

## TECHNOLOGIA OBRÓBKII CIEPLNEJ PRĘTÓW O DUŻYM PRZEKROJU POPRZECZNYM ZE STALI KONSTRUKCYJNEJ Z ZASTOSOWANIEM REGULOWANEGO CHŁODZENIA CIĄGŁEGO Z ZAKRESU AUSTENITU

### TECHNOLOGY OF HEAT TREATMENT OF THE LARGE SECTION BARS MADE OF STRUCTURAL STEEL USING CONTROLLED CONTINUOUS COOLING FROM THE AUSTENITE PHASE

W artykule przedstawiono wyniki badań wpływu przyspieszonego chłodzenia po austenitowaniu prętów o średnicy 180 mm ze stali konstrukcyjnej S355J2 na mikrostrukturę i właściwości mechaniczne. Celem badań było opracowanie bazowych parametrów technologii obróbki cieplnej z wykorzystaniem ciepła pozostałego w prętach po walcowaniu na gorąco. Testy nagrzewania i chłodzenia prętów wykonano w urządzeniach wchodzących w skład linii do półprzemysłowej symulacji walcowania na gorąco, regulowanego chłodzenia i obróbki cieplnej (LPS-B) w Łukasiewicz – IMŻ. Wykonano następującą operację chłodzenia po austenitowaniu prętów: chłodzenie w spokojnym powietrzu, regulowane chłodzenie nadmuchem powietrza, mieszanką wodno-powietrzną, natryskiem wody oraz chłodzenie zanurzeniowe w wodzie. Na podstawie wykonanych badań i analiz stwierdzono, że zastosowanie zoptymalizowanych wariantów przyspieszonego chłodzenia prowadzi do modyfikacji mikrostruktury oraz do rozdrobnienia ziarna, bez wytworzenia niepożądanych składników fazowych. W konsekwencji następuje podwyższenie właściwości mechanicznych (granicy plastyczności i udarności) powyżej poziomu uzyskiwanego w wyniku chłodzenia w spokojnym powietrzu, w tym w wyniku standardowego normalizowania. Wykonano wstępne próby przyspieszonego chłodzenia strumieniem powietrza prętów po austenitowaniu w warunkach przemysłowych. Ostatecznym kryterium wyboru i wdrożenia w warunkach techniczno-technologicznych Huty Bankowa rodzaju technologii obróbki cieplnej prętów z wykorzystaniem ciepła po walcowaniu na gorąco, będzie ocena efektywności ekonomicznej przedsięwzięcia.

**Słowa kluczowe:** stal konstrukcyjna, przemiany fazowe, mikrostruktura, właściwości mechaniczne, przyspieszone chłodzenie

The article presents the results of studies on the impact of accelerated cooling after the austenitisation of bars with a diameter of 180 mm made of structural steel S355J2 on the microstructure and mechanical properties. The aim of the research was to develop basic parameters of heat treatment technology using the heat remaining in the bars after hot rolling. Tests of heating and cooling of the bars were carried out in devices included in the line for semi-industrial hot rolling simulation, controlled cooling and heat treatment (LPS-B) at Łukasiewicz – IMŻ. The following cooling operations were performed after bar austenitisation: cooling in still air, controlled cooling with air blow, water-air mixture, water spraying and immersion cooling in water. Based on the research and analyses, it was found that the use of optimised variants of accelerated cooling leads to the modification of the microstructure and to grain refinement, without the formation of undesirable phase components. Consequently, the mechanical properties (yield strength and impact toughness) increase above the level obtained as a result of cooling in still air, including standard normalisation. Preliminary tests of accelerated air stream cooling of bars were carried out after austenitising in industrial conditions. The final criterion for selecting and implementing the type of technology for heat treatment of bars using heat after hot rolling in Huta Bankowa's technical and technological conditions will be the assessment of the economic efficiency of the project.

