo bardzo zadowalających wskaźników wydłużenia A i przewężenia Z – rys. 116b). Nie wchodząc w szersze rozważania można stwierdzić, że opisany powyżej niekorzystny stan materiału wynika głównie z dwóch czynników. Pierwszy z nich wskazuje na zachodzące procesy odpuszczania w strefie wpływu ciepła, skutkujące znacznie obniżonym wskaźnikiem wytrzymałości, przy zachowaniu zdecydowanie wysokich parametrów wydłużenia oraz przewężenia. Drugi czynnik można wiązać z bardzo zróżnicowaną (niejednorodną pod względem morfologii i wielkości ziarna byłego austenitu) mikrostrukturą na linii wtopienia, co przejawia się drastycznym obniżeniem parametrów udarnościowych w ujemnej temperaturze badania. Odnotowane właściwości strukturalne i wytrzymałościowe badanego połączenia spawanego wydają się potwierdzać słuszność przyjętego toku badawczego, tj. zastosowania wyżarzania normalizującego jako operacji poprzedzającej dalsze zabiegi cieplne, umożliwiające wykonanie miarodajnej analizy rozrostu ziarna byłego austenitu.

Przeprowadzone zabiegi cieplne, polegające na normalizowaniu, a następnie hartowaniu z temperatur mieszczących się w zakresie 900 – 1200°C, nie wywołały w rozpatrywanym połączeniu spawanym stali Hardox 450 wyraźnych różnic, zarówno w aspekcie statycznej wytrzymałości, jak i wskaźników określających właściwości plastyczne, tj. wydłużenia A oraz przewężenia Z (rys. 116b). W przypadku wytrzymałości na rozciąganie (rys. 116a) odnotowano, iż austenitizowanie przed procesem hartowania w najwyższej temperaturze wywołało spadek tego wskaźnika jedynie o niecałe 10% w stosunku do próbek poddanych hartowaniu z temperatury 900°C, którą można zarazem przyjąć za najbardziej zbliżoną do prawidłowej temperatury austenitizowania materiału całego połączenia spawanego stali Hardox, bezpośrednio wynikającej z zawartości węgla. Podobny jak powyżej spadek, wynoszący w przybliżeniu 12%, można odnotować w kontekście przewężenia (rys. 116b). Niemniej jednak, otrzymana wartość wskaźnika Z równa 50,4% wciąż wskazuje na zachowanie przez połączenie spawane bardzo korzystnych właściwości plastycznych. Potwierdzeniem tego stwierdzenia wydaje się być także – relatywnie do wytrzymałości na rozciąganie – wysoka wartość wydłużenia $A = 18,5\%$, którego spadek w stosunku do obróbki cieplnej badanego materiału hartowanego z temperatury 900 °C można oszacować na około 2 punkty procentowe.



Rys. 116. Wyniki badań wytrzymałościowych połączeń spawanych stali Hardox 450 w stanie dostarczenia oraz po hartowaniu z temperatury austenitizowania w zakresie 900 – 1200°C: a) wytrzymałość na rozciąganie, b) wydłużenie oraz przewężenie. D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu).

W odróżnieniu od właściwości mechanicznych, wyznaczonych w próbie statycznego rozciągania, zastosowanie podwyższonych temperatur austenitizowania wywołało w połączeniu spawanym badanej stali bardzo istotne zmiany w jej charakterystyce udarowości (rys. 117). W wyniku przeprowadzonych badań wykazano, iż najwyższym poziomem udarowości charakteryzuje się połączenie spawane poddane operacji hartowania z temperatury 900°C. Stwierdzenie to jest zasadne dla obu temperatur badania udarowości, tj. +20°C oraz -40°C. Podwyższenie temperatury austenitizowania o kolejne interwały wywoływało w każdym przypadku bardzo systematyczne obniżanie udarowości, aż do momentu przejścia materiału połączenia spawanego w stan kruchy, którego występowanie można określić na próbkach hartowanych z temperatury od 1000°C do 1200°C, poddanych próbie udarowości w -40°C. Uzyskana w powyższych warunkach wartość udarowości poniżej 35 J/cm², według literatury [117] pozwala na potwierdzenie użytego stwierdzenia odnośnie wystąpienia stanu kruchego.



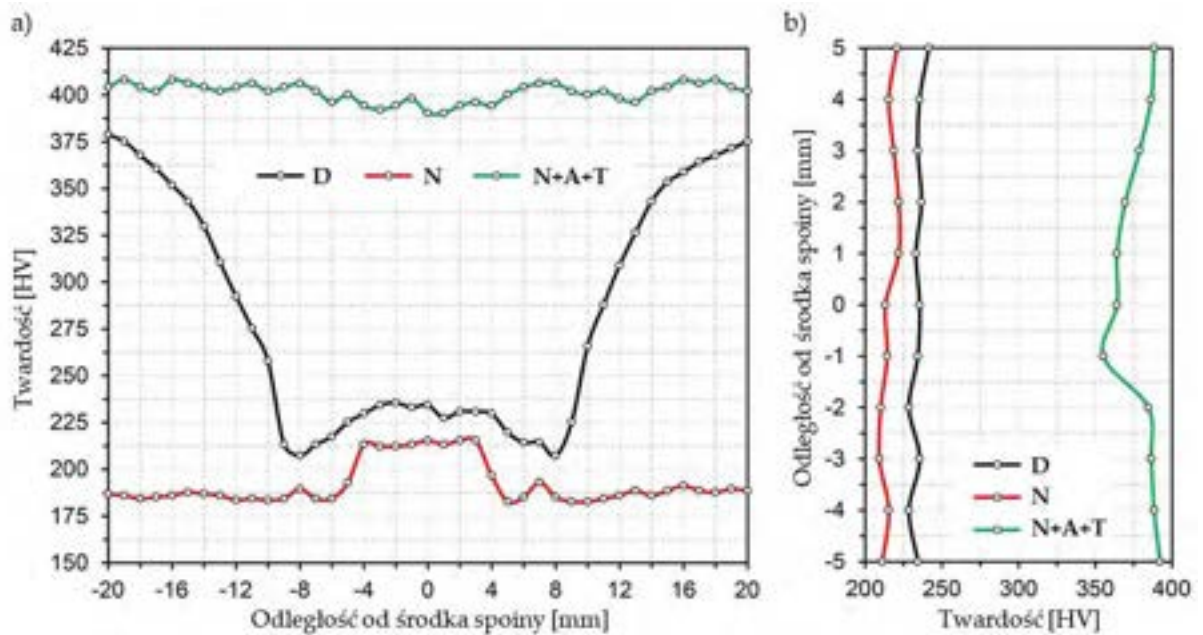
Rys. 117. Wyniki badań udarnościowych połączeń spawanych stali Hardox 45 w stanie dostarczenia oraz po hartowaniu z temperatury austenitzowania w zakresie 900 – 1200°C: a) temperatura badania +20°C, b) temperatura badania -40°C. D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu).

6.4. TECHNOLOGIA SPAWANIA I OBRÓBKIE CIEPLNEJ POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450 I HARDOX EXTREME

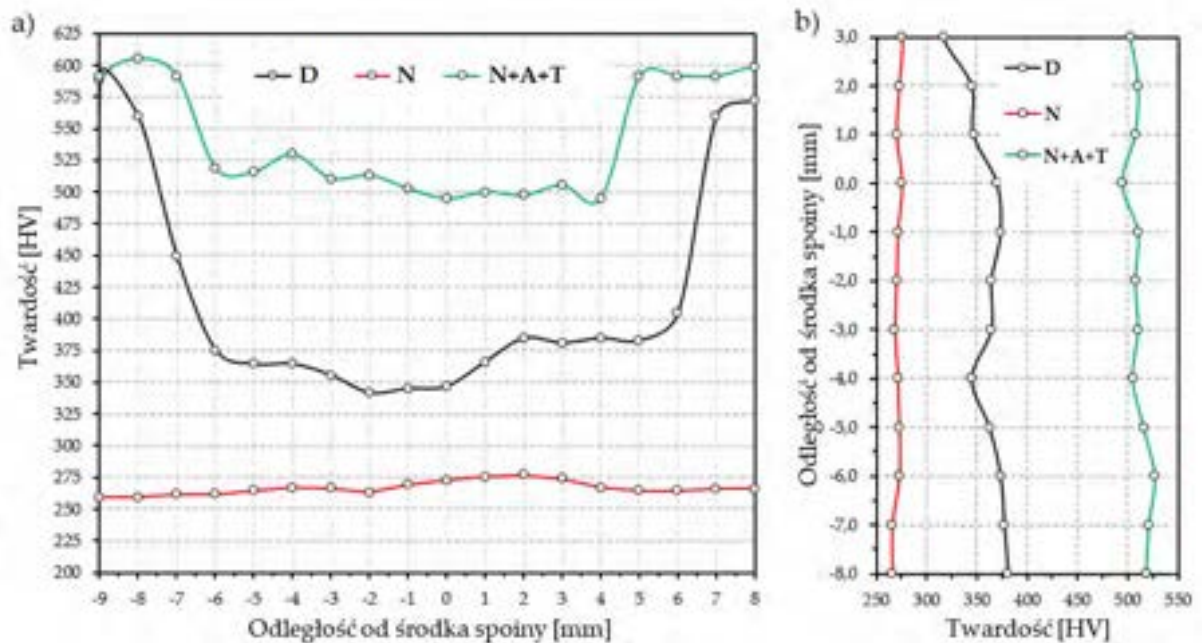
Ze względu na zmienność składu chemicznego, szczególnie w odniesieniu do zawartości węgla – doświadczenia autorki pracy wskazuje, że wartość ta może wahać się nawet w zakresie 0,15 – 0,23% – zdecydowano się zaproponować technologię, która w każdym przypadku uwzględniającym odmienny skład chemiczny blach zapewni uzyskanie wysokich wskaźników wytrzymałościowych i wysokiej odporności na zużywanie ścierne. W oparciu o wyniki zaprezentowane we wcześniejszych rozdziałach pracy stwierdzono, że zastosowanie temperatury austenitowania wynoszącej 950°C zapewni optymalne warunki chłodzenia zarówno pod kątem mikrostruktury, jak i wysokich właściwości mechanicznych. W dalszej części pracy zreferowano wyniki badań połączenia spawanego poddanego kompleksowej obróbce cieplnej (zgodnie z tabelą 34), opracowanej pod kątem uzyskania możliwie najwyższych wskaźników wytrzymałościowych oraz odporności na zużywanie ścierne. Zawartość poszczególnych frakcji granulometrycznych wykorzystanego ścierniwa została przedstawiona w tab. 38. Warto nadmienić, iż przedmiotowe technologie zostały objęte ochroną patentową (nr PL 239910).

6.5. POMIARY TWARDOŚCI POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450 I HARDOX EXTREME

Szerokość strefy o obniżonej twardości po przeprowadzonych procesach spawania jest uzależniona od zastosowanej technologii spawania, wartości dostarczonej energii liniowej, parametrów i warunków spawania, składu chemicznego materiału rodzimego i stopiwa, a także mikrostruktury stali w stanie dostarczenia z huty. W przypadku stali Hardox 450, po przeprowadzeniu procesów spawalniczych obserwuje się spadki twardości do 220 – 240 HV w strefie materiału spoiny (rys. 70). Analogicznie do warunków zastosowanej obróbki cieplnej, najniższą twardość wykazuje złącze w stanie normalizowanym, natomiast twardość na poziomie 400 HV, po przeprowadzeniu procesu hartowania z temperatury 950°C, dla obu kierunków przeróbki plastycznej blachy, jedynie nieznacznie odbiega od twardości materiału rodzimego i wskazuje na możliwość otrzymania wysokich parametrów wytrzymałościowych wykonanych złączy spawanych. W przypadku stali Hardox Extreme (rys. 119), w strefie materiału stopiwa obserwuje się spadki twardości do 340 HV, co odpowiada w przybliżeniu 60% wartości otrzymanej dla materiału rodzimego. Różnice w składzie chemicznym skutkują uzyskaniem wyższych wskaźników dla stanu normalizowanego w porównaniu do stali Hardox 450, o równomiernej twardości wzdłuż całego przekroju, kształtującej się na poziomie 260 – 280 HV. Po zastosowaniu kompleksowych zabiegów obróbki cieplnej, uzyskana twardość w strefie materiału spoiny na poziomie 500 HV stanowi w przybliżeniu 85% wartości materiału rodzimego.



Rys. 118. Rozkład twardości połączenia spawanego stali Hardox 450: a) wzdłuż linii A pokazanej na rys. 28., b) wzdłuż linii B pokazanej na rys. 28. D – stan po spawaniu, N – stan normalizowany, N+A+T – stan po kompleksowej obróbce cieplnej.

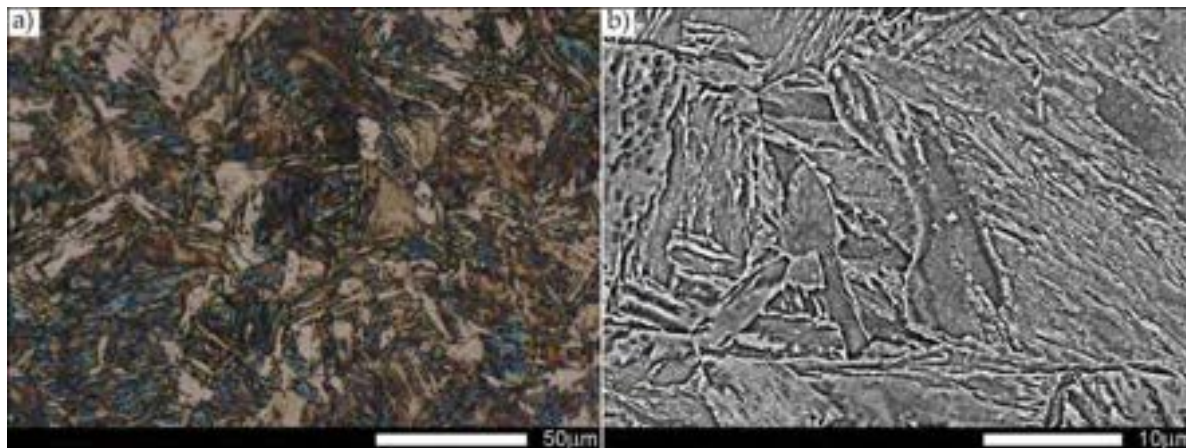


Rys. 119. Rozkład twardości połączenia spawanego stali Hardox Extreme: a) wzdłuż linii A pokazanej na rys. 28, b) wzdłuż linii B pokazanej na rys. 28. D – stan po spawaniu, N – stan normalizowany, N+A+T – stan po kompleksowej obróbce cieplnej.

6.6. BADANIA MIKROSKOPOWE POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450 I HARDOX EXTREME W STANIE BEZPOŚREDNIO PO SPAWANIU

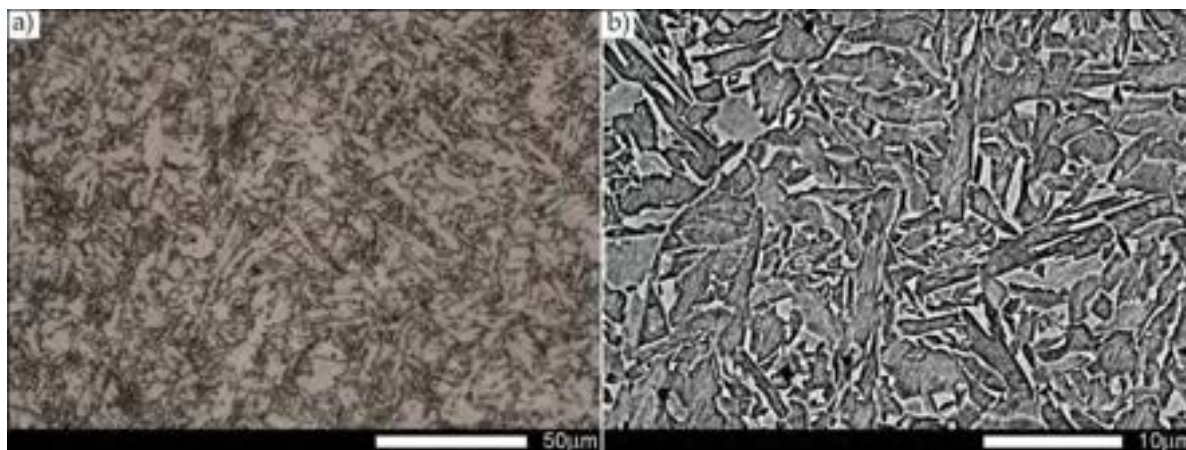
Na rys. 120–127 przedstawiono mikrofotografie charakterystycznych stref połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu). Przeprowadzone badania wykazały, iż proces spawania wywołał w rozpatrywanej stali bardzo zróżnicowane zmiany strukturalne, skutkujące szerokimi strefami obniżonej twardości – krzywa D na rys. 118. Materiał rodzimy stali Hardox 450 charakteryzuje się

mikrostrukturą listwowego martenzytu hartowania z obszarami martenzytu odpuszczonego (rys. 120). W omawianym przypadku spadek, twardości w stosunku do blachy stali Hardox 450 w stanie dostawy z huty należy przede wszystkim powiązać z zachodzącymi w szerokiej strefie wpływu ciepła procesami odpuszczania – szczególnie w obszarze stref między- oraz podkrytycznych.

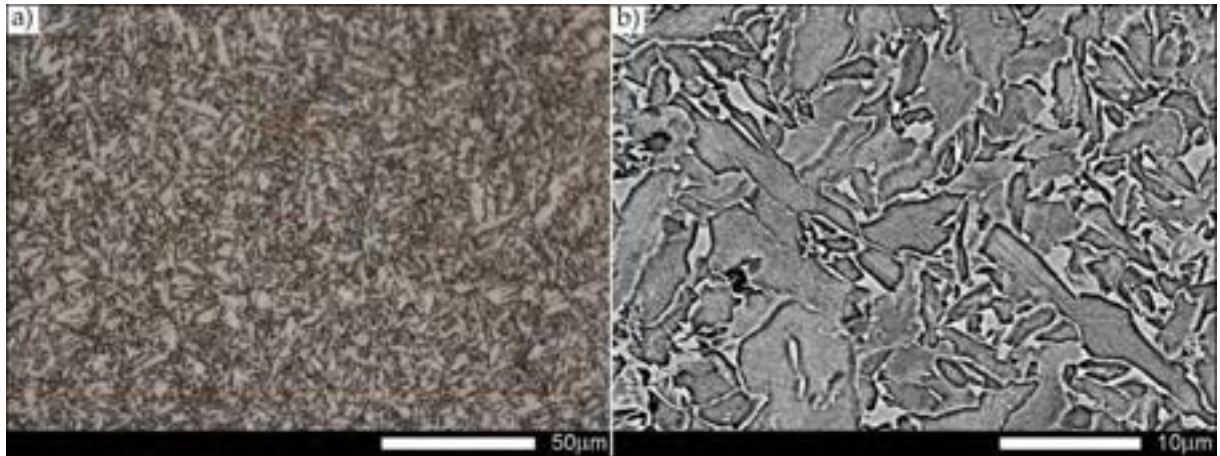


Rys. 120. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – obszar MR pokazany na rys. 68a. a) 100×, b) 5000×. Mikrostruktura niskowęglowego martenzytu hartowania z obszarami martenzytu odpuszczania. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

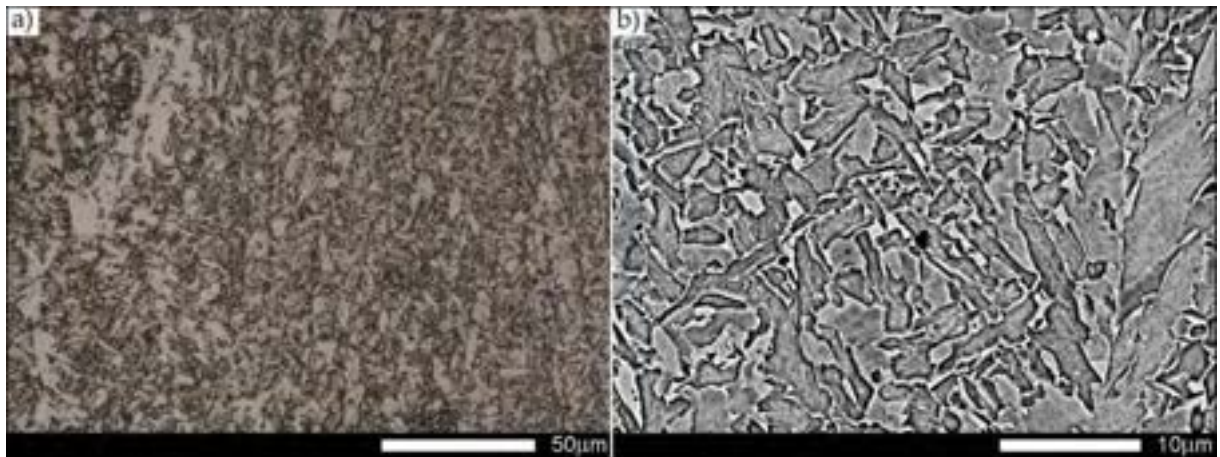
W strefach materiału stopiwa, oznaczonych na rys. 68 jako MS1, MS2 i MS3, zarejestrowano zbliżoną do siebie budowę strukturalną, charakterystyczną dla krystalizacji kierunkowej. Ogólnie ujmując, mikrostruktura materiału stopiwa ma charakter dendrytyczny i składa się z nierównowagowego (iglastego) ferrytu – lokalnie o cechach struktury Widmanstättena – z wydzieleniami troostytu, zarodkującego głównie na granicach krystalizacyjnych – rys. 121–123.



Rys. 121. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa MS1 pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 5000×. Struktura nierównowagowych ziaren ferrytu o cechach struktury Widmanstättena z wydzieleniami troostytu. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

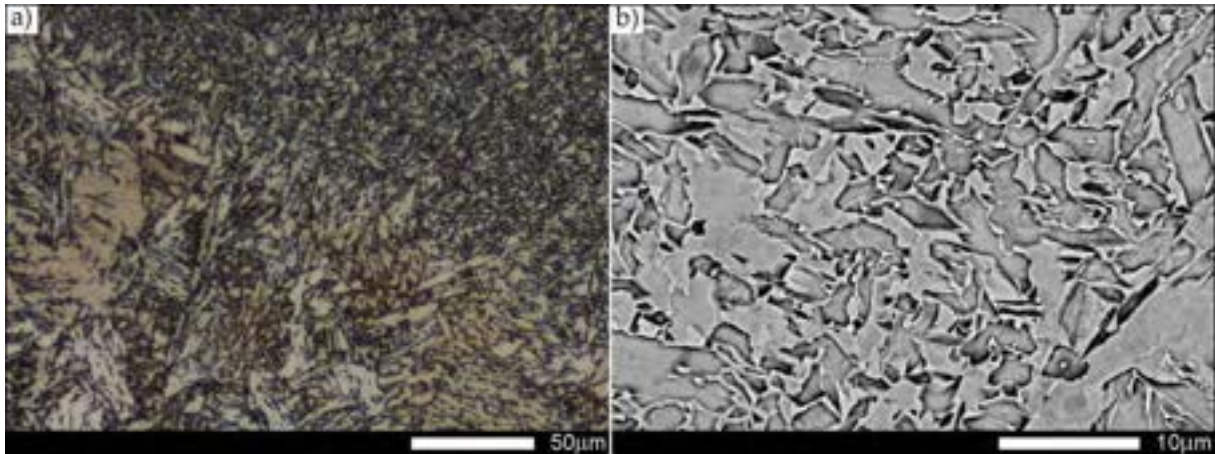


Rys. 122. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa MS2 pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 5000×. Struktura nierównowagowych ziaren ferrytu z wydzieleniami troostytu. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.



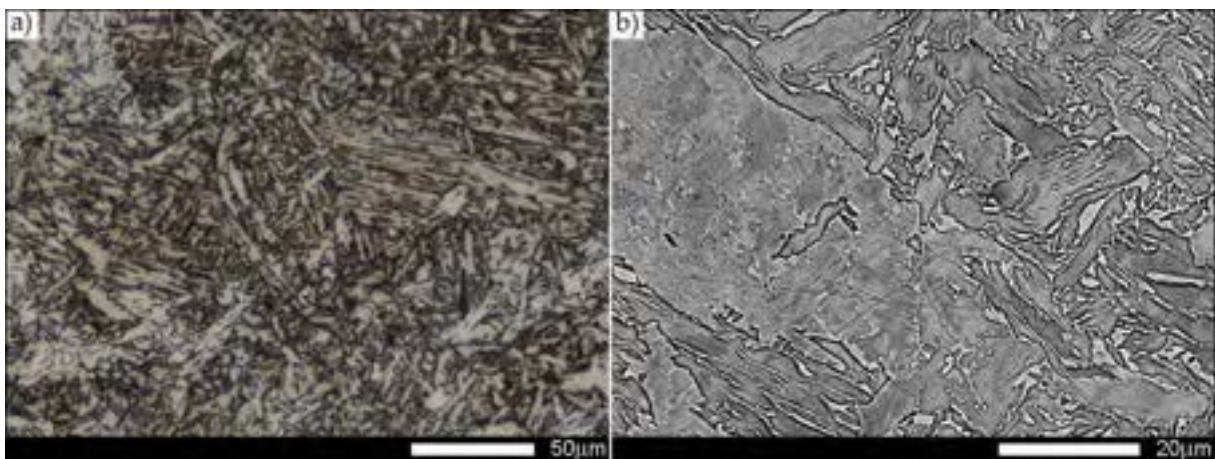
Rys. 123. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa MS3 pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 5000×. Struktura nierównowagowych ziaren ferrytu o bardzo wyraźnych cechach krystalizacji kierunkowej. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

Przedstawione powyżej wnioski potwierdzone są także poziomem oraz równomiernym przebiegiem twardości w całej strefie materiału stopiwa – krzywa D na rys. 118 (zakres $-7 \div 7$ mm). Na rys. 124 przedstawiono mikrostrukturę bardzo wyraźnie zarysowanej, dość wąskiej linii wtopienia połączenia spawanego stali Hardox 450. Na całej jej długości obserwuje się obecność głównie struktury ferrytu iglastego, sorbitu oraz troostytu hartowania. Warto podkreślić, iż pomimo stosunkowo rozdrobnionej struktury na linii wtopienia, bezpośrednio pod nią obserwuje się duży rozrost i zmienną budowę mikrostruktury. Dodatkowo można wskazać, że względu na dość znaczną hartowność spawanej stali oraz obecność mikrodotyków stopowych zabezpieczających przed rozrostem ziarna austenitu, w strefie pod linią wtopienia nie obserwuje się wyraźnych cech struktury Widmanstättena.



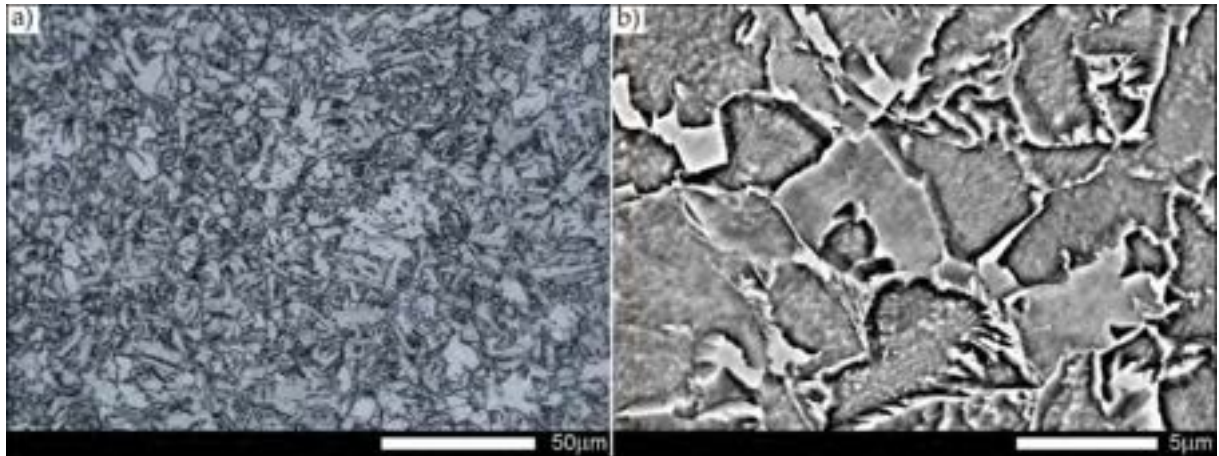
Rys. 124. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa LW pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 5000×. Wyraźnie widoczna, wąska linia wtopienia, składająca się głównie ze struktury sorbitu i troostytu. Bezpośrednio pod linią wtopienia obserwuje się bardzo wyraźny rozrost mikrostruktury. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

Na rys. 125 przedstawiono powiększony obraz mikrostruktury w strefie gruboziarnistej (SG). Wykazuje ona dość zróżnicowaną budowę, głównie składająca się z iglastych płytek ferrytu (bainitu lub Widmanstättena), martenzytu i perlitu drobnodispersyjnego. Pod względem morfologii, martenzyt cechuje się budową w formie pakietów o bardzo niewielkiej – w obrębie bloków objętych granicami ziaren byłego austenitu – zmienności orientacji krystalograficznej. Taki stan rzeczy wynika z zachodzących procesów hartowania z wysokich temperatur, a także ze stosunkowo niewielkiej zawartości węgla w rozpatrywanej strefie połączenia spawanego. Z uwagi na przebieg omawianych procesów w bardzo wysokich temperaturach wywołujących rozrost mikrostruktury i jej odpuszczenie, na przebiegu zmian twardości, w strefach LW i SG zaznaczonych na rys. 68, nie obserwuje się wyraźnego wzrostu twardości, a nawet niewielkie spadki (zakres -8 ÷ 8 mm, krzywa D na rys. 118).



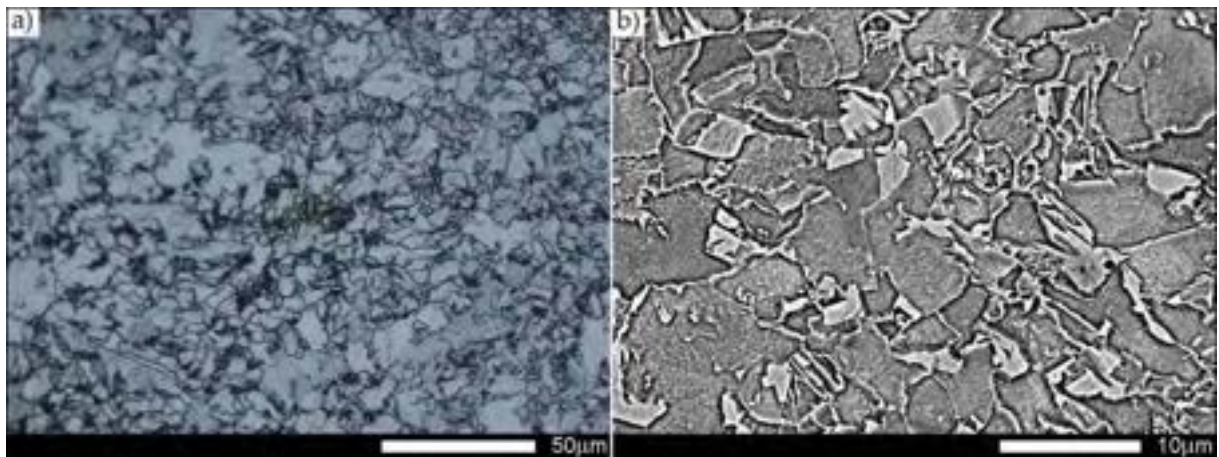
Rys. 125. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa SG pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 5000×. Zróżnicowana struktura składająca się z ferrytu iglastego, sorbitu oraz lokalnie martenzytu hartowania. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

W strefie oznaczonej jako SD na rys. 68a, badany materiał cechuje się drobnoziarnistą, zróżnicowaną pod względem budowy, mikrostrukturą składającą się z ferrytu płytkowego, sorbitu hartowania oraz nielicznych (małych rozmiarów) kolonii troostytu hartowania (rys. 126). Lokalnie można również zaobserwować pojedyncze ziarna nierównowagowego ferrytu.



Rys. 126. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa SD pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 5000×. Drobnziarnista, zróżnicowana pod względem budowy struktura składająca się z ferrytu płytkowego, sorbitu hartowania oraz pojedynczych (małych rozmiarów) kolonii troostytu hartowania. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

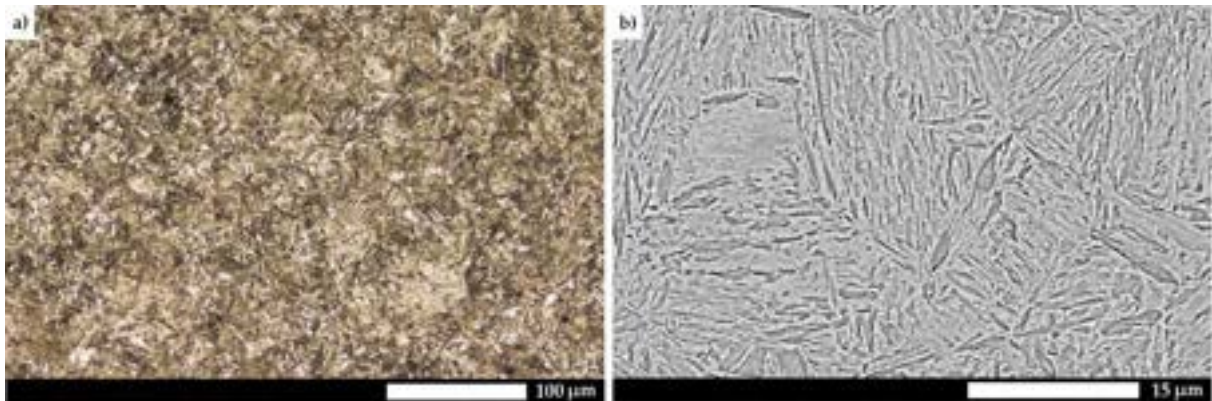
W strefie chłodzenia międzykrytycznego (obszar SP na rys. 68a) połączenie spawane w stanie bezpośrednio po spawaniu charakteryzuje się zróżnicowaną i stosunkowo niejednorodną pod względem rozmiaru mikrostrukturą (rys. 127). Można wskazać, że przede wszystkim składa się ona z sorbitu hartowania i nierównowagowego ferrytu. Dodatkowo w strukturze omawianej strefy można wskazać także na obecność martenzytu hartowania oraz znacznej ilości kolonii troostytu hartowania. Zaobserwowany typ budowy strukturalnej strefy międzykrytycznej połączenia spawanego badanej stali zbliżony jest do tej spotykanej w stalach niskowęglowych, niskostopowych, poddanych zabiegom hartowania niezupełnego.



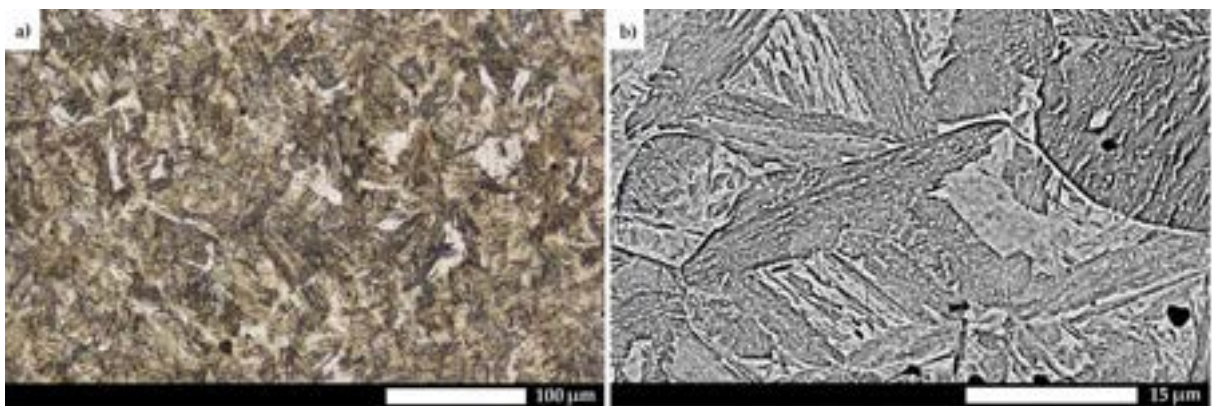
Rys. 127. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa SP pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 5000×. Zróżnicowana pod względem budowy struktura składająca się z nierównowagowych ziaren ferrytu, sorbitu hartowania oraz martenzytu i troostytu hartowania. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

Różnice w składzie chemicznym skutkują odmiennymi cechami strukturalnymi we wszystkich charakterystycznych strefach złącza spawanego stali Hardox Extreme w stanie bezpośrednio po spawaniu w porównaniu do stali Hardox 450. W przypadku materiału rodzimego obserwuje się wyraźną budowę martenzytu listwowego o hierarchicznej budowie, tj. uwzględniającej podział na pakiety, bloki, listwy (rys. 128). Strefa materiału stopiwa jest zróżnicowana i uwzględnia obszary złożone ze zblokowanego martenzytu hartowania, który nie podlega silnemu trawieniu ze względu na brak wydzielen

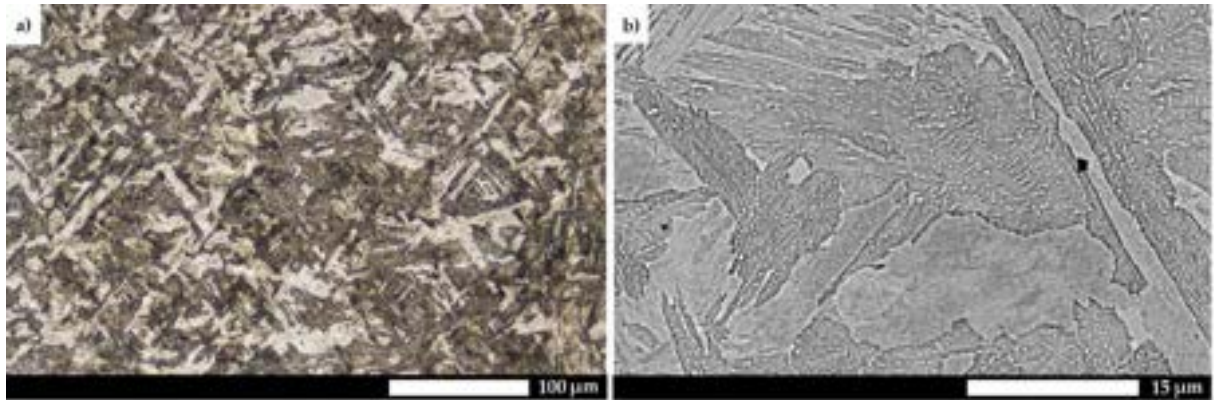
faz wtórnych pomiędzy blokami (rys. 129). Występuje on w formie wysp, a jego kształt jest miejscowo krzywoliniowy ze względu na ograniczenie powierzchni krawędzi przez kolonie drobnopłytkowego perlitu (głównie sorbitu, ale także troostytu hartowania lub perlitu zdegradowanego). Długie, jasne igły reprezentują ferryt Widmanstättena, ułożony zgodnie z kierunkiem krystalizacji, przy czym w strukturze może występować również bainit dolny i martenzyt odpuszczania. Co więcej, należy wskazać na różnice strukturalne między materiałem stopiwa nałożonym w różnych warstwach spawalniczych. W przypadku strefy MS1 i MS3, ze względu na dwukrotne przegrzanie, obserwuje się wyraźną siatkę wydzieleni faz wtórnych na granicach ziaren byłego austenitu (rys. 130–131).



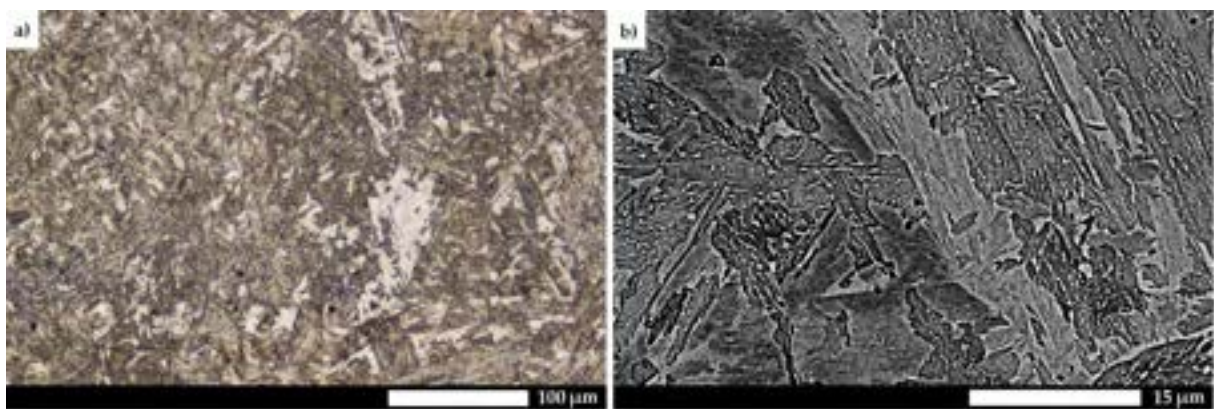
Rys. 128. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – obszar MR pokazany na rys. 69a. a) 100×, b) 10 000×. Mikrostruktura średniowęglowego martenzytu hartowania. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.



Rys. 129. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa MS1 pokazana na rys. 69a. a) 200×, b) 10 000×. Zróżnicowana struktura złożona z martenzytu zblokowanego, perlitu drobnopłytkowego, bainitu oraz ferrytu Widmanstättena. Wyraźnie widoczna siatka faz wtórnych na granicach ziaren. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

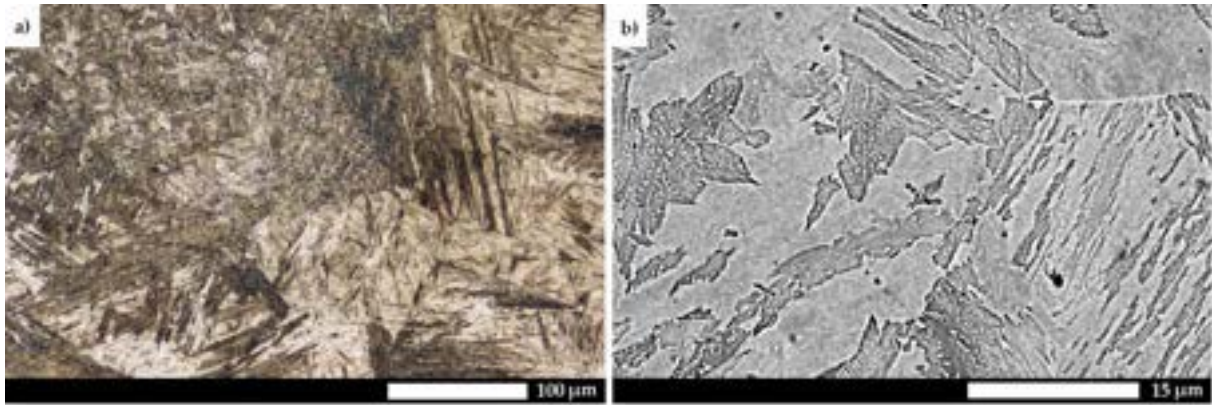


Rys. 130. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa MS2 pokazana na rys. 69a. a) 200×, b) 10 000×. Zróżnicowana struktura złożona z martenzytu zblokowanego, perlitu drobnopłytkowego, bainitu oraz ferrytu Widmanstättena. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

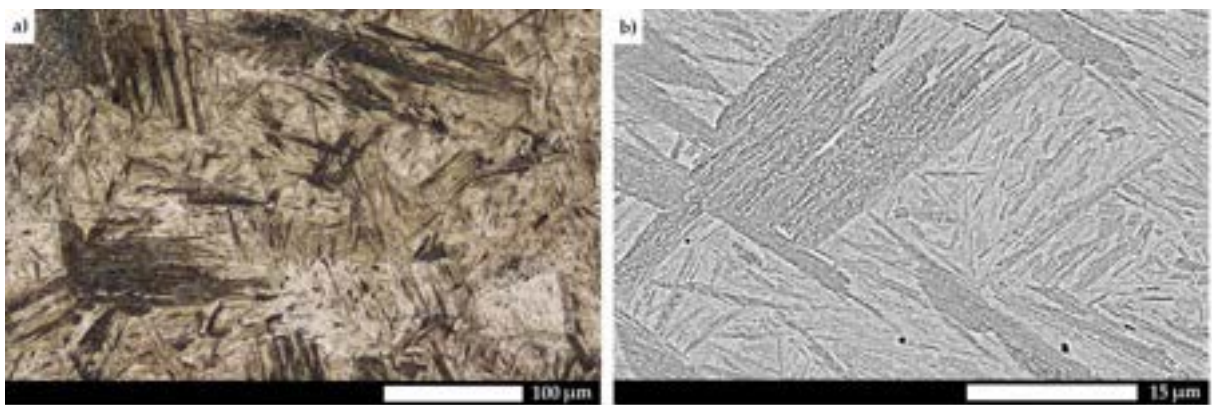


Rys. 131. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa MS3 pokazana na rys. 69a. a) 100×, b) 10 000×. Struktura nierównowagowych ziaren ferrytu o bardzo wyraźnych cechach krystalizacji kierunkowej. Zróżnicowana struktura złożona z martenzytu zblokowanego, perlitu drobnopłytkowego, bainitu oraz ferrytu Widmanstättena. Wyraźnie widoczna siatka faz wtórnych na granicach ziaren. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

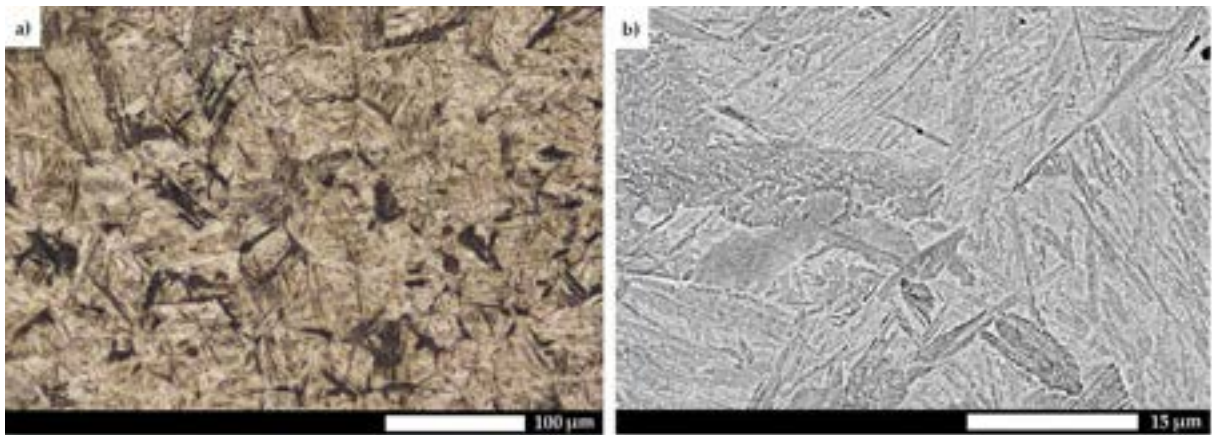
W strefie linii wtopienia, podobnie jak w przypadku materiału spoiny, występują wyspowe wydzielenia martenzytu hartowania oraz ferrytu listwowego i troostytu (rys. 132). Na granicach ziaren austenitu można wyróżnić siatkę faz węglkowych, natomiast bezpośrednio pod strefą częściowego przetopu dochodzi do rozrostu struktury martenzytycznej – w przypadku strefy gruboziarnistej (SG) obserwuje się drobno- i gruboiglasty martenzyt hartowania (jaśniejsze obszary) oraz gruboiglasty martenzyt odpuszczania (ciemniejsze obszary) (rys. 133). Co więcej, wewnątrz obszarów reprezentujących martenzyt odpuszczania można zauważyć wydzielenia ferrytu listwowego (bainitycznego). Podobne obserwacje są analogiczne względem strefy drobnoziarnistej (SD) (rys. 134), jednak z powodu mniejszego stopnia przechłodzenia, w strukturze mogą wystąpić również obszary złożone z bainitu dolnego oraz troostytu hartowania. W strefie międzykrytycznej dochodzi do hartowania niepełnego, w związku z czym zarejestrowane mikrostruktury uwzględniają martenzyt, a także bainit i troostyt hartowania, które zarodkując w miejscach bogatszych w fosfor, a uboższych w nikiel i mangan, są ułożone pasmowo (rys. 135). Należy zatem stwierdzić, że przeprowadzenie zabiegów spawalniczych powoduje uzyskanie złożonych struktur w poszczególnych strefach złącza spawanego stali Hardox Extreme, które znacznie odbiegają właściwościami mechanicznymi od materiału rodzimego.



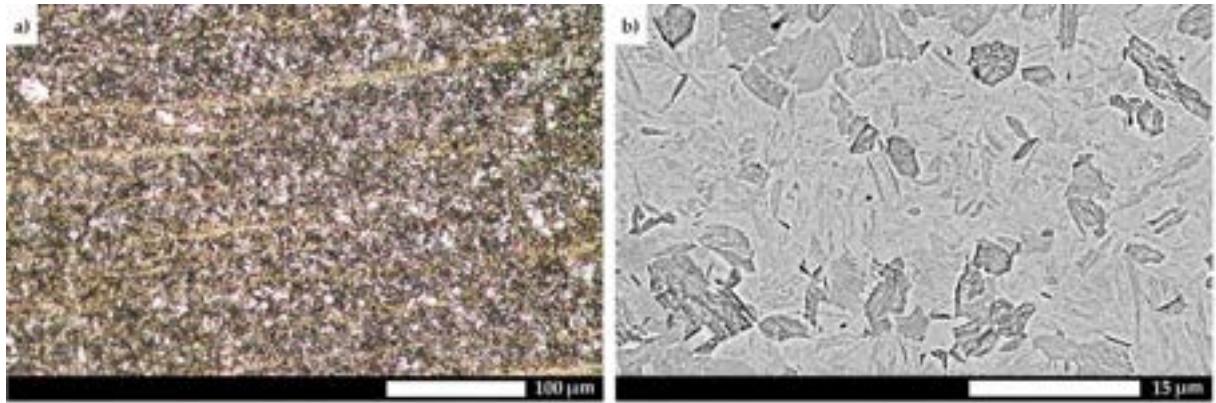
Rys. 132. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa LW pokazana na rys. 69a. a) 200×, b) 10 000×. Widoczne wydzielenia martenzytu hartowania, ferrytu listwowego i troostytu hartowania. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.



Rys. 133. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa SG pokazana na rys. 69a. a) 200×, b) 10 000×. Widoczny drobno- i gruboiglasty martenzyt oraz nieliczne wydzielenia ferrytu listwowego. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.



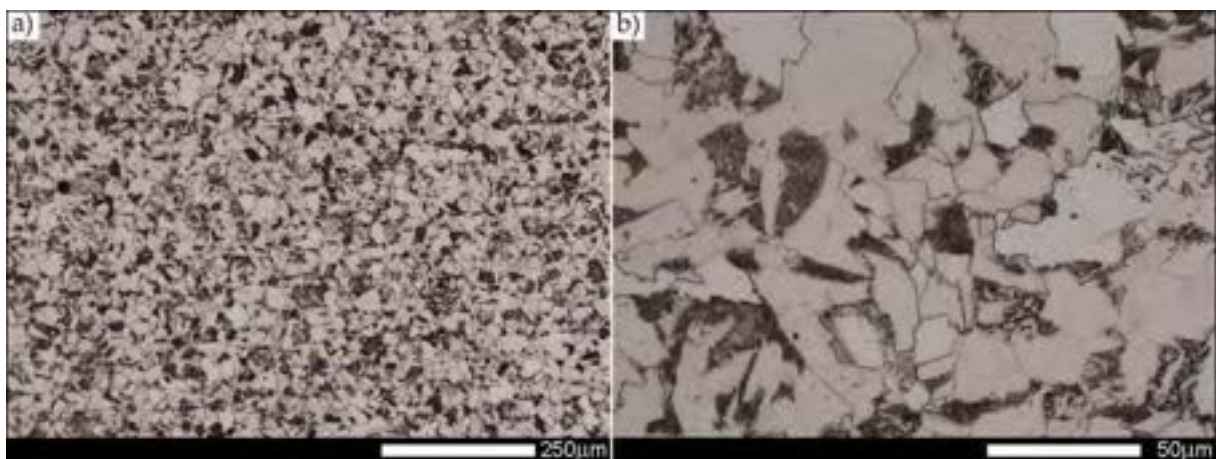
Rys. 134. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa SD pokazana na rys. 69a. a) 200×, b) 10 000×. Widoczny drobno- i gruboiglasty martenzyt hartowania oraz obszary troostytu hartowania. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.



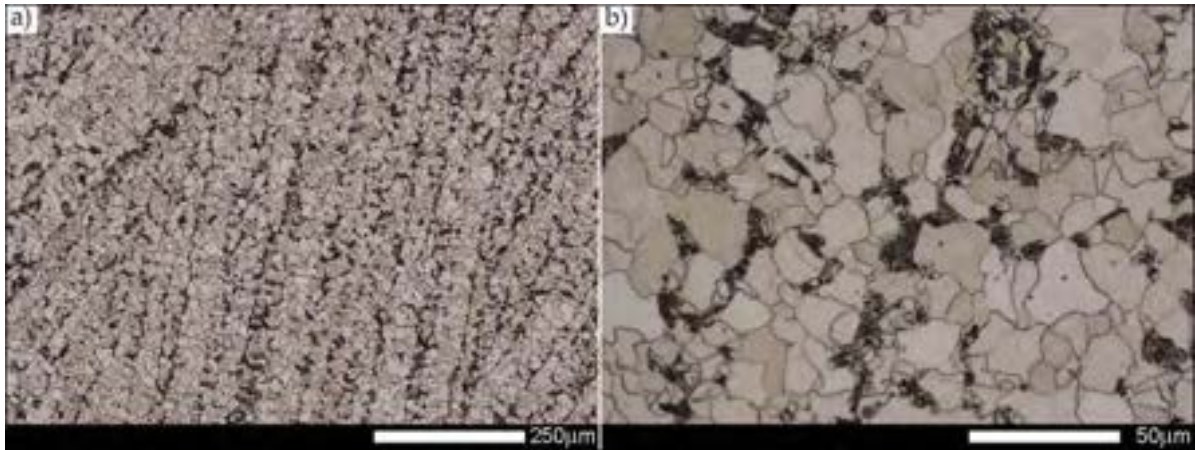
Rys. 135. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa SP pokazana na rys. 69a. a) 200×, b) 10 00×. Widoczne pasmowe wydzielenia martenzytu, bainitu oraz troostytu. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

6.7. BADANIA MIKROSKOPOWE POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450 I HARDOX EXTREME W STANIE WYŻARZONYM NORMALIZUJĄCO

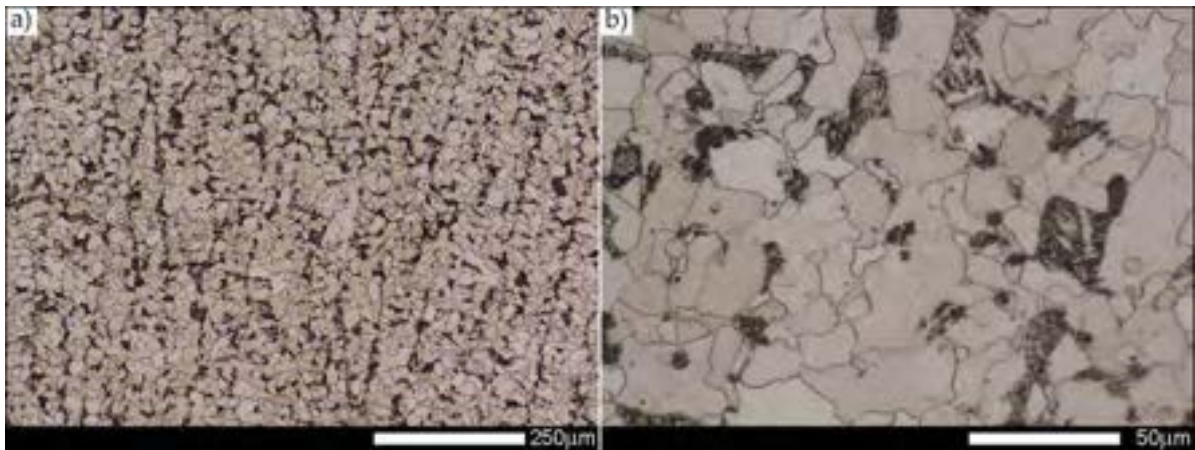
Na rys. 136–142 przedstawiono mikrostruktury charakterystycznych stref połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym. W wyniku przeprowadzonych badań można stwierdzić, że zastosowana obróbka cieplna doprowadziła do znacznego ujednoczenia mikrostruktury wybranych stref analizowanej spoiny. Wykorzystanie zabiegu normalizowania w stosunku do wszystkich rozpatrywanych próbek – jako operacji wstępnej przed kolejnymi zabiegami cieplnymi – wynikało ze złożonych warunków cieplnych podczas spawania badanej stali, skutkujących bardzo zróżnicowanymi zmianami strukturalnymi, a zatem przeprowadzenie zabiegu normalizowania miało na celu ujednoczenie mikrostruktury w obrębie całego połączenia spawanego do poziomu wynikającego bezpośrednio z właściwości chemicznych stali Hardox 450 i wytworzonego w procesie spawania stopiwa. Szczegółowy opis występujących składników mikrostruktury w omawianych strefach połączenia spawanego zamieszczono bezpośrednio pod mikrografiami.



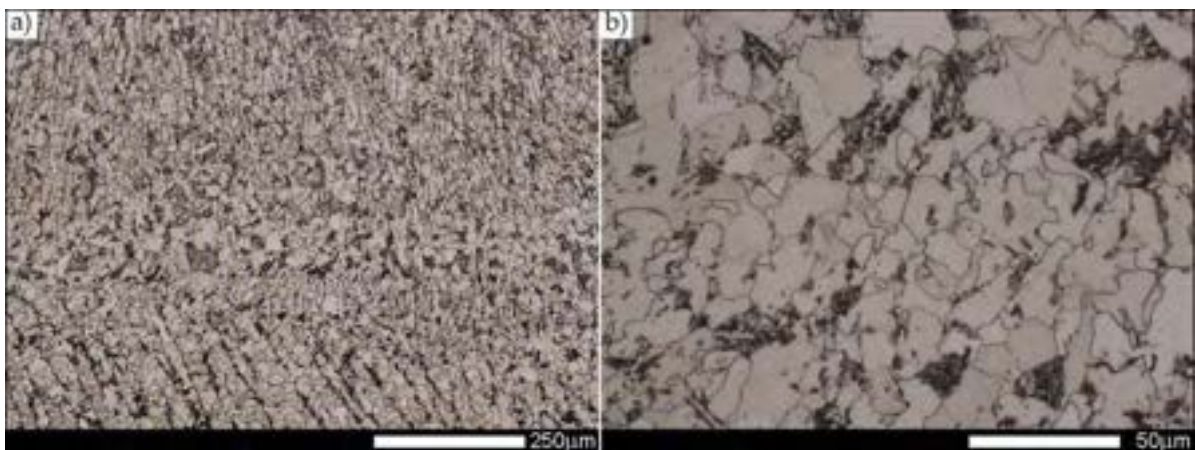
Rys. 136. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa MR pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 500×. Stosunkowo jednorodna struktura ferrytyczno-perlityczna z wydzieleniami cementytu na granicach ziaren. LM, trawiono 3% HNO₃.



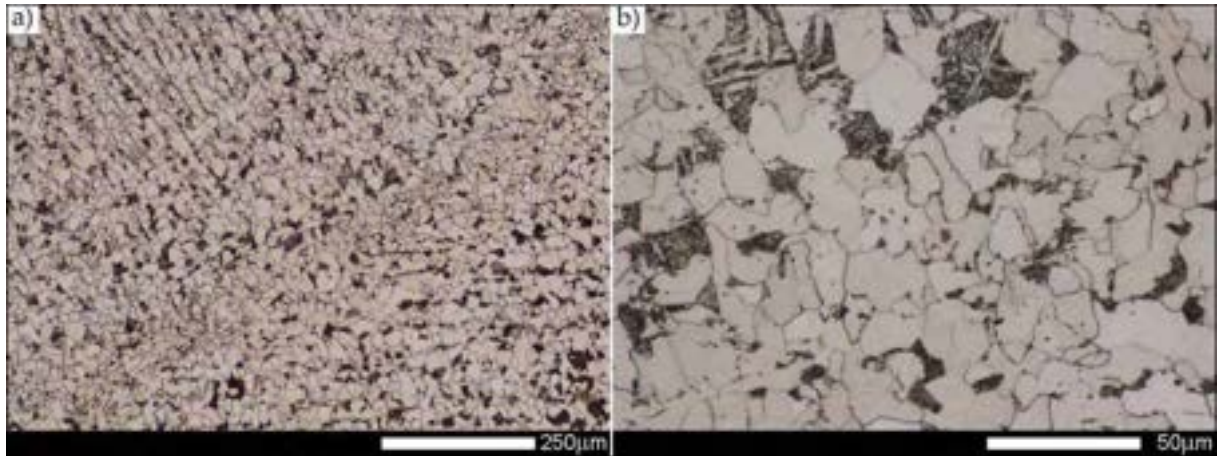
Rys. 137. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa MS1 pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 500×. Struktura składająca się głównie ze zbliżonych do równowagowych ziaren ferrytu z perlitem rozłożonym pasmowo zgodnie z kierunkiem krystalizacji stopiwa. Na granicach ziaren ferrytu obserwuje się także wydzielenia cementytu trzeciorzędowego. LM, trawiono 3% HNO₃.



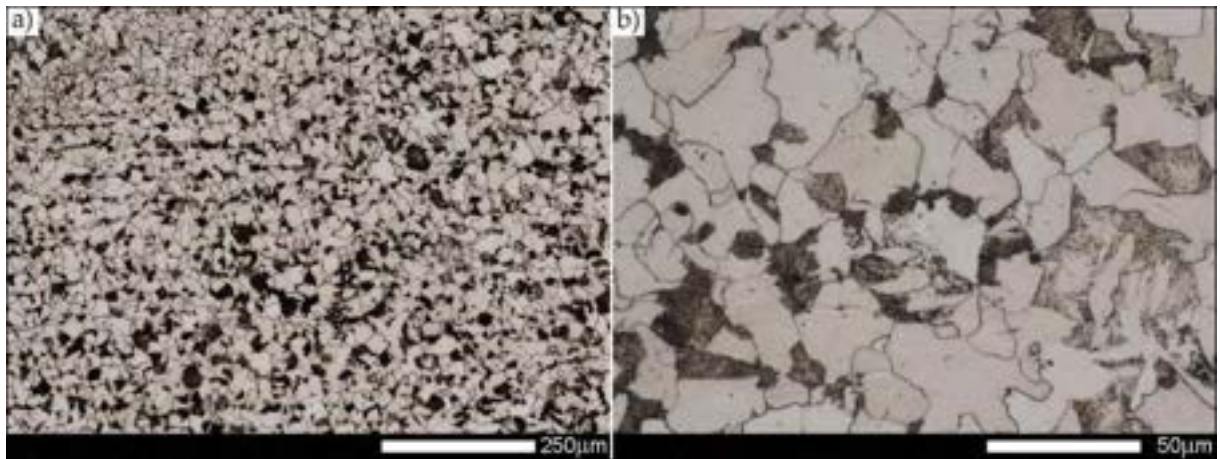
Rys. 138. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa MS2 pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 500×. Struktura składająca się ze zbliżonych do równowagowych ziaren ferrytu oraz perlitu wykazującego cechy rozpadu (perlit zdegradowany). Widoczna niewielka pasmowość oraz wydzielenia cementytu trzeciorzędowego na granicach ziaren ferrytu. LM, trawiono 3% HNO₃.



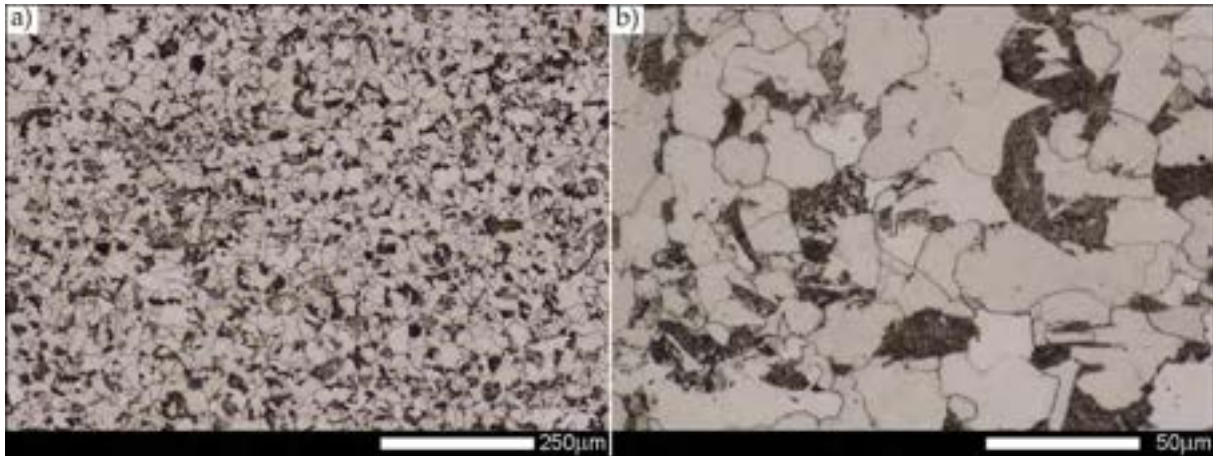
Rys. 139. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa MS3 pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 500×. Struktura równowagowych i nierównowagowych ziaren ferrytu oraz perlitu o budowie płytkowej i drobnopłytkowej. Lokalnie obserwuje się również obecność cementytu trzeciorzędowego, często wydzielonego na granicach ziaren ferrytu w formie ciągłej otoczki. LM, trawiono 3% HNO₃.



Rys. 140. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa LW pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 500×. Struktura nierównowagowych i zbliżonych do równowagowych ziaren ferrytu oraz perlitu o budowie płytkowej i drobnopłytkowej. Lokalnie obserwuje się również obecność cementytu trzeciorzędowego, często tworzącego ciągłą otoczkę wokół ziaren ferrytu.
LM, trawiono 3% HNO₃.



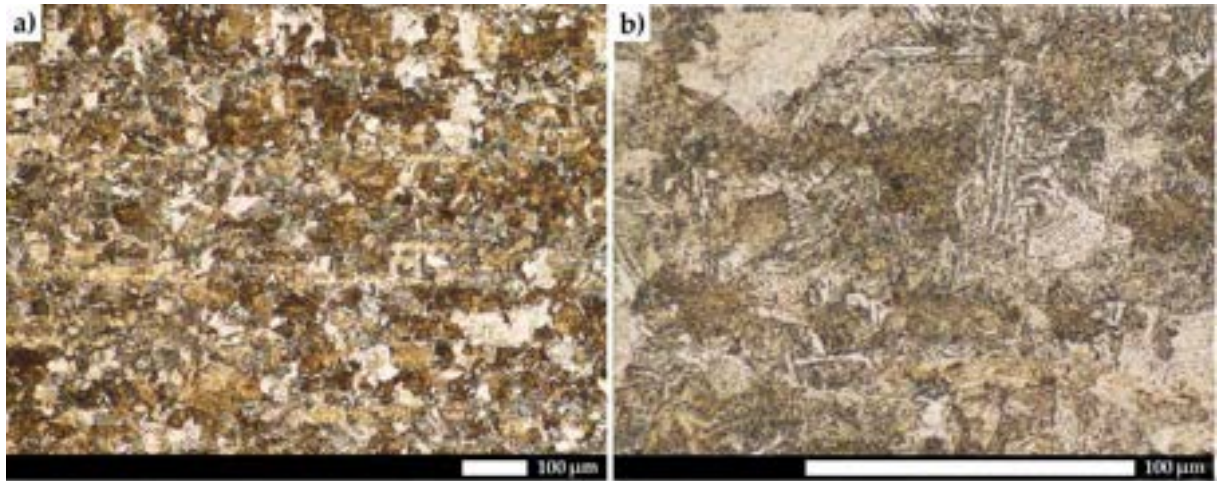
Rys. 141. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa SG pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 500×. Struktura równowagowych i zbliżonych do równowagowych ziaren ferrytu z koloniami perlitu wykazującego cechy rozpadu (perlit zdegradowany). Obserwuje się również obecność cementytu trzeciorzędowego, często tworzącego ciągłą otoczkę wokół ziaren ferrytu.
LM, trawiono 3% HNO₃.



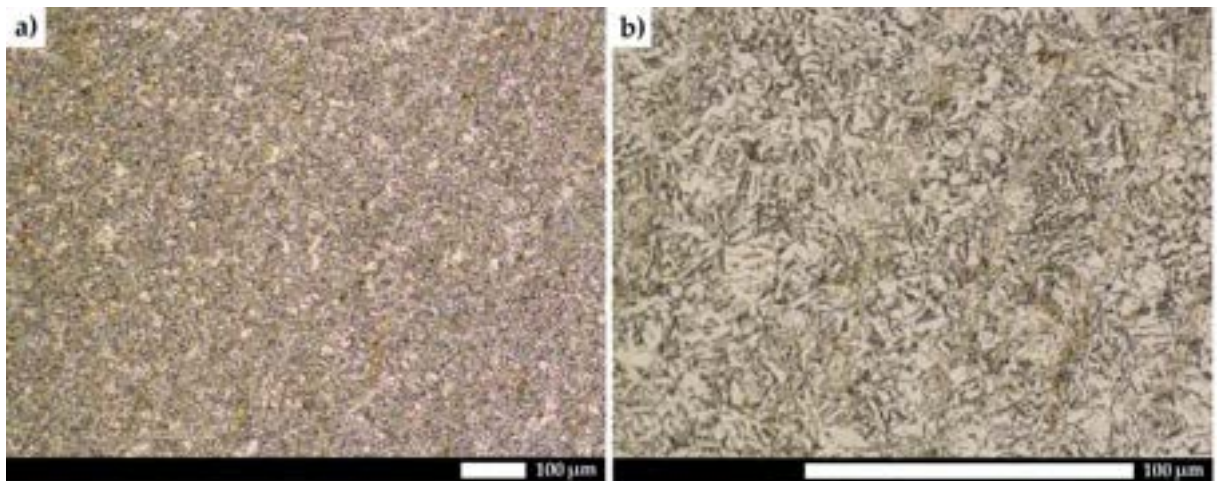
Rys. 142. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa SD pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 500×. Struktura zbliżonych do równowagowych oraz nierównowagowych ziaren ferrytu z koloniami perlitu. Na granicach ziaren ferrytu obserwuje się również wydzielenia cementytu trzeciorzędowego. LM, trawiono 3% HNO₃.

Ogólnie rzecz ujmując, mikrostruktura w obrębie całego połączenia spawanego poddanego wyżarzaniu normalizującemu, składa się z nierównowagowych ziaren ferrytu z licznymi wydzieleniami cementytu trzeciorzędowego na jego granicach, a także z kolonii perlitu – w zależności od różnego stężenia węgla w poszczególnych mikroobszarach – wydzielonego w zróżnicowanej ilości. Dodatkowo warto nadmienić, iż przeprowadzone wyżarzanie normalizujące nie wywołało w przedmiotowym materiale zniwelowania cech pasmowości dendrytycznej, obserwowanej przede wszystkim w materiale stopiwa MS1/MS2 i wynikającej z procesów krystalizacji kierunkowej podczas spawania.

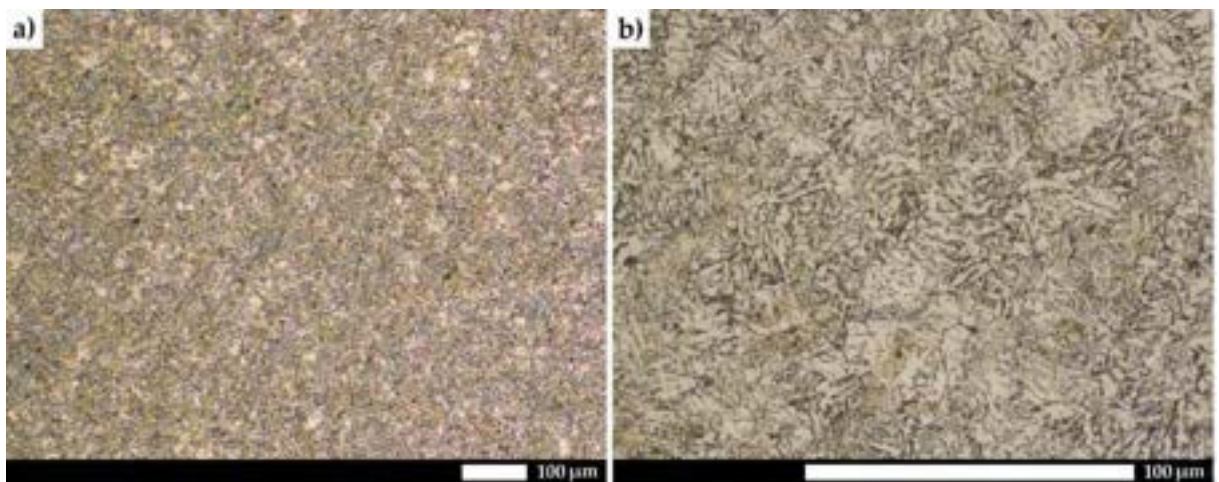
W przypadku stali Hardox Extreme, przeprowadzenie zabiegów wyżarzania normalizującego powoduje uzyskanie zróżnicowanych struktur, zarówno dyfuzyjnych, jak i hartowniczych we wszystkich analizowanych strefach złącza spawanego. Mikrostruktura materiału rodzimego złożona jest głównie z troostytu hartowania oraz ferrytu listwowego (bainitycznego i Widmanstättena na rys. 143). Miejscowo można zaobserwować także wydzielania ferrytu ziarnistego na granicach ziaren byłego austenitu. Należy wskazać również na nieznaczną pasmowość spowodowaną niejednorodnością składu chemicznego, co wpływa na stabilizację austenitu w miejscach bogatszych w mangan. Strefa materiału spoiny (zarówno MS1, MS2, jak i MS3) złożona jest głównie z ferrytu iglastego o kształcie soczewek, zarodkującego na granicach wtrąceń niemetalicznych, którego ziarna są zorientowane przypadkowo względem siebie, a także troostytu hartowania (rys. 144–146). Miejscowo występują również obszary ferrytu ziarnistego i listwowego (Widmanstättena). Podobne cechy można wskazać względem linii wtopienia (rys. 147), jednak ze względu na wyższą zawartość węgla, obserwuje się większy udział drobnopłytkowego perlitu oraz ziarna ferrytu o kształcie zbliżonym do równowagowych. W przypadku grubo- i drobnoziarnistego obszaru strefy wpływu ciepła (rys. 148–149), zarejestrowane zmiany strukturalne są zbliżone do morfologii materiału rodzimego, jednak cechy pasmowości są mniej wyraźne, a listwy ferrytu wyznaczają granice ziaren byłego austenitu.



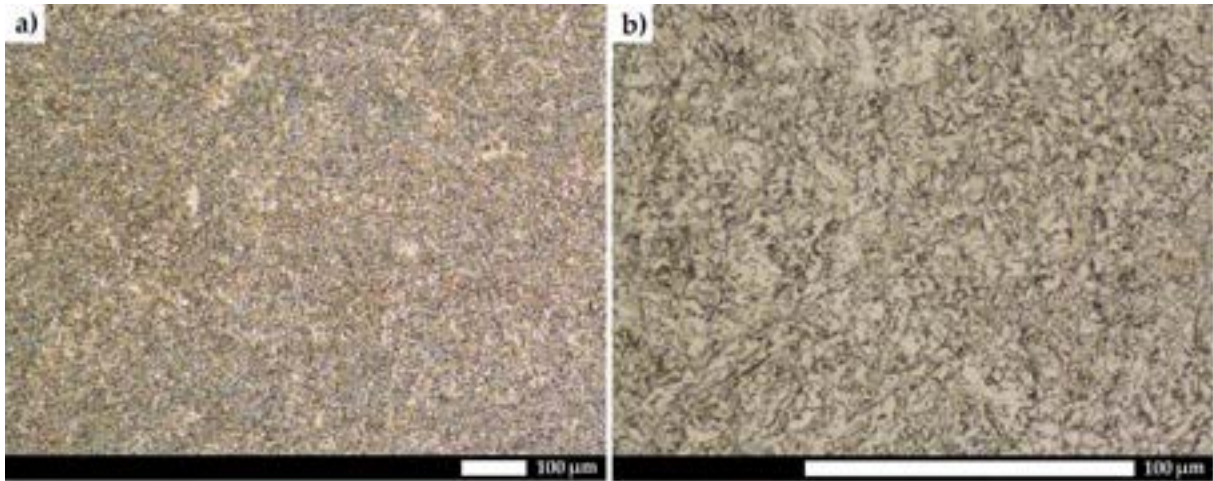
Rys. 143. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie normalizowanym – strefa MR pokazana na rys. 69a. a) 100×, b) 500×. Widoczna struktura troostytu hartowania i ferrytu listwego (bainitycznego lub Widmanstättena). LM, trawiono 3% HNO₃.



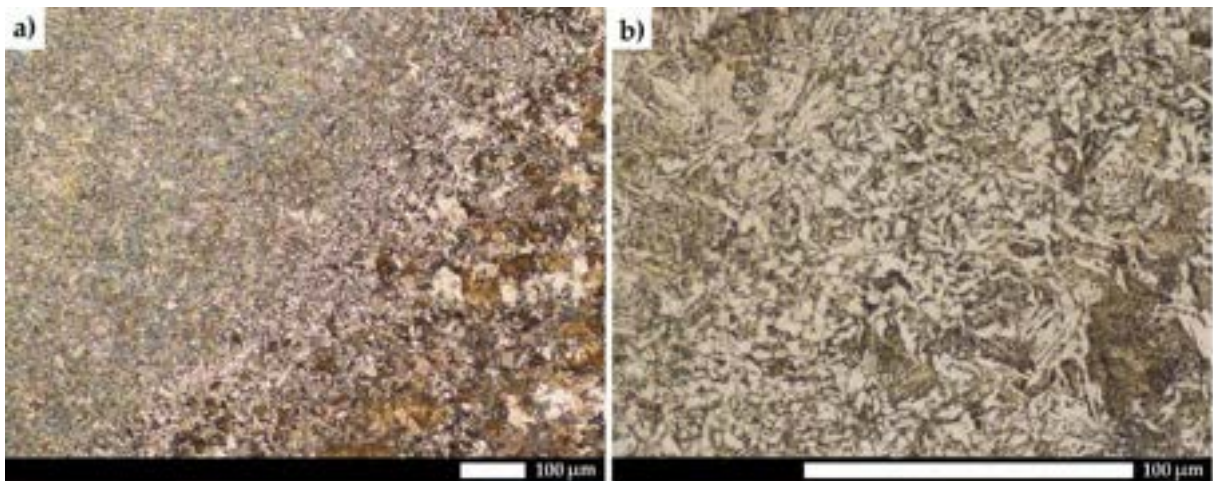
Rys. 144. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox extreme w stanie normalizowanym – strefa MS1 pokazana na rys. 69a. a) 100×, b) 500×. Struktura składająca się z ferrytu iglastego oraz troostytu hartowania. LM, trawiono 3% HNO₃.



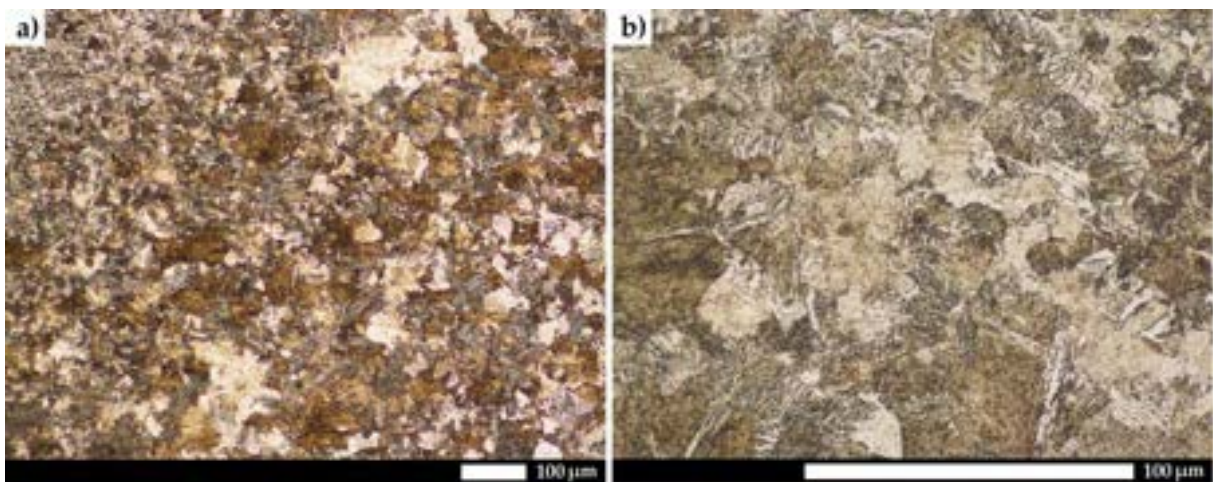
Rys. 145. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie normalizowanym – strefa MS2 pokazana na rys. 69a. a) 100×, b) 500×. Struktura składająca się z ferrytu iglastego oraz troostytu hartowania. LM, trawiono 3% HNO₃.



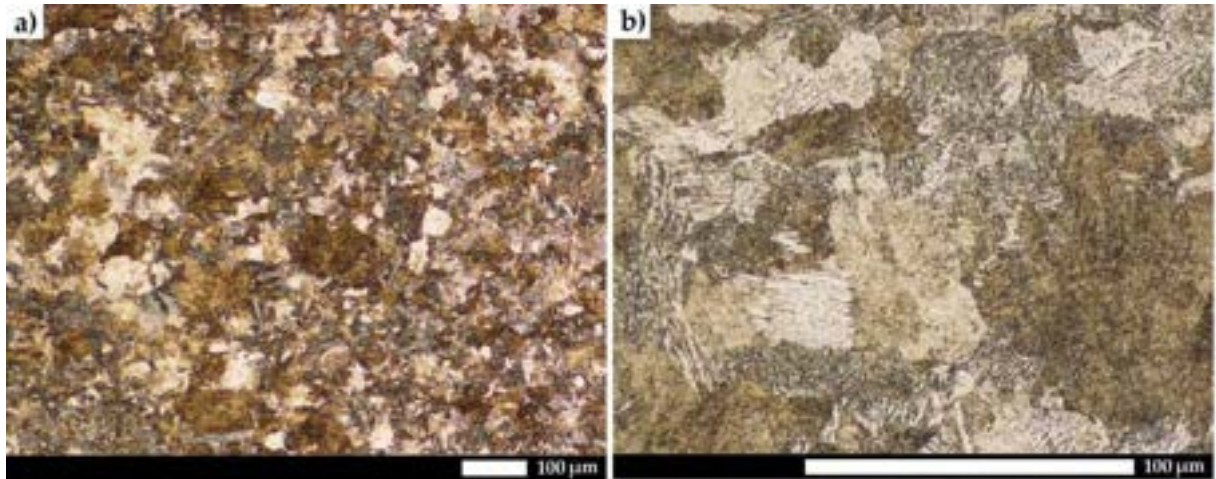
Rys. 146. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa MS3 pokazana na rys. 69a a) 100×, b) 500×. Struktura składająca się z ferrytu iglastego oraz troostytu hartowania. LM, trawiono 3% HNO₃.



Rys. 147. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa LW pokazana na rys. 69a. a) 100×, b) 500×. Struktura składająca się z ferrytu ziarnistego i listwowego oraz troostytu hartowania. LM, trawiono 3% HNO₃.



Rys. 148. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa SG pokazana na rys. 69a. a) 100×, b) 500×. Złożona struktura troostytu hartowania i ferrytu listwowego (bainitycznego lub Widmanstättena). LM, trawiono 3% HNO₃.

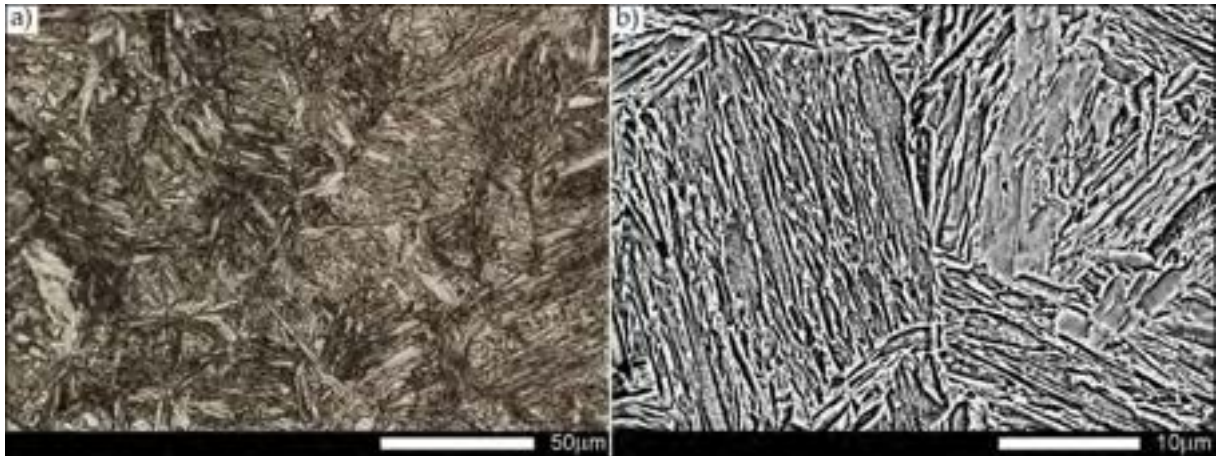


Rys. 149. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa SD pokazana na rys. 69a. a) 100×, b) 500×. Złożona struktura troostytu hartowania i ferrytu listwowego (bainitycznego lub Widmanstättena). LM, trawiono 3% HNO₃.

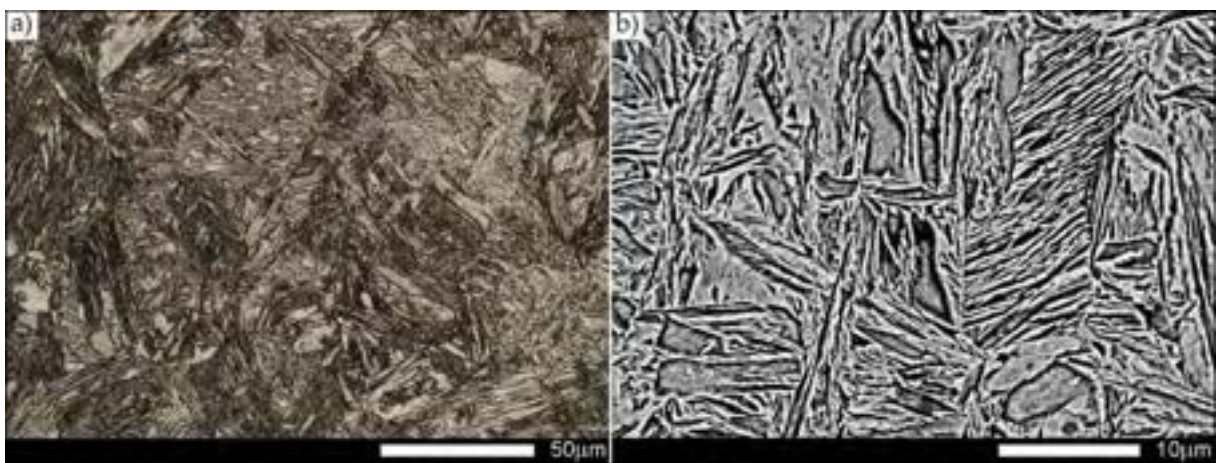
6.8. BADANIA MIKROSKOPOWE POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450 I HARDOX EXTREME W STANIE OBROBIONYM CIEPLNIE

Rys. 150–155 przedstawiają mikrostruktury charakterystycznych stref połączenia spawanego stali Hardox 450 po przeprowadzonej kompleksowej obróbce cieplnej, obejmującej normalizowanie, hartowanie w wodzie oraz niskie odpuszczanie. Ze względu na stosunkowo niską zawartość węgla, można zaobserwować charakterystyczną budowę martenzytu składającą się z pakietów i bloków o niewielkiej zmienności orientacji krystalograficznej. Powyższe stwierdzenie jest zasadne zarówno dla materiału rodzimego (rys. 150), jak i umownie definiowanej strefy wpływu ciepła (rys. 151).

