

WYSOKOWYTRZYMAŁE NISKOSTOPOWE STALE NA ODKUWKI MATRYCOWE CHŁODZONE W SPOSÓB REGULOWANY BEZPOŚREDNIO PO KUCIU

Artykuł zawiera wyniki badań eksperymentalnych, których celem był dobór składu chemicznego stali i opracowanie parametrów chłodzenia bezpośrednio po kuciu, zapewniających uzyskanie wysokiej wytrzymałości oraz dobrej plastyczności i udarności odkuwek matrycowych o średnicy / grubości do ok. 50 mm. Eksperymentalne stale poddano badaniom hartowności, opracowano diagramy przemian fazowych CTPc, wykonano symulacje obróbek cieplnoplastycznych, przeprowadzono badania mikrostrukturalne i dla wybranych wariantów obróbki zmierzono właściwości mechaniczne. Wykazano, że uzyskanie wysokiej udarności $KV_{CharpyVl+20^{\circ}C}$ na poziomie 170 J przy wytrzymałości powyżej 1000 MPa umożliwia stal zawierająca 0,1%C, 1,8%Mn, 0,4%Cr, o strukturze bainityczno-martenzytycznej składającej się z ok. 70% bainitu i ok. 30% martenzytu listwowego. Otrzymanie bardzo wysokiej wytrzymałości powyżej 1400 MPa i udarności $KV_{CharpyVl+20^{\circ}C}$ minimum 60 J jest możliwe dla stali zawierającej 0,2%C, 1,5%Mn, 0,4%Cr, 0,3%Mo, o mikrostrukturze martenzytyczno-bainitycznej składającej się z 50% lub nieco większej ilości martenzytu listwowego i 50% lub nieco mniejszej ilości bainitu.

Słowa kluczowe: odkuwki matrycowe, stale wysokowytrzymałe, regulowane chłodzenie po odkształceniu na gorąco, przemiany fazowe, właściwości mechaniczne, mikrostruktura

HIGH STRENGTH LOW ALLOY STEELS FOR CLOSED DIE FORGINGS SUBJECTED TO CONTROLLED COOLING DIRECTLY AFTER FORGING PROCESS

The paper presents results of experimental investigation aimed at selection of chemical composition of steel and development of parameters of cooling directly after forging allowing to obtain high strength and good plasticity and impact toughness of closed die forgings with diameter/thickness up to 50 mm. The experimental steels were characterised by assessment of the hardenability, developing of CCT phase diagrams, the effects of thermomechanical treatments and – for chosen variants – measurements of mechanical properties and description of microstructure. It was shown that high impact toughness $KV_{CharpyVl+20^{\circ}C}$ at the level of 170 J and strength over 1000 MPa are possible to obtain for steel containing 0.1%C, 1.8%Mn, 0.4%Cr, with bainitic-martensitic microstructure comprising ca 70% of bainite and ca 30% of lath martensite. A very high strength over 1400 MPa and impact toughness $KV_{CharpyVl+20^{\circ}C}$ minimum of 60 J can be obtained for steel containing 0.2%C, 1.5%Mn, 0.4%Cr, 0.3%Mo, with martensitic-bainitic microstructure comprising 50% or some more of lath martensite and 50% or little less of bainite.

Keywords: closed die forgings, high-strength steels, controlled cooling after hot deformation, phase transformations, mechanical properties, microstructure

1. WSTĘP

1.1. ROZWÓJ GATUNKÓW STALI NA ODKUWKI MATRYCOWE OBRABIANE CIEPLNIE Z ZASTOSOWANIEM REGULOWANEGO CHŁODZENIA BEZPOŚREDNIO PO KUCIU

Standardowa technologia wytwarzania kutych matrycowo stalowych części maszyn i innych elementów konstrukcyjnych o wysokich wartościach wytrzymałości i ciągliwości polega na ulepszaniu cieplnym stali średniowęglowych niestopowych lub niskostopowych. Cykl produkcyjny kutych matrycowo i tradycyjne obrabianych cieplnie części maszyn obejmuje: 1 – nagrzewanie do kucia, 2 – kucie, 3 – niekontrolowane chłodzenie po kuciu, 4 – nagrzewanie przed hartowaniem,

5 – hartowanie, 6 – odpuszczanie, 7 – ewentualne prostowanie, 8 – wygrzewanie odprężające po prostowaniu, 9 – obróbkę mechaniczną (skrawanie, szlifowanie) i 10 – finalną obróbkę powierzchniową. Modyfikacja gatunku stali oraz zastosowanie bezpośredniego chłodzenia po kuciu (swobodnego lub regulowanego) jako jedyne go zabiegu obróbki cieplnej, eliminuje operacje 4, 5 i 6 (często także 7 i 8), co prowadzi do zwiększenia wydajności i do obniżenia energochłonności procesu. W wyniku badań prowadzonych w latach 1970–1980 ustalono, że dla niektórych rodzajów odkuwek właściwości zbliżone do osiągniętych w wyniku ulepszenia cieplnego, można uzyskać po swobodnym chłodzeniu z temperatury kucia stali typu perlityczno-ferrytycznego, zawierających mikrododatek wanadu i / lub niobu.

Pierwszym komercyjnym gatunkiem do bezpośredniej obróbki cieplnej po kuciu była stal 49MnVS3, zastosowana do wytwarzania wałów korbowych [1]. Mechanizmy i efekty wpływu mikrododatków V, Nb i Ti na właściwości stali perlityczno – ferrytycznych przedstawiono szczegółowo w opracowaniu „*Stale mikrostopowe przeznaczone na wyroby kute*” [2].

Specyfika budowy mikrostrukturalnej i mechanicznej w trakcie odkształcenia plastycznego stali perlityczno-ferrytycznych, są przyczyną niższej odporności na pękanie w warunkach udarowych tych stali w porównaniu ze stalami ulepszonymi cieplnie o tej samej wytrzymałości. Poszukiwanie sposobów podwyższenia odporności na oddziaływania udarowe mikrostopowych stali perlityczno-ferrytycznych stało się przedmiotem wielu prac badawczych, w wyniku których uzyskano wyraźny postęp, ale do niektórych zastosowań uzyskiwana udarność tych stali jest niewystarczająca. Podsumowanie stanu wiedzy dotyczącej mikrostopowych stali perlityczno-ferrytycznych przeznaczonych do wytwarzania odkuwek uzyskujących finalne właściwości mechaniczne po chłodzeniu bezpośrednio po kuciu, zgromadzonej w głównej fazie rozwoju tej klasy stali, której zakończenie można przyjąć na lata 1990–1995, zawierają następujące przykładowe materiały z tematycznych konferencji i artykuły przeglądowe: [2–6]. W kolejnych latach następował pewien postęp w projektowaniu gatunków stali mikrostopowych perlityczno-ferrytycznych (z udziałem niewielkiej objętości innych składników strukturalnych – ferrytu Widmanstättena, bainitu i / lub martenzytu) oraz technologii kucia i bezpośredniej obróbki cieplnej po kuciu matrycowym [7–14], co doprowadziło do przesunięcia granic osiągniętych podstawowych właściwości mechanicznych, którymi są udarność (zawsze niższa niż stali ulepszonych cieplnie o porównywalnej wytrzymałości) oraz możliwa do osiągnięcia wartość granicy plastyczności, wynosząca obecnie 700÷750 MPa. Dla zastosowań, dla których nie występują obciążenia dynamiczne o dużej prędkości odkształcenia, udarność nie jest decydującym wskaźnikiem przydatności materiału. W wielu przypadkach bardziej adekwatnymi miernikami przydatności materiału są odporność na pękanie wyrażona parametrem K_{IC} oraz wytrzymałość zmęczeniowa i w takich przypadkach umacniane dyspersyjnie stale perlitycznoferrytyczne nowej generacji wykazują porównywalną lub lepszą przydatność od stali ulepszonych cieplnie. Badania nad podwyższeniem odporności na pękanie mikrostopowych stali perlityczno-ferrytycznych doprowadziły do opracowania gatunków z obniżoną zawartością węgla. Przykładem takiego gatunku jest stal opracowana pod koniec lat 80. XX wieku przez firmę Thyssen o znaku 27MnSiVS6 zawierająca 0,25÷0,30% C, 1,30÷1,60% Mn, 0,50÷0,80% Si, 0,030÷0,050% S i 0,08÷0,13% V.

Do zastosowań, dla których wymagana jest wysoka odporność na oddziaływania udarowe mogące generować odkształcenia o dużej prędkości, w szczególności w niskiej temperaturze, należy poszukiwać alternatywnych rozwiązań materiałowych i technologicznych w stosunku do stali o dużej zawartości perlitu. W wyniku badań i testów przemysłowych stwierdzono, że jednocześnie wysokie wartości wytrzymałości i ciągliwości można uzyskać w wyniku obróbki prowadzącej do wytworzenia niektórych typów bainitu lub mikrostruktury wielofazowej, np. ferrytyczno-bainityczno-martenzy-

tycznej. Bezpośrednia obróbka cieplna prowadząca do wytworzenia mikrostruktury bainitycznej najczęściej polega na ciągłym regulowanym chłodzeniu bezpośrednio po kuciu, ale może także obejmować wytrzymanie izotermiczne lub odpuszczanie po bezpośrednim hartowaniu [15]. Składy chemiczne eksperymentalnych stali bainitycznych na odkuwki zostały oparte na składzie chemicznym zbliżonym do klasycznych stali mikrostopowych perlityczno-ferrytycznych i stali perlityczno-ferrytycznych o podwyższonej ciągliwości (np. do gatunku 27MnSiVS6), uzupełnionym o dodatki molibdenu lub chromu w ilości 0,2÷0,3% w celu podwyższenia tzw. hartowności bainitycznej, ewentualne mikrododatki tytanu w celu ograniczenia rozrostu ziarna austenitu i w niektórych przypadkach podwyższone zawartości krzemu w celu uzyskania zwiększonego ułamka austenitu resztkowego [16, 17]. W kolejnych fazach rozwoju stali bainitycznych na odkuwki, przedmiotem badań były gatunki o obniżonej zawartości węgla poniżej 0,2%, w celu dalszej poprawy ciągliwości oraz spawalności [18], a także stale ze znacznym efektem TRIP [19].

Za najbardziej zaawansowaną technologicznie klasę stali na odkuwki matrycowe poddawane obróbce cieplnej bezpośrednio po kuciu, można uznać stale dwufazowe ferrytyczno-bainityczne [20] oraz bainityczno-martenzytyczne [21] i stale wielofazowe [22], z mikrododatkami pierwiastków o silnym powinowactwie do węgla i / lub azotu: Ti, Nb, V. **Efektywne wykorzystanie mikrododatków Ti, Nb, V – łącznie lub pojedynczo – uzależnione jest od parametrów technologii wytwarzania odkuwek na etapie nagrzewania do kucia, operacji kucia oraz sposobu chłodzenia po kuciu, a także od składu chemicznego stali – głównie od zawartości węgla i azotu.** W celu wytworzenia drobnoziarnistej mikrostruktury wielofazowej zapewniającej jednocześnie wysoką wytrzymałość, plastyczność i udarność, obróbka cieplna obejmuje zazwyczaj bezpośrednie regulowane chłodzenie ciągłe lub chłodzenie etapowe (z różnymi szybkościami chłodzenia w poszczególnych etapach) i w niektórych przypadkach dodatkową operację odpuszczania, zwiększającą efekt umacniania dyspersyjnego i stabilizującą mikrostrukturę.