**Keywords:** structural steel, phase transformations, microstructure, mechanical properties, accelerated cooling

## 1. CEL I ZAKRES BADAŃ

W artykule przedstawiono wyniki badań wpływu różnych wariantów przyspieszonego chłodzenia po austenitowaniu prętów o średnicy 180 mm ze stali konstrukcyjnej S355J2 na mikrostrukturę i właściwości mechaniczne. Jest to fragment badań mających na celu opracowanie bazowych parametrów technologii obróbki cieplnej prętów o dużych przekrojach ze stali konstrukcyjnych, z wykorzystaniem ciepła pozostałego w prętach po walcowaniu na gorąco. Badania wykonano w ramach projektu realizowanego przez Hutę Bankowa dofinansowanego przez NCBR: „Nr POIR.01.01.02-00-0143/16 – Prace B+R związane z wytworzeniem instalacji pilotażowej/demonstracyjnej”. Jednym z głównych tematów badawczych projektu Huty Bankowa jest opracowanie technologii regulowanego chłodzenia prętów ze stali konstrukcyjnych o dużych średnicach z zakresu od 90 do 250 mm bezpośrednio po walcowaniu na gorąco, w celu modyfikacji mikrostruktury prowadzącej do polepszenia właściwości mechanicznych. Jako cel energooszczędnej obróbki zaplanowanej do opracowania w projekcie, założono uzyskanie w prętach o dużych przekrojach ze stali konstrukcyjnych – w tym z gatunku S355J2, bardziej korzystnej mikrostruktury i lepszych właściwości mechanicznych niż uzyskiwane w wyniku standardowego normalizowania. Opracowanie technologii bezpośredniej obróbki cieplnej po walcowaniu prętów o dużym przekroju poprzecznym jest przedsięwzięciem nowatorskim i stanowi duże wyzwanie technologiczne i techniczne. Na podstawie dostępnych źródeł można stwierdzić, że zastosowania przemysłowe bezpośredniej obróbki cieplnej prętów po walcowaniu na gorąco, której celem jest podwyższenie właściwości mechanicznych, dotyczą głównie wyrobów o średnicach nie przekraczających 50 mm (np. [1]). Stosowane technologie przyspieszonego chłodzenia wyrobów o wymiarze przekroju poprzecznego powyżej 100 mm, polegają na chłodzeniu natryskiem wody lub aerozolu wodno-powietrznego [2–4], w celu przyspieszenia odbioru ciepła, co skraca czas przebywania wyrobów na chłodni.

Fragment badań, którego wyniki zamieszczono w niniejszym artykule, dotyczy obróbki cieplnej prętów o średnicy 180 mm ze stali S355J2. Testy nagrzewania i chłodzenia prętów realizowano w urządzeniach wchodzących w skład linii do półprzemysłowej symulacji walcowania na gorąco, regulowanego chłodzenia i obróbki cieplnej (LPS-B) w Łukasiewicz – IMŻ [5]. Przeprowadzono wstępne próby przyspieszonego chłodzenia prętów po austenitowaniu w warunkach przemysłowych.

## 2. METODYKA BADAŃ

### 2.1. MATERIAŁ UŻYTY DO BADAŃ

Badania wykonano na odcinkach prętów ze stali S355J2 dostarczonych do Łukasiewicz – IMŻ przez Hutę Bankowa, walcowanych z wlewków ciągłych o przekroju 280 × 400 mm, a po walcowaniu studzonych na chłodni w spokojnym powietrzu. Wyniki wytopowej analizy chemicznej,

## 1. OBJECTIVE AND SCOPE OF THE STUDIES

The article presents the results of studies on the impact of various variants of accelerated cooling after austenitising bars with a diameter of 180 mm made of structural steel S355J2 on the microstructure and mechanical properties. It is a segment of research aimed at developing the basic parameters of the technology of heat treatment of bars with large cross-sections made of structural steels, using the heat remaining in the bars after hot rolling. The research was carried out as part of a project carried out by Huta Bankowa and co-financed by the National Centre for Research and Development: “No. POIR.01.01.02-00-0143/16 – R&D works related to the production of a pilot/demonstration installation”. One of the main research topics of the Huta Bankowa project is the development of technology for controlled cooling of structural steel bars with large diameters – from 90 to 250 mm – immediately after hot rolling, in order to modify the microstructure leading to improved mechanical properties. As the goal of energy-saving treatment planned for development in the project, it was assumed to obtain a more favourable microstructure and better mechanical properties than those obtained as a result of standard normalisation in bars with large cross-sections made of structural steels – including the S355J2 grade. The development of direct heat treatment technology after rolling of bars with a large cross section is an innovative undertaking and is a great technological and technical challenge. Based on the available sources, it can be stated that the industrial applications of direct heat treatment of bars after hot rolling, the purpose of which is to increase mechanical properties, mainly apply to products with diameters not exceeding 50 mm (e.g. [1]). The technologies used for accelerated cooling of products with a cross-sectional dimension over 100 mm rely on cooling with water or water-air aerosol spraying [2–4] in order to accelerate heat removal, which shortens the time the products stay in the cooling bed.

The excerpt taken from the research, the results of which are given in this article, concerns the heat treatment of bars with a diameter of 180 mm made of the S355J2 steel. Tests of heating and cooling of the bars were carried out in devices included in the line for the semi-industrial hot rolling simulation, controlled cooling and heat treatment (LPS-B) at Łukasiewicz – IMŻ [5]. Preliminary tests of accelerated cooling of bars were carried out after austenitising in industrial conditions.