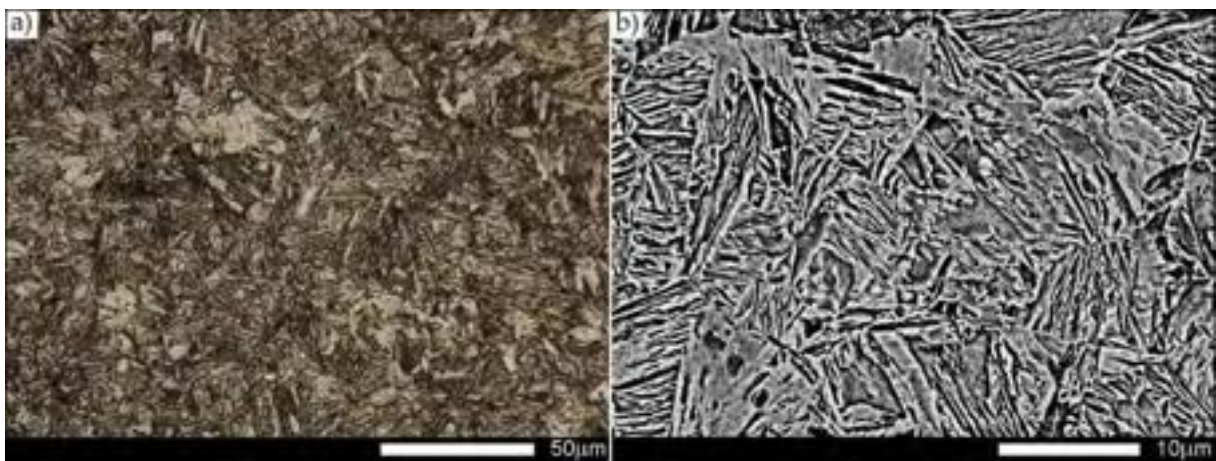
W obszarze linii wtopienia zastosowane zabiegi obróbki cieplnej pozwoliły na uzyskanie struktury drobnolistwowego martenzytu odpuszczania, jednak nieregularnie rozłożone bloki martenzytu świadczą o znacznym zróżnicowaniu rozmiaru ziarna byłego austenitu (rys. 152). Należy przy tym zaznaczyć, że zarówno materiał rodzimy, jak i materiał spoiny, charakteryzują się pasmowością struktury, wynikającą ze zróżnicowania składu chemicznego, co wpływa na odmienną kinetykę przemian fazowych. Oddziaływanie wysokiej temperatury podczas spawania powoduje zatracenie cech pasmowości i niewielkie zubożenie tej strefy w węgiel. Wobec tego, linia wtopienia pozostaje nieznacznie zarysowana.



Rys. 150. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox H450 w stanie obrobionym cieplnie – strefa MR pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.



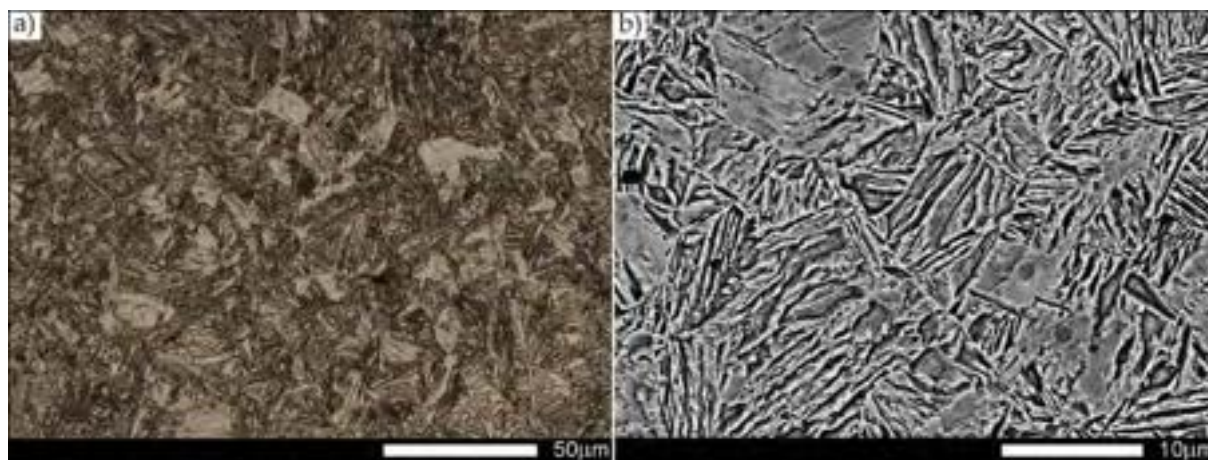
Rys. 151. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox H450 w stanie obrobionym cieplnie – strefa SWC pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.



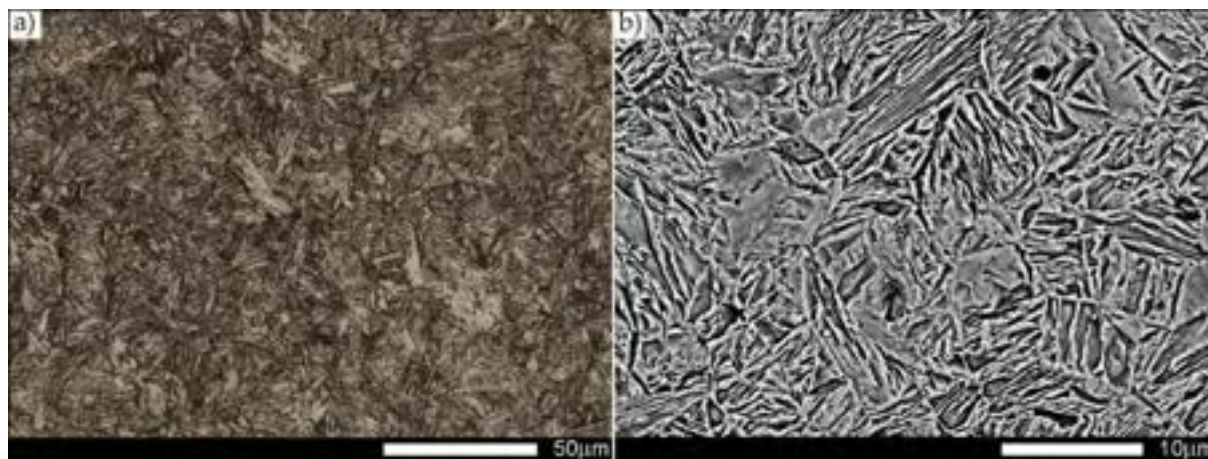
Rys. 152. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox H450 w stanie obrobionym cieplnie – strefa LW pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

Materiał spoiny także charakteryzuje się budową drobnolistwowego martenzytu (rys. 153–155), jednak ze względu na nieznacznie niższą zawartość węgla w stosunku do materiału rodzimego, proces odpuszczania nie skutkuje w stopniu obecnością dużej ilości faz węglkowych, szczególnie na granicy bloków mikrostruktury. Relatywnie, również wielkość listew tworzonej mikrostruktury jest mniejsza niż w strefie materiału rodzimego

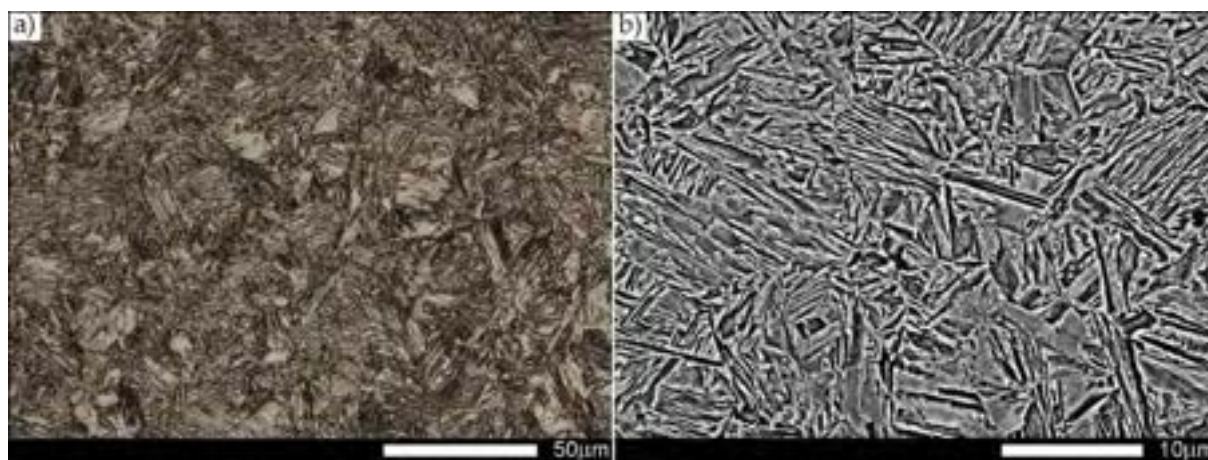
i strefie wpływu ciepła. Zatem można stwierdzić, iż powyższe obserwacje potwierdzają zasadność prowadzonych rozważań odnośnie zastosowania zabiegów post obróbki cieplnej w stosunku do wszystkich stref połączenia spawanego.



Rys. 153. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox H450 w stanie obrobionym cieplnie – strefa MS1 pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

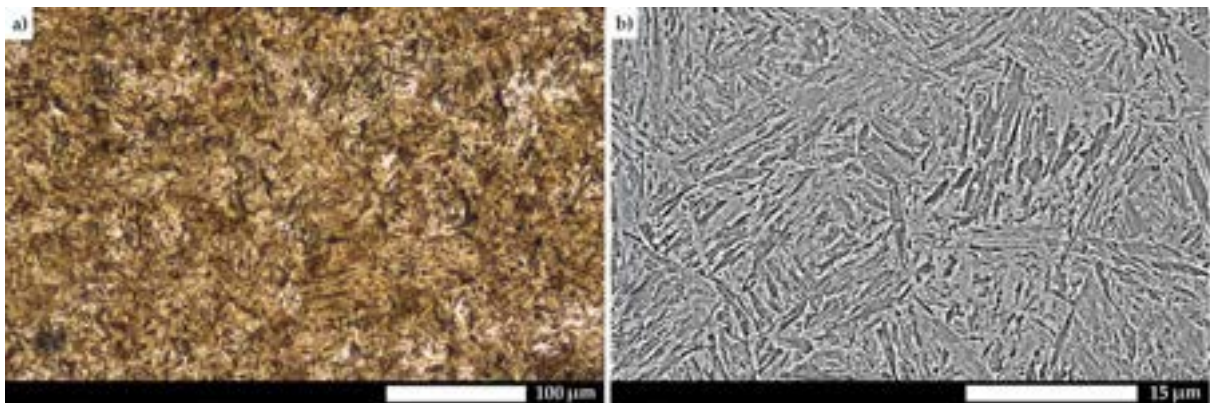


Rys. 154. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox H450 w stanie obrobionym cieplnie – strefa MS2 pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

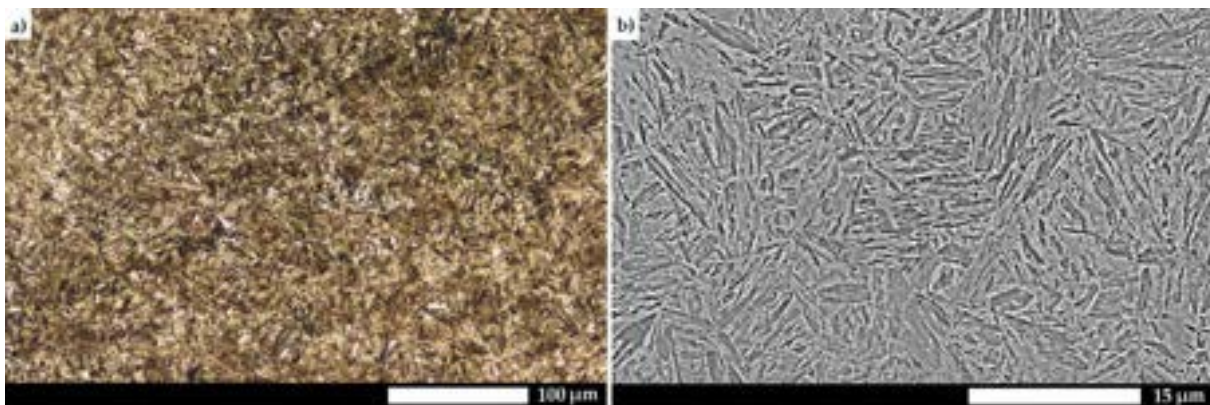


Rys. 155. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox H450 w stanie obrobionym cieplnie – strefa MS3 pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

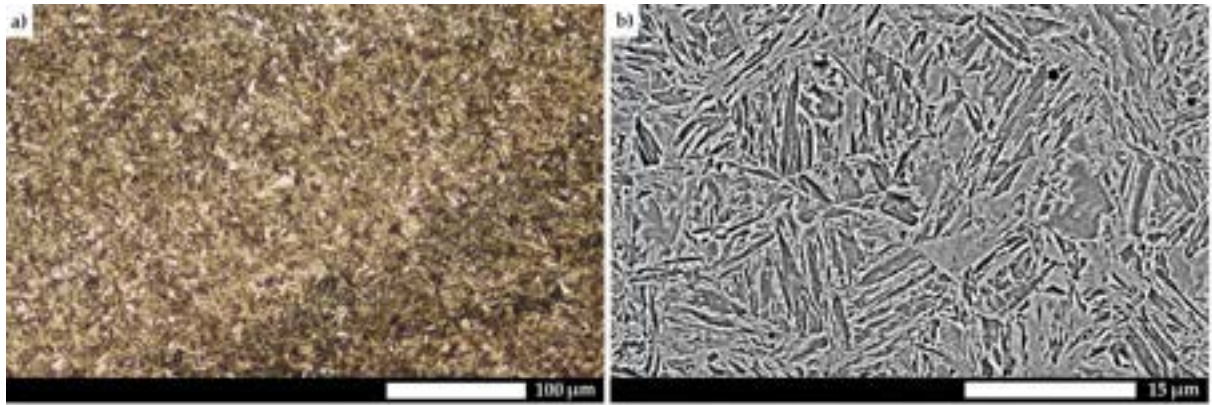
Zrealizowane zabiegi obróbki cieplnej połączeń spawanych stali Hardox Extreme również spowodowały uzyskanie równomiernej struktury martenzytycznej we wszystkich strefach złącza spawanego. Zarówno w obszarze materiału rodzimego, jak i strefie gruboziarnistej, obserwuje się budowę martenzytu średniowęglowego, o drobniejszej morfologii w porównaniu do stali Hardox 450, a wyróżnienie poszczególnych pakietów i bloków jest utrudnione (rys. 156–157). Można wskazać również na obszary podlegające trawieniu ze zróżnicowaną intensywnością, co jest spowodowane wydzieleniem węglików pomiędzy blokami martenzytu, a także zmianą kierunku orientacji krystalograficznej. W przypadku linii wtopienia, jak i strefy materiału stopiwa (MS1, MS2, MS3), zarejestrowane cechy strukturalne w budowie martenzytu charakteryzują się zróżnicowaniem wielkości budowy pakietów i bloków, co jest spowodowane budową dendrytyczną oraz niejednorodnością składu chemicznego. Obserwuje się także udział martenzytu nieodpuszczonego oraz martenzytu, który uległ koalescencji (rys. 158–160).



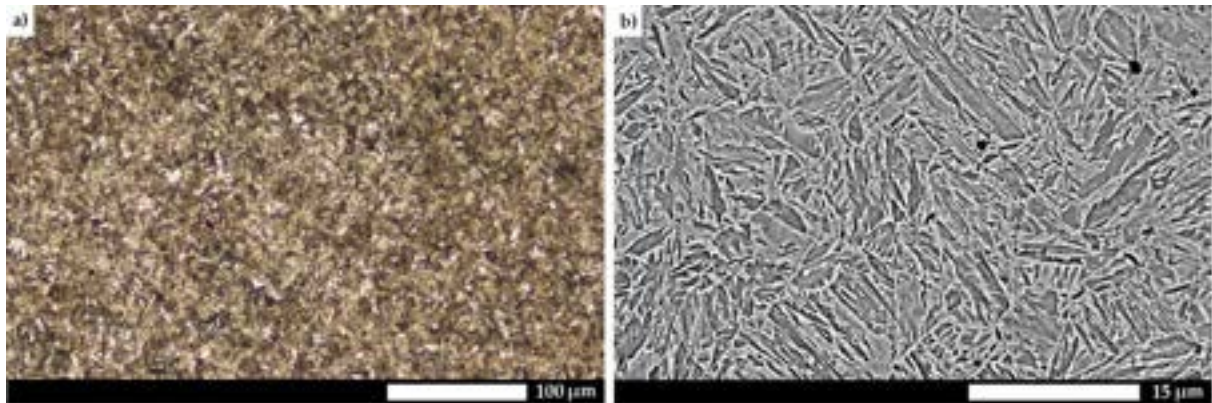
Rys. 156. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie obrobionym cieplnie – strefa MR pokazana na rys. 69b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.



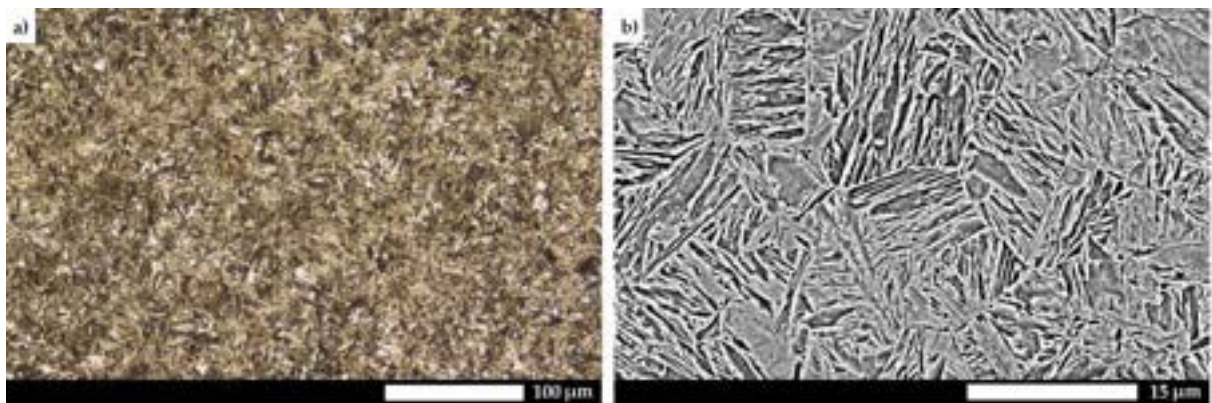
Rys. 157. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie obrobionym cieplnie – strefa SG pokazana na rys. 69b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.



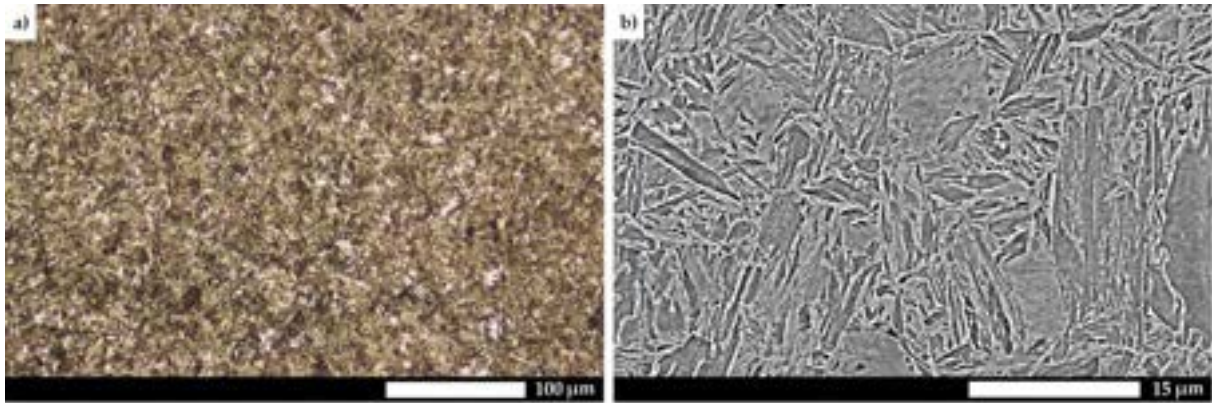
Rys. 158. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie obrobionym cieplnie – strefa LW pokazana na rys. 69b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.



Rys. 159. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie obrobionym cieplnie – strefa MS1 pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.



Rys. 160. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie obrobionym cieplnie – strefa MS2 pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

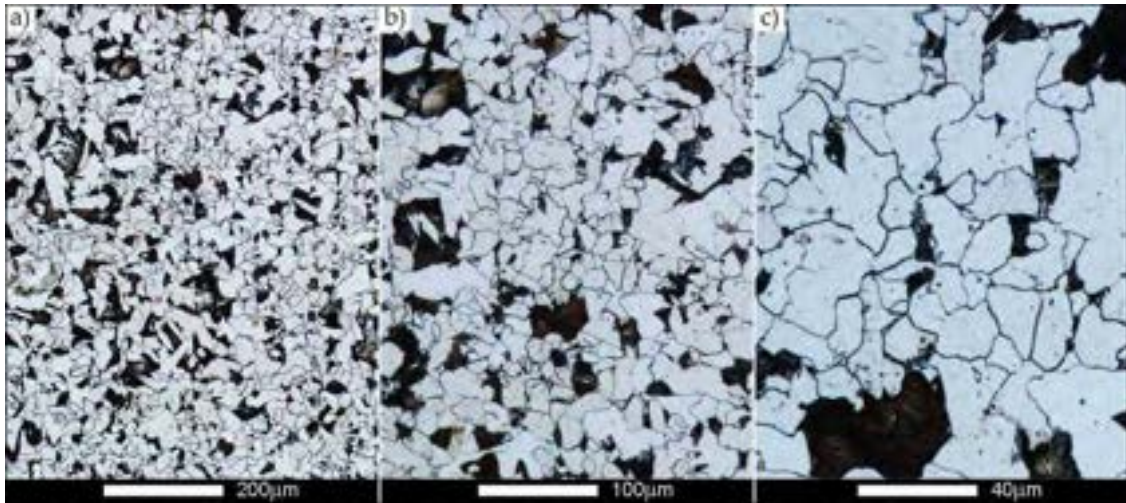


Rys. 161. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie obrobionym cieplnie – strefa MS3 pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

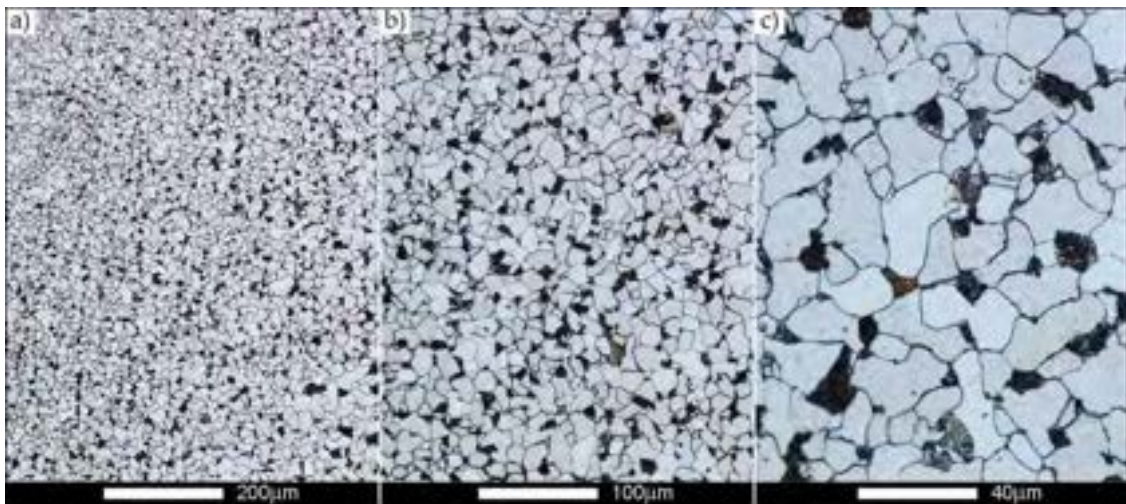
6.8.1. BADANIA WIELKOŚCI ZIARNA BYŁEGO AUSTENITU

W podrozdziale 6.3. wykazano, że materiał spoiny charakteryzuje się mniejszym rozmiarem ziarna niż materiał rodzimy, wyższą temperaturą gwałtownego rozrostu ziarna, jak i zachowaniem po przeprowadzeniu obróbki cieplnej we wszystkich wariantach temperaturowych rozdrobnionej mikrostruktury na linii wtopienia, gdzie średni rozmiar ziaren jest znacznie mniejszy od sąsiednich obszarów strefy wpływu ciepła. Ze względu na to, iż w wyniku wyżarzania normalizującego, w obszarze odpowiadającym strefie gruboziarnistej, uzyskano średnią wielkość ziarna korespondującą z materiałem rodzimym, można uznać za zasadne zastosowanie tej operacji przed procesem końcowego hartowania. Warto także nadmienić, iż zdecydowany rozrost ziarna austenitu we wszystkich analizowanych strefach następuje dopiero od temperatury 1000°C. Spowodowane jest to występowaniem w stali Hardox 450 – klasyfikowanej jako mikrostopowej stali drobnoziarnistej – wielu mikrododatków stopowych, które, tworząc azotki (tytanu, boru, aluminium), węglikoazotki lub węgliki, blokują migrację granic ziaren. Dopiero ich rozpuszczenie w wyższych temperaturach powoduje rozrost ziarna, co zostało wykazane w [129], [134]. Na rys. 162–168 przedstawiono mikrostruktury połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie hartowanym z temperatury 950°C z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu.

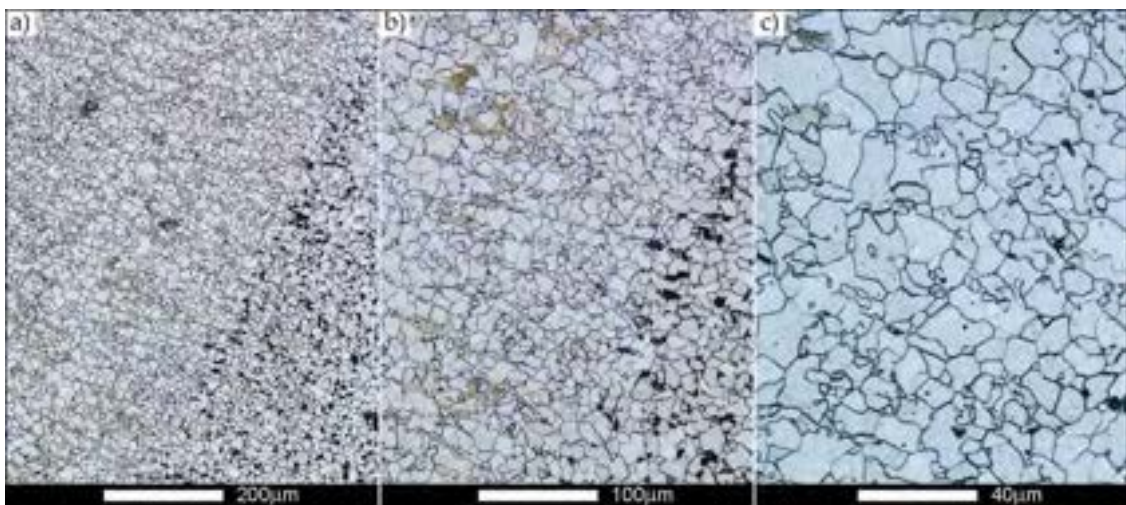
Materiał rodzimy i strefa wpływu ciepła po przeprowadzonym procesie hartowania z temperatury 950°C zachowują nieznaczną pasmowość struktury (rys. 162–163). Na linii wtopienia obserwuje się duży stopień rozdrobnienia mikrostruktury (rys. 164), od której – poruszając się głębiej w strefę wpływu ciepła – obserwuje się stopniowy wzrost rozmiaru ziarna, aż do materiału rodzimego. Materiał spoiny natomiast, zarówno MS1, MS2, jak i MS3 (rys. 165–167), charakteryzuje się wyraźnie mniejszym od materiału rodzimego średnim rozmiarem ziarna. Szczegółowa analiza wielkości ziarna byłego austenitu w rozpatrywanym połączeniu spawanym została przedstawiona w dalszej części pracy.



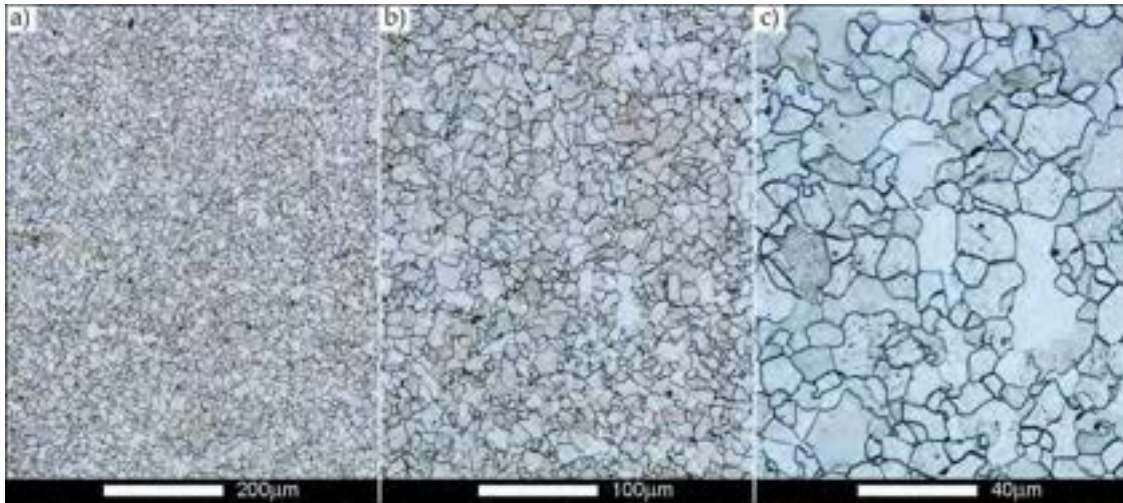
Rys. 162. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 950°C – strefa materiału rodzimego. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



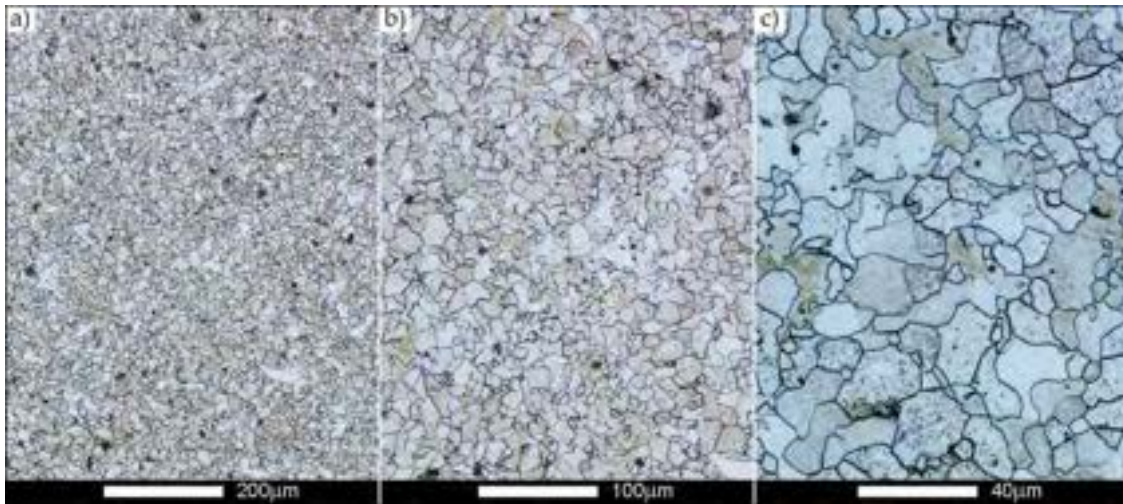
Rys. 163. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 950°C – strefa wpływu ciepła. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



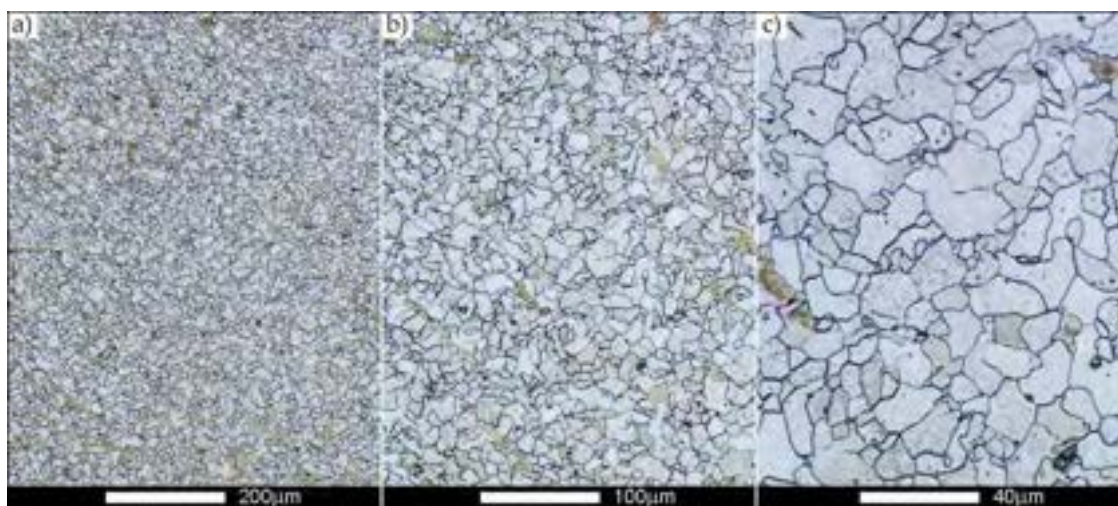
Rys. 164. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 950°C – strefa linii wtopienia. a) 100×, b) 200×, c) 500×.



Rys. 165. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 950°C – strefa materiału spoiny MS1.
a) 100×, b) 200×, c) 500×.



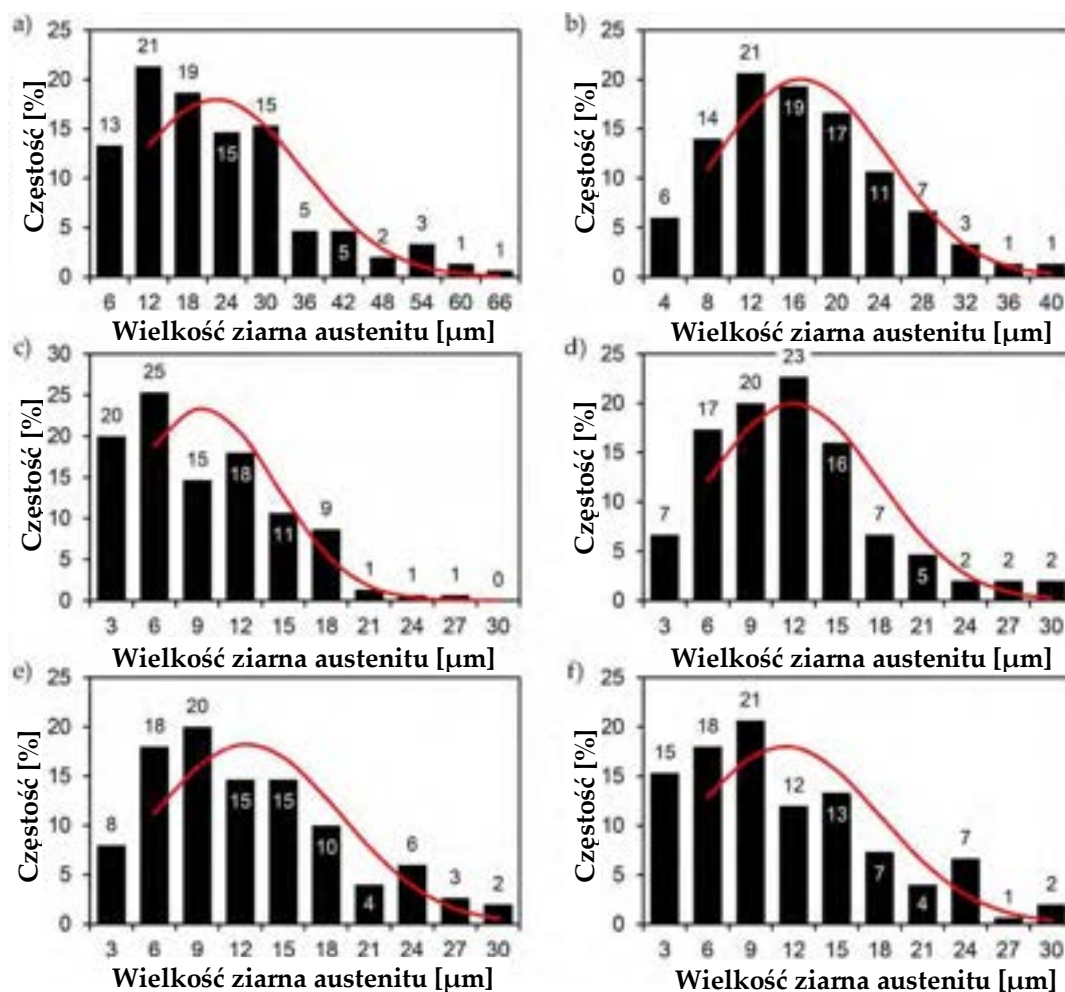
Rys. 166. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 950°C – strefa materiału spoiny MS2.
a) 100×, b) 200×, c) 500×.



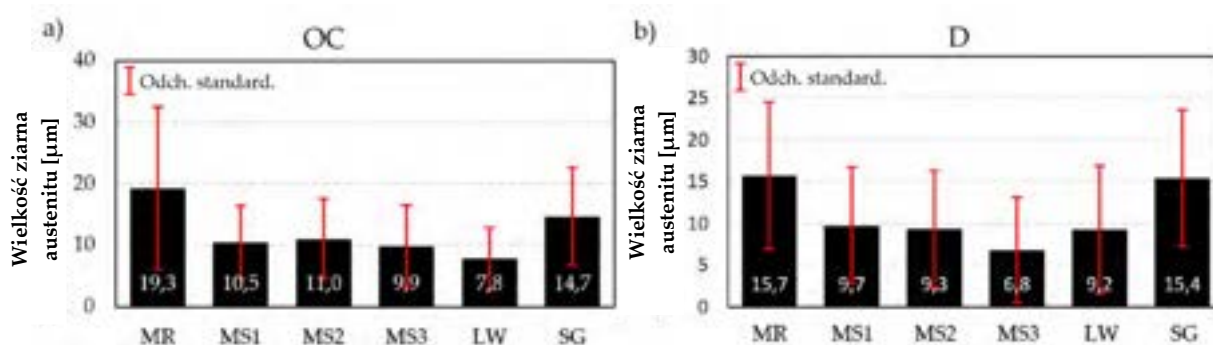
Rys. 167. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 950°C – strefa materiału spoiny MS3.
a) 100×, b) 200×, c) 500×.

Na rys. 168–169 przedstawiono przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziarna byłego austenitu w wybranych strefach rozpatrywanego połączenia spawanego po kompleksowej post obróbce cieplnej oraz zestawienie otrzymanych wartości. W stanie bezpośrednio po spawaniu, materiał rodzimy charakteryzuje się średnim rozmiarem ziarna równym 15,7 μm , natomiast hartowanie z temperatury 950°C wywołało zwiększenie rozmiaru ziarna do 19,3 μm . Co więcej, jak to już zostało zauważone podczas analizy metalograficznej, w strefie wpływu ciepła w materiale poddanym hartowaniu występuje wyraźnie mniejszy rozmiar ziarna od zaobserwowanego w materiale rodzimym, ze średnią wartością równą 14,7 μm . Wyniki badań zreferowane w podrozdziale 6.3. wskazały, że średni rozmiar ziarna byłego austenitu w strefie wpływu ciepła – we wszystkich analizowanych przedziałach temperaturowych – był zbliżony do występującego w materiale rodzimym i miał wartość znacznie większą (nawet o 75%) w stosunku do linii wtopienia. Taki stan rzeczy implikuje tym samym zmianę właściwości mechanicznych, zwłaszcza w kontekście wskaźników udarnościowych. Jednakże, po przeprowadzeniu hartowania z temperatury 950°C, obserwuje się tendencję do rozdrobnienia mikrostruktury wzdłuż strefy wpływu ciepła połączenia spawanego stali Hardox 450.

Po kompleksowej obróbce cieplnej, linia wtopienia charakteryzuje się średnim rozmiarem ziarna równym 7,8 μm , nieznacznie mniejszym od wartości otrzymanej w analogicznej strefie w stanie bezpośrednio po spawaniu, wynoszącym 9,2 μm . Po przeprowadzeniu kompleksowej obróbki cieplnej, średni rozmiar ziarna ma wartość równą 10,5 μm i 11 μm , odpowiednio dla stref MS1 i MS2. Również krzywa dzwonowa osiąga swoje maksimum w przedziale 9 – 12 μm . Strefa spoiny MS3 charakteryzuje się średnim rozmiarem ziarna równym 9,9 μm .



Rys. 168. Przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziaren byłego austenitu w strefie połączenia spawanego stali Hardox 450 po kompleksowej obróbce cieplnej: a) materiał rodzimy b) strefa wpływu ciepła; c) linia wtopienia; d) materiał spoiny MS1; e) materiał spoiny MS2; f) materiał spoiny MS3.



Rys. 169. Średnie wielkości ziarna byłego austenitu w charakterystycznych strefach złącza spawanego. a) OC – stan obrobiony cieplnie ($T_A = 950^\circ\text{C}$), b) D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu). MR – materiał rodzimy, MS1, MS2, MS3 – strefa materiału spoiny, LW – linia wtopienia, SG – obszar gruboziarnisty strefy wpływu ciepła.

6.8.2. BADANIA WYTRZYMAŁOŚCI NA ROZCIĄGANIE R_m POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450

W tabeli 44 przedstawione zostały wyniki badań wytrzymałościowych. Średnia wartość statycznej wytrzymałości na rozciąganie połączenia spawanego w stanie bezpośrednio po spawaniu wynosi $R_m = 677$ MPa, co stanowi w przybliżeniu 85% deklarowanej przez producenta stopiwa wartości i mniej niż 50% wytrzymałości materiału rodzimego. Taka różnica otrzymanych wartości wydaje się być bardzo niekorzystna z punktu widzenia technologicznego i konstrukcyjnego, wpływając zarazem na obniżenie odporności na zużywanie ścierne i krótszą trwałość elementów roboczych. Przykładem są noże czerpaków, zamontowane technikami spawalniczymi na konstrukcji koparki węgla brunatnego [55]. Jednakże, wydłużenie względne $A = 22,8\%$ i przewężenie o wartości $Z = 56,8\%$ pozwalają zdefiniować połączenie spawane jako plastyczne w warunkach obciążeń statycznych. Po przeprowadzonych procesach obróbki cieplnej, wytrzymałość na rozciąganie jest równa $R_m = 1245$ MPa, co odpowiada 87% wytrzymałości materiału rodzimego. Parametry A i Z pozostają praktycznie niezmiennie. Należy przy tym zaznaczyć, że uzyskane wyniki są zależne od zróżnicowania warunków technologicznych. Dla przykładu, w podrozdziale 6.3., dla połączenia spawanego poddanego obróbce cieplnej przy wykorzystaniu zbliżonych parametrów uzyskano wytrzymałość na rozciąganie R_m wyższą o 40 MPa, jednakże przy przewężeniu Z mniejszym o 8%. Niemniej jednak, niewielkie różnice należy uznać za dopuszczalne w kontekście docelowych warunków pracy i uwarunkowane między innymi wydłużonym czasem odpuszczania. Co więcej, poszczególne wytopy stali różnią się składem chemicznym, w tym zawartością węgla na poziomie 0,06% (0,17 – 0,23% wag.), wobec czego teoretyczna temperatura obróbki cieplnej materiału pochodzącego z różnych partii produkcyjnych może się nieznacznie różnić. Parametr ten powinien być zatem wzięty pod uwagę w przypadku projektowania i realizacji procesów spawalniczych i post obróbki cieplnej stali Hardox 450.

Tabela 44. Wybrane właściwości wytrzymałościowe połączeń spawanych stali Hardox 450 w stanie bezpośrednio po spawaniu oraz po kompleksowej obróbce cieplnej: R_m – wytrzymałość na rozciąganie w temperaturze otoczenia, A – wydłużenie względne przy zerwaniu, Z – przewężenie przy zerwaniu.

	Parametry obróbki cieplnej	R_m		A		Z	
		[MPa]		[%]		[%]	
UTS-1	Stan bezpośrednio po spawaniu	674	677 ± 15	24,0	22,8 ± 1,9	58,5	56,8 ± 2,2
UTS-2		690		24,8		58,7	
UTS-3		668		19,8		53,3	
UTS-4		695		23,0		56,1	
UTS-5		660		22,6		57,2	
UTS-6	Normalizowanie: 900°C/1h/powietrze	1246	1245 ± 10	23,0	22,7 ± 1,2	63,6	62,0 ± 1,2
UTS-7	Hartowanie: 950°C/20 min/H ₂ O	1237		24,4		60,9	
UTS-8	Odpuszczanie: 100°C/5h/powietrze	1253		22,7		62,8	
UTS-9		1233		21,4		61,8	
UTS-10		1255		21,9		60,8	

6.8.3. BADANIA UDARNOŚCI ORAZ ANALIZA FRAKTOGRAFICZNA POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450

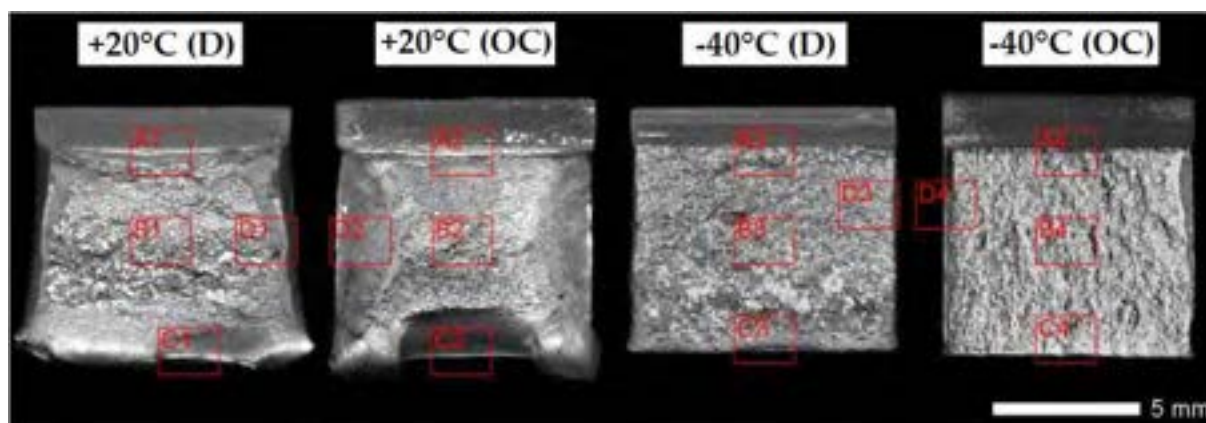
W odmiennym kontekście należy rozważać odporność na obciążenia dynamiczne. W tym przypadku, udarność połączenia spawanego w temperaturze otoczenia wynosi $KCV_{+20} = 130,3 \text{ J/cm}^2$ (tabela 45). Uzyskaną wartość należy przypisać najmniejszemu rozmiarowi ziarna we wszystkich strefach połączenia spawanego w porównaniu do materiału poddanego zabiegom obróbki cieplnej. Również mikrostruktura ferrytyczno-perlityczna (ale także mikrostruktura troostytu i sorbitu) jest zdolna do większego pochłaniania energii i cechuje się podatnością na większe odkształcenia plastyczne w stosunku do nisko odpuszczonego martenzytu. Co więcej, udarność na poziomie $KCV = 17 \text{ J/cm}^2$ w temperaturze -40°C definiuje połączenie spawane jako podatne do kruchego pęknięcia. Po kompleksowej obróbce cieplnej, udarność w temperaturze otoczenia zachowała bardzo wysoki poziom, tj. $KCV_{+20} = 69,6 \text{ J/cm}^2$, a także – uwzględniając wysokie wskaźniki wytrzymałościowe – zadowalający poziom udarności w temperaturze -40°C , tj. $KCV = 28,3 \text{ J/cm}^2$, co pozwala zaklasyfikować połączenie spawane jako umiarkowanie odporne na obciążenia o charakterze dynamicznym.

Tabela 45. Wskaźniki udarności połączeń spawanych stali Hardox 450 w stanie bezpośrednio po spawaniu oraz po kompleksowej obróbce cieplnej: KCV_{+20} – udarność w temperaturze $+20^\circ\text{C}$, KCV_{-40} – udarność w temperaturze -40°C .

	Parametry obróbki cieplnej	KCV_{+20}		KCV_{-40}	
		[J/cm ²]		[J/cm ²]	
$KCV-1 / KCV-6$	Stan bezpośrednio po spawaniu	118,4	130,3 ± 19,0	14,9	17,0 ± 2,7
$KCV-2 / KCV-7$		155,9		15,3	
$KCV-3 / KCV-8$		116,7		20,7	
$KCV-4 / KCV-9$		115,1		15,1	
$KCV-5 / KCV-10$		145,3		18,9	
$KCV-11 / KCV-16$	Normalizowanie: 900°C/1h/powietrze Hartowanie: 950°C/20 min/H ₂ O Odpuszczanie: 100°C/5h/powietrze	62,7	69,6 ± 7,0	16,2	28,3 ± 13,5
$KCV-12 / KCV-17$		77,3		14,8	
$KCV-13 / KCV-18$		62,7		47,2	
$KCV-14 / KCV-19$		75,9		35,0	
$KCV-15 / KCV-20$		69,5		28,0	

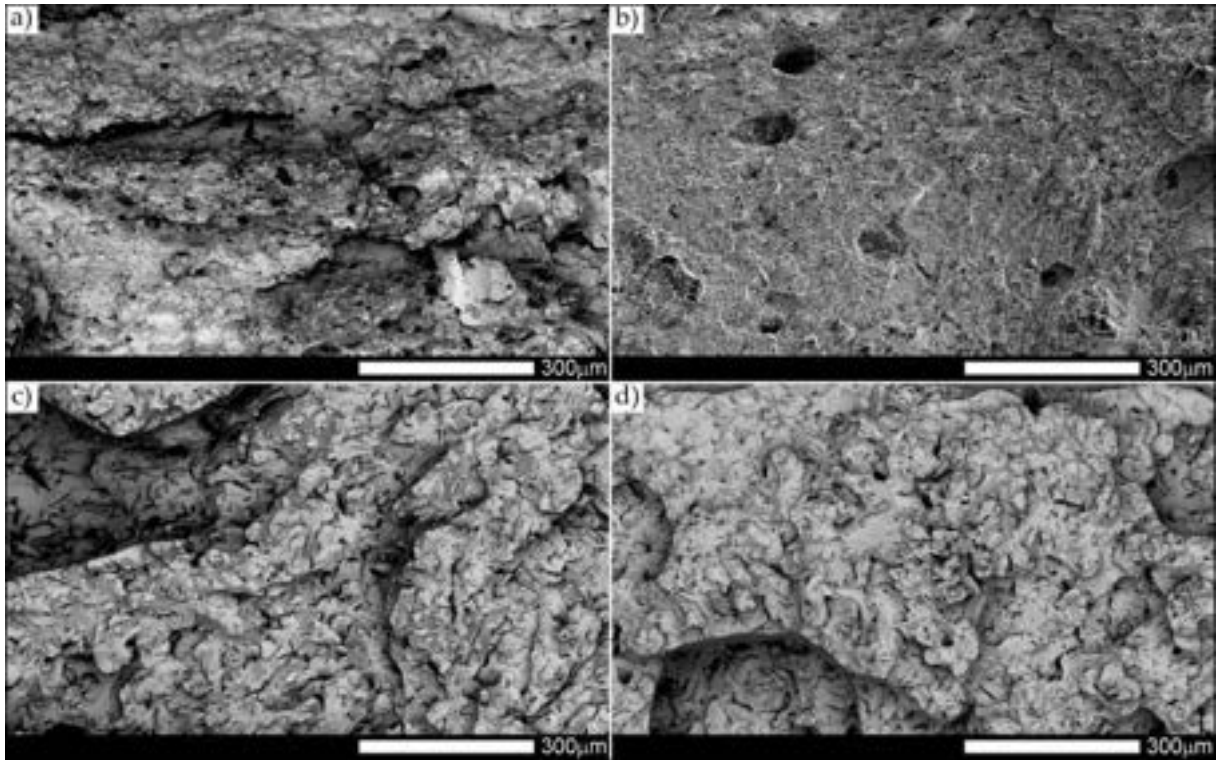
Potwierdzeniem powyższej analizy są obrazy powierzchni przełomów próbek udarnościowych, przedstawione na rys. 170. Na czerwono zaznaczone zostały obszary, które można uznać za kluczowe w ocenie budowy przełomów, wobec czego zostały poddane szczegółowej ocenie fraktograficznej (rys. 171–178). Podczas obserwacji makroskopowych zauważalna jest znaczna plastyczność połączenia spawanego poddanego badaniom w temperaturze otoczenia. Świadczą o tym stosunkowo duże udziały obszarów plastycznych, obserwowanych w strefach dołamania i pod karbem mechanicznym oraz bardzo szerokich, odkształconych plastycznie strefach bocznych. Dodatkowo, materiał w stanie bezpośrednio po spawaniu charakteryzuje się znaczną (zróznicowaną) chropowatością – szczególnie na próbkach badanych w temperaturze ujemnej – będącą efektem występowania zróznicowanych struktur w strefie wpływu ciepła. Materiał po próbie udarności w temperaturze -40°C dla dwóch analizowanych stanów wykazuje cechy przełomu kruchego, gdzie strefa dołamania w stanie bezpośrednio po spawaniu zachowuje

zróznicowaną topografię powierzchni. Natomiast przełom połączenia spawanego w stanie obrobionym cieplnie charakteryzuje się licznymi uskokami.

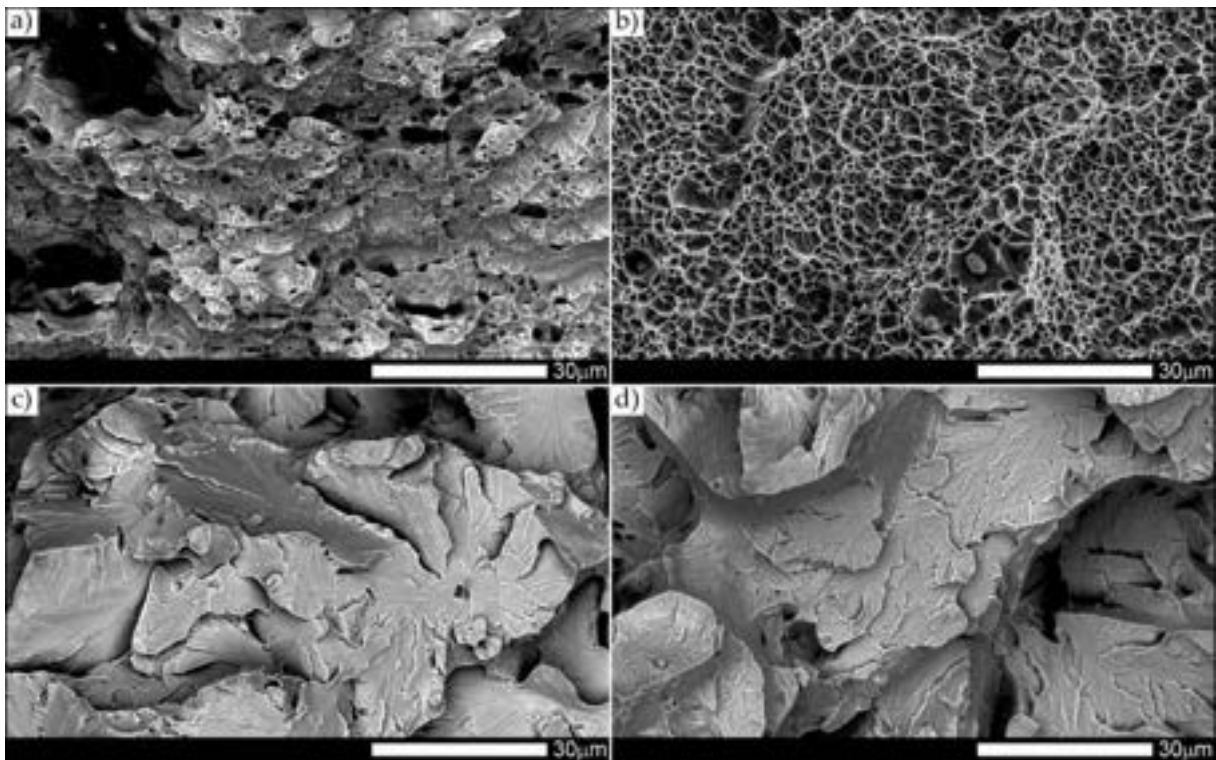


Rys. 170. Obraz makroskopowy przełomów udarnościoowych połączenia spawanego stali Hardox 450. D – przełomy próbek w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), OC – przełomy próbek podanych kompleksowej obróbce cieplnej, Ramkami zaznaczono: A – strefa pod karbem, B – strefa centralna, C – strefa dołamania, D – strefa boczna. Mikroskopia stereoskopowa, stan nietrawiony.

Potwierdzeniem stanowiska o niekontrolowanych zmianach w strefie wpływu ciepła połączenia spawanego w stanie bezpośrednio po spawaniu są mikrofotografie powierzchni przełomów wykonanych w temperaturze otoczenia (rys. 171a i 172a) w strefie pod karbem. Charakterystyczne są nieznacznie wydłużone, paraboliczne dołki, zwrócone w kierunku rozwoju pęknięcia, co jest cechą typową dla złomu plastycznego utworzonego przez ścięcie. Lokalnie obserwuje się również obszary przełomu quasi-łupliwego o rzeźbie rzek i wyciągniętych krawędziach, tzw. zerwach. Należy przy tym zaznaczyć, że powyższe strefy są oddzielone wyraźnymi uskokami, obrazującymi przejście pęknięcia po granicach ziaren. Takie zachowanie jest właściwością przełomu rozdzielczego międzykrystalicznego, wobec czego złom należy sklasyfikować jako mieszany, tj. plastyczny z obszarami złomu kruchego międzykrystalicznego. Przyczyną powstania takiego rodzaju złomu jest m.in. pękanie wodorowe, a także osłabienie spójności granic ziaren przez wydzielenie kruchych wtrąceń. Omówione powyżej spostrzeżenia stoją w opozycji do stanu obrobionego cieplnie, który w temperaturze pokojowej wykazuje cechy charakterystyczne dla odkształcenia plastycznego ze strukturą włóknistą, identyfikowaną przez równoosiowe dołki i nieliczne wtrącenia w dnach największych dołków (rys. 171b i 173b). W przypadku materiału poddanego badaniu w temperaturze ujemnej, w stanie bezpośrednio po spawaniu obserwuje się wyraźne cechy pęknięcia łupliwego i nieliczne naderwania plastyczne (rys. 171c i 172c). Obserwowalna charakterystyczna rzeźba rzek jako efekt łączenia się równoległych płaszczyzn łupliwości, pozwala na identyfikację poszczególnych ziaren ze względu na zmianę kierunku rozprzestrzeniania się pęknięcia. Miejscowo obserwuje się również rzeźbę typu wachlarza, w której pęknięcie, wygenerowane w jednym punkcie, rozchodzi się we wszystkich kierunkach. W stanie obrobionym cieplnie (rys. 171d i 172d), poza rzeźbą rzek, występują nieliczne zerwy, świadczące o występowaniu przełomu mieszanego – kruchego o wycinkach przełomu quasi-łupliwego. W obydwu przypadkach można wyróżnić również nieliczne języki łupliwości. Co więcej, również rozmiar ziarna odpowiadający w przybliżeniu strefie wpływu ciepła jest zgodny z wcześniejszymi obserwacjami.

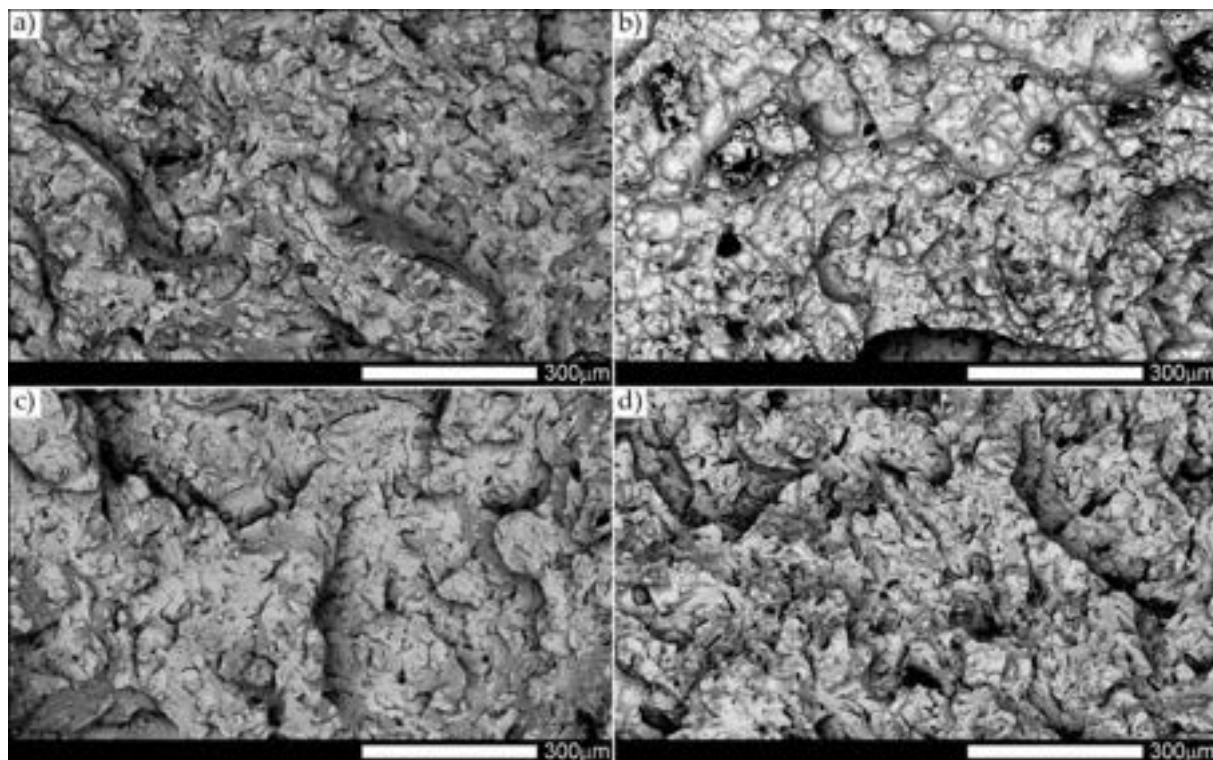


Rys. 171. Obrazy powierzchni przełomów połączenia spawanego stali Hardox 450, zaznaczonych odpowiednimi ramkami „A” na rys. 170. (a) A1, stan bezpośrednio po spawaniu, +20°C. (b) A2, stan obrobiony cieplnie, +20°C. (c) A3, stan bezpośrednio po spawaniu, -40°C. (d) A4, stan obrobiony cieplnie, -40°C. SEM, stan nietrawiony, ~100×.

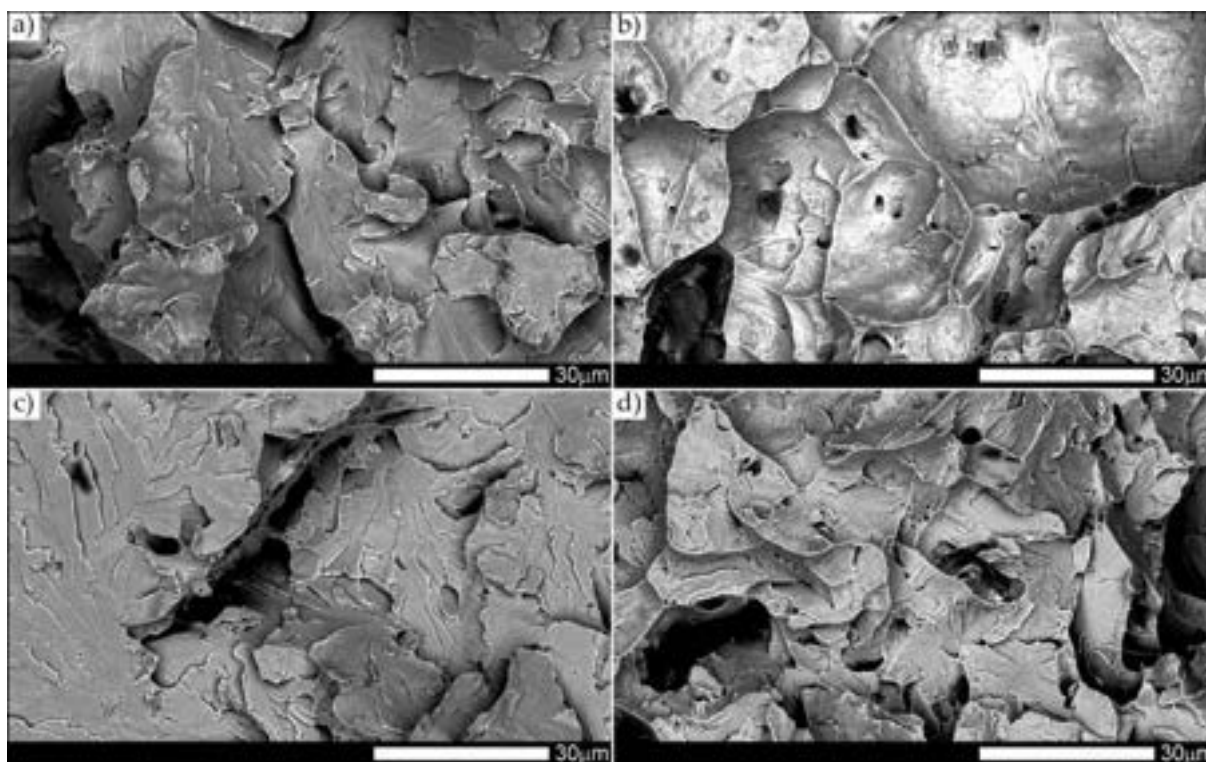


Rys. 172. Powiększone obrazy powierzchni przełomów pokazanych na rys. 171. (a) A1, stan bezpośrednio po spawaniu, +20°C. (b) A2, stan obrobiony cieplnie, +20°C. (c) A3, stan bezpośrednio po spawaniu, -40°C. (d) A4, stan obrobiony cieplnie, -40°C. SEM, stan nietrawiony, ~1000×.

Strefa centralna przełomów, obrazująca mechanizm pęknięcia zbliżony do materiału rodzimego, wykazuje cechy pęknięcia rozdzielczego, zarówno dla materiału w stanie bezpośrednio po spawaniu złamanego w temperaturze pokojowej, jak i ujemnej (rys. 173a,c i 174a,c). Wyraźnie zaznaczone są granice ziaren, uwidoczniona rzeźba rzek z rozgałęzionym systemem dorzeczy i wieloma uskoki ułożonymi wachlarzowo. Jednakże, w materiale złamanym w temperaturze pokojowej, obserwuje się również plastyczne naderwania. Złom materiału w stanie obrobionym cieplnie, w temperaturze pokojowej wykazuje cechy przełomu plastycznego i quasi-łupliwego (rys. 173b i 174b). Dołki charakteryzują się kształtem zbliżonym do kulistego lub owalnego i większym rozmiarem niż w omówionej powyżej strefie pod karbem, co jest spowodowane wydzieleniami faz wtórnych, w tym azotków – zidentyfikowanych na podstawie regularnego kształtu wtrąceń. Natomiast miejscowo obserwuje się rzeźbę typu rzek, przy czym w wyniku odkształceń plastycznych nie ma możliwości identyfikacji płaszczyzny krystalograficznej pęknięcia. W materiale obrobionym cieplnie, poddanym badaniu w temperaturze ujemnej (rys. 173d i 174d) występują jednocześnie zerwy będące efektem silnego odkształcenia plastycznego, jak i uskoki, pozwalające na określenie płaszczyzn łupliwości. Według [181], wymienione cechy przełomu klasyfikują go jako quasi-łupliwy. Miejscowo występują również języki łupliwości.

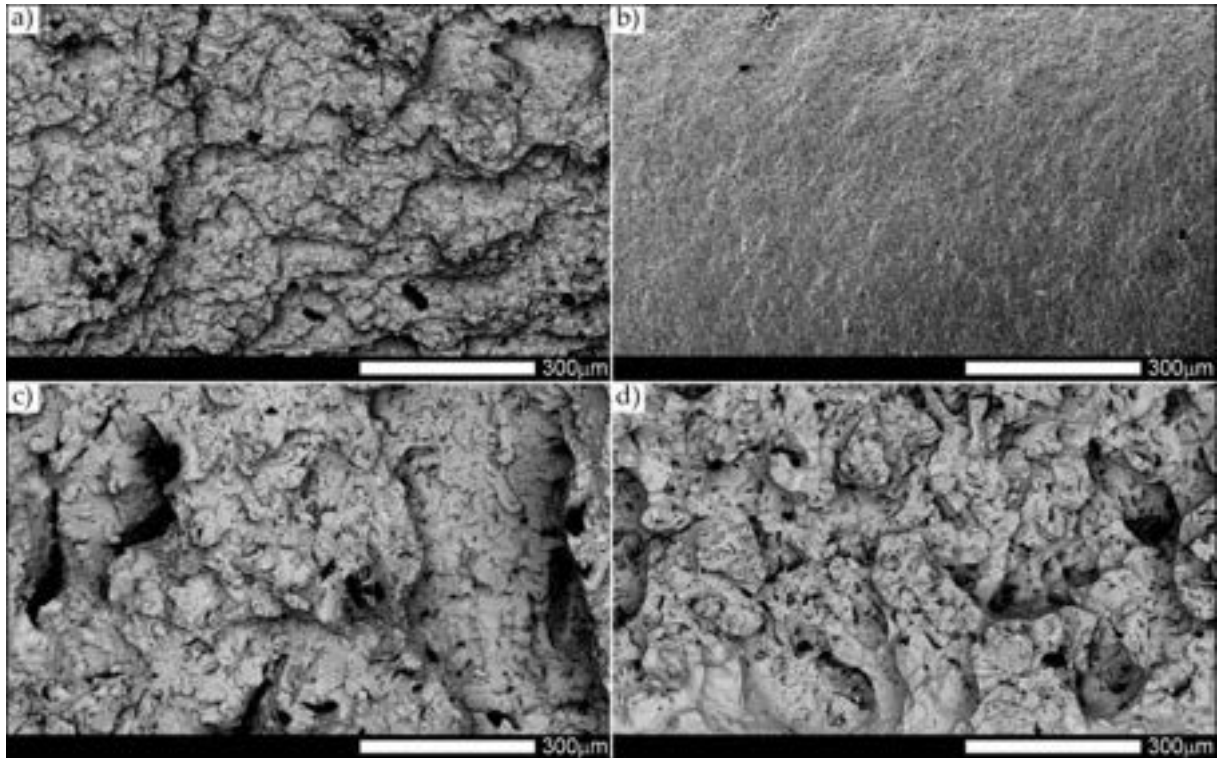


Rys. 173. Obrazy powierzchni przełomów połączenia spawanego stali Hardox 450, zaznaczonych odpowiednimi ramkami „B” na rys. 170. (a) B1, stan bezpośrednio po spawaniu, +20°C. (b) B2, stan obrobiony cieplnie, +20°C. (c) B3, stan bezpośrednio po spawaniu, -40°C. (d) B4, stan obrobiony cieplnie, -40°C. SEM, stan nietrawiony, ~100×.

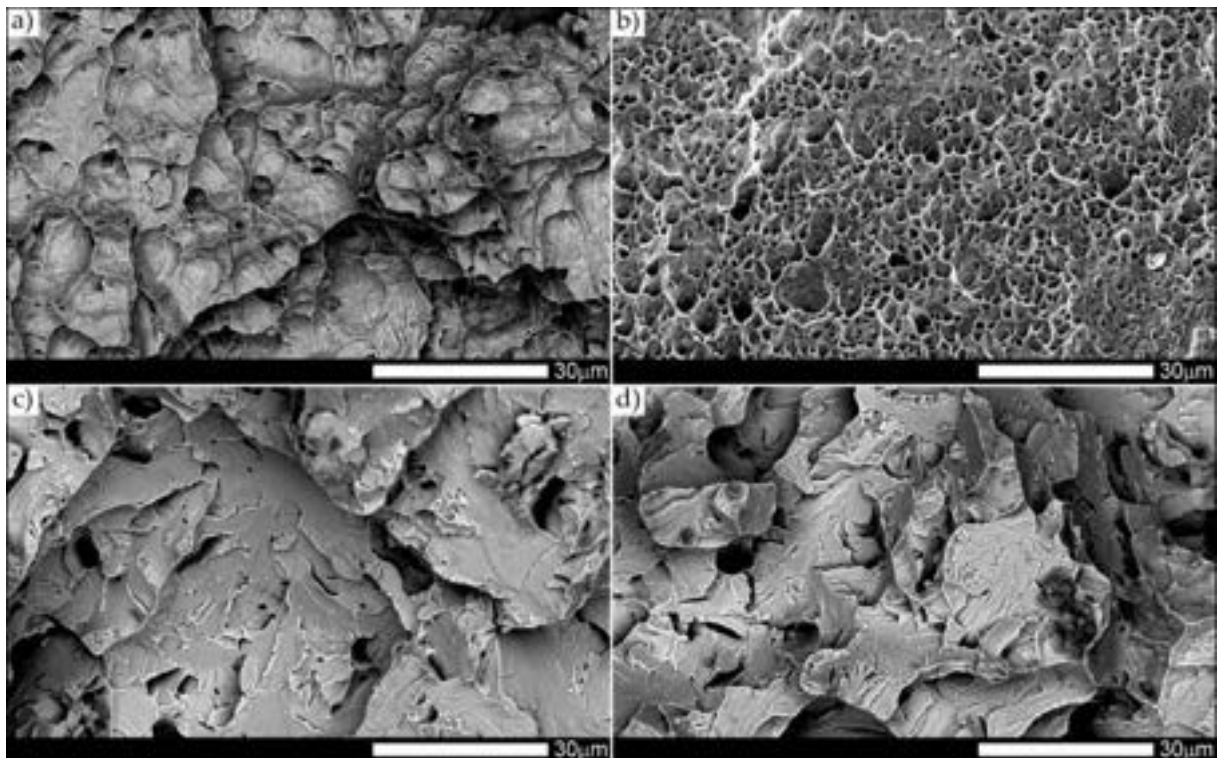


Rys. 174. Powiększone obrazy powierzchni przełomów pokazanych na rys. 173.
 (a) B1, stan bezpośrednio po spawaniu, +20°C. (b) B2, stan obrobiony cieplnie, +20°C.
 (c) B3, stan bezpośrednio po spawaniu, -40°C. (d) B4, stan obrobiony cieplnie, -40°C.
 SEM, stan nietrawiony, ~1000×.

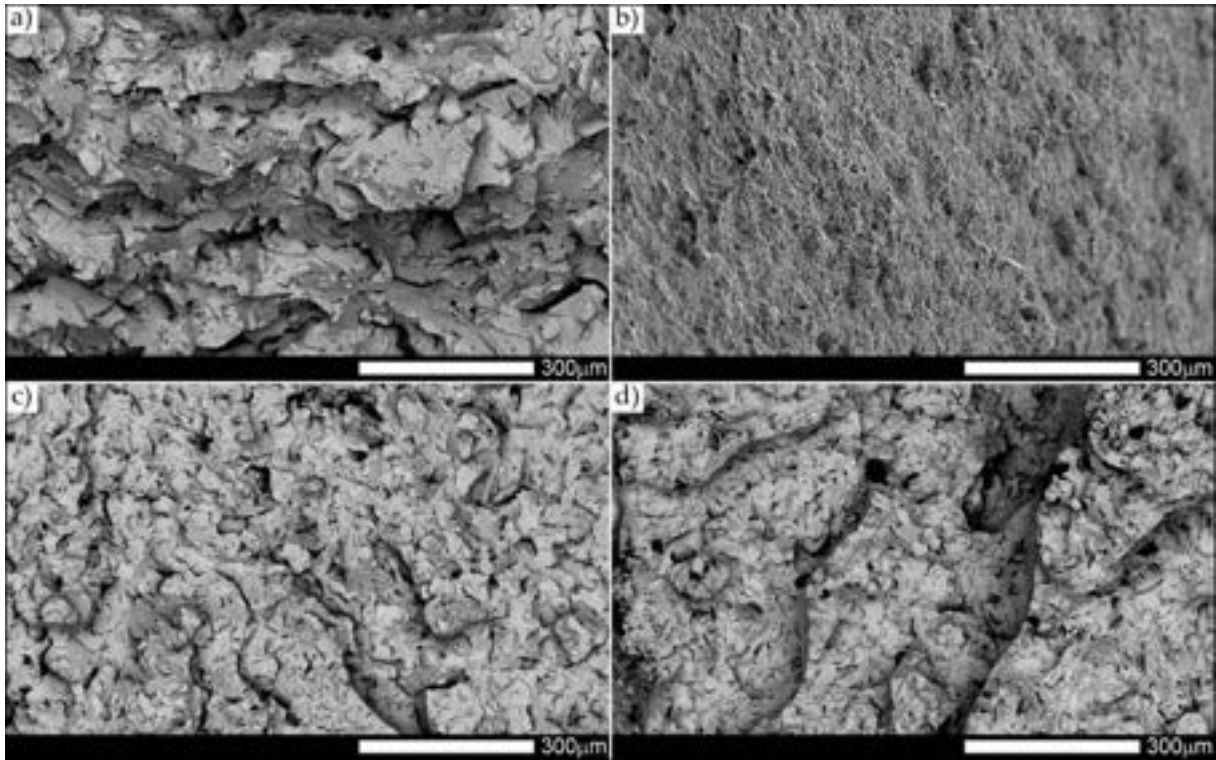
Strefa dołamania przełomów, w próbkach poddanych badaniom udarowościowym w temperaturze pokojowej, wykazuje cechy typowe dla przełomu plastycznego utworzonego przez ściecie, zarówno w stanie bezpośrednio po spawaniu, jak i obrobionym cieplnie (rys. 175a,b i 176a,b). W przypadku stanu bezpośrednio po spawaniu, wydłużone paraboliczne dołki są ułożone zgodnie z kierunkiem rozwoju pęknięcia, natomiast w stanie obrobionym cieplnie – przeciwnie. Jednakże, analogicznie do mechanizmu tego rodzaju pęknięcia, sprzężone ze sobą części przełomu wykazują odmienne kierunki ułożenia dołków. W przypadku materiału w stanie bezpośrednio po spawaniu można ponadto rozróżnić granice ziarn. Rozmiar dołków jest również większy w porównaniu do stanu obrobionego cieplnie, co jest uwarunkowane m.in. różnicowaniem rozmiaru i kształtu ziarna, kruchymi wydzieleniami i dyfuzją wodoru. Materiał złamany w temperaturze obniżonej (rys. 175c,d i 176c,d) zachowuje niezmienną topografię – przełomu kruchego z nielicznymi zerwami i językami łupliwości. Należy przy tym zaznaczyć, że przeprowadzone badania korespondują z dostępnymi wynikami analizy fraktograficznej stali o podobnej klasie [183–184], zwłaszcza w odniesieniu do temperatury dodatniej (przełom plastyczny z cechami przełomu quasi-łupliwego), a także ujemnej, gdzie przy kruchym pękaniu obserwuje się cechy plastyczności materiału.



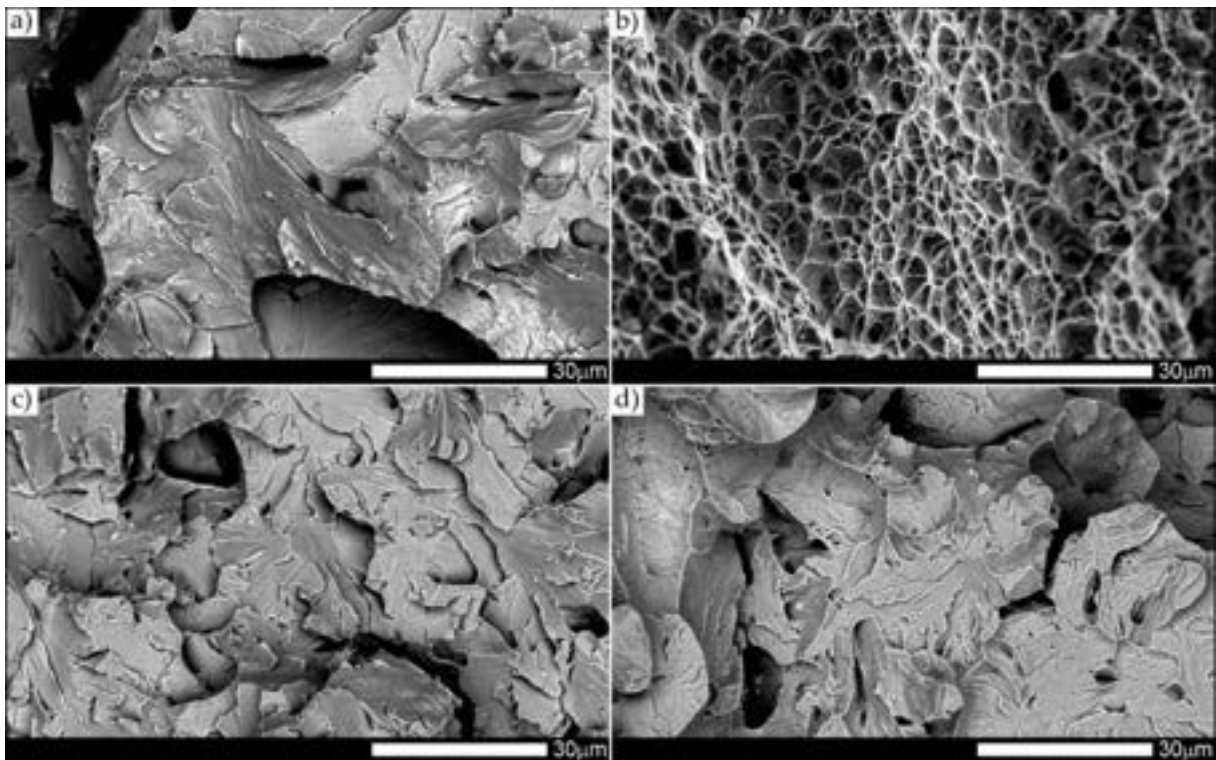
Rys. 175. Obrazy powierzchni przełomów połączenia spawanego stali Hardox 450, zaznaczonych odpowiednimi ramkami „C” na rys. 170. (a) C1, stan bezpośrednio po spawaniu, +20°C. (b) C2, stan obrobiony cieplnie, +20°C. (c) C3, stan bezpośrednio po spawaniu, -40°C. (d) C4, stan obrobiony cieplnie, -40°C. SEM, stan nietrawiony, ~100×.



Rys. 176. Powiększone obrazy powierzchni przełomów pokazanych na rys. 175. (a) C1, stan bezpośrednio po spawaniu, +20°C. (b) C2, stan obrobiony cieplnie, +20°C. (c) C3, stan bezpośrednio po spawaniu, -40°C. (d) C4, stan obrobiony cieplnie, -40°C. SEM, stan nietrawiony, ~1000×.



Rys. 177. Obrazy powierzchni przełomów połączenia spawanego stali Hardox 450, zaznaczonych odpowiednimi ramkami „D” na rys. 170. (a) D1, stan bezpośrednio po spawaniu, +20°C. (b) D2, stan obrobiony cieplnie, +20°C. (c) D3, stan bezpośrednio po spawaniu, -40°C. (d) D4, stan obrobiony cieplnie, -40°C. SEM, stan nietrawiony, ~100×.



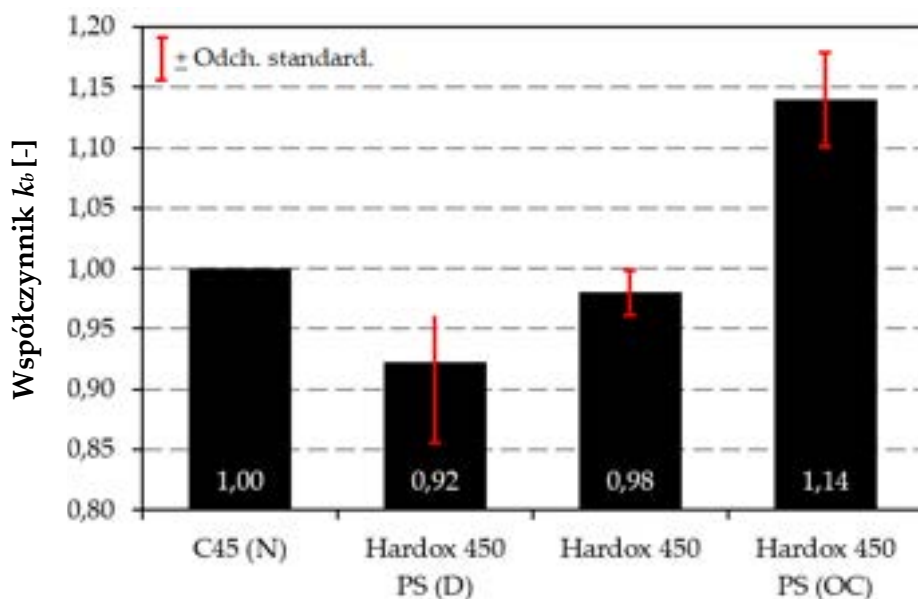
Rys. 178. Powiększone obrazy powierzchni przełomów pokazanych na rys. 177. (a) D1, stan bezpośrednio po spawaniu, +20°C. (b) D2, stan obrobiony cieplnie, +20°C. (c) D3, stan bezpośrednio po spawaniu, -40°C. (d) D4, stan obrobiony cieplnie, -40°C. SEM, stan nietrawiony, ~1000×.

Wyniki analizy fraktograficznej strefy bocznej (rys. 176–178) także stanowią potwierdzenie wcześniejszych obserwacji. Cechy przelomu łupliwego i quasi-łupliwego wykazuje materiał w stanie bezpośrednio po spawaniu, poddany badaniom w temperaturze otoczenia (rys. 177a i 178a), co świadczy o zróżnicowanych mechanizmach pękania. Powierzchnie przelomów próbek obrobionych cieplnie (rys. 177b i 178b) charakteryzują się równoosiowymi dołkami o niewielkim rozmiarze. Jednolita powierzchnia topograficzna przy uzyskanej średniej udarności równej $KCV_{+20} = 69 \text{ J/cm}^2$ zapewnia stabilność materiału w wymaganych warunkach pracy i podwyższoną odporność na kruche pęknięcie.

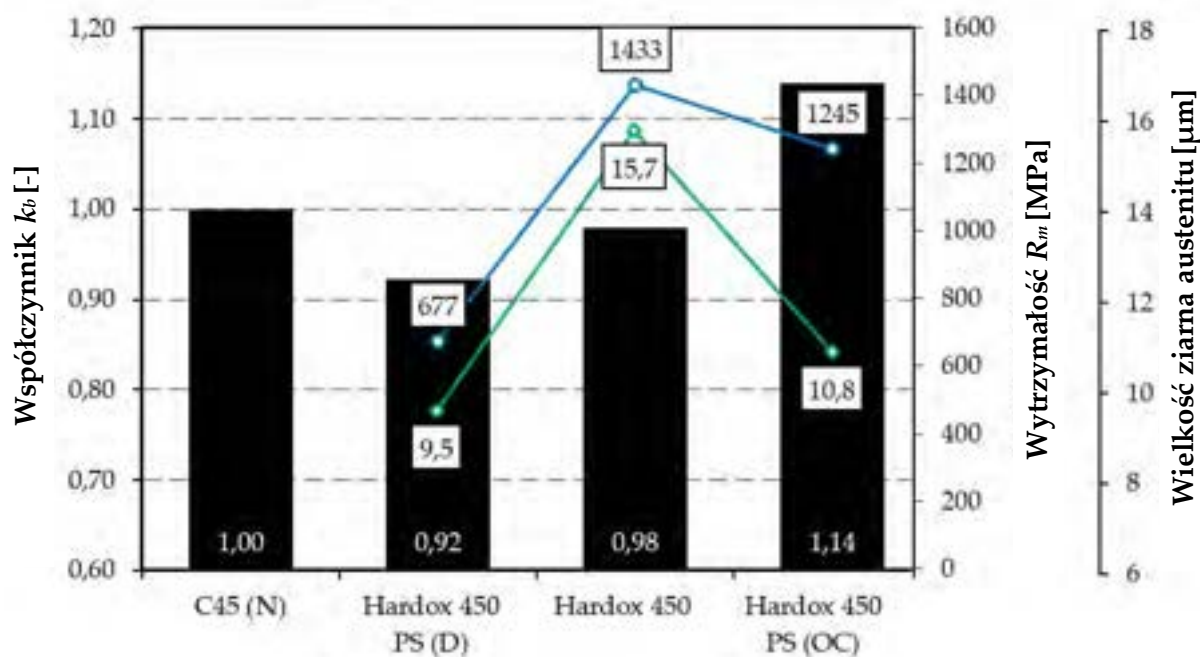
6.8.4. BADANIA ODPORNOŚCI NA ZUŻYWANIE ŚCIERNE POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450

6.8.4.1. BADANIA ODPORNOŚCI NA ZUŻYWANIE ŚCIERNE W OBECNOŚCI LUŻNEGO ŚCIERNIWA

Analiza tribologiczna przeprowadzona z wykorzystaniem urządzenia do badania odporności na zużywanie ścierne w obecności luźnego ścierniwa wykazała, że współczynnik względnej odporności na ścieranie k_b połączenia spawanego w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) wynosi 0,91 (rys. 179), natomiast zastosowanie zabiegów cieplnych powoduje wzrost tej wartości do 1,14. Także w odniesieniu do materiału rodzimego, uzyskany wynik jest blisko o 20% wyższy. Zgodnie z [55], należy zaznaczyć, że odporność na zużywanie stali martenzytycznych względem normalizowanej stali C45 jest wyraźna dopiero po przekroczeniu twardości 500 HBW. Znaczne różnice pomiędzy odmiennymi wskaźnikami zużywania materiału rodzimego i złącza spawanego w stanie obrobionym cieplnie mogą być tłumaczone przez odmienne właściwości strukturalne i chemiczne. Należy zaznaczyć, że materiał spoiny charakteryzuje się obniżoną zawartością węgla w porównaniu do stali Hardox 450, a także wyższą zawartością pierwiastków umacniających – głównie niklu, ale także nieznacznie chromu, molibdenu, manganu. Również wielkość ziarna byłego austenitu jest mniejsza, przy czym powyższa cecha strukturalna wykazuje liniową zależność wraz z rosnącą odpornością na zużywanie, czego nie obserwuje się względem wytrzymałości na rozciąganie R_m (rys. 180). W tym przypadku, wyższa twardość materiału i tym samym wytrzymałość, nie skutkuje podwyższeniem odporności na zużywanie ścierne.