1.2. CEL I ZAKRES BADAŃ

Skład chemiczny stali i parametry obróbki cieplnej odkuwek matrycowych powinny zostać tak zaprojektowane i dobrane do wielkości przekroju poprzecznego obrabianej odkuwki, aby uzyskać wymaganą mikrostrukturę i właściwości mechaniczne oraz jednorodność właściwości na przekroju w skali mikro i makro. Zestaw koniecznych do spełnienia wymagań dotyczących właściwości materiału wsadowego i odkuwki finalnej jest różny w zależności od wymagań technologicznych i eksploatacyjnych. Poniżej podano najczęściej wymagane parametry i charakterystyki materiałowe, których spełnienie warunkuje zastosowanie obrabianej finalnie odkuwki jako silnie obciążonego elementu konstrukcyjnego:

- *właściwości technologiczne materiału w procesie wytwarzania odkuwek*
– możliwość zastosowania jak najprostszej obróbki cieplnej,

- brak skłonności do nadmiernego rozrostu ziarna austenitu,
- odpowiednia hartowność, pozwalająca uzyskać w środku przekroju odkuwek wymagany typ mikrostruktury,
- możliwość uzyskania umocnienia dyspersyjnego,
- odpowiednia spawalność,
- jak najlepsza skrawalność,
- *właściwości mechaniczne w trakcie eksploatacji odkuwek*
 - wysoka wytrzymałość na rozciąganie,
 - wysoka wytrzymałość zmęczeniowa,
 - poziom odporności na pękanie dostosowany do warunków użytkowania,
 - stabilność właściwości w trakcie całego okresu eksploatacji,
- *jak najniższe koszty wytwarzania.*

Celem badań, których wyniki zawiera niniejszy artykuł, był dobór składu chemicznego stali i opracowanie parametrów chłodzenia bezpośrednio po zakończeniu kucia, zapewniających uzyskanie jednocześnie wysokich wartości wytrzymałości, plastyczności reprezentowanej przez wydłużenie w próbie rozciągania oraz uduarności dla odkuwek o średnicy przekroju poprzecznego do ok. 50 mm. Założono, że zostanie opracowana stal o możliwie najniższej stopowości i parametry bezpośredniego chłodzenia umożliwiające osiągnięcie następujących właściwości mechanicznych dla odkuwek o średnicy przekroju poprzecznego do ok. 50 mm: granicy plastyczności minimum 800 MPa, wytrzymałości na rozciąganie minimum 1050 MPa, wydłużenia całkowitego w próbie rozciągania A_5 minimum 15% i uduarności Charpy V w temperaturze otoczenia minimum 60 J/cm². Badania wykonano metodami symulacji fizycznych na eksperymentalnych stalach wytworzonych w warunkach laboratoryjnych, w ramach projektu NCBR PBS2/B5/29/2013 (TERMOTECH/01.10.2013–30.09.2016) pt. „Opracowanie i przemysłowa weryfikacja energooszczędnej obróbki termomechanicznej odkuwek matrycowych z zastosowaniem zaawansowanych gatunków stali oraz innowacyjnych metod sterowanego chłodzenia bezpośrednio po kuciu na gorąco” realizowanego przez konsorcjum: Instytut Metalurgii Żelaza w Gliwicach (lider konsorcjum), Akademia Górniczo-Hutnicza (współwykonawca) oraz Zakłady Mechaniczno-Kuźnicze WOSTAL Sp. z o.o. w Wolbromiu (współwykonawca). Jednym z głównych wyników tego projektu jest wykonanie eksperymentalnego wielofunkcyjnego urządzenia do obróbki cieplnej odkuwek matrycowych bezpośrednio po kuciu, z wykorzystaniem ciepła zawartego w odkuwkach (Rys. 1), w którym można realizować operacje regulowanego chłodzenia przedstawione w niniejszym artykule.

Tabela 1. Zawartości pierwiastków stopowych i domieszkowych w badanych stalach eksperymentalnych, % masowe^{*)}; ** zawartości B, O i N podano w jednostkach [ppm]

Table 1. Content of alloying and residual elements in the investigated steels, wt %; ** contents of B, O, and N are given in [ppm]

Stal	Σ%	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Al	V	Nb	Ti	B**	O**	N**
A(429) C _E = 0,56	2,8	0,10	1,78	0,26	0,011	0,006	0,43	0,32	0,024	0,066	–	0,010	–	14	98
B1(431) C _E = 0,56	2,3	0,20	1,55	0,28	0,010	0,006	0,42	–	0,015	0,067	–	0,009	20	9	109
B2(434) C _E = 0,55	2,5	0,20	1,51	0,25	0,010	0,006	0,42	0,32	0,022	0,066	0,04	–	–	7	106

*) w całym artykule zawartości pierwiastków podano w % masy



Rys. 1. Badawcze stanowisko przemysłowe do regulowanego chłodzenia odkuwek bezpośrednio po kuciu, wykonane w kuźni WOSTAL w ramach projektu TERMOTECH / NCBR-PBS2/B5/29/2013

Fig. 1. Industrial testing stand for controlled cooling of closed die forgings directly after forging operation, constructed in forging shop of WOSTAL in project TERMOTECH / NCBR-PBS2/B5/29/2013

2. MATERIAŁ DO BADAŃ I ZASTOSOWANE METODY BADAWCZE

2.1. PRZYGOTOWANIE MATERIAŁU DO BADAŃ

W tabeli 1 zamieszczono składy chemiczne eksperymentalnych stali, które wytopiono w IMŻ w próżniowym piecu indukcyjnym VSG-100 o nominalnej pojemności tygla 100 kg i odlano w atmosferze argonu do wlewnicy żeliwnej zbieżnej ku dołowi, o przekroju kwadratowym 125/135 mm i wysokości 1090 mm. Stale eksperymentalne oznaczono skrótowo literami A, B1 i B2. W tabeli 1 za znakiem stali w nawiasie podano numer wytopu laboratoryjnego. Wszystkie wytopy odtleniono krzemem i glinem, a zawartość całkowitą azotu ustalono na poziomie typowym dla elektrycznego procesu wytapiania stali, tj. 90÷110 ppm. Wlewki walcowano w LPS [23] na płaskowniki oraz na pręty kwadratowe o przekrojach wymaganych do badań. Odcinki prętów i płaskowników przeznaczone do wykonania próbek poddano normalizowaniu polegającemu na austenitowaniu w temperaturze $A_{c3} + 50^{\circ}\text{C}$ w ciągu 1 godziny i następnym studzeniu w spokojnym powietrzu.

Eksperymentalne stale różnią się zawartością C i Mn (stal A zawiera 0,1% C oraz ok. 1,8% Mn, a stale B1 i B2 zawierają 0,2% C oraz ok. 1,5% Mn), zawartościami pierwiastków znacznie zwiększającymi hartowność Mo oraz B (przy tej samej zawartości Cr ok. 0,4%) i mikrodotkami pierwiastków o dużym powinowactwie do węgla i azotu (Ti, Nb, V). Składy chemiczne zapro-

jektowano w taki sposób, aby charakteryzowały się zbliżoną wartością równoważnika węgla wyrażonego wzorem (1):

$$C_E = \%C + \%Mn/6 + (\%Cr + \%Mo + \%V)/5 + (\%Ni + \%Cu)/15 \quad (1)$$

W tabeli 1 podano także sumaryczną zawartość pierwiastków stopowych $\%Mn+\%Si+\%Cr+\%Mo$ (bez uwzględniania mikrodotyków) oznaczoną jako $\Sigma\%$. Eksperymentalne stale zaprojektowano w celu wykonania wielowariantowych obróbek w warunkach laboratoryjnych. Założono, że składy chemiczne badanych stali zostaną zoptymalizowane pod względem zawartości mikrodotyków V, Nb i Ti w aplikacyjnej części badań, mającej na celu ustalenie parametrów bezpośredniej obróbki cieplnej dla wybranego typu odkuwek.

2.2. ZASTOSOWANE METODY BADAŃ

2.2.1. Ocena hartowności

Badania hartowności eksperymentalnych stali wykonano zgodnie ze znormalizowaną procedurą określoną w normie PN-EN ISO 642:2002 – „*Stal – Badanie hartowności metodą oziębienia od czoła (próba Jominy’ego)*”. Wielkość ziarna byłego austenitu określono na zahartowanym odcinku próbek Jominy’ego i wyrażono w skali ASTM oraz w postaci średniej cięciwy przekroju ziarna widocznego na zglądzie, zmierzonej i obliczonej z zastosowaniem znormalizowanej metody. Podstawowy wynik badań hartowności stanowią krzywe w postaci zależności twardości (HV30) od odległości od chłodzonej powierzchni próbki Jominy’ego. Próbkę Jominy’ego przed chłodzeniem austenitzowano w ciągu 30 minut w następujących temperaturach dla poszczególnych stali: stal A: 920°C, 970°C, 1020°C; stal B1: 890°C, 940°C, 990°C; stal B2: 890°C, 940°C, 990°C.

W celu ilościowego porównania hartowności badanych stali obliczono wartości *idealnej średnicy krytycznej*, za pomocą zależności empirycznej podanej w formie graficznej przez Grossmanna [24] (wyniki pracy Grossmanna odnoszące się do tej zależności przedstawiono w [25]), opisanej poniższym wzorem przez Adriana [26]:

$$D_i = 4,59 + 7,513l_k - 0,18482557l_k^2 + 2,81420334 \cdot 10^{-3} \cdot l_k^3 - 1,737657 \cdot 10^{-5} \cdot l_k^4 \quad (2)$$

gdzie:

D_i – jest idealną średnicą krytyczną wg definicji Grossmanna,

l_k – jest odległością w mm od chłodzonej powierzchni próbki Jominy’ego do przekroju o strukturze zawierającej 50% obj. martenzytu.

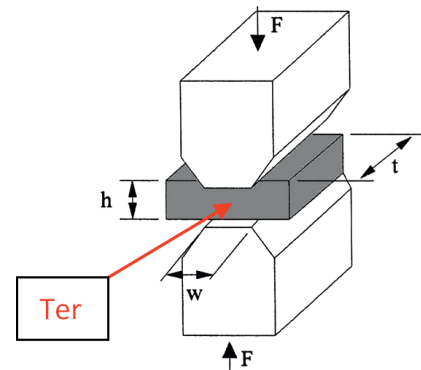
2.2.2. Badania dylatometryczne

Próbki do badań dylatometrycznych w postaci rurek o średnicy zewnętrznej 4 mm, średnicy wewnętrznej 2 mm i długości 10 mm, wykonano w wymaganej liczbie z badanych materiałów z zachowaniem równoległości osi rurki do kierunku walcowania płaskowników. Badania dylatometryczne wykonano w Zakładzie Symulacji Procesów Technologicznych IMŻ, za pomocą dylatometrów DIL805 A/D i DIL805A/D/T. Wyznaczono temperatury charakterystyczne badanych stali (A_{c1} , A_{c3} , M_s) oraz opracowano fragmenty wykresów CTPc. Nagrzewanie oraz wytrzymanie w zadanej temperaturze

wykonywano w próżni $< 5 \cdot 10^{-4}$ mbar. Wyznaczanie temperatur krytycznych oraz zakresów przemian fazowych wykonano z zastosowaniem techniki przykładowania stycznej do krzywej dylatacyjnej w pobliżu początku i końca przemiany fazowej [27, 28], a w przypadku analizy przemian nierozdzielnych (występujących bezpośrednio jedna po drugiej lub nakładających się) zastosowano różniczkowanie numeryczne krzywych dylatacyjnych. Do wyznaczania temperatur początku i końca przemian fazowych o słabych efektach dylatacyjnych, wykorzystano metodykę opartą o transformację liniową analizowanego odcinka krzywej dylatacyjnej [29]. Pomiar twardości przeprowadzono za pomocą twardościomierza Vickers HTM 1839 przy obciążeniu 98 N. Na przekroju poprzecznym każdej próbki dylatometrycznej wykonano minimum 4 pomiary twardości.

2.2.3. Symulacje cykli odkształceniowo-temperaturowych w urządzeniu Gleeble 3800

Symulacje cykli odkształceniowo-temperaturowych eksperymentalnych stali wykonano w Zakładzie Symulacji Procesów Technologicznych IMŻ w symulatorze procesów metalurgicznych Gleeble 3800. Do symulacji wykonano próbki prostopadłościenną o wymiarach: ($t = 35$ mm) \times ($h = 15$ mm) \times 20 mm (Rys. 2) i zastosowano kowadła o szerokości w równej 10 mm.