## 2. METHODOLOGY

### 2.1. MATERIAL FOR TESTING

The tests were carried out on sections of S355J2 steel bars delivered to Łukasiewicz – IMŻ by Huta Bankowa, rolled from continuous ingots with a cross-section of 280 × 400 mm, and cooled down in still air in a cooling bed after rolling. The results of melt chemical analysis, melt numbers

Tabela 1. Zawartości pierwiastków stopowych i resztkowych w wytopach stali S355J2, z których odcinki prętów użyto do badań, % masowe  
Table 1. Content of alloying and residual elements in S355J2 steel melts, of which bar sections were used for testing, weight %

Lp. ■ No.	Wytop, średnica pręta [mm] ■ Melt, bar diameter [mm]	Przeznaczenie ■ Purpose	C	Mn	Si	P	S	Al <sub>sol</sub>	N
1	720703, φ 90	wykresy ■ diagrams CTPc / OCTPc	0,15	1,44	0,21	0,016	0,008	0,034	0,0057
2	831804, φ 180	pełny zakres badań ■ full testing scope	0,17	1,43	0,21	0,009	0,002	0,035	0,0052

numery wytopów oraz średnice prętów podano w tabeli 1 (zawartości pierwiastków w stali w całym artykule podano w % masowych).

## 2.2. ZASTOSOWANE METODY BADAŃ

### 2.2.1. Metodyka badań dylatometrycznych

Do projektowania parametrów austenitizowania i regulowanego chłodzenia oraz do interpretacji wyników wykonanych cykli temperaturowo-czasowych wykorzystano standardowe wykresy przemian fazowych zachodzących w trakcie chłodzenia ciągłego (CTPc) badanego gatunku stali. Wykres CTPc opracowano z zastosowaniem próbek wykonanych z pręta o składzie chemicznym podanym w tabeli 1 – poz. 1. Ze względu na fakt, że w poszczególnych wytopach należących do tego samego gatunku stali występują różnice w zawartościach pierwiastków – dopuszczone zakresami zawartości określonymi przez normy lub inne specyfikacje, określony gatunek stali reprezentowany jest przez zbiór wykresów CTPc odpowiadających poszczególnym wytopom z tego gatunku stali. Każdy gatunek stali z dopuszczalną zmiennością zawartości pierwiastków należałoby scharakteryzować skumulowanym wykresem CTPc, na którym zamiast linii byłyby pasma (podobnie jak to ma miejsce w przypadku pasm hartowności). W praktyce, do analiz metalograficznych określonego gatunku stali można stosować wykresy sporządzone dla konkretnego wytopu, ale należy brać pod uwagę potencjalne różnice w położeniu linii dla poszczególnych wytopów tego samego gatunku stali. Próbki do opracowania wykresu CTPc miały postać rurek o średnicy zewnętrznej 4 mm, średnicy wewnętrznej 2 mm i długości 10 mm, a pomiary dylatometryczne wykonano za pomocą dylatometru DIL805 A/D. Zakres badań dylatometrycznych obejmował także symulacje w dylatometrze odkształceniowym DIL805A/D/T ostatnich gniotów procesu walcowania prętów o średnicy 180 mm ze stali S355J2 z bezpośrednim regulowanym chłodzeniem, na podstawie których opracowano wykres OCTPc. Cykle odkształceniowo-temperaturowe w dylatometrze wykonano na próbkach walcowych o średnicy 5 mm i długości 10 mm wyciętych z prętów ze stali S355J2 o składzie chemicznym podanym w tabeli 1 – poz. 1. Dla pojedynczych prób dylatometrycznych oraz do interpretacji otrzymanych wyników, stosowano procedury i parametry zestandaryzowane [6–9].

### 2.2.2. Operacje obróbki cieplnej z zastosowaniem urządzeń LPS-B

Testy nagrzewania i chłodzenia prętów wykonano z zastosowaniem urządzeń pokazanych na rys. 1, wchodzących w skład linii do symulacji półprzemysłowej LPS-B w Łukasiewicz – IMŻ [5].

Do testów regulowanego chłodzenia w urządzeniach LPS-B przygotowano odcinki prętów spełniające kryterium braku wpływu powierzchni poprzecznej końców prętów na strumień ciepła przejmowany z powierzchni bocznej, tj. dla których stosunek długości do średnicy wynosi co najmniej 4:1 [10, 11]. Do pomiaru temperatury chłodzonych prętów zastosowano termopary płaszczowe typu K (NiCr-NiAl) o średnicy zewnętrznej płaszcza 2 mm, zamontowane w otworach wywierconych prostopadle do powierzchni pręta. W prętach zamontowano po trzy termopary na głębokości 10, 20 i 90 mm – koniec termopary w osi pręta, w sposób pokazany na rys. 2. W prętach poddanych chłodzeniu o zoptimalizowanych parametrach dla warunków LPS-B (wybrane warianty), przeznaczonych do szczegółowych badań mikrostrukturalnych i wytrzymałościowych, zamontowano po

and bar diameters are given in Table 1 (the content of elements in steel throughout the article is given in weight %).