Rys. 179. Współczynnik względnej odporności na ścieranie k_b . C45 (N) – stal C45 w stanie normalizowanym o twardości 220 HBW, PS (D) – połączenie spawane w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), PS (OC) – połączenie spawane w stanie obrobionym cieplnie.

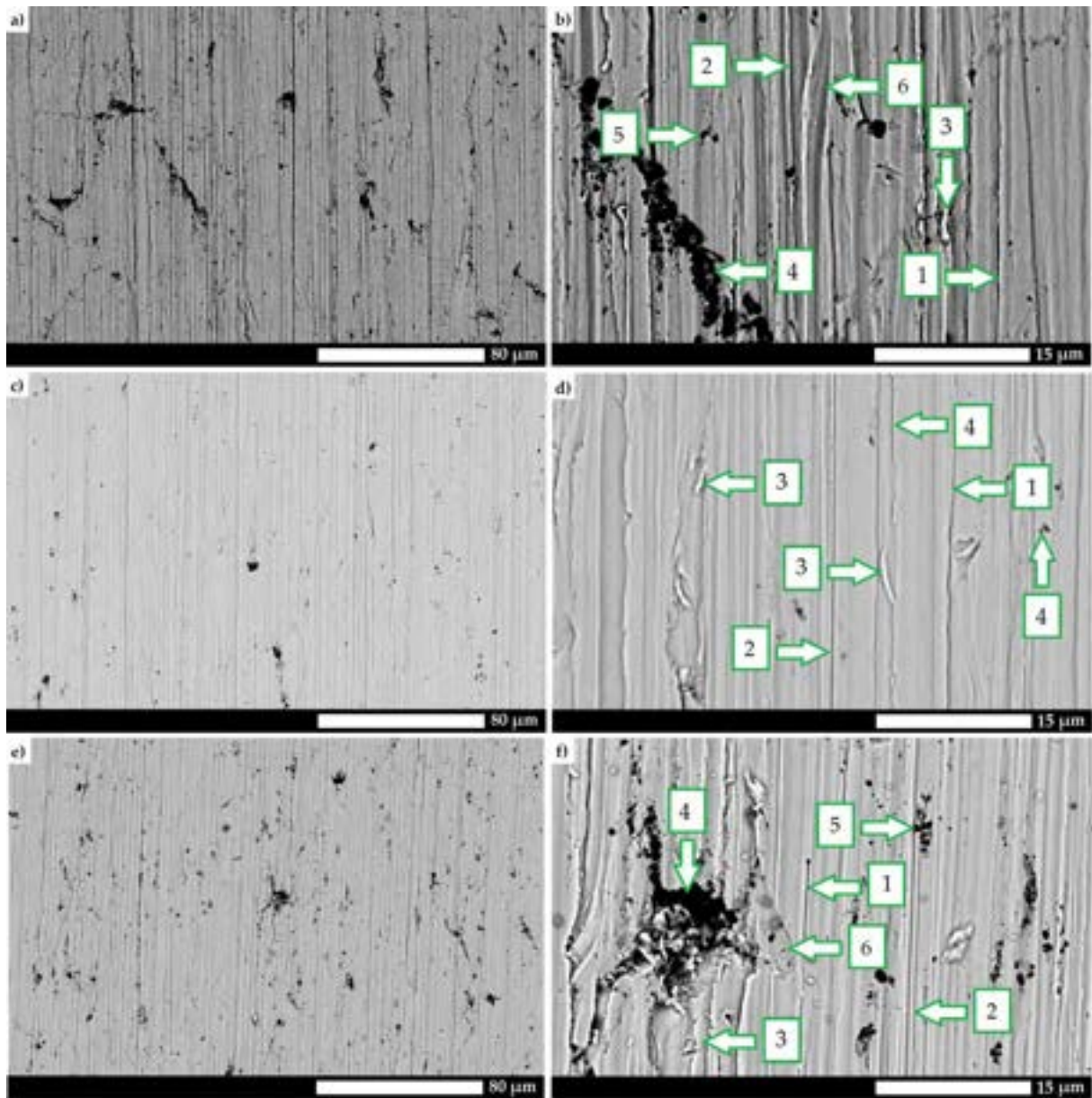


Rys. 180. Współczynnik względnej odporności na ścieranie k_b w funkcji wytrzymałości na rozciąganie R_m i wielkości ziarna byłego austenitu. C45 (N) – stal C45 w stanie normalizowanym o twardości 220 HBW, PS (D) – połączenie spawane w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), PS (OC) – połączenie spawane w stanie obrobionym cieplnie

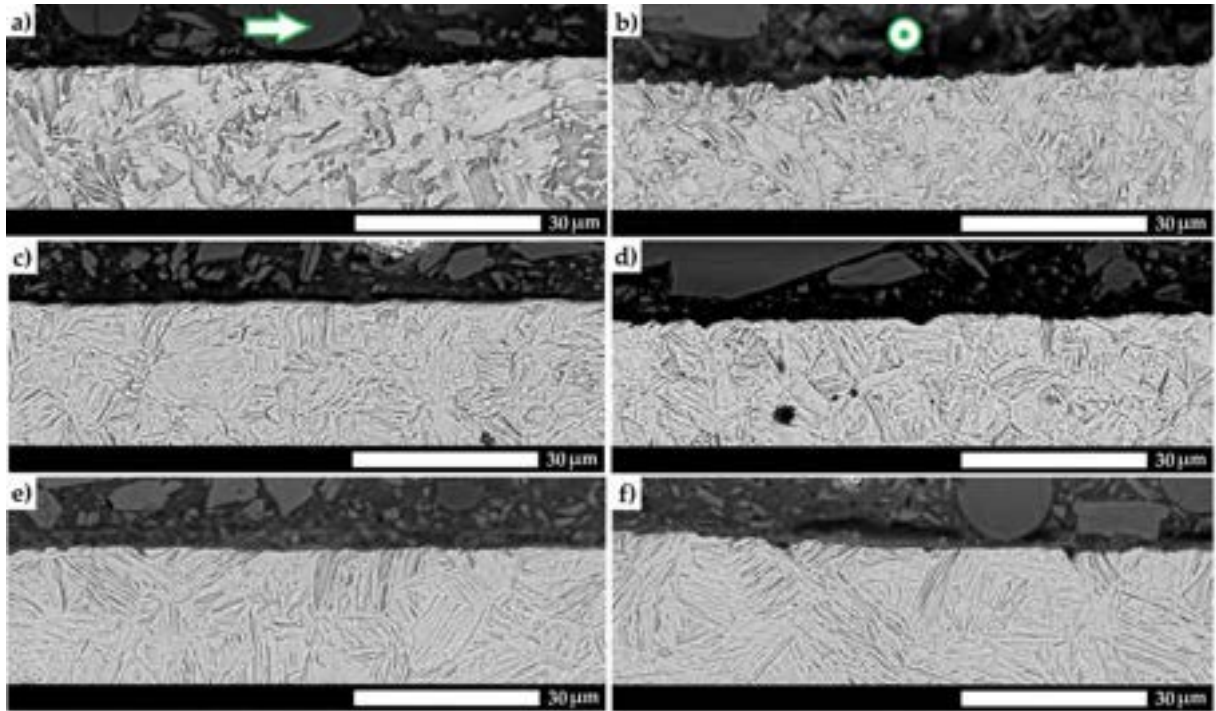
Dodatkowych informacji w powyższym aspekcie dostarcza ocena poddanych badaniu powierzchni próbek. W przypadku połączenia spawanego niepoddanego zabiegom obróbki cieplnej, przedstawiona na rys. 181a-b topografia powierzchni wskazuje na występowanie zróżnicowanych mechanizmów zużywania tribologicznego.

Głównym mechanizmem zużywania w tym przypadku jest brzdowanie, charakteryzujące się ułożeniem wyżłobień zgodnym z kierunkiem oddziaływania ścierniwa, na brzegach których widoczne jest częściowe wypchnięcie (odkształcenie

plastyczne) materiału. Lokalnie obserwuje się także ślady mikroskrawania i zużywania wykruszającego, spowodowane oddziaływaniem ostrych krawędzi ziaren korundu. Mikroskrawanie jest także głównym mechanizmem zużywania obserwowanym na powierzchni próbek połączenia spawanego poddanego obróbce cieplnej (rys. 181c-d). Niemniej jednak, w tym przypadku zmiany topograficzne są płytsze ze względu na wyższą twardość materiału, co zdecydowanie utrudnia penetrację powierzchni na skutek oddziaływania poszczególnych ziaren ścierniwa. W omawianym przypadku, obserwuje się także cechy zużywania przez mikroskrawanie przy niskim udziale naprężeń i bruzdowanie, przy czym ślady te są płytkie i ułożone zgodnie z kierunkiem przemieszczania się ścierniwa. W przypadku stali Hardox 450 (rys. 181e-f), ubytek masy materiału spowodowany jest głównie przez mikroskrawanie przy niskim udziale naprężeń oraz bruzdowanie. Ponadto, można zaobserwować odłamania i wykruszenia większych fragmentów materiału w wyniku penetracji cząstek elektrokorundu. Analiza zmian strukturalnych przy powierzchni (rys. 182) potwierdza powyższe stanowisko. W przypadku połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie obrobionym cieplnie obserwuje się plastyczne odkształcenie bloków martenzytu wraz z kierunkiem działania masy ścierniej. Dodatkowo można zaobserwować bruzdy, wpływające na znaczne zmiany wysokości profilu powierzchni. W przypadku stali Hardox 450, pomimo stosunkowo wygładzonej powierzchni, charakterystyczne są ostro zakończone krawędzie, świadczące o wykrawaniu fragmentów materiału.



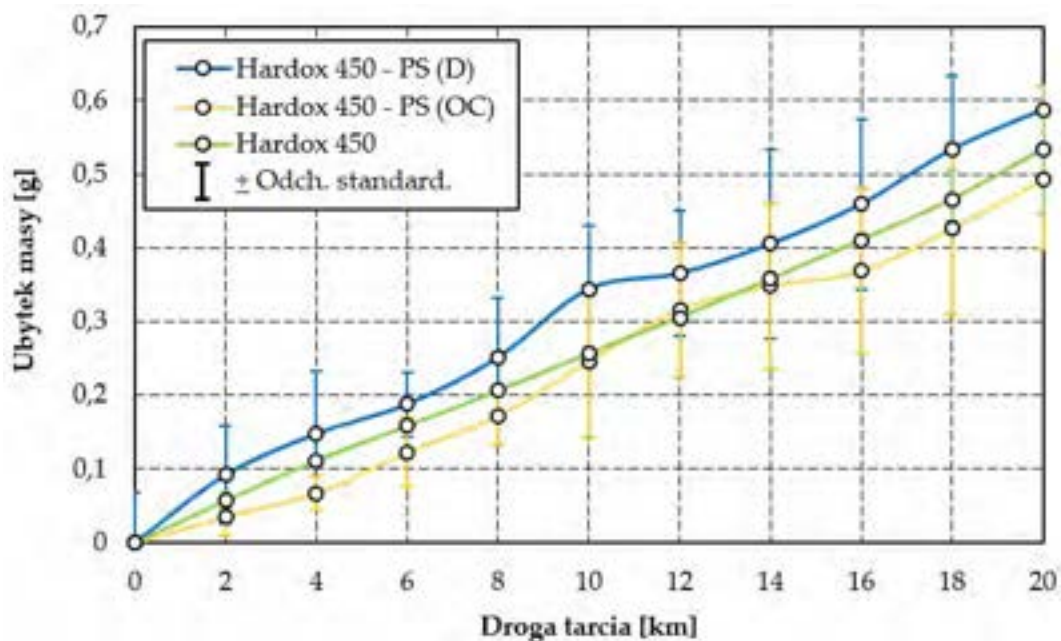
Rys. 181. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużycia ściernego. a-b) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), c-d) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie obrobionym cieplnie, e-f) stal Hardox 450; 1 – mikroskrwanie; 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrwanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału, 5 – zużycie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony.



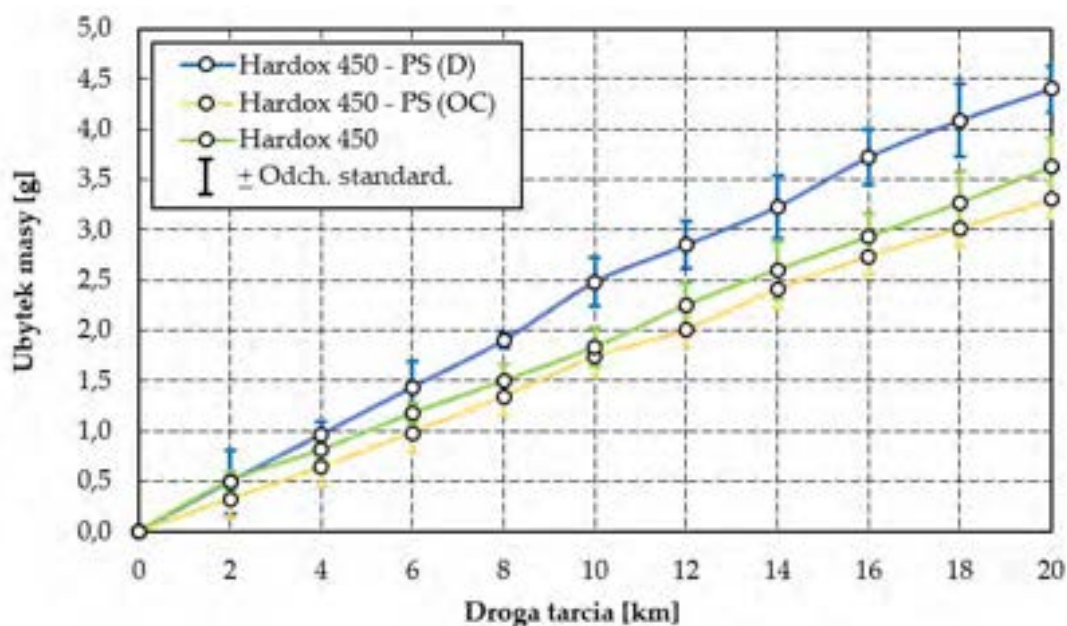
Rys. 182. Mikrostruktura przekrojów próbek poddanych testom zużywania na przekroju podłużnym (lewa kolumna) i poprzecznym (prawa kolumna) do kierunku działania ścierniwa: a,d) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); b,e) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie obrobionym cieplnie; c,f) stal Hardox 450. SEM, trawiono 3% HNO₃.

6.8.4.2. BADANIA ODPORNOŚCI NA ZUŻYWANIE ŚCIERNE W GLEBOWEJ MASIE ŚCIERNEJ

Wyniki analizy tribologicznej, przeprowadzonej z wykorzystaniem jako ścierniwa naturalnej masy glebowej (metoda wirującej miski) potwierdziły, że zastosowanie zabiegów obróbki cieplnej – w stosunku do stanu bezpośrednio po spawaniu i materiału rodzimego – powoduje wyraźny wzrost odporności na ścieranie (rys. 183–184). Ubytek masy materiału połączenia spawanego w stanie bezpośrednio po spawaniu, odpowiednio w glebie lekkiej i średniej wynosi 0,59g i 4,4g. Dla porównania, połączenie w stanie obrobionym cieplnie wykazuje ubytek masy niższy o 25%, tj. równy 0,49g i 3,3g w analogicznych warunkach testu, natomiast w przypadku materiału rodzimego odnotowuje się wartość pośrednią, równą odpowiednio 0,53g i 3,62g. Uzyskane wyniki w glebie lekkiej dla połączenia spawanego w stanie obrobionym cieplnie są zbliżone do wartości otrzymanych dla stali wyższej klasy, tj. XAR 600 czy TBL PLUS, a wyższa odporność na ścieranie przytoczonych tworzyw metalicznych jest wyraźna dopiero w glebie średniej [73]. Co więcej, odporność na ścieranie połączenia spawanego jest także wyższa w glebie lekkiej w porównaniu do stali Hardox 500 [114], Brinar 400 i Brinar 500 [178], a także Creusabro 4800 i 8000 [78]. W związku z powyższym należy uznać, że zaproponowane zabiegi cieplne powodują podwyższenie wymaganych cech użytkowych połączeń spawanych stali Hardox 450.



Rys. 183. Ubytek masy w funkcji przebytej drogi tarcia w glebie lekkiej.
 PS (D) – połączenie spawane w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu),
 PS (OC) – połączenie spawane w stanie obrobionym cieplnie.



Rys. 184. Ubytek masy w funkcji przebytej drogi tarcia w glebie średniej.
 PS (D) – połączenie spawane w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu),
 PS (OC) – połączenie spawane w stanie obrobionym cieplnie.

Do określenia wpływu istotności zachodzących procesów zużywania na badane materiały zastosowano analizę wariancji. Dla każdego rodzaju glebowej masy ścierniej przyjęto hipotezę zerową o braku różnic pomiędzy wartościami zużywania badanych materiałów na drodze tarcia 20 000 m oraz hipotezę alternatywną H_1 o występowaniu istotnych różnic w ich zużyciu. W przypadku odrzucenia hipotezy zerowej na rzecz alternatywnej, w celu wyodrębnienia jednorodnych grup w poszczególnym rodzaju ścierniwa zastosowano test Duncana (tabele 46–47). Wyniki uzyskane z analizy wskazują, że badane materiały stanowią odrębne, jednorodne grupy w glebie średniej. W przypadku

gleby lekkiej nie stwierdzono różnic istotnych statystycznie. Na podstawie uzyskanych analiz można stwierdzić, że w glebie średniej, która charakteryzuje się frakcjami ilastymi spajającymi ziarna ściernie, badane materiały wykazują podobną odporność na zużywanie ściernie. Natomiast w przypadku gleby lekkiej, charakteryzującej się luźnymi (niewzmocnionymi) ziarnami, badane materiały nie wykazały różnic w zużywaniu na badanym poziomie istotności. Fakt ten może świadczyć o tym, że w przypadku sypkiego środowiska ściernego, sposób obróbki nie wykazuje takiego wpływu jak w przypadku ośrodka ściernego, w którym ziarna są związane.

Tabela 46. Wyniki analizy różnic pomiędzy wartościami zużywania w środowisku gleby lekkiej wykonanej testem Duncana. PS (D) – połączenie spawane w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), PS (OC) – połączenie spawane w stanie obrobionym cieplnie.

Grupa jednorodna, alfa = 0,05000; Błąd: Międzygrupa = 0,00860, <i>df</i> = 15,000		
Numer	Material	Średnia po 20 000 m
2	Hardox 450–PS (OC)	0,4918
3	Hardox 450	0,5334
1	Hardox 450–PS (D)	0,5874

Tabela 47. Wyniki analizy różnic pomiędzy wartościami zużywania w środowisku gleby średniej wykonanej testem Duncana. PS (D) – połączenie spawane w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), PS (OC) – połączenie spawane w stanie obrobionym cieplnie.

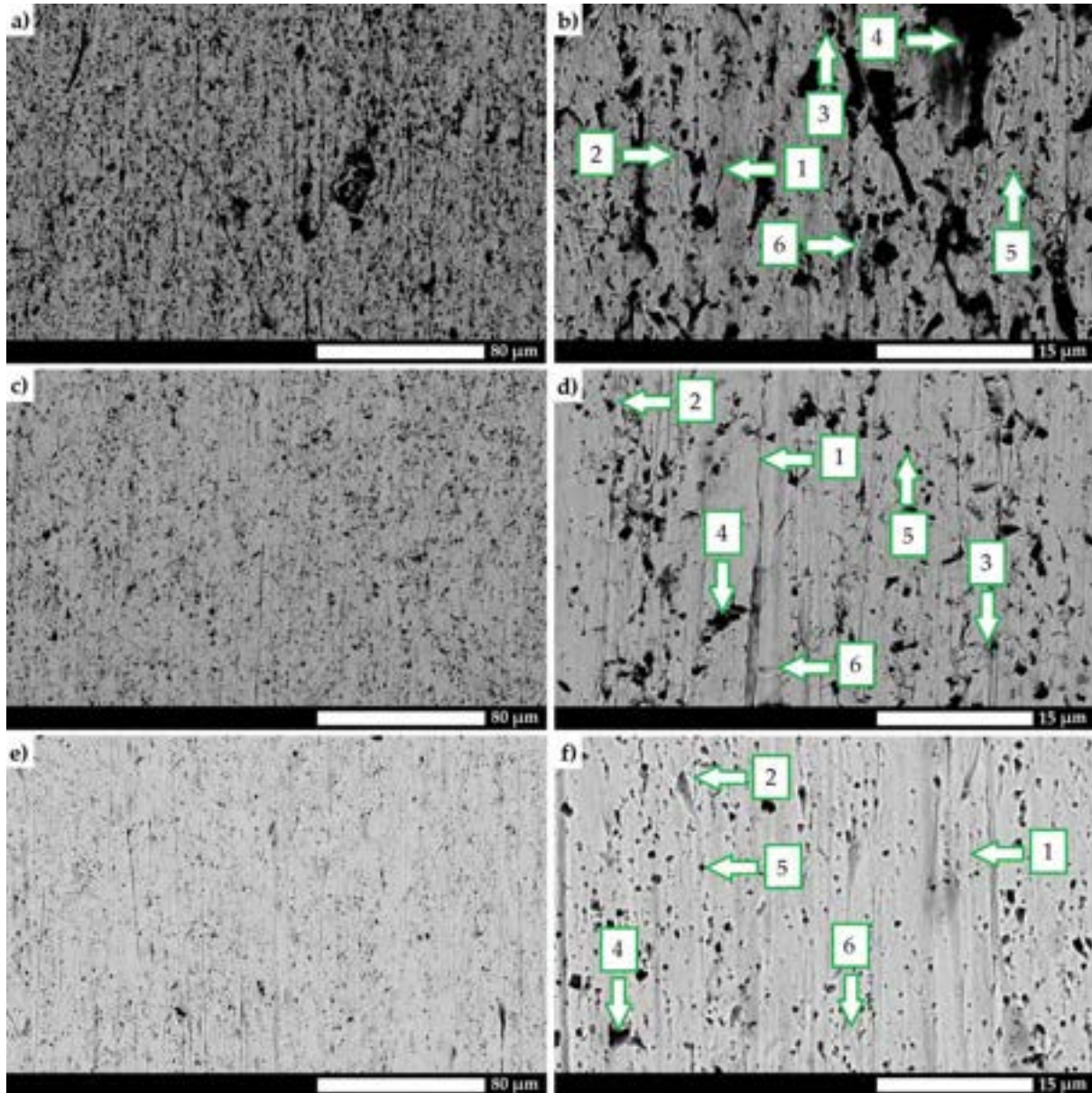
Grupa jednorodna, alfa = 0,05000; Błąd: Międzygrupa = 0,05707, <i>df</i> = 15,000		
Numer	Material	Średnia po 20 000 m
2	Hardox 450–PS (OC)	3,3004
3	Hardox 450	3,6224
1	Hardox 450–PS (D)	4,4035

W wyniku przeprowadzonych badań metodą wirującej misy, na powierzchni badanych materiałów zidentyfikowano przede wszystkim proste (podstawowe) sposoby zużywania, tj. mikroskrawanie, bruzdowanie i mikroskrawanie przy niskim udziale naprężeń. W glebie lekkiej, dla połączenia spawanego niepoddanego zabiegom obróbki cieplnej, zauważono przede wszystkim mikroskrawanie oraz uderzenia luźnych cząstek ściernych (rys. 185). Należy zauważyć, że rysy oraz ślady po uderzeniach ziaren ściernych są głębokie, co świadczy o plastyczności i niskiej twardości materiału – twarde ziarna ściernie powodują spychanie oraz usuwanie materiału. W przypadku połączeń spawanych stali Hardox 450 w stanie obrobionym cieplnie zaobserwowano, że oddziaływanie cząstek ściernych jest mniej intensywne. Widoczne są przede wszystkim bruzdy, które ułożone są zgodnie z kierunkiem skrawania cząstek o ostrych krawędziach, miejscowo obserwuje się także ślady mikroskrawania. W stosunku do stanu dostarczenia (nieobrobionego cieplnie), ślady oddziaływania ziaren ściernych powstałe na powierzchni omawianych próbek są znacznie płytsze i mniej liczne. Zbliżone mechanizmy zużywania można zaobserwować również na powierzchni stali Hardox 450.

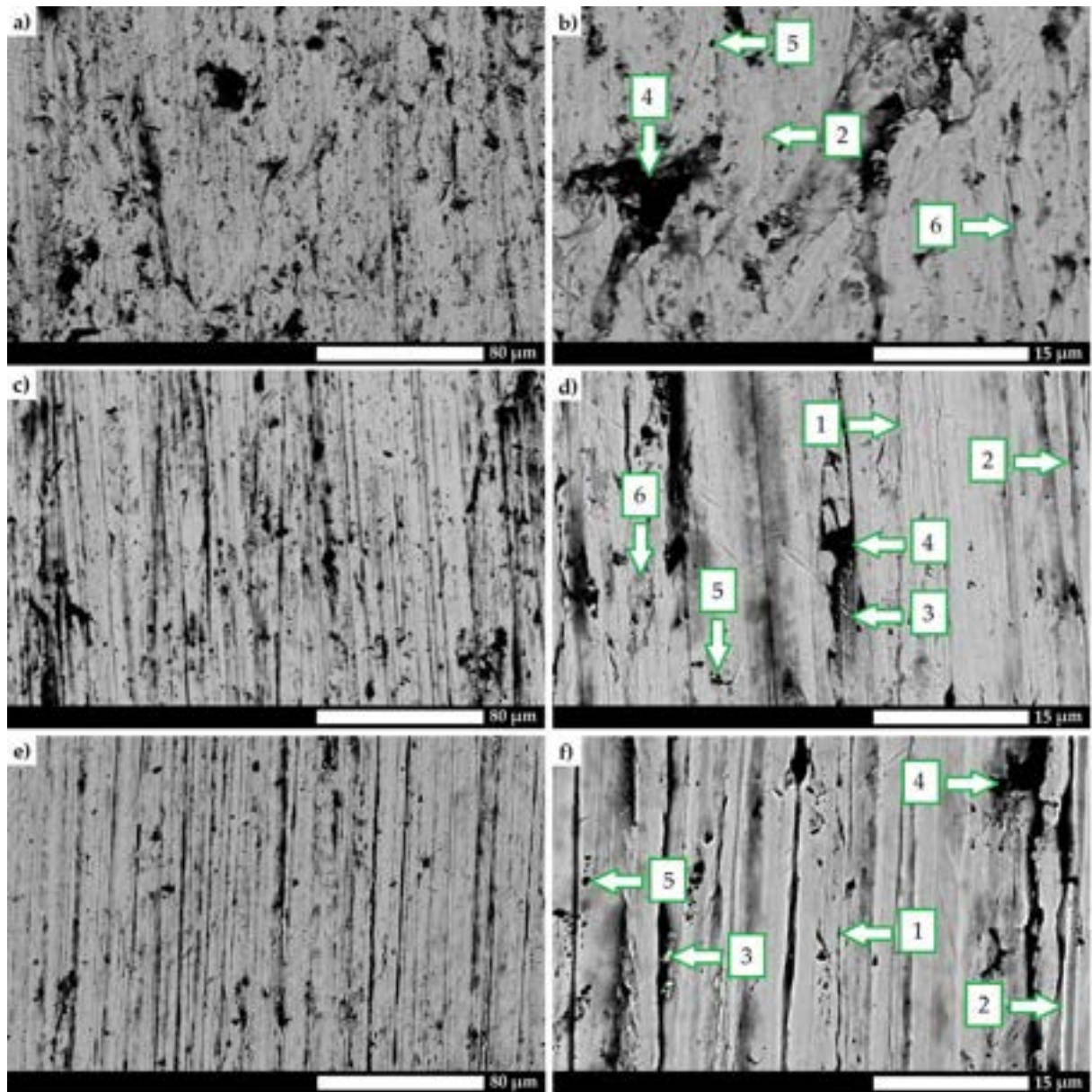
W przypadku gleby średniej, dla obu rozpatrywanych materiałów zauważono większe ślady zużywania (rys. 186), co jest uzależnione od składu granulometrycznego tej gleby, w której występuje więcej frakcji ilastych, powodujących spajanie ze sobą twardych ziaren ściernych. Niemniej jednak, zarówno próbki w stanie bezpośrednio po spawaniu, jak i po zabiegach obróbki cieplnej, w glebie średniej wykazują analogiczne mechanizmy zużywania, jak w przypadku gleby lekkiej.

Obserwacje zmian strukturalnych przy powierzchni materiału świadczą również o znacznej plastyczności materiału spoiny (rys. 187). W przypadku złącza spawanego

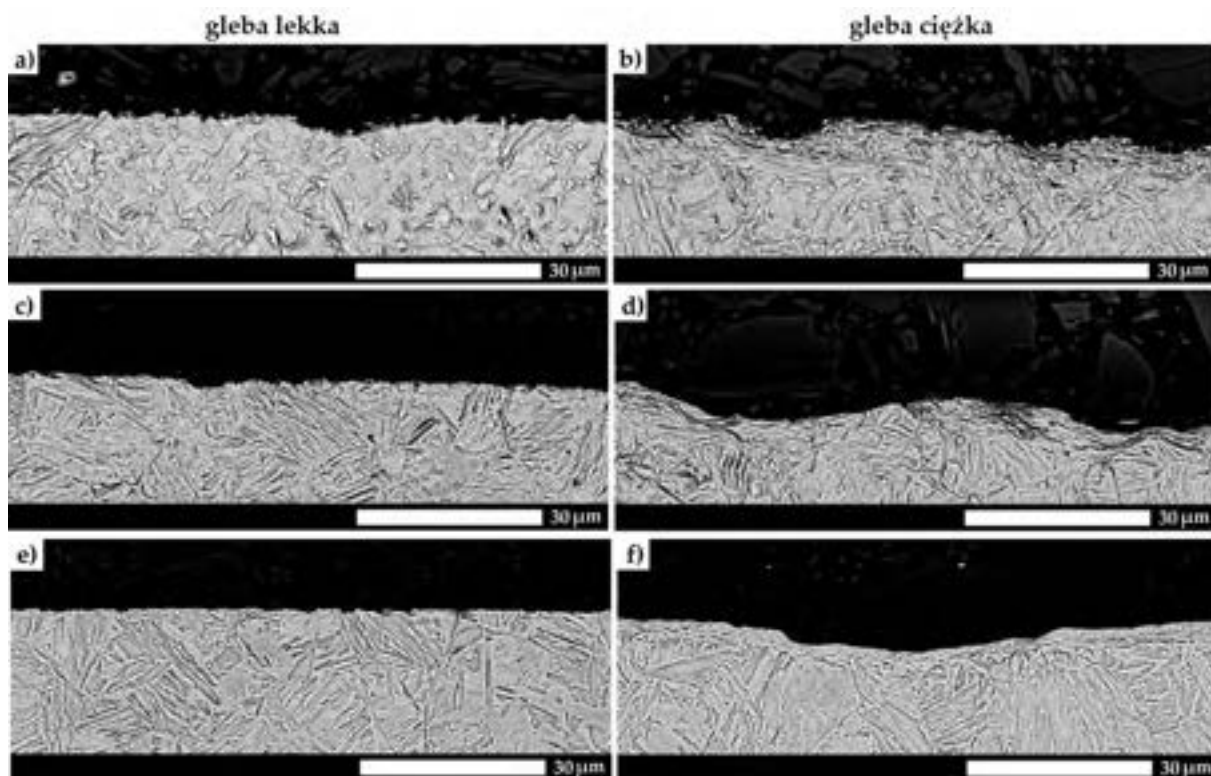
w stanie bezpośrednio po spawaniu, dochodzi przede wszystkim do oddzielenia się miękkiej fazy iglastego ferrytu. Materiał rodzimy również poddaje się plastycznie pod wpływem nacisku materiału ściernego, jednak głębokość odkształcenia bloków martenzytu jest mniejsza w porównaniu do materiału spoiny. Powyższe zjawisko można uzasadnić większym stopniem umocnienia stali Hardox 450 w porównaniu do materiału spoiny, przez co materiał ulega bezpośrednio wykruszeniu.



Rys. 185. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużycia ściernego w glebowej masie ściernej (gleba lekka); a-b) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), c-d) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie obrobionym cieplnie, e-f) stal Hardox 450; 1 – mikroskrwanie; 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrwanie przy niskim udziale naprężen; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału, 5 – zużycie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony.



Rys. 186. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużywania ściernego w glebowej masie ściernej (gleba średnia); a-b) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), c-d) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie obrabionym cieplnie, e-f) stal Hardox 450; 1 –mikroskrawanie; 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrawanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału, 5 – zużywanie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony.



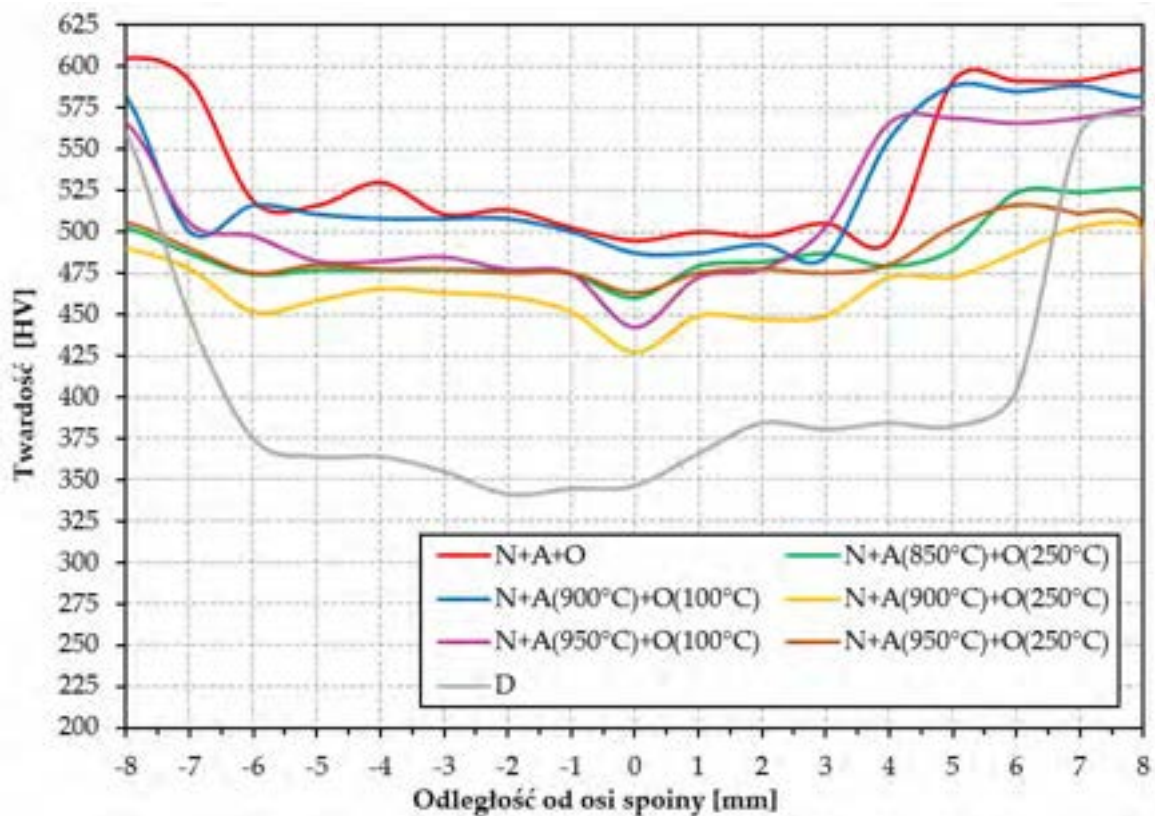
Rys. 187. Mikrostruktura przekrojów próbek poddanych testom zużywania w glebowej masie ścierniej na przekroju poprzecznym do kierunku działania ścierniwa: gleba lekka (lewa kolumna), gleba średnia (prawa kolumna), a-b) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), c-d) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie obrobionym cieplnie, e-f) stal Hardox 450; SEM, trawiono 3% HNO₃.

6.9. WPLYW ZABIEGÓW ODPUSZCZANIA NA WYBRANE WŁAŚCIWOŚCI POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX EXTREME

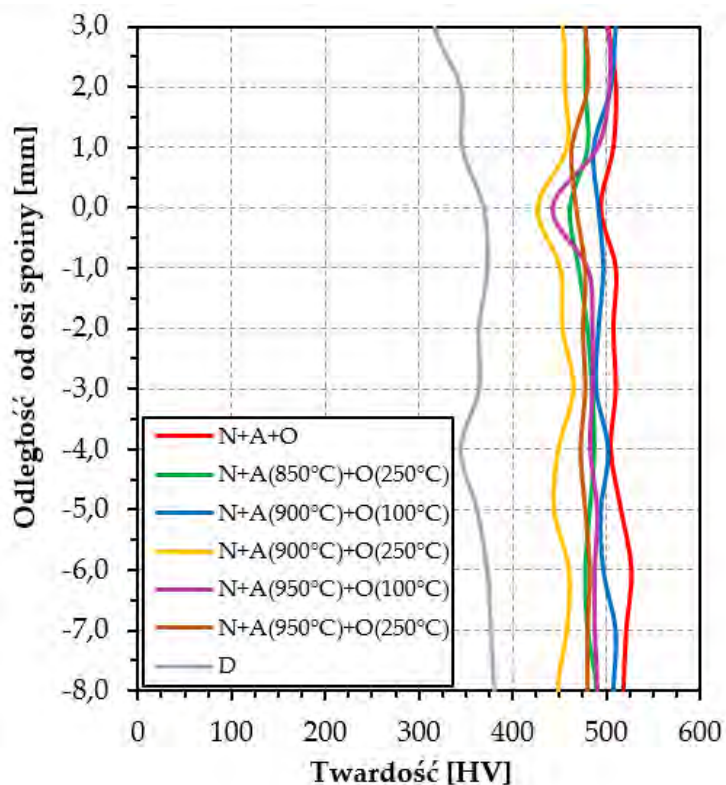
W pracy [153], przedstawiono szczegółową ocenę właściwości wytrzymałościowych obrobionych cieplnie złączy spawanych stali Hardox Extreme. W opracowaniu tym nie podejmowano natomiast zagadnienia wpływu zastosowanej obróbki cieplnej na odporność na zużywanie ściernie. W związku z powyższym, w niniejszym podrozdziale autorka zdecydowała się poddać analizie ten problem. Ponadto, zgodnie z wynikami przedstawionych w podrozdziale 5.5., stal Hardox Extreme może wykazywać obniżone wskaźniki odporności na zużywanie ściernie ze względu na występowanie mechanizmu zużycia przez mikroskrawanie, które jest uwarunkowane niezadawalającą plastycznością materiału. Poddanie tej stali zabiegom odpuszczania ma na celu wpłynięcie na zwiększenie jej cech użytkowych poprzez podwyższenie właściwości plastycznych, przy jednoczesnym zachowaniu zadowalających wskaźników mechanicznych. Powyższe zabiegi należy rozważać kompleksowo, również w odniesieniu do materiału stopiwa. Ponadto, przeprowadzenie zabiegów spawalniczych prowadzi do aktywacji procesów dyfuzyjnych i powstania strefy ulepszenia cieplnego. W celu określenia wpływu zastosowanych zabiegów odpuszczania niskiego w odniesieniu do materiału rodzimego i materiału stopiwa, testy rozszerzono o różne warianty obróbki cieplnej, uwzględniającej zmienne temperatury wyjściowej procesów hartowania (850°C, 900°C, 950°C), przy czym w każdym przypadku zrealizowano także zabiegi wygrzewania w temperaturze 100°C i 250°C – zgodnie z parametrami przedstawionymi w tabeli 35. Doboru powyższych temperatur odpuszczania dokonano na podstawie wyników zaprezentowanych w podrozdziale 5.4., zgodnie z którymi zabiegi odpuszczania niskiego w najwyższej zastosowanej temperaturze obróbki cieplnej równej 250°C wpływają na zachowanie zadowalającej odporności na zużywanie ściernie w strefie materiału rodzimego.

6.9.1. POMIARY TWARDOŚCI POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX EXTREME

Na podstawie przebiegów zmian twardości można stwierdzić, że w każdym przypadku zabiegi obróbki cieplnej powodują podniesienie twardości wzdłuż całego przekroju złącza spawanego. Materiał hartowany z zakresu temperaturowego 850 – 950°C charakteryzuje się twardością w przedziale 450 – 525 HV w strefie materiału spoiny (punkty od -6 mm do +3 mm na rys. 188). Ze względu na skład chemiczny (niska zawartość węgla i pierwiastków węglilotwórczych) aktywacja procesów dyfuzyjnych nie powoduje wydzielenia znacznej ilości węglików pomiędzy blokami struktury, w związku z czym po ponownym nagrzeniu obserwuje się jedynie nieznaczny spadek twardości, do wartości kształtującej się na poziomie 425 – 475 HV. W odróżnieniu do strefy materiału stopiwa, w przypadku stali Hardox Extreme poddanej wygrzewaniu w temperaturze 250°C, obserwuje się spadek z twardości przekraczającej wartość 600 HV do 500 – 525 HV. Jest to spowodowane dużym przesyleniem węglem i tym samym początkowym wyższym poziomem twardości. Uzyskane wartości są adekwatne również dla poprzecznego kierunku przeróbki plastycznej blachy (rys. 189).



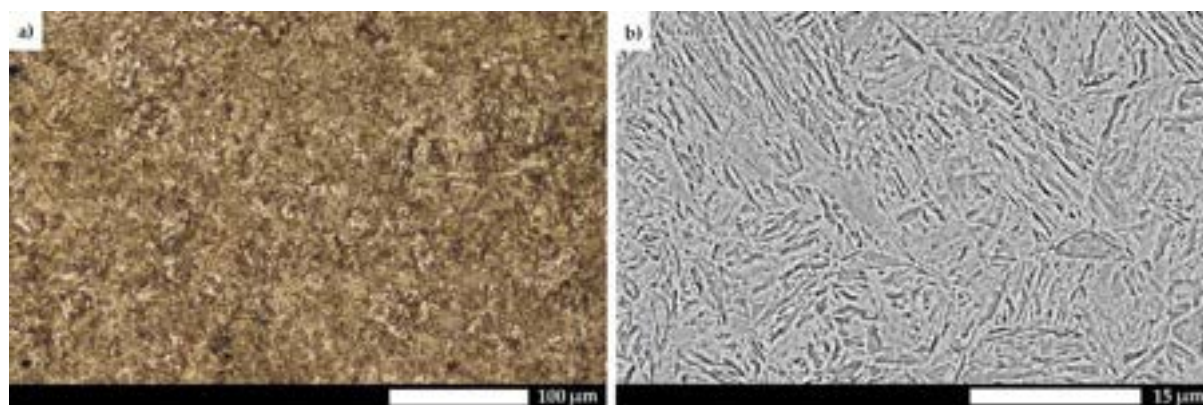
Rys. 188. Rozkłady twardości połączenia spawanego stali Hardox Extreme wzdłuż linii A zaznaczonej na rys. 28. D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), N – normalizowanie, A – austenitzowanie, O – odpuszczanie.



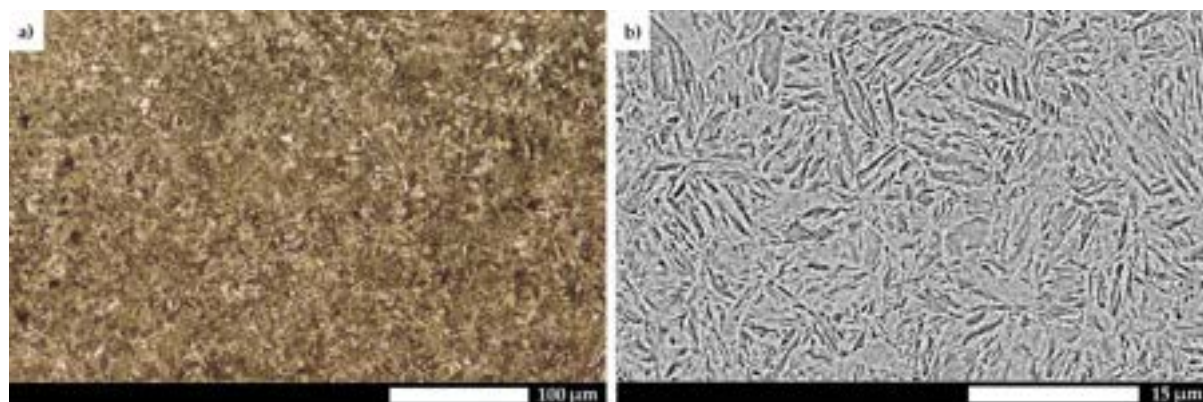
Rys. 189. Rozkłady twardości połączenia spawanego stali Hardox Extreme wzdłuż linii B zaznaczonej na rys. 28. D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), N – normalizowanie, A – austenitzowanie, O – odpuszczanie.

6.9.2. BADANIA MIKROSKOPOWE POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX EXTREME W STANIE ODPUSZCZONYM W TEMPERATURZE 250°C

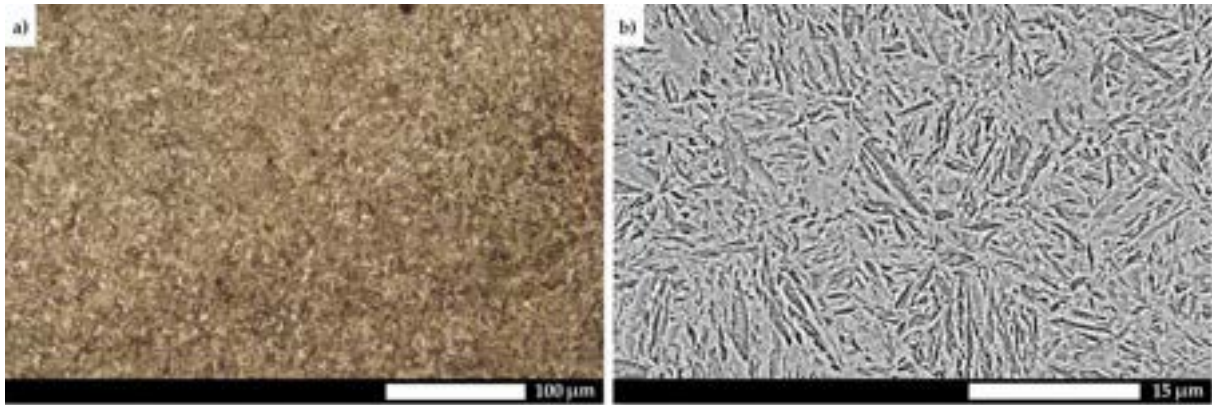
Ze względu na to, że szczegółowa mikrostrukturalna dokumentacja fotograficzna złącza spawanego w stanie bezpośrednio po spawaniu oraz obrobionym cieplnie została już przedstawiona we wcześniejszych rozdziałach pracy, w niniejszej części skupiono się na ocenie zmian strukturalnych po przeprowadzeniu zabiegów odpuszczania. W strefie materiału rodzimego, strefie wpływu ciepła oraz na linii wtopienia, obserwuje się częściowy rozpad struktury martenzytycznej, obserwowany głównie w obszarach, w których występują nieregularnie rozłożone węgliki, wydzielone na granicach ziaren lub pakietów (rys. 190–192). W tym wypadku budowa hierarchiczna jest także mniej wyraźna, pomimo zachowania obszarów obejmujących martenzyt nieodpuszczony. W odróżnieniu od zarejestrowanych zmian strukturalnych w materiale rodzimym, w przypadku materiału spoiny odnotowuje się jedynie nieliczne wydzielenia węglików pomiędzy blokami struktury i mniej wyraźny rozpad struktury martenzytu (rys. 193–195).



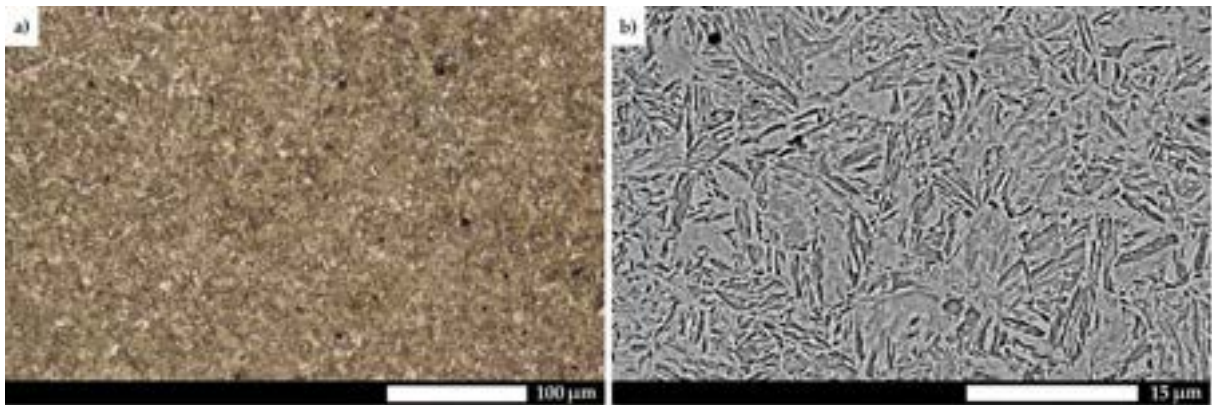
Rys. 190. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme po przeprowadzeniu zabiegów hartowania i odpuszczania w temperaturze 250°C – obszar RM pokazany na rys. 69b. Mikrostruktura niskowęglowego martenzytu hartowania z obszarami martenzytu odpuszczania.
a) 200×, b) 10 000×. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.



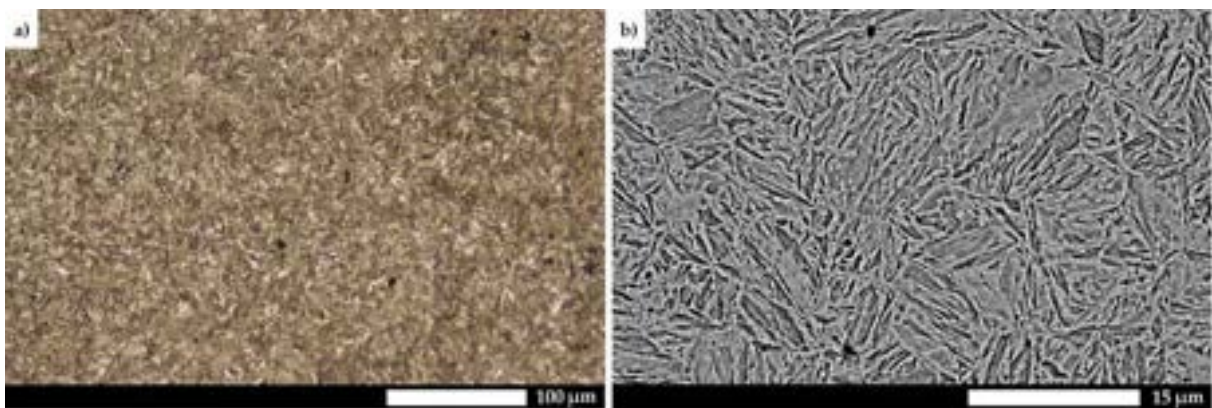
Rys. 191. Mikrostruktura połączenia spawanego Hardox Extreme po przeprowadzeniu zabiegów hartowania i odpuszczania w temperaturze 250°C – strefa SG pokazana na rys. 69b. Mikrostruktura niskowęglowego martenzytu hartowania z obszarami martenzytu odpuszczania.
a) 200×, b) 10 000×. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.



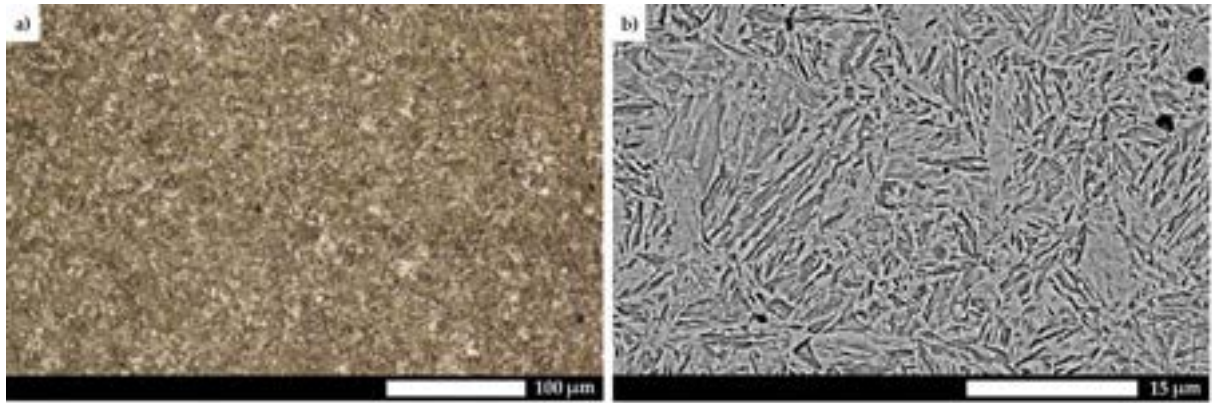
Rys. 192. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme po przeprowadzeniu zabiegów hartowania i odpuszczania w temperaturze 250°C – strefa LW pokazana na rys. 69b. Mikrostruktura niskowęglowego martenzytu hartowania z obszarami martenzytu odpuszczania.
a) 200×, b) 10 000×. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.



Rys. 193. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme po przeprowadzeniu zabiegów hartowania i odpuszczania w temperaturze 250°C – strefa MS1 pokazana na rys. 69b. Mikrostruktura niskowęglowego martenzytu hartowania z obszarami martenzytu odpuszczania.
a) 200×, b) 10 000×. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.



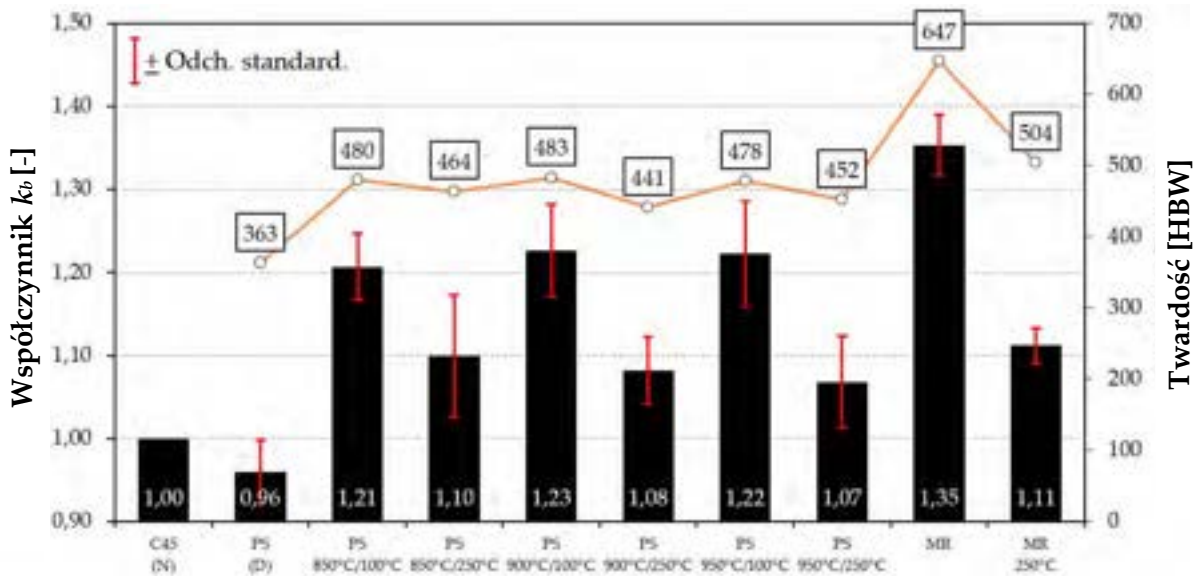
Rys. 194. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme po przeprowadzeniu zabiegów hartowania i odpuszczania w temperaturze 250°C – strefa MS2 pokazana na rys. 69b. Mikrostruktura niskowęglowego martenzytu hartowania z obszarami martenzytu odpuszczania.
a) 200×, b) 10 000×. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.



Rys. 195. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme po przeprowadzeniu zabiegów hartowania i odpuszczania w temperaturze 250°C – strefa MS3 pokazana na rys. 69b. Mikrostruktura niskowęglowego martenzytu hartowania z obszarami martenzytu odpuszczania.
a) 200×, b) 10 000×. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃.

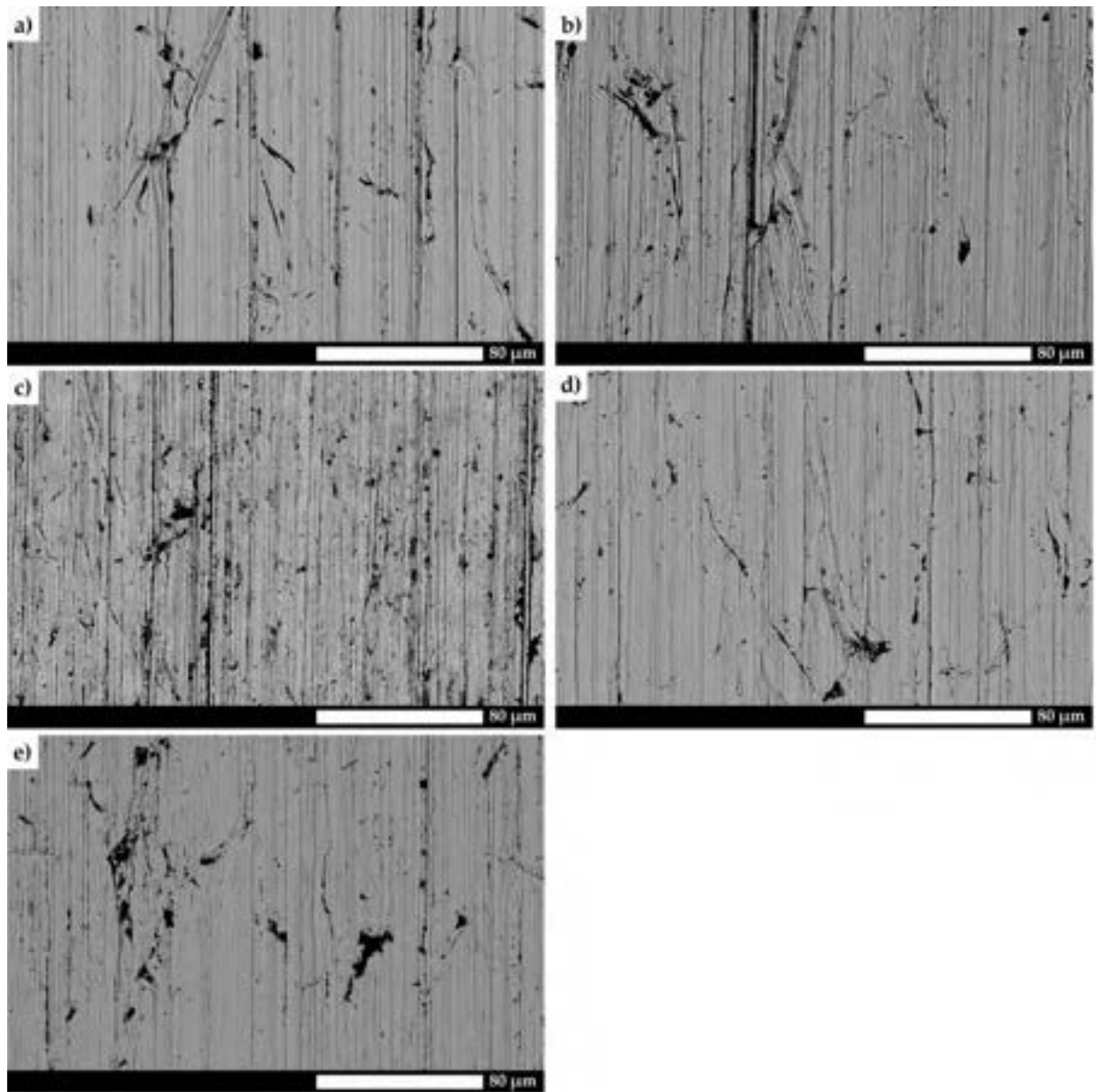
6.9.3. BADANIA ODPORNOŚCI NA ZUŻYWANIE ŚCIERNE W OBECNOŚCI LUŻNEGO ŚCIERNIWA POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX EXTREME

Przeprowadzone badania odporności na zużywanie ścierne wykazały, że najwyższą odporność wykazuje materiał rodzimy. Uzyskana wartość współczynnika k_b równa 1,35 stanowi zarazem potwierdzenie wcześniejszych obserwacji (rys. 196). Kolejno, najniższym ubytkiem masy charakteryzuje się złącze spawane w stanie obrobionym cieplnie ($k_b = 1,21 - 1,23$), przy czym uzyskane wskaźniki dla materiału poddanego różnym wariantom temperatury austenitowania są do siebie zbliżone. Na tej podstawie należy uznać, że przeprowadzenie kompleksowych zabiegów obróbki cieplnej jest zasadne również w kontekście podniesienia odporności na zużywanie w relacji do stanu bezpośrednio po spawaniu ($k_b = 0,97$). Można także wskazać, że pomimo nieznacznych spadków twardości, materiał spoiny w stanie po odpuszczaniu w temperaturze 250°C wykazuje wartość współczynnika k_b zdecydowanie niższą w porównaniu do stanu wygrzewanego w temperaturze 100°C, kształtującą się na poziomie 1,07 – 1,10, a podobną wartość (pomimo twardości wyższej o ok. 50 HBW) otrzymuje się dla materiału rodzimego poddanego zabiegom wygrzewania w temperaturze 250°C ($k_b = 1,11$).

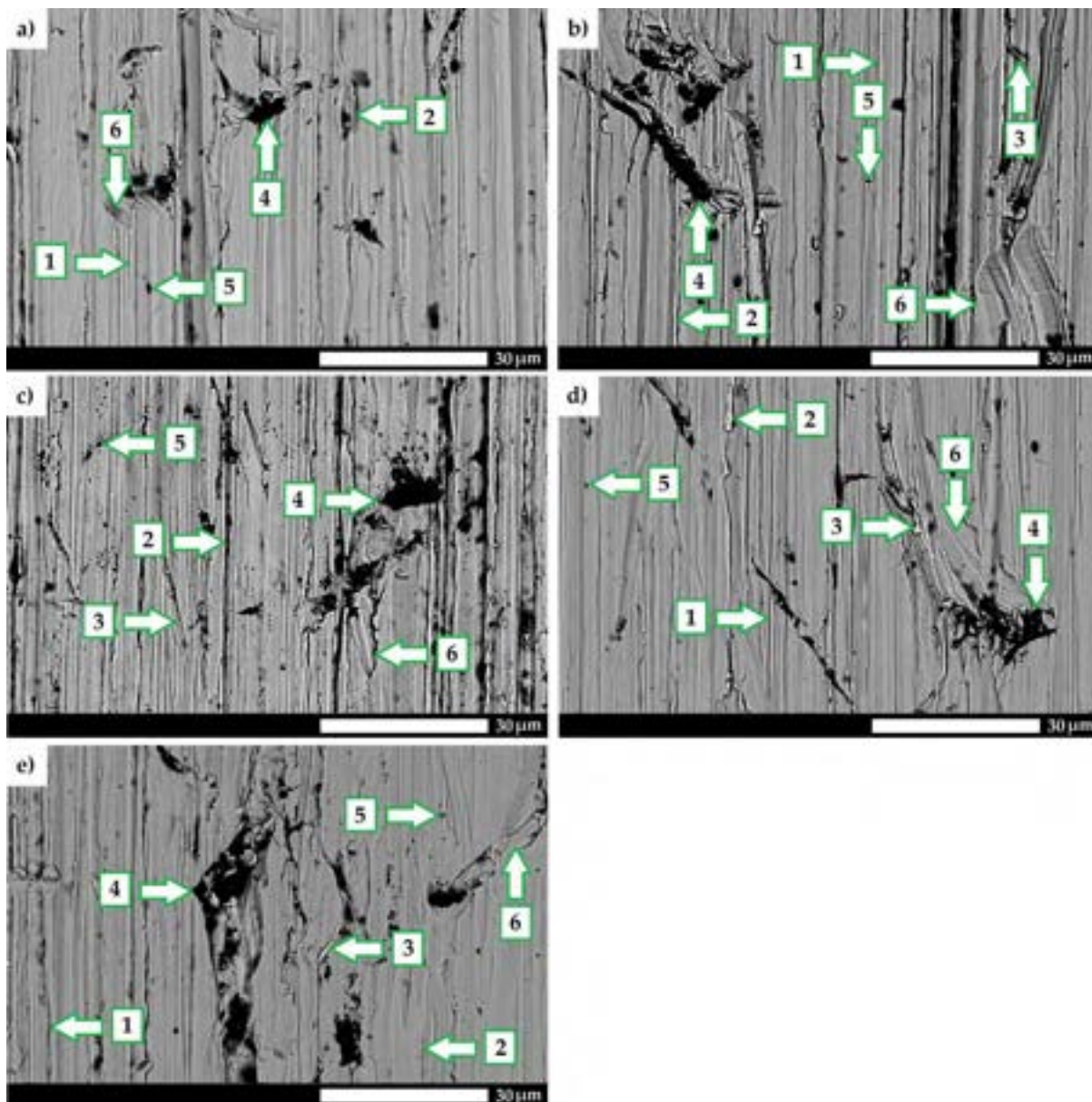


Rys. 196. Współczynnik względną odporności na ścieranie k_b . MR – materiał rodzimy stali Hardox Extreme, PS – połączenie spawane stali Hardox Extreme, D – stan bezpośrednio po spawaniu, u dołu podano temperatury obróbki cieplnej w kolejności temperatura austenitacji/odpuszczania.

Na podstawie zdjęć obrazujących powierzchnie poddane testom zużywania ściernego można stwierdzić, że najmniej intensywne zmiany występują w przypadku materiału rodzimego oraz złącza spawanego w stanie obrobionym cieplnie i odpuszczonym w temperaturze 100°C (rys. 197a,d). Zaobserwowane ślady zużycia to głównie mikroskrwanie i brzdowanie (rys. 198a,d). Występują także nieliczne wyrwania materiału w kierunku zdeorientowanym względem przesuwu ścierniwa oraz wżery powstałe jako efekt zużywania wykruszającego. Dla materiału rodzimego i złącza spawanego w stanie odpuszczonym w temperaturze 250°C, rejestruje się głównie cechy brzdowania i zepchnięcia plastycznego materiału, a także wylamania większych fragmentów materiału w efekcie penetracji ścierniwa (rys. 197b,e, 198b,e). Liczne są również odłamki powstałe w wyniku wygenerowania niskich naprężeń, wżery, a powstałe rysy są bardziej rozległe w porównaniu do stanu obrobionego cieplnie. Powyższe zmiany należy jednak uznać za bardziej korzystane w porównaniu do materiału spoiny bezpośrednio po spawaniu, gdzie obserwuje się szersze rozstępy, znaczne wyrwania fragmentów osnowy, wykruszenia i odłamki (rys. 197c, 198c).

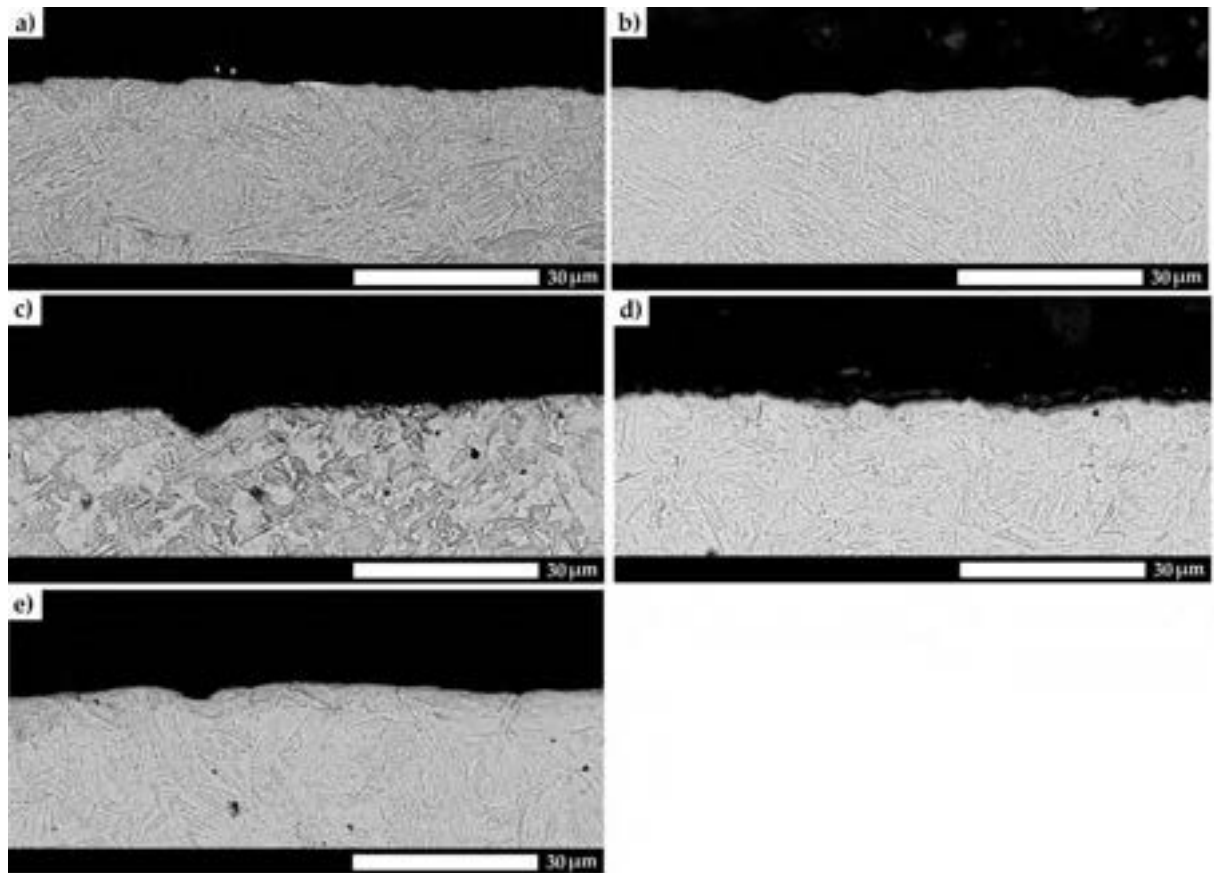


Rys. 197. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużycia ściernego. a) stal Hardox Extreme, b) stal Hardox Extreme w stanie odpuszczonej w 250°C, c) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie bezpośrednio po spawaniu, d) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie zahartowanym z temperatury 850°C i odpuszczonej w 100°C, e) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie zahartowanym z temperatury 850°C i odpuszczonej w 250°C. SEM, 2 000×, stan nietrawiony.



Rys. 198. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużywania ściernego. a) stal Hardox Extreme, b) stal Hardox Extreme w stanie odpuszczonej w 250°C, c) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie bezpośrednio po spawaniu, d) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie zahartowanym z temperatury 850°C i odpuszczonej w 100°C, e) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie zahartowanym z temperatury 850°C i odpuszczonej w 250°C. 1 – mikroskrwanie; 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrwanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału; 5 – zużywanie wykruszające. 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, 5 000×, stan nietrawiony.

Zdjęcia obrazujące mikrostruktury warstw podpowierzchniowych poddanych testom zużywania ściernego potwierdzają, że najszerszymi i najgłębszymi wyrwami charakteryzuje się złącze spawane w stanie bezpośrednio po spawaniu (rys. 199c). Co więcej, w przypadku materiału rodzimego, jak i połączenia obrobionego cieplnie, nie diagnozuje się odkształcenia bloków martenzytu, co świadczy o niższej plastyczności materiału (rys. 200a,d). Powstałe wyrwy są ostro zakończone, wobec czego dominującym mechanizmem zużycia jest wykruszenie i mikroskrwanie. Powyższe obserwacje nie są słuszne w odniesieniu do materiału poddanego zabiegom niskiego odpuszczania w temperaturze 250°C, gdzie wszystkie ślady po oddziaływaniu ziaren ściernych są łagodne (gładkie) (rys. 200e,f).

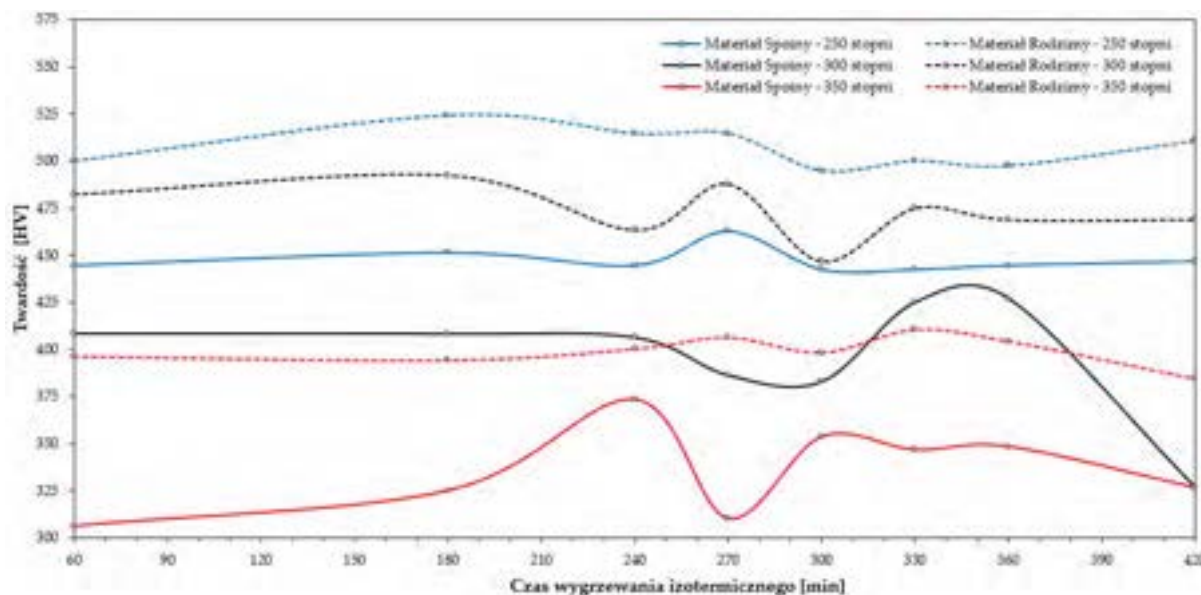


Rys. 199. Mikrostruktura przekrojów próbek poddanych testom zużywania ściernego na przekroju poprzecznym do kierunku oddziaływania ścierniwa; a) stal Hardox Extreme, b) stal Hardox Extreme w stanie odpuszczonym w 250°C, c) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie bezpośrednio po spawaniu, d) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie zahartowanym z temperatury 850°C i odpuszczonym w 100°C, e) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie zahartowanym z temperatury 850°C i odpuszczonym w 250°C. SEM, 5 000×, stan nietrawiony.

6.10. WPLYW HARTOWANIA IZOTERMICZNEGO NA WYBRANE WŁAŚCIWOŚCI POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450 I HARDOX EXTREME

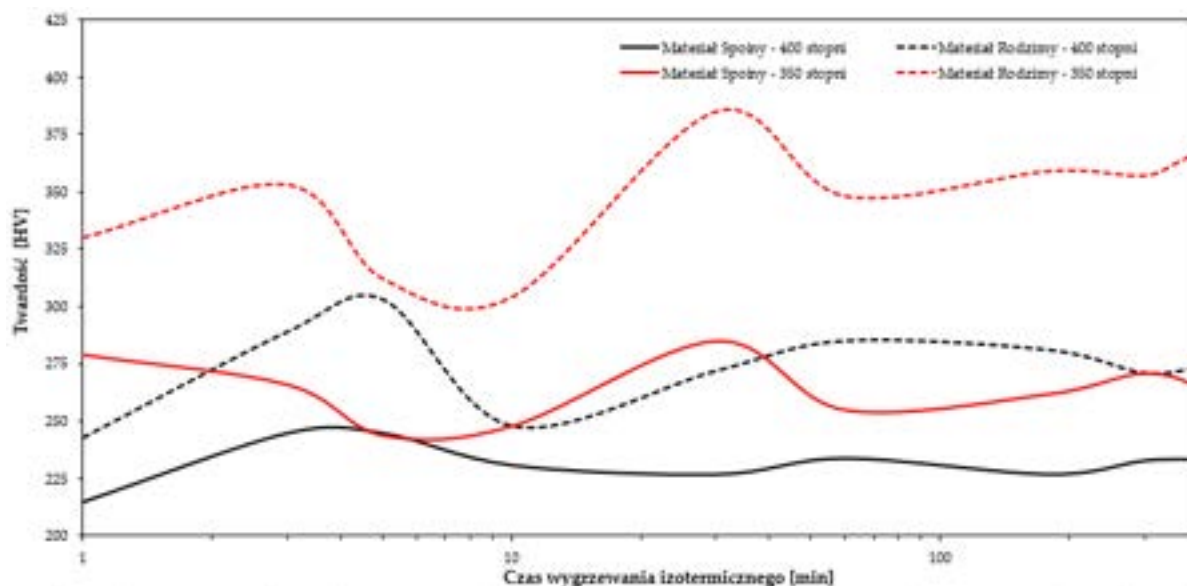
6.10.1. BADANIA WSTĘPNE POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450 I HARDOX EXTREME

Alternatywnym rozwiązaniem dla hartowania konwencjonalnego pozostaje obróbka cieplna polegająca na izotermicznym wygrzewaniu. W wybranych przypadkach, taki zabieg umożliwia uzyskanie wysokich wskaźników wytrzymałościowych ze względu na tworzenie się struktury drobnolistwowego bainitu dolnego. W celu sprawdzenia możliwości podwyższenia właściwości eksploatacyjnych stali Hardox przeprowadzono badania wstępne polegające na analizie przebiegów twardości podczas przetrzymywania materiału w różnych wariantach temperaturowych i czasowych. Na rys. 200 przedstawiono zmiany twardości materiału rodzimego stali Hardox Extreme i materiału spoiny w funkcji czasu wygrzewania izotermicznego. Zgodnie z zaprezentowanymi przebiegami twardości, wyższe wskaźniki uzyskuje się podczas zastosowania niższej temperatury kąpielii hartowniczej. Jednakże, w każdym przypadku obserwuje się wartości maksymalne lub minimalne dla czasu wygrzewania wynoszącego 180, 270 i 330 min, w związku z czym autorka niniejszego opracowania zdecydowała się wykonać szczegółowe badania właściwości wytrzymałościowych i odporności na zużywanie ścierne dla podanych wariantów obróbki cieplnej, zgodnie z diagramem przedstawionym na rys. 29. Należy zaznaczyć, że przeprowadzenie zabiegów hartowania izotermicznego wydaje się zasadne jedynie w odniesieniu do stali Hardox Extreme. Ze względu na uboższy skład chemiczny materiału stopiwa połączenia spawanego stali Hardox 450 (tab. 22–25), procesy wygrzewania izotermicznego w pobliżu temperatury M_s nie powodują uzyskania zadowalających wskaźników wytrzymałościowych w strefie materiału spoiny, z maksymalną otrzymaną wartością twardości równą ok. 280 HV (rys. 201).



Rys. 200. Przebiegi zmian twardości materiału spoiny oraz materiału rodzimego stali Hardox Extreme podczas wygrzewania izotermicznego w różnych wariantach temperaturowych i czasowych.

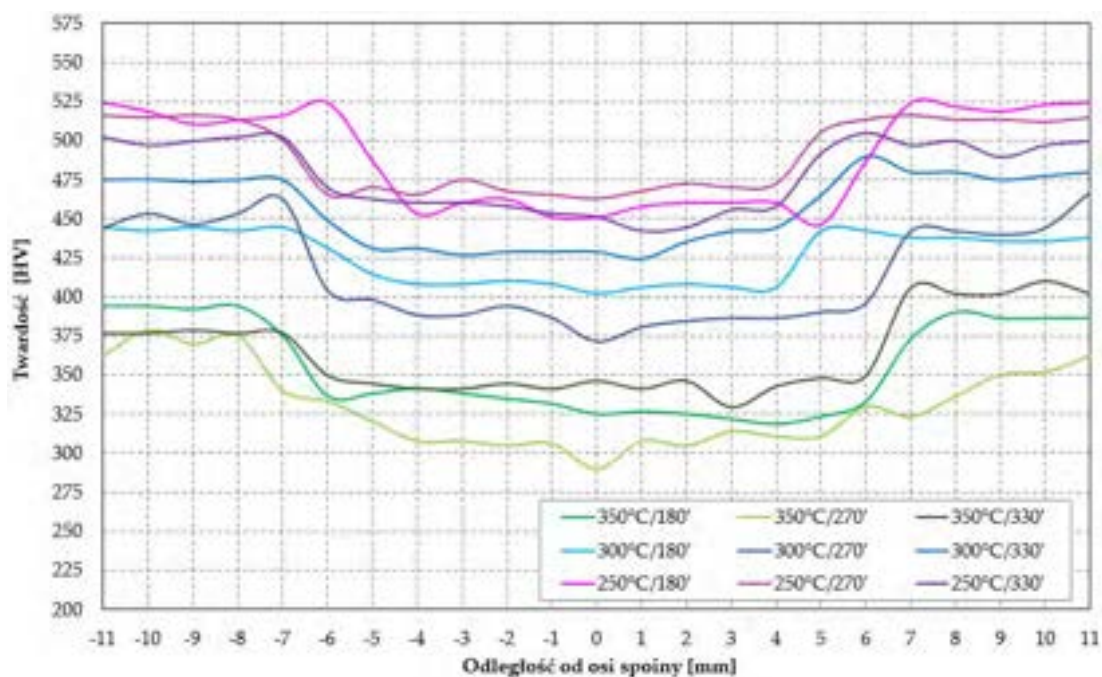
We wszystkich przypadkach temperatura austenitizowania wynosiła 950°C.



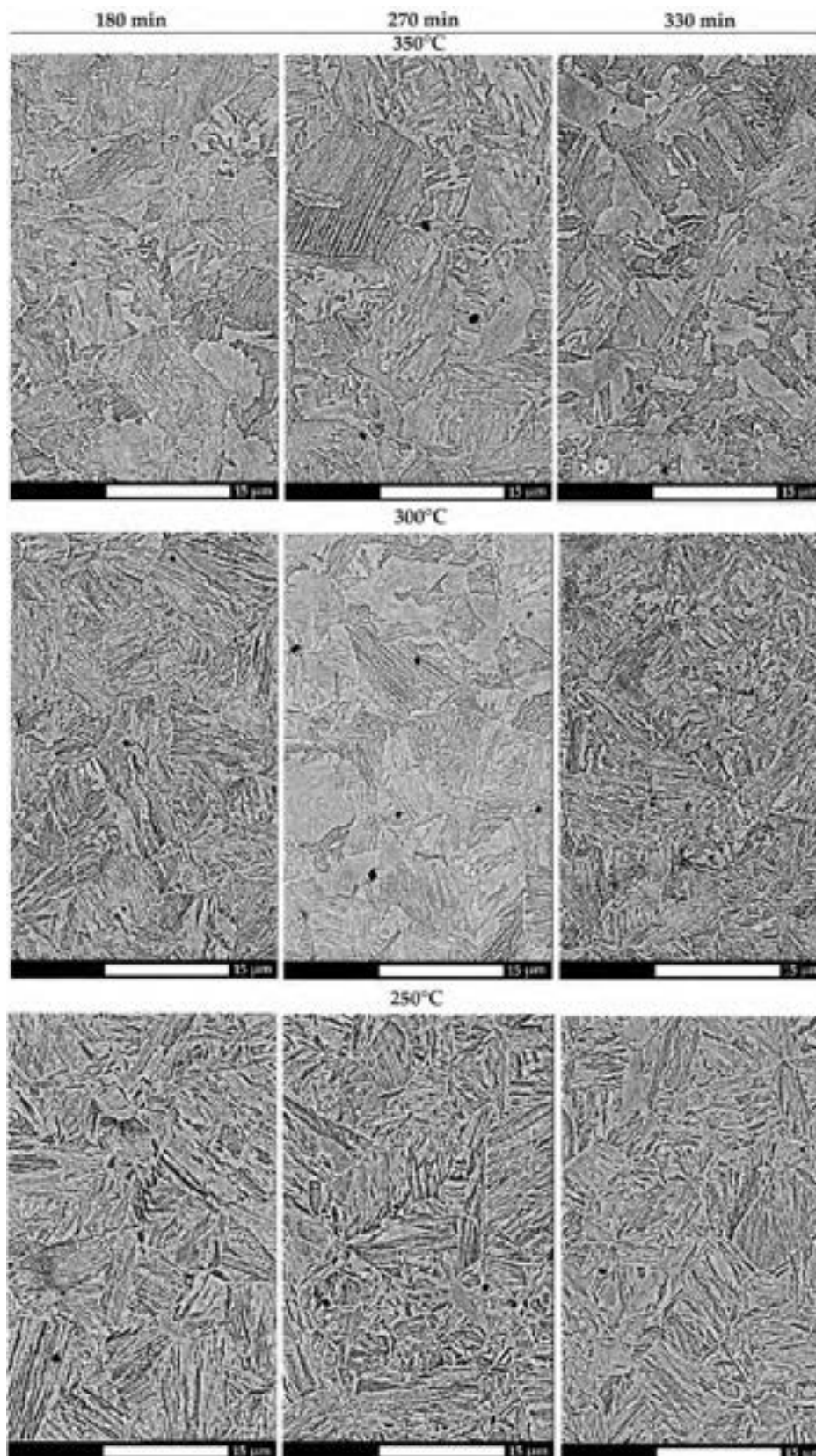
Rys. 201. Przebiegi zmian twardości materiału spoiny oraz materiału rodzimego stali Hardox 450 podczas wygrzewania izotermicznego w różnych wariantach temperaturowych i czasowych. We wszystkich przypadkach temperatura austenitzowania wynosiła 950°C.

6.10.2. POMIARY TWARDOŚCI HARTOWANYCH IZOTERMICZNIE POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX EXTREME

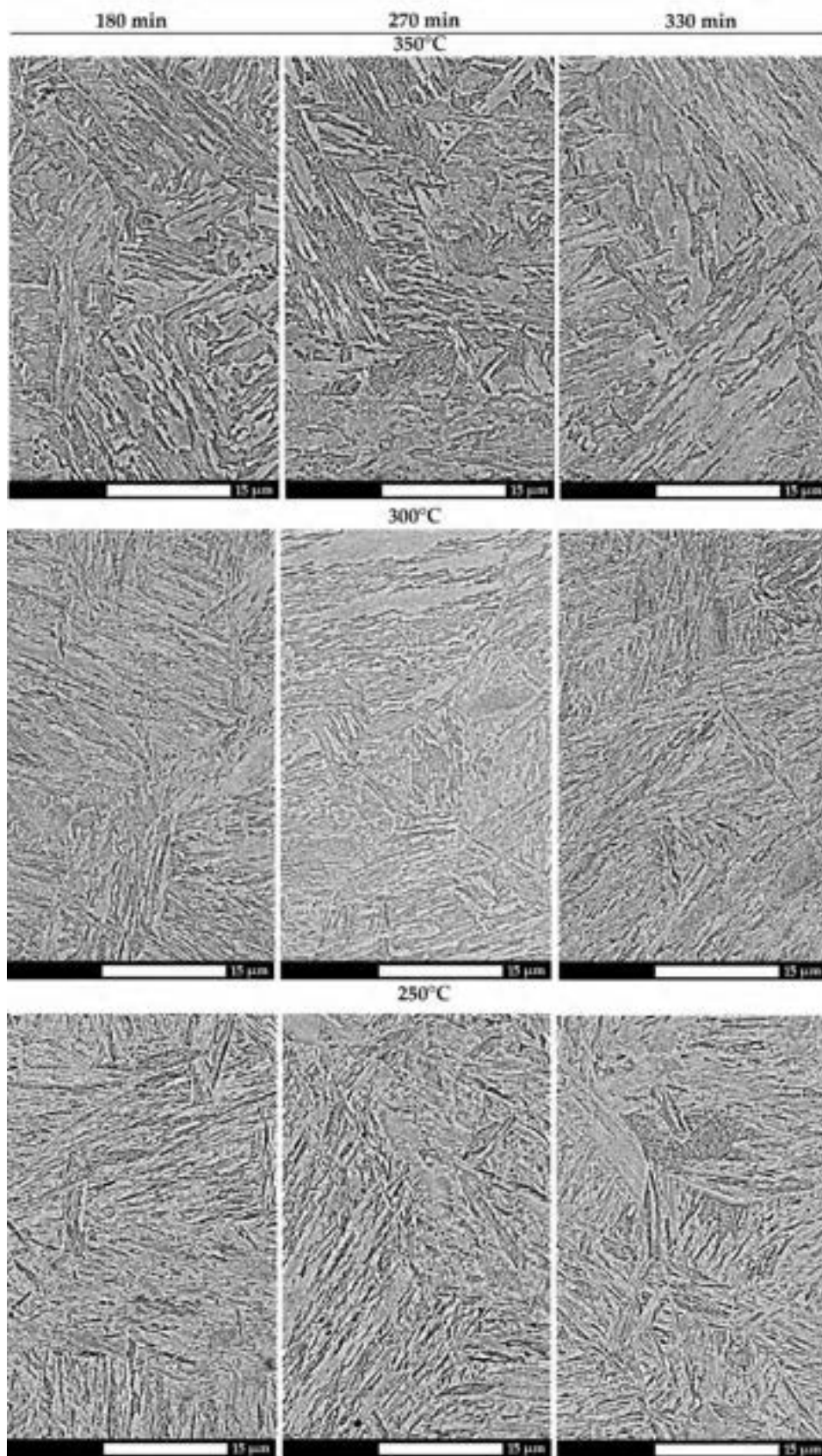
Na rys. 202–204 przedstawiono przebiegi zmian twardości oraz mikrofotografie struktur charakterystycznych stref połączenia spawanego stali Hardox Extreme poddanego hartowaniu izotermicznemu. W wyniku przeprowadzonych pomiarów można stwierdzić, że najwyższą twardością, w zakresie 430 – 475 HV, charakteryzuje się materiał spoiny wygrzewany izotermicznie w temperaturze 250°C. Dla materiału wygrzewanego w temperaturze 300°C uzyskane wartości kształtują się na poziomie 375 – 425 HV, natomiast dla temperatury 350°C jest to przedział 280 – 350 HV.