Rys. 2. Schemat ściskania próbki w symulatorze Gleeble z zachowaniem warunków płaskiego stanu odkształcenia; Ter – miejsce zgrzania termopary z próbką

Fig. 2. A scheme of compression of specimen in Gleeble simulator under plane strain conditions; Ter – place where thermocouple was welded to the specimen

W trakcie ściskania zgodnie ze schematem na rys. 2, w środkowej części próbki występuje obszar, w którym zachodzi odkształcenie w przybliżeniu jednorodne i ta objętość materiału została poddana badaniom mikrostrukturalnym i mechanicznym, których wyniki skorelowano z zarejestrowanymi parametrami cyklu temperaturowo-odkształceniowego. Rejestrowanymi parametrami w trakcie testu były: temperatura mierzona za pomocą termopary zgrzanej z odkształcaną częścią próbki (Ter na Rys. 2) oraz wartość naprężenia w funkcji odkształcenia w poszczególnych cyklach ściskania próbki. Rzeczywista temperatura w środku przekroju próbki jest wyższa niż temperatura rejestrowana w tym samym czasie na jej powierzchni – im większa szybkość chłodzenia, tym większy gradient temperatury na przekroju o określonym momencie procesu chłodzenia. W analizie wyników niniejszych badań nie uwzględniano gradientu w rozkładzie temperatury na przekroju chłodzonej próbki Gleeble.

Średnie odkształcenie w środkowym obszarze próbki reprezentowane jest przez odkształcenie efektywne ϵ_{ef} zdefiniowane zależnością:

$$\epsilon_{ef} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{h_1}{h_0} \right) \quad (3)$$

gdzie:

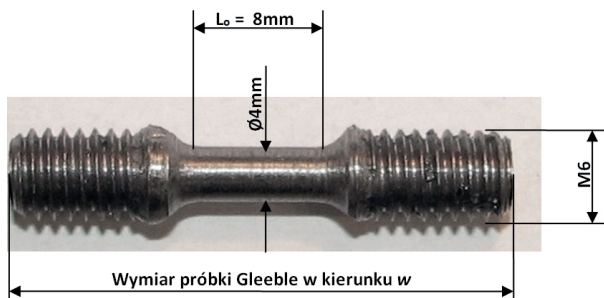
h_0 – wysokość próbki przed odkształceniem,

h_1 – wysokość próbki po odkształceniu nr 1.

Dla wszystkich wariantów prędkość odkształcenia wynosiła 10 s^{-1} .

2.2.4. Pomiar właściwości mechanicznych

Próbki wytrzymałościowe do testów rozciągania o niestandardowych wymiarach (Rys. 3) wykonano z odkształconych części próbek Gleeble wzdłuż kierunku „w” (Rys. 2). Z każdej próbki Gleeble wykonano jedną próbkę wytrzymałościową. Próby jednoosiowego rozciągania wykonywano w temperaturze otoczenia za pomocą maszyny wytrzymałościowej Zwick 250 kN zgodnie z normą PN-EN ISO 6892-1:2009: „Metale – Próba rozciągania – Część 1: Metoda badania w temperaturze pokojowej”, z zastosowaniem zmodyfikowanej procedury uwzględniającej niestandardowe wymiary próbek. Prędkość odkształcenia próbek wynosiła $2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Dla wszystkich próbek rejestrowano naprężenie umowne w funkcji wydłużenia bezwzględnego. Do wyznaczania wartości granicy plastyczności $R_{p0,2}$, wytrzymałości R_m i procentowego wydłużenia całkowitego A stosowano rzeczywiste wymiary próbek.



Rys. 3. Kształt i wymiary niestandardowej próbki do badań wytrzymałościowych metodą jednoosiowego rozciągania, wykonanej z odkształconej części próbki Gleeble

Fig. 3. Shape and dimensions of a non-standard specimen for unidirectional tensile testing, machined from deformed part of the Gleeble specimen

Z podanych wymiarów próbki (Rys. 3) wynika, że krotność mierzona stosunkiem początkowej długości pomiarowej L_0 do początkowej średnicy d_0 wynosi 2 i jest mniejsza niż zalecana w normie krotność próbek, która wynosi 5. Tak więc procentowe wydłużenie całkowite w niniejszych badaniach wyznaczono dla próbek o krotności 2 i oznaczono A_2 . Zmierzone wydłużenie całkowite dla próbek o mniejszej krotności jest większe niż dla próbek o większej krotności z tego samego materiału. Aby można porównać zmierzone w niniejszej pracy wartości wydłużenia A_2 ze standardowymi wartościami A_5 , dokonano przeliczenia korzystając z empirycznej zależności bazującej na formule Oliviera [30] (źródło cytowane w [31]), zapisanej wzorem (4):

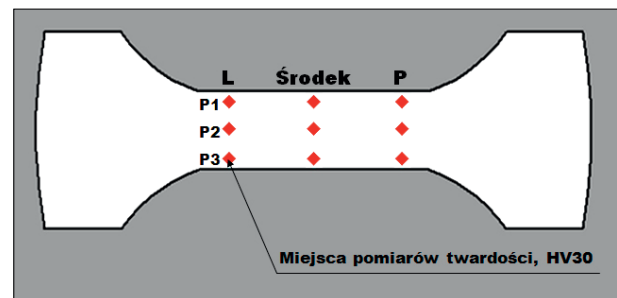
$$\frac{A_1}{A_2} = \left[\frac{L_{02}}{L_{01}} \sqrt{\frac{S_{01}}{S_{02}}} \right]^n \quad (4)$$

gdzie: indeksy 1 i 2 oznaczają próbki do rozciągania z tego samego materiału o różnej geometrii, A jest

procentowym wydłużeniem całkowitym, L_0 oznacza początkową długość pomiarową próbki, S_0 jest polem przekroju początkowego części pomiarowej próbki, a wartość wykładnika potęgowego n zależy od mikrostruktury materiału. Na podstawie walidacji zależności (4) dla różnych mikrostruktur [31], w niniejszym opracowaniu przyjęto dla dwufazowych i wielofazowych mikrostruktur z przeważającym udziałem bainitu listwowego i martenzytu listwowego, wartość $n = 0,65$. Wykorzystując zależność (4) ustalono następujący współczynnik przeliczeniowy pomiędzy zmierzoną wartością wydłużenia całkowitego dla próbek o krotności 2 (A_2), a wydłużeniem całkowitym, które byłoby zmierzone na próbkach o krotności 5 (A_5):

$$A_5 = 0,55A_2 \quad (5)$$

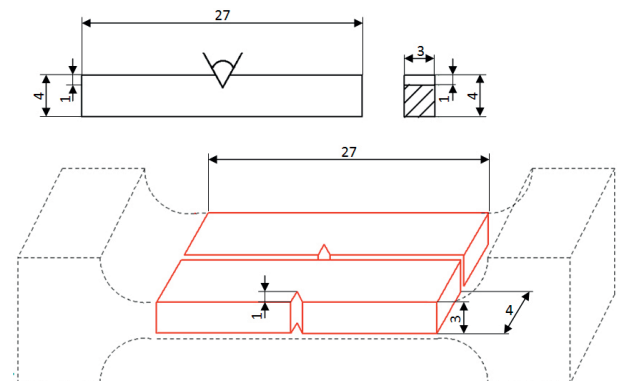
Twardość próbek po testach Gleeble mierzono metodą Vickersa pod obciążeniem 30 kG w punktach przekroju poprzecznego zaznaczonych na szkicu na rys. 4.



Rys. 4. Miejsca pomiaru twardości HV30 na przekroju poprzecznym próbki odkształconej w Gleeble

Fig. 4. Places of measurements of HV30 hardness on cross-section of specimen deformed in Gleeble

Z odkształconych części próbek Gleeble wykonano próbki o niestandardowych wymiarach do pomiaru uderności, podobnie jak w przypadku próbek wytrzymałościowych wzdłuż kierunku „w” (Rys. 5). Zastosowano subwymiarowe próbki typu KLST, zgodnie z procedurą NIST – Special Publication 260-180 / July 2013 [32]. Dla testów wykonanych w temperaturze otoczenia na podstawie korelacji statystycznych ustalono następującą zależność pomiędzy wartością energii łamania zmierzoną na próbce typu KLST a energią łamania



Rys. 5. Wymiary niestandardowej próbki typu KLST do pomiaru uderności oraz sposób wycinania z odkształconej części próbki Gleeble

Fig. 5. Dimensions of non-standard specimen of KLST type for measurement of impact toughness and method of cutting out the specimen from deformed part of the Gleeble specimen

zmierzoną dla tego samego materiału na standardowych próbkach Charpy V o przekroju poza karbem 10 mm × 10 mm [32]:

$$KV_{\text{CharpyV}} = 9,448(KV_{\text{KLST}})^{1,3979} \quad (6)$$

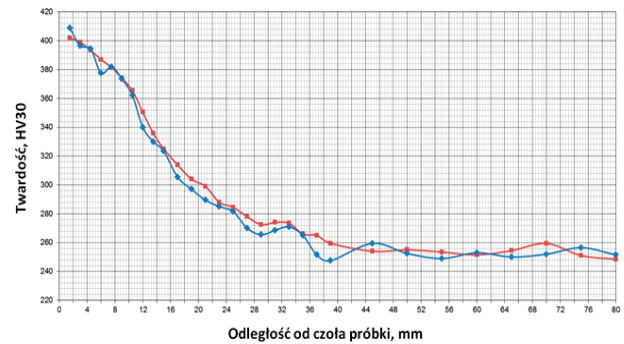
2.2.5. Badania mikrostrukturalne

Badania mikrostrukturalne wykonano na wytrawionych zglądach poprzecznych wszystkich próbek dylatometrycznych i próbek odkształconych w symulatorze Gleeble za pomocą mikroskopu świetlnego (MS), a wybrane próbki poddano badaniom z zastosowaniem większych powiększeń metodą skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM).

3. WYNIKI BADAŃ

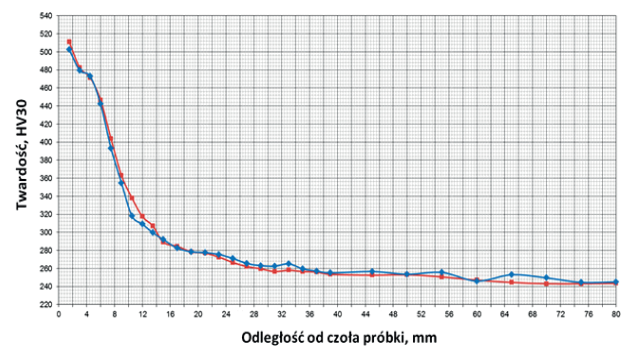
3.1. WYNIKI BADANIA HARTOWNOŚCI METODĄ CHŁODZENIA OD CZOŁA (METODĄ JOMINY'EGO)

Oznaczenie próbek Jominy'ego z eksperymentalnych stali, parametry austenitowania, wielkość ziarna byłego austenitu określoną na zahartowanym odcinku próbek Jominy'ego wyrażoną w skali ASTM oraz w postaci średniej cięciwy, maksymalną twardość zmierzoną na próbce Jominy'ego oraz wartość idealnej średnicy krytycznej D_i obliczoną za pomocą zależności (2), podano w tabeli 2. Dla każdej temperatury austenitowania wykonano dwa testy Jominy'ego, a na każdej próbce zmierzono rozkłady twardości wzdłuż dwóch linii na przeciwnych stronach. Na rys. 6–8 zamieszczono przykładowe krzywe hartowności w postaci zależności twardości (HV30) od odległości od chłodzonej po-



Rys. 6. Krzywe hartowności sporządzone na podstawie pomiarów twardości wzdłuż próbki Jominy'ego ze stali A(429) austenitowanej w temperaturze 1020°C

Fig. 6. Hardenability curves based on measurements of hardness along Jominy specimen of steel A(429) austenitised at temperature of 1020°C



Rys. 7. Krzywe hartowności sporządzone na podstawie pomiarów twardości wzdłuż próbki Jominy'ego ze stali B1(431) austenitowanej w temperaturze 990°C

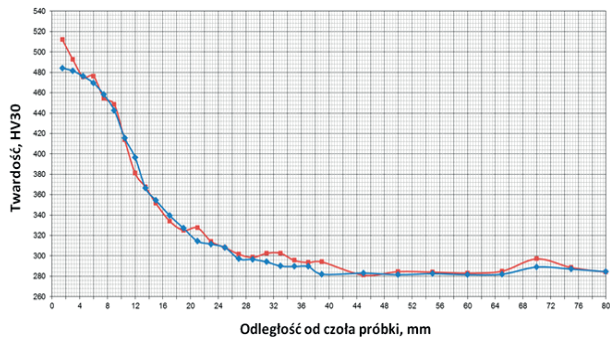
Fig. 7. Hardenability curves based on measurements of hardness along Jominy specimen of steel B1(431) austenitised at temperature of 990°C