## 2.2. APPLIED TESTING METHODS

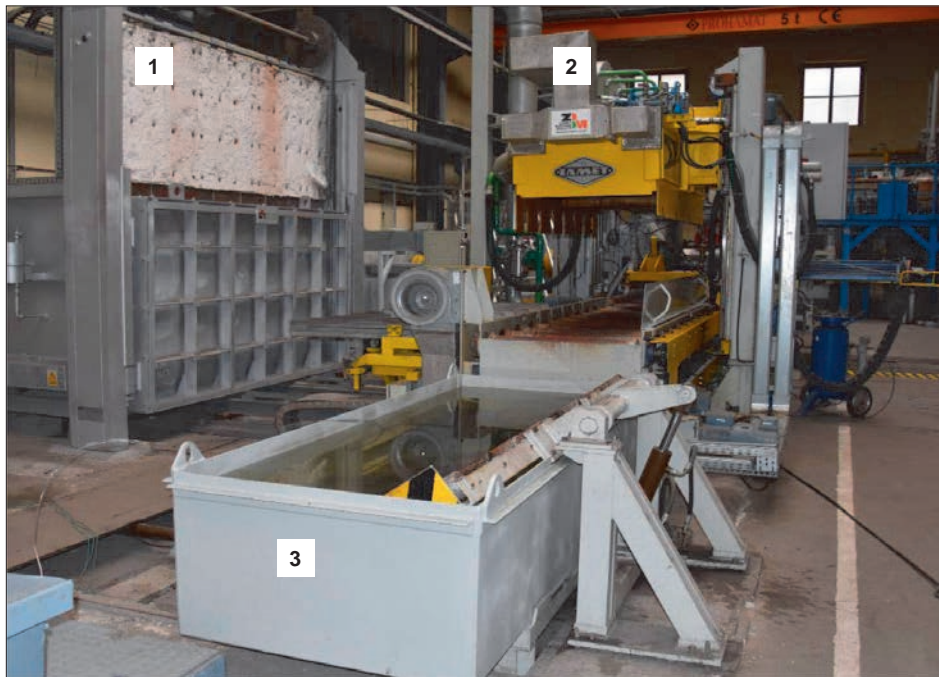
### 2.2.1. Methodology of dilatometric studies

Standard diagrams of phase changes occurring during continuous cooling (CCT) of the tested steel grade were used for the design of austenitising and controlled cooling parameters and for the interpretation of the results of temperature-time cycles. The CCT diagram was developed using samples made of the bar with the chemical composition given in Table 1 – item 1. Due to the fact that in individual melts belonging to the same steel grade there are differences in the content of elements – allowed by the content ranges defined by standards or other specifications, a specific steel grade is represented by a set of CCT diagrams corresponding to individual melts from this steel grade. Each steel grade with acceptable variability of element content should be characterised by a cumulative CCT diagram, on which there would be bands instead of lines (similarly as in the case of hardenability bands). In practice, diagrams prepared for a particular melt can be used for metallographic analyses of a particular steel grade, but potential differences in the position of the lines for individual melts of the same steel grade should be taken into account. The samples for the CCT diagram were in the form of tubes with an external diameter of 4 mm, internal diameter of 2 mm and length of 10 mm, and dilatometric measurement was carried out using a DIL805 A/D dilatometer. The scope of dilatometric tests also included simulations in a DIL805A/D/T deformation dilatometer of the last drafts of the rolling process of 180 mm diameter bars made of S355J2 steel with direct controlled cooling, on the basis of which a DCCT diagram was developed. The deformation-temperature cycles in the dilatometer were performed on cylindrical samples with a diameter of 5 mm and a length of 10 mm cut from S355J2 steel bars with the chemical composition given in Table 1 – item 1. Standardised procedures and parameters [6–9] were used for individual dilatometric tests and for the interpretation of the obtained results.