Rys. 202. Rozkłady twardości połączenia spawanego stali Hardox Extreme poddanego różnym wariantom hartowania izotermicznego.



Rys. 203. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w strefie materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 69b). Uwzględniono różne warianty obróbki cieplnej: wygrzewanie izotermiczne w 350°C (górny rząd), wygrzewanie izotermiczne w 300°C (środkowy rząd), wygrzewanie izotermiczne w 250°C (dolny rząd). Czas wygrzewania: 180 min (lewa kolumna), 270 min (środkowa kolumna), 330 min (prawa kolumna). SEM, $\times 10\ 000$, trawiono 5% HNO_3 .



Rys. 204. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w strefie materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 69b). Uwzględniono różne warianty obróbki cieplnej: wygrzewanie izotermiczne w 350°C (górny rząd), wygrzewanie izotermiczne w 300°C (środkowy rząd), wygrzewanie izotermiczne w 250°C (dolny rząd). Czas wygrzewania: 180 min (lewa kolumna), 270 min (środkowa kolumna), 330 min (prawa kolumna). SEM, $\times 10\ 000$, trawiono 5% HNO_3 .

6.10.3. BADANIA MIKORSKOPOWE HARTOWANYCH IZOTERMICZNIE POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX EXTREME

Analiza zmian mikrostrukturalnych wskazała, że mikrostruktura materiału spoiny poddanego wygrzewaniu w temperaturze 350°C złożona jest z bainitu górnego i dolnego, a także martenzytu odpuszczania (rys. 203). Należy wskazać także na znaczny udział obszarów, które nie podlegają intensywnemu trawieniu. Można stwierdzić, że jest to martenzyt hartowania (zablokowany), powstały w końcowej fazie przemiany bainitycznej lub po jej zakończeniu. W tym przypadku, również granice ziaren byłego austenitu są bardziej wyraźne ze względu na występowanie na ich granicach wydzieleni faz wtórnych. Co więcej, wraz z wydłużaniem czasu wygrzewania, obserwuje się większy rozpad bainitu i wydzielenie faz wtórnych. Mikrostruktura materiału spoiny wygrzewanego w temperaturze 300°C złożona jest z martenzytu odpuszczania, przy mniejszym udziale martenzytu hartowania – powstanie martenzytu atermicznego prowadzi do zmniejszenia udziału martenzytu zablokowanego. Przy zastosowaniu najdłuższego czasu wygrzewania, rozpad struktury hartowania jest najbardziej wyraźny i można zaobserwować liczne wydzielenia faz wtórnych pomiędzy blokami. Materiał spoiny wygrzewany w temperaturze 250°C wykazuje strukturę martenzytu odpuszczania, przy niewielkim udziale bainitu dolnego i martenzytu hartowania.

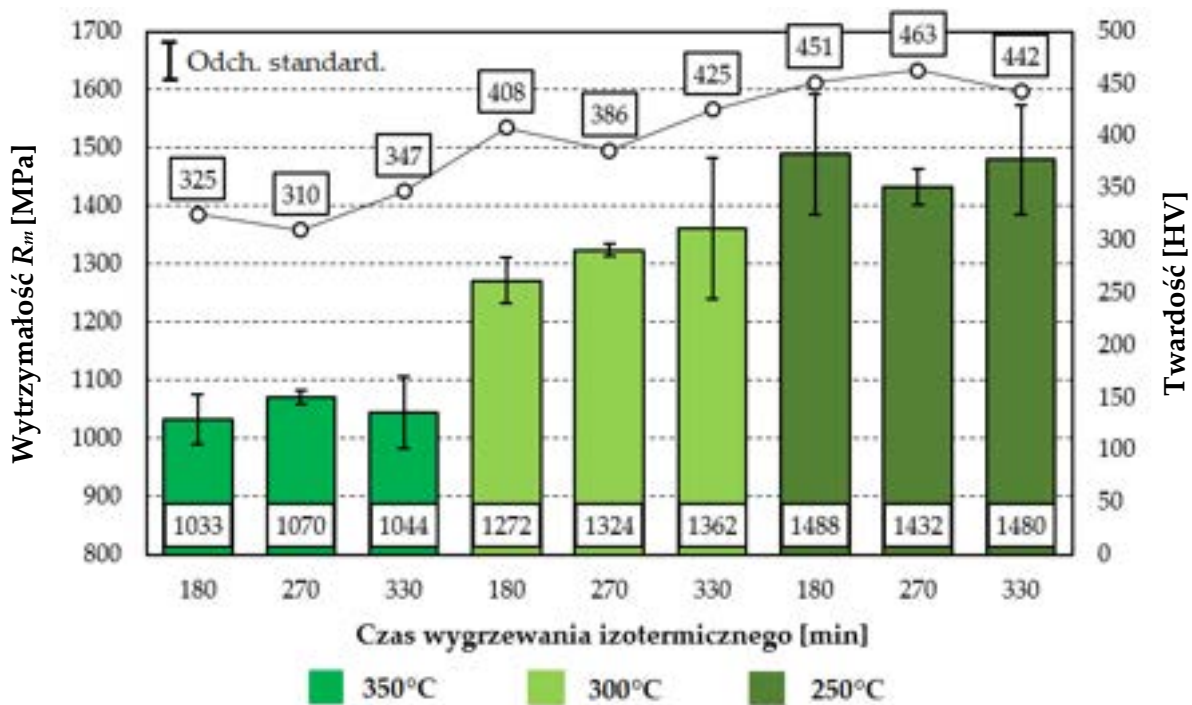
W odniesieniu do materiału rodzimego (rys. 203), we wszystkich przypadkach można zaobserwować przeważający udział martenzytu odpuszczania. Dla materiału wygrzewanego w temperaturze 350°C diagnozuje się ponadto znaczącą obecność martenzytu zablokowanego oraz bainitu dolnego. Wraz z obniżaniem temperatury wygrzewania izotermicznego, udział powyższych struktur maleje. Materiał spoiny wygrzewany w temperaturze 250°C wykazuje ponadto budowę hierarchiczną, tj. opartą na podziale ziarna byłego austenitu na pakiety i bloki. Wydłużenie czasu wygrzewania izotermicznego wywołuje rozpad struktur hartowania, zanik orientacji martenzytycznej oraz wydzielenie faz wtórnych.

6.10.4. BADANIA WYTRZYMAŁOŚCI NA ROZCIĄGANIE R_m HARTOWANYCH IZOTERMICZNIE POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX EXTREME

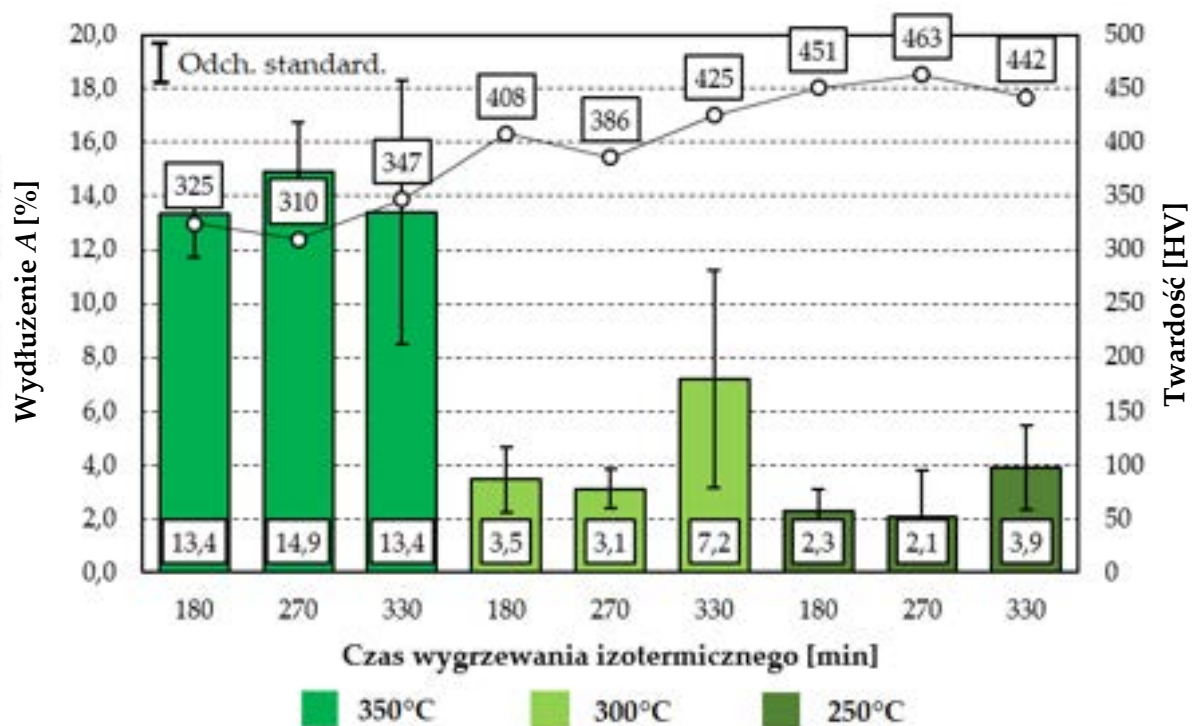
Badania wytrzymałości na rozciąganie wykazały, że maksymalną wartość R_m uzyskana dla złącza spawanego poddanego zabiegom wygrzewania w temperaturze 250°C w czasie 330 min wynosi 1581 MPa (tab. 48, rys. 205–207). Otrzymane wskaźniki są zbliżone dla stali o twardości równej w przybliżeniu 500 HBW, natomiast własności plastyczne w dalszym ciągu pozostają niezadowolające – wartość wydłużenia względnego A kształtuje się na poziomie 2,1 – 3,8 %. Wraz z podwyższeniem temperatury wygrzewania, uzyskane wskaźniki wytrzymałości mechanicznej R_m ulegają obniżeniu (nawet poniżej 1000 MPa), jednak wydłużenie na poziomie sięgającym 14,9% pozwala zaklasyfikować złącze spawane jako bezpieczniejsze ze względu na znaczny udział odkształceń plastycznych przed wystąpieniem złomu.

Tabela 48. Wybrane właściwości wytrzymałościowe połączeń spawanych stali Hardox Extreme poddanych kompleksowej obróbce cieplnej opartej na hartowaniu izotermicznym: N – normalizowanie, A – austenitzowanie (druga kolumna), H – hartowanie, R_m – wytrzymałość na rozciąganie w temperaturze otoczenia, A – wydłużenie względne przy zerwaniu (piąta i szоста kolumna), Z – przewężenie przy zerwaniu.

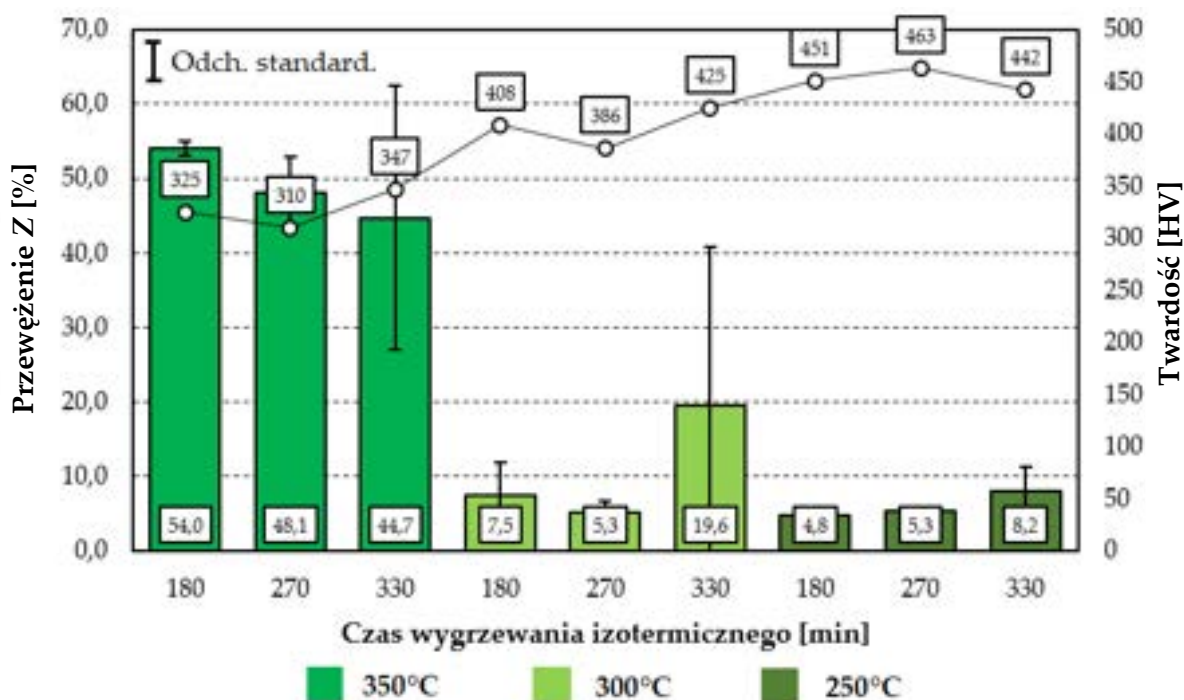
	Parametry obróbki cieplnej	Wytrzymałość R_m		A		Z	
		[MPa]		[%]			
1	N(800°C/60min+800°C/30min)	997	1033 ±43	14,5	13,4 ±1,6	54,9	54,0 ±1,0
2	+A(950°C/10min)	1081		11,5		52,9	
3	+H(Sn/350°C/180min)	1021		14,1		54,2	
1	N(800°C/60min+800°C/30min)	1067	1070 ±12	14,9	14,9 ±1,8	45,4	48,1 ±4,7
2	+A(950°C/10min)	1060		16,7		45,3	
3	+H(Sn/350°C/270min)	1083		13,1		53,6	
1	N(800°C/60min+800°C/30min)	1114	1044 ±62	17,1	13,4 +4,9	55,0	44,7 ±17,7
2	+A(950°C/10min)	997		15,3		54,9	
3	+H(Sn/350°C/330min)	1021		7,8		24,3	
1	N(800°C/60min+800°C/30min)	1244	1272 ±40	3,4	3,5 ±1,2	2,7	7,5 ±4,4
2	+A(950°C/10min)	1317		4,7		11,4	
3	+H(Sn/300°C/180min)	1254		2,3		8,2	
1	N(800°C/60min+800°C/30min)	1323	1324 ±10	3,9	3,1 ±0,7	6,8	5,3 ±1,4
2	+A(950°C/10min)	1314		3,0		4,9	
3	+H(Sn/300°C/270min)	1335		2,5		4,1	
1	N(800°C/60min+800°C/30min)	1502	1362 ±121	11,9	7,2 ±4,1	44,1	19,6 ±21,2
2	+A(950°C/10min)	1285		5,3		7,7	
3	+H(Sn/300°C/330min)	1298		4,4		6,9	
1	N(800°C/60min+800°C/30min)	1521	1488 ±103	3,2	2,3 ±0,8	3,7	4,8 ±1,0
2	+A(950°C/10min)	1571		2,0		5,7	
3	+H(Sn/250°C/180min)	1373		1,7		4,9	
1	N(800°C/60min+800°C/30min)	1456	1432 ±31	4,1	2,1 ±1,7	5,8	5,3 ±0,6
2	+A(950°C/10min)	1397		1,1		4,6	
3	+H(Sn/250°C/270min)	1443		1,2		5,6	
1	N(800°C/60min+800°C/30min)	1581	1480 ±94	5,3	3,9 ±1,6	9,6	8,2 ±3,2
2	+A(950°C/10min)	1394		2,2		4,5	
3	+H(Sn/250°C/330min)	1464		4,2		10,4	



Rys. 205. Wyniki zmian wytrzymałości R_m złącza spawanego stali Hardox Extreme poddanego różnym wariantom obróbki cieplnej.



Rys. 206. Wartość wydłużenia A [%] złącza spawanego stali Hardox Extreme poddanego różnym wariantom obróbki cieplnej.



Rys. 207. Wartości przewężenia Z [%] złącza spawanego stali Hardox Extreme poddanego różnym wariantom obróbki cieplnej.

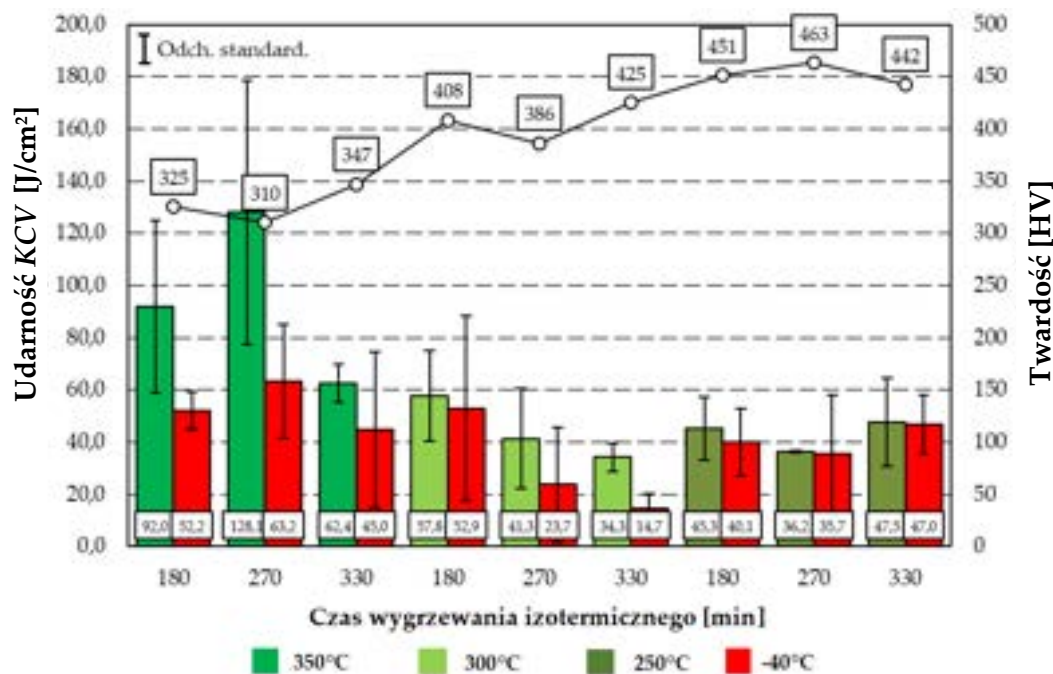
6.10.5. BADANIA UDARNOŚCI HARTOWANYCH IZOTERMICZNIE POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX EXTREME

W przypadku badań udarnościowych, otrzymane wskaźniki świadczą o znacznej ciągliwości materiału wygrzewanego w temperaturze 350°C (tab. 49, rys. 208). Otrzymana wartość, mieszcząca się w przedziale 62,4 – 128,1 J/cm², pozwala zaklasyfikować złącze jako bezpieczne, również w temperaturach obniżonych, gdzie w każdym przypadku uzyskane wskaźniki przekraczają wielkość 35 J/cm², stanowiącą granicę kruchości materiału [117]. Wraz z obniżaniem temperatury wygrzewania, obserwuje się spadek otrzymanych wartości. Należy zaznaczyć, że uzyskane wskaźniki w przypadku wygrzewania w temperaturze 300°C są również korzystne, z maksymalną średnią wartością KCV = 57,8 J/cm². Wartości otrzymane dla materiału poddanego wygrzewaniu w temperaturze 250°C należy uznać za zadowalające, gdyż (również w temperaturze obniżonej) klasyfikują się powyżej progu kruchości materiału.

Tabela 49. Wskaźniki udarności połączeń spawanych stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) oraz po kompleksowej obróbce cieplnej: N – normalizowanie, A – austenitowanie, H – hartowanie, KCV₊₂₀ – udarność w temperaturze +20°C, KCV₋₄₀ – udarność w temperaturze -40°C.

	Parametry obróbki cieplnej	KCV ₊₂₀		KCV ₋₄₀	
		J/cm ²			
1	N(800°C/60min+800°C/30min) +A(950°C/10min) +H(Sn/350°C/180min)	109,1	92,0 ±32,9	43,9	52,2 ±7,3
2		112,8		56,9	
3		54,1		55,9	
1	N(800°C/60min+800°C/30min) +A(950°C/10min) +H(Sn/350°C/270min)	95,4	128,1 ±50,5	69,4	63,2 ±21,8
2		186,3		39,0	
3		102,6		81,3	
1		55,9		13,5	

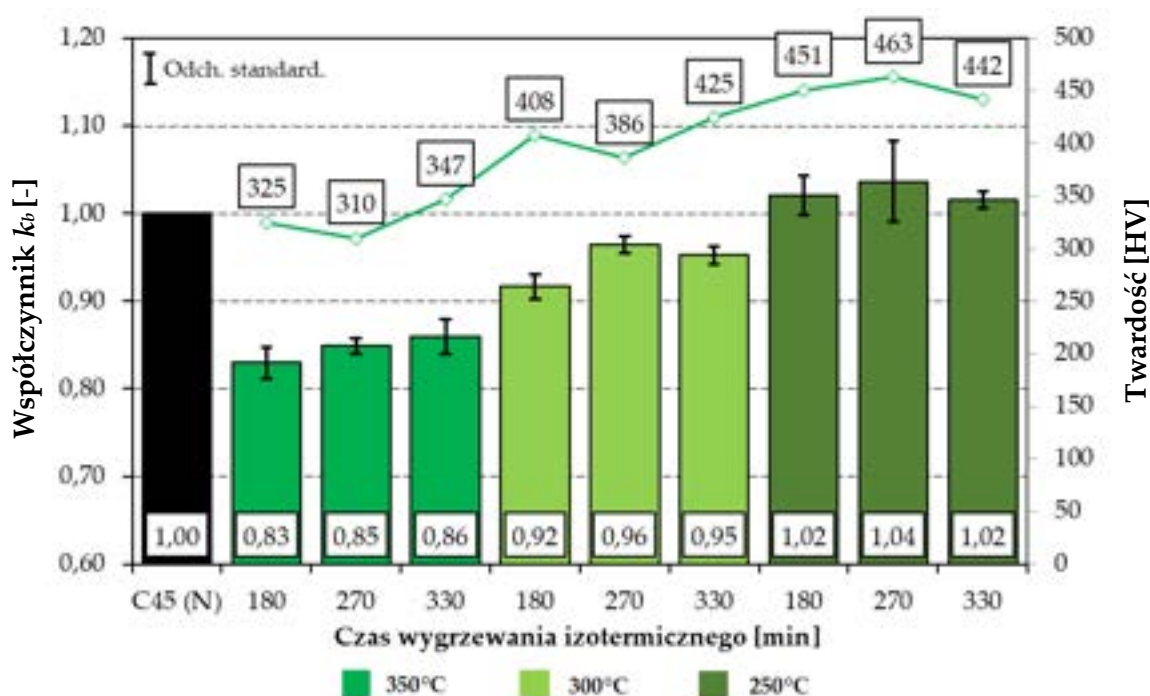
	Parametry obróbki cieplnej	KCV ₊₂₀		KCV ₋₄₀	
		J/cm ²			
2	N(800°C/60min+800°C/30min) +A(950°C/10min) +H(Sn/350°C/330min)	61,1	62,4 ±7,2	48,9	45,0 ±29,8
3		70,1		72,7	
1		74,7	57,8 ±17,4	74,6	
2	40,0	11,8			
3	58,5	72,3			
1	N(800°C/60min+800°C/30min) +A(950°C/10min) +H(Sn/300°C/270min)	22,5	41,3 ±19,2	66,2	23,7 ±21,8
2		60,9		34,3	
3		40,6		24,5	
1	N(800°C/60min+800°C/30min) +A(950°C/10min) +H(Sn/300°C/330min)	54,5	34,3 ±5,4	27,6	14,7 ±5,6
2		65,3		31,2	
3		60,1		17,8	
1	N(800°C/60min+800°C/30min) +A(950°C/10min) +H(Sn/250°C/180min)	58,2	45,3 ±12,2	30,9	40,1 ±12,9
2		58,2		54,8	
3		58,2		34,7	
1	N(800°C/60min+800°C/30min) +A(950°C/10min) +H(Sn/250°C/270min)	36,4	36,2 ±0,4	22,3	35,7 ±22,3
2		36,4		44,1	
3		35,7		40,7	
1	N(800°C/60min+800°C/30min) +A(950°C/10min) +H(Sn/250°C/330min)	66,9	47,5 ±16,9	58,8	47,0 ±11,3
2		35,9		36,2	
3		39,6		46,1	



Rys. 208. Udarność złącza spawanego stali Hardox Extreme poddanego różnym wariantom obróbki cieplnej.

6.10.6. BADANIA ODPORNOŚCI NA ZUŻYWANIE ŚCIERNE W OBECNOŚCI LUŻNEGO ŚCIERNIWA HARTOWANYCH IZOTERMICZNIE POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX EXTREME

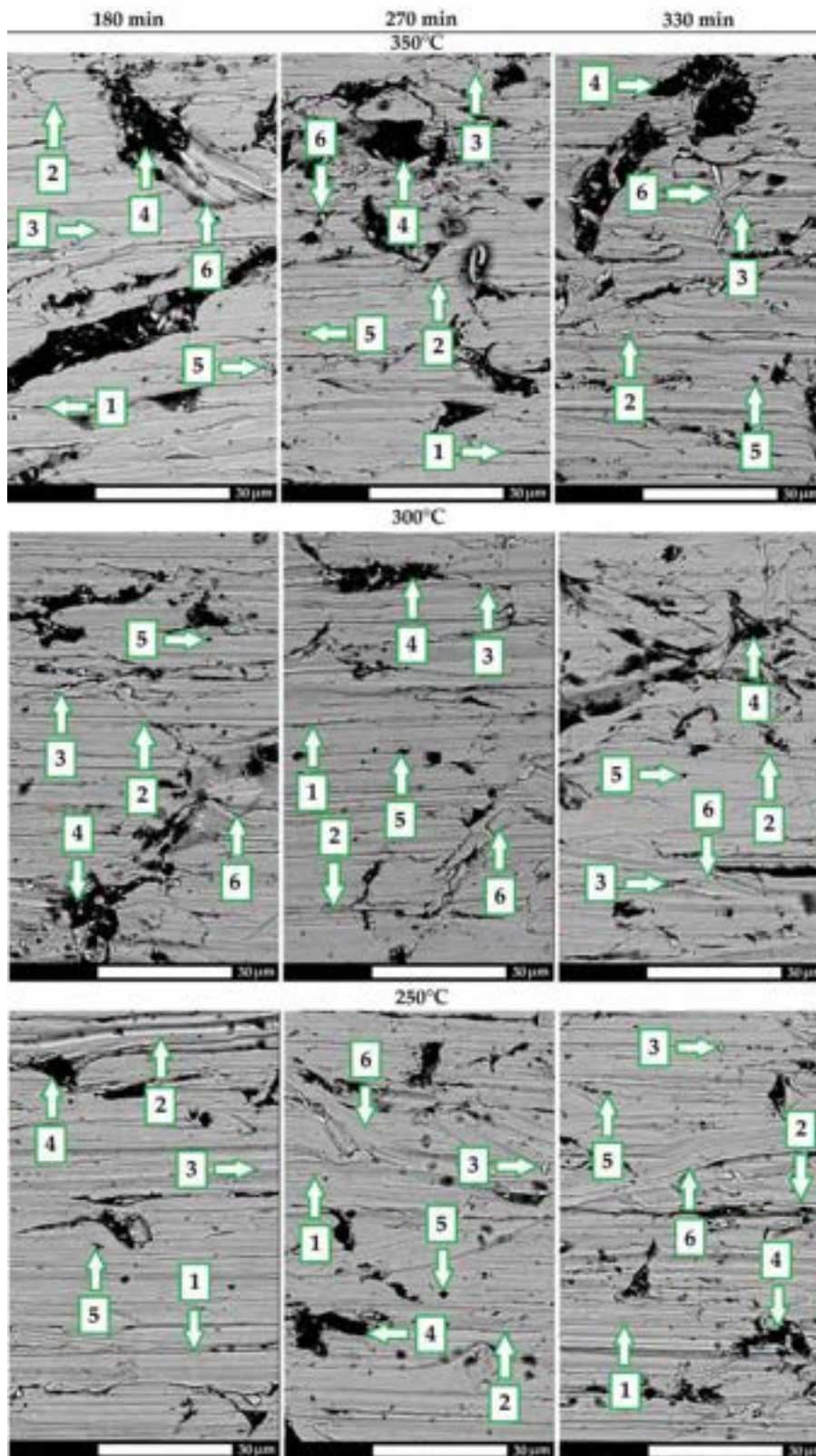
Testy zużycia ściernego wykazały, że zadowalającą odpornością charakteryzuje się jedynie złącze spawane poddane hartowaniu izotermicznemu w temperaturze 250°C (rys. 209). Otrzymana wartość współczynnika k_b równa 1,02 – 1,04 jest zbliżona do wielkości uzyskanych dla stali Hardox 450. Jednakże, wobec wyższej udarności połączeń spawanych stali Hardox Extreme w temperaturze -40°C w porównaniu do złączy spawanych stali Hardox 450, powyższe rezultaty można uznać za satysfakcjonujące. Należy jednak wskazać, że zestawiając wartości uzyskane dla materiału stopiwa wygrzewanego izotermicznie a odpuszczonego w temperaturze 250°C, obserwuje się w tej kwestii zdecydowaną przewagę struktur odpuszczonych ($k_b = 1,08 - 1,11$, podrozdział 6.9.). W przypadku wygrzewania izotermicznego w temperaturze 300°C i 350°C, obserwuje się liniowy spadek odporności wraz z obniżaniem poziomu twardości, przy czym wartości te pozostają niższe w porównaniu do stali C45 w stanie normalizowanym.



Rys. 209. Współczynnik względną odporności na ścierne k_b oraz wyniki pomiarów twardości połączeń spawanych stali Hardox Extreme w różnych wariantach obróbki cieplnej. C45 (N) – stal C45 w stanie normalizowanym o twardości 220 HBW.

Analiza powierzchni poddanych testom zużycia wskazała na występowanie zróżnicowanych mechanizmów zużycia (rys. 210). W przypadku materiału wygrzewanego w temperaturze 350°C obserwuje się przede wszystkim wyłobienia i odłamania większych fragmentów materiału w wyniku penetrującego oddziaływania ziaren elektrokorundu. Powyższym zmianom towarzyszą znaczne odkształcenia plastyczne oraz zepchnięcia materiału ze strony bocznej i przedniej względem przesuwanego się ścierniwa. Miejscowo diagnozuje się również obecność odłamków w wyniku występowania mechanizmu mikroskrawania przy niskim udziale naprężeń, natomiast ślady zużycia przez mikroskrawanie są nieliczne. Wraz z obniżaniem temperatury wygrzewania, wyłobienia są znacznie węższe. Powstałe wyrwy na powierzchni materiału wygrzewanego

w temperaturze 300°C są często ułożone zgodnie z kierunkiem przesuwu ośrodka ściernego, a odkształcenia plastyczne mniej intensywne w porównaniu do materiału o niższej twardości. Dominującymi mechanizmami zużycia połączenia spawanego poddanego wygrzewaniu w temperaturze 250°C jest przede wszystkim mikroskrawanie. Lokalnie obserwuje się wżery powstałe w wyniku zużywania wykruszającego i odłamki. Udział brzdowania i odkształceń plastycznych jest w tym przypadku niewielki, a powstałe rysy są płytsze i węższe w porównaniu do pozostałych wariantów obróbki cieplnej.



Rys. 210. Powierzchnie połączeń spawanych stali Hardox Extreme poddane testom zużywania ściernego. Uwzględniono różne warianty obróbki cieplnej: wygrzewanie izotermiczne w 350°C (górny rząd), wygrzewanie izotermiczne w 300°C (środkowy rząd), wygrzewanie izotermiczne w 250°C (dolny rząd). Czas wygrzewania: 180 min (lewa kolumna), 270 min (środkowa kolumna), 330 min (prawa kolumna). 1 – mikroskrawanie, 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrawanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału, 5 – zużywanie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, 5000×, stan nietrawiony.

7. WYNIKI BADAŃ WŁASNYCH – CZĘŚĆ III
BADANIA ODPORNOŚCI BALISTYCZNEJ

7.1. BADANIA ODPORNOŚCI BALISTYCZNEJ POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450 Z WYKORZYSTANIEM AMUNICJI POŚREDNIEJ 7,62 × 39 mm

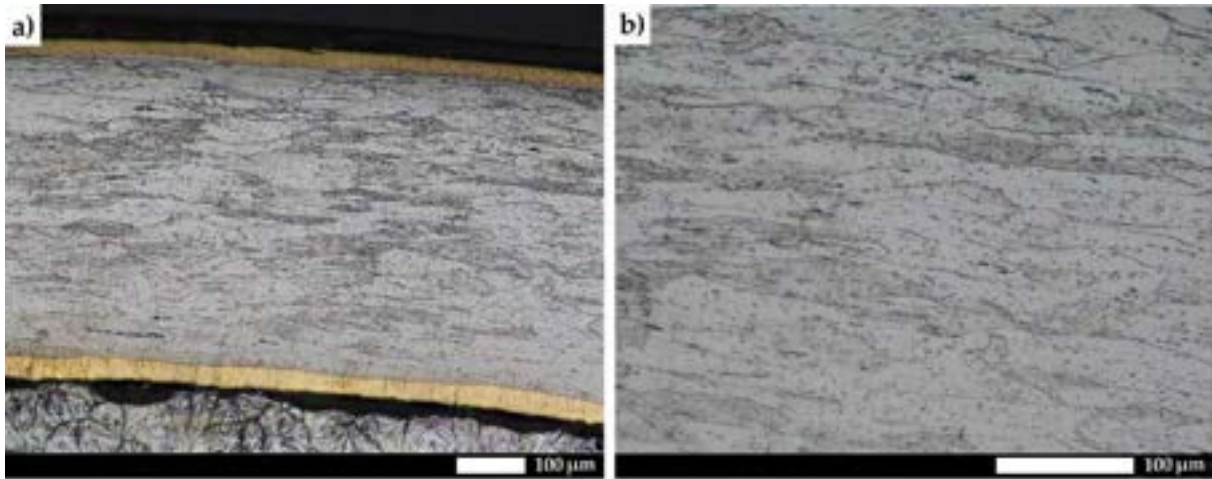
Zgodnie z danymi producenta i publikacjami naukowymi, stale Hardox wykazują wysokie wskaźniki odporności na zużywanie ściernie w warunkach obciążeń dynamicznych, zatem uzasadniona jest także weryfikacja właściwości tych materiałów przy obciążeniach balistycznych. Należy wskazać, że stale o podobnych właściwościach wytrzymałościowych są szeroko wykorzystywane na kasy pancerne, sejfy, elementy zabudowy pojazdów. Do najbardziej rozpowszechnionych tworzyw metalicznych sprzedawanych z przeznaczeniem na osłony balistyczne należą stale Armox, będące również produktem koncernu SSAB-Oxelösund.

7.1.1. ANALIZA MATERIAŁOZNAWCZA POCISKU

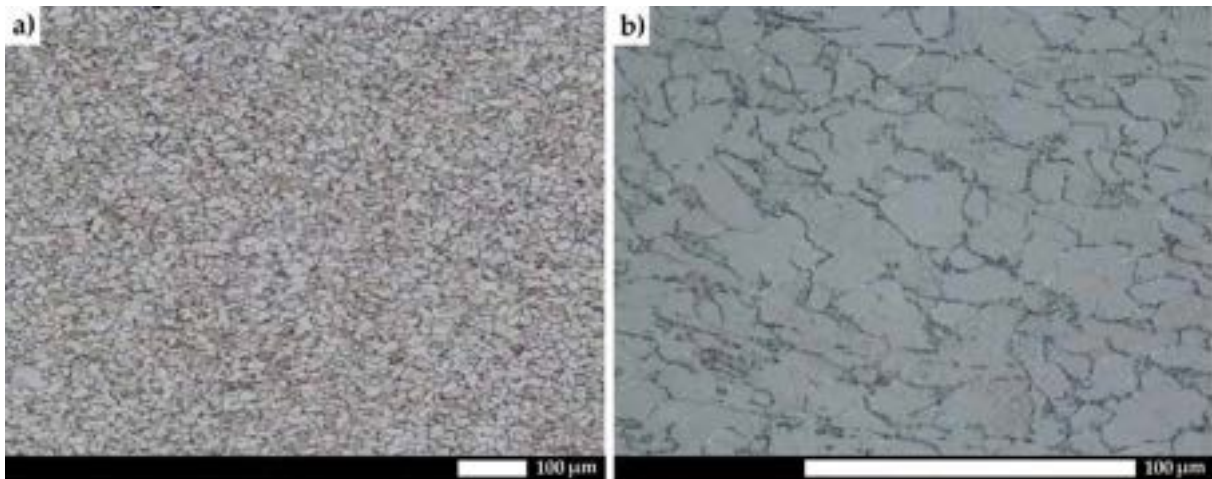
Obserwacje makroskopowe przekroju podłużnego pocisku 7,62 × 39 mm nb. wz. 43 z poc. PS wykazały, że poza stalowym rdzeniem, w budowie należy wyszczególnić również koszulkę ołowianą oraz płaszcz, który został wykonany ze stali niestopowej o twardości 185 HV z nałożoną warstwą plateru miedzianego, charakteryzującego się dużym stopniem zgniotu. Takie rozwiązanie materiałowe jest zasadne w celu zmniejszenia tarcia pomiędzy pociskiem a lufą, natomiast wśród dodatkowych korzyści należy wymienić wysoką ściśliwość i przetwarzalność. Poza powyższym rozwiązaniem, szeroko stosowane na płaszcze są również miedzionikle i tombak. Na rdzeń pocisku wykorzystano stal niskowęglową o mikrostrukturze ferrytyczno-perlitycznej, z zachowaną nieznaczną pasmowością struktury (rys. 277b). Zarejestrowana twardość rdzenia wynosi w tym przypadku 205 HV.



Rys. 211. Przekrój podłużny pocisku 7,62 × 39 mm nb. wz. 43 z poc. PS.



Rys. 212. Obrazy mikroskopowe materiału wykorzystanego na elementy pocisku: a) płaszcz, warstwa plateru miedzianego o dużym stopniu zgniotu nałożona na stal niskowęglową, 100×, b) mikrostruktura wydłużonych ziaren po obróbce plastycznej, twardość – 185 HV, 200×. LM, trawiono 5% HNO₃.



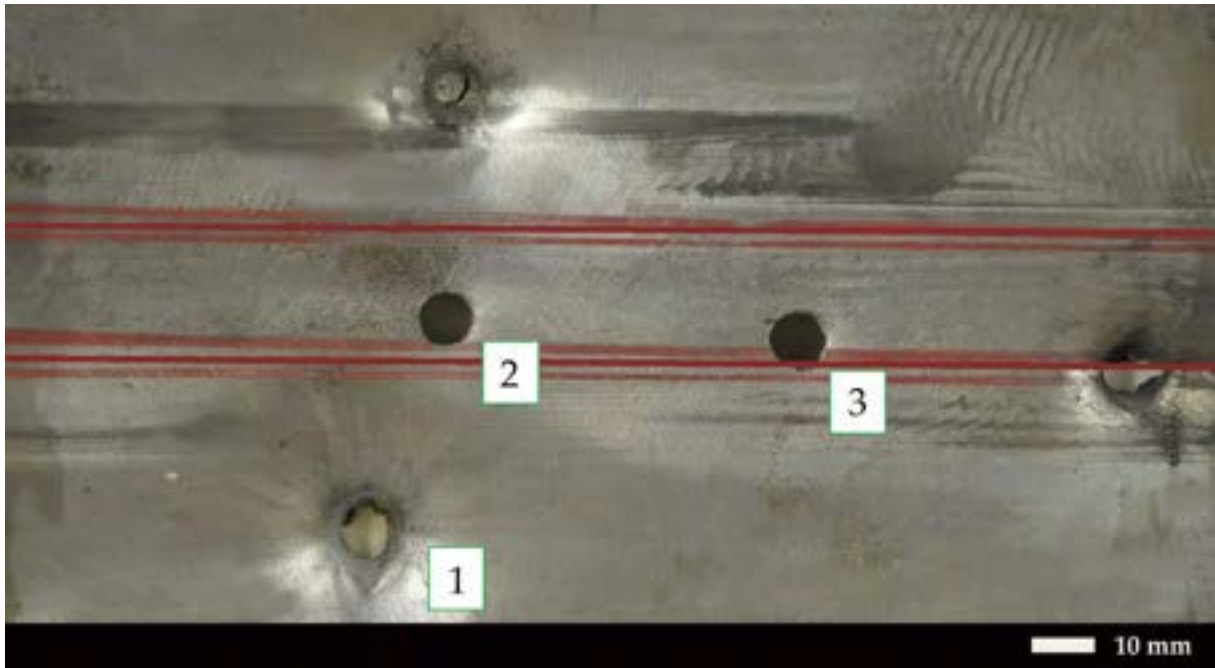
Rys. 213. Obrazy mikrostrukturalne materiału wykorzystanego na rdzeń pocisku, mikrostruktura ferrytyczna z nielicznymi koloniami perlitu, twardość – 205 HV, a) 100×, b), 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.

7.1.2. BADANIA MIKROSKOPOWE BLACH STALI HARDOX 450 W STANIE BEZPOŚREDNIO PO SPAWANIU

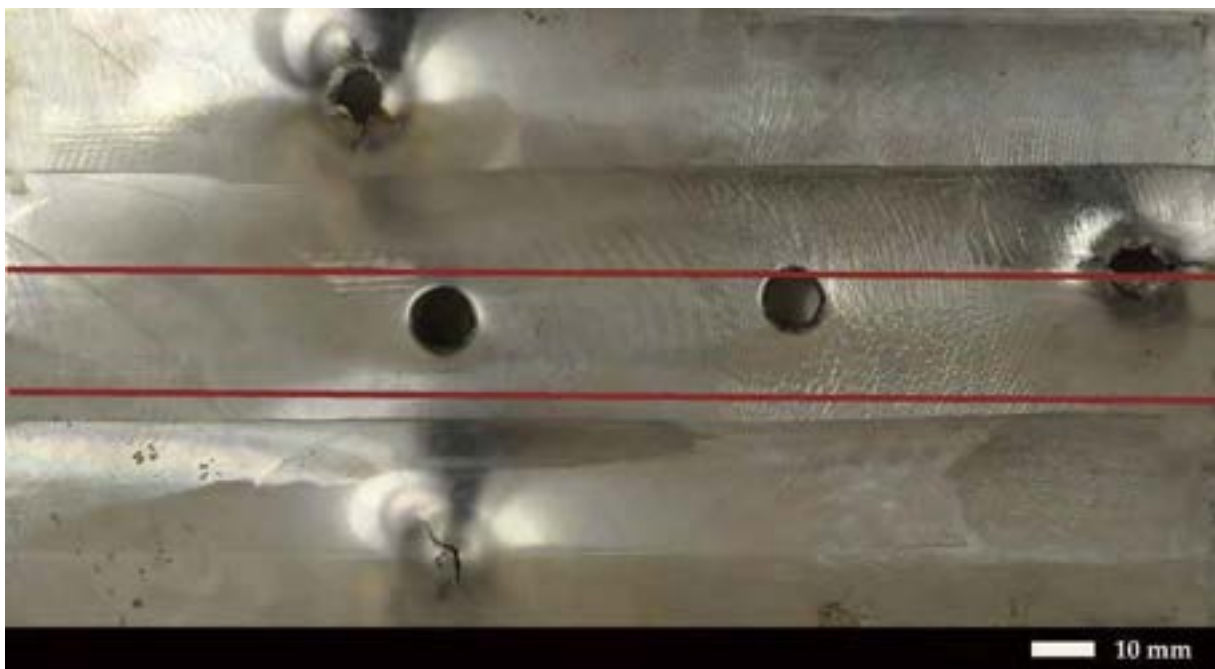
Badania odporności balistycznej przeciwko amunicji pośredniej 7,62 × 39 mm nb. wz. 43 z poc. PS przeprowadzono dla blach stali Hardox 450 o grubości 10 mm ścienionych na wymiar 4 i 5 mm, według normy VPAM APR 2006 edycja 2014, dotyczącej ogólnych wymagań i metodyki badawczej wobec materiałów stosowanych na osłony balistyczne. Zgodnie z rezultatami badań (rys. 214–215, 225–226), w przypadku technologii spawania nieuwzględniającej realizacji późniejszych zabiegów cieplnych, w większości przypadków wyniki były negatywne. Zgodnie z rys. 214, dla blachy o grubości 4 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu, w strefie materiału stopiwa obserwuje się przebicie materiału na tzw. korek. Poziom bezpieczeństwa zwiększa się już w strefie wpływu ciepła, w której charakterystyczny jest przełom ciągły, natomiast w przypadku materiału rodzimego, powstały krater cechuje się znaczną deformacją plastyczną. W niektórych przypadkach pocisk może nawet zostać zatrzymany – przy czym obserwuje się promieniujące od tylnej strony pęknięcie, co znacznie osłabia wytrzymałość blachy. Badania mikroskopowe warstw przypowierzchniowych powstałych kraterów poświadczają negatywny wpływ przeprowadzonych zabiegów spawalniczych na odporność na obciążenia dynamiczne.

W przypadku materiału rodzimego obserwuje się odkształcenie struktury martenzytycznej. W strefach oznaczonych literami „A” i „B” na rys. 33, bloki martenzytu układają się zgodnie z kierunkiem rozchodzących się naprężeń, wypychających materiał z warstw przypowierzchniowych osłony (rys. 216–217). Zmiany te sięgają w przybliżeniu 40 μm w głąb materiału. W przypadku strefy „C” dostrzega się obecność wyraźnej deformacji struktury pod wpływem propagujących naprężeń rozciągających (rys. 218). Zmiany strukturalne w przypadku materiału stopiwa i strefy wpływu ciepła są szersze i przejawiają się deformacją zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych i hartowniczych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia, przez co granice ziaren są nieidentyfikowalne (rys. 219–221, 223–224). Jedynie w obszarze strefy wpływu ciepła, w efekcie występującego mechanizmu płatkowania (strefa oznaczona literą „A” na rys. 33), charakterystyczne jest wydłużenie ziaren w stronę przeciwną do przyłożonego obciążenia. Powyższy mechanizm jest spowodowany wygenerowaniem naprężeń w wyniku spiętrzenia dyslokacji (rys. 222).

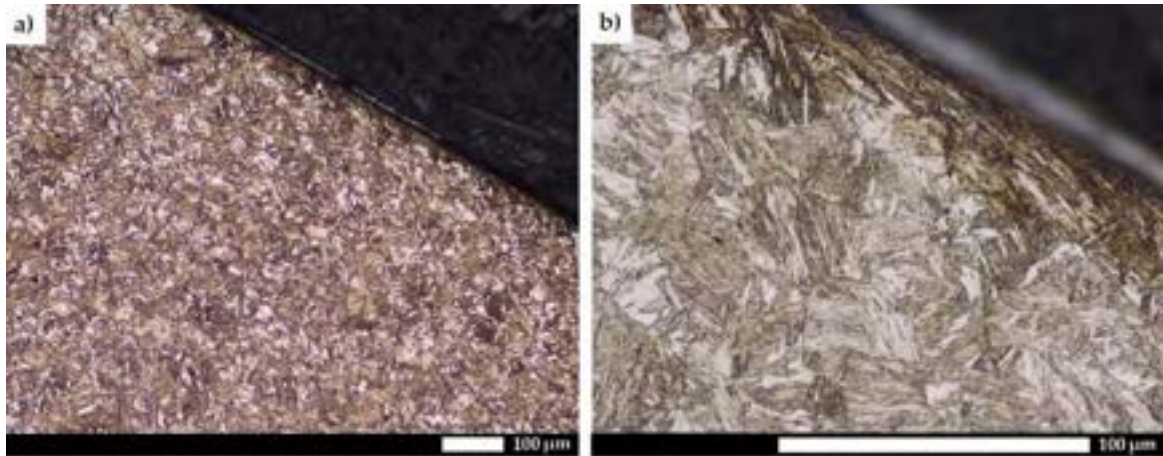
Zwiększenie grubości blachy do 5 mm gwarantuje zachowanie ciągłości materiału już w zakresie 20 mm od strefy materiału stopiwa, jednak ze względu na występowanie karbu strukturalnego, w każdym przypadku dochodzi do całkowitej penetracji w strefie złącza spawanego (rys. 225–226). Charakterystyczne są również odkształcenia (deformacje geometryczne) materiału w kształcie zgodnym z geometrią pocisku (zwięźnienie przekroju). Badania mikroskopowe wskazują, że w przypadku materiału rodzimego, podczas ostrzelania dochodzi do stopienia (zespawania) fragmentów pocisku z osłoną, w związku z czym nie dochodzi do jego pełnego przejścia przez powstały krater. Na powierzchni (strefa „A” na rys. 33) można zaobserwować fragmenty zdeformowanego rdzenia pocisku, z wydłużonymi ziarnami struktury ferrytycznej oraz zdeformowanego miedzianego płaszcza (rys. 227). Charakterystyczne jest również propagujące pęknięcie w wyniku przekroczenia wytrzymałości, nieliczne adiabatyczne pasma ścinania oraz całkowite odkształcenie plastyczne martenzytu. W strefie oznaczonej literą „B” nie rejestruje się zmian strukturalnych (rys. 228), natomiast w przypadku strefy „C” bloki martenzytu zostają wydłużone w wyniku postępujących naprężeń rozciągających (rys. 229). W odniesieniu do materiału spoiny, cechy budowy strukturalnej są zbliżone do tych zaobserwowanych podczas analizy blachy o grubości 4 mm (rys. 230–232). W obszarze strefy wpływu ciepła obserwuje się znaczną plastyczność powstałego krateru, rozkład struktury zgodny z kierunkiem przyłożonego obciążenia, a także częściowe stopienie pocisku (rys. 233–235).



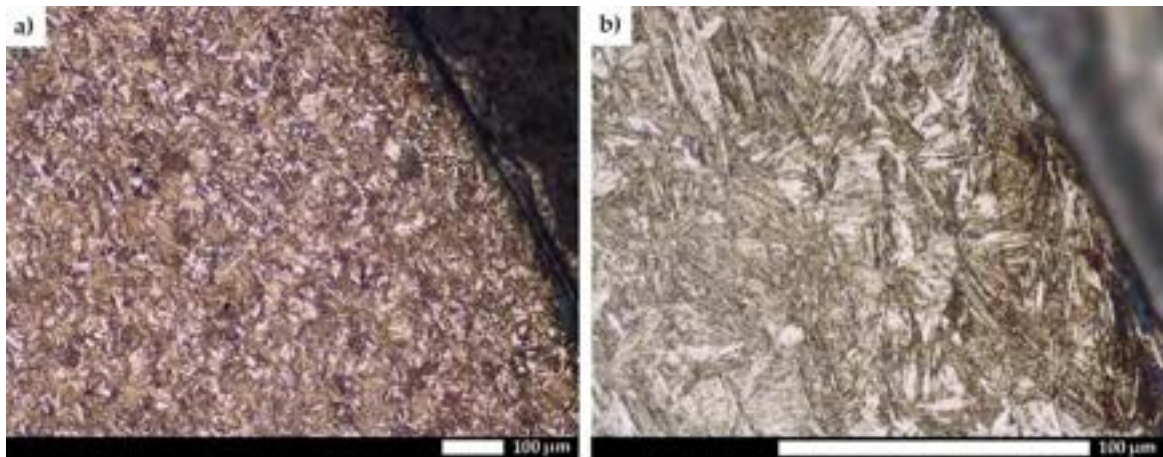
Rys. 214. Obraz makroskopowy powierzchni blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 4 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu po uderzeniach balistycznych. Strona przednia. Charakterystyczny krater ciągły w strefie wpływu ciepła i strefie materiału rodzimego. W strefie materiału stopiwa obserwuje się przebicie na tzw. korek. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



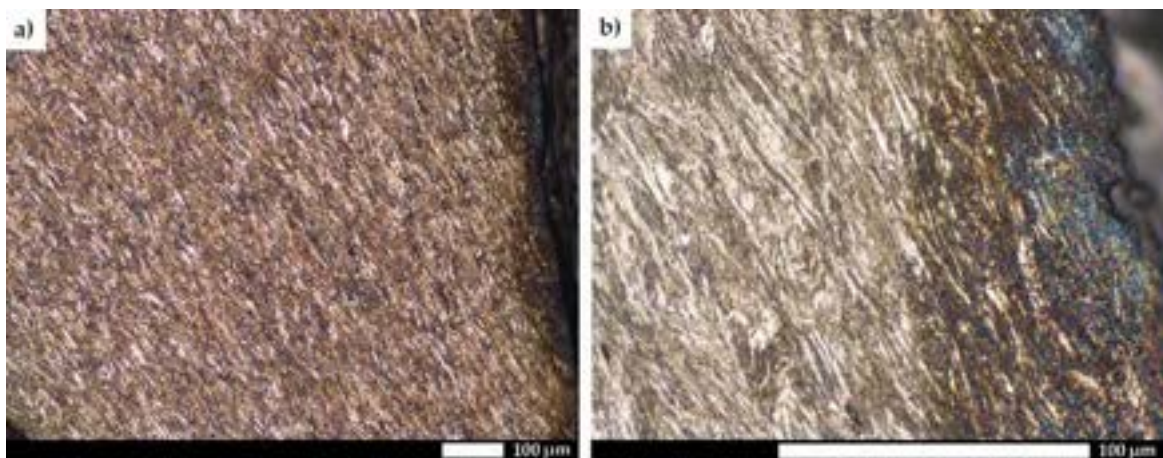
Rys. 215. Obraz makroskopowy powierzchni blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 4 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu po uderzeniach balistycznych. Strona tylna. Widoczne przebicia na tzw. korek w strefie materiału stopiwa oraz wygięcia blachy w strefie wpływu ciepła i strefie materiału rodzimego wraz z promieniującymi pęknięciami. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



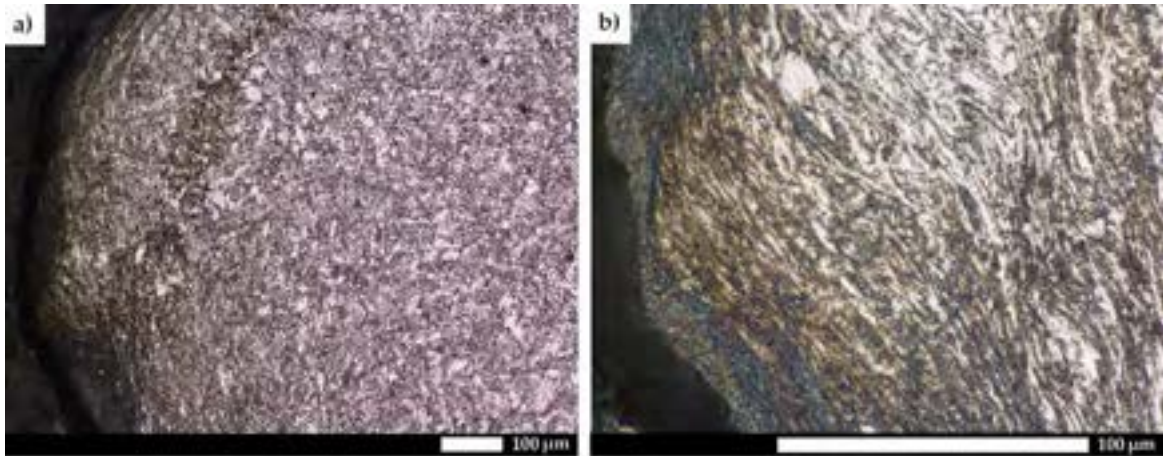
Rys. 216. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 214. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu na głębokość równą około 40 µm zgodnie z kierunkiem rozchodzących się naprężeń. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



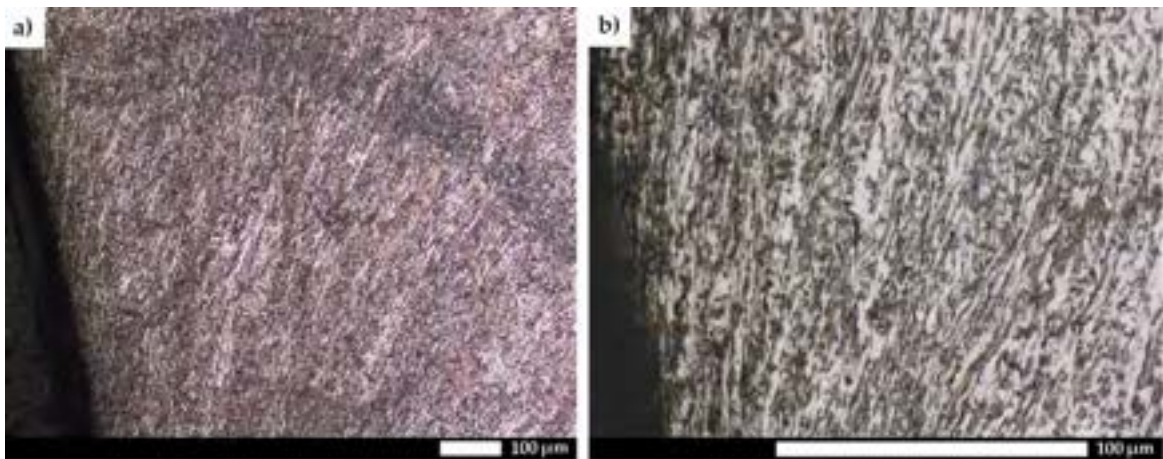
Rys. 217. Zmiany mikrostrukturalne w warstwie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 214. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu na głębokość równą około 40 µm zgodnie z kierunkiem rozchodzących się naprężeń. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



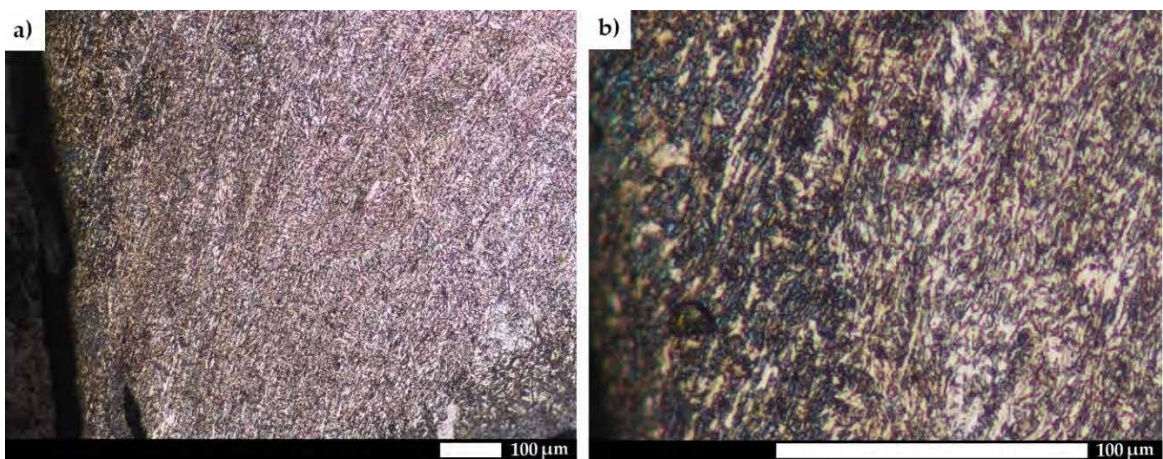
Rys. 218. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 214. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne wyraźne odkształcenie plastyczne martenzytu pod wpływem propagacji naprężeń. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



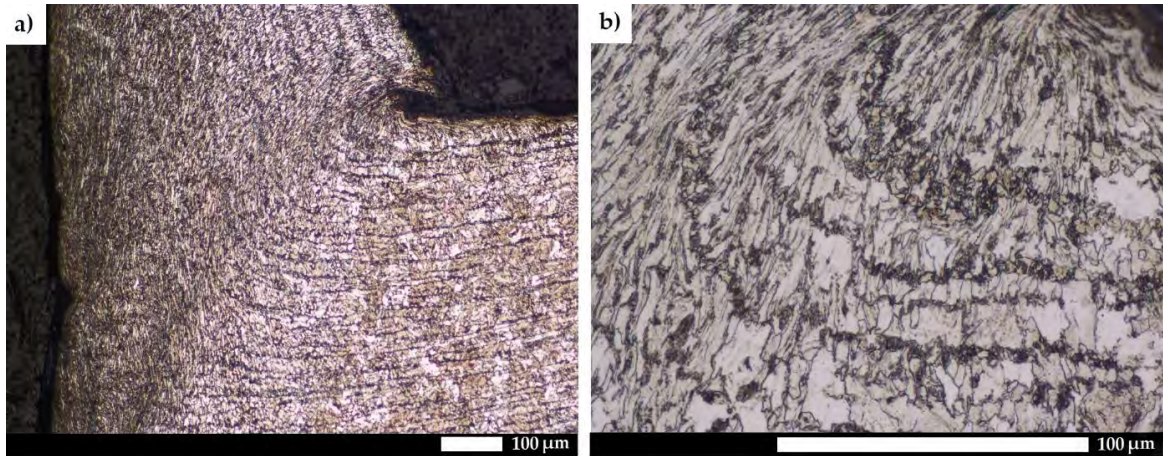
Rys. 219. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 214. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS1 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



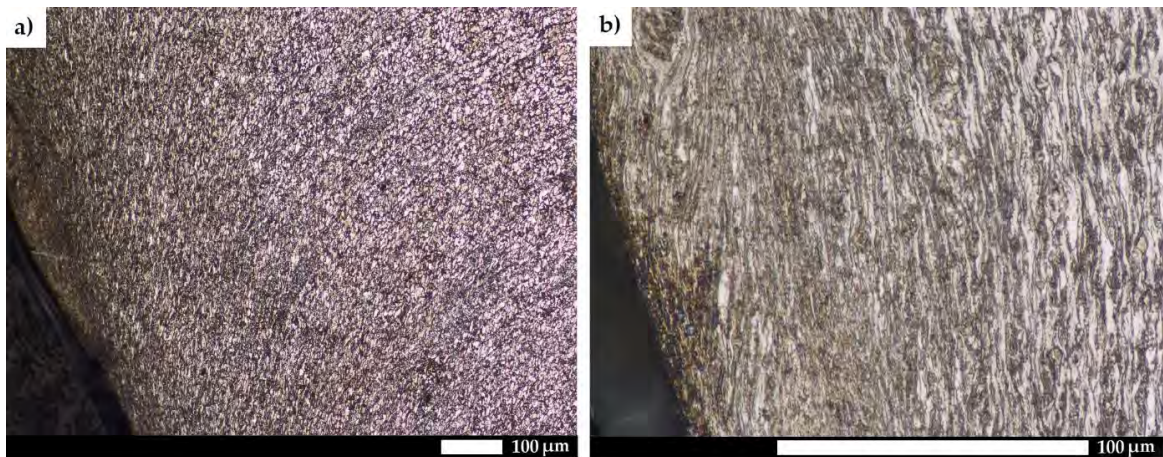
Rys. 220. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 214. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS3 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



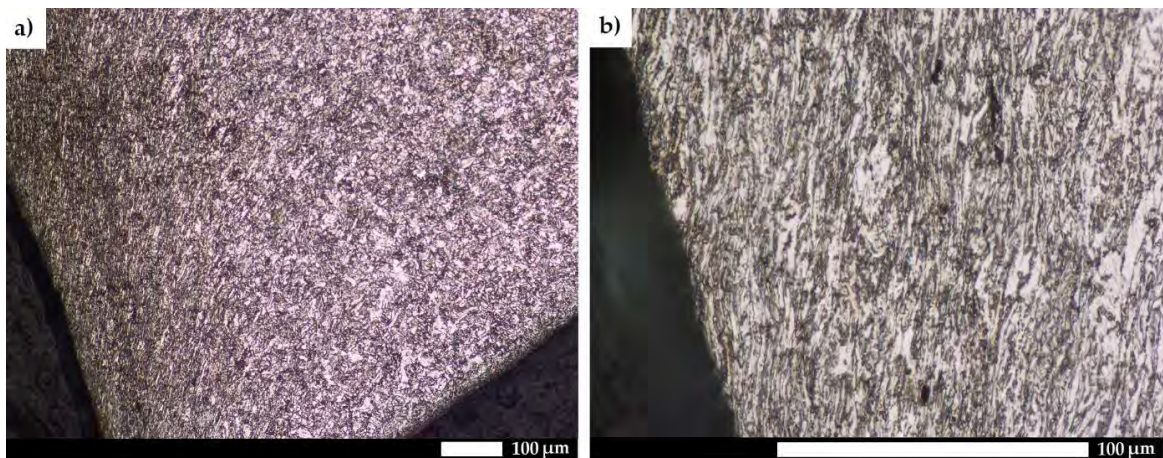
Rys. 221. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 214. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



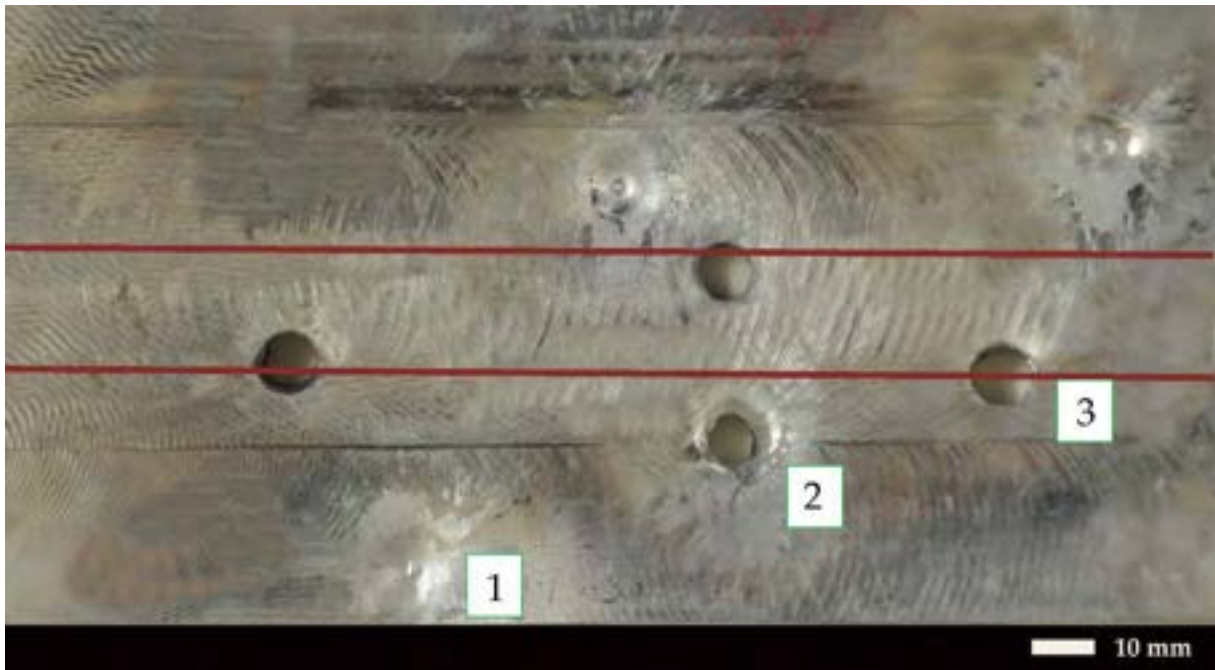
Rys. 222. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 214. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SD-SG na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne struktury pasmowej w kierunku zgodnym z propagującymi naprężeniami – wypychającym materiał z osnowy. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100× b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



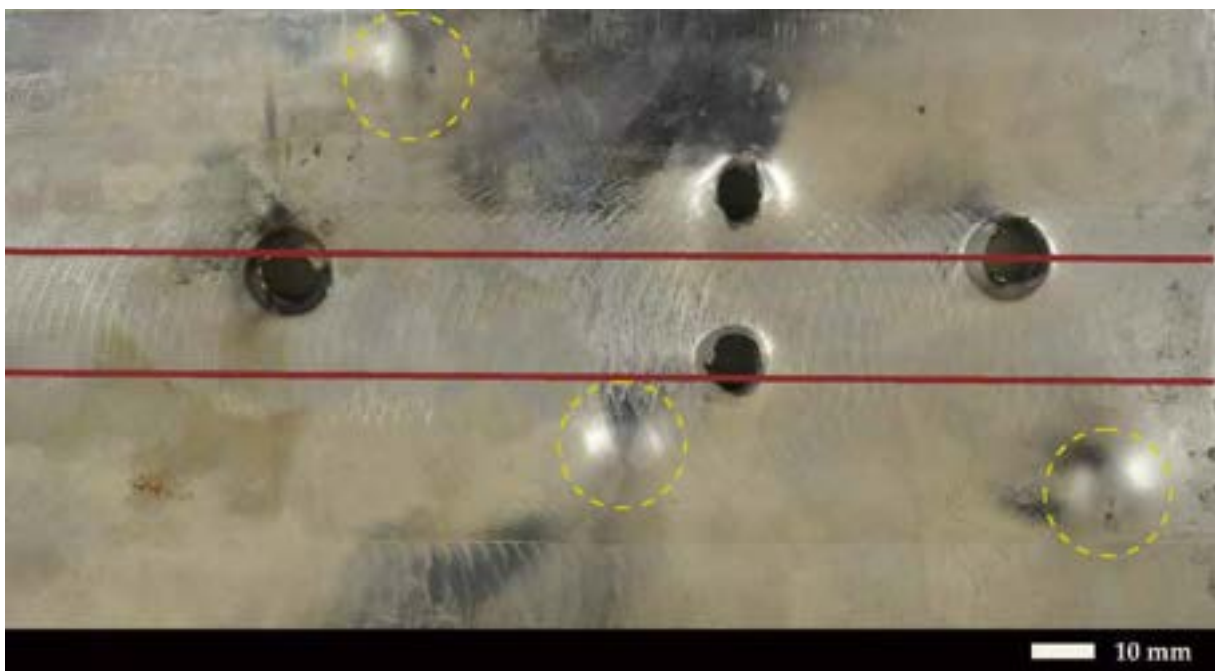
Rys. 223. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 214. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SD-SG na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne struktury pasmowej zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



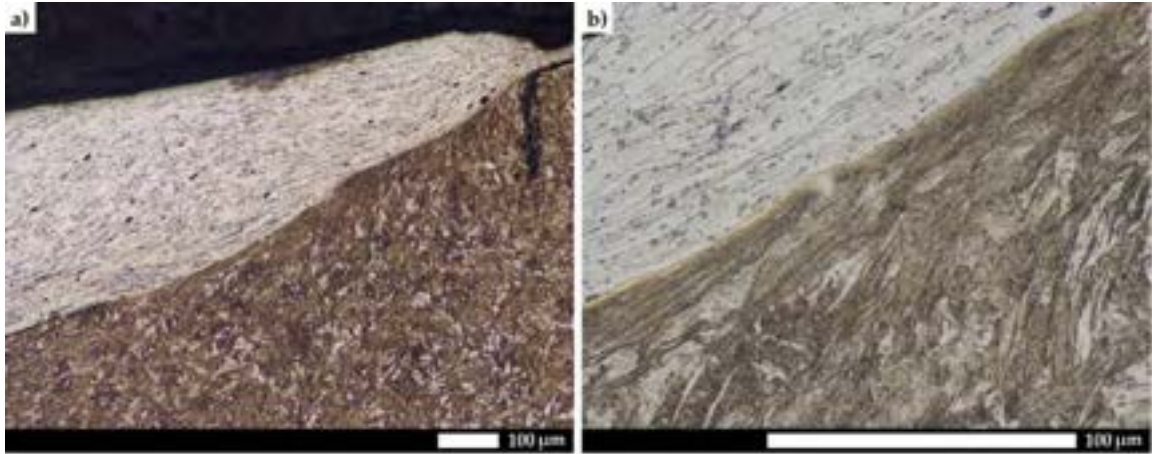
Rys. 224. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 214. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SD-SG na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne struktury pasmowej zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



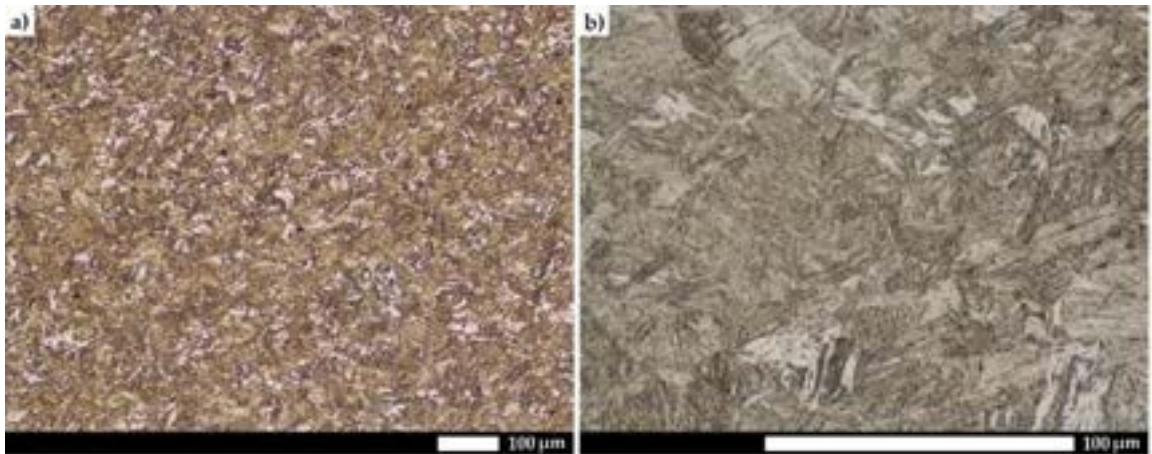
Rys. 225. Obraz makroskopowy powierzchni blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 5 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu po uderzeniach balistycznych. Strona przednia. Widoczne przebicia na tzw. korek w strefie materiału stopiwa, a także zachowanie ciągłości materiałowej w strefie oddalonej o około 10 mm od linii wtopienia. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



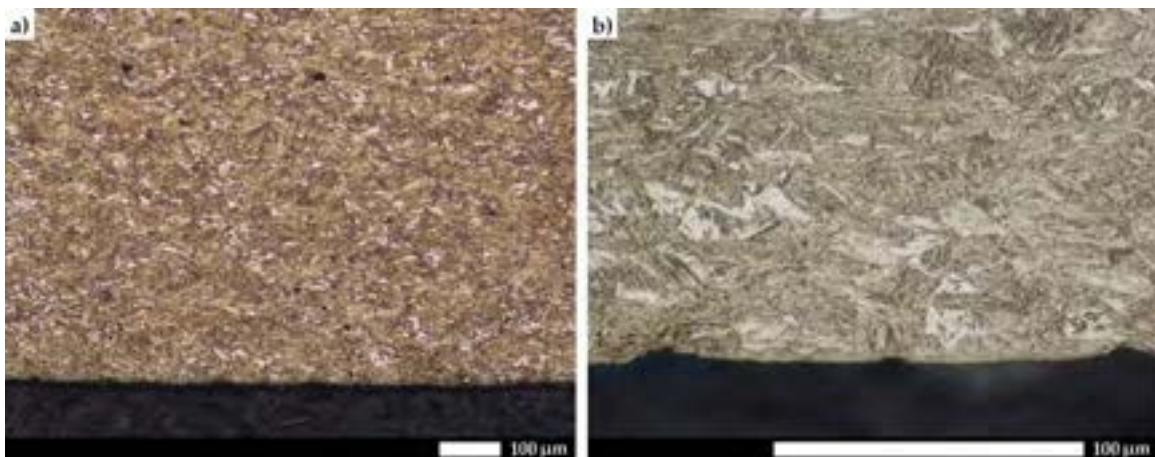
Rys. 226. Obraz makroskopowy powierzchni blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 5 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu po uderzeniach balistycznych. Strona tylna. Widoczne wybrzuszenia oznaczone przerywanymi żółtymi okręgami oraz deformacje plastyczne zgodne z geometrią pocisku. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



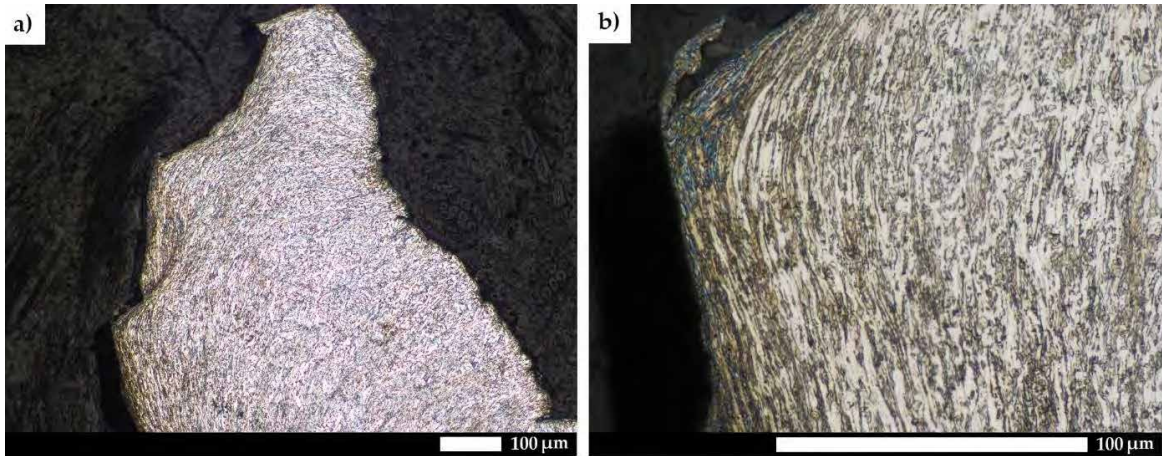
Rys. 227. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 225. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne struktury martenzytycznej, częściowe stopienie pocisku, propagujące pęknięcie oraz nieliczne adyabatyczne pasma ścinania. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



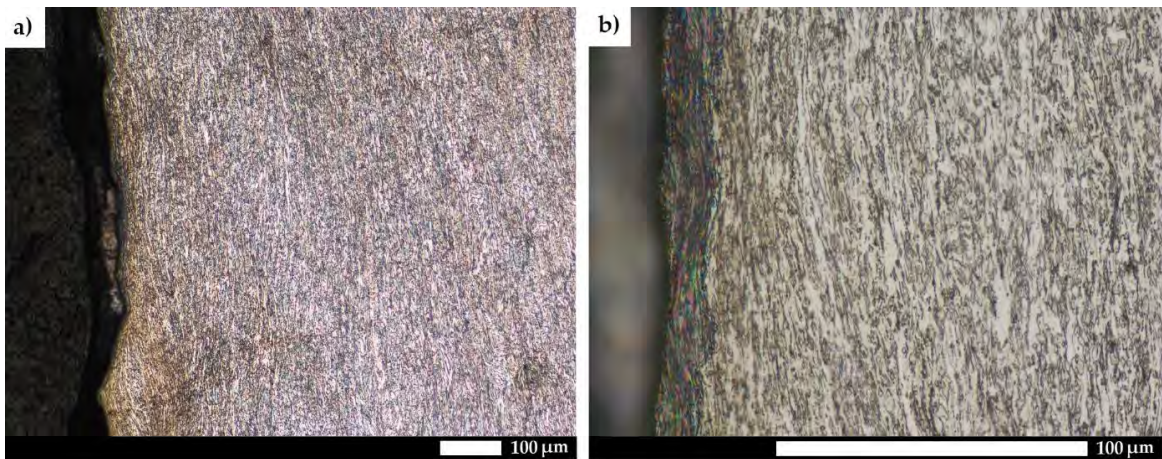
Rys. 228. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 225. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



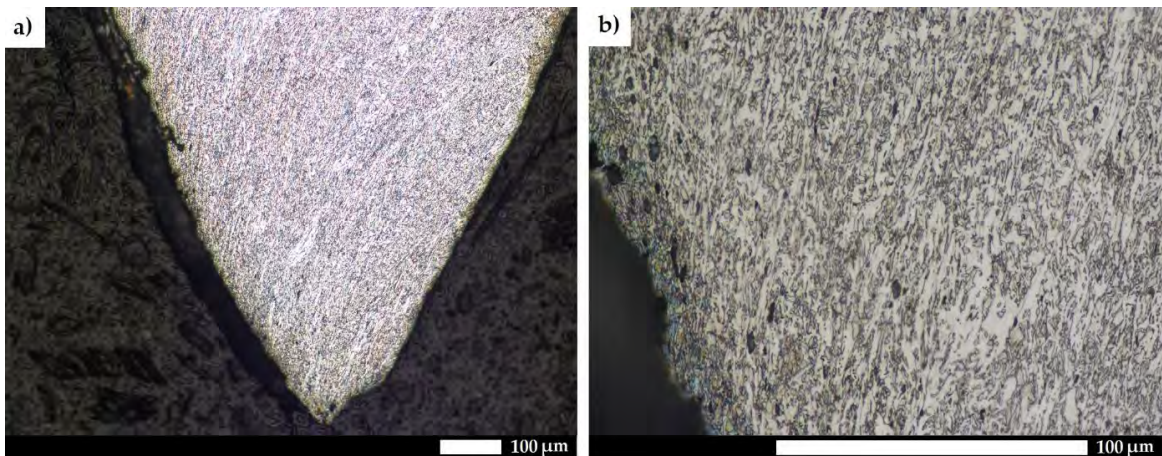
Rys. 229. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 225. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



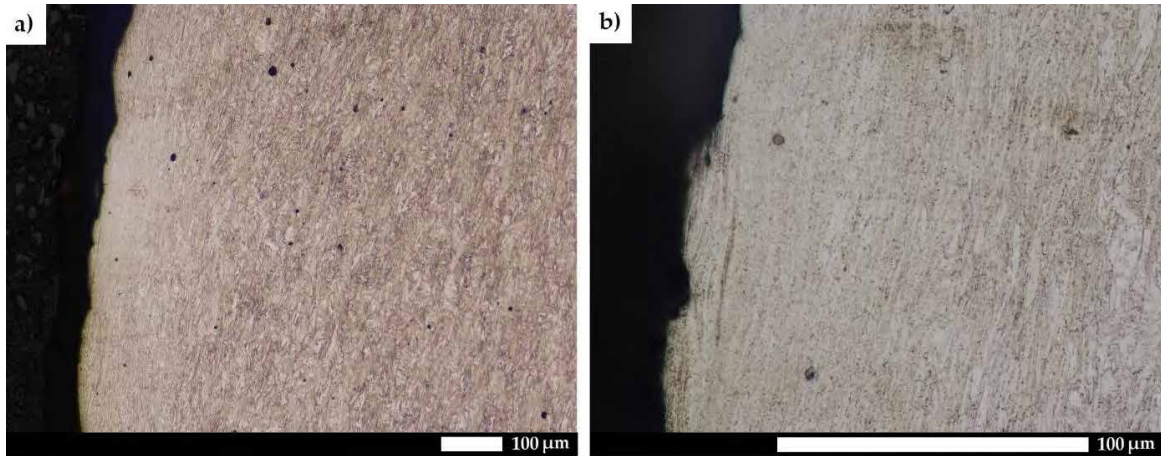
Rys. 230. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 225. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS1 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



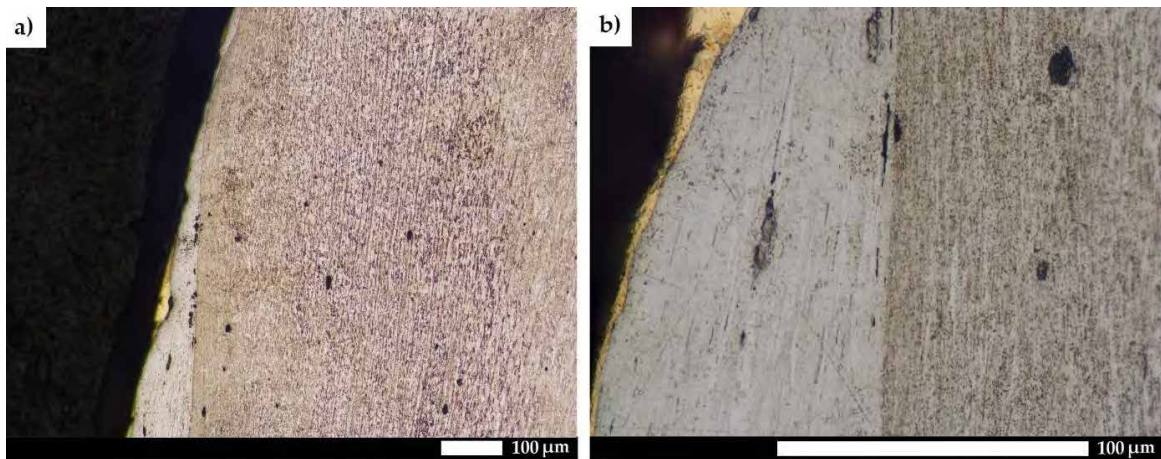
Rys. 231. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 225. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS3 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



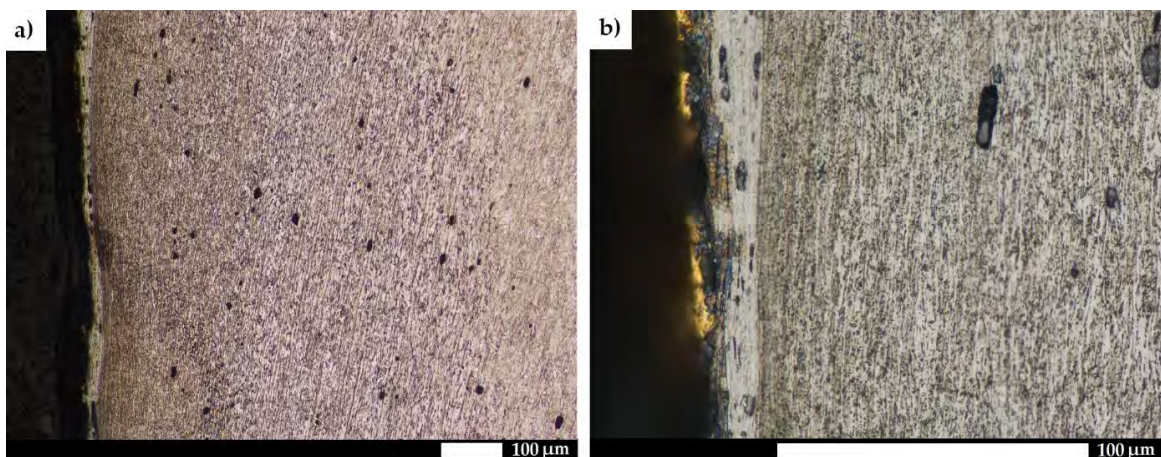
Rys. 232. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 225. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



Rys. 233. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 225. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SD-SG na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych i hartowniczych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



Rys. 234. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 225. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SD-SG na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Odkształcenie plastyczne struktur dyfuzyjnych i hartowniczych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz częściowe stopienie pocisku. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.