Tabela 2. Oznaczenie próbek Jominy'ego, parametry austenitowania, wielkość ziarna byłego austenitu określona na zahartowanym odcinku próbek Jominy'ego oraz wartości obliczonej z krzywych hartowności średnicy idealnej

Table 2. Markings of Jominy specimens, austenitising parameters, grain size of former austenite determined on hardened part of Jominy specimens and values of ideal diameter calculated from Jominy curves

Stal	Symbol próbki	Temperatura austenitowania [°C]	Wielkość ziarna austenitu - cięciwa [µm]	Wielkość ziarna austenitu, nr ASTM	Maks. twardość próbki Jominy'ego, HV 30	Odległość 50% martenzytu, l_k [mm]	D_i [mm], wg wzoru (2)
A(429)	A/1	920	20,7	8	średnia A/1, A/2 395	średnia A/1, A/2 5,5	40
	A/2	920	nm	nm			
	A/3	970	21,5	8	średnia A/3, A/4 410	średnia A/3, A/4 8,0	54
	A/4	970	nm	nm			
	A/5	1020	25,0	8	średnia A/5, A/6 410	średnia A/5, A/6 10,5	66
	A/6	1020	nm	nm			
B1(431)	B1/1	890	17,7	9	średnia B1/1, B1/2 535	średnia B1/1, B1/2 7,5	51
	B1/2	890	nm	nm			
	B1/3	940	21,5	8	średnia B1/3, B1/4 490	średnia B1/3, B1/4 7,0	49
	B1/4	940	nm	nm			
	B1/5	990	44,5	6	średnia B1/5, B1/6 510	średnia B1/5, B1/6 8,0	54
	B1/6	990	nm	nm			
B2(434)	B2/1	890	9,3	10	średnia B2/1, B2/2 510	średnia B2/1, B2/2 9,0	59
	B2/2	890	nm	nm			
	B2/3	940	11,3	10	średnia B2/3, B2/4 500	średnia B2/3, B2/4 9,5	61
	B2/4	940	nm	nm			
	B2/5	990	10,5	10	średnia B2/5, B2/6 510	średnia B2/5, B2/6 12,0	73
	B2/6	990	nm	nm			

nm – nie mierzono



Rys. 8. Krzywe hartowności sporządzone na podstawie pomiarów twardości wzdłuż próbki Jominy'ego ze stali B2 (434) austenitzowanej w temperaturze 990°C

Fig. 8. Hardenability curves based on measurements of hardness along Jominy specimen of steel B2(434) austenitized at temperature of 990°C

wierzchni próbki Jominy'ego, dla najwyższych wartości temperatury austenitzowania. Ustalenia wynikające z analizy wyników badania hartowności metodą Jominy'ego zamieszczonych w tabeli 2 oraz z porównania z wynikami badań wstępnych [33], są następujące:

- Stal A – dodatek 0,3% Mo i mikrododatek 0,07% V do stali bazowej zawierającej 0,1% C, 1,8% Mn i 0,4% Cr spowodowały około dwukrotny wzrost hartowności stali A (mierzonej D_i) w porównaniu ze stalą bazową (hartowność stali bazowej określono w ramach badań wstępnych [33]).
- Stal B1 – dodatek boru w ilości 20 ppm przy zawartości 109 ppm N, 0,009% Ti i 0,015% Al nie spowodował zwiększenia hartowności w stosunku do stali bazowej o tym samym składzie bez dodatku boru, ze względu na zbyt niski stosunek zawartości Ti oraz Al do zawartości azotu, jaki uzyskano w badanym wytopie. We wstępnych badaniach ustalono [33], że większe zawartości Al (0,026%) i B (30 ppm), przy zawartościach innych pierwiastków takich jak w stali B1 powodują zwiększenie hartowności o ok. 30%.
- Stal B2 – dodatek molibdenu w ilości 0,32% Mo do stali o bazowym składzie 0,20% C, 1,5% Mn, 0,4% Cr i 0,07% V spowodował wzrost hartowności o ok. 30%.

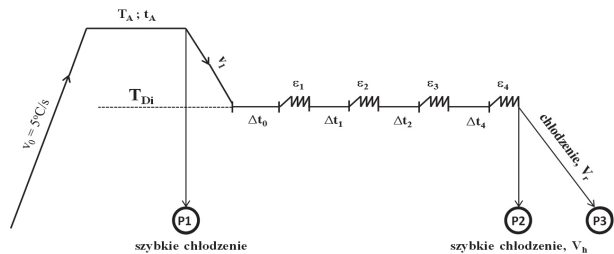
Tabela 3. Zestawienie nominalnych (zadanych) wartości parametrów cykli obróbki cieplno-plastycznej wykonanych w symulatorze Gleeble na próbkach z eksperymentalnych stali A, B1 i B2; T_K – temperatura po ostatnim odkształceniu, T_O – temperatura otoczenia; we wszystkich cyklach zastosowano następujące wartości: $t_A = 180$ s, $v_1 = 3^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, $\Delta t_0 = 10$ s, $T_A = 1200^\circ\text{C}$

Table 3. Specification of nominal (set) values of parameters of thermo-mechanical cycles carried out in Gleeble simulator using specimens of experimental steels A, B1 i B2; T_K – temperature after final deformation, T_O – ambient temperature; in all the cycles applied following values: $t_A = 180$ s, $v_1 = 3^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, $\Delta t_0 = 10$ s, $T_A = 1200^\circ\text{C}$

Ozn. stali	Wariant	T_{D1} [°C]; ε_1	Δt_1 [s]	T_{D2} [°C]; ε_2	Δt_2 [s]	T_{D3} [°C]; ε_3	Δt_3 [s]	T_{D4} [°C]; ε_4	V_r [°C·s ⁻¹]	
									od T_K do 400°C	od 400°C do T_O
A (429)	Aw2	1150; -0,80	5	1100; -0,58	–	–	–	–	35	35
	Aw5	1150; -0,80	5	1100; -0,58	–	–	–	–	35	1
	Aw8	1150; -0,33	5	1150; -0,33	5	1100; -0,33	5	1100; -0,33	35	35
	Aw11	1150; -0,33	5	1150; -0,33	5	1100; -0,33	5	1100; -0,33	35	1
B1 (431)	B1w2	1150; -0,80	5	1100; -0,58	–	–	–	–	35	35
	B1w5	1150; -0,80	5	1100; -0,58	–	–	–	–	35	1
	B1w8	1150; -0,33	5	1150; -0,33	5	1100; -0,33	5	1100; -0,33	35	35
	B1w11	1150; -0,33	5	1150; -0,33	5	1100; -0,33	5	1100; -0,33	35	1
B2 (434)	B2w2	1150; -0,80	5	1100; -0,58	–	–	–	–	35	35
	B2w5	1150; -0,80	5	1100; -0,58	–	–	–	–	35	1
	B2w8	1150; -0,33	5	1150; -0,33	5	1100; -0,33	5	1100; -0,33	35	35
	B2w11	1150; -0,33	5	1150; -0,33	5	1100; -0,33	5	1100; -0,33	35	1

3.2. WYKONANIE CYKLI ODKSZTAŁCENIOWO-TEMPERATUROWYCH W SYMULATORZE GLEEBLE I ICH WPŁYW NA MIKROSTRUKTURĘ BADANYCH STALI

Schemat, zgodnie z którym wykonano symulacje obróbek cieplno-plastycznych na próbkach z badanych stali w symulatorze Gleeble, zamieszczono na rys. 9.



Rys. 9. Schemat cykli obróbki cieplno-plastycznej zrealizowanych w symulatorze Gleeble na próbkach z eksperymentalnych stali

Fig. 9. Scheme of cycles of thermo-mechanical treatment carried out in Gleeble simulator using specimens of the experimental steels

Na schemacie podano następujące oznaczenia:

- T_A – temperatura austenitzowania,
- t_A – czas austenitzowania;
- v_1 – szybkość chłodzenia od temperatury austenitzowania do temperatury pierwszego odkształcenia i pomiędzy odkształceniami;
- T_{Di} – wartości temperatury poszczególnych odkształceń;
- ε_i – wielkości kolejnych odkształceń, wyrażonych wzorem (3);
- Δt_i – przerwy pomiędzy kolejnymi odkształceniami;
- V_r – regulowane chłodzenie;
- V_h – szybkie chłodzenie (hartowanie) próbki kontrolnej;
- P_1, P_2, P_3 – próbki do badań po wybranych fazach cyklu.

Zadawane wartości parametrów cykli obróbki cieplno-plastycznej wykonanych w symulatorze Gleeble na

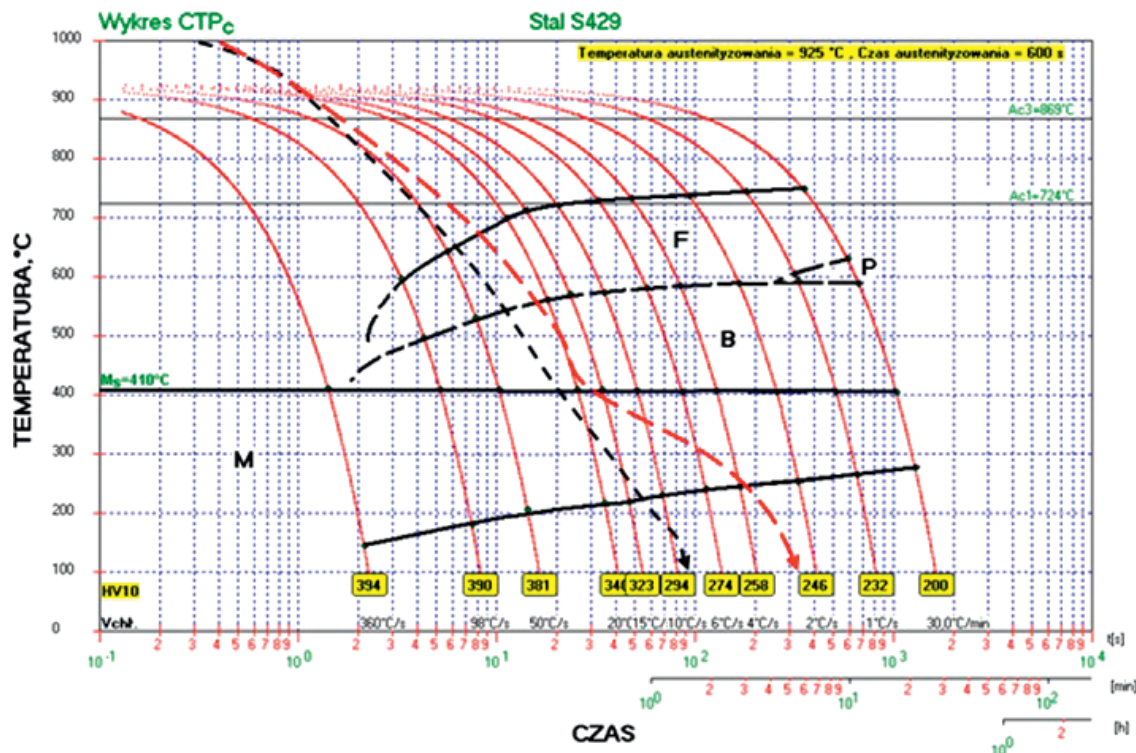
próbek z eksperymentalnych stali A, B1 i B2, podane w tabeli 3, przyjęto z uwzględnieniem rzeczywistych wartości parametrów kucia wybranego rodzaju odkuwki. Wartości odkształcenia ustalono na podstawie symulacji numerycznych procesu kucia wybranego rodzaju odkuwki. Po wykonaniu eksperymentów w symulatorze Gleeble stwierdzono, że rzeczywiste wartości zmierzone były bliskie wartościom zadany.