### 2.2.2. Heat treatment using LPS-B equipment

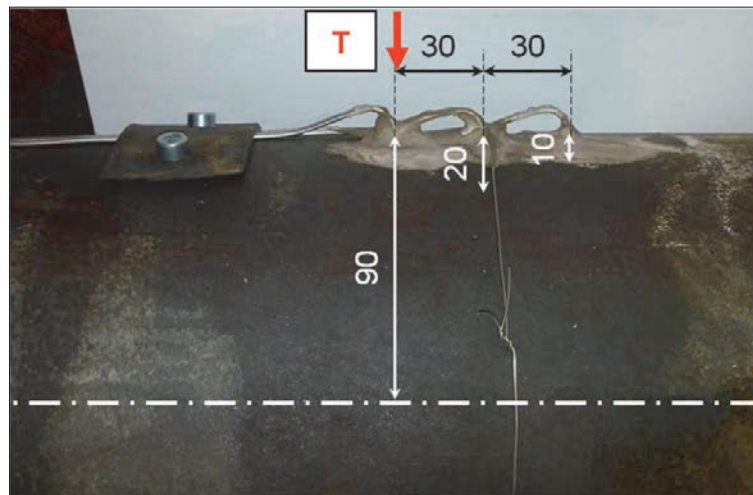
The heating and cooling tests of the bars were carried out using the devices shown in Fig. 1, included in the LPS-B semi-industrial simulation line at Łukasiewicz – IMŻ [5].

Bar sections that meet the criterion of no effect of the transverse surface of the bar ends on the heat stream taken from the side surface, i.e. for which the ratio of length to diameter is at least 4:1, were prepared for controlled cooling tests in LPS-B devices [10, 11]. K-type jacket thermocouples (NiCr-NiAl) with the jacket's outer diameter of 2 mm, mounted in openings drilled perpendicular to the surface of the bar, were used to measure the temperature of the cooled bars. Three thermocouples were mounted in each bar at a depth of 10, 20 and 90 mm – the thermocouple's end is in the bar axis, as shown in Fig. 2. In the bars subjected to cooling with parameters optimised for LPS-B conditions (selected variants), intended for detailed microstructural and strength tests, three measuring thermocouples were mounted in the following way: in the middle of the length of the bar at a depth of 20 and 90 mm and at a distance of 50 mm from the front of the bar at a depth of 90 mm to iden-



Rys. 1. Urządzenia linii LPS-B stosowane do wykonywania testów nagrzewania i regulowanego chłodzenia odcinków prętów; 1 - Elektryczny piec grzewczy, 2 - Chłodnia natryskowa/nadmuchowa, 3 - Wanna do chłodzenia zanurzeniowego

Fig. 1. LPS-B line equipment used to carry out heating tests and controlled cooling of bar sections; 1 - Spray/draft cooling device, 2 - Electric heating furnace, 3 - Immersion cooling bath



Rys. 2. Sposób zamontowania płaskich termopar pomiarowych w prętach o średnicy 180 mm; T - termopara do pomiaru zmiany temperatury w osi pręta

Fig. 2. Jacket measuring thermocouples mounted in bars with a diameter of 180 mm; T - thermocouple for measuring the temperature change in the bar axis

trzy termopary pomiarowe w następujący sposób: w środku długości pręta na głębokości 20 i 90 mm oraz w odległości 50 mm od czoła pręta na głębokości 90 mm, w celu identyfikacji wpływu powierzchni bocznych na wymianę ciepła. W trakcie testów nagrzewania i chłodzenia wartości temperatury rejestrowane przez termopary były digitalizowane za pomocą multikanalowego systemu akwizycji danych IOtech Personal DAQ3000 Series i rejestrowane w postaci cyfrowej w komputerze.

Przed testami regulowanego chłodzenia pręty nagrzewano w atmosferze powietrza w piecu elektrycznym wchodzącym w skład półprzemysłowego układu LPS-B (Rys. 1). Temperatura wygrzewania we wszystkich testach wynosiła  $950\pm 5^{\circ}\text{C}$ , a czas wygrzewania w temperaturze  $950\pm 5^{\circ}\text{C}$  wy-

tify the effect of side surfaces on heat transfer. During the heating and cooling tests, temperature values recorded by the thermocouples were digitised using the IOtech Personal DAQ3000 Series multichannel data acquisition system and recorded digitally in a computer.

Before the controlled cooling tests, the bars were heated in an air atmosphere in an electric furnace included in the semi-industrial LPS-B system (Fig. 1). The annealing temperature in all tests was  $950\pm 5^{\circ}\text{C}$  and the time of annealing at  $950\pm 5^{\circ}\text{C}$  was 60 minutes. In order to register changes in the inner temperature of the bars during free cooling in still air, the bars, after unloading from the heating furnace, were placed individually on the loading-unloading drillage of the heating furnace or on a roller table.

nosił 60 minut. W celu rejestracji zmian temperatury wnętrza prętów w trakcie swobodnego stygnięcia w spokojnym powietrzu, pręty po wyładunku z pieca grzewczego umieszczano pojedynczo na ruszcie załadowniczo-wyładowczym pieca grzewczego lub na samotoku.