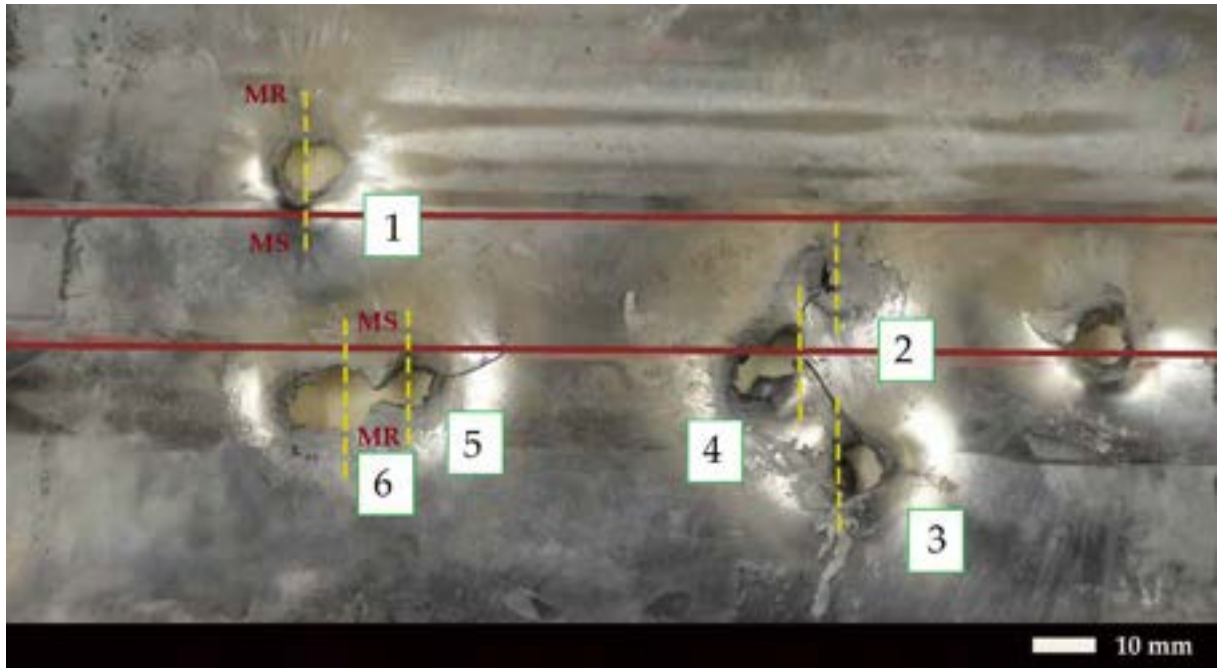


Rys. 235. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 225. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SD-SG na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Odkształcenie plastyczne struktur dyfuzyjnych i hartowniczych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz częściowe stopienie pocisku. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.

7.1.3. BADANIA MIKROSKOPOWE BLACH STALI HARDOX 450 W STANIE OBROBIONYM CIEPLNIE

W przypadku stanu obrobionego cieplnie, dla blachy o grubości 4 mm w każdym przypadku obserwuje się reakcję materiału, definiowaną przez powstanie kraterów ciągłych – pochłaniających częściowo energię uderzenia balistycznego (rys. 236–237). W niektórych przypadkach można zaobserwować również całkowite zatrzymanie pocisku (krater 2, rys. 236). Należy zwrócić także uwagę na zmianę właściwości wytrzymałościowych w przypadku ostrzelania ciągłego – w sytuacji, w której test jest wykonywany bezpośrednio przy wcześniej powstałym kraterze, materiał zostaje odłamany, a wgłębienie charakteryzuje się większym przekrojem i propagującym pęknięciem w wyniku obniżenia właściwości plastycznych (krater 4 i 6, rys. 236). Analiza mikroskopowa wykazała, że w przypadku materiału rodzimego oraz materiału spoiny obserwuje się odkształcenie bloków martenzytu, zależnie od kierunku propagacji fal naprężeniowych – zgodnie lub przeciwnie do kierunku przyłożonego obciążenia (krater 1, rys. 238–243). W przypadku strefy największych odkształceń plastycznych (strefa „C” na rys. 33), odkształcenie plastyczne struktury martenzytycznej jest najbardziej wyraźne. Można zauważyć także fragmenty stopionego pocisku, w związku z czym nie dochodzi do jego pełnego przejścia przez pancierz. Ostrzelanie ciągłe w strefie materiału spoiny i obszaru strefy wpływu ciepła (kratery 2 – 4, numerowane zgodnie z kolejnością ostrzelania) we wszystkich przypadkach skutkuje propagacją pęknięć lub rozwarstwieniem wewnętrznym blachy w wyniku przekroczenia wytrzymałości (rys. 244–252). Zmiany strukturalne są mniej wyraźne niż w przypadku ostrzelania blachy o grubości 4 mm. Dodatkowo, ze względu na rozdrobnienie struktury, pod powierzchnią przedniej strony tarczy, miejscowo występują strefy trawiące się na biało (ang. WEL – white etching layers). Osłabiona odporność balistyczna materiału jest w tym przypadku spowodowana także odpuszczeniem struktury w wyniku dwukrotnego przegrzania (rys. 253–264).

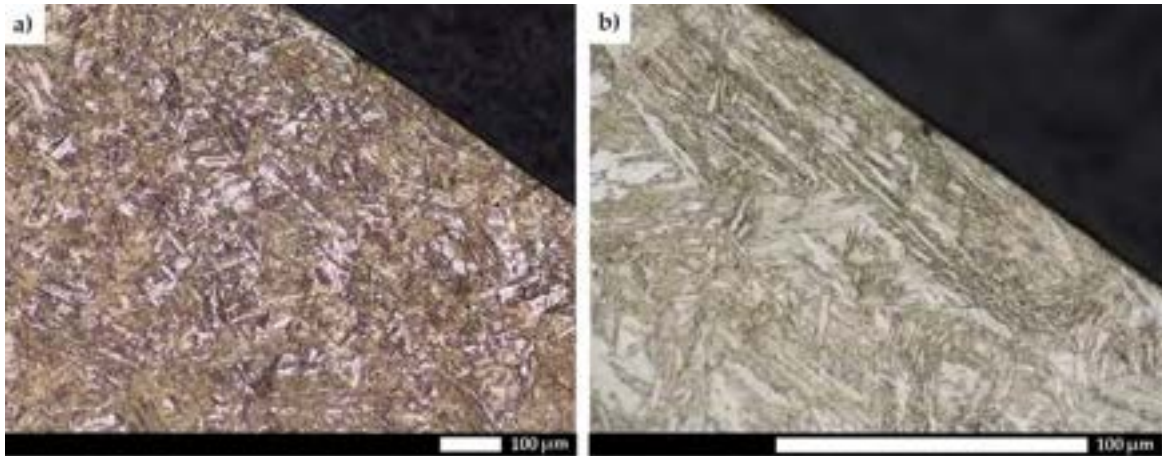
Zwiększenie grubości blachy do 5 mm zapewnia najwyższy poziom bezpieczeństwa. We wszystkich strefach złącza spawanego obserwuje się całkowite zatrzymanie pocisku i zachowanie ciągłości materiałowej (rys. 265–266). Zarówno w przypadku materiału rodzimego, materiału spoiny, jak i obszaru strefy wpływu ciepła, zaobserwowane zmiany mikrostrukturalne we wszystkich charakterystycznych strefach (A – C) są do siebie zbliżone. W strefie „A” obserwuje się rozpad hierarchicznej budowy struktury martenzytycznej na ukierunkowaną, przy czym w przypadku materiału rodzimego zmiany te są najmniej intensywne (rys. 267, 270, 273). W strefie „B” odkształcenie jest wyraźne jedynie w przypadku materiału spoiny (rys. 268, 271, 274), natomiast struktura warstwy przypowierzchniowej od strony tylnej (strefa „C”) składa się z wydłużonych bloków martenzytu (rys. 269, 272, 275). W związku z powyższym należy uznać, że w tym przypadku grubość blachy mieszcząca się w przedziale 4 – 5 mm stanowi wartość graniczną, zapewniającą bezpieczeństwo przeciwko amunicji pośredniej 7,62 × 39 mm nb. wz. 43 z poc. PS wystrzelonej z odległości 10 m.



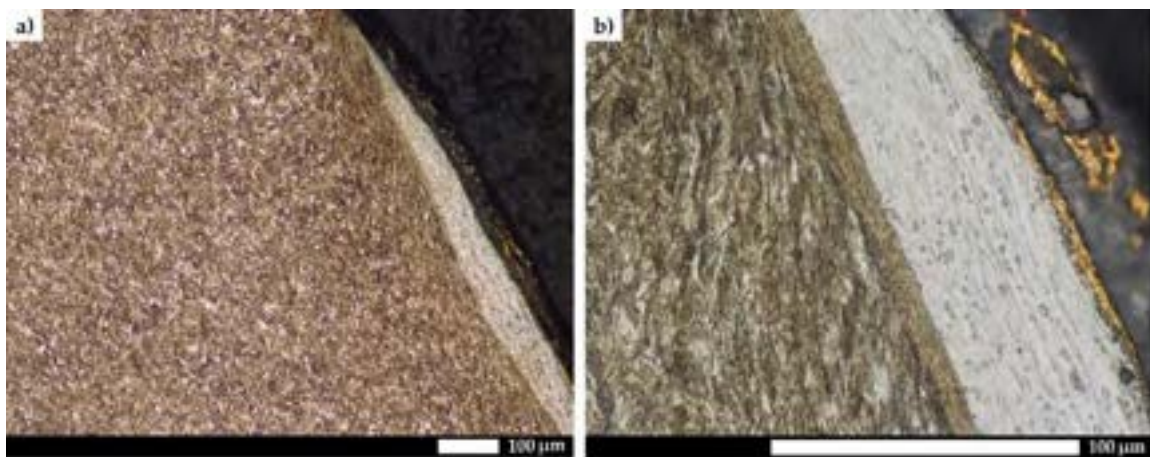
Rys. 236. Obraz makroskopowy powierzchni blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 4 mm w stanie obrobionym cieplnie po uderzeniach balistycznych. Strona przednia. Widoczne liczne kratery ciągliwe i strefy ostrzelania ciągłego. Żółtymi liniami oznaczono miejsca, w których dokonano analizy zmian strukturalnych. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.
MS – materiał spoiny, MR – materiał rodzimy.



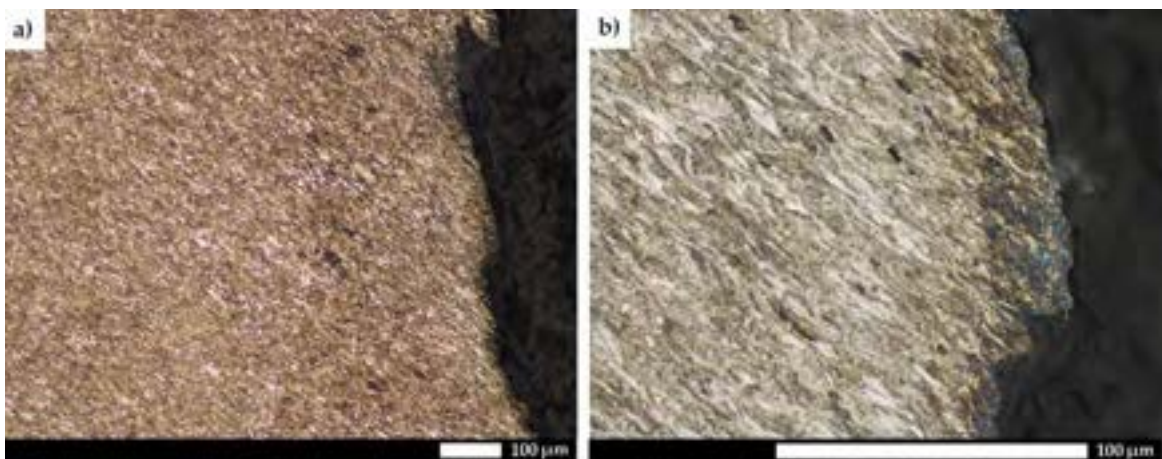
Rys. 237. Obraz makroskopowy powierzchni blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 4 mm w stanie obrobionym cieplnie po uderzeniach balistycznych. Strona tylna. Widoczne wygięcia i promieniujące pęknięcia. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



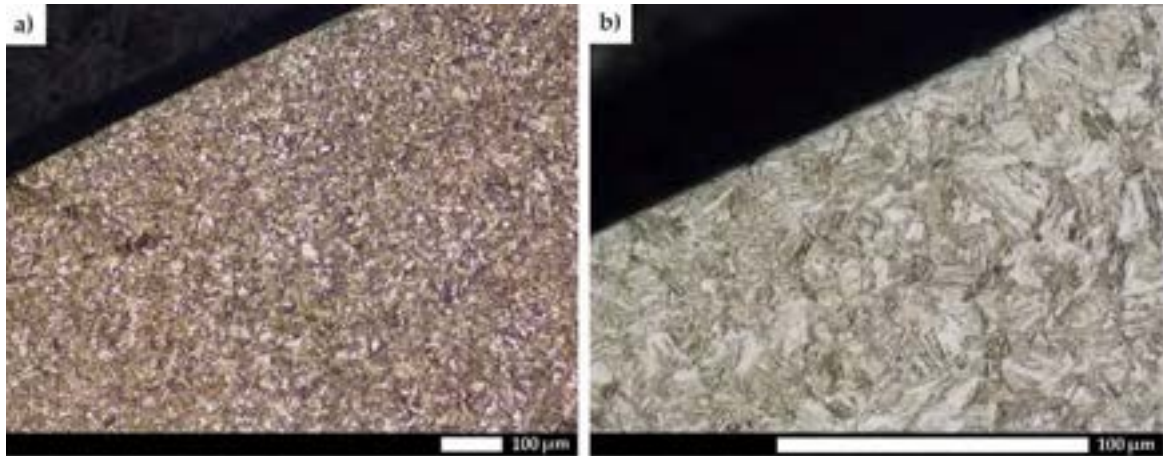
Rys. 238. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



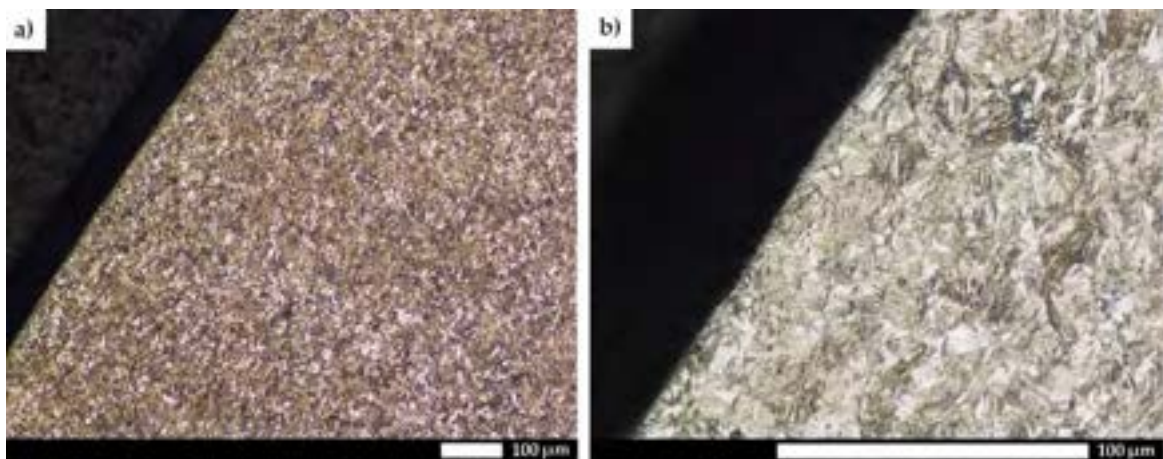
Rys. 239. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu zgodnie z kierunkiem rozchodzących się naprężeń oraz częściowe stopienie pocisku. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



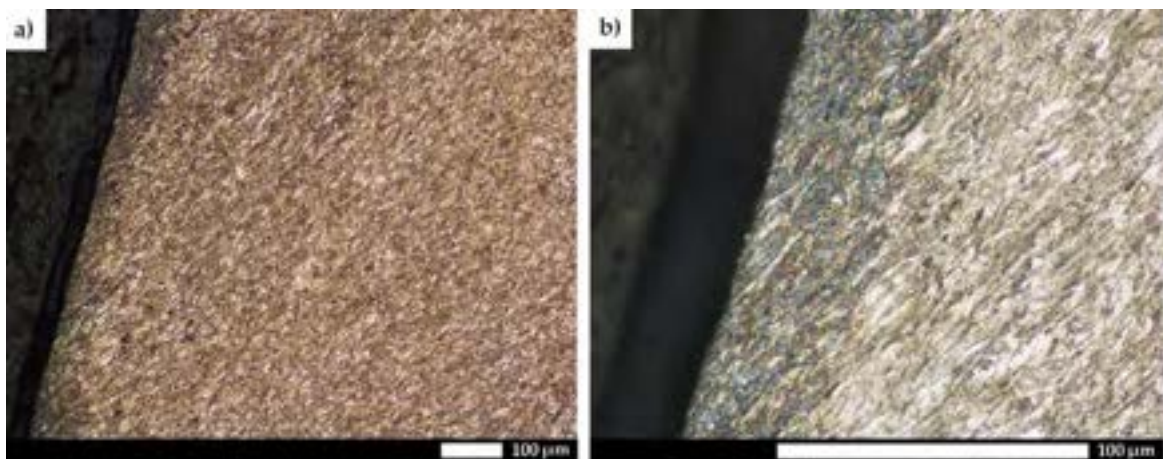
Rys. 240. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczna wyraźna deformacja struktury pod wpływem propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



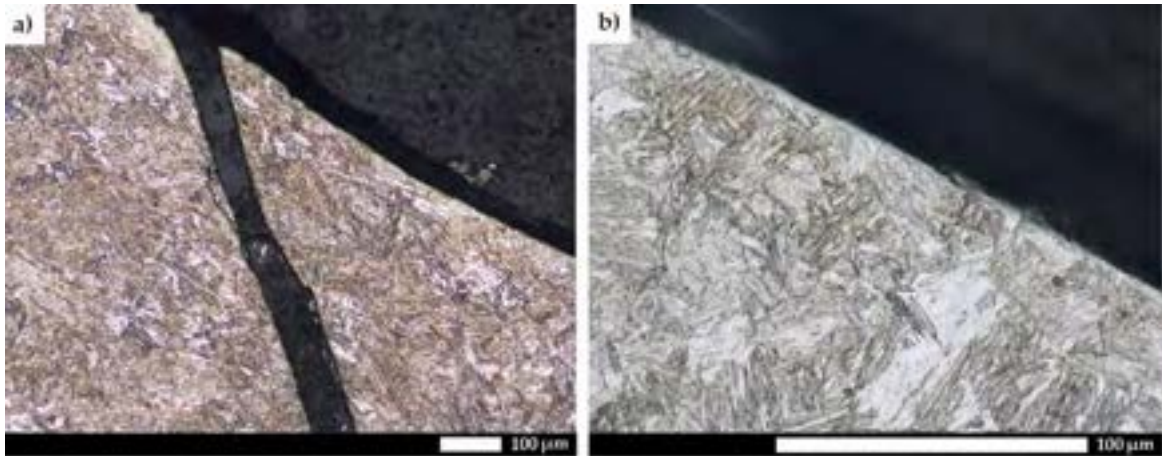
Rys. 241. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



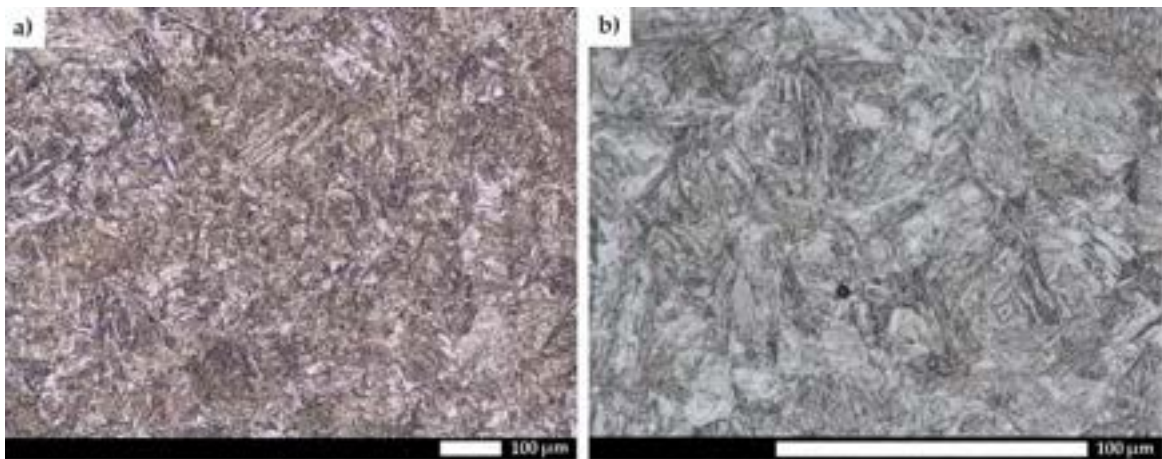
Rys. 242. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego literą nr 1 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



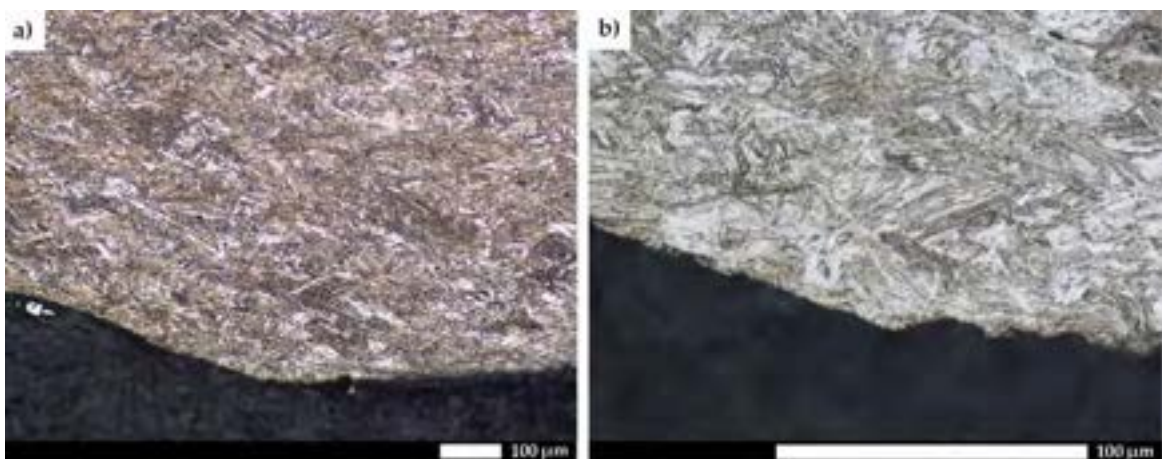
Rys. 243. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego literą nr 1 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Widoczne wyraźne odkształcenie plastyczne martenzytu pod wpływem propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



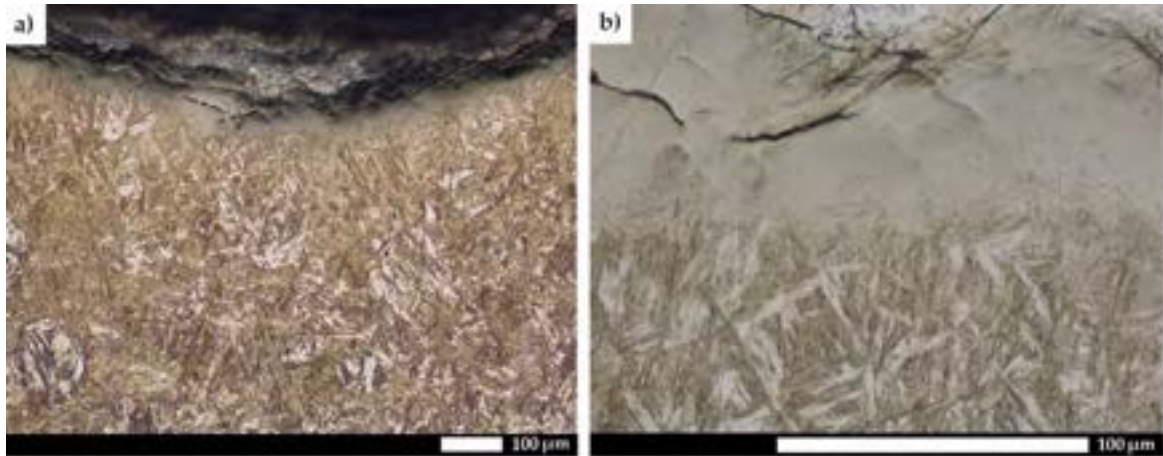
Rys. 244. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 236. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu zgodnie z kierunkiem propagujących naprężeń. Pęknięcie w wyniku przekroczenia wytrzymałości. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



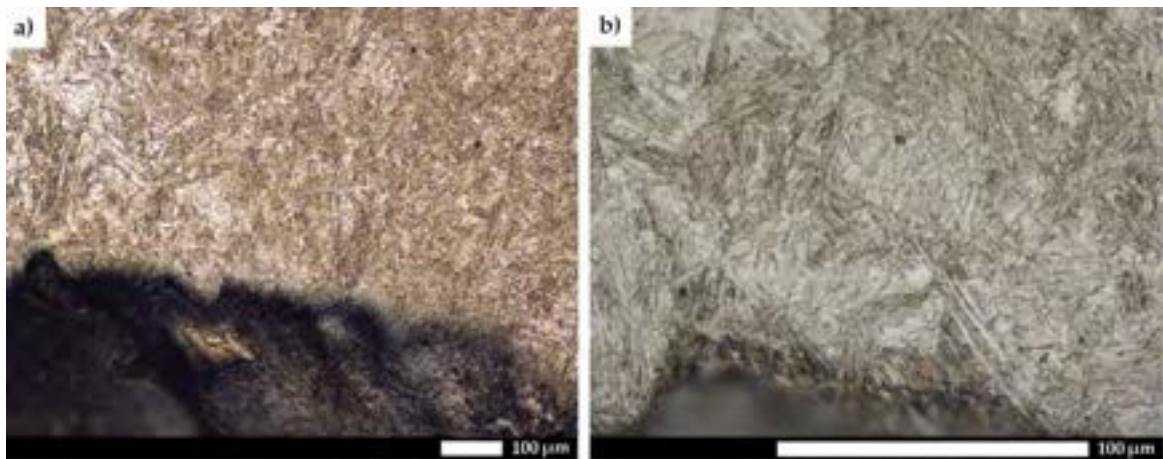
Rys. 245. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 236. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



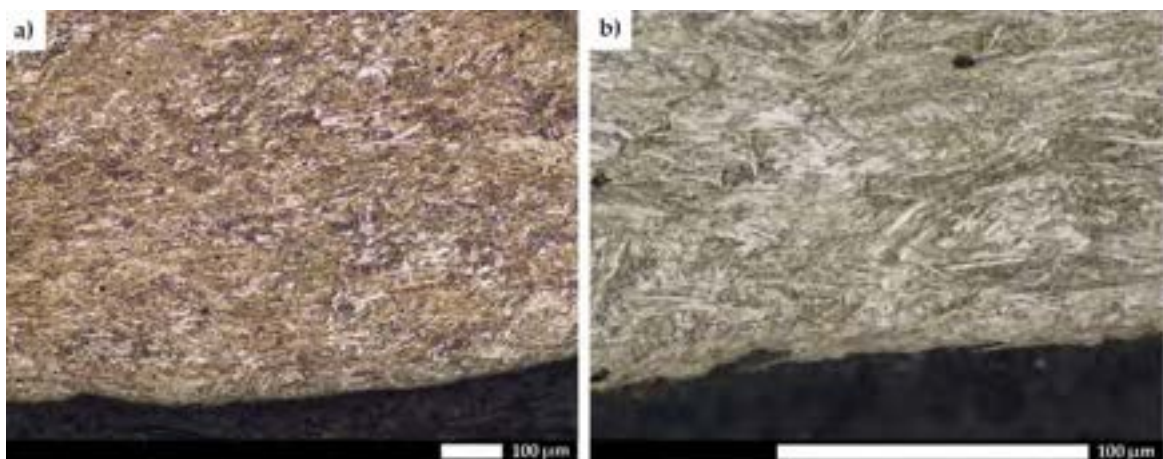
Rys. 246. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 236. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



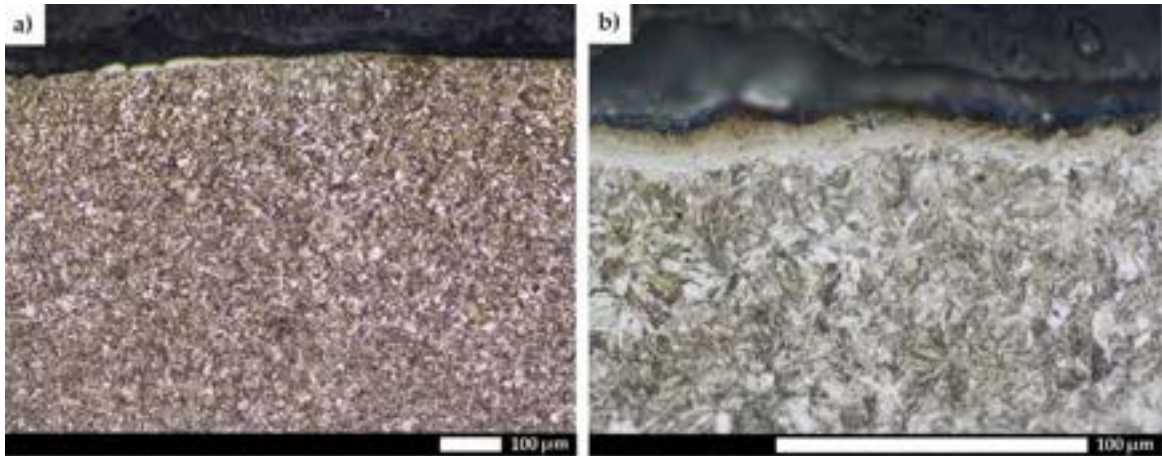
Rys. 247. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 236. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie martenzytu. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



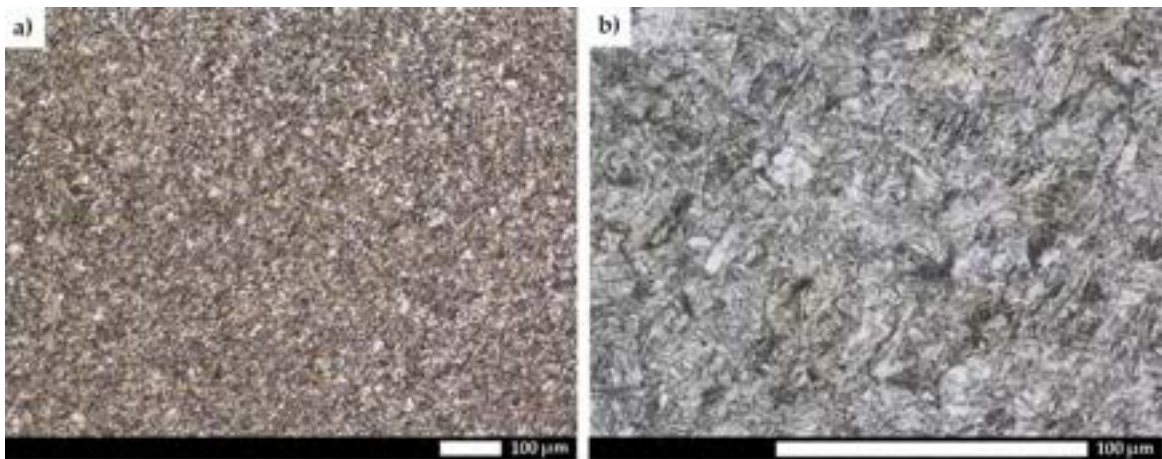
Rys. 248. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 236. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. Widoczne rozwarstwienie wewnętrzne blachy. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



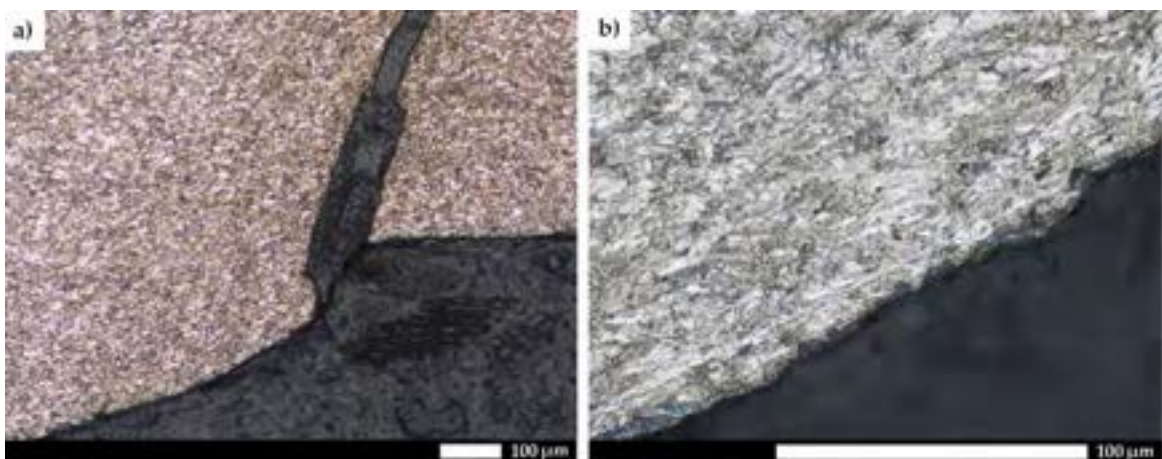
Rys. 249. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 236. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



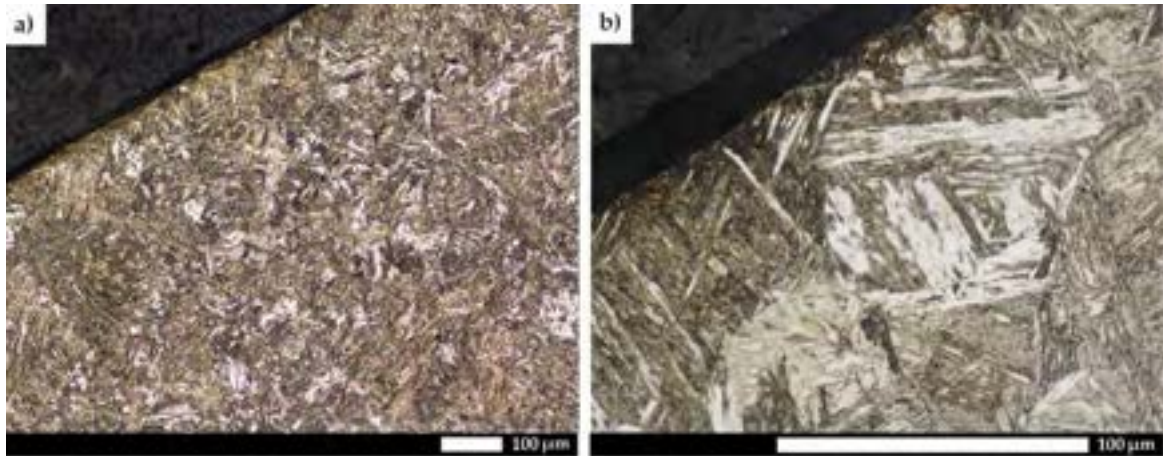
Rys. 250. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 4 na rys. 236. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS1 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie martenzytu oraz powstanie stref trawiących się na biało.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



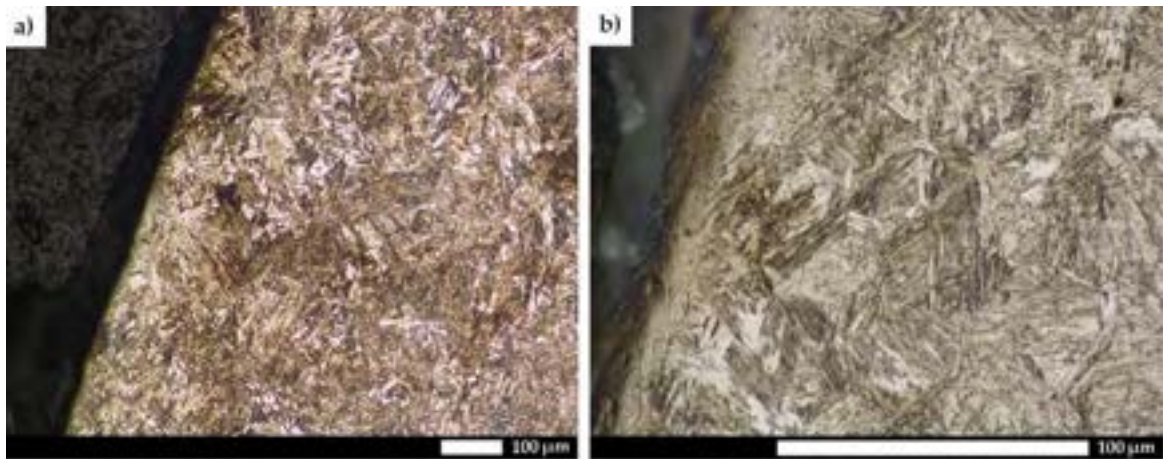
Rys. 251. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 4 na rys. 236. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS3 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



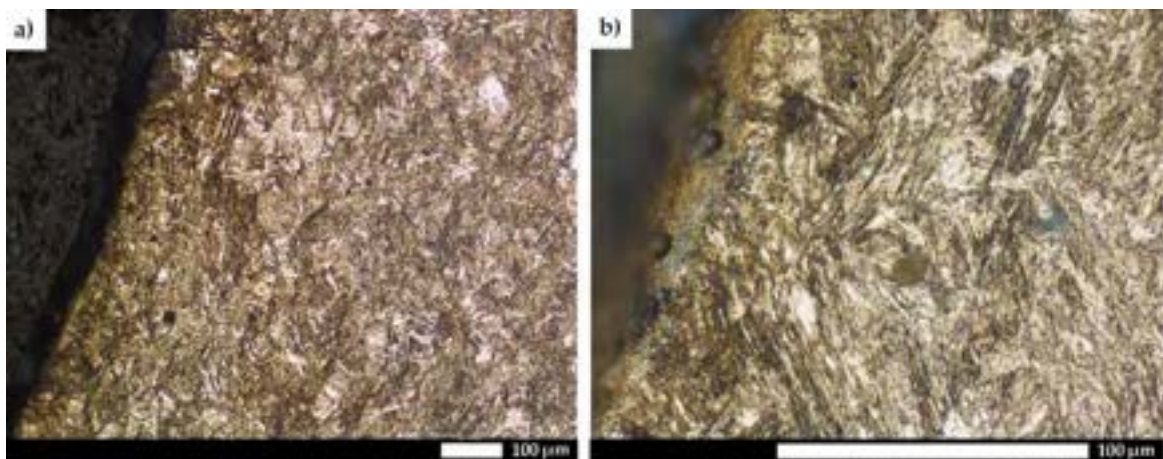
Rys. 252. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 4 na rys. 236. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. Widoczne pęknięcie w wyniku przekroczenia wytrzymałości.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



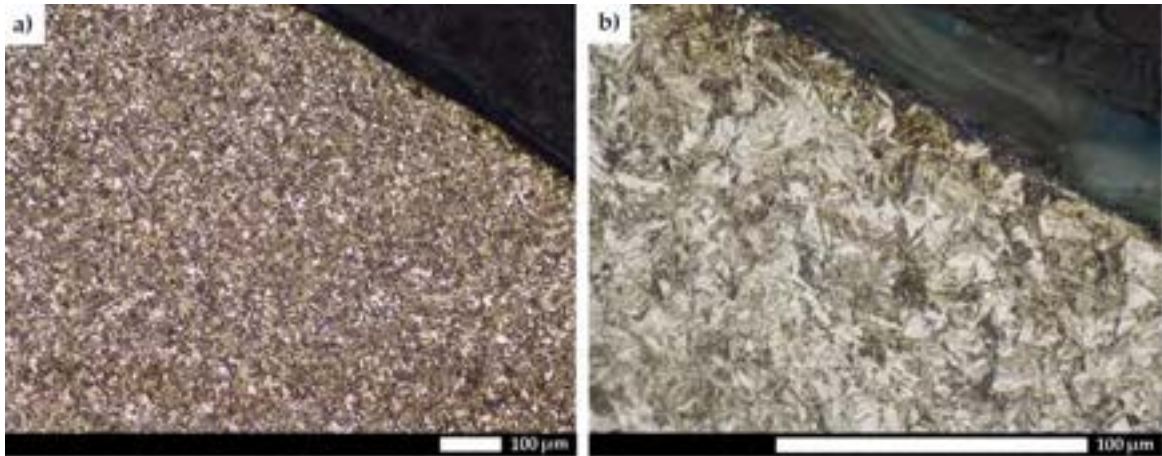
Rys. 253. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 5 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



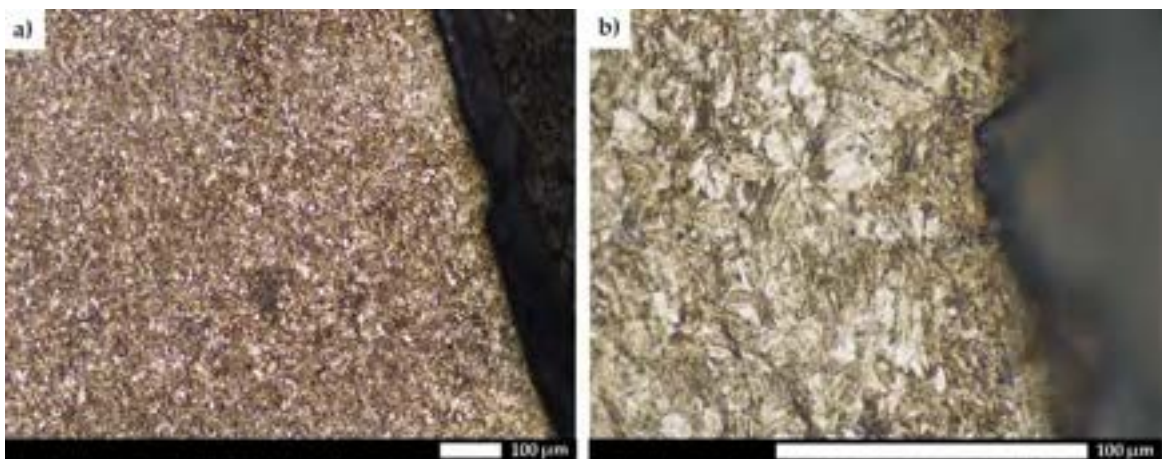
Rys. 254. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 5 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczne wyraźne odkształcenie plastyczne martenzytu.
a) 100×, b) 200× LM, trawiono 5% HNO₃.



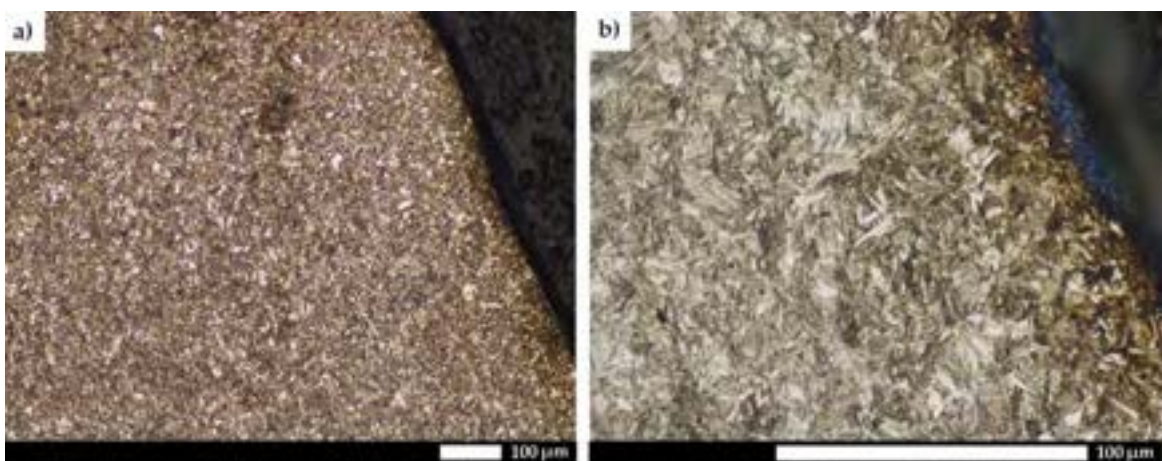
Rys. 255. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 5 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczna nieznaczna deformacja struktury pod wpływem propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



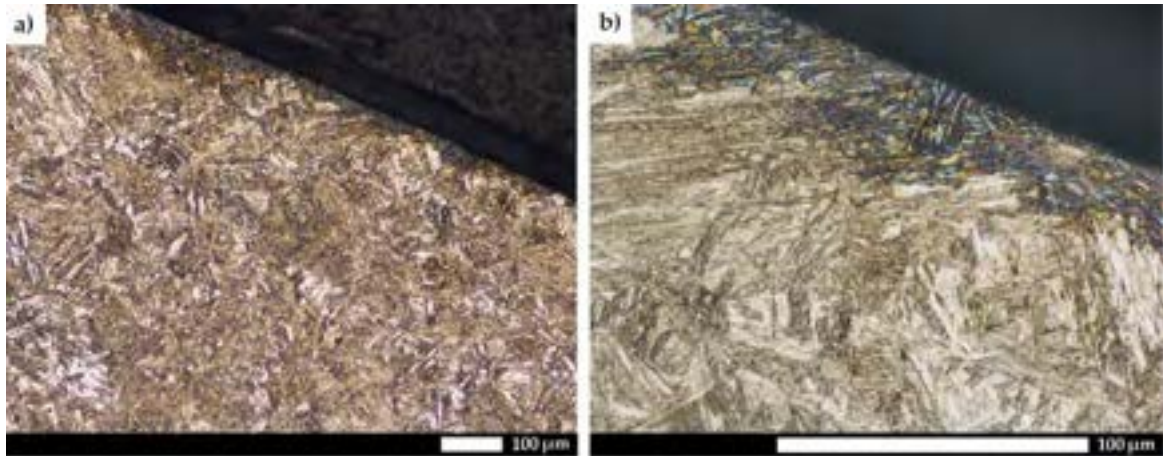
Rys. 256. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 5 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



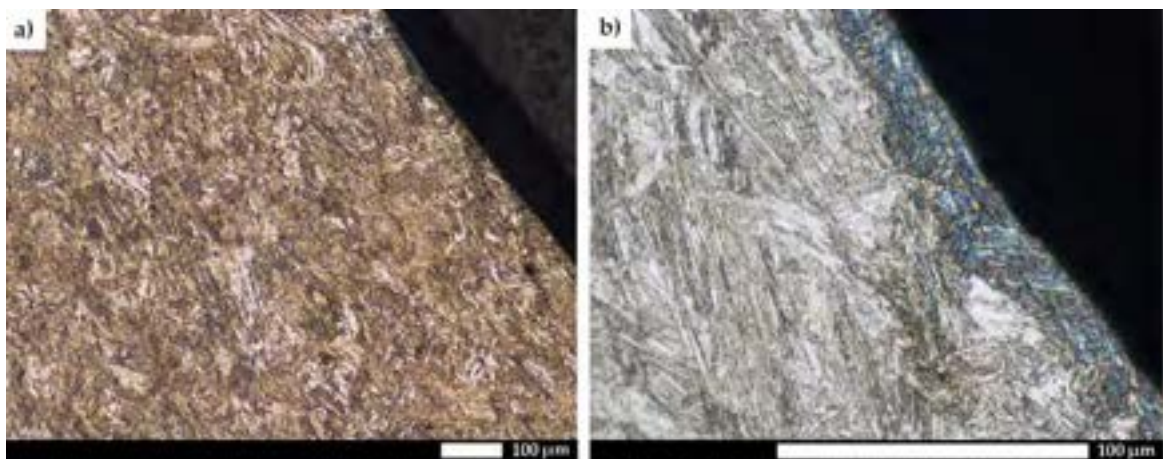
Rys. 257. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 5 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



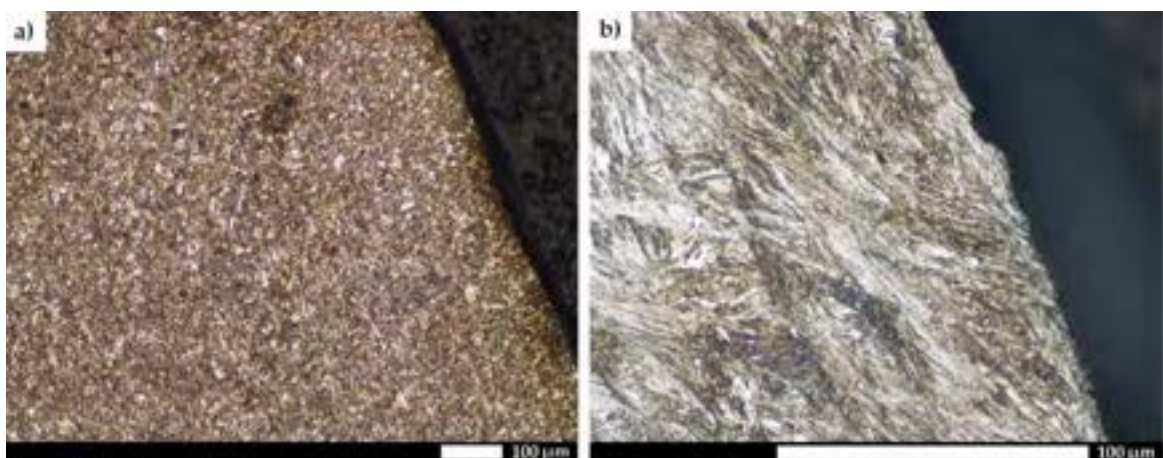
Rys. 258. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 5 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Widoczna nieznaczna deformacja struktury pod wpływem propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



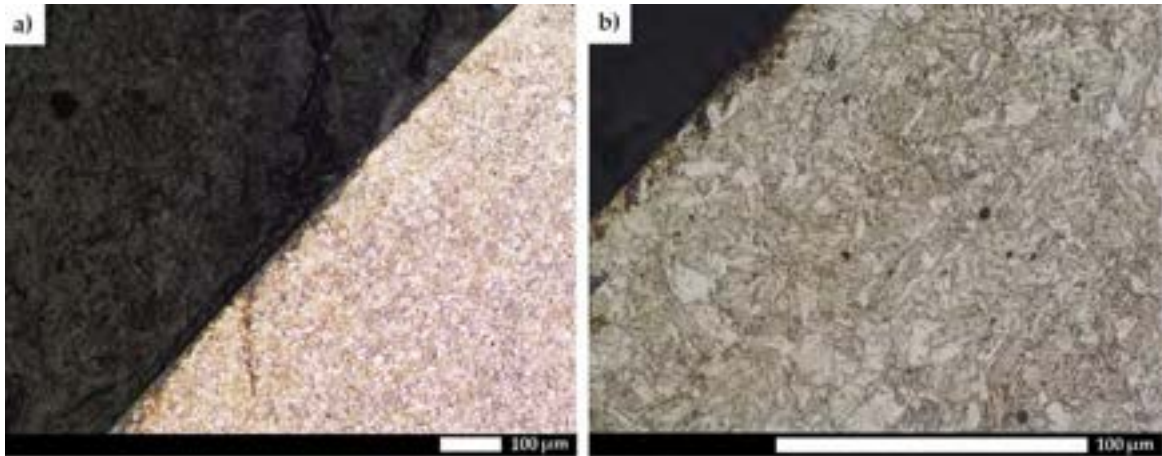
Rys. 259. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 6 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



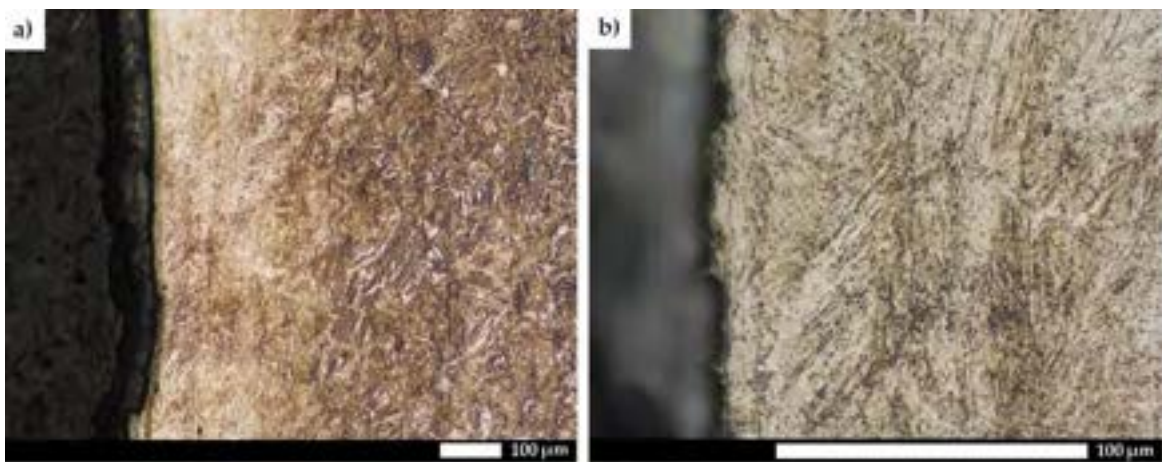
Rys. 260. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 6 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



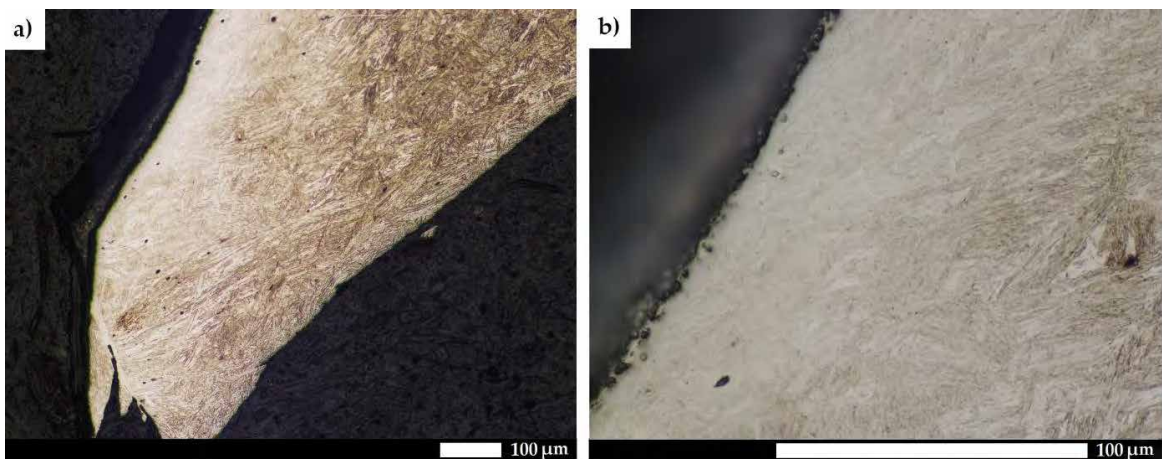
Rys. 261. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 6 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczna nieznaczna deformacja struktury pod wpływem propagujących naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



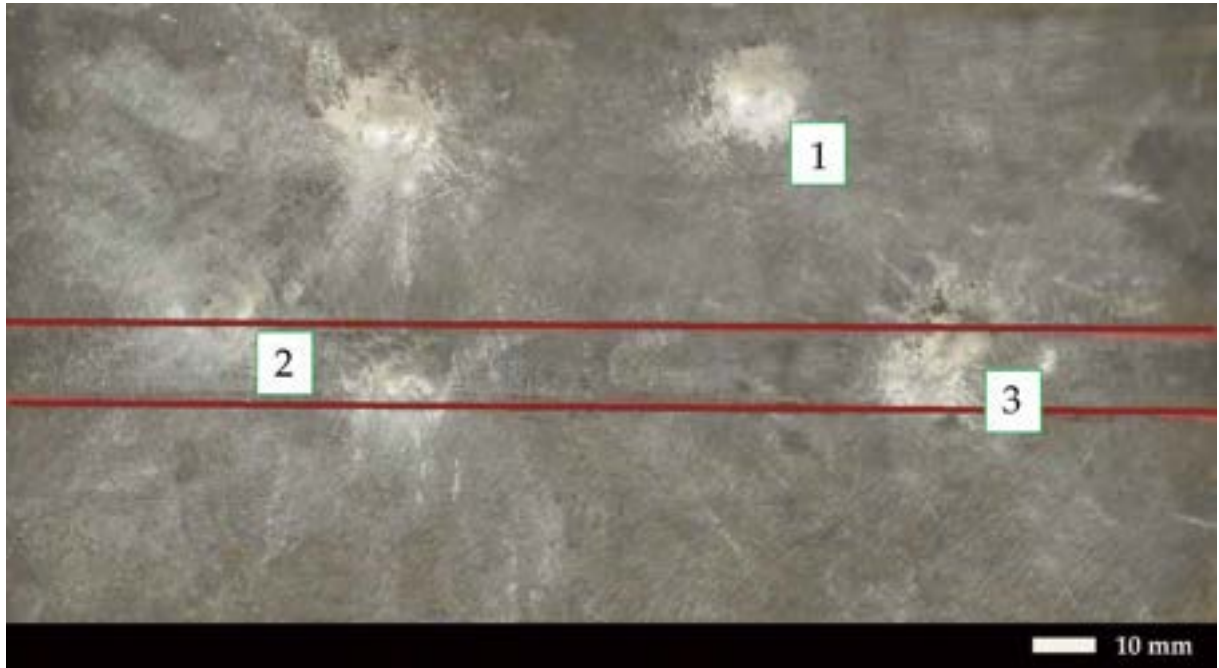
Rys. 262. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 6 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Widoczna nieznaczna deformacja martenzytu.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



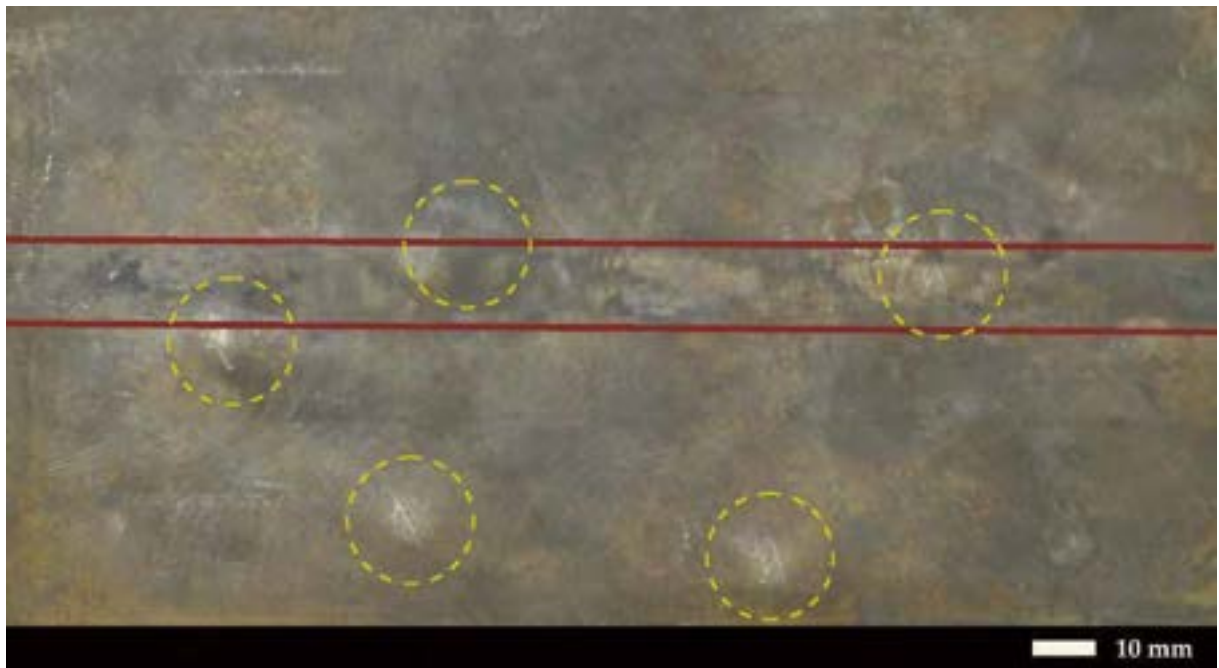
Rys. 263. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 6 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Mikrostruktura martenzytu odpuszczonego z cechami deformacji.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



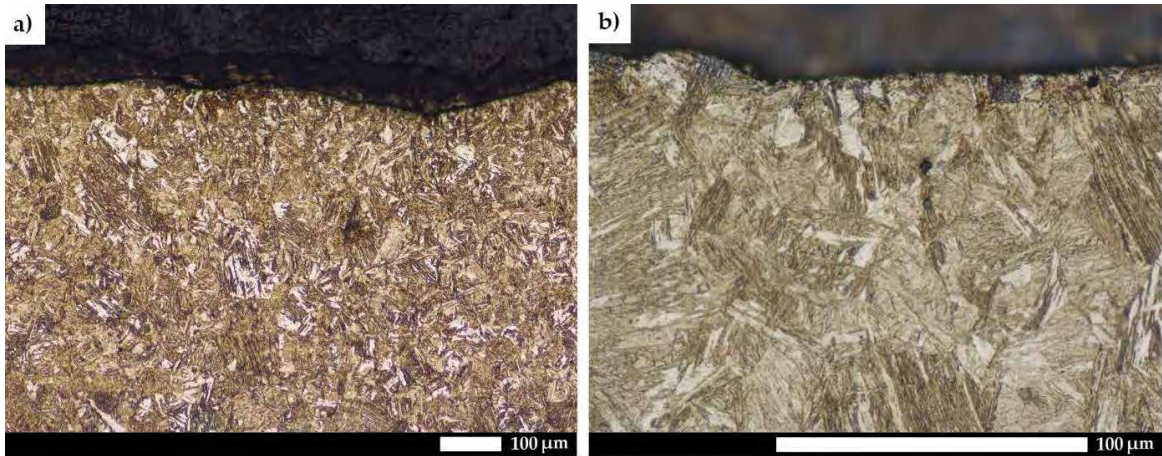
Rys. 264. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 6 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Mikrostruktura martenzytu odpuszczania. Widoczna deformacja struktury pod wpływem propagujących naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



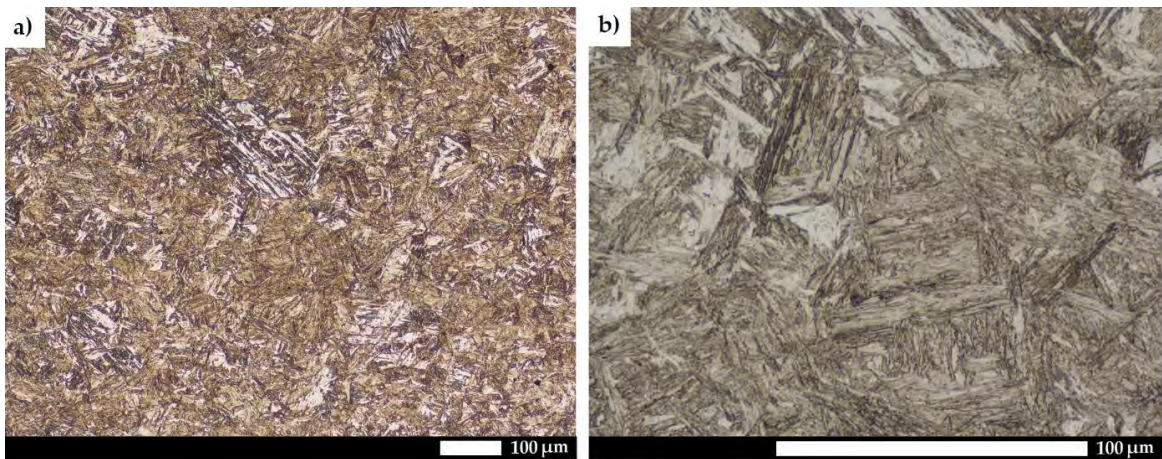
Rys. 265. Obraz makroskopowy powierzchni blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 5 mm w stanie obrobionym cieplnie po uderzeniach balistycznych. Strona przednia.
W każdym przypadku zachowana została ciągłość materiałowa.
Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



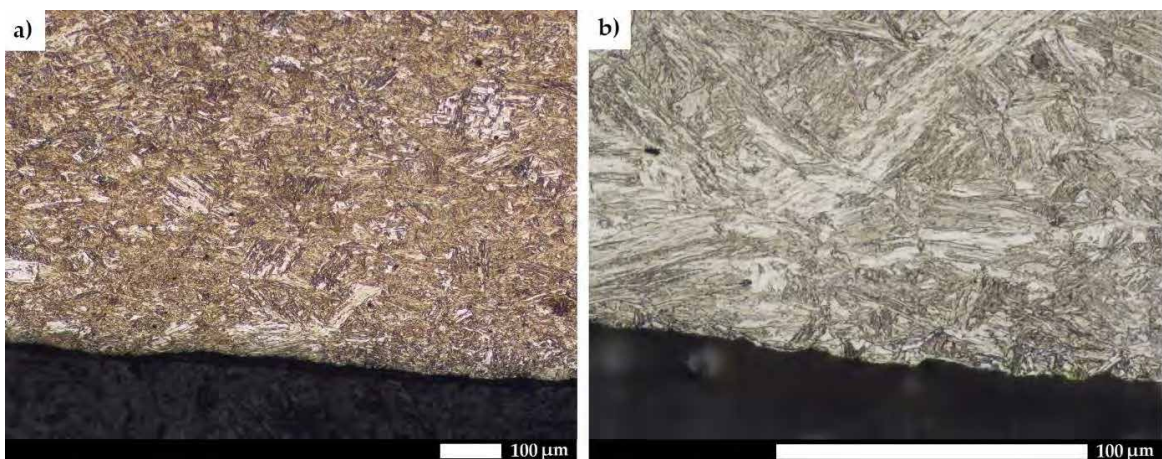
Rys. 266. Obraz makroskopowy powierzchni blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 5 mm w stanie obrobionym cieplnie po uderzeniach balistycznych. Strona tylna. Widoczne wybrzuszenia we wszystkich charakterystycznych strefach oznaczone przerywanymi okręgami.
Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



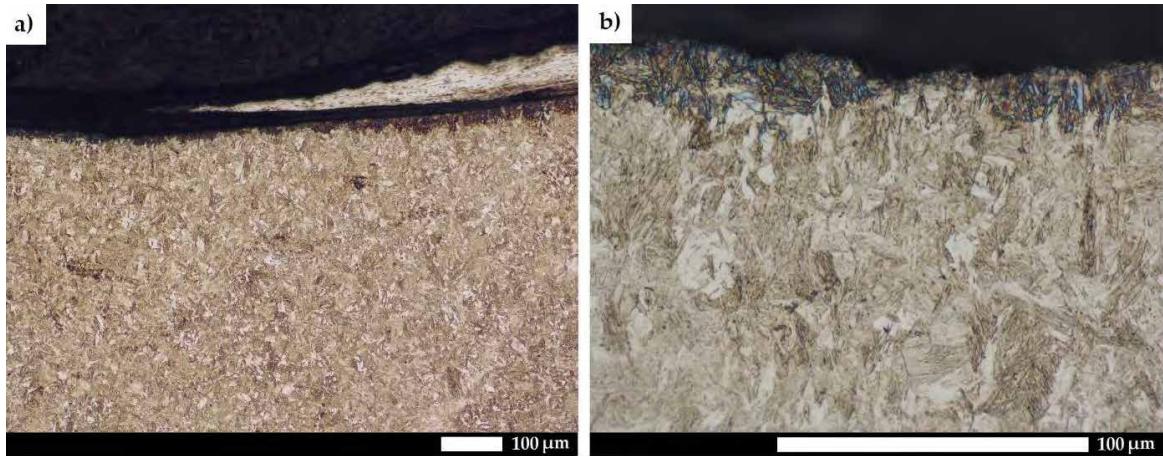
Rys. 267. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 265. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



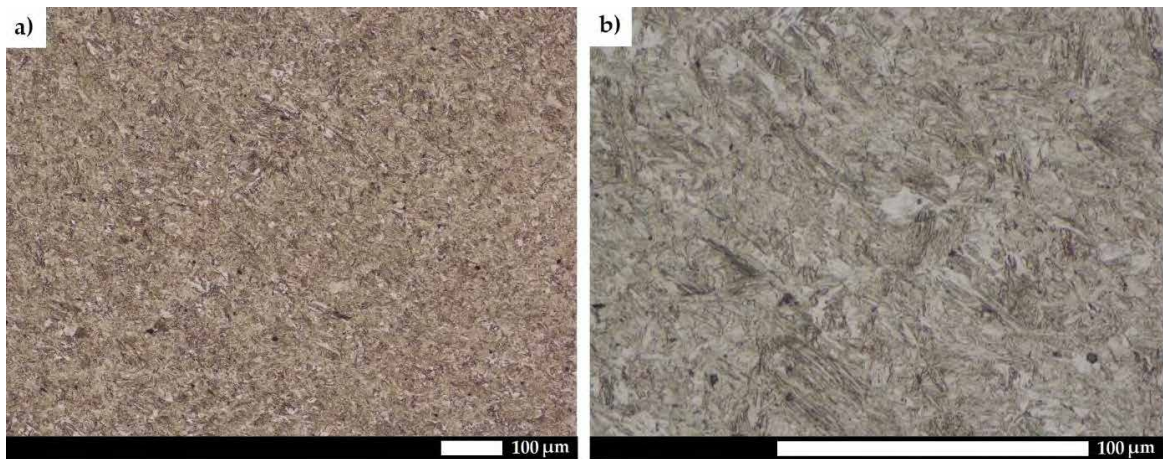
Rys. 268. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 265. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



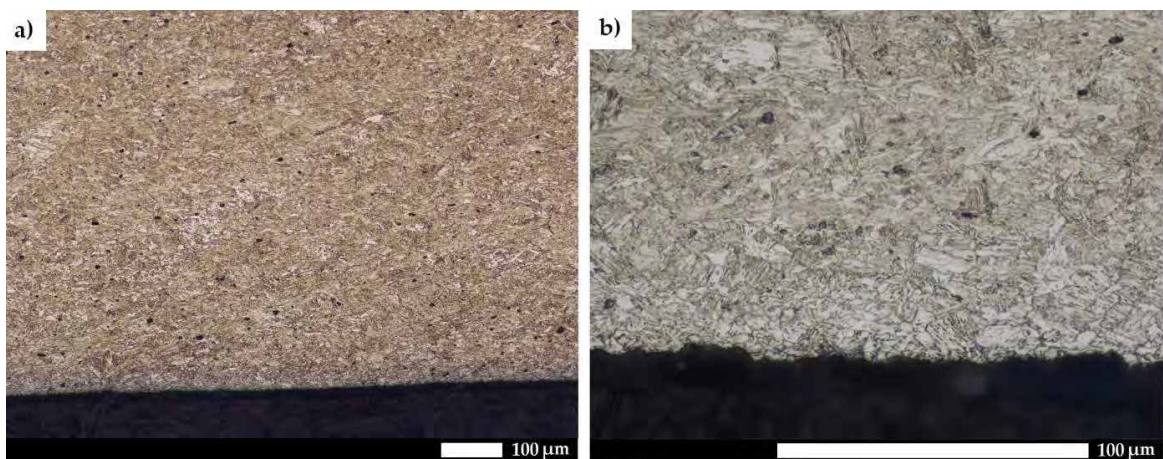
Rys. 269. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 265. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



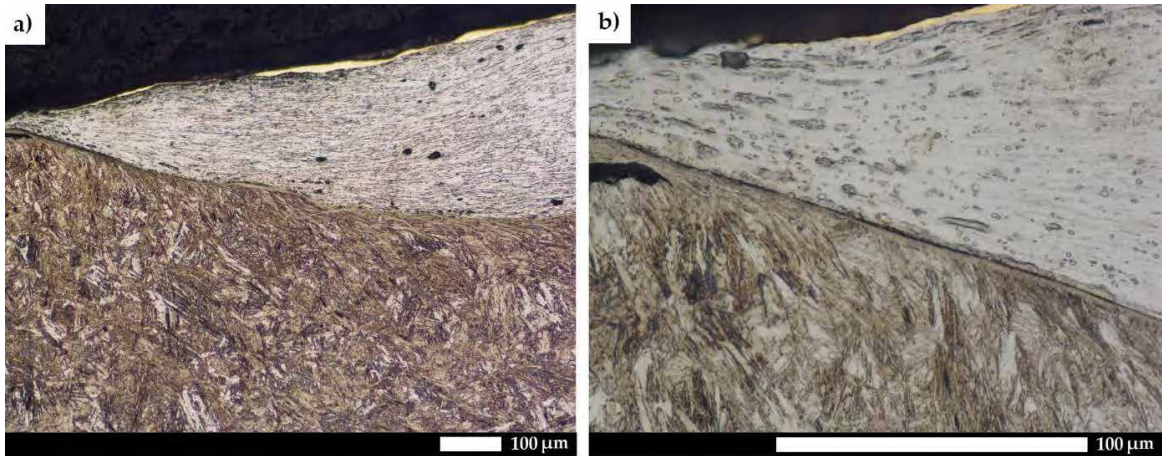
Rys. 270. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 265. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS1 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu i częściowe stopienie pocisku. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



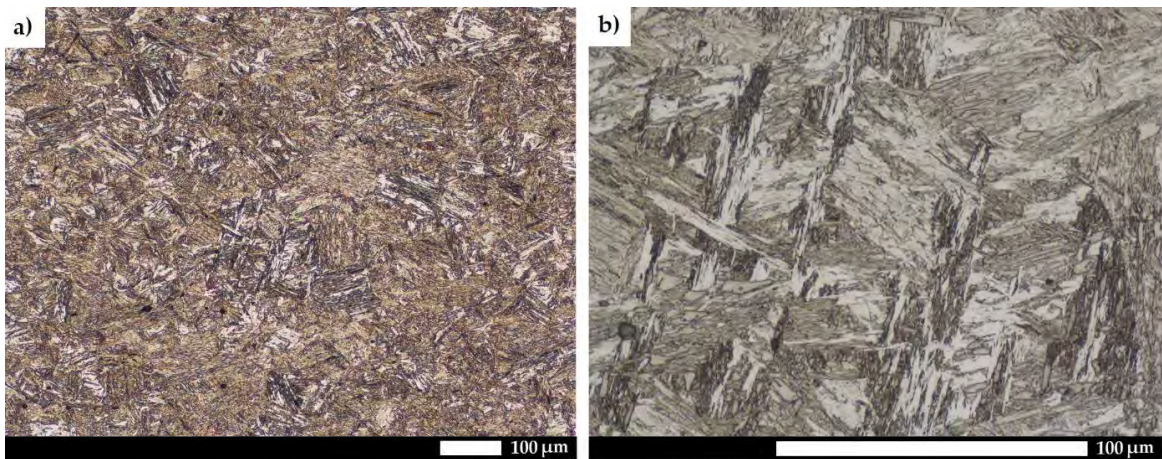
Rys. 271. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 265. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura nieznacznie odkształconego plastycznie martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



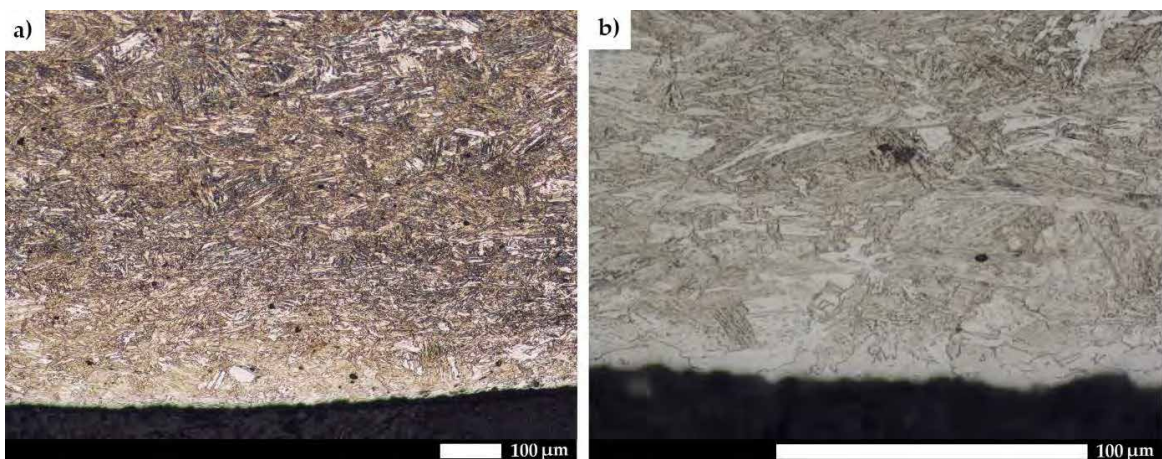
Rys. 272. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 265. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS3 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. Przy powierzchni widoczne odwęglenie. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



Rys. 273. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 265. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu oraz częściowe stopienie pocisku.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



Rys. 274. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 265. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



Rys. 275. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 265. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. Przy powierzchni widoczne odwęglenie. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.

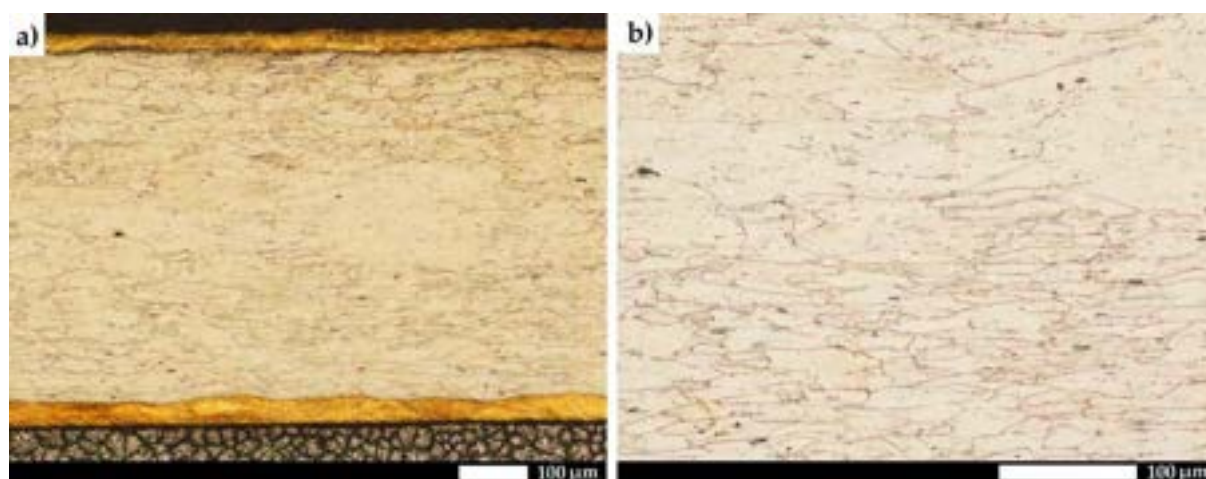
7.2. BADANIA ODPORNOŚCI BALISTYCZNEJ POŁĄCZEŃ SPAWANYCH STALI HARDOX 450 Z WYKORZYSTANIEM AMUNICJI KARABINOWEJ 7,62 × 54 mm

7.2.1. ANALIZA MATERIAŁOZNAWCZA POCISKU

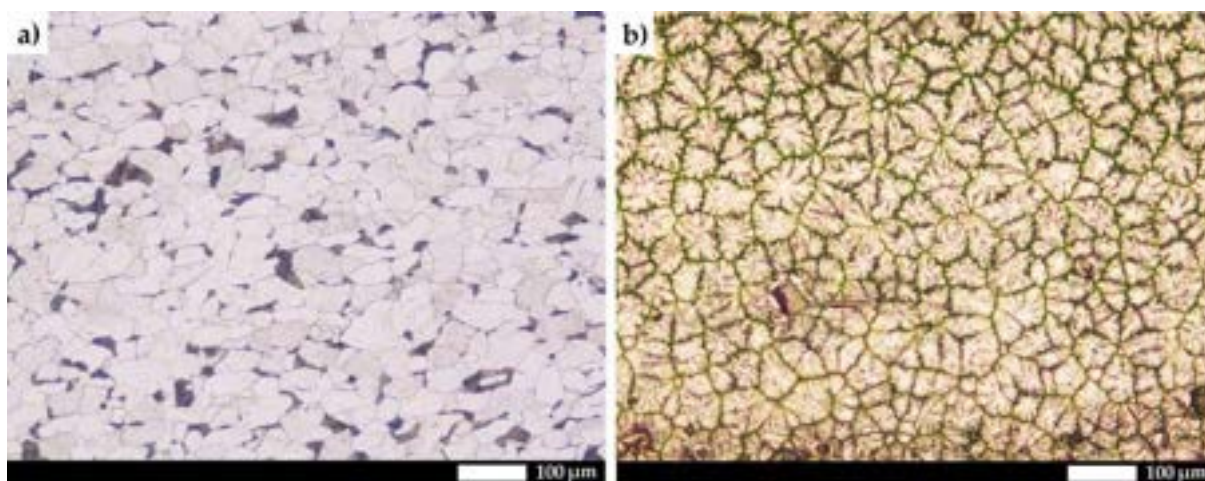
Analiza materiałoznawcza wykazała, że budowa oraz właściwości strukturalne wykorzystanego pocisku 7,62 × 54R mm nb. kb. ŁPS są adekwatne dla omówionej powyżej amunicji 7,62 × 39 mm nb. wz. 43. Z poc. PS (rys. 276). Mikrostrukturę rdzenia stanowi faza ferrytyczna, płaszcz wykonany jest ze stali niskowęglowej o znacznym stopniu odkształcenia plastycznego, a cały pocisk pokryty jest warstwą plateru miedzianego (rys. 277). Ponadto, należy wskazać także na obecność koszulki ołowianej (rys. 278).



Rys. 276. Przekrój podłużny pocisku 7,62 × 54R mm nb. kb. ŁPS.



Rys. 277. Obrazy mikroskopowe materiału wykorzystanego na elementy pocisku: a) płaszcz, widoczna warstwa plateru miedzianego o dużym stopniu zgniotu nałożona na stal niskowęglową, 100×, b) mikrostruktura wydłużonych ziaren ferrytu na skutek obróbki plastycznej, twardość – 185 HV, 200×. LM, trawiono Mi17Cu i 5% HNO₃.

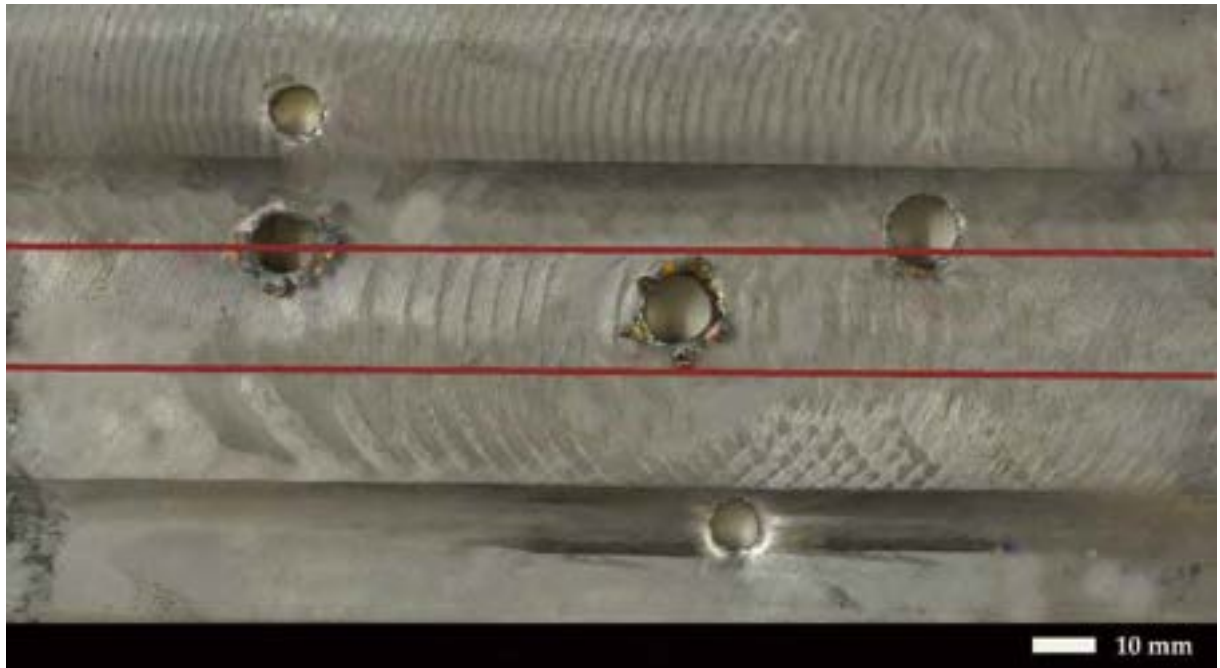


Rys. 278. Obrazy mikrostrukturalne materiału wykorzystanego na element pocisku: a) rdzeń, widoczna mikrostruktura ferrytyczno-perlityczna o nieznacznej pasmowości, twardość – 210 HV, 100×, b) koszulka ołowiana, drobnoziarnista struktura ze śladami skurczu odlewniczego 100×. LM, trawiono 5% HNO₃.

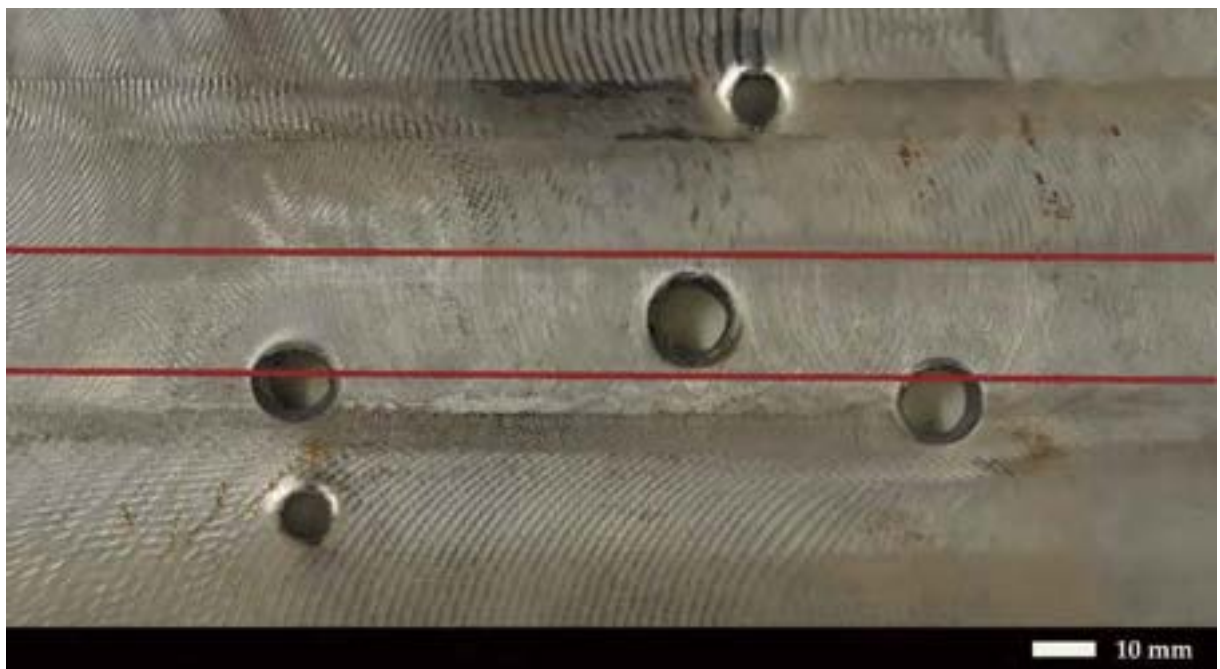
7.2.2. BADANIA MIKROSKOPOWE BLACH STALI HARDOX 450 W STANIE BEZPOŚREDNIO PO SPAWANIU

Badania odporności balistycznej z wykorzystaniem amunicji karabinowej 7,62 × 54R mm nb. kb. ŁPS zostały wykonane na blachach stali Hardox 450 sfrezowanych na wymiar 6, 7 oraz 8 mm. Zgodnie z załączoną dokumentacją makroskopową i mikroskopową ostrzelanych blach (rys. 279–317), ciągłość materiałowa zostaje zachowana jedynie dla grubości 8 mm. W przypadku blach 6- i 7-milimetrowych, we wszystkich przypadkach dochodzi do przzerwania osnowy tarczy, jednak należy wskazać na różnice w charakterze powstałych kraterów. W stanie bezpośrednio po spawaniu (rys.279–282), dla wszystkich analizowanych grubości, w strefie materiału spoiny obserwuje się tzw. płatkowanie, spowodowane obwodowym rozkładem naprężeń rozciągających i odkształceniem plastycznym materiału pod wpływem uderzenia balistycznego. Jest ono jednak charakterystyczne tylko we wspomnianej powyżej strefie i tak w przypadku ostrzelania na linii wtopienia, obserwuje się je tylko z jednej strony (w strefie materiału spoiny). Od strony tylnej dochodzi natomiast do plastycznego wygięcia o kształcie zgodnym z geometrią pocisku. Materiał rodzimy do grubości 7 mm zostaje przebity na tzw. korek, jednak w każdym przypadku szerokość otworu pozostaje węższa w porównaniu do strefy złącza spawanego. Dla stanu obrobionego cieplnie, blachy o grubości 6 i 7 mm w każdej strefie zostają przebite na przestrzał, bez udziału znaczących odkształceń plastycznych (rys. 303–306). W przypadku blachy o grubości 8 mm, dla dwóch stanów obserwuje się zachowanie stabilności pancerza w strefie materiału rodzimego. Po przeprowadzeniu zabiegów obróbki cieplnej, ciągłość materiałowa zostaje zachowana także w strefie materiału stopiwa i strefie wpływu ciepła, co zapewnia ochronę balistyczną (rys. 292–293, 316–317).