Do analizy przemian fazowych zachodzących w trakcie chłodzenia stali eksperymentalnych po ostatnim odkształceniu w symulatorze Gleeble, wykorzystano opracowane dla badanych stali wykresy CTPc. Ścisłe dane dotyczące rodzaju, sekwencji i przedziałów temperaturowych przemian fazowych zachodzących w trakcie chłodzenia można uzyskać z analizy wykresu CTPc tylko dla przypadków, gdy badany element (lub próbka) jest chłodzony w sposób ciągły z temperatury austenitowania ze stałą szybkością, tj. w sposób, w jaki jest sporządzany standardowy wykres CTPc. **Ponieważ w badaniach, których wyniki zawiera niniejszy artykuł próbki chłodzone z innych temperatur niż standardowa temperatura austenitowania przy sporządzaniu wykresów CTPc, a chłodzenie w ogólności nie przebiegało ze stałą szybkością, analiza przebiegu przemian fazowych polegająca na nałożeniu rzeczywistej krzywej chłodzenia na wykres CTPc, jest przybliżona.**

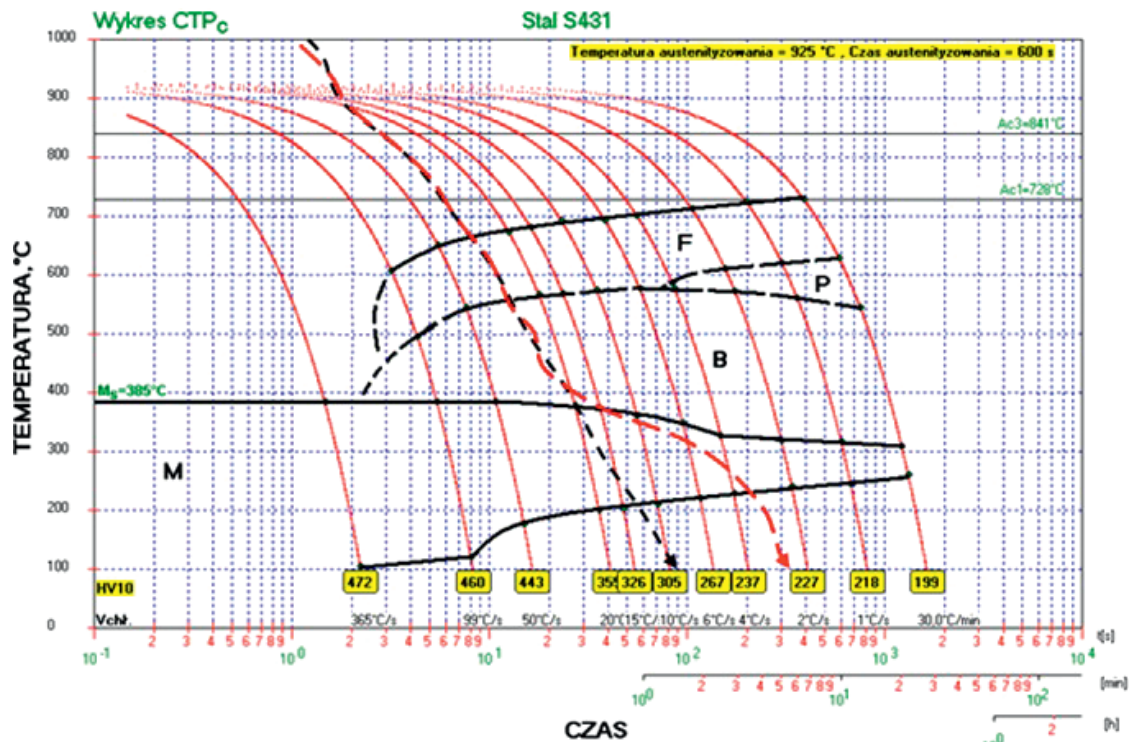
Na rys. 10–12 zamieszczono wykresy CTPc badanych stali z naniesionymi rzeczywistymi przebiegami chłodzenia dla wariantów zamieszczonych w tabeli 3. W testach symulacyjnych w Gleeble wykonano dla każdego wariantu odkształceń dwa rodzaje chłodzenia po ostatnim odkształceniu: ciągłe chłodzenie z maksymal-

ną szybkością możliwą do zastosowania w warunkach przemysłowych dla założonej wielkości odkuwki, równą $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ oraz chłodzenie w sposób dwustopniowy, mający na celu zwiększenie efektu odpuszczania powstającego martenzytu i bainitu: z szybkością $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ do temperatury 400°C i następnie z szybkością $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ od 400°C do temperatury otoczenia. Szybkość chłodzenia założoną do testów w symulatorze Gleeble dobrano na podstawie wyników pomiarów wykonanych w osi walca stalowego o średnicy 50 mm, chłodzonego natryskiem wodnym. Dla zastosowanych szybkości chłodzenia we wszystkich wariantach jako pierwsza faza powstaje ferryt przedeutektoidalny, a następnie kolejno różne typy bainitu oraz martenzyt listwowy (dyslokacyjny).

Mikrostrukturę ujawnioną metodą wytrawiania nitaliem obserwowano za pomocą MS oraz SEM w środku przekroju próbek po testach w Gleeble. Zastosowano następujące oznaczenia zidentyfikowanych fazowych składników mikrostruktury: F_P – ferryt przedeutektoidalny (ferryt poligonalny), F_W – ferryt Widmanstättena (ferryt iglasty), B_G – bainit górny, B_D – bainit dolny (bainit listwowy), M_L – martenzyt listwowy. Rozróżnienia pomiędzy typami bainitu i samoodpuszczonym martenzytem listwowym można dokonać na mikrofotografiach SEM m.in. na podstawie morfologii i rozmieszczenia wydzielonych w trakcie przemiany i w procesie odpuszczania cząstek cementytu. Z przebiegu zależności naprężenia płynięcia od odkształcenia zarejestrowanych w Gleeble oraz z analizy rodzaju otrzymanej finalnej mikrostruktury wynika, że bezpośrednio przed chłodzeniem po ostatnim odkształceniu mikrostruktura wszystkich opisanych próbek była w pełni zrekrystalizowanym austenitem.

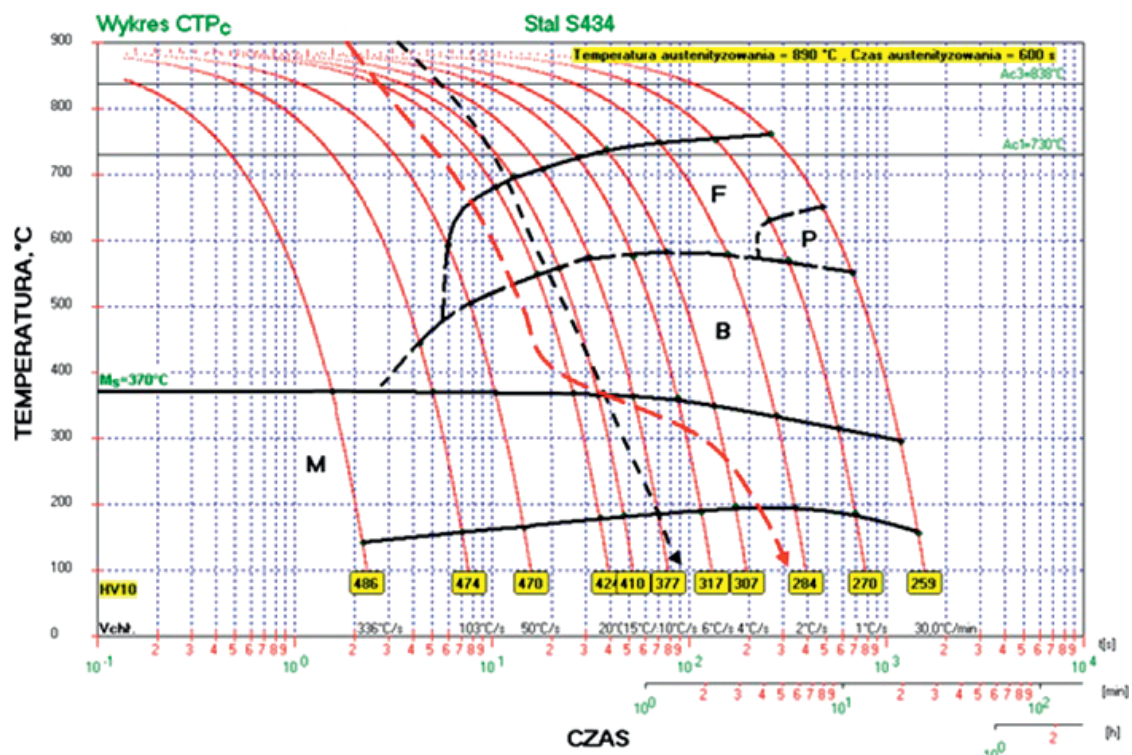


Rys. 10. Schematy chłodzenia próbek z eksperymentalnej stali A(429) bezpośrednio po ostatnim odkształceniu w Gleeble według wariantu Aw2/Aw8 – linia przerywana zaznaczona kolorem czarnym oraz według wariantu Aw5/Aw11 – linia przerywana zaznaczona kolorem czerwonym, naniesione na wykres CTPc stali A(429); parametry austenitowania: 925°C , 10 minut
 Fig. 10. Schemes of cooling of specimens of experimental steel A(429) directly after final deformation in Gleeble according to variant Aw2/Aw8 – dashed black line, and according to variant Aw5/Aw11 – dashed red line, shown in CCT diagram of A(429) steel; austenitising parameters: 925°C , 10 minutes



Rys. 11. Schematy chłodzenia próbek z eksperymentalnej stali B1(431) bezpośrednio po ostatnim odkształceniu w symulatorze Gleeble według wariantu B1w2/B1w8 – linia przerywana zaznaczona kolorem czarnym oraz według wariantu B1w5/B1w11 – linia przerywana zaznaczona kolorem czerwonym, naniesione na wykres CTPc stali B1(431); parametry austenizowania: 925°C, 10 minut

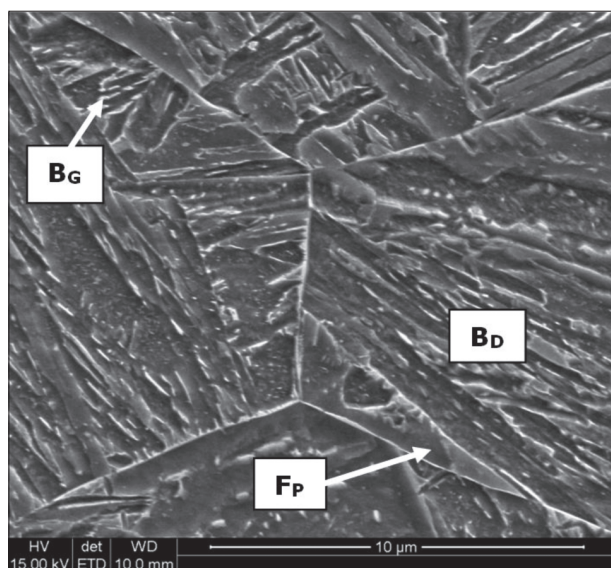
Fig. 11. Schemes of cooling of specimens of experimental steel B1(431) directly after final deformation in Gleeble according to variant B1w2/B1w8 – dashed black line, and according to variant B1w5/B1w11 – dashed red line, shown in CCT diagram of B1(431) steel; austenitising parameters: 925°C, 10 minutes



Rys. 12. Schematy chłodzenia próbek z eksperymentalnej stali B2(434) bezpośrednio po ostatnim odkształceniu w symulatorze Gleeble według wariantu B2w2/B2w8 – linia przerywana zaznaczona kolorem czarnym oraz według wariantu B2w5/B2w11 – linia przerywana zaznaczona kolorem czerwonym, naniesione na wykres CTPc stali B2(434); parametry austenizowania: 890°C, 10 minut