Chłodzenie prętów nadmuchiemy powietrza wykonywano w strumieniu nadmuchiwanym od dołu z prędkością  $10\div 14$  m/s, wykonując ruch rewersyjny i ruch poprzeczny pręta na samotoku. Początek chłodzenia rozpoczynano, gdy temperatura powierzchni wynosiła  $840\div 850^\circ\text{C}$ , a kończono, gdy temperatura w środku pręta wynosiła od  $450$  do  $500^\circ\text{C}$ . Dalsze chłodzenie następowało w spokojnym powietrzu.

Chłodzenie prętów natryskiem wody wykonano w chłodni natryskowo-nadmuchowej z wykorzystaniem dysz formujących strumienie kropeł wody od góry i od dołu samotoku, na którym umieszczono chłodzony pręt. Sumaryczna wielkość przepływu wody natryskiwanej od góry i od dołu na powierzchnię samotoku o wymiarach  $1680 \times 850$  mm, wynosiła od  $75$  do  $275$  litrów/minutę. Temperatura wody chłodzącej w trakcie cyklu chłodzenia mieściła się w zakresie  $23\div 25^\circ\text{C}$ . W trakcie chłodzenia pręty przemieszczano na samotoku ruchem rewersyjnym równoległe do osi wzdłużnej pręta i odchylano w kierunku poprzecznym do długości pręta. Początek chłodzenia rozpoczynano, gdy temperatura powierzchni pręta osiągnęła ustaloną wartość dla określonego wariantu – w granicach  $740\div 880^\circ\text{C}$ , a kończono, gdy temperatura w środku pręta obniżyła się do około  $100^\circ\text{C}$ . Dalsze chłodzenie realizowano w spokojnym powietrzu.

Chłodzenie prętów aerozolem wykonano z użyciem dysz przystosowanych do formowania strumienia wodno-powietrznego. Początek chłodzenia rozpoczynano, gdy temperatura powierzchni pręta osiągnęła ustaloną wartość dla określonego wariantu – w granicach  $850\div 880^\circ\text{C}$ , a kończono, gdy temperatura w środku pręta obniżyła się do około  $100^\circ\text{C}$ . Dalsze chłodzenie następowało w spokojnym powietrzu.

Chłodzenie prętów przez zanurzenie w wodzie wykonano w skrzyni o pojemności  $1,1\text{ m}^3$ , wyposażonej w mechanizm pozwalający na zanurzanie prętów i na ich poruszanie ruchem opuszczająco-wznoszącym w trakcie chłodzenia.

### 2.2.3. Metody pomiaru właściwości mechanicznych i badań mikrostrukturalnych

Pomiary twardości wykonano metodą Brinella – HBW 10/3000 na powierzchni tarcz poprzecznych o grubości około  $20$  mm, wyciętych z badanych prętów oraz metodą Vickersa – HV30, na powierzchni próbek po wykonaniu badań metalograficznych. Z tarcz przeznaczonych do pomiaru twardości HBW wycięto próbki do badań mikrostruktury, w ustalonych odległościach od powierzchni pręta. Wycinki materiału przeznaczone do wykonania próbek wytrzymałościowych pobrano z określonych miejsc w objętości prętów, z zachowaniem równoległości osi wzdłużnej próbek do kierunku walcowania pręta. Próbki wytrzymałościowe okrągłe o średnicy  $10$  mm proporcjonalne (tj. o krotności  $5,65$ ), wykonano zgodnie z PN-EN ISO 6892-1:2016-09. Próby jednoosiowego rozciągania wykonano przy użyciu maszyny wytrzymałościowej Zwick/Roell Z250, o zakresie siły do  $250$  kN, zgodnie z normą PN-EN ISO 6892-1:2016-09, w warunkach odkształcenia kwazistatycznego z prędkością odkształcenia  $2\cdot 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ . Sposób pobierania wycinków z prętów do wykonania próbek wytrzymałościowych pokazano na rys. 3a. Pomiary udarności wykonano metodą Charpy'ego na próbkach  $10\times 10\times 55$  mm z karbem V ( $h = 2$  mm,  $r = 0,25$  mm,  $\alpha = 45^\circ$ ), zgodnie z normą PN-EN ISO 148-1:2017-02. Sposób pobierania wycinków z prętów do wykonania próbek udarnościowych pokazano na rys. 3b i c.

Cooling of the bars using air blow was carried out in a stream blown from below at a rate of  $10\text{--}14$  m/s, with the bar moving forward and backward on the roller table. The cooling was initiated when the surface temperature was  $840\text{--}850^\circ\text{C}$  and terminated when the temperature in the centre of the bar was between  $450$  and  $500^\circ\text{C}$ . Subsequent cooling was carried out in still air.