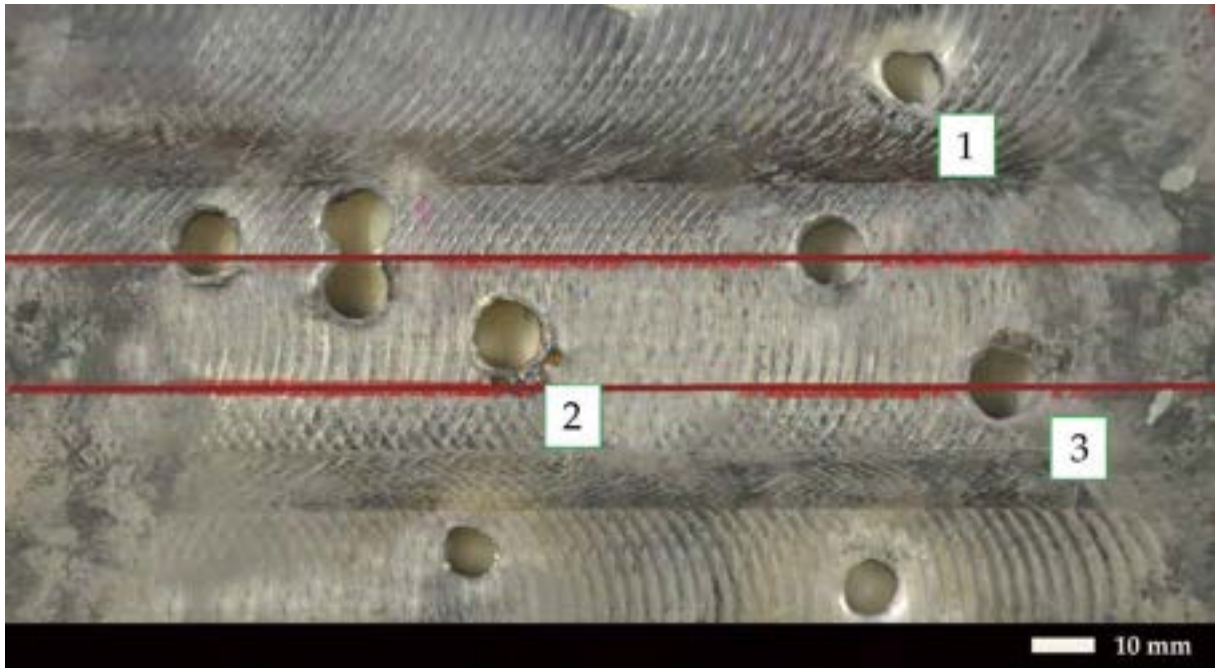
Analiza mikroskopowa ostrzelanych blach w stanie bezpośrednio po spawaniu wykazała, że w prawie wszystkich charakterystycznych strefach złącza spawanego, ze względu na wystąpienie obciążeń dynamicznych, można zaobserwować adiabatyczne pasma ścinania. Ponadto, plastyczna deformacja struktur, zarówno hartowniczych, jak i dyfuzyjnych, jest w większości przypadków zgodna z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Zmiana orientacji rozchodzących się naprężeń jest szczególnie wyraźna w obszarze centralnym powstałego krateru (oznaczenie „B” na rys. 33), gdzie pasmowa struktura strefy wpływu ciepła zostaje odkształcona w przeciwne strony na głębokości 300 – 400 µm od powierzchni (rys.290).



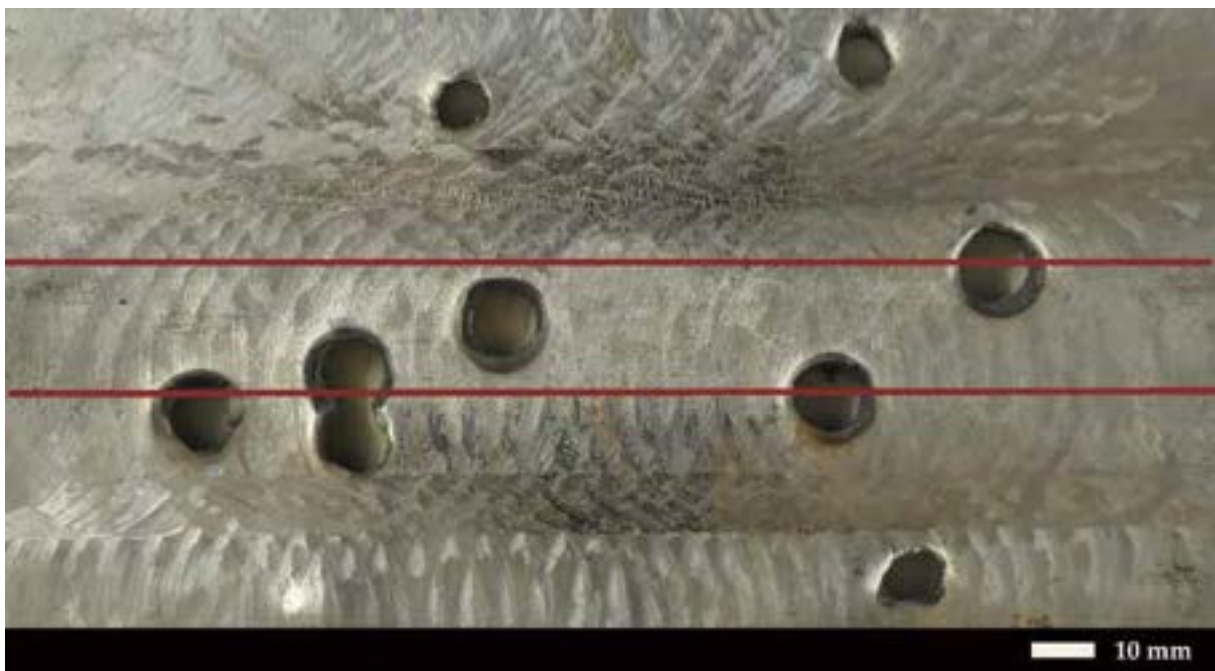
Rys. 279. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 6 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu. Strona przednia. W strefie materiału spoiny widoczne płatkowanie, w pozostałych strefach obserwuje się przebicie na tzw. korek. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



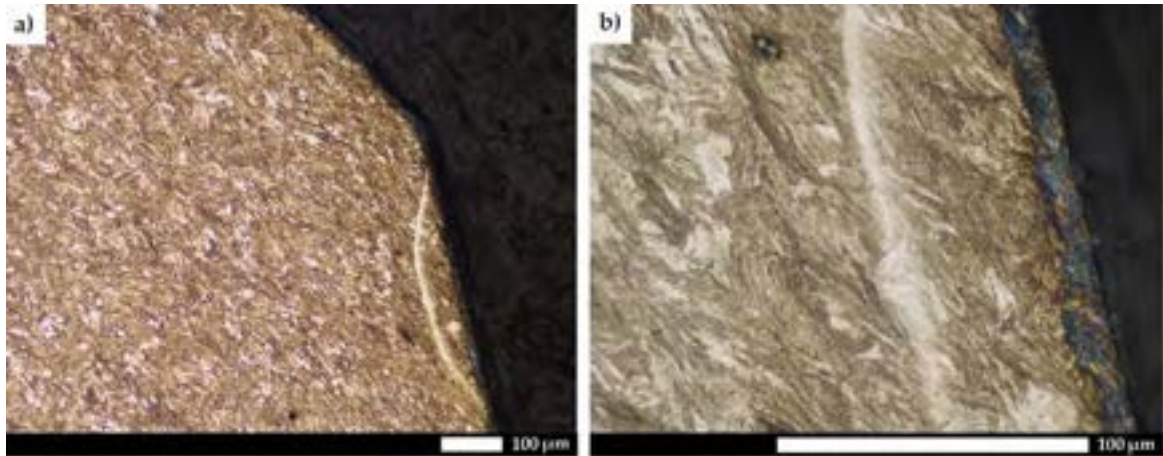
Rys. 280. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 6 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu. Strona tylna. W strefie materiału spoiny widoczne odkształcenie plastyczne materiału w kształcie zgodnym z geometrią pocisku, w pozostałych strefach obserwuje się jedynie nieznaczne odkształcenie plastyczne. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



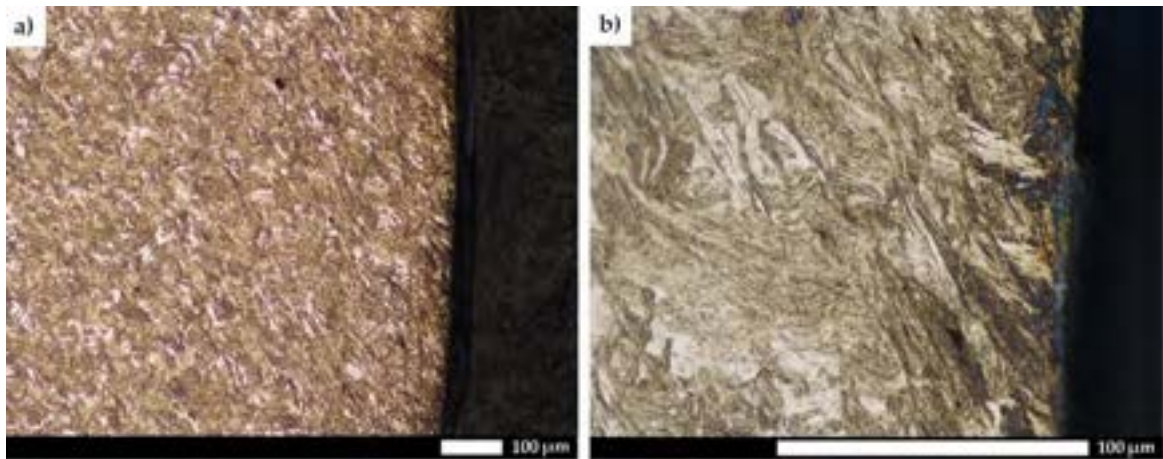
Rys. 281. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 7 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu. Strona przednia. We wszystkich strefach obserwuje się przebiecie na tzw. korek, przy czym szerokość powstałych nieciągłości jest węższa w strefie materiału rodzimego. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



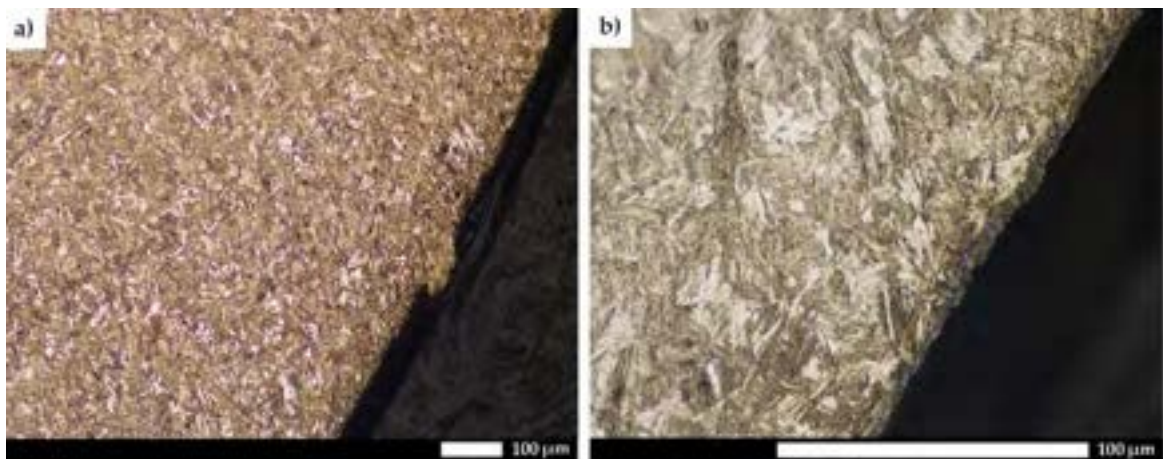
Rys. 282. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 7 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu. Strona tylna. Charakterystyczne wygięcia materiału w tył, przy czym szerokość powstałych nieciągłości jest węższa w strefie materiału rodzimego. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



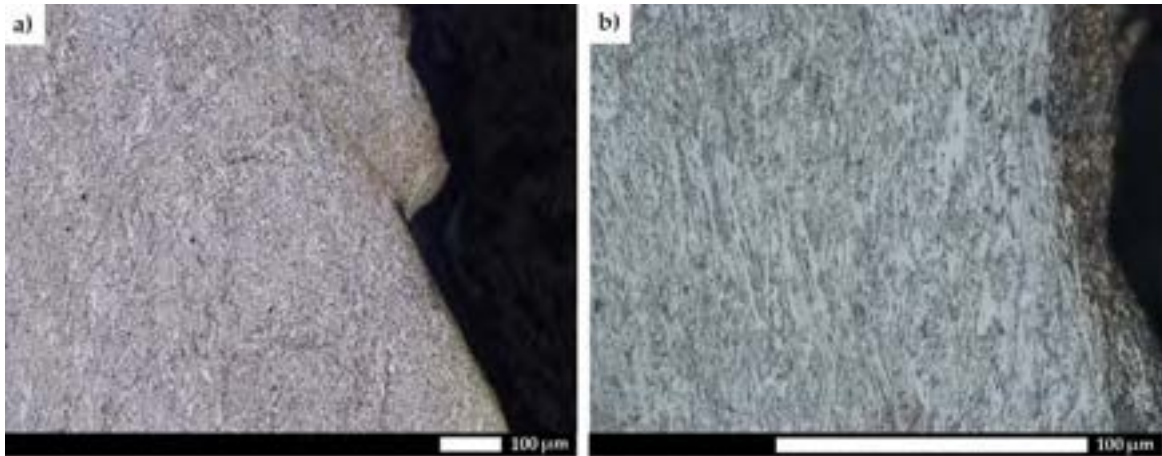
Rys. 283. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 281. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz adiabatyczne pasma ścinania. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



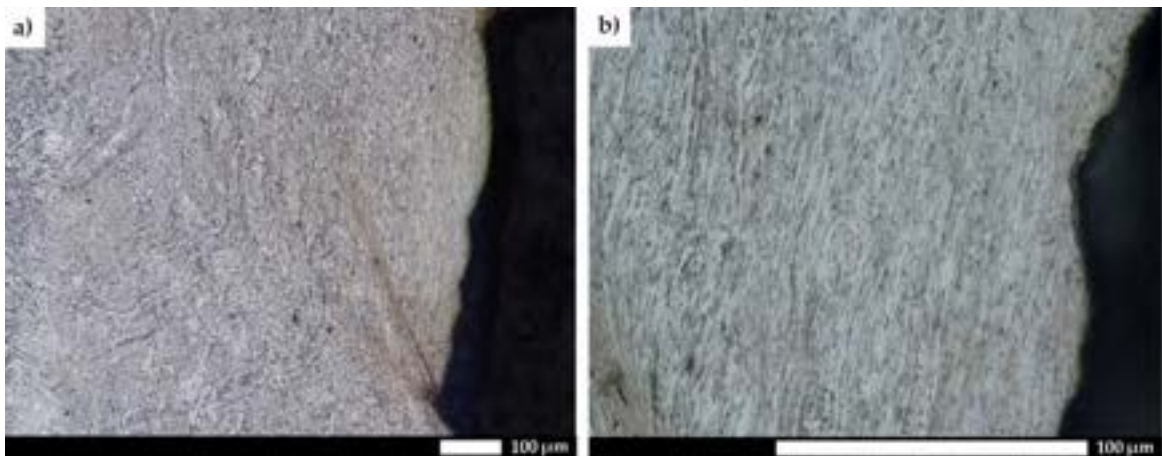
Rys. 284. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 281. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



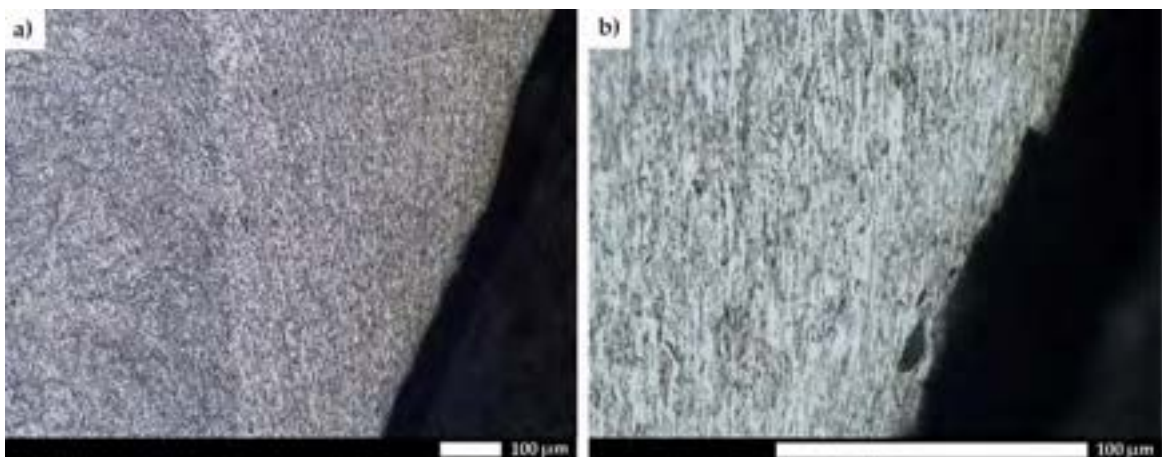
Rys. 285. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 281. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



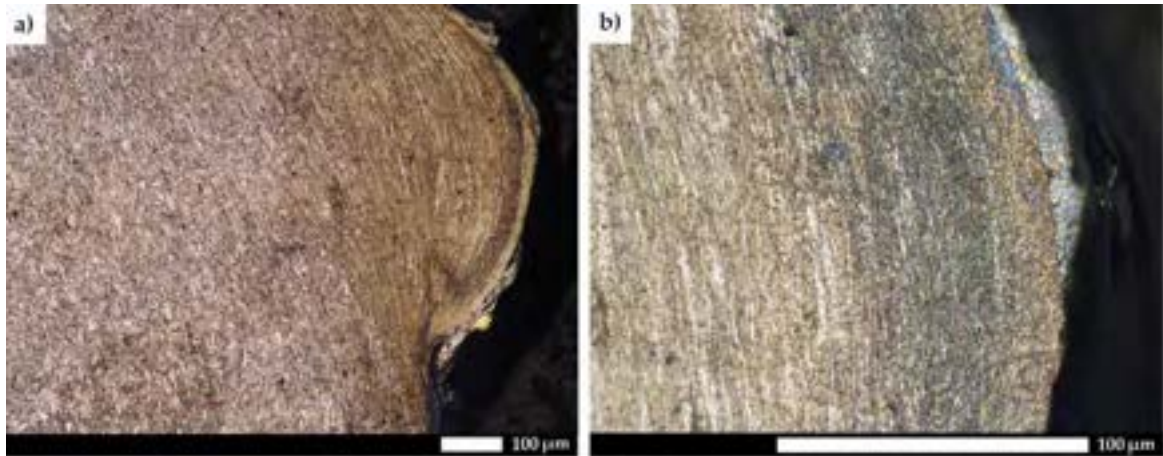
Rys. 286. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 281. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS1 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem propagujących naprężeń oraz adiabatyczne pasma ścinania. Granice ziaren są nieidentyfikowalne.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



Rys. 287. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 281. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS3 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz adiabatyczne pasma ścinania. Granice ziaren są nieidentyfikowalne.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.

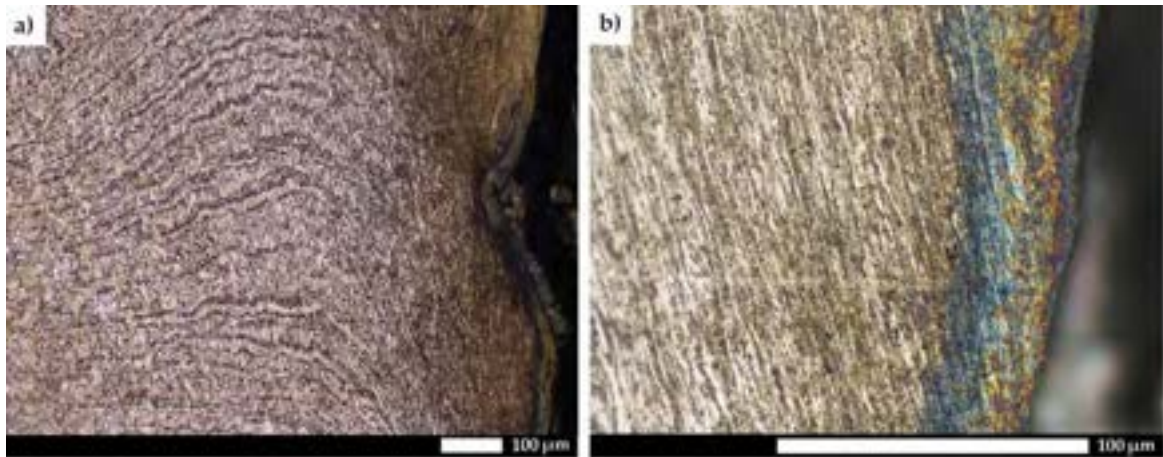


Rys. 288. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 281. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



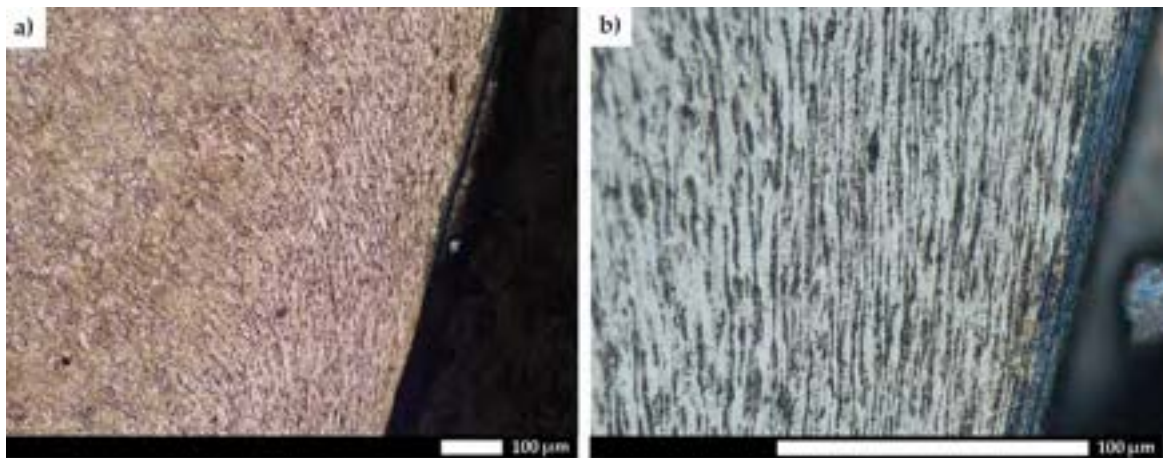
Rys. 289. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 281. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz adiabatyczne pasma ścinania. Granice ziaren są nieidentyfikowalne.

a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.

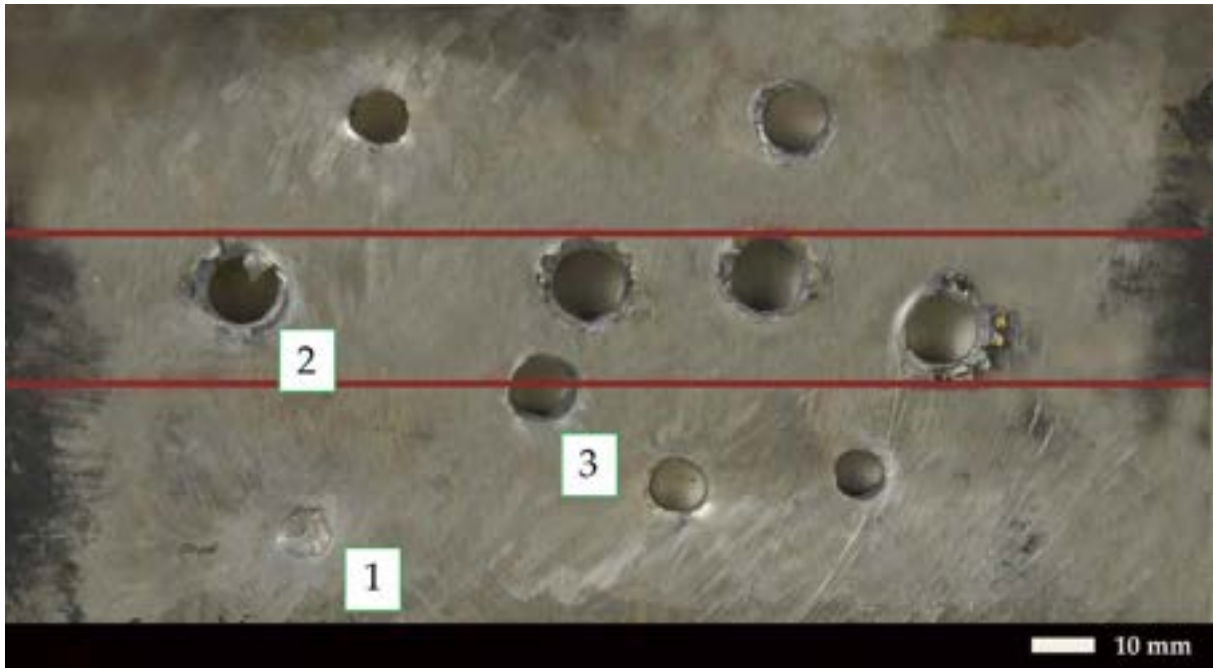


Rys. 290. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 281. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych w dwóch przeciwnych kierunkach na głębokości 300 – 400 µm. Granice ziaren są nieidentyfikowalne.

a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



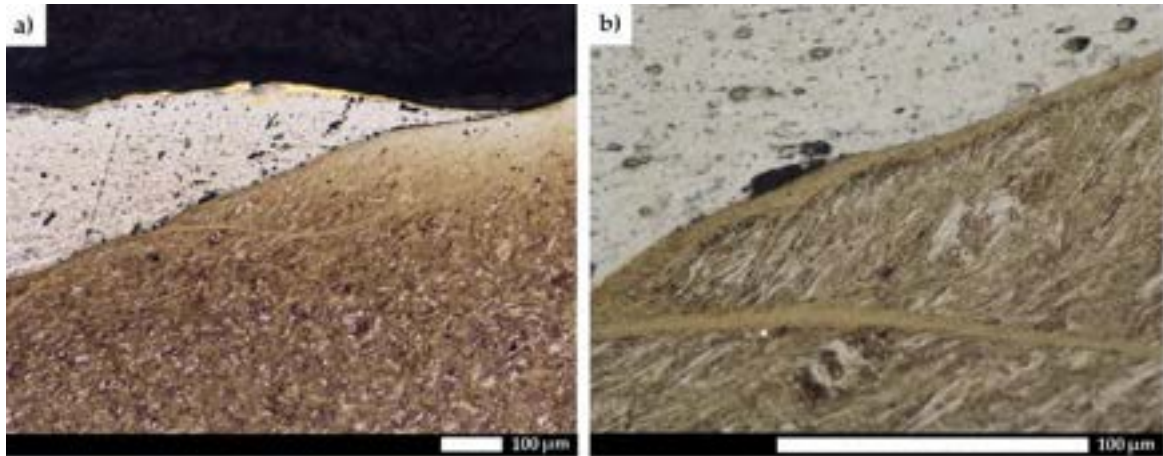
Rys. 291. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 281. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



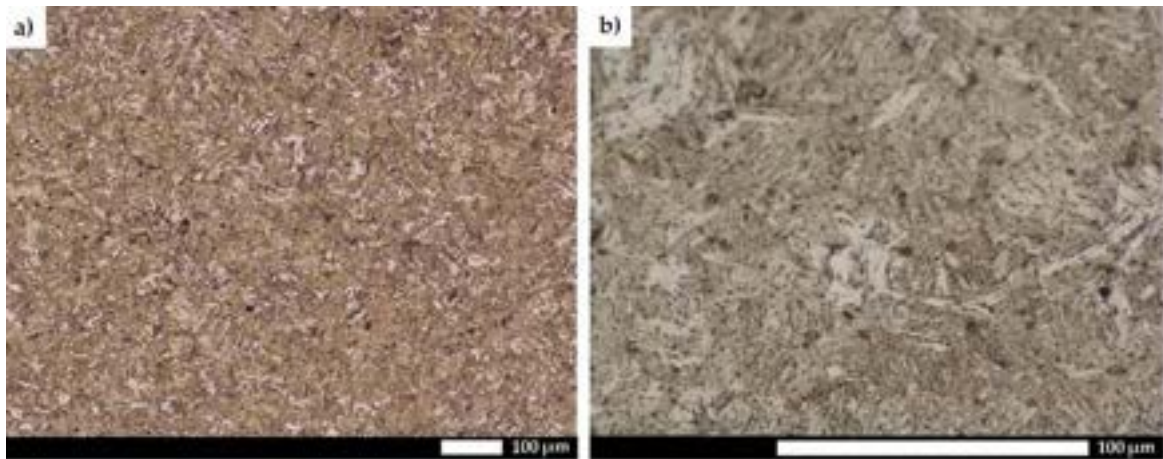
Rys. 292. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 8 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu Strona przednia. W strefie materiału spoiny charakterystyczne płatkowanie, w strefie wpływu ciepła obserwuje się przebicie na tzw. korek, w przypadku materiału rodzimego pocisk zostaje zatrzymany. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



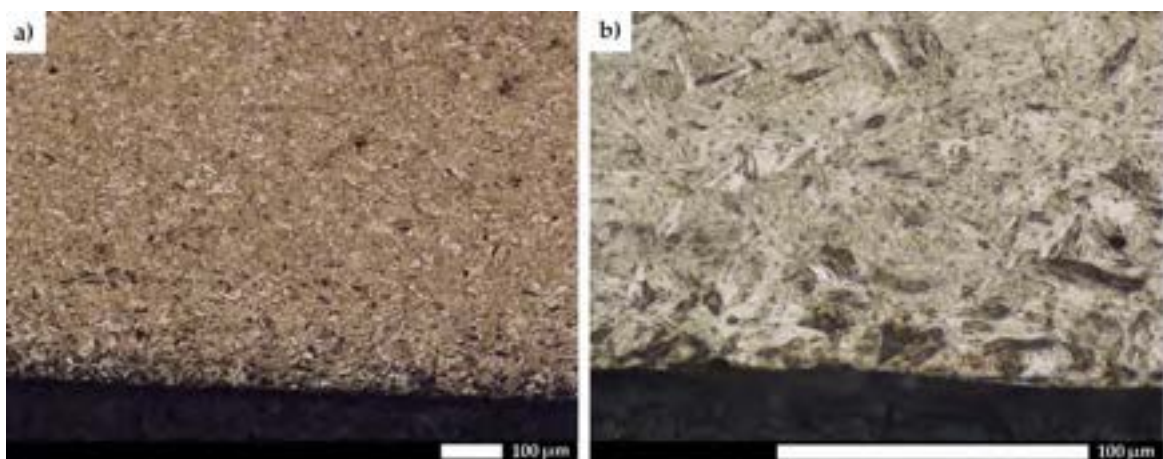
Rys. 293. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 8 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu. Strona tylna. W strefie materiału spoiny charakterystyczne wygięcie w tył, w strefie wpływu ciepła obserwuje się nieznaczną deformację plastyczną. Widoczne wybrzuszenie oznaczone przerywanym okręgiem w strefie materiału rodzimego. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



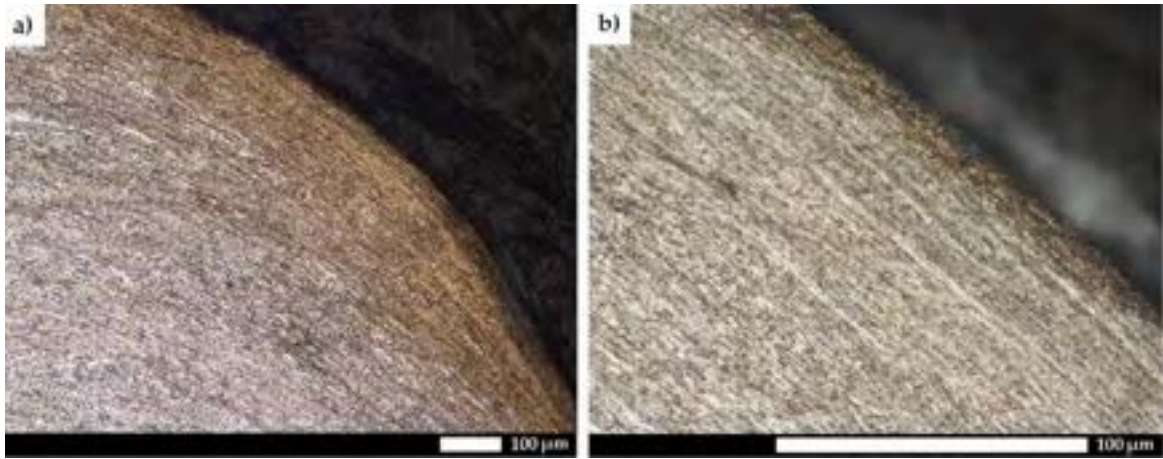
Rys. 294. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 292. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu, częściowe stopienie pocisku oraz adiabaticzne pasma ścinania. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



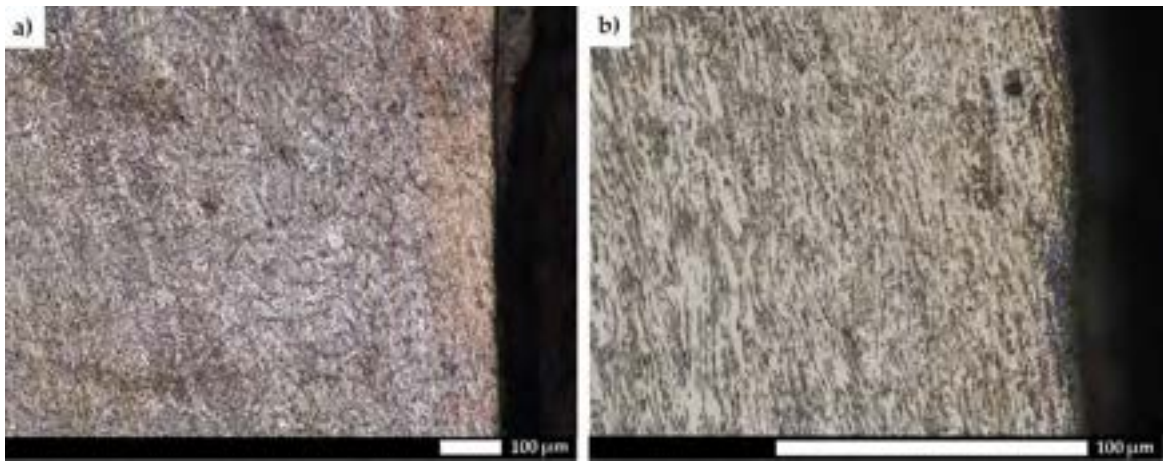
Rys. 295. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 292. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



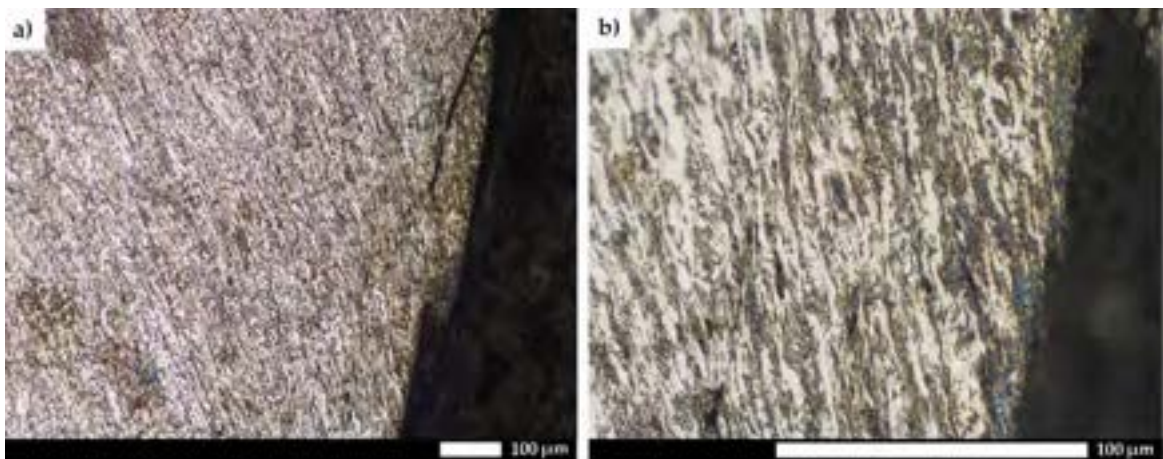
Rys. 296. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 292. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



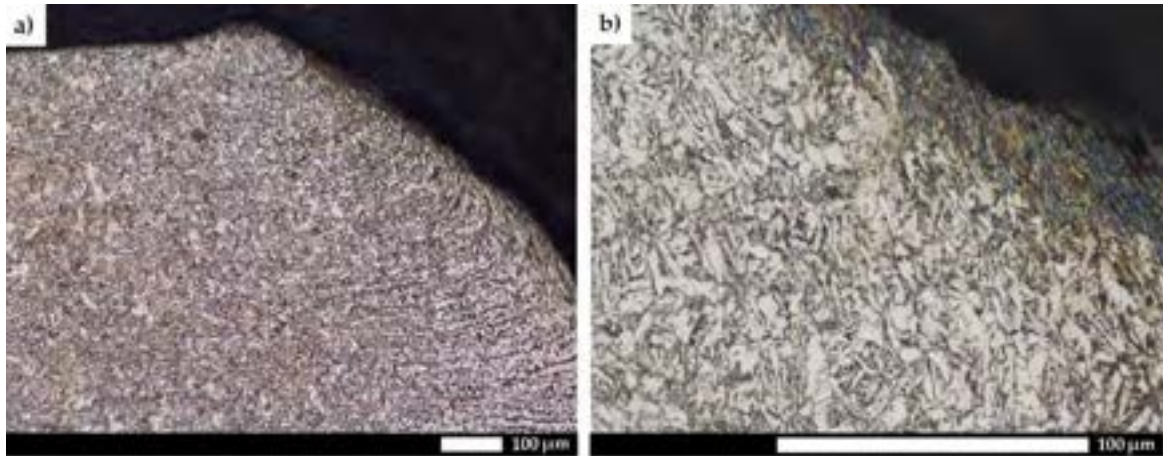
Rys. 297. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 292. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS1 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



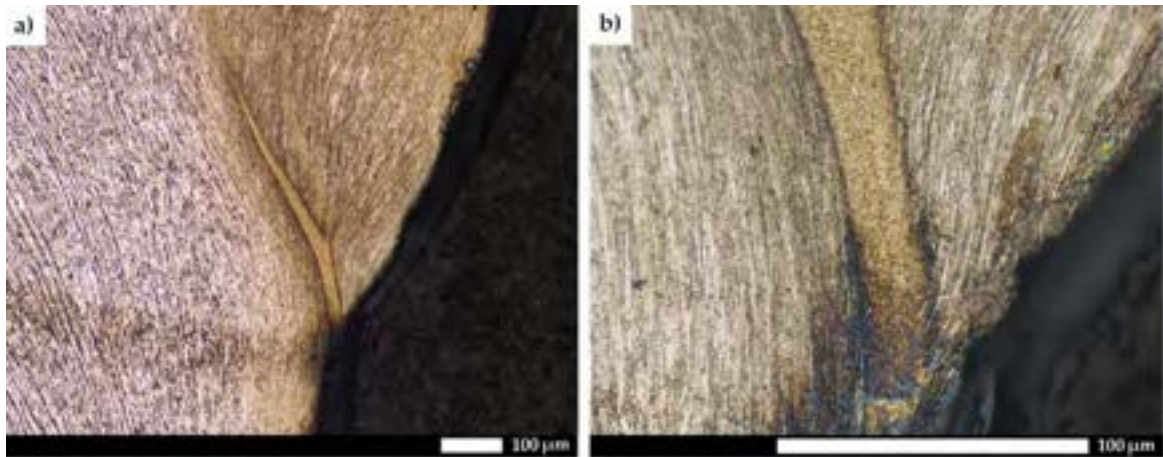
Rys. 298. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 292. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS3 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



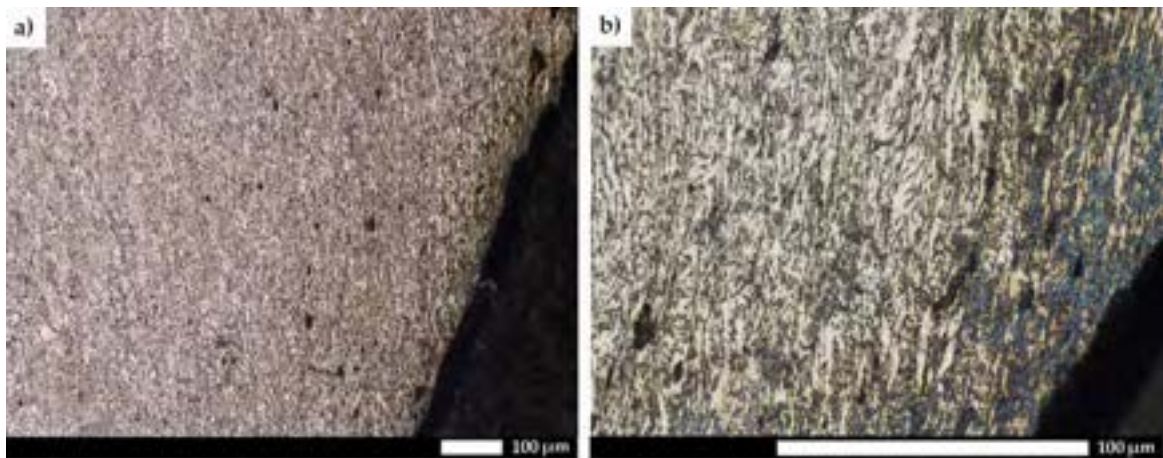
Rys. 299. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 292. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. Obserwuje się propagujące pęknięcie w wyniku przekroczenia wytrzymałości materiału. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



Rys. 300. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 292. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych ułożonych pasmowo w kierunku przeciwnym do przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



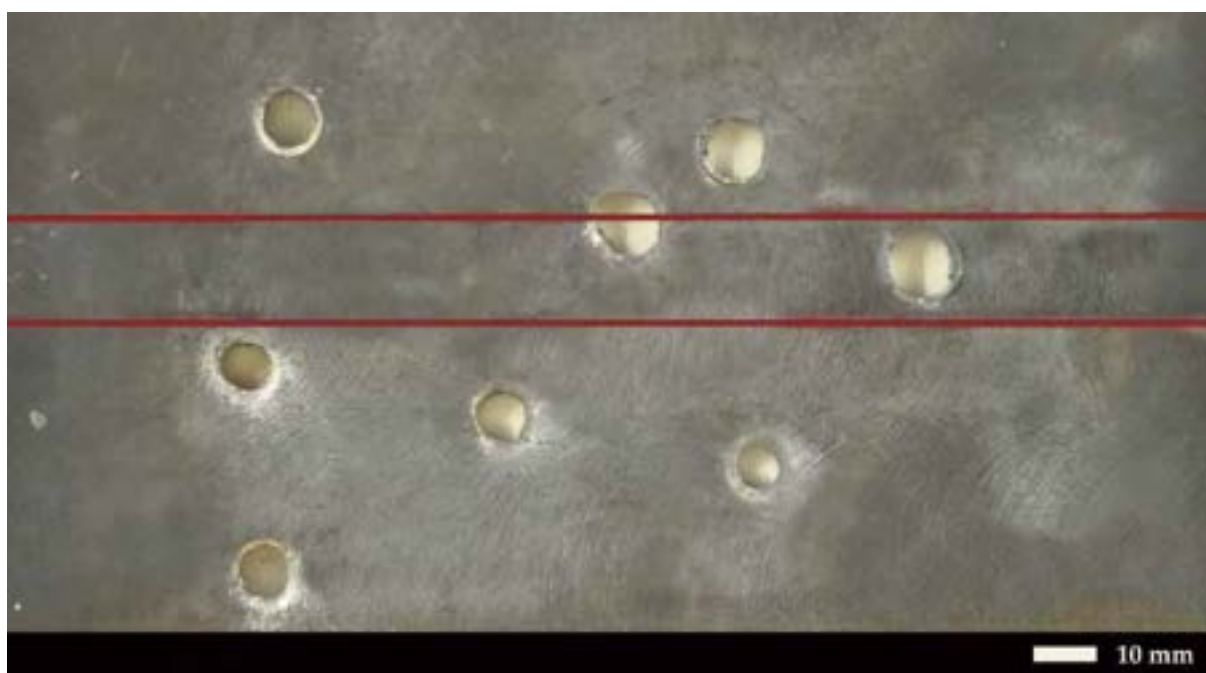
Rys. 301. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 292. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych ułożonych pasmowo zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz adyabatyczne pasma ścinania. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



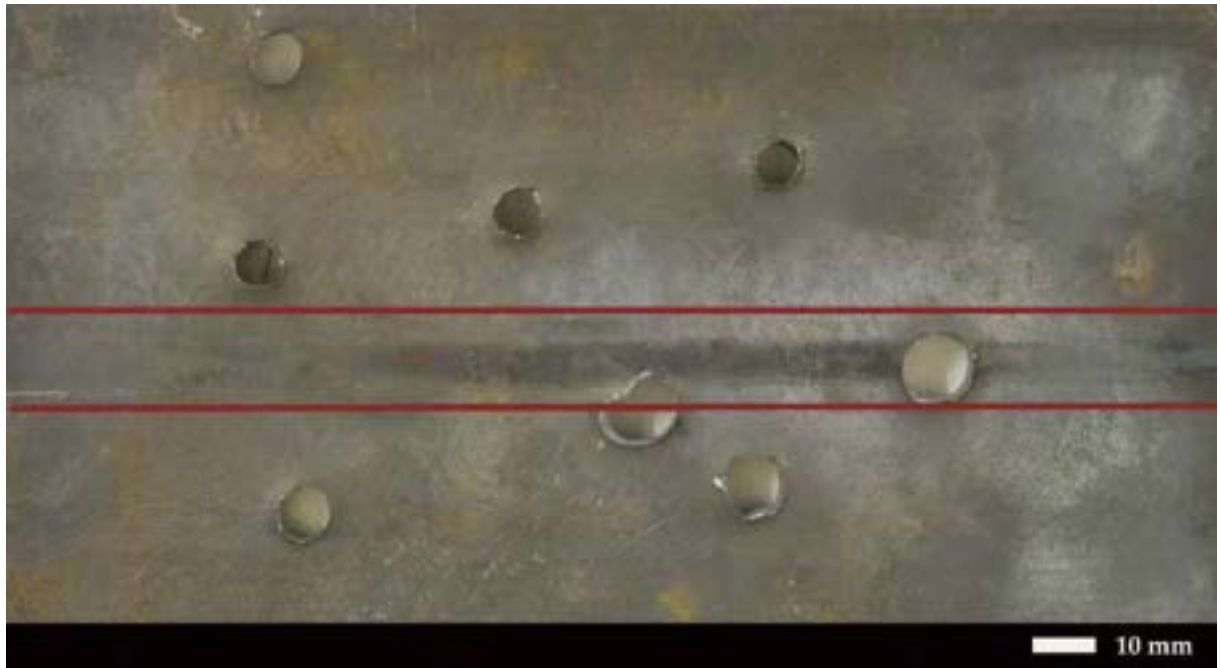
Rys. 302. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 292. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.

7.2.3. BADANIA MIKROSKOPOWE BLACH STALI HARDOX 450 W STANIE OBROBIONYM CIEPLNIE

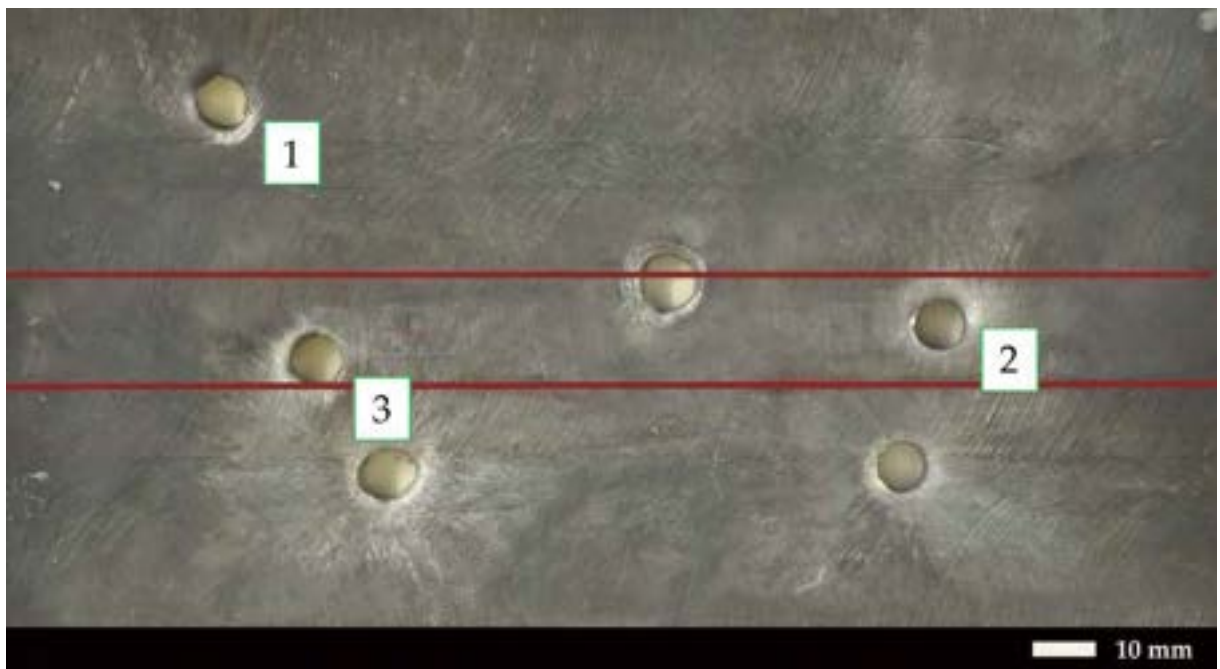
Badania mikroskopowe ostrzelanych blach w stanie obrobionym cieplnie wykazały, że w przypadku zastosowania blach o grubości 7 mm, właściwości strukturalne we wszystkich analizowanych obszarach poszczególnych stref są do siebie zbliżone (rys. 307–315). Poza deformacją plastyczną bloków martenzytu, należy wskazać na powstanie licznych adiabatycznych pasm ścinania, które występują bezpośrednio przy powierzchni, w związku z czym mogły stanowić źródło inicjujące proces dekohezji. W przypadku warstwy przypowierzchniowej blachy o grubości 8 mm obserwuje się wgniecenia bloków martenzytu, adiabatyczne pasma ścinania, a także częściowe stopienie pocisku. W strefie oznaczonej „B” na rys. 33 nie występują wyraźne zmiany strukturalne, natomiast od powierzchni tylnej, struktura charakteryzuje się nieznacznie wydłużonymi blokami martenzytu (rys. 318–326).



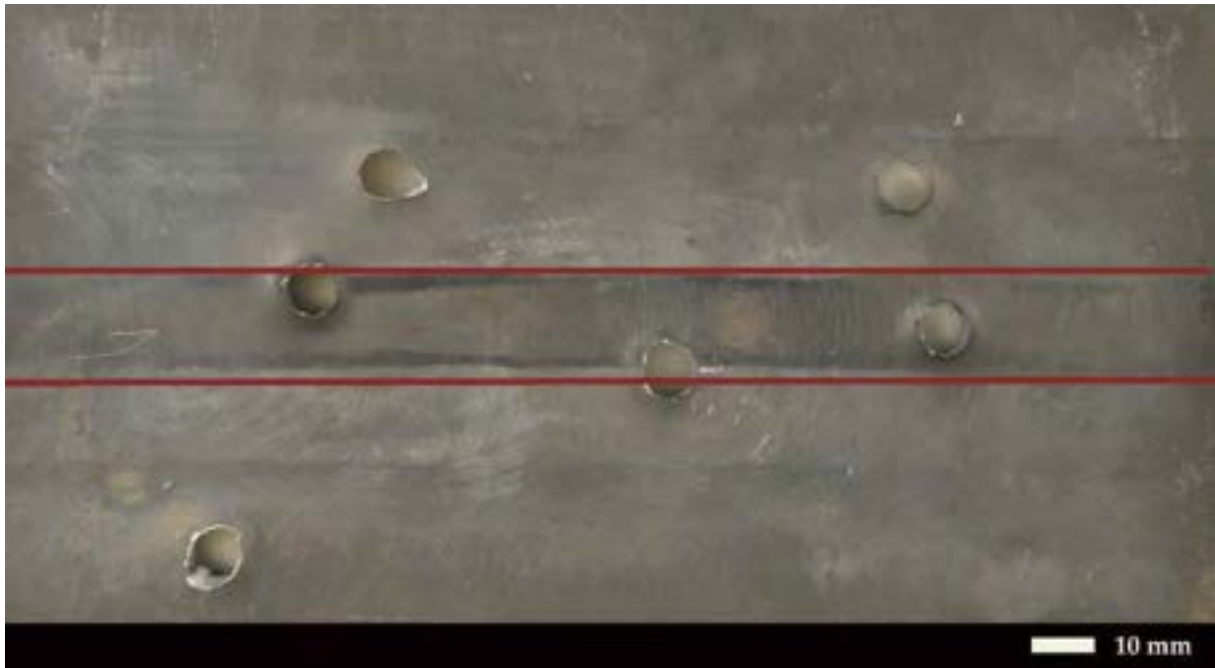
Rys. 303. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 6 mm w stanie obrobionym cieplnie. Strona przednia. We wszystkich strefach obserwuje się przebite na tzw. korek, przy czym szerokość powstałych nieciągłości jest węższa w strefie materiału rodzimego. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



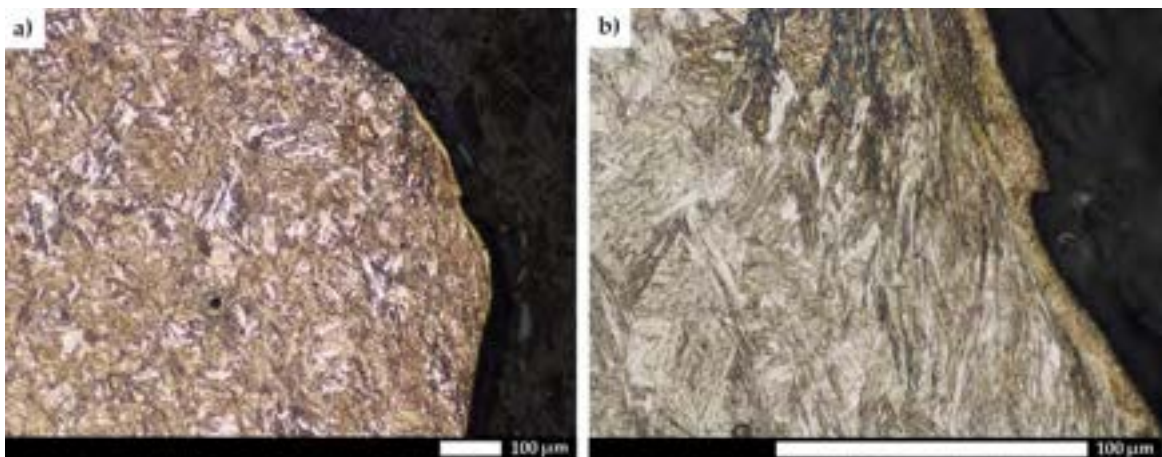
Rys. 304. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 6 mm w stanie obrobionym cieplnie. Strona tylna. We wszystkich strefach obserwuje się przebicie na tzw. korek, przy czym szerokość powstałych nieciągłości jest węższa w strefie materiału rodzimego. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



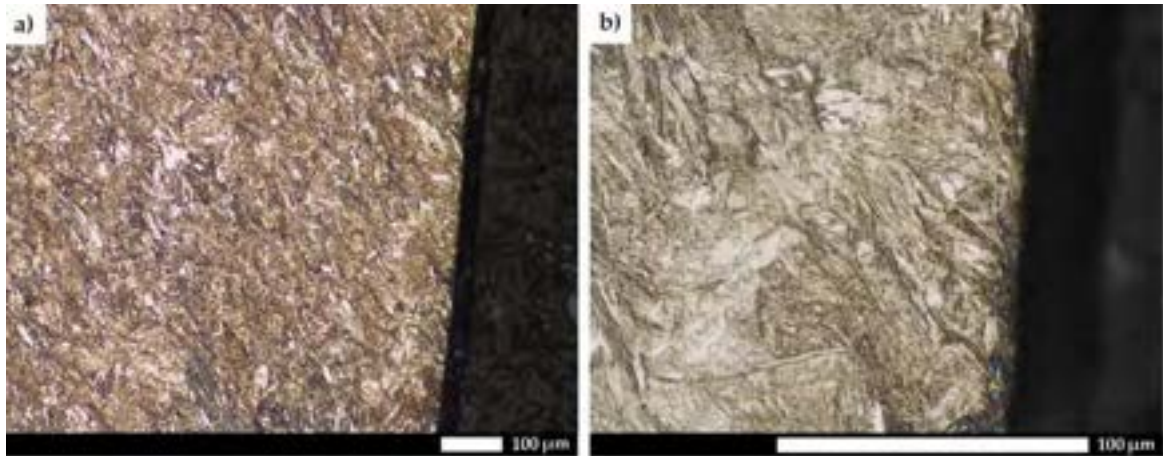
Rys. 305. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 7 mm w stanie obrobionym cieplnie. Strona przednia. We wszystkich strefach obserwuje się przebicie na tzw. korek. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



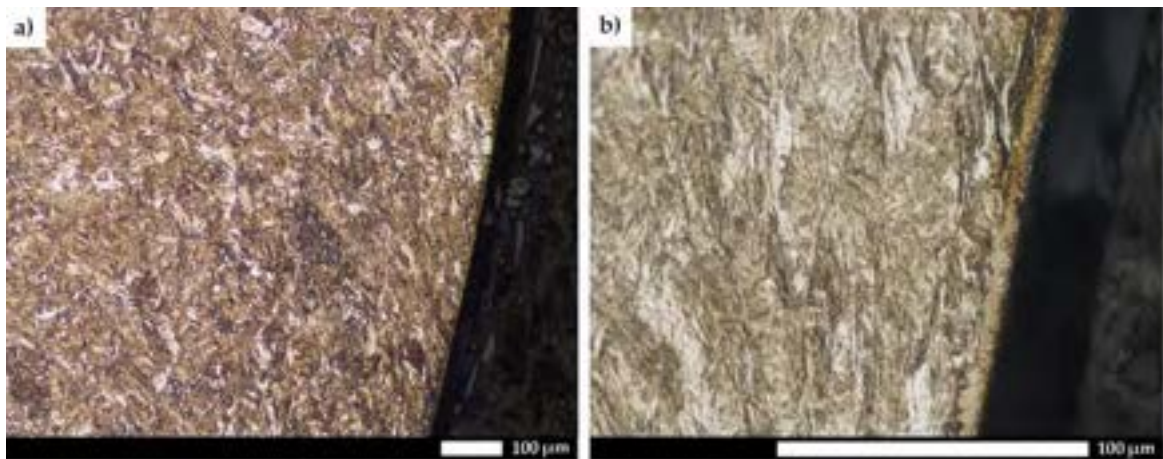
Rys. 306. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 7 mm w stanie obrobionym cieplnie. Strona tylna. We wszystkich strefach obserwuje się przebicie na tzw. korek i nieznaczną plastyczność w strefie materiału rodzimego. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



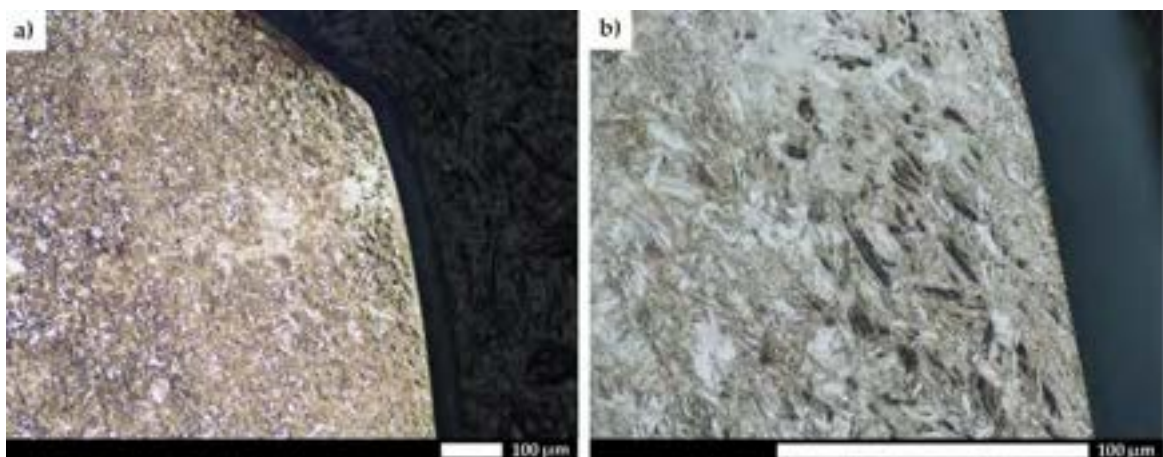
Rys. 307. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 305. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu w kierunku przeciwnym do przyłożonego obciążenia, adyabatyczne pasmo ścinania oraz strefy trawiące się na biało.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



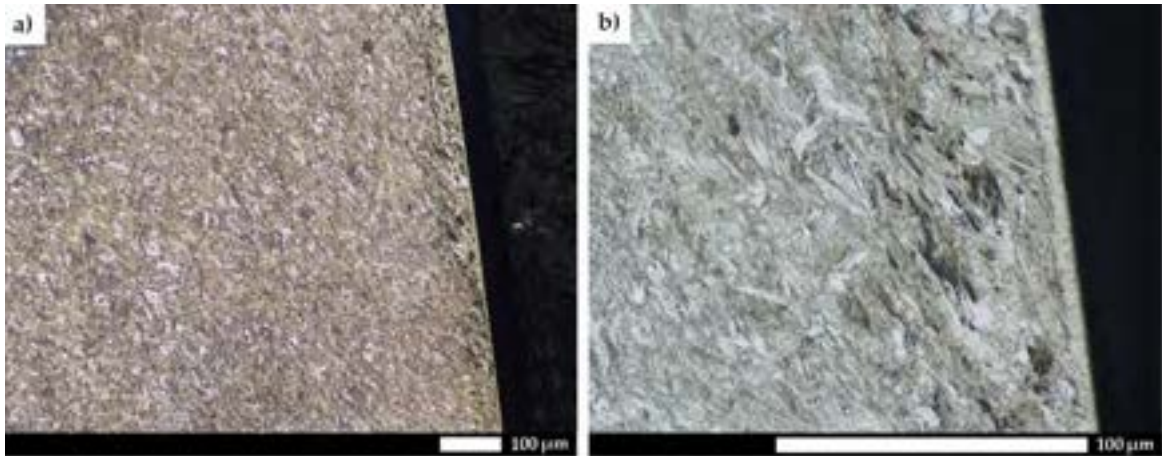
Rys. 308. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 305. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



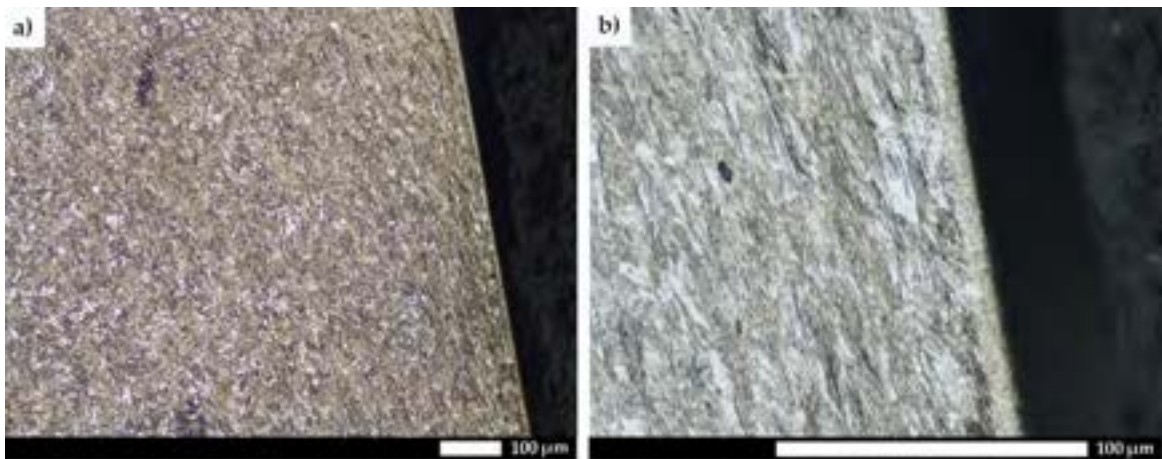
Rys. 309. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 305. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz adiabaticzne pasmo ścinania. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



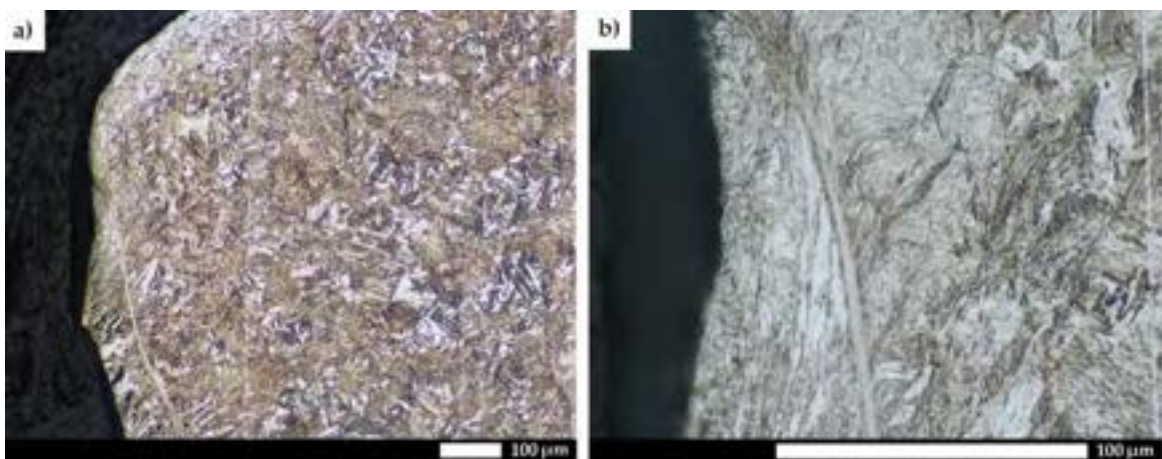
Rys. 310. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 305. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS1 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz strefy trawiące się na biało. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



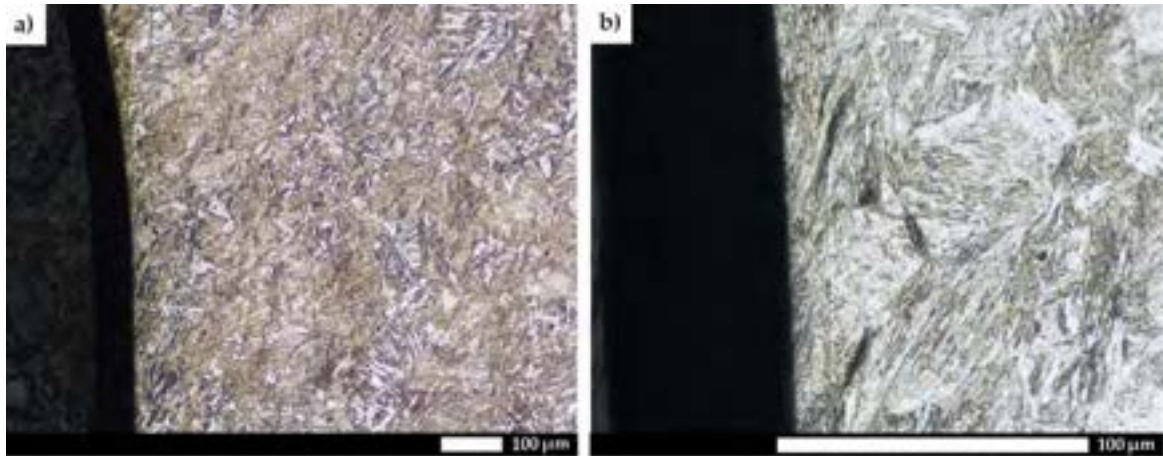
Rys. 311. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 305. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS3 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia, adyabatyczne pasmo ścinania oraz strefy trawiące się na biało. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



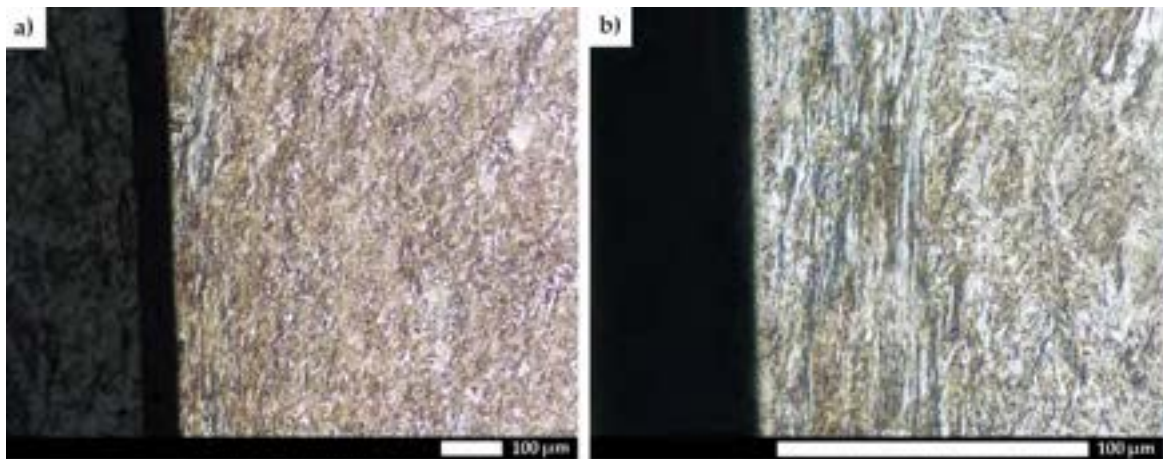
Rys. 312. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 305. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia, adyabatyczne pasma ścinania oraz strefy trawiące się na biało. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



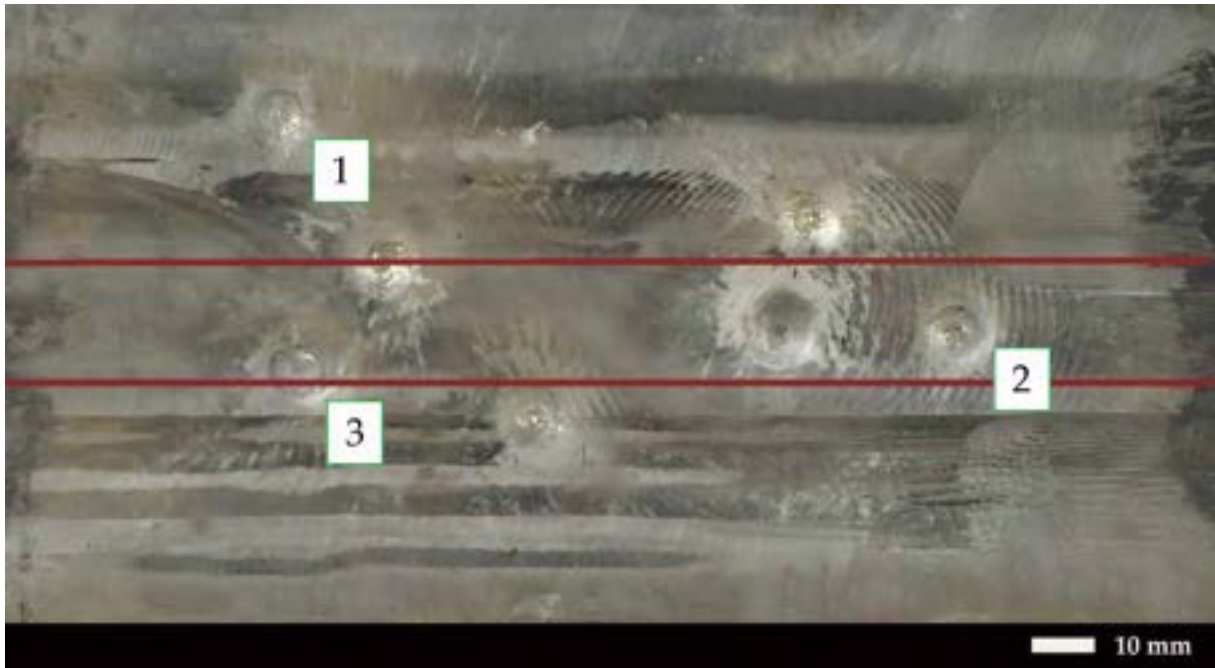
Rys. 313. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 305. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz adyabatyczne pasma ścinania. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



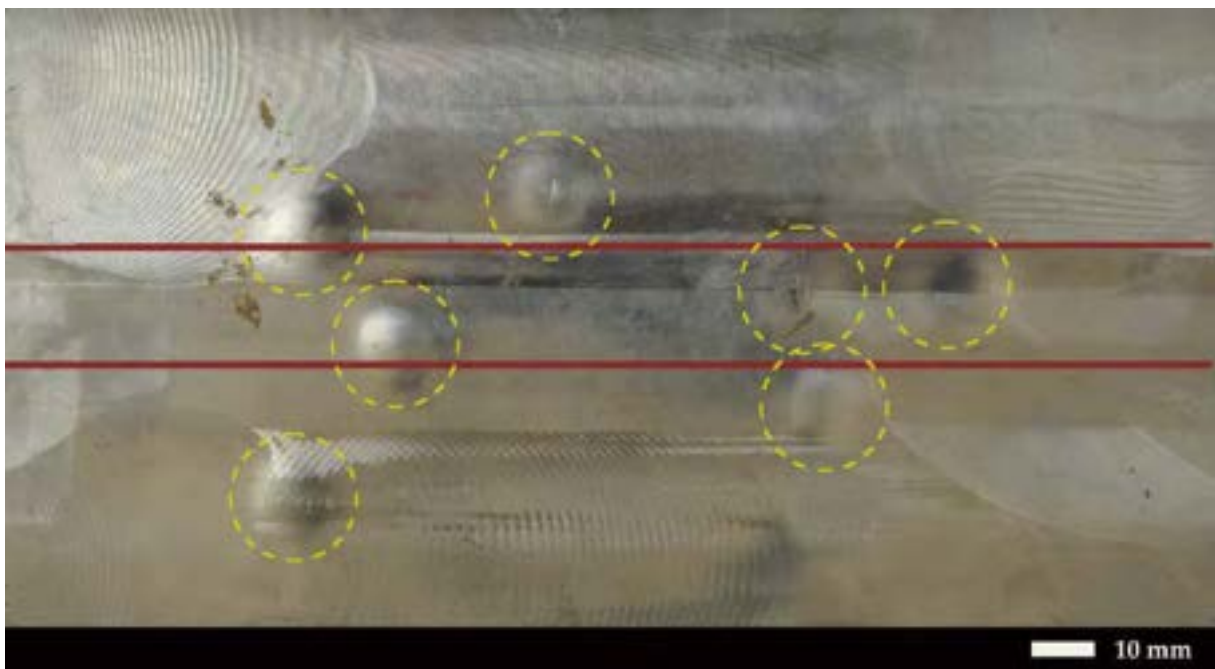
Rys. 314. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 305. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



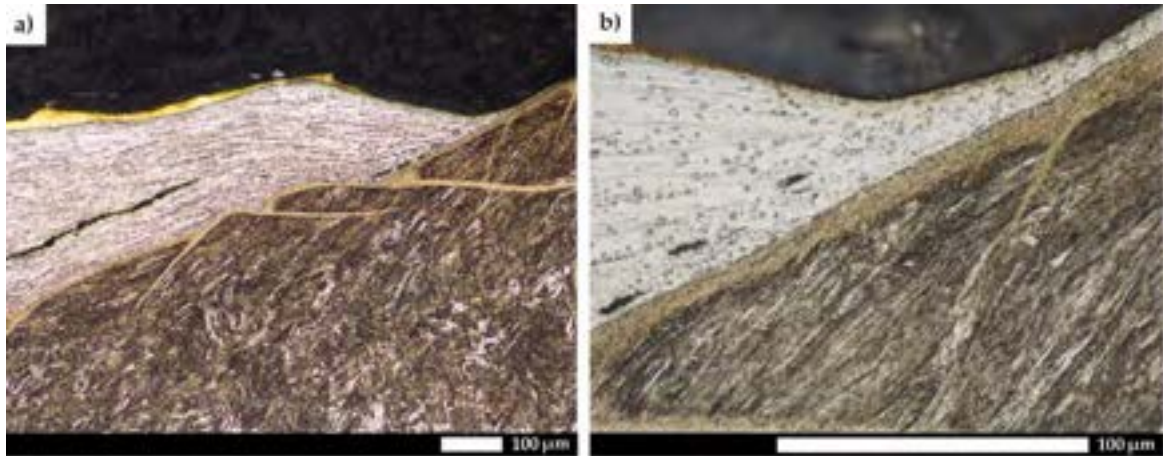
Rys. 315. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 305. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



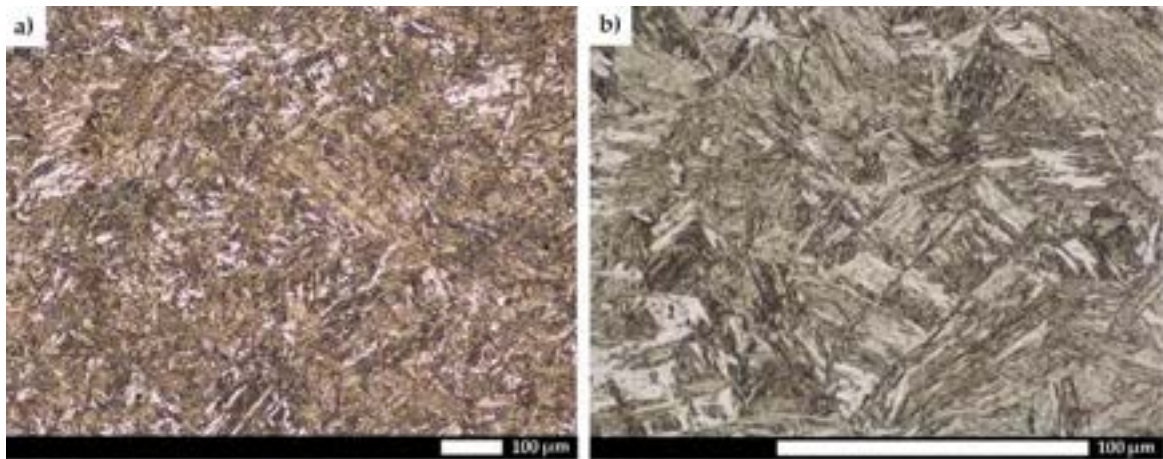
Rys. 316. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 8 mm w stanie obrobionym cieplnie. Strona przednia. We wszystkich charakterystycznych zachowana zostaje ciągłość materiałowa. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



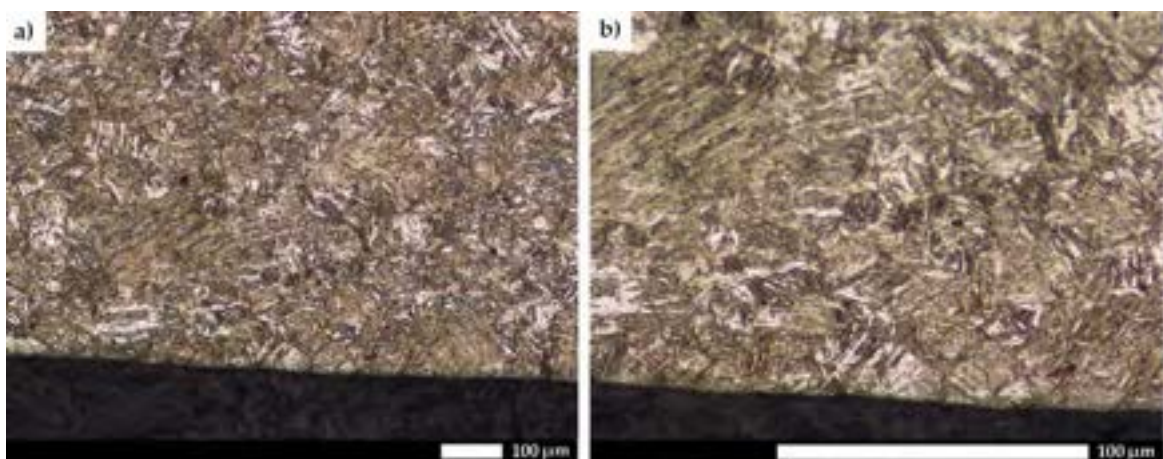
Rys. 317. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 8 mm w stanie obrobionym cieplnie. Strona tylna. Widoczne wybrzuszenia we wszystkich charakterystycznych strefach oznaczone przerywanym okręgiem. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.



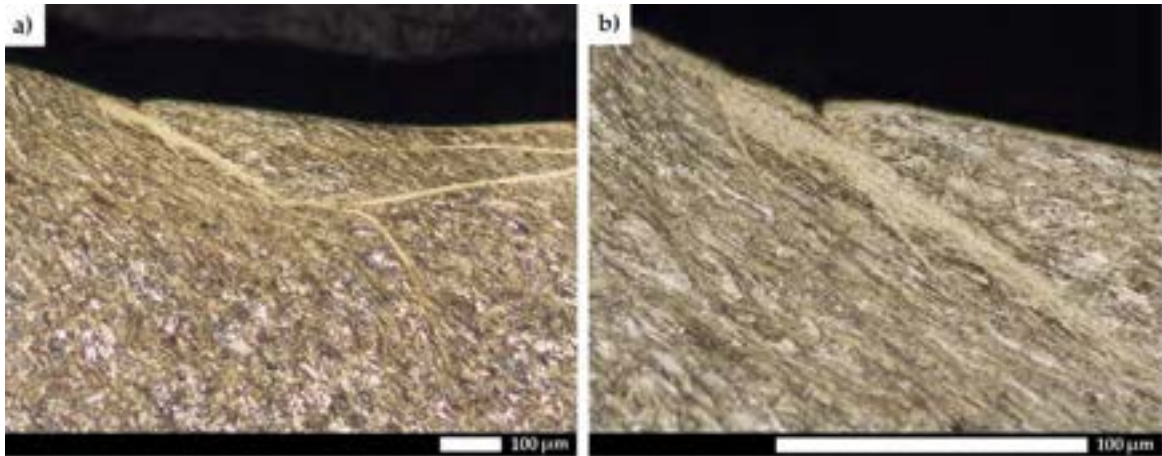
Rys. 318. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 316. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu, liczne adyabatyczne pasma ścinania oraz częściowe stopienie pocisku. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



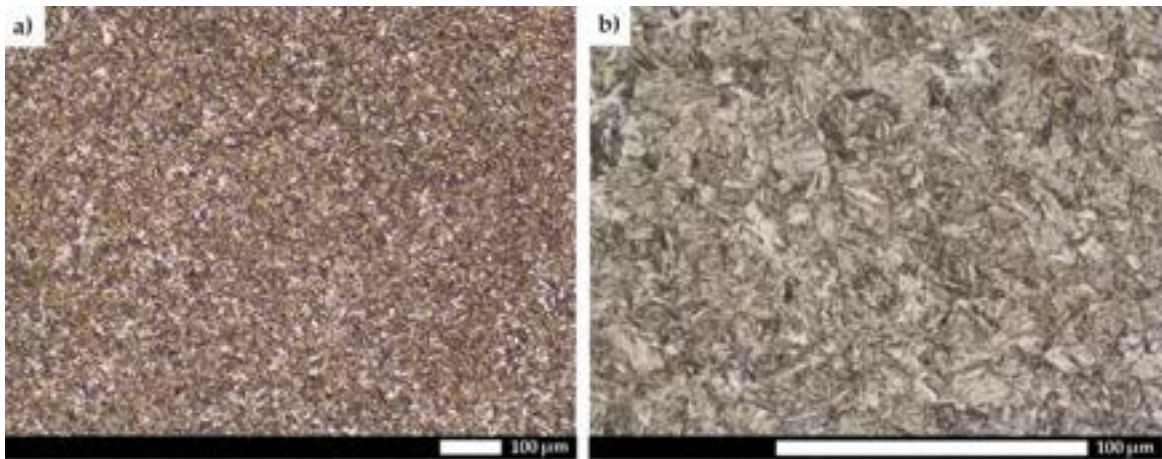
Rys. 319. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 316. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



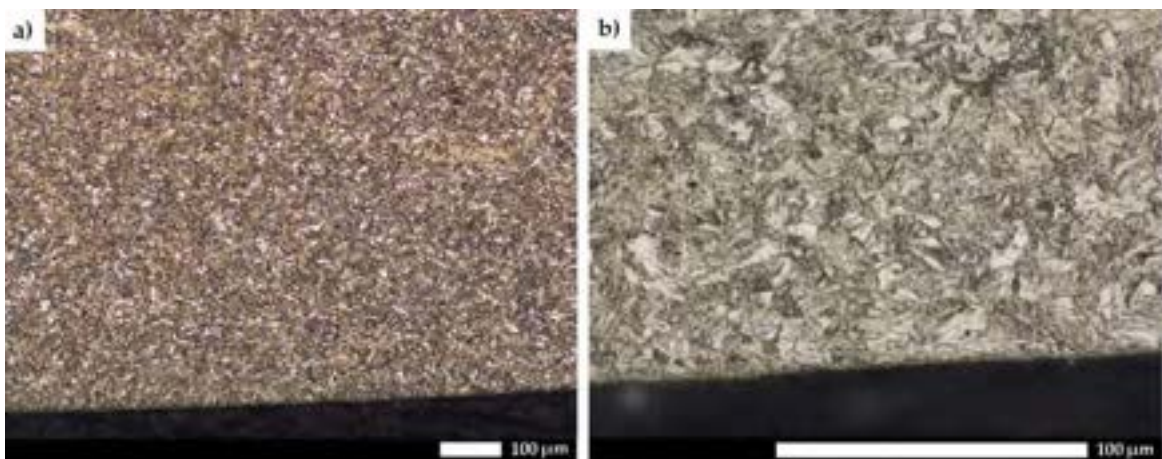
Rys. 320. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 316. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



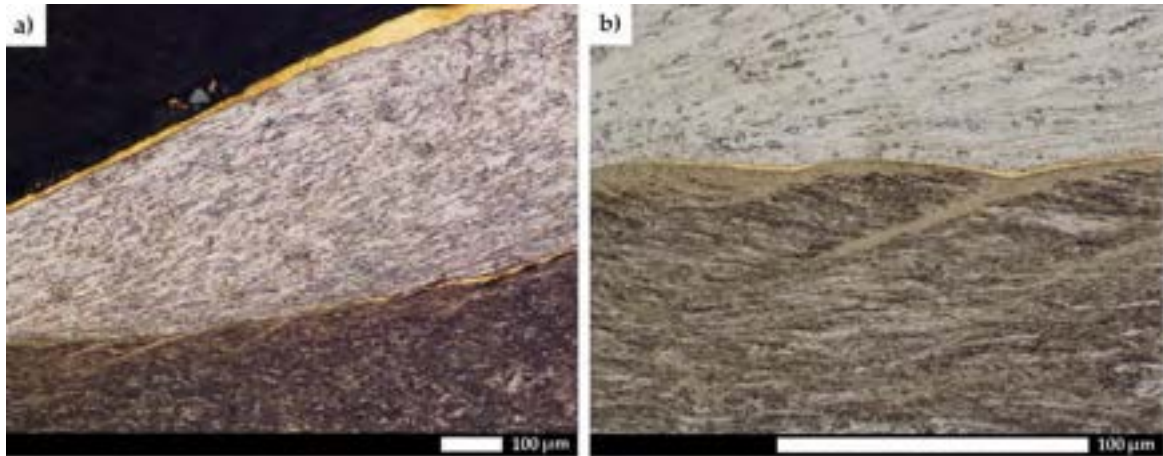
Rys. 321. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 316. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS1 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu oraz liczne adyabatyczne pasma ścinania. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



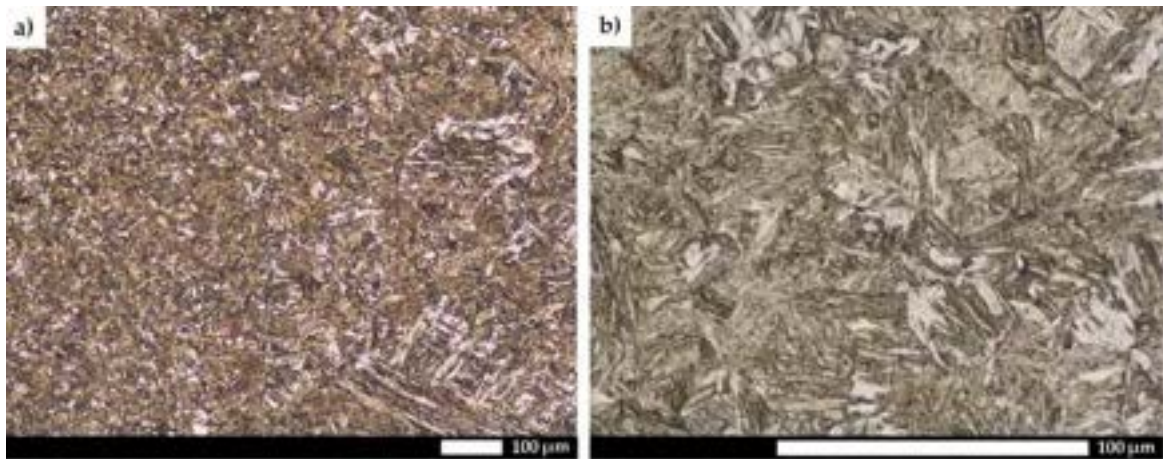
Rys. 322. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 316. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS3 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



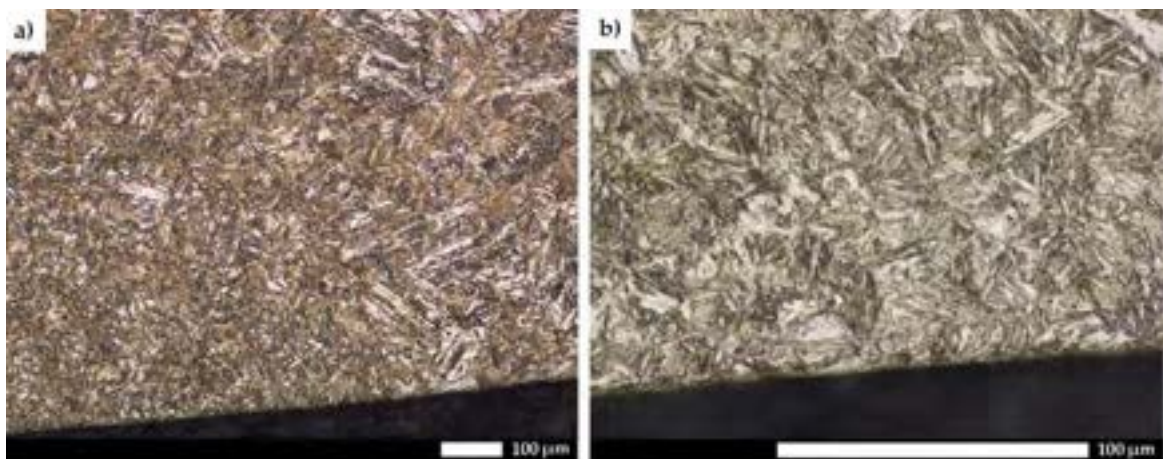
Rys. 323. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 316. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



Rys. 324. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 316. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu, liczne adyabatyczne pasma ścinania oraz częściowe stopienie pocisku. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



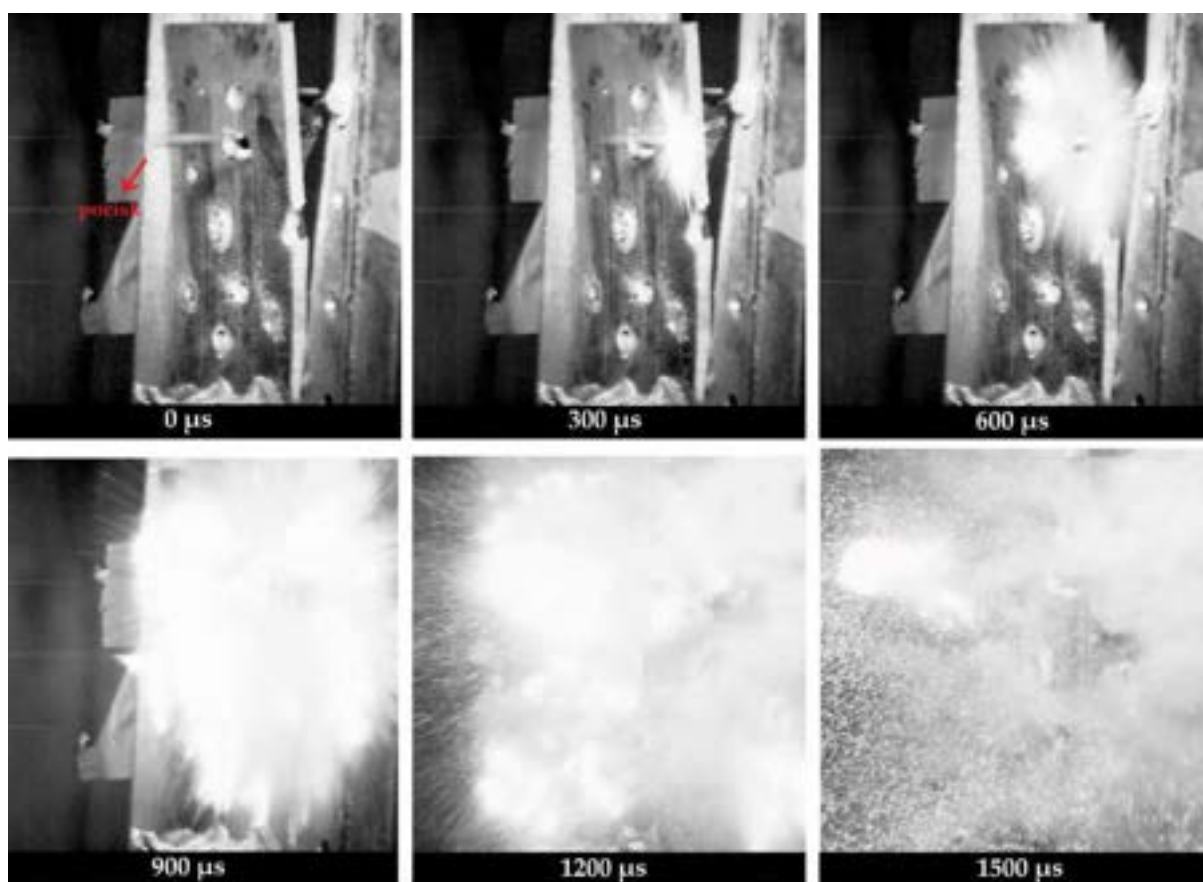
Rys. 325. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 316. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.