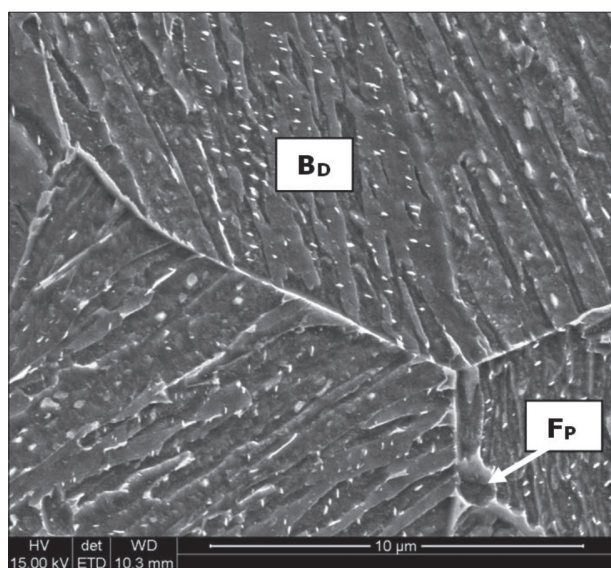
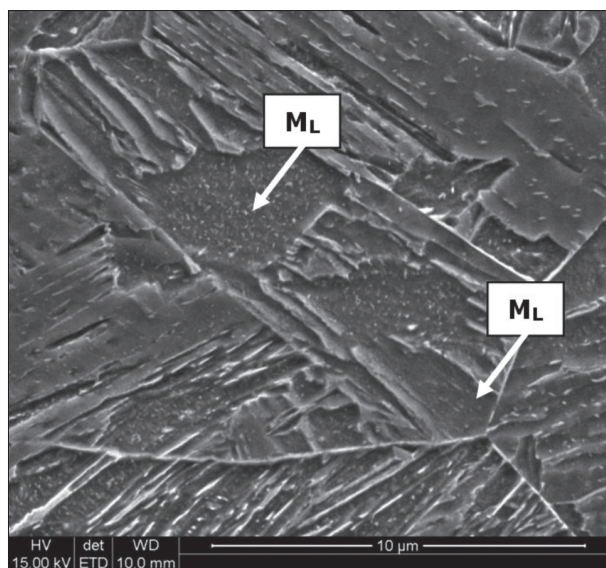
Fig. 12. Schemes of cooling of specimens of experimental steel B2(434) directly after final deformation in Gleeble according to variant B2w2/B2w8 – dashed black line, and according to variant B2w5/B2w11 – dashed red line, shown in CCT diagram of B2(434) steel; austenitising parameters: 890°C, 10 minutes

W wyniku chłodzenia ciągłego z szybkością ok. $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ po ostatnim odkształceniu, w stali A(429) powstała wielofazowa mieszanina składników z bainitem dolnym jako fazą dominującą, zawierająca bainit górny, martenzyt listwowy i ferryt przedeutektoidalny (Rys. 13). Na podstawie analizy dylatogramu ustalono przybliżony skład fazowy próbki ze stali A(429) dla szybkości chłodzenia $20^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, zbliżonej do szybkości zastosowanej w eksperymentach Gleeble: 70% bainitu, 28% martenzytu i 2% ferrytu. Po chłodzeniu dwustopniowym w stali A(429) powstała podobna mikrostruktura, jak po chłodzeniu ciągłym (Rys. 14). Przy zastosowanych wielkościach powiększeń i metodach analizy mikrostruktury, nie stwierdzono istotnych różnic dla dwóch rodzajów zastosowanego chłodzenia po odkształceniu.



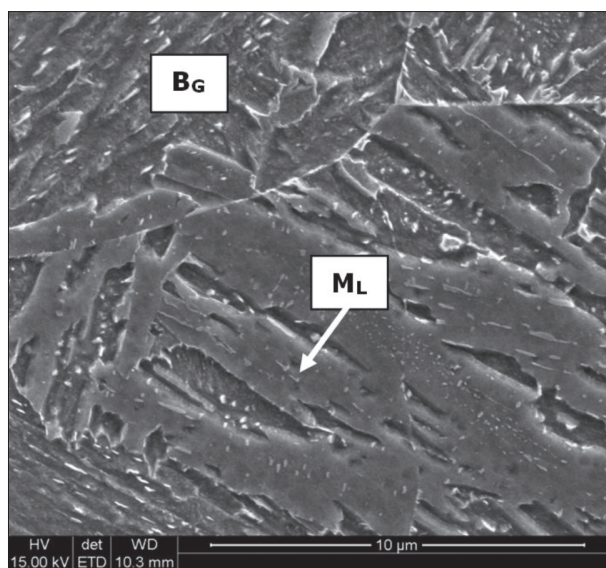
Rys. 13. Fotografie SEM mikrostruktury próbki po cyklu symulacji ciepłno-plastycznej w Gleeble: stal A(429), chłodzenie ciągłe według wariantu Aw2

Fig. 13. SEM micrographs of the specimen after simulation in Gleeble: steel A(429), continuous cooling according to variant Aw2



Rys. 14. Fotografie SEM mikrostruktury próbki po cyklu symulacji ciepłno-plastycznej w Gleeble: stal A(429), chłodzenie dwuetapowe według wariantu Aw11

Fig. 14. SEM micrographs of the specimen after simulation in Gleeble: steel A(429), two-step cooling according to variant Aw11

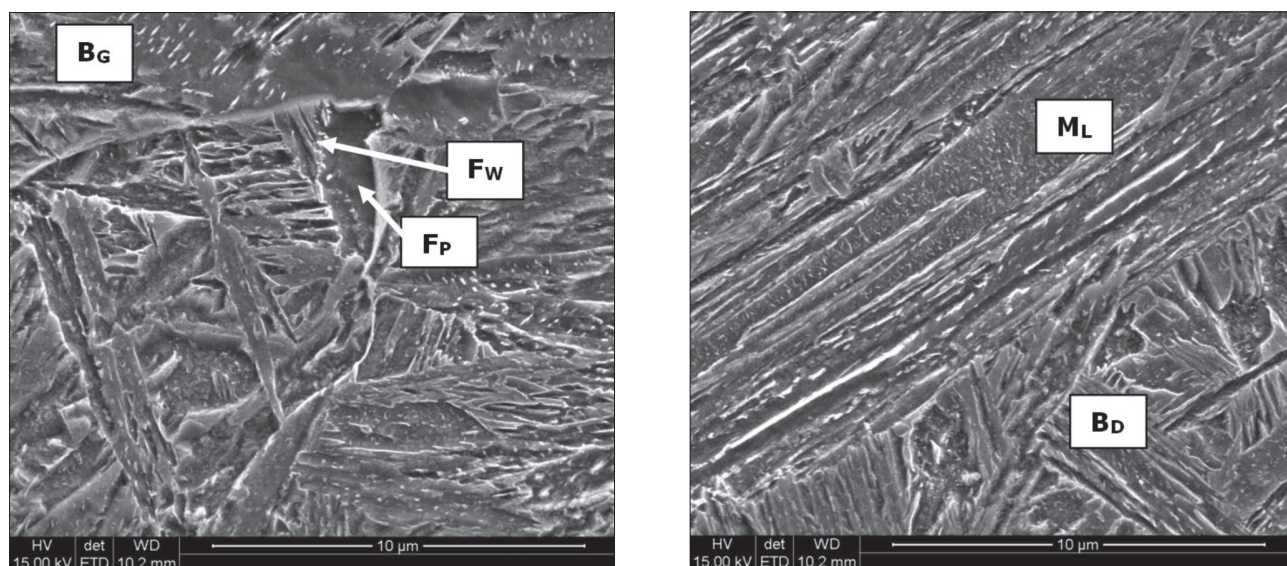


Rys. 15. Fotografie SEM mikrostruktury próbki po cyklu symulacji ciepłno-plastycznej w Gleeble: stal B1(431), chłodzenie ciągłe według wariantu Aw2

Fig. 15. SEM micrographs of the specimen after simulation in Gleeble: steel B1(431), continuous cooling according to variant Aw2

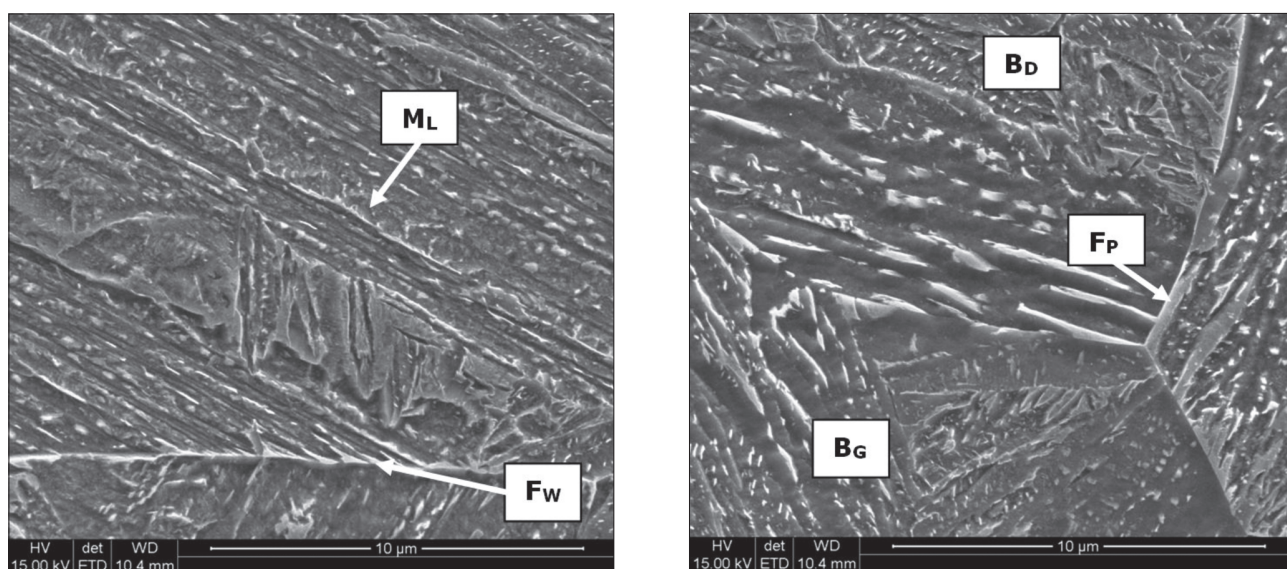
Ciągłe chłodzenie stali B1(431) z szybkością ok. $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ spowodowało powstanie mieszaniny struktur bainitycznych, martenzytu listwowego, ferrytu iglastego i ferrytu przedeutektoidalnego, z przewagą bainitu dolnego (Rys. 15). Na podstawie analizy dylatogramu ustalono przybliżony skład fazowy próbki ze stali B1(431) dla szybkości chłodzenia $20^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$: 56% bainitu, 34% martenzytu i 10% ferrytu. Po zastosowaniu chłodzenia dwustopniowego, wytworzona została podobna mikrostruktura jak po chłodzeniu ciągłym (Rys. 16).

W zakresie rozdzielczości zastosowanych powiększeń w SEM, obserwowana mikrostruktura stali B2(434) niewiele różni się od mikrostruktury stali B1(431). Po chłodzeniu ciągłym powstała wielofazowa struktura składająca się z martenzytu listwowego, bainitu dol-



Rys. 15. Fotografie SEM mikrostruktury próbki po cyklu symulacji cieplno-plastycznej w Gleeble: stal B1(431), chłodzenie ciągle według wariantu B1w2

Fig. 15. SEM micrographs of the specimen after simulation in Gleeble: steel B1(431), continuous cooling according to variant B1w2



Rys. 16. Fotografie SEM mikrostruktury próbki po cyklu symulacji cieplno-plastycznej w Gleeble: stal B1(431), chłodzenie dwuetapowe według wariantu B1w11

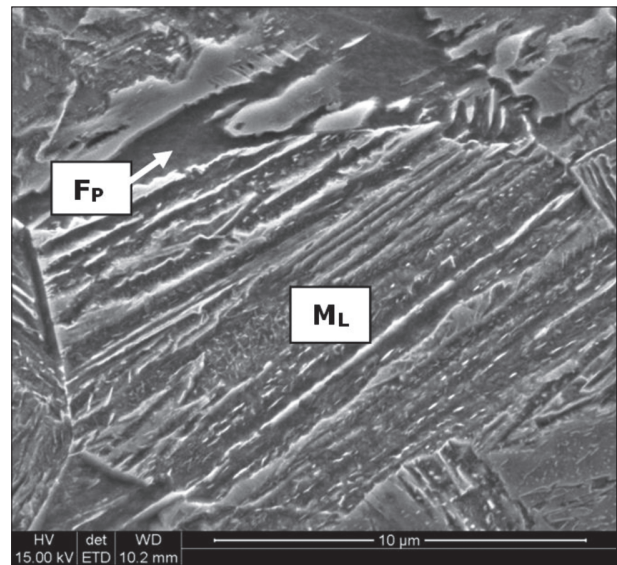
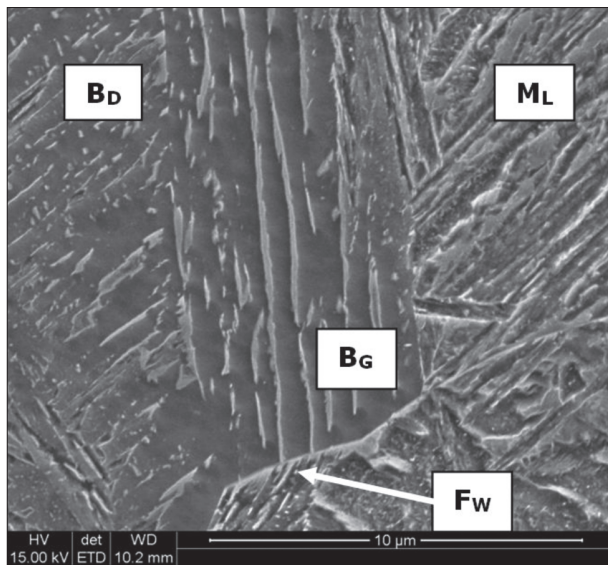
Fig. 16. SEM micrographs of the specimen after simulation in Gleeble: steel B1(431), two-step cooling according to variant B1w11

nego i górnego oraz niewielkiej ilości ferrytu przeddektoidanego (Rys. 17). Z krzywej dylatometrycznej dla szybkości chłodzenia $20^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ustalono następujący skład fazowy: 50% martenzytu 48% bainitu, i 2% ferrytu. Po zastosowaniu chłodzenia dwustopniowego, powstała podobna mikrostruktura, jak po chłodzeniu ciągłym (Rys. 18).