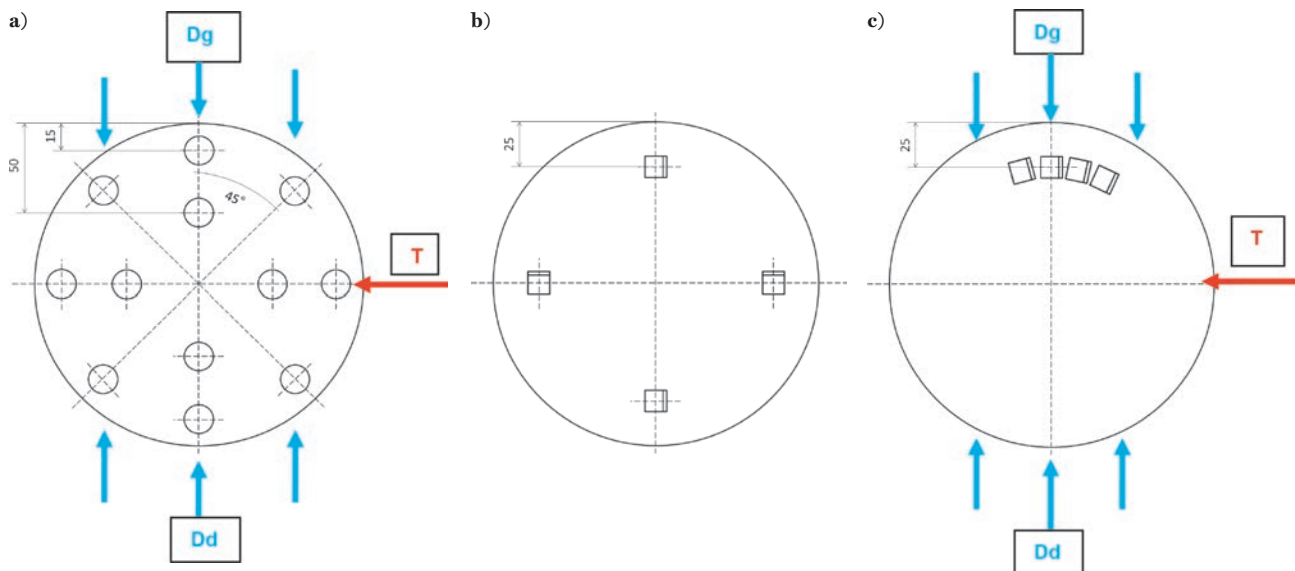
Water spray cooling of the bars was carried out in the spray-draft cooling device using nozzles forming streams of water drops from the top and bottom of the roller table, on which the cooled bar was placed. The total amount of water sprayed from above and below onto a  $1680 \times 850$  mm roller table surface was from  $75$  to  $275$  litres/minute. The cooling water temperature during the cooling cycle was in the range of  $23\text{--}25^\circ\text{C}$ . During cooling, the bars were moved on the roller table in reverse motion parallel to the longitudinal axis of the bar and tilted in transverse direction to the length of the bar. The cooling was started when the surface temperature of the bar reached the set value for a given variant – within  $740\text{--}880^\circ\text{C}$ , and ended when the temperature in the centre of the bar dropped to approximately  $100^\circ\text{C}$ . Subsequent cooling was carried out in still air.

The bars were cooled with an aerosol using nozzles adapted to form an air-water stream. The cooling was started when the surface temperature of the bar reached the set value for a given variant – within  $850\text{--}880^\circ\text{C}$ , and ended when the temperature in the centre of the bar dropped to approximately  $100^\circ\text{C}$ . Subsequent cooling was carried out in still air.

Cooling of the bars by immersion in water was carried out in a  $1.1\text{ m}^3$  box, equipped with a mechanism that allows the bars to be immersed and moved up and down during cooling.

### 2.2.3. Methods for measuring mechanical properties and conducting microstructural examination

Hardness measurement was taken using the Brinell method – HBW 10/3000 on the surface of transverse disks with a thickness of approx.  $20$  mm, cut from the tested bars, and the Vickers method – HV30, on the surface of the samples after metallographic testing. The samples for microstructure examination were cut out from disks for measuring HBW hardness, at set distances from the bar surface. Material sections intended for obtaining strength samples were taken from specific locations in the volume of the bars, maintaining the parallels of the longitudinal axis of the samples in relation to the direction of rolling of the bar. Proportional (i.e. proportion of  $5.65$ ) round strength samples with a diameter of  $10$  mm were made in accordance with PN-EN ISO 6892-1:2016-09. Uniaxial tensile tests were carried out using a Zwick/Roell Z250 testing machine with a force range up to  $250$  kN, in accordance with the PN-EN ISO 6892-1:2016-09 standard, under quasistatic deformation conditions with a strain rate of  $2\cdot 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ . The method of collecting sections from the bars for making strength samples is shown in Fig. 3a. Impact toughness measurement was taken using the Charpy method on  $10\times 10\times 55$  mm samples with a V-notch ( $h = 2$  mm,  $r = 0.25$  mm,  $\alpha = 45^\circ$ ), in accordance with the PN-EN ISO 148-1:2017-02 standard. The method of collecting sections from the bars for making impact toughness samples is shown in Figs. 3b and c.