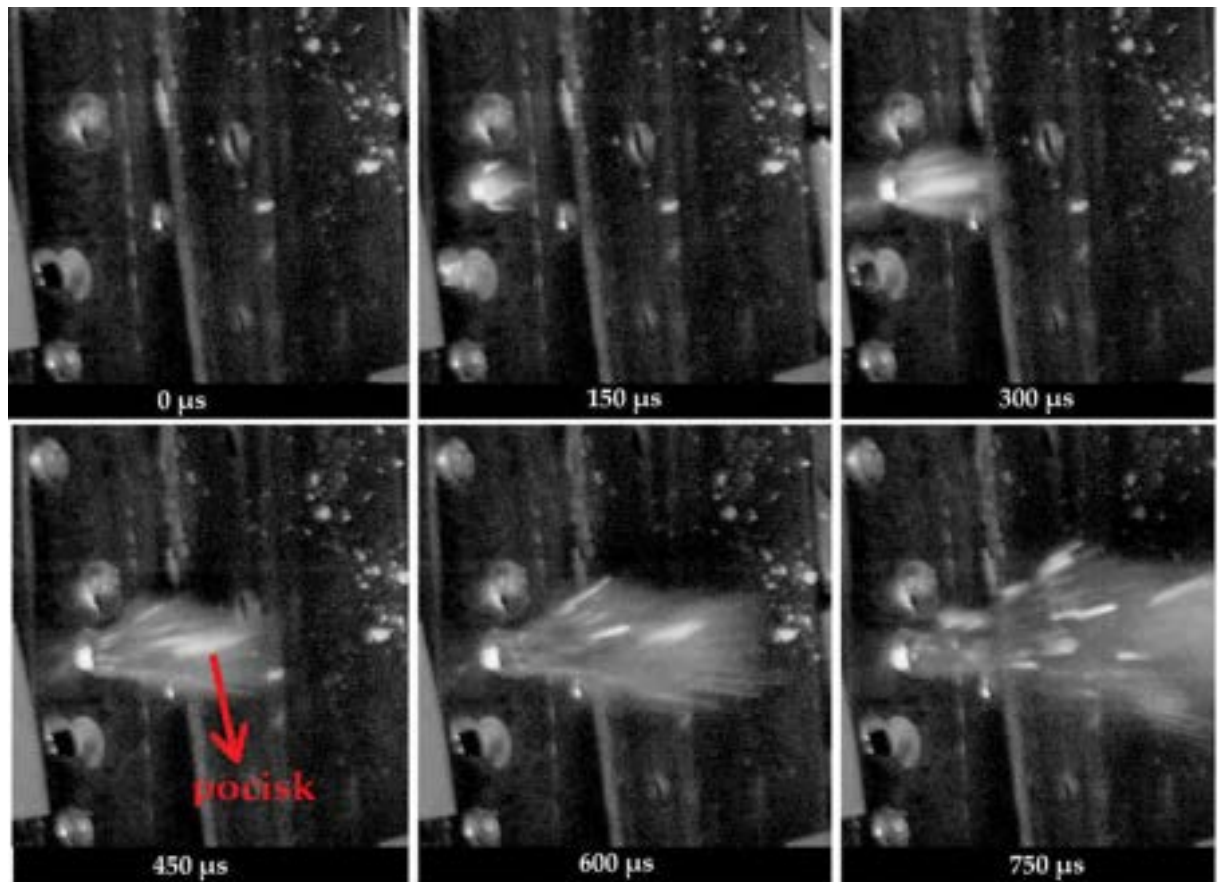
Rys. 326. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 316. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃.

7.3. ANALIZA ZAREJESTROWANYCH OBRAZÓW ZA POMOCĄ SZYBKIEJ KAMERY

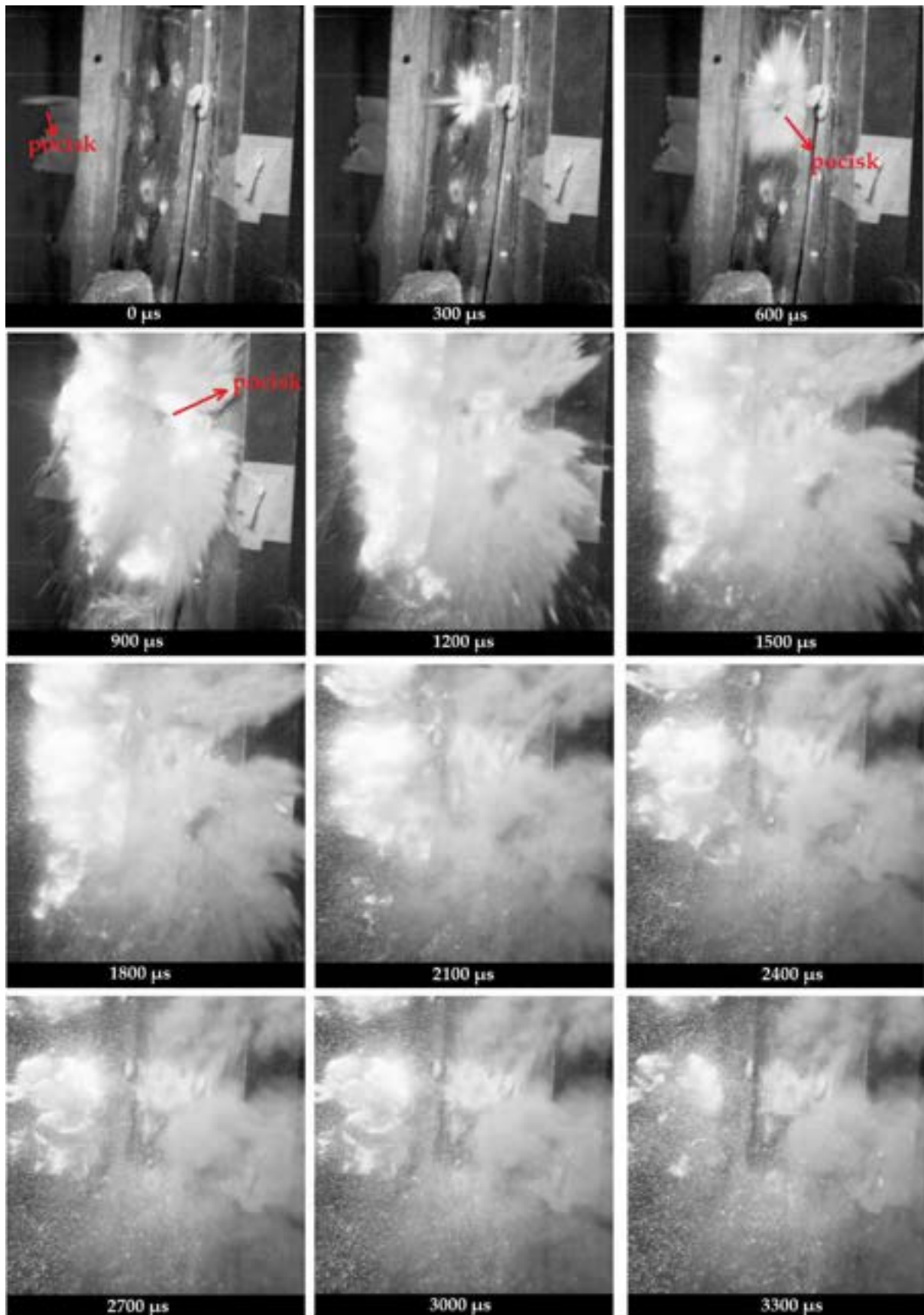
Opis zjawisk zachodzących podczas ostrzelania jest możliwy jedynie przez rejestrację filmową zjawisk szybkozmiennych. Na rys. 327–329 przedstawiono kadry z ostrzelania blachy o grubości 7 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu, zarówno od powierzchni przedniej, jak i tylnej, w przedziale klatkowym co 150 – 300 μ s. W tym przypadku, bezpośrednia reakcja oparta jest na rozpadzie pancierza na drobne odłamki, które rozpryskują się głównie od powierzchni przedniej we wszystkich kierunkach. Od powierzchni tylnej można zaobserwować wyraźniejszy wyrzut i przejście pocisku przez powstałą nieciągłość. Odwrotne zjawisko zostaje zarejestrowane dla ostrzelanego pancierza o grubości 8 mm w stanie obrobionym cieplnie, gdzie charakterystyczne jest zdeformowanie pocisku i zachowanie ciągłości strukturalnej pancierza. Dochodzi również do odłamkowania materiału osnowy, jednak zachodzące procesy są zdecydowanie mniej intensywne w porównaniu do stanu bezpośrednio po spawaniu.



Rys. 327. Zarejestrowane za pomocą szybkiej kamery obrazy zjawisk w funkcji czasu zachodzące podczas ostrzelania spawanej blachy stali Hardox 450 o grubości 7 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu. Powierzchnia przednia. Charakterystyczne odłamkowanie materiału osłony we wszystkich kierunkach.



Rys. 328. Zarejestrowane za pomocą szybkiej kamery obrazy zjawisk w funkcji czasu zachodzące podczas ostrzelania spawanej blachy stali Hardox 450 o grubości 7 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu. Powierzchnia tylna. Wyrzut odłamków materiału osnowy jest wyraźnie mniej intensywny w porównaniu do powierzchni przedniej.



Rys. 329. Zarejestrowane za pomocą szybkiej kamery obrazy zjawisk w funkcji czasu zachodzące podczas ostrzelania spawanej blachy stali Hardox 450 o grubości 8 mm w stanie obrobionym cieplnie. Powierzchnia przednia. Charakterystyczna deformacja pocisku oraz odłamkowanie materiału osłony we wszystkich kierunkach.

8. PODSUMOWANIE

W niniejszej pracy skupiono się na wyznaczeniu zależności pomiędzy wybranymi właściwościami strukturalnymi i mechanicznymi a odpornością na zużywanie ściernie stali Hardox. Ponadto, wykonano próby opracowania metody obróbki cieplnej połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme, a weryfikacji uzyskanych rezultatów dokonano na drodze badań właściwości mechanicznych i odporności na zużywanie ściernie.

Na podstawie przeprowadzonych badań wykazano, że mikrostruktura wszystkich badanych stali Hardox składa się z jednorodnego martenzytu odpuszczania z obszarami martenzytu hartowania. Analiza rozmiaru ziarna byłego austenitu wykazała, że wszystkie stale należy sklasyfikować jako drobnoziarniste. Najmniejszym średnim rozmiarem ziarna charakteryzuje się stal Hardox 600 z wartością równą 12,2 μm , natomiast dla stali Hardox 500 i Hardox Extreme są to wielkości równe odpowiednio 17,1 μm i 19,5 μm . Powyższe różnice mogą być wynikiem wyższej zawartości mikrododatków stopowych (niobu i aluminium) w stali Hardox 600, wykazujących tendencję do tworzenia faz międzymetalicznych, które blokują migrację granic ziaren.

Pod względem odporności na zużywanie ściernie w glebowej masie ścierniej dla stali Hardox 600 odnotowano najniższą wartość ubytku masowego w stosunku do innych materiałów we wszystkich rodzajach gleb. W przypadku gleby lekkiej było to mniej o ok. 1,3 razy niż w przypadku stali Hardox 500 i ok 1,6 razy mniej niż dla stali Hardox Extreme. Dla gleby średniej i ciężkiej różnice te wynosiły odpowiednio ok. 1,7 i 1,6 razy mniej w stosunku do stali Hardox 500, natomiast względem stali Hardox Extreme były to wartości mniejsze o 1,5 i 1,7 razy. Najwyższa intensywność zużywania się stali Hardox Extreme jest rezultatem niskiej plastyczności materiału, przez co głównym mechanizmem zużywania jest mikroskrawanie. Materiał ten nie wykazuje tendencji do umocnienia przez zgmiot, co jest spowodowane najwyższą zawartością węgla i wysokim stopniem umocnienia roztworowego. W przypadku stali Hardox 500 i 600 dochodzi do plastycznego „poddania się” bloków martenzytu wraz z kierunkiem działania masy ścierniej. Ponadto, odmienne cechy chemiczne i morfologiczne wpłynęły na złożone i różne sposoby zużywania omawianej grupy materiałowej. Ślady zużywania są równie intensywne we wszystkich stalach, jednak w przypadku stali Hardox 600 i Hardox 500 występują bruzdy – ziarna ścierniwa powodują spychanie i następne usuwanie materiału, natomiast dla stali Hardox Extreme dominującym mechanizmem zużywania jest mikroskrawanie. Powyższe wnioski stoją w zdecydowanej sprzeczności względem pozycji literaturowych wykazujących liniową zależność odporności na zużywanie ściernie w funkcji twardości, jednak w rzeczywistej glebowej masie ścierniej, dostępne wyniki badań często wskazują na przewagę plastyczności materiału jako parametru wpływającego na uzyskanie bardziej korzystanych wskaźników zużycia [73], [114].

Przeprowadzone badania zużywania ściernego stali Hardox w zróżnicowanych pod względem charakterystyki ośrodkach ściernych pozwalają stwierdzić, że w glebie lekkiej i średniej uzyskane wyniki cechują się powtarzalnością wyników, czego nie można zaobserwować podczas testów w glebie ciężkiej. W tym przypadku, różnica w otrzymanych wskaźnikach zużycia dla stali Hardox Extreme przekracza 100%. Dominującym mechanizmem gwarantującym najwyższe wskaźniki odporności na zużywanie w glebie lekkiej jest twardość materiału. Zależność ta musi być jednak stosowana ostrożnie – uzyskane wartości dla stali wyższej klasy (Hardox 600, Hardox Extreme) są porównywalne ze wskaźnikami otrzymanymi dla stali o twardości 500 HBW, co może być spowodowane skrawającym mechanizmem zużywania ściernego. W przypadku gleby ciężkiej, zawierającej więcej ilów powodujących spajanie cząstek ściernych, obserwuje się tendencję do obniżenia odporności na zużywanie

wraz z rosnącym poziomem twardości. W tym przypadku, zdolności umocnieniowe warstwy wierzchniej mogą zapewnić wyższą odporność na zużycie materiału o niższej twardości w porównaniu do materiału charakteryzującego się wyższymi wskaźnikami wytrzymałościowymi. Na tej podstawie można wysunąć wniosek, że twardość wpływa na rosnącą odporność na zużywanie jedynie w obecności luźnego (sypkiego) ścierniwa. Powyższe wnioski zostały potwierdzone w toku badań zużywania ściernego w obecności luźnego ścierniwa (elektrokorund), gdzie zaobserwowano liniową zależność odporności na zużycie względem twardości w obrębie tych samych struktur martenzytycznych. Wyznaczona wartość współczynnika k_b mieściła się w przedziale 1,11 – 1,36, odpowiednio dla stali Hardox 500 i Hardox Extreme. W przypadku stali Hardox 600, uzyskana wielkość współczynnika wynosiła 1,26. Należy wskazać, że dostępne pozycje literaturowe również wskazują na zachowanie liniowej zależności w funkcji twardości – odporności na zużywanie ściernie przy wykorzystaniu elektrokorundu jako środka ściernego [19], [55].

Wykonana analiza wpływu wielkości ziarna byłego austenitu na odporność na zużywanie ściernie wykazała, że wielkość ziarna byłego austenitu stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia wynosi 16,3 μm , natomiast zastosowanie najniższej temperatury austenitowania wynoszącej 850°C powoduje spadek tej wielkości do 13,0 μm . Maksymalna wartość została uzyskana po przeprowadzeniu hartowania z temperatury 1200°C ($d = 125,1 \mu\text{m}$). We wszystkich przypadkach otrzymano jednorodną strukturę martenzytyczną, jednakże obserwuje się spadki twardości z 623 HBW ($T_A = 900^\circ\text{C}$) do 593 HBW ($T_A = 1200^\circ\text{C}$). Powyższe zależności strukturalne i mechaniczne wykazują wpływ na odporność na zużywanie ściernie. Najwyższa wartość współczynnika k_b wynosi 1,37 ($T_A = 850^\circ\text{C}$), natomiast w przypadku $T_A = 850^\circ\text{C}$ jest to 1,32. Również zaobserwowane zmiany na powierzchni poddanych testom zużywania charakteryzują się coraz szerszymi wgłębieniami i znacznymi wyrwaniami materiału. Zatem można stwierdzić, że podwyższanie temperatury austenitowania wykazuje negatywny wpływ na odporność na zużywanie ściernie. Powyższe wnioski są zgodne z pozycjami literaturowymi [29], [129], w których wykazano, że rozrost ziarna struktury wpływa na wyższą wartość ubytku masowego podczas testów abrazyj, natomiast austenitowanie do temperatury 950°C jest bezpieczne w celu zachowania drobnoziarnistej struktury.

Na podstawie przeprowadzonych badań odnośnie wpływu składu chemicznego i temperatury odpuszczania na wybrane właściwości strukturalne, mechaniczne i odporność na zużywanie ściernie można stwierdzić, że różnice pomiędzy zawartością pierwiastków stopowych takich jak nikiel, chrom i molibden w przypadku stali Hardox Extreme nie wykazują znaczącego wpływu na uzyskane wyniki odporności na zużywanie ściernie. Wykazano, że wraz ze wzrostem temperatury odpuszczania zwiększa się ilość ubytej masy. Wartość współczynnika k_b stali Hardox Extreme dla dwóch analizowanych partii produkcyjnych wynosi 1,36, natomiast dla materiału poddanego zabiegom odpuszczania w temperaturze 250°C jest to 1,12, co stanowi wartość wyższą niż odporność stali Hardox 450. Podobne wnioski sformułowano w [39], [185], jednak w odróżnieniu do pozycji literaturowych [35], [38], nie uzyskano zwiększenia wskaźników odporności na zużywanie ściernie po przeprowadzeniu procesów odpuszczania. Proces zużywania ściernego stali Hardox 450 odbywa się głównie przez bruzdowanie oraz oddzielanie większych fragmentów w wyniku oddziaływania luźnych cząstek ściernych. W przypadku stali Hardox Extreme, głównym mechanizmem zużycia jest mikroskrawanie, przy czym obserwuje się także nieliczne ślady odkształcenia materiału. Po przeprowadzeniu zabiegów odpuszczania niskiego, obserwowane ślady są znacznie szersze i przejawiają się występowaniem bruzd, co świadczy o podwyższeniu cech plastycznych materiału. Należy jednak zaznaczyć, że odłamania większych fragmentów

materiału stanowią znaczny udział w zachodzących procesach ścierania. W przypadku stali Hardox Extreme, po przeprowadzeniu zabiegów odpuszczania w temperaturze 250°C, struktura złożona jest z martenzytu odpuszczania – pomimo zachowania budowy o orientacji martenzytycznej, dochodzi do wydzielenia drobnodispersyjnych węglików. Dla stali Hardox 450 nie obserwuje się znacznych zmian mikrostrukturalnych. Twardość stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia wynosi 644 HBW, natomiast podwyższanie temperatury odpuszczania powoduje gwałtowny i nieliniowy spadek, do wartości równej 504 HBW po zastosowaniu obróbki cieplnej w 250°C. Spadki twardości w przypadku stali Hardox 450 są nieznaczne, od wartości 419 HBW dla stanu wyjściowego, do 386 HBW dla stanu niskoodpuszczonego.

W obszarze linii wtopienia i strefy wpływu ciepła, mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie bezpośrednio po spawaniu jest zróżnicowana i składa się z sorbitu, troostytu i martenzytu hartowania oraz nierównowagowych ziaren ferrytu. Materiał spoiny charakteryzuje się mikrostrukturą ferrytu iglastego i struktury Widmanstättena. Złącze spawane w stanie znormalizowanym we wszystkich charakterystycznych strefach wykazują strukturę ferrytyczno-perlityczną z zachowaną pasmowością zgodnie z kierunkiem walcowania lub krystalizacji dendrytycznej. Miejscowo diagnozuje się obecność obszarów perlitu zdegradowanego. Obróbka cieplna, uwzględniająca proces normalizowania, hartowania w wodzie z temperatury 950°C i niskiego odpuszczania umożliwiła odtworzenie struktury materiału rodzimego, złożonej z martenzytu listwowego, wzdłuż całego przekroju połączenia spawanego. Pomiary twardości wykonane wzdłuż przekroju połączenia spawanego w stanie dostarczenia potwierdzają niekorzystne zmiany zachodzące w materiale podczas spawania. Obserwuje się spadek twardości z 375 HV w obszarze strefy wpływu ciepła do wartości 200 HV w materiale spoiny. Obróbka cieplna pozwoliła na uzyskanie twardości wyższej niż 400 HV wzdłuż całego przekroju spoiny.

Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie bezpośrednio po spawaniu w obszarze materiału spoiny złożona jest z martenzytu zblokowanego, martenzytu odpuszczonego, bainitu i troostytu hartowania. W odniesieniu do linii wtopienia, obok wymienionych powyżej struktur, można zauważyć ponadto ziarna ferrytu. W przypadku strefy wpływu ciepła obserwuje się drobno- i gruboiglasty martenzyt hartowania oraz gruboiglasty martenzyt odpuszczania, natomiast w obszarach o mniejszym stopniu przechłodzenia występuje także bainit oraz troostyt. W strefie międzykrytycznej zarejestrowane mikrostruktury uwzględniają martenzyt, a także bainit i troostyt hartowania. Po przeprowadzeniu wyżarzania normalizującego, we wszystkich charakterystycznych strefach diagnozuje się obecność troostytu hartowania oraz ferrytu listwowego (bainitycznego lub Widmanstättena), o stosunku faz i budowie zależnej od zawartości węgla w poszczególnych obszarach. Po przeprowadzeniu kompleksowych zabiegów obróbki cieplnej, uwzględniających procesy normalizowania oraz hartowania w oleju z temperatury 850°C, możliwe jest odtworzenie jednorodnej struktury martenzytycznej w całej objętości połączenia spawanego. Również w odniesieniu do zmian właściwości mechanicznych, zbadana twardość materiału spoiny w stanie bezpośrednio po spawaniu wynosi 340 HV, natomiast materiał w stanie obrobionym cieplnie charakteryzuje się twardością na poziomie 500 HV.

W stanie bezpośrednio po spawaniu, połączenie spawane stali Hardox 450 charakteryzuje się średnią wytrzymałością na rozciąganie $R_m = 677$ MPa, co stanowi w przybliżeniu 85% deklarowanej wytrzymałości materiału stopiwa oraz niecałe 50% wytrzymałości materiału rodzimego. Pomimo bardzo niskich wskaźników udarnościoowych w obniżonych temperaturach, a także niezadowalających cech wytrzymałościowych, połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie bezpośrednio po spawaniu,

charakteryzowało się relatywnie wysokimi wskaźnikami określającymi właściwości plastyczne, tj. wydłużeniem $A = 22,9\%$ oraz przewężeniem $Z = 50,4\%$. Uzyskane rezultaty badań prowadzą do konstatacji, iż statyczna próba rozciągania nie może stanowić miarodajnej oceny jakościowej połączeń spawanych rozpatrywanej stali w stanie bezpośrednio po spawaniu. Zachodzące podczas spawania przemiany strukturalne wywołały w badanym połączeniu drastyczne obniżenie parametrów udarnościowych. Powyższy wniosek przede wszystkim odnosi się do obniżonych temperatur badania. W stosunku do temperatury otoczenia, w której udarność połączenia spawanego nie budziła najmniejszych wątpliwości ($KCV_{+20} = 130 \text{ J/cm}^2$), obniżenie bariery temperaturowej do -40°C , wywołało w rozpatrywanym przypadku uzyskanie wartości kształtujących się poniżej progu kruchości, na poziomie $KCV_{-40} = 17 \text{ J/cm}^2$. Uzyskana w tym przypadku wartość znacząco odbiega zarówno od udarności stopiwa ($KCV_{-40} = 94 \text{ J/cm}^2$), jak i materiału rodzimego ($KCV_{-40} = 62,5 \text{ J/cm}^2$). Taki stan rzeczy przede wszystkim należy tłumaczyć niekorzystnymi zjawiskami strukturalnymi występującymi na linii wtopienia połączenia spawanego stali Hardox 450. Potwierdzeniem wyników badań udarnościowych są rezultaty badań fraktograficznych. Materiał w stanie dostarczenia wykazuje cechy przełomu mieszanego – plastycznego, quasi-łupliwego i kruchego, natomiast w stanie obrobionym cieplnie charakteryzuje się właściwościami przełomu plastycznego i lokalnie quasi-kruchego. Połączenie spawane poddane próbie udarnościowej w ujemnej temperaturze w każdym z analizowanych stanów zachowuje budowę przełomu łupliwego, z charakterystyczną rzeźbą rzek i identyfikowalnymi granicami ziaren. W stanie obrobionym cieplnie można ponadto zaobserwować plastyczne naderwania.

Przeprowadzone w stosunku do połączenia spawanego stali Hardox 450 zabiegi cieplne, polegające na normalizowaniu w temperaturze 900°C oraz hartowaniu z temperatur w zakresie $900 - 1200^\circ\text{C}$ wywołały w badanym materiale zdecydowane podwyższenie wskaźników wytrzymałościowych (R_m) oraz plastycznych (A oraz Z), odnotowując jedynie nieznaczne różnice pomiędzy nimi, będące funkcją podwyższonej temperatury austenitzowania. Wygrzewanie połączenia spawanego przed hartowaniem w przedziale $900 - 1200^\circ\text{C}$ pozwoliło na uzyskanie parametrów mechanicznych, kształtujących się w następujących (odpowiednio do temperatury) przedziałach: $R_m = 1293 - 1224 \text{ MPa}$, $A = 22,9 - 18,5\%$ oraz $Z = 56,8 - 50,4\%$. Można zatem przyjąć, iż zastosowane zabiegi cieplne, w najbardziej niekorzystnym przypadku, pozwoliły na uzyskanie wytrzymałości na rozciąganie połączenia spawanego badanej stali, przekraczającej 85% wytrzymałości materiału rodzimego. Można zarazem dodać, iż zaobserwowany stan rzeczy bardzo dobrze koresponduje z uzyskanymi przebiegami zmian twardości w obrębie całego połączenia spawanego stali Hardox 450.

Pomimo uzyskania w wyniku przeprowadzonych zabiegów cieplnych bardzo korzystnych cech wytrzymałościowych, analogicznie jak w przypadku stanu dostarczenia, wyniki statycznej próby rozciągania nie pozwalają na sformułowanie miarodajnej oceny zachowania się połączenia spawanego badanej stali w rzeczywistych warunkach eksploatacyjnych. Takie stwierdzenie bezpośrednio poparte jest również uzyskanymi wynikami badań udarnościowych. Można wskazać, iż wzrost temperatury austenitzowania wywołuje bardzo wyraźny spadek parametrów udarnościowych. Taki stan rzeczy ma miejsce zarówno w temperaturze otoczenia, jak i obniżonej. W wyniku przeprowadzonych dociekań wykazano, że dla próby udarnościowej realizowanej w $+20^\circ\text{C}$, austenitzowanie w przedziale temperatur $900 - 1200^\circ\text{C}$ pozwoliło na uzyskanie udarności odpowiednio w przedziale $KCV_{+20} = 110 - 51 \text{ J/cm}^2$. Należy przy tym zaznaczyć, że w żadnym rozpatrywanym przypadku połączenie spawane nie wykazywało wyraźnego przejścia poniżej progu kruchości. Wpływ podwyższonej temperatury austenitzowania na charakterystykę udarnościową rozpatrywanego połączenia spawanego odnotowano

natomiast w obniżonej temperaturze badania. W opisywanym powyżej przedziale temperatur wygrzewania przed hartowaniem, uzyskany zakres udarności, kształtował się odpowiednio w przedziale $KCV_{40} = 38 - 15 \text{ J/cm}^2$. W tym przypadku, próg kruchości zdecydowanie uwidacznia się już przy temperaturze austenitowania wynoszącej 1000°C .

Przedstawione powyżej rozważania, głównie dotyczące udarności połączenia spawanego stali Hardox 450, mają swoje odzwierciedlenie w wynikach przeprowadzonej analizy rozrostu ziarna byłego austenitu. Można stwierdzić, że w stanie bezpośrednio po spawaniu, materiał rodzimy charakteryzuje się średnim rozmiarem ziarna byłego austenitu wynoszącym $15,7 \mu\text{m}$. Przeprowadzenie zabiegów hartowania z temperatur w zakresie $900 - 1000^\circ\text{C}$ nie wywołało w tym przypadku znaczących zmian wielkości ziarna, którego rozmiar można określić w przybliżeniu na $22 \mu\text{m}$. Dopiero hartowanie z wyższych temperatur, tj. 1100°C i 1200°C powoduje gwałtowny wzrost średniej wielkości ziarna, odpowiednio do $28,2 \mu\text{m}$ i $41,9 \mu\text{m}$. Materiał stopiwa, oznaczany jako MS1 i MS2, charakteryzuje się najdrobniejszym i jednocześnie nieregularnym rozmiarem ziarna byłego austenitu. Najliczniejsze są ziarna o wielkości mniejszej niż $10 \mu\text{m}$, a średni ich rozmiar jest równy $9,7 \mu\text{m}$ (MS1) i $9,3 \mu\text{m}$ (MS2). W materiale stopiwa, w wyniku przeprowadzenia procesów hartowania z zakresu temperatur $900 - 1200^\circ\text{C}$, obserwuje się przyrost średniej wielkości ziarna od $11,1$ do $34,6 \mu\text{m}$ dla MS1 i od $8,3$ do $33,1 \mu\text{m}$ dla MS2. Należy jednak zaznaczyć, że uzyskane wartości są nieco mniejsze od analogicznych wartości w materiale rodzimym. Linia wtopienia pomiędzy poszczególnymi warstwami spoiny (oznaczana jako MS3), charakteryzuje się nieregularnym rozrostem ziarna, będącym efektem ograniczonej możliwości przekrystalizowania. Uzyskane wartości są albo mniejsze od tych otrzymanych w sąsiednich strefach MS1 i MS2, albo do nich zbliżone. Natomiast najbardziej newralgiczna z punktu widzenia właściwości udarnościowych strefa linii wtopienia, oznaczona jako LW, charakteryzuje się znacznym zróżnicowaniem wielkości ziarna ze średnią wartością zbliżoną do tej w materiale stopiwa (MS1 i MS2). Taki stan rzeczy w tej strefie obserwuje się we wszystkich analizowanych przypadkach temperatur austenitowania. Natomiast w przypadku strefy wpływu ciepła, średni rozmiar ziarna, zarówno w stanie dostarczenia, jak i hartowanym z zakresu temperatur $900 - 1200^\circ\text{C}$, koresponduje z analogicznymi wartościami w materiale rodzimym, co świadczy o braku tendencji do rozrostu ziarna w tym obszarze w wyniku oddziaływania podwyższonej temperatury.

Badania tribologiczne wykazały, że współczynnik względnej odporności na ścieranie k_b względem normalizowanej stali C45 wynosi $0,91$ i $1,14$, odpowiednio dla połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie bezpośrednio po spawaniu i obrobionego cieplnie (poddanego normalizowaniu i hartowaniu z temperatury równej 950°C). W przypadku materiału rodzimego odnotowuje się wartość pośrednią współczynnika k_b , równą $0,98$. Badania zużywania ściernego w naturalnych mineralnych masach ściernych potwierdziły powyższe wnioski i wykazały, że złącze spawane poddane post obróbce cieplnej wykazuje mniejszy ubytek masy niż materiał rodzimy oraz złącze niepoddane takiej obróbce. W glebie średniej ubytek masy złącza w stanie obrobionym cieplnie był o 36% mniejszy niż złącza niepoddanego obróbce i o 25% mniejszy niż materiału rodzimego. W glebie lekkiej wartości te wyniosły odpowiednio 20% i 11% . Powyższe wnioski są zgodne z rezultatami przedstawionymi w pierwszej części badawczej pracy, zgodnie z którymi pewna doza plastyczności materiału jest wskazana w celu zapewnienia wysokiej odporności na zużywanie ściernie w przypadku gleb stawiających większy opór. Również badania odporności na zużywanie ściernie złączy spawanych stali Hardox Extreme potwierdziły negatywny wpływ przeprowadzonych procesów spawalniczych na uzyskane wartości zużycia. W przypadku złącza spawanego w stanie bezpośrednio po spawaniu, uzyskana wartość współczynnika k_b wynosi $0,96$. Po przeprowadzeniu zabiegów obróbki

cieplnej obserwuje się wzrost powyższej wartości do 1,23. Uzyskanie zadowalających wskaźników mechanicznych i odporności na zużywanie ściernie połączeń spawanych stali Hardox Extreme jest możliwe również poprzez zastosowanie zabiegów wytrzymywania izotermicznego w temperaturze 250°C w czasie 180 – 330 min, po uprzednim nagraniu materiału do temperatury austenitowania równej 850°C. W tym przypadku, otrzymane wartości wytrzymałości R_m kształtują się na poziomie 1432 – 1488 MPa. Uzyskana udarność mieści się w zakresie $KCV_{+20} = 36,2 - 47,5 \text{ J/cm}^2$ oraz $KCV_{-40} = 35,7 - 47,0 \text{ J/cm}^2$, co w każdym przypadku (również w temperaturze obniżonej) stanowi wartość wyższą niż granica kruchości. W odniesieniu do wyznaczonej wartości współczynnika k_b równej 1,02 – 1,04 (porównywalnej z odpornością stali Hardox 450), należy uznać, że złącze spawane stali Hardox Extreme w stanie obrobionym cieplnie metodą hartowania izotermicznego wykazuje zadowalającą odporność na zużywanie ściernie. Należy jednak wskazać, że dostępne wyniki badań wskazujące na przewagę bainitu nad odpuszczonym martenzytem w zakresie odporności na zużywanie ściernie [43] są w tym przypadku nieadekwatne – zestawiając wartości uzyskane dla materiału stopiwa wygrzewanego izotermicznie a odpuszczonego w temperaturze 250°C, obserwuje się w tej kwestii zdecydowaną przewagę struktur odpuszczonych ($k_b = 1,08 - 1,11$).

Przeprowadzone testy balistyczne spawanych blach stali Hardox 450 wykazały, że w przypadku ostrzelania amunicją pośrednią 7,62 × 39 mm nb. wz. 43 z poc. PS, grubość blachy równa 4 – 5 mm stanowi wartość graniczną, zapewniającą zachowanie ciągłości materiałowej. W przypadku blachy o grubości 4 mm, dla materiału w stanie bezpośrednio po spawaniu we wszystkich charakterystycznych strefach złącza spawanego obserwuje się przebicie na tzw. korek, natomiast materiał w stanie obrobionym cieplnie wykonuje pracę plastyczną, definiowaną przez powstanie kraterów ciągliwych. Zaobserwowane zmiany mikrostrukturalne dla blachy o grubości 5 mm we wszystkich reprezentatywnych obszarach (A – C) powstałych wybrzuszeń są do siebie zbliżone. W strefie przypowierzchniowej obserwuje się rozkład hierarchicznej budowy struktury martenzytowej na ukierunkowaną. W strefie centralnej diagnozuje się obecność przeważnie nieodkształconej struktury drobnolistwowego martenzytu odpuszczania, natomiast struktura warstwy przypowierzchniowej od strony tylnej złożona jest z wydłużonych bloków martenzytu. Dla amunicji karabinowej 7,62×54R mm nb. kb. ŁPS, w przypadku blach o grubości 6 i 7 mm obserwuje się we wszystkich strefach złącza spawanego dla dwóch stanów obróbki cieplnej przebicie na tzw. korek. W strefie materiału stopiwa można ponadto zaobserwować płatkowanie. Zachowanie bezpieczeństwa i ciągłości materiałowej we wszystkich charakterystycznych strefach jest możliwe przy zastosowaniu blach o grubości 8 mm w stanie obrobionym cieplnie. Zarejestrowane zmiany strukturalne uwzględniają odkształcenie martenzytu, częściowe stopienie pocisku, a także znaczną ilość adiabatycznych pasm ścinania, mogących stanowić źródło inicjujące proces dekohezji.

9. WNIOSKI

W wyniku przeprowadzonych badań, w odniesieniu do punktu 2 niniejszej rozprawy sformułowano 14 wniosków o charakterze poznawczym (naukowym) i 4 wnioski o charakterze aplikacyjnym.

9.1. Wnioski o charakterze poznawczym:

1. Materiały wysokowytrzymałe mogą wykazywać mniej korzystne wskaźniki zużycia ściernego w porównaniu do stali o niższej twardości ze względu na występowanie mechanizmu zużycia przez mikroskrwanie, co skutkuje ubytkiem masy. Materiały o niższych właściwościach mechanicznych ulegają odkształceniu plastycznemu i zużyciu przez brzdowanie, co nie przekłada się na liniową odporność na zużywanie ściernie w funkcji twardości w przypadku oceny jedynie przez wartość ubytku masowego.
2. W przypadku luźnego ścierniwa (elektrokorund lub lekka masa glebowa), twardość wykazuje przeważnie dominujący wpływ na uzyskane wartości zużycia ściernego. W obecności gleby ciężkiej, materiały charakteryzujące się pewną dozą plastyczności wykazują bardziej korzystne wskaźniki zużycia. Powyższa zależność może zostać usprawiedliwiona charakterystyką ścierniwa – w przypadku gleb ciężkich, ziarna ściernie oddziałują większą siłą z badaną powierzchnią ze względu na ich spojenie, wobec czego ich penetracja jest głębsza. Materiały wówczas, zależnie od ich właściwości wytrzymałościowych, wykruszają się lub odkształcają plastycznie.
3. Niskostopowe stale martenzytyczne należą do grupy stali drobnoziarnistych. W przypadku stali Hardox Extreme, obserwuje się wzrost wielkości ziarna z 16,3 μm dla stanu dostarczenia do 125,1 μm dla materiału poddanego austenitzowaniu w temperaturze równej 1200°C. We wszystkich przypadkach uzyskana zostaje jednorodna struktura martenzytyczna, natomiast udarność dla każdego analizowanego wariantu obróbki cieplnej kształtuje się poniżej wartości 35 J/cm².
4. Wielkość ziarna byłego austenitu wykazuje wpływ na uzyskane wskaźniki zużycia. W przypadku stali Hardox Extreme obserwuje się spadek wartości współczynnika k_b z 1,37 do 1,32 wraz ze wzrostem wielkości ziarna z 13,1 do 125,1 μm .
5. Zastosowanie zabiegów odpuszczania wobec stali Hardox Extreme w zakresie temperaturowym 100 – 250°C powoduje spadek twardości z 644 do 504 HBW i wartości współczynnika k_b z 1,37 dla stanu dostarczenia do 1,12 dla stanu niskoodpuszczonego w temperaturze 250°C. Otrzymane wartości są wyższe od wskaźników wyznaczonych dla stali Hardox 450.
6. Przeprowadzona analiza rozrostu ziarna byłego austenitu w charakterystycznych strefach złącza spawanego stali Hardox 450 wykazała, że w strefie materiału stopiwa w każdym przypadku obserwuje się mniejszą wielkość ziarna w porównaniu do wartości otrzymanych dla materiału rodzimego i gruboziarnistego obszaru strefy wpływu ciepła. Rozrost ziarna struktury wpływa przede wszystkim na obniżenie odporności na obciążenia udarowościowe, z wartości KCV równej 110 J/cm² do 51 J/cm², odpowiednio dla materiału poddanego austenitzowaniu w temperaturze 900°C i 1200°C.
7. Spawanie stali Hardox 450 powoduje uzyskanie zróżnicowanych struktur zarówno w strefie materiału stopiwa, jak i strefie wpływu ciepła. Dla materiału stopiwa obserwuje się przede wszystkim obecność ferrytu iglastego i troostytu hartowania,

natomiast w przypadku strefy wpływu ciepła dochodzi do utworzenia bainitu, martenzytu, a także sorbitu i troostytu hartowania. W odniesieniu do niekorzystnych zmian strukturalnych, wytrzymałość R_m złącza spawanego w stanie bezpośrednio po spawaniu wynosi 677 MPa, co stanowi w przybliżeniu 50% wytrzymałości materiału stopiwa.

8. W przypadku stali Hardox Extreme, przeprowadzone zabiegi spawalnicze powodują otrzymanie zróżnicowanych struktur w strefie materiału stopiwa, w tym martenzytu zblokowanego, bainitu i troostytu hartowania. W obszarze strefy wpływu ciepła występuje głównie gruboiglasty martenzyt hartowania. Taka struktura wpływa na obniżenie właściwości mechanicznych i spadek twardości w strefie materiału stopiwa do 340 HV, co stanowi w przybliżeniu 60% wartości materiału rodzimego.
9. Przeprowadzenie kompleksowych zabiegów obróbki cieplnej umożliwia podwyższenie właściwości mechanicznych złączy spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme. Otrzymane wartości twardości w strefie materiału stopiwa wynoszą odpowiednio 400 i 500 HV, co w każdym przypadku odpowiada w przybliżeniu 85% wartości materiału rodzimego.
10. Dla stali Hardox 450 po przeprowadzeniu zabiegów spawalniczych obserwuje się spadek udarności połączenia spawanego w stanie bezpośrednio po spawaniu z $KCV = 130,3 \text{ J/cm}^2$ w temperaturze otoczenia do $KCV = 17 \text{ J/cm}^2$ w temperaturze -40°C . Po przeprowadzeniu obróbki cieplnej udarność połączenia spawanego w analogicznych jak powyżej temperaturach wynosi odpowiednio: $KCV_{+20} = 69 \text{ J/cm}^2$ i $KCV_{-40} = 28,3 \text{ J/cm}^2$, co pozwala zakwalifikować połączenie spawane jako zdecydowanie bezpieczniejsze w stosunku do stanu bezpośrednio po spawaniu, szczególnie w warunkach obciążeń dynamicznych i obniżonej temperaturze. W odniesieniu do wytrzymałości R_m , po przeprowadzeniu obróbki cieplnej obserwuje się wzrost uzyskanych wartości do 1245 MPa, co stanowi 87% wytrzymałości materiału rodzimego.
11. Badania fraktograficzne przełomu udarnościowego stali Hardox 450 w stanie bezpośrednio po spawaniu wykazały obecność cech przełomu mieszanego – plastycznego, quasi-łupliwego i kruchego, natomiast w stanie obrobionym cieplnie powierzchnia charakteryzuje się właściwościami przełomu plastycznego i lokalnie quasi-kruchego. Przeprowadzone badania w temperaturze ujemnej równej -40°C w każdym przypadku wskazały na występowanie cech przełomu łupliwego.
12. Badania odporności na zużywanie ścierne złączy spawanych stali Hardox 450 nie wykazały liniowej zależności odporności na zużywanie ścierne w funkcji twardości. W tym przypadku, korzystniejsze właściwości materiału stopiwa w porównaniu do materiału rodzimego należy wytłumaczyć mniejszą wielkością ziarna byłego austenitu oraz odkształceniem plastycznym materiału stopiwa.
13. W przypadku badań odporności na zużywanie ścierne wykazano, że po przeprowadzeniu kompleksowych zabiegów obróbki cieplnej można podnieść uzyskane wskaźniki zużycia ściernego złączy spawanych stali Hardox Extreme do wartości porównywalnych z otrzymanymi dla materiału rodzimego stali Hardox 600.
14. Mikrostruktura materiału stopiwa i materiału rodzimego stali Hardox Extreme po przeprowadzeniu zabiegów wygrzewania izotermicznego w temperaturze 350°C złożona jest głównie z bainitu oraz martenzytu zblokowanego. Wraz z obniżaniem temperatury wygrzewania wzrasta udział martenzytu odpuszczania a maleje martenzyt hartowania. Najkorzystniejsze wskaźniki wytrzymałości R_m

i odporności na zużywanie ściernie uzyskuje się po zastosowaniu temperatury wygrzewania równej 250°C.

9.2. Wnioski o charakterze użytkowym:

1. Możliwe jest odpowiednie przeprowadzenie zabiegów obróbki cieplnej połączeń spawanych stali Hardox 450, które skutkują podwyższeniem właściwości wytrzymałościowych, odporności na zużywanie ściernie oraz obciążenia balistyczne.
W tym przypadku, rekomendowane zabiegi uwzględniają normalizowanie (900°C, 60 min), austenityzowanie (950°C, 20 min) oraz następne hartowanie w wodzie i odpuszczanie w 100°C przez czas 5h.
2. W przypadku amunicji karabinowej 7,62×54R mm nb. kb. ŁPS, grubość blachy stali Hardox 450 równa 8 mm stanowi wartość zapewniającą zachowanie ciągłości materiałowej z odległości 10 m. W przypadku amunicji pośredniej 7,62 × 39 mm nb. wz. 43 z poc. PS, dla analogicznych warunków testów, rekomendowana grubość wynosi 5 mm. W związku z powyższym, stal Hardox 450 może zostać wykorzystana na zabudowę balistyczną pojazdów, w których poszczególne elementy są łączone technikami spawalniczymi.
3. Możliwe jest również podniesienie właściwości mechanicznych przez wykonanie zabiegów hartowania izotermicznego złączy spawanych stali Hardox Extreme. W tym przypadku, zastosowanie temperatury austenityzowania równej 950°C i następne wygrzewanie w 250°C w czasie 180 – 330 min powoduje uzyskanie porównywalnych wskaźników wytrzymałości R_m i odporności na zużywanie ściernie z otrzymanymi dla stali Hardox 450.
4. Na podstawie uzyskanych rezultatów badań można stwierdzić, że możliwe jest podwyższenie właściwości użytkowych (wynikających z parametrów mechanicznych) w obszarze strefy wpływu ciepła i materiału stopiwa stali Hardox 450 i Hardox Extreme.

WYKAZ TABEL

Tabela 1. Podstawowe miary zużycia [6].	14
Tabela 2. Narażenia na tribologiczne mechanizmy zużycia podczas różnych operacji przemysłowych [6].	16
Tabela 3. Skład chemiczny stali Hardox® wg danych producenta [69].	31
Tabela 4. Wybrane właściwości mechaniczne stali Hardox® wg danych producenta [69]. TT – próba w poprzek do kierunku walcowania; LT – próba wzdłuż do kierunku walcowania; BD – brak danych. * - wartości niegwarantowane.	31
Tabela 5. Skład chemiczny stali Raex® wg danych producenta [75].	34
Tabela 6. Wybrane właściwości mechaniczne stali Raex® wg danych producenta [75].	34
Tabela 7. Skład chemiczny stali XAR® wg danych producenta [16]. N – stan normalizowany; A+T – stan po hartowaniu i odpuszczaniu; BD – brak danych.	35
Tabela 8. Wybrane właściwości mechaniczne stali XAR® wg danych producenta [16]. BD – brak danych.	35
Tabela 9. Nominalny skład chemiczny stali Perdur® wg danych producenta [80].	36
Tabela 10. Wybrane właściwości mechaniczne stali Perdur® wg danych producenta [80].	36
Tabela 11. Nominalny skład chemiczny stali TBL® wg danych producenta [81].	37
Tabela 12. Wybrane właściwości mechaniczne stali TBL® wg danych producenta [81].	37
Tabela 13. Zmiany twardości warstwy wierzchniej stali Creusabro w wyniku umocnienia zgniotem [83].	38
Tabela 14. Skład chemiczny stali Creusabro® wg danych producenta [83].	39
Tabela 15. Wybrane właściwości mechaniczne stali Creusabro® wg danych producenta [83]. BD – brak danych.	39
Tabela 16. Nominalny skład chemiczny stali Relia® wg danych producenta [83].	40
Tabela 17. Wybrane właściwości mechaniczne stali Relia® wg danych producenta [83].	40
Tabela 18. Skład chemiczny stali Armox® wg danych producenta [95].	43
Tabela 19. Wybrane właściwości wytrzymałościowe stali Armox® wg danych producenta [95]. TT – próba w poprzek kierunku walcowania; BD – brak danych.	43
Tabela 20. Skład chemiczny stali Ramor® wg danych producenta [95].	44
Tabela 21. Wybrane właściwości wytrzymałościowe stali Ramor® wg danych producenta [94]. Gdzie: TT – próba w poprzek kierunku walcowania; BD – brak danych.	44
Tabela 22. Skład chemiczny oraz równoważniki węgla blach ze stali Hardox® 450. DP – dane producenta [69], DL – dane literaturowe, na podstawie [134], # - grubość blachy, CEV – równoważnik zawartości węgla zgodnie z IIW, CET – równoważnik zawartości węgla zgodnie z SS-EN 1011-2, BD – brak danych.	56
Tabela 23. Skład chemiczny stali Hardox® 450. DP – dane producenta [69], DL – dane literaturowe, na podstawie [134], # - grubość blachy, BD – brak danych.	56
Tabela 24. Skład chemiczny oraz równoważniki węgla blach ze stali Hardox® Extreme. DP – dane producenta [69], DL – dane literaturowe, na podstawie [67], # - grubość blachy, CEV – równoważnik zawartości węgla zgodnie z IIW, CET – równoważnik zawartości węgla zgodnie z SS – EN 1011-2, BD – brak danych.	57
Tabela 25. Skład chemiczny stali Hardox® Extreme. DP – dane producenta [69], DL – dane literaturowe, na podstawie [67], # - grubość blachy, BD – brak danych.	57
Tabela 26. Klasyfikacja materiałów spawalniczych dla trudnościeralnej blachy Hardox® wraz z przykładowymi rodzajami stopiw i ich właściwościami na przykładzie marki ESAB® [155].	58
Tabela 27. Klasyfikacja austenitycznych materiałów spawalniczych dla trudnościeralnej blachy Hardox® wraz z przykładowymi rodzajami stopiw i ich właściwościami na przykładzie marki ESAB® [155].	59
Tabela 28. Skład chemiczny analizowanych stali Hardox. DP – dane producenta [69], DL – dane literaturowe – na podstawie [67], [134].	65
Tabela 29. Właściwości stopiwa wykorzystanego do wykonania połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme. $R_{p0,2}$ – granica plastyczności, A_4 – wydłużenie względne przy zerwaniu, KCV_{-40} – udarność w temperaturze -40 °C [181].	66

Tabela 30. Szczegółowe parametry obróbki cieplnej uwzględniającej analizę wielkości ziarna byłego austenitu stali Hardox 500, 600, Extreme.	67
Tabela 31. Szczegółowe parametry obróbki cieplnej uwzględniającej analizę rozrostu ziarna byłego austenitu stali Hardox Extreme. A – austenitzowanie.....	67
Tabela 32. Szczegółowe parametry obróbki cieplnej uwzględniającej zabiegi odpuszczania stali Hardox Extreme. HE-I/HE-II – Hardox Extreme, O – odpuszczanie.	67
Tabela 33. Szczegółowe parametry zabiegów cieplnych zastosowanych dla stali Hardox 450 oraz jej połączeń spawanych. Nr 1-6 – próbki poddane badaniom wytrzymałościowym i udarowościowym, Nr 7-12 – próbki poddane analizie rozrostu ziarna byłego austenitu. D – stan bezpośrednio po spawaniu; N – stan po normalizowaniu; H – stan po hartowaniu; A – stan po austenitzowaniu.....	68
Tabela 34. Szczegółowe parametry obróbki cieplnej połączeń spawanych stali Hardox 450.	68
Tabela 35. Szczegółowe parametry zabiegów cieplnych zastosowanych dla stali Hardox Extreme oraz jej połączeń spawanych. D – stan bezpośrednio po spawaniu; N – stan po normalizowaniu; A – stan po austenitzowaniu; O – stan po odpuszczaniu.....	68
Tabela 36. Charakterystyka glebowej masy ścierniej.	74
Tabela 37. Charakterystyka glebowej masy ścierniej.	74
Tabela 38. Charakterystyka glebowej masy ścierniej.	74
Tabela 39. Wykaz parametrów przeprowadzonych badań balistycznych.	75
Tabela 40. Skład chemiczny i wyniki pomiarów twardości analizowanych stali trudnościeralnych [% wag.].	79
Tabela 41. Skład chemiczny dwóch partii produkcyjnych stali Hardox Extreme. HE-I – na podstawie [67].	94
Tabela 42. Skład chemiczny materiału stopiwa na przekroju poprzecznym złącza spawanego stali Hardox 450. X,Y,Z—miejsca oznaczone na rys. 28, w których została wykonana analiza chemiczna, CEV — równoważnik węgla według IIW, CET — równoważnik węgla według SS-EN 1011-2.....	115
Tabela 43. Skład chemiczny materiału stopiwa na przekroju poprzecznym złącza spawanego stali Hardox Extreme. X,Y,Z—miejsca oznaczone na rys. 28., w których została wykonana analiza chemiczna, CEV — równoważnik węgla według IIW, CET — równoważnik węgla według SS-EN 1011-2.....	115
Tabela 44. Wybrane właściwości wytrzymałościowe połączeń spawanych stali Hardox 450 w stanie bezpośrednio po spawaniu oraz po kompleksowej obróbce cieplnej: R _m – wytrzymałość na rozciąganie w temperaturze otoczenia, A – wydłużenie względne przy zerwaniu, Z – przewężenie przy zerwaniu.....	171
Tabela 45. Wskaźniki udarności połączeń spawanych stali Hardox 450 w stanie bezpośrednio po spawaniu oraz po kompleksowej obróbce cieplnej: KCV ₊₂₀ – udarność w temperaturze +20 °C, KCV ₋₄₀ – udarność w temperaturze -40 °C.	172
Tabela 46. Wyniki analizy różnic pomiędzy wartościami zużywania środowisku gleby lekkiej wykonanymi testem Duncana. PS (D) – połączenie spawane w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), PS (OC) – połączenie spawane w stanie obrobionym cieplnie. ...	185
Tabela 47. Wyniki analizy różnic pomiędzy wartościami zużywania w środowisku gleby średniej wykonanymi testem Duncana. PS (D) – połączenie spawane w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), PS (OC) – połączenie spawane w stanie obrobionym cieplnie. ...	185
Tabela 48. Wybrane właściwości wytrzymałościowe połączeń spawanych stali Hardox Extreme poddanych kompleksowej obróbce cieplnej opartej na hartowaniu izotermicznym: N – normalizowanie, A – austenitzowanie (druga kolumna), H – hartowanie, R _m – wytrzymałość na rozciąganie w temperaturze otoczenia, A – wydłużenie względne przy zerwaniu (piąta i szósta kolumna), Z – przewężenie przy zerwaniu.....	203

Tabela 49. Wskaźniki udarności połączeń spawanych stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) oraz po kompleksowej obróbce cieplnej: N – normalizowanie, A – austenitizowanie, H – hartowanie, KCV₊₂₀ – udarność w temperaturze +20°C, KCV₋₄₀ – udarność w temperaturze -40°C..... 205

WYKAZ ILUSTRACJI

Rys. 1. Klasyfikacja procesów zużywania [1].....	13
Rys. 2. Przebiegi procesów zużywania [1]: a) ustabilizowany, gdzie: 1 – okres malejącej intensywności zużywania, 2 – okres normalnej eksploatacji, 3 – zużywanie awaryjne, b) nieustabilizowany, krzywe 1÷4 – różne przebiegi procesów zużywania.	13
Rys. 3. Wartości współczynnika zużywania k w funkcji rodzaju zużywania w warunkach tarcia suchego [7].	16
Rys. 4. Kryterium podziału zużywania [2]: a – głębokość bruzdy, f_1, f_2 – powierzchnie rys w materiale powstałe w wyniku ścierania, $m-m$ – poziom odniesienia.	17
Rys. 5. Schemat obrazujący możliwe interakcje pomiędzy cząsteczką ścierniwa a powierzchnią ścieranego materiału [7].	18
Rys. 6. Wpływ kąta spływu wióra na przebieg zużywania ściernego [1]: a) mały kąt – bruzdowanie, b) duży kąt – mikroskrwanie.....	18
Rys. 7. Ilustracje przedstawiające [7]: a) możliwe interakcje wraz ze zmianą głębokości penetracji w funkcji wytrzymałości na ścinanie. b) zmianę wartości współczynnika zużywania k w funkcji stopnia penetracji.	19
Rys. 8. Postaci zużywania ściernego [1]: a) luźnym ścierniwem, b) luźnym ścierniwem w strumieniu powietrza – gazowa erozja ścierna lub cieczy – hydroerozja, c) implozją pęcherzyków kawitacyjnych w cieczy z cząstkami stałymi, d) luźnym ścierniwem w obszarze współpracujących dwóch zamkniętych powierzchni, e) luźnym ścierniwem utwierdzonym w miękkiej powierzchni, f) występami chropowatości powierzchni.	19
Rys. 9. Ubytek masy w funkcji właściwości materiałów zużywanych i parametrów eksploatacyjnych, takich jak [7]: (a) twardość cząstki ścierniej; (b) stosunek twardości cząstki ścierniej do twardości materiału zużywanego; (c) rozmiar cząstek ściernych, obciążenie normalne i prędkość uderzenia oraz (d) kąt uderzenia.	21
Rys. 10. Zastosowane rozwiązania konstrukcyjne firmy Caterpillar przy projektowaniu łyżek koparek przeznaczonych do różnych warunków pracy [13]: a) łyżka ogólnego przeznaczenia (GD – general duty), b) łyżka o najwyższej obciążalności (XD – extreme duty), c) ścieranie w funkcji obciążenia w wyniku oddziaływania różnych materiałów gruntowych (HD – heavy duty, SD – severe duty).	22
Rys. 11. Wpływ zawartości węgla i budowy perlitu na odporność na zmianę zależności między twardością a odpornością na zużywanie ściernie [2]: 1 – stal z perlitem płytkowym 2 – stal z perlitem kulkowym.	24
Rys. 12. Odporność na zużywanie ściernie stali w zależności od zawartości węgla (a), i temperatury odpuszczania (b) [2].	25
Rys. 13. Współczynnik względnej odporności na ściernie k_b oraz wyniki pomiarów twardości wybranych materiałów o podwyższonej odporności na zużywanie ściernie [55]: C45 – stal w stanie normalizowanym o twardości 220 HBW, 18G2A (PA) – stal z naniesioną warstwą napoiny ze stopu Fe-Cr-C, żeliwo – analizie poddano żeliwo wysokochromowe.	26
Rys. 14. Schematyczny podział materiałów stosowanych na elementy narażone na zużywanie ściernie.	28
Rys. 15. Międzynarodowy wykres odkształcalności porównujący wytrzymałość i wydłużenie przykładowych gatunków stali [57]: IF (interstitial free) - wolna od pierwiastków międzywęzłowych, HS (high-strength) – wysokowytrzymała, Mild – stal niskowęglowa, BH (bake hardenable) – umocniona pod wpływem temperatury, CMn (carbon-manganese) – węglowo-manganowa, TRIP – wykazująca efekt TRIP, DP (dual phase) – dwufazowa ferrytyczno-martenzytyczna, FB (ferrite bainite) – ferrytyczno-bainityczna, HSLA (high-strength low-alloy) – niskotopowa wysokowytrzymała, PQS (press quenched steel) – hartowana podczas prasowania, DH/CH (dual/complex phase with high formability) – dwufazowa/wielofazowa o dużej podatności na formownie, TBF (TRIP-aided bainitic ferrite) – wykazująca efekt TRIP, bainityczno-ferrytyczna, CFB (carbide free bainite) – bezwęglkowa bainityczna, QP (Quenching&partitioning) – hartowana niepełnie z zastosowaniem zabiegów opartych na	

redystrybucji węgla, PHS (press hardened steel) – hartowana podczas tłoczenia, MS (martensitic) – martenzytyczna.....	29
Rys. 16. Łyżka koparki firmy Antech Attachments wykonana ze stali Hardox [®] 450 [64].	32
Rys. 17. Przykład lemiesza pługa polskiego producenta maszyn rolniczych Unia Group wykonany ze stali B27 [9].	37
Rys. 18. Współczynnik względnej odporności na ścieranie k_b analizowanych stali trudnościeralnych względem poziomu twardości. Za pracą [72].	38
Rys. 19. Zależność między twardością monolitycznej płyty stalowej a skutecznością ochrony balistycznej dla nieokreślonego pocisku przeciwpancernego, wyrażona schematycznie (po lewej) oraz w funkcji twardości Brinella (po prawej). Obserwuje się nieciągłą korelację spowodowaną wystąpieniem adiabatycznych pasm ścinania [85].	41
Rys. 20. Możliwe interakcje między osłoną balistyczną a amunicją przeciwpancerną.....	42
Rys. 21. Wykresy równowagi fazowej ilustrujące zakres występowania związków boru w zależności od temperatury i zawartości węgla dla zawartości boru [98]: a) 0,001%; b) 0,002%; c) 0,003%.....	46
Rys. 22. Wykres CTPc dla stali Hardox [®] 450 poddanej austenityzowaniu w temperaturze 900°C w czasie 20 min [109], rozmiar ziarna byłego austenitu — 18 μm . Wyznaczone temperatury poszczególnych przemian fazowych: perlityczna – 720°C, ferrytyczna – 800°C, bainityczna – 600°C, $M_s = 430^\circ\text{C}$	48
Rys. 23. Wykres CTP dla stali o następującym składzie chemicznym [61]: (% wag.): C — 0,44, Si — 0,16, Mn — 0,49, P — 0,006, S — 0,002, Al — 0,04, Cr — 0,83, Cu — 0,02, Co — 0,02, Ni — 2,01, Mo — 0,14, B — 0,0021, Ti — 0,008, V — 0,008; temperatura austenitacji — 787°C; założony rozmiar ziarna byłego austenitu — 10 μm . (a) chłodzenie ciągłe — CTPc. (b) chłodzenie izotermiczne CTPi. Wyznaczone temperatury poszczególnych przemian fazowych: perlityczna – 720°C, ferrytyczna – 736°C, bainityczna – 531°C, martenzyt (50%) – 258°C, martenzyt (90%) – 173°C, $M_s = 294^\circ\text{C}$	48
Rys. 24. Mikrostruktura stali Hardox 500 wraz z zaznaczonym hierarchicznym podziałem martenzytu względem ziarna byłego austenitu kolejno na pakiety i bloki. PAG (grain of prior austenite) – granica ziarna byłego austenitu. LM, trawiono 5% HNO_3 , $\times 500$	52
Rys. 25. Wielkość ziarna byłego austenitu w różnych temperaturach wygrzewania dla trzech stali o różnej zawartości boru [136]: B1 (0,002%), B2 (0,004%) oraz B3 (0,006 %).	54
Rys. 26. Energia swobodna Gibbsa ($\Delta G\theta$) wydzielania faz AlN, BN i TiN [136].	54
Rys. 27. Skłonność do pęknięcia w funkcji zawartości węgla i równoważnika CEV wybranych stali odpornych na zużywanie ściernie. H – stale Hardox [®] , BR – stale Brinar [®] , P – dane producenta, O – na podstawie [148–149].	56
Rys. 28. Ogólny schemat wykonanych połączeń spawanych stali Hardox 450 i Hardox Extreme. MS1/MS2 – poszczególne warstwy spoiny zgodnie z kolejnością ich wykonywania, A/B – linie wykonanych rozkładów twardości, MR – materiał rodzimy, na biało schematycznie pokazano miejsce nacięcia karbu „V” na próbkach do badań udarnościowych.	66
Rys. 29. Schemat obróbki cieplnej uwzględniającej zabiegi hartowania izotermicznego.....	69
Rys. 30. Graficzne przedstawienie metody badania odporności na zużywanie ściernie za pomocą testera T-07: a) schemat urządzenia T-07 do badania odporności na zużywanie ściernie w obecności luźnego ścierniwa: 1) badany materiał; 2) stalowa rolka z ogumieniem, 3) ścierniwo; b) makroskopowy obraz próbki badanego materiału połączenia spawanego z uwidocznionym miejscem poddanym zużywaniu ściernemu: MS – materiał stopiwa, SWC – strefa wpływu ciepła.	73
Rys. 31. Schemat urządzenia “wirująca miska” [73]: a) ogólny schemat przedstawiający główne elementy; b) fragment urządzenia w trakcie pracy.	74
Rys. 32. Obrazy makroskopowe amunicji wykorzystanej do testów balistycznych: a-b) nabój i pocisk 7,62 \times 39 mm nb. wz. 43 z poc. PS, c-d) nabój i pocisk 7,62 \times 54R mm nb. kb. ŁPS.	75
Rys. 33. Schemat powstałych kraterów po przeprowadzonych próbach balistycznych wraz z zaznaczonymi obszarami, w których dokonano analizy zmian strukturalnych.	76

Rys. 34. Mikrostruktury analizowanych stali trudnościeralnych. a-b) Hardox 500, c-d) Hardox 600, e-f) Hardox Extreme. LM i SEM, trawiono 5% HNO ₃ .	80
Rys. 35. Mikrostruktury analizowanych stali trudnościeralnych z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziarna. a-b) Hardox 500, c-d) Hardox 600, e-f) Hardox Extreme. d – średni rozmiar ziarna. LM, trawiono Mi7Fe.	81
Rys. 36. Całkowite ubytki masy badanych materiałów w poszczególnych rodzajach gleb.	82
Rys. 37. Obraz powierzchni stali trudnościeralnych poddanych badaniom zużywania ściernego w glebie lekkiej. a-b) Hardox 600; c-d) Hardox Extreme. 1 – mikroskrawanie, 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrawanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału, 5 – zużywanie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony.	83
Rys. 38. Obraz powierzchni stali trudnościeralnych poddanych badaniom zużywania ściernego w glebie średniej. a-b) Hardox 500; c-d) Hardox 600; e-f) Hardox Extreme. 1 – mikroskrawanie, 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrawanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału, 5 – zużywanie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony.	84
Rys. 39. Obraz powierzchni stali trudnościeralnych poddanych badaniom zużywania ściernego w glebie ciężkiej. a-b) Hardox 500; c-d) Hardox 600; e-f) Hardox Extreme. 1 – mikroskrawanie, 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrawanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału, 5 – zużywanie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony.	85
Rys. 40. Mikrostruktura powierzchni poddanych badaniom zużywania ściernego stali Hardox 500 w glebie lekkiej na przekroju poprzecznym do kierunku oddziaływania ścierniwa. a-b) gleba lekka; c-d) gleba średnia; e-f) gleba ciężka. Powierzchnia jest stosunkowo wygładzona, a ponadto można zaobserwować odkształcenie bloków martenzytu. SEM, trawiono 5% HNO ₃ .	86
Rys. 41. Mikrostruktura przekrojów próbek badaniom zużywania ściernego stali Hardox 600 na przekroju poprzecznym do kierunku oddziaływania ścierniwa. a-b) gleba lekka; c-d) gleba średnia; e-f) gleba ciężka. Powierzchnia jest stosunkowo wygładzona, a ponadto można zaobserwować odkształcenie bloków martenzytu. SEM, trawiono 5% HNO ₃ .	86
Rys. 42. Mikrostruktura przekrojów próbek poddanych badaniom zużywania ściernego stali Hardox Extreme na przekroju poprzecznym do kierunku oddziaływania ścierniwa. a-b) gleba lekka; c-d) gleba średnia; e-f) gleba ciężka. Charakterystyczne ostro zakończone krawędzie i brak odkształcenia bloków martenzytu. SEM, trawiono 5% HNO ₃ .	87
Rys. 43. Ubytek masy stali Hardox Extreme w różnych rodzajach glebowej masy ścierniej na drodze tarcia 20 000 m.	88
Rys. 44. Odporność na zużywanie ściernie w glebie lekkiej oraz wyniki pomiarów twardości wybranych niskostopowych stali martenzytycznych. Hardox 500 – II, Hardox Extreme – II – na podstawie wcześniejszego podrozdziału. [73], [78], [114], [178–179].	89
Rys. 45. Odporność na zużywanie ściernie w glebie średniej oraz wyniki pomiarów twardości wybranych niskostopowych stali martenzytycznych. Hardox 500 – II, Hardox Extreme – II – na podstawie wcześniejszego podrozdziału. [73], [78], [114], [178–179].	89
Rys. 46. Odporność na zużywanie ściernie w glebie ciężkiej oraz wyniki pomiarów twardości wybranych niskostopowych stali martenzytycznych. Hardox 500 – II, Hardox Extreme – II – na podstawie wcześniejszego podrozdziału. [73], [78], [114], [178–179].	90
Rys. 47. Współczynnik względnej odporności na ściernie k_b oraz wyniki pomiarów twardości analizowanych tworzyw metalicznych. C45 (N) – stal C45 w stanie normalizowanym o twardości 220 HBW.	91
Rys. 48. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużywania ściernego. a-b) Hardox 500; c-d) Hardox 600; e-f) Hardox Extreme. 1 – mikroskrawanie; 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrawanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału; 5 – zużywanie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony.	92

Rys. 49. Mikrostruktura przekrojów próbek poddanych testom zużywania na kierunku poprzecznym do przesuwu ścierniwa. a-b) Hardox 500; c-d) Hardox 600; e-f) Hardox Extreme. SEM, trawiono 5% HNO ₃	93
Rys. 50. Mikrostruktura stali Hardox Extreme poddanej obróbce cieplnej uwzględniającej różne temperatury austenitowania. a) stan dostarczenia; b) $T_A = 850^\circ\text{C}$; c) $T_A = 900^\circ\text{C}$; d) $T_A = 1000^\circ\text{C}$; e) $T_A = 1100^\circ\text{C}$; f) $T_A = 1200^\circ\text{C}$. LM, trawiono 5% HNO ₃	95
Rys. 51. Mikrostruktura stali Hardox Extreme poddanej obróbce cieplnej uwzględniającej różne temperatury austenitowania. a) stan dostarczenia; b) $T_A = 850^\circ\text{C}$; c) $T_A = 900^\circ\text{C}$; d) $T_A = 1000^\circ\text{C}$; e) $T_A = 1100^\circ\text{C}$; f) $T_A = 1200^\circ\text{C}$. 1 – martenzyt hartowania, 2 – martenzyt, który uległ koalescencji. SEM, trawiono 5% HNO ₃	96
Rys. 52. Mikrostruktury stali Hardox Extreme z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu. a) stan dostarczenia; b) $T_A = 850^\circ\text{C}$; c) $T_A = 900^\circ\text{C}$; d) $T_A = 1000^\circ\text{C}$; e) $T_A = 1100^\circ\text{C}$; f) $T_A = 1200^\circ\text{C}$. LM, trawiono Mi7Fe.....	97
Rys. 53. Przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziaren byłego austenitu w stali Hardox Extreme. a) stan dostarczenia; b) $T_A = 850^\circ\text{C}$; c) $T_A = 900^\circ\text{C}$; d) $T_A = 1000^\circ\text{C}$; e) $T_A = 1100^\circ\text{C}$; f) $T_A = 1200^\circ\text{C}$; d – średni rozmiar ziarna.....	98
Rys. 54. Zmiany wielkości ziarna byłego austenitu stali Hardox Extreme w funkcji temperatury austenitowania.....	99
Rys. 55. Udarność <i>KCV</i> stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia i w różnych wariantach temperatury austenitowania.....	99
Rys. 56. Obraz makroskopowy przełomów udarnościowych stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (D) i po austenitowaniu w różnych temperaturach (A).	100
Rys. 57. Obrazy powierzchni przełomów stali Hardox Extreme, a-b) strefa pod karbem – oznaczona ramką „A” na rys. 56; c-d) strefa centralna – oznaczona ramką „B” na rys. 56; e-f) strefa dołamania – oznaczona ramką „C” na rys. 56. SEM, stan nietrawiony.....	101
Rys. 58. Współczynnik względnej odporności na ścierne k_b oraz wyniki pomiarów twardości stali Hardox Extreme w różnych wariantach temperatury austenitowania. C45 (N) – stal C45 w stanie normalizowanym o twardości 220 HBW, HE – stal Hardox Extreme.	102
Rys. 59. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużywania ściernego. a) stan dostarczenia; b) $T_A = 850^\circ\text{C}$; c) $T_A = 900^\circ\text{C}$; d) $T_A = 1000^\circ\text{C}$; e) $T_A = 1100^\circ\text{C}$; f) $T_A = 1200^\circ\text{C}$. SEM, stan nietrawiony.	103
Rys. 60. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużywania ściernego. a) stan dostarczenia; b) $T_A = 850^\circ\text{C}$; c) $T_A = 900^\circ\text{C}$; d) $T_A = 1000^\circ\text{C}$; e) $T_A = 1100^\circ\text{C}$; f) $T_A = 1200^\circ\text{C}$. 1 – mikroskrawanie; 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrawanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału; 5 – zużywanie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony.	104
Rys. 61. Mikrostruktura przekrojów próbek poddanych testom zużywania na kierunku poprzecznym do przesuwu ścierniwa. a) stan dostarczenia; b) $T_A = 850^\circ\text{C}$; c) $T_A = 900^\circ\text{C}$; d) $T_A = 1000^\circ\text{C}$; e) $T_A = 1100^\circ\text{C}$; f) $T_A = 1200^\circ\text{C}$. Wyraźna coraz większa szerokość i głębokość powstałych wyrw i wgniecień wraz z podwyższaniem temperatury austenitowania. SEM, trawiono 5% HNO ₃ . .	105
Rys. 62. Mikrostruktury stali Hardox Extreme (a-b) i Hardox 450 (c-d) w stanie dostarczenia. LM i SEM, trawiono 5% HNO ₃	107
Rys. 63. Mikrostruktury stali Hardox Extreme (a-b) i Hardox 450 (c-d) po przeprowadzeniu zabiegów odpuszczania w temperaturze 250°C w czasie 60 min. LM i SEM, trawiono 5% HNO ₃	107
Rys. 64. Krzywe odpuszczania stali Hardox Extreme i Hardox 450.	108
Rys. 65. Współczynnik względnej odporności na ścierne k_b oraz wyniki pomiarów twardości stali Hardox 450 i Hardox Extreme w różnych wariantach obróbki cieplnej. C45 (N) – stal C45 w stanie normalizowanym o twardości 220 HBW, O – odpuszczanie; H450 – stal Hardox 450 w stanie dostarczenia; HE – stal Hardox Extreme w stanie dostarczenia.	109
Rys. 66. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużywania ściernego. a) Hardox 450, b) Hardox Extreme, c) Hardox Extreme – odpuszczanie w 100°C, d) Hardox Extreme –	

- odpuszczanie w 150°C, e) Hardox Extreme – odpuszczenie w 200°C,
 f) Hardox Extreme – odpuszczenie w 250°C. SEM, stan nietrawiony. 110
- Rys. 67. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużywania ściernego. a) Hardox 450,
 b) Hardox Extreme, c) Hardox Extreme – odpuszczenie w 100°C, d) Hardox Extreme –
 odpuszczenie w 150°C, e) Hardox Extreme – odpuszczenie w 200°C, f) Hardox Extreme –
 odpuszczenie w 250°C. 1 – mikroskrawanie; 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrawanie przy niskim
 udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału, 5 – zużywanie wykruszające,
 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony. 111
- Rys. 68. Makroskopowy obraz przekroju poprzecznego połączenia spawanego stali Hardox 450:
 a) stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); b) stan obrobiony cieplnie. MS – strefa
 materiału stopiwa, LW – linia wtopienia, MR – strefa materiału rodzimego, SG – strefa
 gruboziarnista, SD – strefa drobnoziarnista (normalizowania i rekrytalizacji), SP – strefa
 międzykrytyczna (niepełnego normalizowania). Mikroskopia stereoskopowa,
 trawiono 3% HNO₃ oraz odczynnikami Adlera. 117
- Rys. 69. Makroskopowy obraz przekroju poprzecznego połączenia spawanego stali Hardox Extreme:
 a) stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); b) stan obrobiony cieplnie.
 MS – strefa materiału stopiwa, LW – linia wtopienia, MR – strefa materiału rodzimego,
 SG – strefa gruboziarnista, SD – strefa drobnoziarnista (normalizowania i rekrytalizacji),
 SP – strefa międzykrytyczna (niepełnego normalizowania). Mikroskopia stereoskopowa, trawiono
 3% HNO₃ oraz odczynnikami Adlera. 117
- Rys. 70. Rozkłady twardości połączenia spawanego stali Hardox 450 wzdłuż linii A zaznaczonej na
 rys. 28: D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), N – stan normalizowany,
 A – stan hartowany, T – odpuszczenie. 118
- Rys. 71. Rozkłady twardości połączenia spawanego stali Hardox 450 wzdłuż linii B zaznaczonej na
 rys. 28: D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), N – stan normalizowany, A – stan
 hartowany, T – odpuszczenie. 119
- Rys. 72. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po
 spawaniu) z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa MR. a) 100×, b) 200×,
 c) 500×. 120
- Rys. 73. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym
 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa MR. 2b. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 120
- Rys. 74. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego
 austenitu, austenitzowanego w temperaturze 900°C – strefa MR. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 121
- Rys. 75. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego
 austenitu, austenitzowanego w temperaturze 1000°C – strefa MR. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 121
- Rys. 76. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego
 austenitu, austenitzowanego w temperaturze 1100°C – strefa MR. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 121
- Rys. 77. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego
 austenitu, austenitzowanego w temperaturze 1200°C – strefa MR. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 122
- Rys. 78. Przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziaren
 byłego austenitu w strefie połączenia spawanego stali Hardox 450 oznaczonej jako MR na rys. 68:
 a) stan normalizowany; b) stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); c) po austenitzowaniu
 w temperaturze 900°C w czasie 60 minut; d) po austenitzowaniu w temperaturze 1000°C
 w czasie 60 minut; e) po austenitzowaniu w temperaturze 1100°C w czasie 120 minut;
 f) po austenitzowaniu w temperaturze 1200°C w czasie 120 minut. 122
- Rys. 79. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia
 (bezpośrednio po spawaniu) z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa MS1.
 a) 100×, b) 200×, c) 500×. 123
- Rys. 80. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym
 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa MS1. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 124
- Rys. 81. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego
 austenitu, austenitzowanego w temperaturze 900°C – strefa MS1. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 124

- Rys. 82. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitowanego w temperaturze 1000°C – strefa MS1. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 124
- Rys. 83. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitowanego w temperaturze 1100°C – strefa MS1. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 125
- Rys. 84. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitowanego w temperaturze 1200°C – strefa MS1. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 125
- Rys. 85. Przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziaren byłego austenitu w strefie połączenia spawanego stali Hardox 450 oznaczonej jako MS1 na rys. 68: a) stan normalizowany; b) stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); c) po austenitowaniu w temperaturze 900°C w czasie 60 minut; d) po austenitowaniu w temperaturze 1000°C w czasie 60 minut; e) po austenitowaniu w temperaturze 1100°C w czasie 120 minut; f) po austenitowaniu w temperaturze 1200°C w czasie 120 minut..... 126
- Rys. 86. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa MS2. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 126
- Rys. 87. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa MS2. a) 100×, b) 200×, c) 500×..... 127
- Rys. 88. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitowanego w temperaturze 900°C – strefa MS2. a) 100×, b) 200×, c) 500×... 127
- Rys. 89. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitowanego w temperaturze 1000°C – strefa MS2. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 127
- Rys. 90. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitowanego w temperaturze 1100°C – strefa MS2. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 128
- Rys. 91. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitowanego w temperaturze 1200°C – strefa MS2. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 128
- Rys. 92. Przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziaren byłego austenitu w strefie połączenia spawanego stali Hardox 450 oznaczonej jako MS2 na rys. 68: a) stan normalizowany; b) stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); c) po austenitowaniu w temperaturze 900°C w czasie 60 minut; d) po austenitowaniu w temperaturze 1000°C w czasie 60 minut; e) po austenitowaniu w temperaturze 1100°C w czasie 120 minut; f) po austenitowaniu w temperaturze 1200°C w czasie 120 minut..... 129
- Rys. 93. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa MS3. a) 100×, b) 200×, c) 500×..... 130
- Rys. 94. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa MS3. a) 100×, b) 200×, c) 500×..... 130
- Rys. 95. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitowanego w temperaturze 900°C – strefa MS3. a) 100×, b) 200×, c) 500×... 131
- Rys. 96. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitowanego w temperaturze 1000°C – strefa MS3. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 131
- Rys. 97. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitowanego w temperaturze 1100°C – strefa MS3. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 131
- Rys. 98. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitowanego w temperaturze 1200°C – strefa MS3. a) 100×, b) 200×, c) 500×. 132
- Rys. 99. Przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziaren byłego austenitu w strefie połączenia spawanego stali Hardox 450 oznaczonej jako MS3 na rys. 68: a) stan normalizowany; b) stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); c) po austenitowaniu w temperaturze 900°C w czasie 60 minut; d) po austenitowaniu w temperaturze 1000°C w czasie 60 minut; e) po austenitowaniu w temperaturze 1100°C w czasie 120 minut; f) po austenitowaniu w temperaturze 1200°C w czasie 120 minut..... 132

Rys. 100. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa linii wtopienia LW pokazana na rys. 68b. a) 100×, b) 200×, c) 500×.....	133
Rys. 101. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – strefa LW; a) 100×, b) 200×, c) 500×.....	134
Rys. 102. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 900°C – strefa LW. a) 100×, b) 200×, c) 500×.	134
Rys. 103. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 1000°C – strefa LW. a) 100×, b) 200×, c) 500×.	134
Rys. 104. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 1100°C – strefa LW. a) 100×, b) 200×, c) 500×.	135
Rys. 105. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 1200°C – strefa LW. a) 100×, b) 200×, c) 500×.	135
Rys. 106. Przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziaren byłego austenitu w strefie połączenia spawanego stali Hardox 450 oznaczonej jako LW na rys. 68: a) stan normalizowany; b) stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); c) po austenitzowaniu w temperaturze 900°C w czasie 60 minut; d) po austenitzowaniu w temperaturze 1000°C w czasie 60 minut; e) po austenitzowaniu w temperaturze 1100°C w czasie 120 minut; f) po austenitzowaniu w temperaturze 1200°C w czasie 120 minut.	136
Rys. 107. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – gruboziarnisty obszar strefy wpływu ciepła SG. a) 100×, b) 200×, c) 500×.	137
Rys. 108. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu – gruboziarnisty obszar strefy wpływu ciepła SG. a) 100×, b) 200×, c) 500×.....	137
Rys. 109. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 900°C – gruboziarnisty obszar strefy wpływu ciepła SG. a) 100×, b) 200×, c) 500×.....	138
Rys. 110. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 1000°C – gruboziarnisty obszar strefy wpływu ciepła SG. a) 100×, b) 200×, c) 500×.....	138
Rys. 111. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 1100°C – gruboziarnisty obszar strefy wpływu ciepła SG. a) 100×, b) 200×, c) 500×.....	139
Rys. 112. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 1200°C – gruboziarnisty obszar strefy wpływu ciepła SG. a) 100×, b) 200×, c) 500×.....	139
Rys. 113. Przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziaren byłego austenitu w strefie połączenia spawanego stali Hardox 450 oznaczonej jako SG) na rys. 68: a) stan normalizowany; b) stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu); c) po austenitzowaniu w temperaturze 900°C w czasie 60 minut; d) po austenitzowaniu w temperaturze 1000°C w czasie 60 minut; e) po austenitzowaniu w temperaturze 1100°C w czasie 120 minut; f) po austenitzowaniu w temperaturze 1200°C w czasie 120 minut.	140
Rys. 114. Zestawienie średnich wielkości ziaren byłego austenitu w funkcji temperatury dla poszczególnych stref połączenia spawanego stali Hardox 450 pokazanych na rys. 68: a) strefa materiału rodzimego – MR; b) strefa materiału spoiny – MS1; c) strefa materiału spoiny – MS2;	