3.3. WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE PRÓBEK Poddanych cykłem odkształcenia i regulowanego bezpośredniego chłodzenia w symulatorze Gleeble

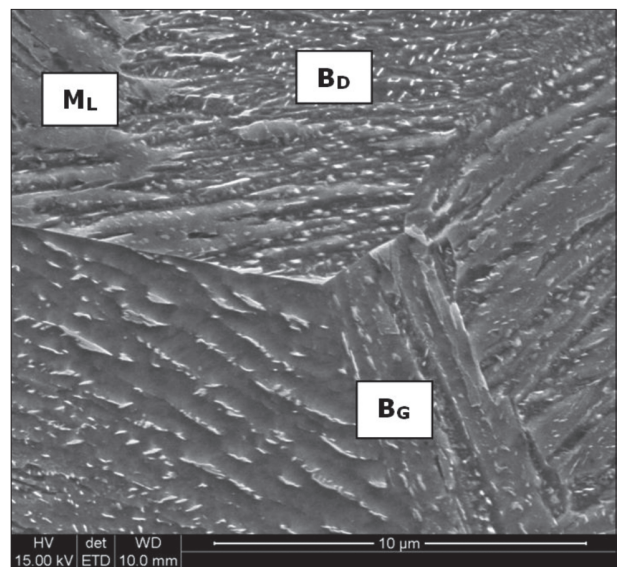
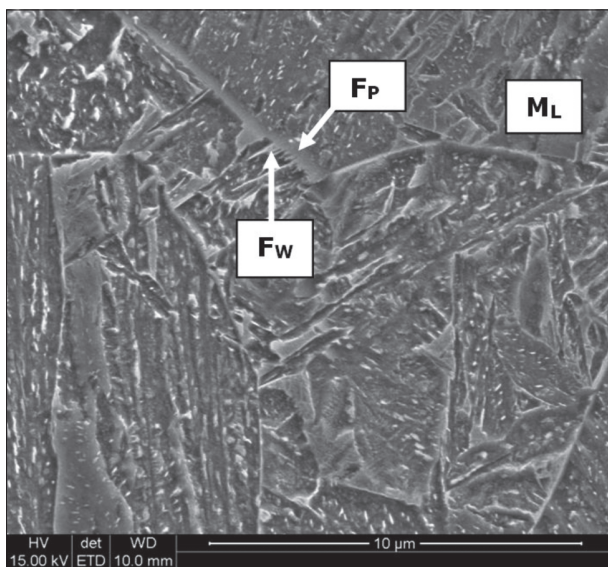
Na podstawie analizy rodzaju, morfologii i udziału poszczególnych składników mikrostrukturalnych i twardości próbek z badanych stali po testach tempe-

raturowo-odkształceniowych wykonanych w symulatorze Gleeble, wybrano warianty stwarzające możliwości uzyskania jednocześnie wysokiej wytrzymałości i uduchności i dla tych wariantów wykonano testy jednoosiowego rozciągania i uduchności, z zastosowaniem subwymiarowych próbek opisanych w pkt. 2.2.4. W tabeli 4 podano wartości: średniej twardości HV30 dla środkowej części próbki Gleeble, umownej granicy plastyczności $R_{p0,2}$, wytrzymałości R_m , stosunku $R_{p0,2}/R_m$, procentowego wydłużenia całkowitego zmierzonego dla zastosowanych wymiarów próbek (tj. A_2), wydłużenia A_5 obliczonego według procedury opisanej w pkt. 2.2.4, zmierzonego przewężenia Z , zmierzonej uduchności na próbkach typu KLST (średnia z trzech pomiarów) i uduchności standardowej Charpy V obliczonej za pomocą wzoru (6).



Rys. 17. Fotografie SEM mikrostruktury próbki po cyklu symulacji cieplno-plastycznej w Gleeble: stal B2(434), chłodzenie ciągle według wariantu B2w2

Fig. 17. SEM micrographs of the specimen after simulation in Gleeble: steel B2(434), continuous cooling according to variant B2w2



Rys. 18. Fotografie SEM mikrostruktury próbki po cyklu symulacji cieplno-plastycznej w Gleeble: stal B2(434), chłodzenie dwuetapowe według wariantu B2w11

Fig. 18. SEM micrographs of the specimen after simulation in Gleeble: steel B2(434), two-step cooling according to variant B2w11

Stal A(429) o zawartości węgla 0,1%, dla obydwu wariantów zastosowanego chłodzenia charakteryzuje się znacznie lepszą udarnością, przy spełnionych założonych parametrach wytrzymałościowych, niż stale B1(431) i B2(434) o zawartości węgla 0,2% (Tab. 2). Przykładowe obrazy morfologii przełomu próbek udarowościowych ze stali A(429) i B1(431) po wybranych wariantach obróbki zamieszczono – odpowiednio – na rys. 19 i 20. Przełom próbek ze stali A(429) ma charakter ciągliwy, natomiast morfologia powierzchni przełomu próbek ze stali B1(431) ma charakter mieszany łupliwo-ciągliwy ze znaczną przewagą przełomu łupliwego.

Z analizy porównawczej wartości parametrów wytrzymałościowych (Tab. 4) i parametrów obróbki cieplno-plastycznej badanych stali (Tab. 3) wynika, że

najlepsze właściwości plastyczne i udarowościowe uzyskano dla wariantów obejmujących duże odkształcenia w pojedynczych gniotach i chłodzenie dwustopniowe, stwarzające warunki do odpuszczania. Są to warianty Aw5, B1w5 i B2w5. Najwyższą wytrzymałość przy akceptowalnych wartościach plastyczności i udarowości uzyskano dla stali o najwyższej hartowności – B2(434), po zastosowaniu chłodzenia ciągłego po ostatnim odkształceniu.

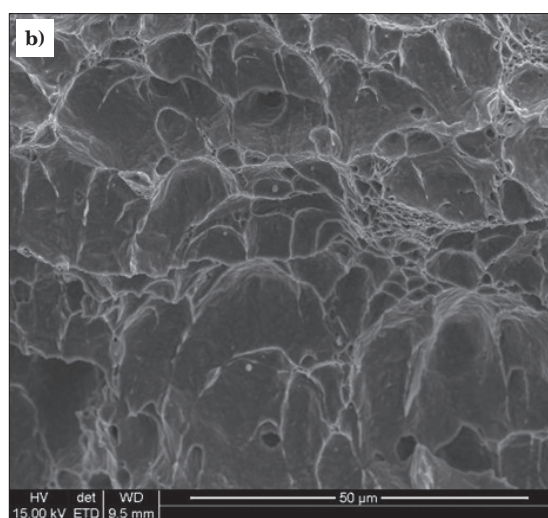
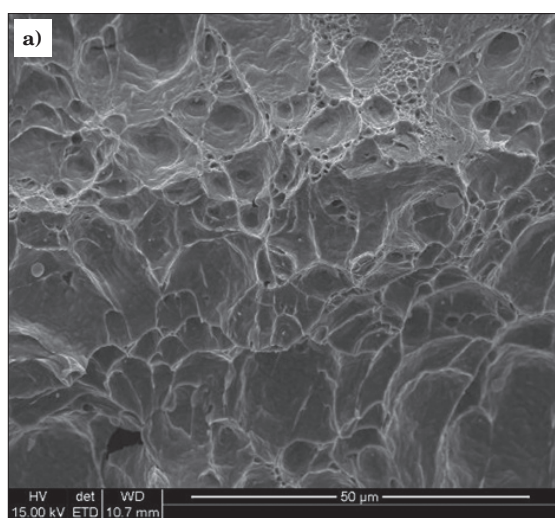
4. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

1. Zaprojektowano składy chemiczne niskostopowych stali, umożliwiające uzyskanie w wyniku bezpośredniego regulowanego chłodzenia odkuwek o średnicy

Tabela 4. Właściwości mechaniczne próbek po cyklach odkształcenia na gorąco i bezpośredniego regulowanego chłodzenia wykonanych zgodnie ze parametrami podanymi w tabeli 3

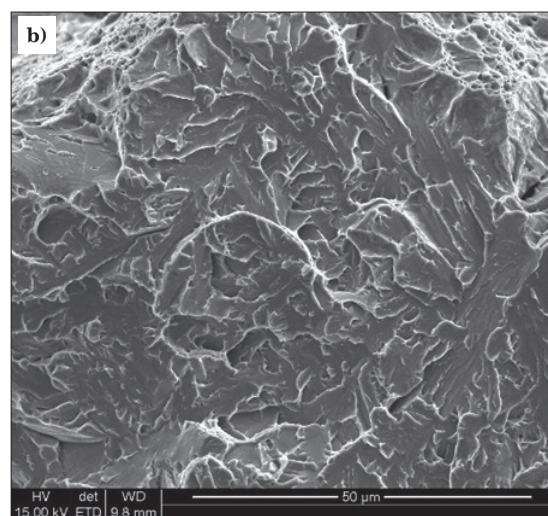
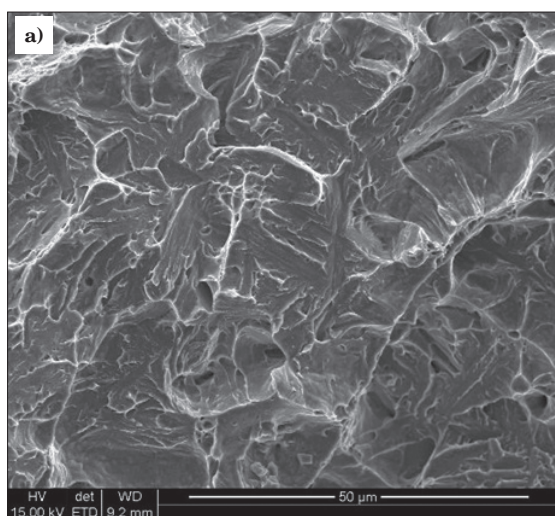
Table 4. Mechanical properties of specimens subjected to hot deformation and direct controlled cooling carried out according to parameters shown in table 3

Ozn. stali	Wariant	HV 30	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	$\frac{R_{p0,2}}{R_m}$	A_2 pomiar [%]	A_5 oblicz. [%]	Z	$KV_{KLST/+20^\circ C}$ pomiar [J]	$KV_{CharpyV/+20^\circ C}$ oblicz. wg (6) [J]; ([J/cm ²])
								[%]		
A (429)	Aw2	373	950	1160	0,82	31,9	17,5	64,8	6,0	116; (145)
	Aw5	349	901	1087	0,83	33,5	18,4	71,4	8,0	173; (216)
	Aw8	368	964	1165	0,83	29,2	16,1	67,4	–	–
	Aw11	351	921	1104	0,83	31,6	17,4	65,0	–	–
B1 (431)	B1w2	440	1175	1398	0,84	24,5	13,5	50,2	3,4	52; (65)
	B1w5	366	921	1105	0,83	33,4	18,4	66,6	5,1	92; (115)
	B1w8	418	1070	1333	0,80	25,0	13,8	49,3	–	–
	B1w11	375	966	1190	0,81	31,5	17,3	64,2	–	–
B2 (434)	B2w2	442	1209	1465	0,83	27,2	15,0	54,4	4,1	68; (85)
	B2w5	415	1034	1309	0,79	26,7	14,7	64,0	5,1	92; (115)
	B2w8	448	1098	1460	0,75	28,4	15,6	54,2	–	–
	B2w11	428	1026	1328	0,77	29,4	16,2	64	–	–