- d) strefa materiału spoiny – MS3; e) linia wtopienia – LW; f) strefa wpływu ciepła – SG, N – stan normalizowany, D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu). 142
- Rys. 115. Zmiana średniej wielkości ziarna byłego austenitu dla różnych temperatur austenitowania (a), wyznaczona w charakterystycznych strefach połączenia spawanego stali Hardox 450, przebiegających wzdłuż linii schematycznie pokazanej na rys. 115b. N – stan normalizowany, D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), MR – materiał rodzimy, SWC – strefa wpływu ciepła (gruboziarnistego ziarna), LW – linia wtopienia, MS – strefy materiału stopiwa. 143
- Rys. 116. Wyniki badań wytrzymałościowych połączeń spawanych stali Hardox 450 w stanie dostarczenia oraz po hartowaniu z temperatury austenitowania w zakresie 900 – 1200°C: a) wytrzymałość na rozciąganie, b) wydłużenie oraz przewężenie. D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu). 144
- Rys. 117. Wyniki badań udarnośćowych połączeń spawanych stali Hardox 450 w stanie dostarczenia oraz po hartowaniu z temperatury austenitowania w zakresie 900 – 1200°C: a) temperatura badania +20°C, b) temperatura badania -40°C. D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu). 145
- Rys. 118. Rozkład twardości połączenia spawanego stali Hardox 450: a) wzdłuż linii A pokazanej na rys. 28., b) wzdłuż linii B pokazanej na rys. 28. D – stan po spawaniu, N – stan normalizowany, N+A+T – stan po kompleksowej obróbce cieplnej. 147
- Rys. 119. Rozkład twardości połączenia spawanego stali Hardox Extreme: a) wzdłuż linii A pokazanej na rys. 28, b) wzdłuż linii B pokazanej na rys. 28. D – stan po spawaniu, N – stan normalizowany, N+A+T – stan po kompleksowej obróbce cieplnej. 147
- Rys. 120. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – obszar MR pokazany na rys. 68a. a) 100×, b) 5000×. Mikrostruktura niskowęglowego martenzytu hartowania z obszarami martenzytu odpuszczania. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 148
- Rys. 121. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa MS1 pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 5000×. Struktura nierównowagowych ziaren ferrytu o cechach struktury Widmanstättena z wydzieleniami troostytu. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 148
- Rys. 122. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa MS2 pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 5000×. Struktura nierównowagowych ziaren ferrytu z wydzieleniami troostytu. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 149
- Rys. 123. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa MS3 pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 5000×. Struktura nierównowagowych ziaren ferrytu o bardzo wyraźnych cechach krystalizacji kierunkowej. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 149
- Rys. 124. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa LW pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 5000×. Wyraźnie widoczna, wąska linia wtopienia, składająca się głównie ze struktury sorbitu i troostytu. Bezpośrednio pod linią wtopienia obserwuje się bardzo wyraźny rozrost mikrostruktury. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 150
- Rys. 125. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa SG pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 5000×. Zróżnicowana struktura składająca się z ferrytu iglastego, sorbitu oraz lokalnie martenzytu hartowania. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 150
- Rys. 126. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa SD pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 5000×. Drobnodziarnista, zróżnicowana pod względem budowy struktura składająca się z ferrytu płytkowego, sorbitu hartowania oraz pojedynczych (małych rozmiarów) kolonii troostytu hartowania. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 151
- Rys. 127. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa SP pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 5000×. Zróżnicowana pod względem

- budowy struktura składająca się z nierównowagowych ziaren ferrytu, sorbitu hartowania oraz martenzytu i troostytu hartowania. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 151
- Rys. 128. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – obszar MR pokazany na rys. 69a. a) 100×, b) 10 000×. Mikrostruktura średniowęglowego martenzytu hartowania. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 152
- Rys. 129. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa MS1 pokazana na rys. 69a. a) 200×, b) 10 000×. Zróżnicowana struktura złożona z martenzytu zblokowanego, perlitu drobnopłytkowego, bainitu oraz ferrytu Widmanstättena. Wyraźnie widoczna siatka faz wtórnych na granicach ziaren. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 152
- Rys. 130. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa MS2 pokazana na rys. 69a. a) 200×, b) 10 000×. Zróżnicowana struktura złożona z martenzytu zblokowanego, perlitu drobnopłytkowego, bainitu oraz ferrytu Widmanstättena. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 153
- Rys. 131. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa MS3 pokazana na rys. 69a. a) 100×, b) 10 000×. Struktura nierównowagowych ziaren ferrytu o bardzo wyraźnych cechach krystalizacji kierunkowej. Zróżnicowana struktura złożona z martenzytu zblokowanego, perlitu drobnopłytkowego, bainitu oraz ferrytu Widmanstättena. Wyraźnie widoczna siatka faz wtórnych na granicach ziaren. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 153
- Rys. 132. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa LW pokazana na rys. 69a. a) 200×, b) 10 000×. Widoczne wydzielienia martenzytu hartowania, ferrytu listwowego i troostytu hartowania. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 154
- Rys. 133. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa SG pokazana na rys. 69a. a) 200×, b) 10 000×. Widoczny drobno- i gruboigłasty martenzyt oraz nieliczne wydzielienia ferrytu listwowego. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 154
- Rys. 134. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa SD pokazana na rys. 69a. a) 200×, b) 10 000×. Widoczny drobno- i gruboigłasty martenzyt hartowania oraz obszary troostytu hartowania. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 154
- Rys. 135. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu) – strefa SP pokazana na rys. 69a. a) 200×, b) 10 000×. Widoczne pasmowe wydzielienia martenzytu, bainitu oraz troostytu. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 155
- Rys. 136. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa MR pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 500×. Stosunkowo jednorodna struktura ferrytyczno-perlityczna z wydzieleniami cementytu na granicach ziaren. LM, trawiono 3% HNO₃. 155
- Rys. 137. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa MS1 pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 500×. Struktura składająca się głównie ze zbliżonych do równowagowych ziaren ferrytu z perlitem rozłożonym pasmowo zgodnie z kierunkiem krystalizacji stopiwa. Na granicach ziaren ferrytu obserwuje się także wydzielienia cementytu trzeciorzędowego. LM, trawiono 3% HNO₃. 156
- Rys. 138. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa MS2 pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 500×. Struktura składająca się ze zbliżonych do równowagowych ziaren ferrytu oraz perlitu wykazującego cechy rozpadu (perlit zdegradowany). Widoczna niewielka pasmowość oraz wydzielienia cementytu trzeciorzędowego na granicach ziaren ferrytu. LM, trawiono 3% HNO₃. 156
- Rys. 139. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa MS3 pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 500×. Struktura równowagowych i nierównowagowych ziaren ferrytu oraz perlitu o budowie płytkowej i drobnopłytkowej. Lokalnie obserwuje się

- również obecność cementytu trzeciorzędowego, często wydzielonego na granicach ziaren ferrytu w formie ciągłej otoczki. LM, trawiono 3% HNO₃..... 156
- Rys. 140. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa LW pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 500×. Struktura nierównowagowych i zbliżonych do równowagowych ziaren ferrytu oraz perlitu o budowie płytkowej i drobnopłytkowej. Lokalnie obserwuje się również obecność cementytu trzeciorzędowego, często tworzącego ciągłą otoczkę wokół ziaren ferrytu. LM, trawiono 3% HNO₃..... 157
- Rys. 141. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa SG pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 500×. Struktura równowagowych i zbliżonych do równowagowych ziaren ferrytu z koloniami perlitu wykazującego cechy rozpadu (perlit zdegradowany). Obserwuje się również obecność cementytu trzeciorzędowego, często tworzącego ciągłą otoczkę wokół ziaren ferrytu. LM, trawiono 3% HNO₃..... 157
- Rys. 142. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa SD pokazana na rys. 68a. a) 100×, b) 500×. Struktura zbliżonych do równowagowych oraz nierównowagowych ziaren ferrytu z koloniami perlitu. Na granicach ziaren ferrytu obserwuje się również wydzielenia cementytu trzeciorzędowego. LM, trawiono 3% HNO₃. ... 158
- Rys. 143. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie normalizowanym – strefa MR pokazana na rys. 69a. a) 100×, b) 500×. Widoczna struktura troostytu hartowania i ferrytu listwowego (bainitycznego lub Widmanstättena). LM, trawiono 3% HNO₃. 159
- Rys. 144. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox extreme w stanie normalizowanym – strefa MS1 pokazana na rys. 69a. a) 100×, b) 500×. Struktura składająca się z ferrytu iglastego oraz troostytu hartowania. LM, trawiono 3% HNO₃..... 159
- Rys. 145. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie normalizowanym – strefa MS2 pokazana na rys. 69a. a) 100×, b) 500×. Struktura składająca się z ferrytu iglastego oraz troostytu hartowania. LM, trawiono 3% HNO₃..... 159
- Rys. 146. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa MS3 pokazana na rys. 69a a) 100×, b) 500×. Struktura składająca się z ferrytu iglastego oraz troostytu hartowania. LM, trawiono 3% HNO₃..... 160
- Rys. 147. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa LW pokazana na rys. 69a. a) 100×, b) 500×. Struktura składająca się z ferrytu ziarnistego i listwowego oraz troostytu hartowania. LM, trawiono 3% HNO₃. 160
- Rys. 148. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa SG pokazana na rys. 69a. a) 100×, b) 500×. Złożona struktura troostytu hartowania i ferrytu listwowego (bainitycznego lub Widmanstättena). LM, trawiono 3% HNO₃. 160
- Rys. 149. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 w stanie normalizowanym – strefa SD pokazana na rys. 69a. a) 100×, b) 500×. Złożona struktura troostytu hartowania i ferrytu listwowego (bainitycznego lub Widmanstättena). LM, trawiono 3% HNO₃. 161
- Rys. 150. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox H450 w stanie obrobionym cieplnie – strefa MR pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 162
- Rys. 151. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox H450 w stanie obrobionym cieplnie – strefa SWC pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃..... 162
- Rys. 152. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox H450 w stanie obrobionym cieplnie – strefa LW pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 162
- Rys. 153. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox H450 w stanie obrobionym cieplnie – strefa MS1 pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃..... 163
- Rys. 154. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox H450 w stanie obrobionym cieplnie – strefa MS2 pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃..... 163
- Rys. 155. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox H450 w stanie obrobionym cieplnie – strefa MS3 pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃..... 163
- Rys. 156. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie obrobionym cieplnie – strefa MR pokazana na rys. 69b. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 164

Rys. 157. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie obrobionym cieplnie – strefa SG pokazana na rys. 69b. LM i SEM, trawiono 3% HNO ₃	164
Rys. 158. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie obrobionym cieplnie – strefa LW pokazana na rys. 69b. LM i SEM, trawiono 3% HNO ₃	165
Rys. 159. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie obrobionym cieplnie – strefa MS1 pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO ₃	165
Rys. 160. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie obrobionym cieplnie – strefa MS2 pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO ₃	165
Rys. 161. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w stanie obrobionym cieplnie – strefa MS3 pokazana na rys. 68b. LM i SEM, trawiono 3% HNO ₃	166
Rys. 162. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 950°C – strefa materiału rodzimego. a) 100×, b) 200×, c) 500×.	167
Rys. 163. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 950°C – strefa wpływu ciepła. a) 100×, b) 200×, c) 500×.	167
Rys. 164. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 950°C – strefa linii wtopienia. a) 100×, b) 200×, c) 500×.	167
Rys. 165. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 950°C – strefa materiału spoiny MS1. a) 100×, b) 200×, c) 500×.	168
Rys. 166. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 950°C – strefa materiału spoiny MS2. a) 100×, b) 200×, c) 500×.	168
Rys. 167. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox 450 z ujawnionymi granicami ziaren byłego austenitu, austenitzowanego w temperaturze 950°C – strefa materiału spoiny MS3. a) 100×, b) 200×, c) 500×.	169
Rys. 168. Przedziały częstości oraz rozkłady normalne występowania wyznaczonych rozmiarów ziaren byłego austenitu w strefie połączenia spawanego stali Hardox 450 po kompleksowej obróbce cieplnej: a) materiał rodzimy b) strefa wpływu ciepła; c) linia wtopienia; d) materiał spoiny MS1; e) materiał spoiny MS2; f) materiał spoiny MS3.	170
Rys. 169. Średnie wielkości ziarna byłego austenitu w charakterystycznych strefach złącza spawanego. a) OC – stan obrobiony cieplnie ($T_A = 950^\circ\text{C}$), b) D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu). MR – materiał rodzimy, MS1, MS2, MS3 – strefa materiału spoiny, LW – linia wtopienia, SG – obszar gruboziarnisty strefy wpływu ciepła.....	170
Rys. 170. Obraz makroskopowy przełomów udarowościowych połączenia spawanego stali Hardox 450. D – przełomy próbek w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), OC – przełomy próbek podanych kompleksowej obróbce cieplnej, Ramkami zaznaczono: A – strefa pod karbem, B – strefa centralna, C – strefa dołamania, D – strefa boczna. Mikroskopia stereoskopowa, stan nietrawiony.	173
Rys. 171. Obrazy powierzchni przełomów połączenia spawanego stali Hardox 450, zaznaczonych odpowiednimi ramkami „A” na rys. 170. (a) A1, stan bezpośrednio po spawaniu, +20°C. (b) A2, stan obrobiony cieplnie, +20°C. (c) A3, stan bezpośrednio po spawaniu, -40°C. (d) A4, stan obrobiony cieplnie, -40°C. SEM, stan nietrawiony, ~100×.....	174
Rys. 172. Powiększone obrazy powierzchni przełomów pokazanych na rys. 171. (a) A1, stan bezpośrednio po spawaniu, +20°C. (b) A2, stan obrobiony cieplnie, +20°C. (c) A3, stan bezpośrednio po spawaniu, -40°C. (d) A4, stan obrobiony cieplnie, -40°C. SEM, stan nietrawiony, ~1000×.....	174
Rys. 173. Obrazy powierzchni przełomów połączenia spawanego stali Hardox 450, zaznaczonych odpowiednimi ramkami „B” na rys. 170. (a) B1, stan bezpośrednio po spawaniu, +20°C. (b) B2,	

- stan obrobiony cieplnie, +20°C. (c) B3, stan bezpośrednio po spawaniu, -40°C. (d) B4, stan obrobiony cieplnie, -40°C. SEM, stan nietrawiony, ~100×. 175
- Rys. 174. Powiększone obrazy powierzchni przelomów pokazanych na rys. 173. (a) B1, stan bezpośrednio po spawaniu, +20°C. (b) B2, stan obrobiony cieplnie, +20°C. (c) B3, stan bezpośrednio po spawaniu, -40°C. (d) B4, stan obrobiony cieplnie, -40°C. SEM, stan nietrawiony, ~1000×... 176
- Rys. 175. Obrazy powierzchni przelomów połączenia spawanego stali Hardox 450, zaznaczonych odpowiednimi ramkami „C” na rys. 170. (a) C1, stan bezpośrednio po spawaniu, +20°C. (b) C2, stan obrobiony cieplnie, +20°C. (c) C3, stan bezpośrednio po spawaniu, -40°C. (d) C4, stan obrobiony cieplnie, -40°C. SEM, stan nietrawiony, ~100×..... 177
- Rys. 176. Powiększone obrazy powierzchni przelomów pokazanych na rys. 175. (a) C1, stan bezpośrednio po spawaniu, +20°C. (b) C2, stan obrobiony cieplnie, +20°C. (c) C3, stan bezpośrednio po spawaniu, -40°C. (d) C4, stan obrobiony cieplnie, -40°C. SEM, stan nietrawiony, ~1000×. 177
- Rys. 177. Obrazy powierzchni przelomów połączenia spawanego stali Hardox 450, zaznaczonych odpowiednimi ramkami „D” na rys. 170. (a) D1, stan bezpośrednio po spawaniu, +20°C. (b) D2, stan obrobiony cieplnie, +20°C. (c) D3, stan bezpośrednio po spawaniu, -40°C. (d) D4, stan obrobiony cieplnie, -40°C. SEM, stan nietrawiony, ~100×..... 178
- Rys. 178. Powiększone obrazy powierzchni przelomów pokazanych na rys. 177. (a) D1, stan bezpośrednio po spawaniu, +20°C. (b) D2, stan obrobiony cieplnie, +20°C. (c) D3, stan bezpośrednio po spawaniu, -40°C. (d) D4, stan obrobiony cieplnie, -40°C. SEM, stan nietrawiony, ~1000×..... 178
- Rys. 179. Współczynnik względnej odporności na ścieranie k_b . C45 (N) – stal C45 w stanie normalizowanym o twardości 220 HBW, PS (D) – połączenie spawane w stanie dostarczenia (bepośrednio po spawaniu), PS (OC) – połączenie spawane w stanie obrobionym cieplnie. ... 180
- Rys. 180. Współczynnik względnej odporności na ścieranie k_b w funkcji wytrzymałości na rozciąganie R_m i wielkości ziarna byłego austenitu. C45 (N) – stal C45 w stanie normalizowanym o twardości 220 HBW, PS (D) – połączenie spawane w stanie dostarczenia (bepośrednio po spawaniu), PS (OC) – połączenie spawane w stanie obrobionym cieplnie..... 180
- Rys. 181. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużywania ściernego. a-b) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bepośrednio po spawaniu), c-d) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie obrobionym cieplnie, e-f) stal Hardox 450; 1 – mikroskrawanie; 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrawanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału, 5 – zużywanie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony. 182
- Rys. 182. Mikrostruktura przekrojów próbek poddanych testom zużywania na przekroju podłużnym (lewa kolumna) i poprzecznym (prawa kolumna) do kierunku działania ścierniwa: a,d) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bepośrednio po spawaniu); b,e) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie obrobionym cieplnie; c,f) stal Hardox 450. SEM, trawiono 3% HNO₃..... 183
- Rys. 183. Ubytek masy w funkcji przebytej drogi tarcia w glebie lekkiej. PS (D) – połączenie spawane w stanie dostarczenia (bepośrednio po spawaniu), PS (OC) – połączenie spawane w stanie obrobionym cieplnie. 184
- Rys. 184. Ubytek masy w funkcji przebytej drogi tarcia w glebie średniej. PS (D) – połączenie spawane w stanie dostarczenia (bepośrednio po spawaniu), PS (OC) – połączenie spawane w stanie obrobionym cieplnie..... 184
- Rys. 185. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużywania ściernego w glebowej masie ścierniej (gleba lekka); a-b) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bepośrednio po spawaniu), c-d) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie obrobionym cieplnie, e-f) stal Hardox 450; 1 – mikroskrawanie; 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrawanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału, 5 – zużywanie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony..... 186

- Rys. 186. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużywania ściernego w glebowej masie ścierniej (gleba średnia); a-b) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), c-d) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie obrobionym cieplnie, e-f) stal Hardox 450; 1 – mikroskrwanie; 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrwanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału, 5 – zużywanie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, stan nietrawiony..... 187
- Rys. 187. Mikrostruktura przekrojów próbek poddanych testom zużywania w glebowej masie ścierniej na przekroju poprzecznym do kierunku działania ścierniwa: gleba lekka (lewa kolumna), gleba średnia (prawa kolumna), a-b) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), c-d) połączenie spawane stali Hardox 450 w stanie obrobionym cieplnie, e-f) stal Hardox 450; SEM, trawiono 3% HNO₃. 188
- Rys. 188. Rozkłady twardości połączenia spawanego stali Hardox Extreme wzdłuż linii A zaznaczonej na rys. 28. D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), N – normalizowanie, A – austenitowanie, O – odpuszczanie..... 190
- Rys. 189. Rozkłady twardości połączenia spawanego stali Hardox Extreme wzdłuż linii B zaznaczonej na rys. 28. D – stan dostarczenia (bezpośrednio po spawaniu), N – normalizowanie, A – austenitowanie, O – odpuszczanie..... 190
- Rys. 190. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme po przeprowadzeniu zabiegów hartowania i odpuszczania w temperaturze 250°C – obszar RM pokazany na rys. 69b. Mikrostruktura niskowęglowego martenzytu hartowania z obszarami martenzytu odpuszczania. a) 200×, b) 10 000×. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 191
- Rys. 191. Mikrostruktura połączenia spawanego Hardox Extreme po przeprowadzeniu zabiegów hartowania i odpuszczania w temperaturze 250°C – strefa SG pokazana na rys. 69b. Mikrostruktura niskowęglowego martenzytu hartowania z obszarami martenzytu odpuszczania. a) 200×, b) 10 000×. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 191
- Rys. 192. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme po przeprowadzeniu zabiegów hartowania i odpuszczania w temperaturze 250°C – strefa LW pokazana na rys. 69b. Mikrostruktura niskowęglowego martenzytu hartowania z obszarami martenzytu odpuszczania. a) 200×, b) 10 000×. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 192
- Rys. 193. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme po przeprowadzeniu zabiegów hartowania i odpuszczania w temperaturze 250°C – strefa MS1 pokazana na rys. 69b. Mikrostruktura niskowęglowego martenzytu hartowania z obszarami martenzytu odpuszczania. a) 200×, b) 10 000×. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 192
- Rys. 194. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme po przeprowadzeniu zabiegów hartowania i odpuszczania w temperaturze 250°C – strefa MS2 pokazana na rys. 69b. Mikrostruktura niskowęglowego martenzytu hartowania z obszarami martenzytu odpuszczania. a) 200×, b) 10 000×. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 192
- Rys. 195. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme po przeprowadzeniu zabiegów hartowania i odpuszczania w temperaturze 250°C – strefa MS3 pokazana na rys. 69b. Mikrostruktura niskowęglowego martenzytu hartowania z obszarami martenzytu odpuszczania. a) 200×, b) 10 000×. LM i SEM, trawiono 3% HNO₃. 193
- Rys. 196. Współczynnik względnej odporności na ścieranie k_b . MR – materiał rodzimy stali Hardox Extreme, PS – połączenie spawane stali Hardox Extreme, D – stan bezpośrednio po spawaniu, u dołu podano temperatury obróbki cieplnej w kolejności temperatura austenitacji/ odpuszczania. 194
- Rys. 197. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużywania ściernego. a) stal Hardox Extreme, b) stal Hardox Extreme w stanie odpuszczonym w 250°C, c) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie bezpośrednio po spawaniu, d) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie zahartowanym z temperatury 850°C i odpuszczonym w 100°C, e) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie zahartowanym z temperatury 850°C i odpuszczonym w 250°C. SEM, 2 000×, stan nietrawiony. 195

Rys. 198. Obraz powierzchni próbek poddanych testom zużywania ściernego. a) stal Hardox Extreme, b) stal Hardox Extreme w stanie odpuszczonym w 250°C, c) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie bezpośrednio po spawaniu, d) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie zahartowanym z temperatury 850°C i odpuszczonym w 100°C, e) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie zahartowanym z temperatury 850°C i odpuszczonym w 250°C. 1 – mikroskrawanie; 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrawanie przy niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału; 5 – zużywanie wykruszające. 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, 5 000×, stan nietrawiony.	196
Rys. 199. Mikrostruktura przekrojów próbek poddanych testom zużywania ściernego na przekroju poprzecznym do kierunku oddziaływania ścierniwa; a) stal Hardox Extreme, b) stal Hardox Extreme w stanie odpuszczonym w 250°C, c) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie bezpośrednio po spawaniu, d) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie zahartowanym z temperatury 850°C i odpuszczonym w 100°C, e) połączenie spawane stali Hardox Extreme w stanie zahartowanym z temperatury 850°C i odpuszczonym w 250°C. SEM, 5 000×, stan nietrawiony.	197
Rys. 200. Przebiegi zmian twardości materiału spoiny oraz materiału rodzimego stali Hardox Extreme podczas wygrzewania izotermicznego w różnych wariantach temperaturowych i czasowych. We wszystkich przypadkach temperatura austenitzowania wynosiła 950°C.	198
Rys. 201. Przebiegi zmian twardości materiału spoiny oraz materiału rodzimego stali Hardox 450 podczas wygrzewania izotermicznego w różnych wariantach temperaturowych i czasowych. We wszystkich przypadkach temperatura austenitzowania wynosiła 950°C.	199
Rys. 202. Rozkłady twardości połączenia spawanego stali Hardox Extreme poddanego różnym wariantom hartowania izotermicznego.	199
Rys. 203. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w strefie materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 69b). Uwzględniono różne warianty obróbki cieplnej: wygrzewanie izotermiczne w 350°C (górny rząd), wygrzewanie izotermiczne w 300°C (środkowy rząd), wygrzewanie izotermiczne w 250°C (dolny rząd). Czas wygrzewania: 180 min (lewa kolumna), 270 min (środkowa kolumna), 330 min (prawa kolumna). SEM, ×10 000, trawiono 5% HNO ₃	200
Rys. 204. Mikrostruktura połączenia spawanego stali Hardox Extreme w strefie materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 69b). Uwzględniono różne warianty obróbki cieplnej: wygrzewanie izotermiczne w 350°C (górny rząd), wygrzewanie izotermiczne w 300°C (środkowy rząd), wygrzewanie izotermiczne w 250°C (dolny rząd). Czas wygrzewania: 180 min (lewa kolumna), 270 min (środkowa kolumna), 330 min (prawa kolumna). SEM, ×10 000, trawiono 5% HNO ₃	201
Rys. 205. Wyniki zmian wytrzymałości R_m złącza spawanego stali Hardox Extreme poddanego różnym wariantom obróbki cieplnej.	204
Rys. 206. Wartość wydłużenia A [%] złącza spawanego stali Hardox Extreme poddanego różnym wariantom obróbki cieplnej.	204
Rys. 207. Wartości przewężenia Z [%] złącza spawanego stali Hardox Extreme poddanego różnym wariantom obróbki cieplnej.	205
Rys. 208. Udarność złącza spawanego stali Hardox Extreme poddanego różnym wariantom obróbki cieplnej.	206
Rys. 209. Współczynnik względnej odporności na ścierne k_b oraz wyniki pomiarów twardości połączeń spawanych stali Hardox Extreme w różnych wariantach obróbki cieplnej. C45 (N) – stal C45 w stanie normalizowanym o twardości 220 HBW.	207
Rys. 210. Powierzchnie połączeń spawanych stali Hardox Extreme poddane testom zużywania ściernego. Uwzględniono różne warianty obróbki cieplnej: wygrzewanie izotermiczne w 350°C (górny rząd), wygrzewanie izotermiczne w 300°C (środkowy rząd), wygrzewanie izotermiczne w 250°C (dolny rząd). Czas wygrzewania: 180 min (lewa kolumna), 270 min (środkowa kolumna), 330 min (prawa kolumna). 1 – mikroskrawanie, 2 – bruzdowanie; 3 – mikroskrawanie przy	

	niskim udziale naprężeń; 4 – odłamanie większych fragmentów materiału, 5 – zużywanie wykruszające, 6 – odkształcenia plastyczne. SEM, 5000×, stan nietrawiony.	209
Rys. 211.	Przekrój podłużny pocisku 7,62 × 39 mm nb. wz. 43 z poc. PS.	213
Rys. 212.	Obrazy mikroskopowe materiału wykorzystanego na elementy pocisku: a) płaszcz, warstwa plateru miedzianego o dużym stopniu zgniotu nałożona na stal niskowęglową, 100×, b) mikrostruktura wydłużonych ziaren po obróbce plastycznej, twardość – 185 HV, 200×. LM, trawiono 5% HNO ₃	214
Rys. 213.	Obrazy mikrostrukturalne materiału wykorzystanego na rdzeń pocisku, mikrostruktura ferrytyczna z nielicznymi koloniami perlitu, twardość – 205 HV, a) 100×, b), 500×. LM, trawiono 5% HNO ₃	214
Rys. 214.	Obraz makroskopowy powierzchni blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 4 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu po uderzeniach balistycznych. Strona przednia. Charakterystyczny krater ciągliwy w strefie wpływu ciepła i strefie materiału rodzimego. W strefie materiału stopiwa obserwuje się przebicie na tzw. korek. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.	216
Rys. 215.	Obraz makroskopowy powierzchni blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 4 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu po uderzeniach balistycznych. Strona tylna. Widoczne przebicie na tzw. korek w strefie materiału stopiwa oraz wygięcia blachy w strefie wpływu ciepła i strefie materiału rodzimego wraz z promieniującymi pęknięciami. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego.	216
Rys. 216.	Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 214. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu na głębokość równą około 40 μm zgodnie z kierunkiem rozchodzących się naprężeń. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO ₃	217
Rys. 217.	Zmiany mikrostrukturalne w warstwie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 214. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu na głębokość równą około 40 μm zgodnie z kierunkiem rozchodzących się naprężeń. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO ₃	217
Rys. 218.	Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 214. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne wyraźne odkształcenie plastyczne martenzytu pod wpływem propagacji naprężeń. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO ₃	217
Rys. 219.	Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 214. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS1 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO ₃	218
Rys. 220.	Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 214. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS3 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO ₃	218
Rys. 221.	Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 214. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO ₃	218
Rys. 222.	Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 214. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SD-SG na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne struktury pasmowej	

- w kierunku zgodnym z propagującymi naprężeniami – wypychającymi materiał z osnowy. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100× b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 219
- Rys. 223. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 214. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SD-SG na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne struktury pasmowej zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 219
- Rys. 224. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 214. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SD-SG na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne struktury pasmowej zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 219
- Rys. 225. Obraz makroskopowy powierzchni blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 5 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu po uderzeniach balistycznych. Strona przednia. Widoczne przebicia na tzw. korek w strefie materiału stopiwa, a także zachowanie ciągłości materiałowej w strefie oddalonej o około 10 mm od linii wtopienia. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego. 220
- Rys. 226. Obraz makroskopowy powierzchni blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 5 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu po uderzeniach balistycznych. Strona tylna. Widoczne wybrzuszenia oznaczone przerywanymi żółtymi okręgami oraz deformacje plastyczne zgodne z geometrią pocisku. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego. 220
- Rys. 227. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 225. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne struktury martenzytycznej, częściowe stopienie pocisku, propagujące pęknięcia oraz nieliczne adyabatyczne pasma ścinania. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 221
- Rys. 228. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 225. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 221
- Rys. 229. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 225. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 221
- Rys. 230. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 225. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS1 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 222
- Rys. 231. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 225. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS3 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 222
- Rys. 232. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 225. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 222
- Rys. 233. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 225. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SD-SG na rys. 68a), miejsce obserwacji

- zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych i hartowniczych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 223
- Rys. 234. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 225. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SD-SG na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Odkształcenie plastyczne struktur dyfuzyjnych i hartowniczych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz częściowe stopienie pocisku. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 223
- Rys. 235. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 225. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SD-SG na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Odkształcenie plastyczne struktur dyfuzyjnych i hartowniczych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz częściowe stopienie pocisku. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 223
- Rys. 236. Obraz makroskopowy powierzchni blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 4 mm w stanie obrobionym cieplnie po uderzeniach balistycznych. Strona przednia. Widoczne liczne kratery ciągłiwe i strefy ostrzelania ciągłego. Żółtymi liniami oznaczono miejsca, w których dokonano analizy zmian strukturalnych. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego. MS – materiał spoiny, MR – materiał rodzimy. 225
- Rys. 237. Obraz makroskopowy powierzchni blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 4 mm w stanie obrobionym cieplnie po uderzeniach balistycznych. Strona tylna. Widoczne wygięcia i promieniujące pęknięcia. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego..... 225
- Rys. 238. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 226
- Rys. 239. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu zgodnie z kierunkiem rozchodzących się naprężeń oraz częściowe stopienie pocisku. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 226
- Rys. 240. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczna wyraźna deformacja struktury pod wpływem propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 226
- Rys. 241. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 227
- Rys. 242. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego literą nr 1 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 227
- Rys. 243. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego literą nr 1 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Widoczne wyraźne odkształcenie plastyczne martenzytu pod wpływem propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 227
- Rys. 244. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 236. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu zgodnie z kierunkiem propagujących naprężeń. Pęknięcie w wyniku przekroczenia wytrzymałości. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 228

- Rys. 245. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 236. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 228
- Rys. 246. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 236. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 228
- Rys. 247. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 236. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie martenzytu. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 229
- Rys. 248. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 236. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. Widoczne rozwarstwienie wewnętrzne blachy. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 229
- Rys. 249. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 236. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 229
- Rys. 250. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 4 na rys. 236. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS1 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie martenzytu oraz powstanie stref trawiących się na biało. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 230
- Rys. 251. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 4 na rys. 236. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS3 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 230
- Rys. 252. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 4 na rys. 236. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. Widoczne pęknięcie w wyniku przekroczenia wytrzymałości. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 230
- Rys. 253. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 5 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 231
- Rys. 254. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 5 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczne wyraźne odkształcenie plastyczne martenzytu. a) 100×, b) 200× LM, trawiono 5% HNO₃. 231
- Rys. 255. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 5 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczna nieznaczna deformacja struktury pod wpływem propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 231
- Rys. 256. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 5 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 232
- Rys. 257. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 5 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Zdjęcie wykonane od strony

- materiału spoiny (oznaczenie MS). Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 232
- Rys. 258. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 5 na rys. 236– obszar oznaczony ramką „C” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Widoczna nieznaczna deformacja struktury pod wpływem propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 232
- Rys. 259. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 6 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 233
- Rys. 260. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 6 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 233
- Rys. 261. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 6 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału rodzimego (oznaczenie MR). Widoczna nieznaczna deformacja struktury pod wpływem propagujących naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 233
- Rys. 262. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 6 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Widoczna nieznaczna deformacja martenzytu.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 234
- Rys. 263. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 6 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Mikrostruktura martenzytu odpuszczonego z cechami deformacji. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 234
- Rys. 264. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 6 na rys. 236, miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Zdjęcie wykonano od strony materiału spoiny (oznaczenie MS). Mikrostruktura martenzytu odpuszczania. Widoczna deformacja struktury pod wpływem propagujących naprężeń rozciągających.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 234
- Rys. 265. Obraz makroskopowy powierzchni blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 5 mm w stanie obrobionym cieplnie po uderzeniach balistycznych. Strona przednia. W każdym przypadku zachowana została ciągłość materiałowa. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego. 235
- Rys. 266. Obraz makroskopowy powierzchni blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 5 mm w stanie obrobionym cieplnie po uderzeniach balistycznych. Strona tylna. Widoczne wybrzuszenia we wszystkich charakterystycznych strefach oznaczone przerywanymi okręgami. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego. 235
- Rys. 267. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 265. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 236
- Rys. 268. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 265. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego.
a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 236
- Rys. 269. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 265. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. ... 236

- Rys. 270. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 265. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS1 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne nieznaczne odkształcenie plastyczne martenzytu i częściowe stopienie pocisku. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 237
- Rys. 271. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 265. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura nieznacznie odkształconego plastycznie martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 237
- Rys. 272. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 265. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS3 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. Przy powierzchni widoczne odwęglenie . a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 237
- Rys. 273. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 265. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu oraz częściowe stopienie pocisku. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 238
- Rys. 274. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 265. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 238
- Rys. 275. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 265. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. Przy powierzchni widoczne odwęglenie. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 238
- Rys. 276. Przekrój podłużny pocisku 7,62 × 54R mm nb. kb. ŁPS..... 239
- Rys. 277. Obrazy mikroskopowe materiału wykorzystanego na elementy pocisku: a) płaszcz, widoczna warstwa plateru miedzianego o dużym stopniu zgniotu nałożona na stal niskowęglową, 100×, b) mikrostruktura wydłużonych ziaren ferrytu na skutek obróbki plastycznej, twardość – 185 HV, 200×. LM, trawiono Mi17Cu i 5% HNO₃..... 239
- Rys. 278. Obrazy mikrostrukturalne materiału wykorzystanego na element pocisku: a) rdzeń, widoczna mikrostruktura ferrytyczno-perlityczna o nieznacznej pasmowości, twardość – 210 HV, 100×, b) koszulka ołowiana, drobnoziarnista struktura ze śladami skurczu odlewniczego 100×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 240
- Rys. 279. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 6 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu. Strona przednia. W strefie materiału spoiny widoczne płatkowanie, w pozostałych strefach obserwuje się przebicie na tzw. korek. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego. 241
- Rys. 280. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 6 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu. Strona tylna. W strefie materiału spoiny widoczne odkształcenie plastyczne materiału w kształcie zgodnym z geometrią pocisku, w pozostałych strefach obserwuje się jedynie nieznaczne odkształcenie plastyczne. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego. 241
- Rys. 281. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 7 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu. Strona przednia. We wszystkich strefach obserwuje się przebicie na tzw. korek, przy czym szerokość powstałych nieciągłości jest węższa w strefie materiału rodzimego. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego. 242
- Rys. 282. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 7 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu. Strona tylna. Charakterystyczne wygięcia

- materiału w tył, przy czym szerokość powstałych nieciągłości jest węższa w strefie materiału rodzimego. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego. 242
- Rys. 283. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 281. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz adiabaticzne pasma ścinania. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 243
- Rys. 284. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 281. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 243
- Rys. 285. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 281. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 243
- Rys. 286. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 281. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS1 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem propagujących naprężeń oraz adiabaticzne pasma ścinania. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃... 244
- Rys. 287. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 281. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS3 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz adiabaticzne pasma ścinania. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃... 244
- Rys. 288. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 281. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 244
- Rys. 289. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 281. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz adiabaticzne pasma ścinania. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃... 245
- Rys. 290. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 281. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych w dwóch przeciwnych kierunkach na głębokości 300 – 400 μm. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 245
- Rys. 291. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 281. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 245
- Rys. 292. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 8 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu Strona przednia. W strefie materiału spoiny charakterystyczne płatkowanie, w strefie wpływu ciepła obserwuje się przebicie na tzw. korek, w przypadku materiału rodzimego pocisk zostaje zatrzymany. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego..... 246
- Rys. 293. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 8 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu. Strona tylna. W strefie materiału spoiny

- charakterystyczne wygięcie w tył, w strefie wpływu ciepła obserwuje się nieznaczną deformację plastyczną. Widoczne wybrzuszenie oznaczone przerywanym okręgiem w strefie materiału rodzimego. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego. 246
- Rys. 294. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 292. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu, częściowe stopienie pocisku oraz adiabatyczne pasma ścinania. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 247
- Rys. 295. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 292. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 247
- Rys. 296. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 292. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. ... 247
- Rys. 297. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 292. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS1 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 248
- Rys. 298. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 292. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS3 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 248
- Rys. 299. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 292. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. Obserwuje się propagujące pęknięcie w wyniku przekroczenia wytrzymałości materiału. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 248
- Rys. 300. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 292. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych ułożonych pasmowo w kierunku przeciwnym do przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 249
- Rys. 301. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 292. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych ułożonych pasmowo zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz adiabatyczne pasma ścinania. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 249
- Rys. 302. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 292. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne zróżnicowanych struktur dyfuzyjnych zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia. Granice ziaren są nieidentyfikowalne. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 249
- Rys. 303. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 6 mm w stanie obrobionym cieplnie. Strona przednia. We wszystkich strefach obserwuje się przebicie na tzw. korek, przy czym szerokość powstałych nieciągłości jest węższa

- w strefie materiału rodzimego. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego..... 250
- Rys. 304. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 6 mm w stanie obrobionym cieplnie. Strona tylna. We wszystkich strefach obserwuje się przebiecie na tzw. korek, przy czym szerokość powstałych nieciągłości jest węższa w strefie materiału rodzimego. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego. ... 251
- Rys. 305. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 7 mm w stanie obrobionym cieplnie. Strona przednia. We wszystkich strefach obserwuje się przebiecie na tzw. korek. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego..... 251
- Rys. 306. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 7 mm w stanie obrobionym cieplnie. Strona tylna. We wszystkich strefach obserwuje się przebiecie na tzw. korek i nieznaczną plastyczność w strefie materiału rodzimego. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego..... 252
- Rys. 307. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 305. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu w kierunku przeciwnym do przyłożonego obciążenia, adiabatyczne pasmo ścinania oraz strefy trawiące się na biało. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 252
- Rys. 308. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 305. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu zgodne z kierunkiem przyłożonego obciążenia. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. ... 253
- Rys. 309. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 305. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu zgodne z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz adiabatyczne pasmo ścinania. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 253
- Rys. 310. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 305. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS1 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu zgodne z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz strefy trawiące się na biało. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 253
- Rys. 311. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 305. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS3 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu zgodne z kierunkiem przyłożonego obciążenia, adiabatyczne pasmo ścinania oraz strefy trawiące się na biało. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 254
- Rys. 312. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 305. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu zgodne z kierunkiem przyłożonego obciążenia, adiabatyczne pasma ścinania oraz strefy trawiące się na biało. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 254
- Rys. 313. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 305. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu zgodne z kierunkiem przyłożonego obciążenia oraz adiabatyczne pasma ścinania. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃..... 254
- Rys. 314. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 305. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu zgodne z kierunkiem przyłożonego obciążenia. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. ... 255

- Rys. 315. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 3 na rys. 305. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68b), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne martenzytu zgodne z kierunkiem przyłożonego obciążenia. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃... 255
- Rys. 316. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 8 mm w stanie obrobionym cieplnie Strona przednia. We wszystkich charakterystycznych zachowana zostaje ciągłość materiałowa. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego..... 256
- Rys. 317. Obraz makroskopowy powierzchni ostrzelanej blachy złącza spawanego stali Hardox 450 o grubości 8 mm w stanie obrobionym cieplnie. Strona tylna. Widoczne wybrzuszenia we wszystkich charakterystycznych strefach oznaczone przerywanym okręgiem. Czerwone linie ograniczają w przybliżeniu obszar złącza spawanego. 256
- Rys. 318. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 316. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu, liczne adiabaticzne pasma ścinania oraz częściowe stopienie pocisku. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 257
- Rys. 319. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 316. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 257
- Rys. 320. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 316. Obszar materiału rodzimego (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 257
- Rys. 321. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 316. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS1 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu oraz liczne adiabaticzne pasma ścinania. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 258
- Rys. 322. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 316. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS3 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „B” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 258
- Rys. 323. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 2 na rys. 316. Obszar materiału spoiny (oznaczenie MS2 na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „C” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 258
- Rys. 324. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 316. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Widoczne odkształcenie plastyczne bloków martenzytu, liczne adiabaticzne pasma ścinania oraz częściowe stopienie pocisku. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 259
- Rys. 325. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 316. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie SWC na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 259
- Rys. 326. Zmiany mikrostrukturalne w strefie przypowierzchniowej krateru oznaczonego nr 1 na rys. 316. Obszar strefy wpływu ciepła (oznaczenie MR na rys. 68a), miejsce obserwacji zgodne z oznaczeniem „A” na rys. 33. Struktura martenzytu listwowego z wydłużonymi blokami w wyniku propagacji naprężeń rozciągających. a) 100×, b) 500×. LM, trawiono 5% HNO₃. 259

- Rys. 327. Zarejestrowane za pomocą szybkiej kamery obrazy zjawisk w funkcji czasu zachodzące podczas ostrzelania spawanej blachy stali Hardox 450 o grubości 7 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu. Powierzchnia przednia. Charakterystyczne odłamki materiału osłony we wszystkich kierunkach. 260
- Rys. 328. Zarejestrowane za pomocą szybkiej kamery obrazy zjawisk w funkcji czasu zachodzące podczas ostrzelania spawanej blachy stali Hardox 450 o grubości 7 mm w stanie bezpośrednio po spawaniu. Powierzchnia tylna. Wyrzut odłamków materiału osłony jest wyraźnie mniej intensywny w porównaniu do powierzchni przedniej..... 261
- Rys. 329. Zarejestrowane za pomocą szybkiej kamery obrazy zjawisk w funkcji czasu zachodzące podczas ostrzelania spawanej blachy stali Hardox 450 o grubości 8 mm w stanie obrobionym cieplnie. Powierzchnia przednia. Charakterystyczna deformacja pocisku oraz odłamki materiału osłony we wszystkich kierunkach. 262

Bibliografia

- [1] Lawrowski Zbigniew, *Tribologia. Tarcie, zużywanie i smarowanie*. Warszawa: Wydawnictwo Naukowe PWN, 1993.
- [2] W. M. Hebda M., *Trybologia*. Warszawa: Wydawnictwa Naukowo-techniczne, 1999.
- [3] Ł. Konat, 'Structures and Properties of Hardox Steels and their Application Possibilities in Conditions of Abrasive Wear and Dynamic Loads', Wrocław University of Science and Technology, 2007.
- [4] W. H. J. F. Archard, 'The wear of metals under unlubricated conditions', *Proc R Soc Lond A Math Phys Sci*, vol. 236, no. 1206, pp. 397–410, Aug. 1956, doi: 10.1098/rspa.1956.0144.
- [5] J. Napiórkowski, M. Lemecha, and Ł. Konat, 'Forecasting the Wear of Operating Parts in an Abrasive Soil Mass Using the Holm-Archard Model', *Materials*, vol. 12, no. 13, 2019, doi: <https://doi.org/10.3390/ma12132180>.
- [6] M. M. G. M. M. Hawryluk, 'Possibilities of investigating abrasive wear in conditions close to those prevailing in industrial forging processes', *Eksploracja i Niezawodność - Maintenance and Reliability*, vol. 16, no. 4, pp. 600–607, 2014.
- [7] K.-H. Z. Gahr, 'Wear by hard particles', *Tribol Int*, vol. 31, no. 10, pp. 587–596, Oct. 1998, doi: 10.1016/S0301-679X(98)00079-6.
- [8] A. R. Chinthia, 'Metallurgical aspects of steels designed to resist abrasion, and impact-abrasion wear', *Materials Science and Technology*, vol. 35, no. 10, pp. 1133–1148, Jul. 2019, doi: 10.1080/02670836.2019.1615669.
- [9] B. Łętkowska, 'Influence of Heat Treatment on Structure and Selected Properties of B27 and 28MCB5 Steels', Wrocław University of Science and Technology, 2013.
- [10] V. L. Popov, M. Heß, and E. Willert, *Handbook of Contact Mechanics*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2019. doi: 10.1007/978-3-662-58709-6.
- [11] V. L. Popov, 'Analytic solution for the limiting shape of profiles due to fretting wear', *Sci Rep*, vol. 4, no. 1, p. 3749, Jan. 2014, doi: 10.1038/srep03749.
- [12] N. Milahin and Q. Li, 'Friction and wear of a spherical indenter under influence of out-of-plane ultrasonic oscillations', *Physical Mesomechanics*, vol. 19, no. 2, pp. 149–153, Apr. 2016, doi: 10.1134/S1029959916020053.
- [13] 'https://www.cat.com/pl_PL/products/new/attachments/buckets-excavator.html', Dec. 02, 2022.
- [14] Solski P., *Zużycie ściernie metali*. Warszawa: Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, 1968.
- [15] B. Białobrzaska and P. Kostencki, 'Abrasive wear characteristics of selected low-alloy boron steels as measured in both field experiments and laboratory tests', *Wear*, vol. 328–329, pp. 149–159, 2015, doi: 10.1016/j.wear.2015.02.003.
- [16] B. Białobrzaska and Ł. Konat, 'Comparative analysis of abrasive-wear resistance of Brinar and Hardox steels', *Tribologia*, vol. 272, no. 2, pp. 7–16, 2017, doi: 10.5604/01.3001.0010.6261.
- [17] M. Szala, M. Szafran, W. Macek, S. Marchenko, and T. Hejwowski, 'Abrasion Resistance of S235, S355, C45, AISI 304 and Hardox 500 Steels with Usage of Garnet, Corundum and Carborundum Abrasives', *Advances in Science and Technology Research Journal*, vol. 13, no. 4, pp. 151–161, Dec. 2019, doi: 10.12913/22998624/113244.
- [18] B. Białobrzaska and Ł. Konat, 'The Influence of the Chemical Composition on the Microstructural Changes and on the Resistance to Abrasion of Low-Alloy Casting Steels', *Tribology Transactions*, vol. 65, no. 2, pp. 358–374, Mar. 2022, doi: 10.1080/10402004.2022.2028953.
- [19] B. Białobrzaska, 'The influence of boron on the resistance to abrasion of quenched low-alloy steels', *Wear*, vol. 500–501, p. 204345, Jul. 2022, doi: 10.1016/j.wear.2022.204345.
- [20] M. Vargova, M. Tavodova, K. Monkova, and M. Džupon, 'Research of Resistance of Selected Materials to Abrasive Wear to Increase the Ploughshare Lifetime', *Metals (Basel)*, vol. 12, no. 6, p. 940, May 2022, doi: 10.3390/met12060940.
- [21] Ł. Konat and B. Białobrzaska, 'EFFECT OF WELDING TECHNIQUE AND THERMAL TREATMENT PARAMETERS ON ABRASIVE WEAR OF STEEL S355', *Tribologia*, vol. 301, no. 3, pp. 25–38, Nov. 2022, doi: 10.5604/01.3001.0016.1021.
- [22] M. Dziubek, M. Rutkowska-Gorczyca, W. Dudziński, and D. Grygier, 'Investigation into Changes of Microstructure and Abrasive Wear Resistance Occurring in High Manganese Steel X120Mn12 during Isothermal Annealing and Re-Austenitisation Process', *Materials*, vol. 15, no. 7, p. 2622, Apr. 2022, doi: 10.3390/ma15072622.
- [23] M. Müller, P. Valašek, M. Tichý, A. Ruggiero, and R. D'Amato, 'Investigation on Polymer Composite Materials Wear Reinforced by Microparticles of Jatropha Curcas L. Waste', *IOP Conf Ser Mater Sci Eng*, vol. 638, no. 1, p. 012011, Oct. 2019, doi: 10.1088/1757-899X/638/1/012011.
- [24] '<https://research.tuni.fi/twc/research-equipment/>', Dec. 10, 2022.

- [25] K. Valtonen, K. Keltamäki, and V.-T. Kuokkala, 'High-stress abrasion of wear resistant steels in the cutting edges of loader buckets', *Tribol Int*, vol. 119, pp. 707–720, Mar. 2018, doi: 10.1016/j.triboint.2017.12.013.
- [26] V. Ratia, H. Rojacz, J. Terva, K. Valtonen, E. Badisch, and V.-T. Kuokkala, 'Effect of Multiple Impacts on the Deformation of Wear-Resistant Steels', *Tribol Lett*, vol. 57, no. 2, p. 15, Feb. 2015, doi: 10.1007/s11249-014-0460-7.
- [27] N. Ojala *et al.*, 'Effects of composition and microstructure on the abrasive wear performance of quenched wear resistant steels', *Wear*, vol. 317, no. 1–2, pp. 225–232, Sep. 2014, doi: 10.1016/j.wear.2014.06.003.
- [28] K. Valtonen, N. Ojala, O. Haiko, and V.-T. Kuokkala, 'Comparison of various high-stress wear conditions and wear performance of martensitic steels', *Wear*, vol. 426–427, pp. 3–13, Apr. 2019, doi: 10.1016/j.wear.2018.12.006.
- [29] O. Haiko, V. Javaheri, K. Valtonen, A. Kaijalainen, J. Hannula, and J. Kömi, 'Effect of prior austenite grain size on the abrasive wear resistance of ultra-high strength martensitic steels', *Wear*, vol. 454–455, p. 203336, Aug. 2020, doi: 10.1016/j.wear.2020.203336.
- [30] 'https://www.youtube.com/@bhadeshia123', Dec. 10, 2022.
- [31] Haimann R., *Metaloznawstwo*. Wrocław: Wydawnictwo Politechniki Wrocławskiej, 1980.
- [32] K. A. J. Herian, 'The structure and properties of steel with different pearlite morphology and its resistance to abrasive wear', *Archives of Materials Science and Engineering*, vol. 31, no. 2, 2008.
- [33] W. M. Szczerek M., *Tribologia i Tribotechnika*. Radom: Wyd. ITeE, 2000.
- [34] M. Zemlik, M. Dziubek, D. Pyka, Ł. Konat, and D. Grygier, 'Case study of accelerated wear of brake discs made of grey cast iron characterized by increased thermal stability', *Combustion Engines*, Mar. 2022, doi: 10.19206/CE-146698.
- [35] X. T. Deng, T. L. Fu, Z. D. Wang, R. D. K. Misra, and G. D. Wang, 'Epsilon carbide precipitation and wear behaviour of low alloy wear resistant steels', *Materials Science and Technology*, vol. 32, no. 4, pp. 320–327, Mar. 2016, doi: 10.1080/02670836.2015.1137410.
- [36] Y. Pei, D. Xia, S. Wang, L. Cong, X. Wang, and D. Wang, 'Effects of Temperature on the Tribological Properties of NM600 under Sliding Wear', *Materials*, vol. 12, no. 23, p. 4009, Dec. 2019, doi: 10.3390/ma12234009.
- [37] O. , M. I. , P. D. , O. N. , R. V. , H. V. , & K. A. Haiko, 'Effect of finish rolling and quench stop temperatures on impact-abrasive wear resistance of 0.35 % carbon direct-quenched steel ', *Tribologia - Finnish Journal of Tribology*, vol. 35, no. 1–2, pp. 5–21, 2017.
- [38] E. Wen, R. Song, and W. Xiong, 'Effect of Tempering Temperature on Microstructures and Wear Behavior of a 500 HB Grade Wear-Resistant Steel', *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 1, p. 45, Jan. 2019, doi: 10.3390/met9010045.
- [39] O. Haiko *et al.*, 'Effect of tempering on the impact-abrasive and abrasive wear resistance of ultra-high strength steels', *Wear*, vol. 440–441, p. 203098, Dec. 2019, doi: 10.1016/j.wear.2019.203098.
- [40] Q. Luo, H. Mei, M. Kitchen, Y. Gao, and L. Bowen, 'Effect of Short-Term Low-Temperature Austempering on the Microstructure and Abrasive Wear of Medium-Carbon Low-Alloy Steel', *Metals and Materials International*, vol. 27, no. 9, pp. 3115–3131, Sep. 2021, doi: 10.1007/s12540-020-00957-6.
- [41] J. Lefevre and K. L. Hayrynen, 'Austempered Materials for Powertrain Applications', *J Mater Eng Perform*, vol. 22, no. 7, pp. 1914–1922, Jul. 2013, doi: 10.1007/s11665-013-0557-4.
- [42] M. A. Moore, 'The relationship between the abrasive wear resistance, hardness and microstructure of ferritic materials', *Wear*, vol. 28, no. 1, pp. 59–68, Apr. 1974, doi: 10.1016/0043-1648(74)90101-X.
- [43] A. Misra and I. Finnie, 'A Review of the Abrasive Wear of Metals', *J Eng Mater Technol*, vol. 104, no. 2, pp. 94–101, Apr. 1982, doi: 10.1115/1.3225058.
- [44] M. Szymański, 'Rails with Bainitic Microstructure', *Problemy Kolejnictwa - Railway Reports*, vol. 65, no. 193, pp. 115–119, Dec. 2021, doi: 10.36137/1936E.
- [45] S. M. C. van Bohemen, M. J. Santofimia, and J. Sietsma, 'Experimental evidence for bainite formation below Ms in Fe–0.66C', *Scr Mater*, vol. 58, no. 6, pp. 488–491, Mar. 2008, doi: 10.1016/j.scriptamat.2007.10.045.
- [46] P. Kolmskog *et al.*, 'Direct Observation that Bainite can Grow Below MS', *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 43, no. 13, pp. 4984–4988, Dec. 2012, doi: 10.1007/s11661-012-1342-y.
- [47] J. Tian, G. Xu, M. Zhou, and H. Hu, 'Refined Bainite Microstructure and Mechanical Properties of a High-Strength Low-Carbon Bainitic Steel Treated by Austempering Below and Above Ms', *Steel Res Int*, vol. 89, no. 4, p. 1700469, Apr. 2018, doi: 10.1002/srin.201700469.
- [48] K. K. , P. A. , Napiórkowski J., 'Ocena zużycia nowoczesnych materiałów konstrukcyjnych stosowanych na narzędzia obrabiające glebę', *Inżynieria Rolnicza*, vol. 130, pp. 191–197, 2011.
- [49] G. J. , K. T. Adamiak M., 'Comparison of abrasion resistance of selected constructional materials', *Journal of Achievements of Materials and Manufacturing Engineering*, vol. 37, no. 2, 2009.
- [50] A. K. Bhakat, A. K. Mishra, and N. S. Mishra, 'Characterization of wear and metallurgical properties for development of agricultural grade steel suitable in specific soil conditions', *Wear*, vol. 263, no. 1–6, pp. 228–233, Sep. 2007, doi: 10.1016/j.wear.2006.12.006.

- [51] V. Ratia, I. Miettunen, and V.-T. Kuokkala, 'Surface deformation of steels in impact-abrasion: The effect of sample angle and test duration', *Wear*, vol. 301, no. 1–2, pp. 94–101, Apr. 2013, doi: 10.1016/j.wear.2013.01.006.
- [52] A. Sundström, J. Rendón, and M. Olsson, 'Wear behaviour of some low alloyed steels under combined impact/abrasion contact conditions', *Wear*, vol. 250, no. 1–12, pp. 744–754, Oct. 2001, doi: 10.1016/S0043-1648(01)00712-8.
- [53] J. A. Hawk, R. D. Wilson, J. H. Tylczak, and Ö. N. Doğan, 'Laboratory abrasive wear tests: investigation of test methods and alloy correlation', *Wear*, vol. 225–229, pp. 1031–1042, Apr. 1999, doi: 10.1016/S0043-1648(99)00042-3.
- [54] J. Rendón and M. Olsson, 'Abrasive wear resistance of some commercial abrasion resistant steels evaluated by laboratory test methods', *Wear*, vol. 267, no. 11, pp. 2055–2061, Oct. 2009, doi: 10.1016/j.wear.2009.08.005.
- [55] Ł. Konat and G. Pękalski, 'Overview of Materials Testing of Brown-Coal Mining Machines (Years 1985–2017)', in *Mining Machines and Earth-Moving Equipment*, Cham: Springer International Publishing, 2020, pp. 21–58. doi: 10.1007/978-3-030-25478-0_2.
- [56] W. Dudziński, Ł. Konat, and G. Pękalski, 'Structural and strength characteristics of wear-resistant martensitic steels', *Archives of Foundry Engineering*, vol. 8, no. 2, pp. 21–26, 2008, [Online]. Available: <http://www.afe.polsl.pl/index.php/en/404/structural-and-strength-characteristics-of-wear-resistant-martensitic-steels.pdf>
- [57] 'https://ahssinsights.org/metallurgy/defining-steels/', Dec. 28, 2022.
- [58] M. Soleimani, A. Kalhor, and H. Mirzadeh, 'Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review', *Materials Science and Engineering: A*, vol. 795, p. 140023, Sep. 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.140023.
- [59] K. R. Gronostajski Z., 'Metalurgiczne, technologiczne i funkcjonalne podstawy zaawansowanych wysokowytrzymałych stali dla przemysłu motoryzacyjnego', *Prace Instytutu Metalurgii Żelaza*, vol. 62, no. 1, pp. 22–26, 2010.
- [60] 'https://www.ssab.com/en/brands-and-products/docol', Dec. 29, 2022.
- [61] B. Białobrzeska, R. Jasiński, Ł. Konat, and Ł. Szczepański, 'Analysis of the Properties of Hardox Extreme Steel and Possibilities of Its Applications in Machinery', *Metals (Basel)*, vol. 11, no. 1, p. 162, Jan. 2021, doi: 10.3390/met11010162.
- [62] Ł. Konat, R. Jasiński, B. Białobrzeska, and Ł. Szczepański, 'Analysis of the static and dynamic properties of wear-resistant Hardox 600 steel in the context of its application in working elements', *Materials Science-Poland*, vol. in Press, 2021.
- [63] 'https://www.ssab.com/en/brands-and-products/hardox/product-program', Dec. 31, 2022.
- [64] 'https://www.ssab.com/en/brands-and-products/hardox/customer-cases', Dec. 31, 2022.
- [65] 'https://www.europarl.europa.eu/news/pl/press-room/20190412IPR39009/parlament-zatwierdzil-pulapy-emisji-co2-dla-samochodow-ciezarowych', Jan. 15, 2023.
- [66] G. Pękalski, T. Mucha, and A. Lipińska, 'Problemy materiałowe i remontowe czepaków koparek węgla brunatnego', *Górnictwo Odkrywkowe*, no. 3-4 (52), pp. 10–16, 2011.
- [67] D. DUDEK, S. FRYDMAN, W. HUSS, and G. PEKALSKI, 'The L35GSM cast steel – possibilities of structure and properties shaping at the example of crawler links', *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, vol. 11, no. 1, pp. 19–32, Jan. 2011, doi: 10.1016/S1644-9665(12)60171-X.
- [68] J. E. Fernández, R. Vijande, R. Tucho, J. Rodríguez, and A. Martín, 'Materials selection to excavator teeth in mining industry', *Wear*, vol. 250, no. 1–12, pp. 11–18, Oct. 2001, doi: 10.1016/S0043-1648(01)00624-X.
- [69] 'https://www.raexsteel.com/pl-pl/product-portfolio', Dec. 31, 2022.
- [70] 'https://www.raexsteel.com/pl-pl/sustainable-steel', Jan. 15, 2023.
- [71] 'https://www.ssab.com/en/fossil-free-steel', Jan. 12, 2023.
- [72] M. Zemlik, Ł. Konat, and J. Napiórkowski, 'Comparative Analysis of the Influence of Chemical Composition and Microstructure on the Abrasive Wear of High-Strength Steels', *Materials*, vol. 15, no. 14, p. 5083, Jul. 2022, doi: 10.3390/ma15145083.
- [73] Ł. Konat, J. Napiórkowski, and K. Kołakowski, 'Resistance to wear as a function of the microstructure and selected mechanical properties of microalloyed steel with boron', *Tribologia*, vol. 268, no. 4, pp. 101–114, 2016, doi: 10.5604/01.3001.0010.6986.
- [74] 'https://www.thyssenkrupp-steel.com/en/products/cut-to-length-sheet-products/perdur/perdur.html', Dec. 31, 2022.
- [75] 'https://www.thyssenkrupp-steel.com/en/products/hot-strip/c-steel/hardenable-boron-steel-tbl/haertbarer-bor-stahl-tbl.html', Dec. 31, 2022.
- [76] 'https://www.ssab.com/en/brands-and-products/ssab-boron-steel/product-offer', Dec. 31, 2022.
- [77] 'https://industeel.arcelormittal.com/product/wear-resistant-steels/', Jan. 05, 2023.

- [78] J. Napiórkowski, Ł. Konat, and K. Ligier, 'The structural properties and resistance to abrasive wear in soil of Creusabro steel', *Tribologia*, vol. 269, no. 5, pp. 105–119, 2016, doi: 10.5604/01.3001.0010.6611.
- [79] J. Op 't Eynde, A. W. Yu, C. P. Eckersley, and C. R. Bass, 'Primary blast wave protection in combat helmet design: A historical comparison between present day and World War I', *PLoS One*, vol. 15, no. 2, p. e0228802, Feb. 2020, doi: 10.1371/journal.pone.0228802.
- [80] 'https://industeel.arcelormittal.com/product/protection-steels/', Nov. 15, 2022.
- [81] T. Børvik, S. Dey, and A. H. Clausen, 'Perforation resistance of five different high-strength steel plates subjected to small-arms projectiles', *Int J Impact Eng*, vol. 36, no. 7, pp. 948–964, Jul. 2009, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2008.12.003.
- [82] S. Ryan, H. Li, M. Edgerton, D. Gallardy, and S. J. Cimpoeu, 'The ballistic performance of an ultra-high hardness armour steel: An experimental investigation', *Int J Impact Eng*, vol. 94, pp. 60–73, Aug. 2016, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2016.03.011.
- [83] A. Kurzawa, D. Pyka, M. Bocian, K. Jamroziak, and J. Sliwinski, 'Metallographic analysis of piercing armor plate by explosively formed projectiles', *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, vol. 18, no. 4, pp. 1686–1697, Sep. 2018, doi: 10.1016/j.acme.2018.06.006.
- [84] A. Kurzawa, D. Pyka, K. Jamroziak, M. Bocian, and J. Sliwinski, 'Experimental and metallographic analysis of the energy-absorbing shield subjected to the EFP impact', 2019, p. 020035. doi: 10.1063/1.5092038.
- [85] S. J. Cimpoeu, 'The Mechanical Metallurgy of Armour Steels Executive Summary', 2017.
- [86] S. J. ; A. K. H. Manganello, 'Metallurgical Factors Affecting the Ballistic Behavior of Steel Targets', 1972.
- [87] B. P. M. G. H. W. John F. Chinella, 'Processing, Mechanical Properties, and Ballistic Impact Effects of Austempered Ductile Iron', 1998.
- [88] L. Radziszewski, *Modelowanie budowy i balistyki końcowej amunicji małokalibrowej*. Kielce: Wydawnictwo Politechniki Świętokrzyskiej, 2015.
- [89] 'https://www.ssab.com/en/brands-and-products/armox', Jan. 16, 2023.
- [90] J. K. J. Hub, 'Ballistic Resistance of Steel Plate Hardox upon Impact of Non-Penetrating Projectiles', *Advances in Military Technology*, vol. 4, no. 2, 2009.
- [91] C. Y. Ma and J. Y. R. Liew, 'Blast and Ballistic Resistance of Ultra-High Strength Steel', *International Journal of Protective Structures*, vol. 4, no. 3, pp. 379–413, Sep. 2013, doi: 10.1260/2041-4196.4.3.379.
- [92] D. T. Llewellyn and W. T. Cook, 'Metallurgy of boron-treated low-alloy steels', *Metals Technology*, vol. 1, no. 1, pp. 517–529, Jan. 1974, doi: 10.1179/030716974803287924.
- [93] M. Peleczar, 'Wpływ Mikrododatków na Hartowność stali z Borem', Akademia Górniczo-Hutnicza, Kraków, 2010.
- [94] M. Sharma, I. Ortlepp, and W. Bleck, 'Boron in Heat-Treatable Steels: A Review', *Steel Res Int*, vol. 90, no. 11, p. 1900133, Nov. 2019, doi: 10.1002/srin.201900133.
- [95] M. Opiela, 'Effect of boron microaddition on hardenability of new-developed HSLA-type steels', *Archives of Materials Science and Engineering*, vol. 1–2, no. 99, pp. 13–23, Sep. 2019, doi: 10.5604/01.3001.0013.5878.
- [96] 'Non-equilibrium segregation in metals and alloys', *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, vol. 295, no. 1413, pp. 197–207, Feb. 1980, doi: 10.1098/rsta.1980.0100.
- [97] X. M. Wang and X. L. He, 'Effect of Boron Addition on Structure and Properties of Low Carbon Bainitic Steels', *ISIJ International*, vol. 42, no. Suppl, pp. S38–S46, 2002, doi: 10.2355/isijinternational.42.Suppl_S38.
- [98] H. OHTANI, M. HASEBE, K. ISHIDA, and T. NISHIZAWA, 'Calculation of Fe-C-B ternary phase diagram.', *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, vol. 28, no. 12, pp. 1043–1050, 1988, doi: 10.2355/isijinternational1966.28.1043.
- [99] Wesołowski K., *Metaloznawstwo i obróbka cieplna*. Warszawa: Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, 1978.
- [100] W. Fichtl, 'Boronizing and its practical applications', *Mater Des*, vol. 2, no. 6, pp. 276–286, Dec. 1981, doi: 10.1016/0261-3069(81)90034-0.
- [101] P. Guo *et al.*, 'Effect of Chromium on Microstructure and Oxidation Wear Behavior of High-Boron High-Speed Steel at Elevated Temperatures', *Materials*, vol. 15, no. 2, p. 557, Jan. 2022, doi: 10.3390/ma15020557.
- [102] S. Suzuki, M. Tanino, and Y. Waseda, 'Phosphorus and Boron Segregation at Prior Austenite Grain Boundaries in Low-alloyed Steel.', *ISIJ International*, vol. 42, no. 6, pp. 676–678, 2002, doi: 10.2355/isijinternational.42.676.
- [103] H. TAMEHIRO, M. MURATA, R. HABU, and M. NAGUMO, 'Optimum Microalloying of Niobium and Boron in HSLA Steel for Thermomechanical Processing', *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, vol. 27, no. 2, pp. 120–129, 1987, doi: 10.2355/isijinternational1966.27.120.

- [104] J. P. G. Antunes and C. A. Nunes, 'Characterization of Impact Toughness Properties of DIN39MnCrB6-2 Steel Grade', *Materials Research*, vol. 21, no. 1, Dec. 2017, doi: 10.1590/1980-5373-mr-2017-0332.
- [105] S. L. Stabryła J., 'Oddziaływanie wodoronośnych składników gleby na zużycie ściernic narzędzi rolniczych', *Problemy Eksploatacji*, vol. 1, pp. 199–207, 2006.
- [106] H. J. Lee, 'Study of intergranular embrittlement in Fe-12Mn alloys', Berkeley, CA (United States), Jun. 1982. doi: 10.2172/6715393.
- [107] J. Bai *et al.*, 'Effect of Boron Addition on the Precipitation Behavior of S31254', *Metals (Basel)*, vol. 8, no. 7, p. 497, Jun. 2018, doi: 10.3390/met8070497.
- [108] T. Sakthivel, G. Sasikala, P. Syamala Rao, P. Parameswaran, and K. Laha, 'Creep deformation and rupture behaviour of boron-added P91 Steel', *Materials Science and Technology*, vol. 37, no. 5, pp. 478–494, Mar. 2021, doi: 10.1080/02670836.2021.1917182.
- [109] B. Białobrzaska, R. Dziurka, A. Żak, and P. Bała, 'The influence of austenitization temperature on phase transformations of supercooled austenite in low-alloy steels with high resistance to abrasion wear', *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, vol. 18, no. 2, pp. 413–429, Feb. 2018, doi: 10.1016/j.acme.2017.09.004.
- [110] T. Hara, H. Asahi, R. Uemori, and H. Tamehiro, 'Role of Combined Addition of Niobium and Boron and of Molybdenum and Boron on Hardenability in Low Carbon Steels', *ISIJ International*, vol. 44, no. 8, pp. 1431–1440, 2004, doi: 10.2355/isijinternational.44.1431.
- [111] B. Białobrzaska, 'Effect of Alloying Additives and Microadditives on Hardenability Increase Caused by Action of Boron', *Metals (Basel)*, vol. 11, no. 4, p. 589, Apr. 2021, doi: 10.3390/met11040589.
- [112] D. S. K. , K. V. , D. M. , J. B. K. , Deva A., 'Influence of Boron on the Hardenability of Unalloyed and Low Alloyed Steel', *International Journal of Metallurgical Engineering*, vol. 2, no. 1, pp. 47–51, 2013.
- [113] Ya. N. Malinochka, G. Z. Koval'chuk, and V. N. Yarmosh, 'Structure and properties of low-carbon steel alloyed with boron and copper', *Metal Science and Heat Treatment*, vol. 24, no. 11, pp. 760–765, Nov. 1982, doi: 10.1007/BF00774730.
- [114] Ł. KONAT and J. NAPIÓRKOWSKI, 'THE EFFECT OF THE METHOD AND PARAMETERS OF THE HEAT TREATMENT ON ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF 38GSA STEEL', *Tribologia*, vol. 285, no. 3, pp. 61–69, Jun. 2019, doi: 10.5604/01.3001.0013.5435.
- [115] N. Ojala *et al.*, 'Effects of composition and microstructure on the abrasive wear performance of quenched wear resistant steels', *Wear*, vol. 317, no. 1–2, pp. 225–232, Sep. 2014, doi: 10.1016/j.wear.2014.06.003.
- [116] J. Mondal, K. Das, and S. Das, 'An investigation of mechanical property and sliding wear behaviour of 400Hv grade martensitic steels', *Wear*, vol. 458–459, p. 203436, Oct. 2020, doi: 10.1016/j.wear.2020.203436.
- [117] J. W. Wyrzykowski, E. Pleszakow, and J. Sieniawski, *Deformation and Cracking of Metals*. Warsaw: Publishing House 'WNT', 1999.
- [118] M. Lindroos, K. Valtonen, A. Kemppainen, A. Laukkanen, K. Holmberg, and V.-T. Kuokkala, 'Wear behavior and work hardening of high strength steels in high stress abrasion', *Wear*, vol. 322–323, pp. 32–40, Jan. 2015, doi: 10.1016/j.wear.2014.10.018.
- [119] S. Morito, H. Tanaka, R. Konishi, T. Furuhashi, and T. Maki, 'The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys', *Acta Mater*, vol. 51, no. 6, pp. 1789–1799, Apr. 2003, doi: 10.1016/S1359-6454(02)00577-3.
- [120] C. Wang, M. Wang, J. Shi, W. Hui, and H. Dong, 'Effect of microstructure refinement on the strength and toughness of low alloy martensitic steel', *J Mater Sci Technol*, vol. 23, no. 5, pp. 659–664, 2007, [Online]. Available: <http://www.jmst.org/fileup/PDF/2006420.pdf>
- [121] Y. Prawoto, N. Jasmawati, and K. Sumeru, 'Effect of Prior Austenite Grain Size on the Morphology and Mechanical Properties of Martensite in Medium Carbon Steel', *J Mater Sci Technol*, vol. 28, no. 5, pp. 461–466, May 2012, doi: 10.1016/S1005-0302(12)60083-8.
- [122] J. W. Morris, 'The Influence of Grain Size on the Mechanical Properties of Steel', Berkeley, CA (United States), May 2001. doi: 10.2172/861397.
- [123] A. Maciejny, *Brittleness of Metals*. Katowice: Publishing House 'Śląsk', 1973.
- [124] J. Hidalgo and M. J. Santofimia, 'Effect of Prior Austenite Grain Size Refinement by Thermal Cycling on the Microstructural Features of As-Quenched Lath Martensite', *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 47, no. 11, pp. 5288–5301, Nov. 2016, doi: 10.1007/s11661-016-3525-4.
- [125] T. Maki, 'Morphology and substructure of martensite in steels', in *Phase Transformations in Steels*, Elsevier, 2012, pp. 34–58. doi: 10.1533/9780857096111.1.34.
- [126] T. Swarr and G. Krauss, 'The effect of structure on the deformation of as-quenched and tempered martensite in an Fe-0.2 pct C alloy', *Metallurgical Transactions A*, vol. 7, no. 1, pp. 41–48, Dec. 1976, doi: 10.1007/BF02644037.
- [127] C. Wang, M. Wang, J. Shi, W. Hui, and H. Dong, 'Effect of microstructural refinement on the toughness of low carbon martensitic steel', *Scr Mater*, vol. 58, no. 6, pp. 492–495, Mar. 2008, doi: 10.1016/j.scriptamat.2007.10.053.

- [128] B. Białobrzeska, Ł. Konat, and R. Jasiński, 'The Influence of Austenite Grain Size on the Mechanical Properties of Low-Alloy Steel with Boron', *Metals (Basel)*, vol. 7, no. 1, p. 26, 2017, doi: 10.3390/met7010026.
- [129] K. Pawlak, B. Białobrzeska, and Ł. Konat, 'The influence of austenitizing temperature on prior austenite grain size and resistance to abrasion wear of selected low-alloy boron steel', *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, vol. 16, no. 4, pp. 913–926, Sep. 2016, doi: 10.1016/j.acme.2016.07.003.
- [130] A. A. Mukhamedov, 'Strength and wear resistance in relation to the austenite grain size and fine structure of the steel', *Metal Science and Heat Treatment*, vol. 10, no. 7, pp. 526–528, Jul. 1968, doi: 10.1007/BF00654357.
- [131] W. Liu, J. Li, C. Shi, and C. Wang, 'Effect of Micro-alloying Element Boron on the Strengthening of High-Strength Steel Q690D', *Metallography, Microstructure, and Analysis*, vol. 4, no. 2, pp. 102–108, Apr. 2015, doi: 10.1007/s13632-015-0191-7.
- [132] B. Białobrzeska and W. Dudziński, 'Analysis Of The Austenite Grain Growth In Low-Alloy Boron Steel With High Resistance To Abrasive Wear', *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 60, no. 3, pp. 1649–1656, Sep. 2015, doi: 10.1515/amm-2015-0287.
- [133] Ł. Konat, M. Zemlik, R. Jasiński, and D. Grygier, 'Austenite Grain Growth Analysis in a Welded Joint of High-Strength Martensitic Abrasion-Resistant Steel Hardox 450', *Materials*, vol. 14, no. 11, p. 2850, May 2021, doi: 10.3390/ma14112850.
- [134] B. Białobrzeska, 'Effect of boron accompanied by chromium, vanadium and titanium on kinetics of austenite grain growth', *Ironmaking & Steelmaking*, vol. 48, no. 6, pp. 649–676, Jul. 2021, doi: 10.1080/03019233.2021.1889894.
- [135] Z. Wang, X. Wu, D. Liu, and X. Zuo, 'Correlation Between Microstructure and Fracture Behavior in Thick HARDOX 450 Wear-Resistant Steel With TiN Inclusions', *Front Mater*, vol. 8, May 2021, doi: 10.3389/fmats.2021.691551.
- [136] Y. Gao, X. Xue, and H. Yang, 'Influence of Boron on Initial Austenite Grain Size and Hot Deformation Behavior of Boron Microalloyed Steels', *Crystals (Basel)*, vol. 5, no. 4, pp. 592–607, Nov. 2015, doi: 10.3390/cryst5040592.
- [137] S. Ruan, A. Zhao, and L. Wang, 'Effect of Boron on Microstructure and Properties of Ultra-Low Carbon Steel', *IOP Conf Ser Mater Sci Eng*, vol. 774, no. 1, p. 012023, Mar. 2020, doi: 10.1088/1757-899X/774/1/012023.
- [138] E. El-Kashif, K. Asakura, T. Koseki, and K. Shibata, 'Effects of Boron, Niobium and Titanium on Grain Growth in Ultra High Purity 18% Cr Ferritic Stainless Steel', *ISIJ International*, vol. 44, no. 9, pp. 1568–1575, 2004, doi: 10.2355/isijinternational.44.1568.
- [139] M. Bramowicz, S. Kulesza, P. Lewalski, and J. Szatkowski, 'Structural Studies of Welds in Wear-Resistant Steels', *Acta Phys Pol A*, vol. 130, no. 4, pp. 963–965, Oct. 2016, doi: 10.12693/APhysPolA.130.963.
- [140] A. Gupta, V. Sharma, P. Kumar, and A. Thakur, 'Investigating the effect of ferritic filler materials on the mechanical and metallurgical properties of Hardox 400 steel welded joints', *Mater Today Proc*, vol. 39, pp. 1640–1646, 2021, doi: 10.1016/j.matpr.2020.05.788.
- [141] H. Bugłacki and M. Smajdor, 'Mechanical Properties of Abrasion-Resistant Hardox 400 Steel and Their Welded Joints', *Advances in Materials Science*, vol. 4, no. 2, pp. 5–8, 2003.
- [142] A. P. Silva, T. Węgrzyn, T. Szymczak, B. Szczucka-Lasota, and B. Łazarz, 'Hardox 450 Weld in Microstructural and Mechanical Approaches after Welding at Micro-Jet Cooling', *Materials*, vol. 15, no. 20, p. 7118, Oct. 2022, doi: 10.3390/ma15207118.
- [143] Z. Zuo *et al.*, 'Microstructure, Fractography, and Mechanical Properties of Hardox 500 Steel TIG-Welded Joints by Using Different Filler Weld Wires', *Materials*, vol. 15, no. 22, p. 8196, Nov. 2022, doi: 10.3390/ma15228196.
- [144] T. Teker and D. Gençdoğan, 'Mechanical performance and weldability of HARDOX 450/AISI 430 grade joined by TIG double-sided arc welding', *Materials Testing*, vol. 64, no. 11, pp. 1606–1613, Nov. 2022, doi: 10.1515/mt-2022-0090.
- [145] G. Turichin *et al.*, 'Laser-Arc hybrid welding perspective ultra-high strength steels: influence of the chemical composition of weld metal on microstructure and mechanical properties', *Procedia CIRP*, vol. 74, pp. 752–756, 2018, doi: 10.1016/j.procir.2018.08.017.
- [146] T. Teker and D. Gencdogan, 'Heat affected zone and weld metal analysis of HARDOX 450 and ferritic stainless steel double sided TIG-joints', *Materials Testing*, vol. 63, no. 10, pp. 923–928, Oct. 2021, doi: 10.1515/mt-2021-0022.
- [147] R. Ghomashchi, W. Costin, and R. Kurji, 'Evolution of weld metal microstructure in shielded metal arc welding of X70 HSLA steel with cellulosic electrodes: A case study', *Mater Charact*, vol. 107, pp. 317–326, Sep. 2015, doi: 10.1016/j.matchar.2015.07.032.

- [148] Ł. Konat, 'Technological, Microstructural and Strength Aspects of Welding and Post-Weld Heat Treatment of Martensitic, Wear-Resistant Hardox 600 Steel', *Materials*, vol. 14, no. 16, p. 4541, Aug. 2021, doi: 10.3390/ma14164541.
- [149] B. Graville, 'Cold Cracking in Welds in HSLA Steels', in *Welding of HSLA (microalloyed) Structural Steels: International Conference*, J. M. Gray and A. B. Rothwell, Eds., Rome: American Society for Metals, 1976, pp. 85–101.
- [150] 'https://esab.com/us/nam_en/products-solutions/categories/arc-welding-equipment/', Dec. 23, 2022.
- [151] S. Frydman, Ł. Konat, and G. Pękalski, 'Structure and hardness changes in welded joints of Hardox steels', *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, vol. VIII, no. 4, pp. 15–27, 2008.
- [152] G. Pękalski, Ł. Konat, and M. Oskwarek, 'Macro- and microstructural properties of welded joints of Hardox 400 and Hardox 500 steels', in *19th Scientific Conference on Trends in the Development of Heavy Duty Machines*, J. Nizioł, Ed., Zakopane, 2006, pp. 289–296.
- [153] Konat, 'Structural Aspects of Execution and Thermal Treatment of Welded Joints of Hardox Extreme Steel', *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 9, p. 915, Aug. 2019, doi: 10.3390/met9090915.
- [154] Ł. Konat, B. Białobrzeska, and P. Białek, 'Effect of Welding Process on Microstructural and Mechanical Characteristics of Hardox 600 Steel', *Metals (Basel)*, vol. 7, no. 9, p. 349, 2017, doi: 10.3390/met7090349.
- [155] N. Barnes, T. Joseph, and P. F. Mendez, 'Issues associated with welding and surfacing of large mobile mining equipment for use in oil sands applications', *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 20, no. 6, pp. 483–493, Aug. 2015, doi: 10.1179/1362171815Y.0000000060.
- [156] M. Gáspár, 'Effect of Welding Heat Input on Simulated HAZ Areas in S960QL High Strength Steel', *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 11, p. 1226, Nov. 2019, doi: 10.3390/met9111226.
- [157] H. W. Lee *et al.*, 'Effect of Quenching Tempering-Post Weld Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Laser-Arc Hybrid-Welded Boron Steel', *Materials*, vol. 12, no. 18, p. 2862, Sep. 2019, doi: 10.3390/ma12182862.
- [158] Y. Lu, A. Peer, T. Abke, M. Kimchi, and W. Zhang, 'Subcritical heat affected zone softening in hot-stamped boron steel during resistance spot welding', *Mater Des*, vol. 155, pp. 170–184, Oct. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2018.05.067.
- [159] A. Saxena, A. Kumaraswamy, V. Madhu, and G. Madhusudhan Reddy, 'Study of Tribological Characteristics of Multi-pass SMAW ArmoX 500T Steel Joints', *J Mater Eng Perform*, vol. 27, no. 8, pp. 4300–4307, Aug. 2018, doi: 10.1007/s11665-018-3488-2.
- [160] T. C. de Paula, C. C. P. Mazzaferro, D. F. Giarollo, G. E. N. Hidalgo, and B. Basso, 'Effect of autogenous GTAW on the reciprocating sliding wear behavior of a carbon martensitic steel', *Acta Scientiarum. Technology*, vol. 43, p. e50488, Feb. 2021, doi: 10.4025/actascitechnol.v43i1.50488.
- [161] J. Montero, A. García, A. Varela, S. Zaragoza, R. Artiaga, and J. L. Mier, 'A study on wear of welded joints for pipelines', *Welding International*, vol. 24, no. 2, pp. 120–124, Feb. 2010, doi: 10.1080/09507110902843453.
- [162] A. Roshanghias, M. Barzegari, A. H. Kokabi, and M. Mirazizi, 'The effects of functionally graded material structure on wear resistance and toughness of repaired weldments', *Mater Des*, vol. 32, no. 2, pp. 892–899, Feb. 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2010.07.003.
- [163] W. J. Jiang, C. Liu, C. G. He, J. Guo, W. J. Wang, and Q. Y. Liu, 'Investigation on impact wear and damage mechanism of railway rail weld joint and rail materials', *Wear*, vol. 376–377, pp. 1938–1946, Apr. 2017, doi: 10.1016/j.wear.2017.02.035.
- [164] A. Saxena, A. Kumaraswamy, G. Madhusudhan Reddy, and V. Madhu, 'Influence of welding consumables on tensile and impact properties of multi-pass SMAW ArmoX 500T steel joints vis-a-vis base metal', *Defence Technology*, vol. 14, no. 3, pp. 188–195, Jun. 2018, doi: 10.1016/j.dt.2018.01.005.
- [165] G. MAGUDEESWARAN, V. BALASUBRAMANIAN, and G. MADHUSUDHANREDDY, 'Hydrogen induced cold cracking studies on armour grade high strength, quenched and tempered steel weldments', *Int J Hydrogen Energy*, vol. 33, no. 7, pp. 1897–1908, Apr. 2008, doi: 10.1016/j.ijhydene.2008.01.035.
- [166] N. K. Subramani, B. Visvalingam, M. Sudersanan, H. R. Abdur, and B. Vadivel, 'Influence of Welding Consumables on Ballistic Performance of Gas Metal Arc Welded Ultra-high Hard Armor Steel Joints', *Mater Perform Charact*, vol. 10, no. 1, p. 20200150, Jun. 2021, doi: 10.1520/MPC20200150.
- [167] T. Mohandas, G. Madhusudan Reddy, and B. Satish Kumar, 'Heat-affected zone softening in high-strength low-alloy steels', *J Mater Process Technol*, vol. 88, no. 1–3, pp. 284–294, Apr. 1999, doi: 10.1016/S0924-0136(98)00404-X.
- [168] G. Madhusudhan Reddy and T. Mohandas, 'Ballistic performance of high-strength low-alloy steel weldments', *J Mater Process Technol*, vol. 57, no. 1–2, pp. 23–30, Feb. 1996, doi: 10.1016/0924-0136(95)02041-1.
- [169] G. Madhusudhan Reddy, T. Mohandas, and K. K. Papukutty, 'Effect of welding process on the ballistic performance of high-strength low-alloy steel weldments', *J Mater Process Technol*, vol. 74, no. 1–3, pp. 27–35, Feb. 1998, doi: 10.1016/S0924-0136(97)00245-8.

- [170] B. Savic and A. Cabrilo, 'Effect of Heat Input on the Ballistic Performance of Armor Steel Weldments', *Materials*, vol. 14, no. 13, p. 3617, Jun. 2021, doi: 10.3390/ma14133617.
- [171] G. Madhusudhan Reddy, T. Mohandas, and K. Papukutty, 'Enhancement of ballistic capabilities of soft welds through hardfacing', *Int J Impact Eng*, vol. 22, no. 8, pp. 775–791, Sep. 1999, doi: 10.1016/S0734-743X(99)00020-2.
- [172] M. Balakrishnan, V. Balasubramanian, and G. Madhusudhan Reddy, 'Effect of Hardfacing Consumables on Ballistic Performance of Q&T Steel Joints', *Defence Technology*, vol. 9, no. 4, pp. 249–258, Dec. 2013, doi: 10.1016/j.dt.2013.12.007.
- [173] M. Balakrishnan, V. Balasubramanian, G. Madhusudhan Reddy, and K. Sivakumar, 'Effect of buttering and hardfacing on ballistic performance of shielded metal arc welded armour steel joints', *Mater Des*, vol. 32, no. 2, pp. 469–479, Feb. 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2010.08.037.
- [174] S. Babu, V. Balasubramanian, G. Madhusudhan Reddy, and T. S. Balasubramanian, 'Improving the ballistic immunity of armour steel weldments by plasma transferred arc (PTA) hardfacing', *Materials & Design (1980-2015)*, vol. 31, no. 5, pp. 2664–2669, May 2010, doi: 10.1016/j.matdes.2009.11.060.
- [175] M. Balakrishnan, V. Balasubramanian, and G. Madhusudhan Reddy, 'Effect of joint design on ballistic performance of quenched and tempered steel welded joints', *Materials & Design (1980-2015)*, vol. 54, pp. 616–623, Feb. 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.08.084.
- [176] ESAB, 'Welding Consumables', 2012.
- [177] '<http://ptg.sggw.pl/polish-soil-classifications/>', Mar. 01, 2023.
- [178] Ł. Konat, J. Napiórkowski, and B. Białoźbrzeska, 'Structural properties and abrasive-wear resistance of Brinar 400 and Brinar 500 steels', *Tribologia*, vol. 273, no. 3, pp. 67–75, 2017, doi: 10.5604/01.3001.0010.6132.
- [179] K. Ligier, M. Zemlik, M. Lemecha, Ł. Konat, and J. Napiórkowski, 'Analysis of Wear Properties of Hardox Steels in Different Soil Conditions', *Materials*, vol. 15, no. 21, p. 7622, Oct. 2022, doi: 10.3390/ma15217622.
- [180] A. Jafari, K. Dehghani, K. Bahaaddini, and R. Abbasi Hataie, 'Experimental comparison of abrasive and erosive wear characteristics of four wear-resistant steels', *Wear*, vol. 416–417, pp. 14–26, Dec. 2018, doi: 10.1016/j.wear.2018.09.010.
- [181] S. Kocańda, 'Fatigue Failure of Metals', 1978.
- [182] M. Zemlik, Ł. Konat, and D. Grygier, 'INFLUENCE OF TEMPERING TEMPERATURE ON THE ABRASIVEWEAR OF HIGH-STRENGTH, MARTENSITIC BORON STEELHARDOX EXTREME', *Tribologia*, vol. 303, no. 1, pp. 97–106, Mar. 2023, doi: 10.5604/01.3001.0016.2937.
- [183] B. Białoźbrzeska, Ł. Konat, and R. Jasiński, 'Fractographic Analysis of Brinar 400 and Brinar 500 Steels in Impact Testing', *Scanning*, vol. 2018, pp. 1–17, 2018, doi: 10.1155/2018/2524735.
- [184] W. Dudziński, Konat Łukasz, and B. Białoźbrzeska, 'Fractographic analysis of selected boron steels subjected to impact testing', *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 60, no. 3B, pp. 2373–2378, 2015, doi: 10.1515/amm-2015-0387.
- [185] B. Białoźbrzeska and R. Jasiński, 'Resistance to Abrasive Wear with Regards to Mechanical Properties Using Low-Alloy Cast Steels Examined with the Use of a Dry Sand/Rubber Wheel Tester', *Materials*, vol. 16, no. 8, p. 3052, Apr. 2023, doi: 10.3390/ma16083052.