Rys. 19. Morfologia przelomów próbek ze stali A(429) po testach udarności $KV_{KLST/+20^\circ C}$; obraz w środku przelomu – SEM; a) wariant Aw2, b) wariant Aw5

Fig. 19. Morphology of fracture surface of specimens of A(429) steel after impact toughness $KV_{KLST/+20^\circ C}$ testing; SEM image of the central area of the fracture; a) variant Aw2, b) variant Aw5



Rys. 20. Morfologia przelomów próbek ze stali B1(431) po testach udarności $KV_{KLST/+20^\circ C}$; obraz w środku przelomu – SEM; a) wariant B1w2, b) wariant B1w5

Fig. 20. Morphology of fracture surface of specimens of B1(431) steel after impact toughness $KV_{KLST/+20^\circ C}$ testing; SEM image of the central area of the fracture; a) variant B1w2, b) variant B1w5

przekroju / grubości do ok. 50 mm następujących właściwości: wysokiej wytrzymałości w przedziale 1000÷1400 MPa i jednocześnie dobrych właściwości plastycznych ($A_5 \geq 15\%$) i udarnościowych (w zależności od poziomu wytrzymałości, wartości $KV_{+20^\circ\text{C}}$ z przedziału 65÷170 J). Wyższe właściwości plastyczne i udarnościowe przy niższej wytrzymałości zapewnia stal zawierająca 0,1%C, 1,8%Mn, 0,4%Cr (oznaczona A), natomiast wysoką wytrzymałość przy niższej udarności można uzyskać na odkuwkach ze stali zawierającej 0,2%C, 1,5%Mn, 0,4%Cr, 0,3%Mo (oznaczona B2).

- Najlepsze parametry plastyczne i udarnościowe przy wytrzymałości powyżej 1050 MPa uzyskano dla stali A chłodzonej bezpośrednio po odkształceniu w sposób dwuetapowy, prowadzący do wytworzenia w przybliżeniu dwufazowej mikrostruktury składającej się z ok. 70% bainitu i ok. 30% martenzytu listwowego (z niewielkim udziałem ferrytu). Dwuetapowa obróbka obejmuje chłodzenie ciągłe z szybkością ok. $35^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ do temperatury 400°C , z dalszym wolnym chłodzeniem do temperatury otoczenia z szybkością ok. $1^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, umożliwiającym zajście procesów odpuszczania. Dla podanych warunków otrzymano: $R_{p0,2} = 901$ MPa, $R_m = 1087$ MPa, $A_5 = 18,4\%$, $KV_{\text{CharpyV}+20^\circ\text{C}} = 173$ J.
- Najwyższą wytrzymałość powyżej 1400 MPa, przy akceptowalnych parametrach plastycznych i udarnościowych, uzyskano dla stali B2 chłodzonej bezpośrednio po odkształceniu w sposób ciągły do temperatury otoczenia z szybkością ok. $35^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, powodujący wytworzenie w przybliżeniu dwufazowej mikrostruktury składającej się z ok. 50% martenzytu listwowego i ok. 50% bainitu (z niewielkim udziałem ferrytu), charakteryzującej się małym stopniem odpuszczania. Dla podanych warunków otrzymano: $R_{p0,2} =$

1209 MPa, $R_m = 1465$ MPa, $A_5 = 15,0\%$, $KV_{\text{CharpyV}+20^\circ\text{C}} = 68$ J.

- Eksperymentalne stale zawierają mikrododatki: V, Nb, Ti. Efektywne wykorzystanie mikrododatków V i Nb do umocnienia wydzieleniowego uzależnione jest od temperatury nagrzewania, parametrów kucia oraz od sposobu chłodzenia po kuciu. Z analizy opublikowanych rezultatów badań wynika, że optymalny zakres szybkości chłodzenia ze względu na maksymalizację umocnienia wydzieleniowego w stalach mikrostopowych zawierających V i Nb wynosi $5\div 15^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ w zakresie temperatury $700\div 500^\circ\text{C}$ [2], czyli jest istotnie mniejsza od szybkości odpowiadającej optymalnym wariantom w niniejszej pracy. Z tego powodu, w celu opracowania ostatecznych parametrów technologicznych procesu i składu stali, należy sprawdzić wpływ dodatkowego odpuszczania na wielkość efektu umocnienia wydzieleniowego lub wyeliminować mikrododatki (wszystkie lub niektóre) ze składu proponowanych stali.

Artykuł zawiera wyniki badań wykonanych w projekcie dofinansowanym przez NCBR w ramach Programu Badań Stosowanych PBS2/B5/29/2013 (TERMOTECH) realizowanym w okresie 1.10.2013 – 30.09.2016, pt. „Opracowanie i prze-mysłowa weryfikacja energooszczędnej obróbki termomechanicznej odkuwek matrycowych z zastosowaniem zaawansowanych gatunków stali oraz innowacyjnych metod sterowanego chłodzenia bezpośrednio po kuciu na gorąco”, przez konsorcjum: Instytut Metalurgii Żelaza w Gliwicach (lider konsorcjum), Akademia Górniczo-Hutnicza w Krakowie (współwykonawca), Zakłady Mechaniczno-Kuźnicze WOSTAL Sp. z o.o. w Wolbromiu (współwykonawca).

LITERATURA

- [1] S. Engineer, A. Steinen, *Mikrolegierte perlitische Stähle mit verbesserter Zähigkeit*, „Thyssen Edelstahl Technische Berichte” 6 (1980) 85-89.
- [2] B. Garbarz, *Stale mikrostopowe przeznaczone na wyroby kute*, „Prace Instytutu Metalurgii Żelaza” 43 (3-4) (1991) 23-41.
- [3] *Fundamentals and Application of Microalloyed Forging Steels*, Eds.: C.J. Tyne, G. Krauss, D.K. Matlock, TMS (Minerals, Metals & Materials Society), Warrendale, PA, 1996.
- [4] M. Korchynsky, J.R. Paules, *Microalloyed Forging Steels – a State of the Art. Review*, SAE Technical Paper No 890801, Warrendale, PA, 1989.
- [5] R. Lagneborg, *Optimization of microalloyed ferrite-pearlite forming steel*, Proc. Int. Symposium, Eds.: M. Korchynsky, S. Gorczyca, M. Blicharski, SITPH, STRATCOR, Kraków 1990, 177-192.
- [6] H. Takada, Y. Koyasu, *Present Status and Future Outlook of Microalloyed Forging Steels*, „Nippon Steel Technical Report” 64 January (1995) 7-12.
- [7] Y. Li and D.J. Milbourn, *Vanadium Microalloyed Forging Steel*, Proc. 2nd Int. Symp. on Automobile Steel, 2013, Anshan, China, 47-54.
- [8] Y.S. Ko, J.W. Park, H. Park, J.D. Lim, D.K. Matlock, *Application of High Strength Microalloyed Steel in a New Automotive Crankshaft, New Developments in Long and Forged Products Proceedings*, PR-292-002, AIST, Warrendale, PA 15086-7528 USA (2006).
- [9] C.J. van Tyne, D.K. Matlock, J.G. Speer, *Microalloyed Forging Steels*, Colorado School of Mines, International Forging Congress – IFC (2008) 189-197.
- [10] A.J. DeArdo, C.I. Garcia, M. Hua, *Microalloyed steels for high-strength forgings*, „La Metallurgia Italiana” (9) (2010) 5-10.
- [11] P. Skubisz, H. Adrian, J. Sińczak, *Controlled cooling of drop forged microalloyed steel Automotive crankshaft*, „Arch. Metall. Mater.” 56 (2011) 93-107.
- [12] P.R. Spena, D. Firrao, *Thermomechanical warm forming of Ti-V, Ti-Nb, and Ti-B microalloyed medium carbon steel*, „Mater. Sci. Eng.” A 560 (2013) 208-215.
- [13] L.M. Rothleitner, R. Cryderman, C.J. van Tyne, *Influence of Temperature and Holding Time on the Interaction of V, Al, and N in Microalloyed Forging Steels*, „Metall. Mater. Trans.” 45 A (2014) 4594-4609.
- [14] P. Skubisz, Ł. Lisiecki, P. Micek, *Effect of direct cooling conditions on characteristics of drop forged Ti+V+B microalloy steel*, „Procedia Manufacturing” 2 (2015) 428-433.
- [15] M. Opiela, A. Grajcar, K. Gotombek, *The influence of hot-working conditions on the structure and mechanical properties of forged products of microalloyed steel*, „Arch. Mater. Sci. Eng.” 59 (1) (2013) 28-39.
- [16] D.K. Matlock, G. Krauss, J.G. Speer, *Microstructures and properties of direct-cooled microalloy steel*, „J. Mater. Proc. Technol.” 117 (2001) 324-328.
- [17] C. Keul, V. Wirths, W. Bleck, *New bainitic steel for forgings*, Archives of Civil and Mech. Eng. 12 (2012) 119-125.
- [18] B. Buchmayr, *Critical Assessment 22: bainitic forging steel*, „Mater. Sc. Technol.” 32 (2016) 517-522.
- [19] L. Elek, R. Wagoner, H. Kaufmann, V. Wirths, T. Melz, *New Bainitic Steel for cyclic loaded safety parts with improved cyclic material behaviour*, „Procedia Engineering” 101 (2015) 151-158.

- [20] V.D. Shinde, A.K. Chakrabarti, K.K. Ray, *A study on multiple microalloyed forging grade steel*, „Steel Research” 73 (11) (2002) 491-497.
- [21] P. Skubisz, A. Żak, M. Burdek, Ł. Lisiecki, P. Micek, *Design of controlled processing conditions for drop forgings made of microalloy steel grades for mining industry*, „Archives Metall. Mater.” 60 (2015) 445-453.
- [22] A. Bhattacharya, S. Sangal, *Evolution of bainitic microstructure in vanadium bearing microalloyed steel with two-step cooling*, „Mater. Sci. Technol.” 32 (12) (2016) 1296-1301.
- [23] www.imz.pl: *Walcarka do walcowania na gorąco wraz z urzadzeniami do obróbki cieplnoplastycznej (moduł B-LPS)*.
- [24] M.A. Grossmann, *Hardenability Calculated from Chemical Composition*, „Trans. AIME” 150 (1942) 227-255.
- [25] B. Garbarz, *Hartowność stali niskostopowych*, „Prace Instytutu Metalurgii Żelaza” 40 (3-4) (1988).
- [26] H. Adrian, *Numeryczne modelowanie procesów obróbki cieplnej*, Wydawnictwa AGH (2011).
- [27] Stahl-Eisen-Prüfblatt. 1681, *Guidelines for preparation, execution and evaluation of dilatometric transformation test on iron alloys*, STAHL-EISEN-Prüfblätter (SEP) des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute, 2nd edition (1998).
- [28] Standard Practice for Quantitative Measurement and Reporting of Hypoeutectoid Carbon and Low-Alloy Steel Phase Transformations, ASTM Committee A01 on Steel, Stainless Steel and Related Alloys (2004).
- [29] Procedura 2-BT: *Badania dylatometryczne przemian fazowych materiałów metalicznych*, Instytut Metalurgii Żelaza, wyd. III (2005).
- [30] D.A. Olivier, *Proposed new criteria of ductility from a new law connecting the percentage elongation with size of test piece*, „Proc. Inst. Mech. Eng.” 2 (1928) 827-864.
- [31] D.N. Hanlon, S.M.C. van Bohemen, S. Celotto, *Critical Assessment: Tensile elongation of strong automotive steels as function of testpiece geometry*, „Mater. Sci. Technol.” 31 (2015) 385-388.
- [32] NIST – National Institute of Standards and Technology, U.S. Department of Commerce, Special Publication 260-180 (July 2013).
- [33] B. Garbarz, A. Żak, B. Walnik, *Sprawozdania IMŻ nr PB 0003-04 – cz. 1 / nr PB 0003-05 – cz. 1, grudzień 2014 oraz nr PB 0003-04 – cz. 2, kwiecień 2015*.