Rys. 3. Schematy ilustrujące sposób pobrania próbek wzdłużnych z prętów  $\varnothing 180$  mm, a) do próby rozciągania, b) do próby udarności w stanie wyjściowym, c) do próby udarności po chłodzeniu natryskiem wody; T – miejsce zamontowania termopar, Dg – dysze górne oraz Dd – dysze dolne w LPS-B

Fig. 3. Diagrams illustrating the method of taking longitudinal samples from  $\varnothing 180$ mm bars, a) for tensile test, b) for impact test at initial state, c) for impact test after cooling with water spraying; T – thermocouples' mounting location, Dg – top nozzles, and Dd – bottom nozzles in LPS-B

Mikrostrukturę prętów ujawniono metodą wytrawiania nitalem na powierzchniach równoległych do kierunku walcowania, a następnie obserwowano i rejestrowano przy powiększeniach do  $500\times$  za pomocą mikroskopu świetlnego optyczno-cyfrowego (MS) Nikon Epiphot 200. Wybrane próbki poddano badaniom w zakresie dużych powiększeń metodami skaningowej mikroskopii elektronowej (SME), przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego Inspect F. Dla materiału w stanie dostawy oraz dla wybranych wariantów przyspieszonego chłodzenia, wykonano pomiar wielkości ziarna składników strukturalnych (ferrytu i perlitu) metodą siecznych, z wykorzystaniem obrazów mikrostruktur zarejestrowanych za pomocą mikroskopu świetlnego. Pomiary metodą siecznych wykonano na zgładach wzdłużnych w odległości  $1/3$  średnicy od powierzchni prętów, mierząc dla każdego wariantu powyżej 150 ziarn, co zapewnia błąd względny nie większy niż 5% [12]. Wielkość ziarna ferrytu i perlitu wyrażono za pomocą średniej cięciwy  $L$  [mm]. Z wartości średniej cięciwy obliczono numer ziarna  $G$  w skali ASTM zgodnie z poniższą zależnością [13]:

$$G = -3,29 - 6,64\log(L) \quad (1)$$

Jako miarę zróżnicowania wielkości ziarna zastosowano współczynnik zmienności:

$$V = \frac{\sigma}{\bar{X}} \cdot 100\% \quad (2)$$

gdzie:

$\sigma$  – odchylenie standardowe,  
 $\bar{X}$  – średnia arytmetyczna.

Określono także średnią wielkość ziarna byłego austenitu badanych stali po wygrzewaniu przed regulowanym chłodzeniem oraz po cyklu odkształceń w dylatometrze odkształceniowym.

The microstructure of the bars was revealed using nital etching on surfaces parallel to the rolling direction, and then observed and recorded at magnifications up to  $500\times$  using a Nikon Epiphot 200 optical-digital light microscope (LM). Selected samples were tested under high magnification range using scanning electron microscopy (SEM) methods, with an Inspect F scanning electron microscope. For the as-delivered material and for selected accelerated cooling variants, the grain size of structural components (ferrite and pearlite) was measured using the lineal intercept method, with images of microstructures recorded with a light microscope. The measurement using the lineal intercept method was carried out on longitudinal microsections at a distance of  $1/3$  of the diameter from the surface of the bars, measuring for each variant above 150 grains, which ensures a relative error of no more than 5% [12]. Ferrite and pearlite grain size was expressed using the mean lineal intercept length  $L$  [mm]. The mean lineal intercept length value was used to calculate grain number  $G$  on the ASTM scale according to the following relationship [13]:

$$G = -3.29 - 6.64\log(L) \quad (1)$$

As a measure of the variation in grain size, the following variation coefficient was used:

$$V = \frac{\sigma}{\bar{X}} \cdot 100\% \quad (2)$$

where:

$\sigma$  – standard deviation,  
 $\bar{X}$  – arithmetic mean.

The average grain size of former austenite of the examined steels after annealing before controlled cooling and after the deformation cycle in a deformation dilatometer was also determined.

### 3. WYNIKI BADAŃ I ICH Dyskusja

#### 3.1. WYNIKI BADAŃ Dylatometrycznych

Wykres przemian fazowych zachodzących w trakcie chłodzenia ciągłego po austenitowaniu stali S355J2 – wytop nr 720703 (poz. 1, Tab. 1) zamieszczono na rys. 4.

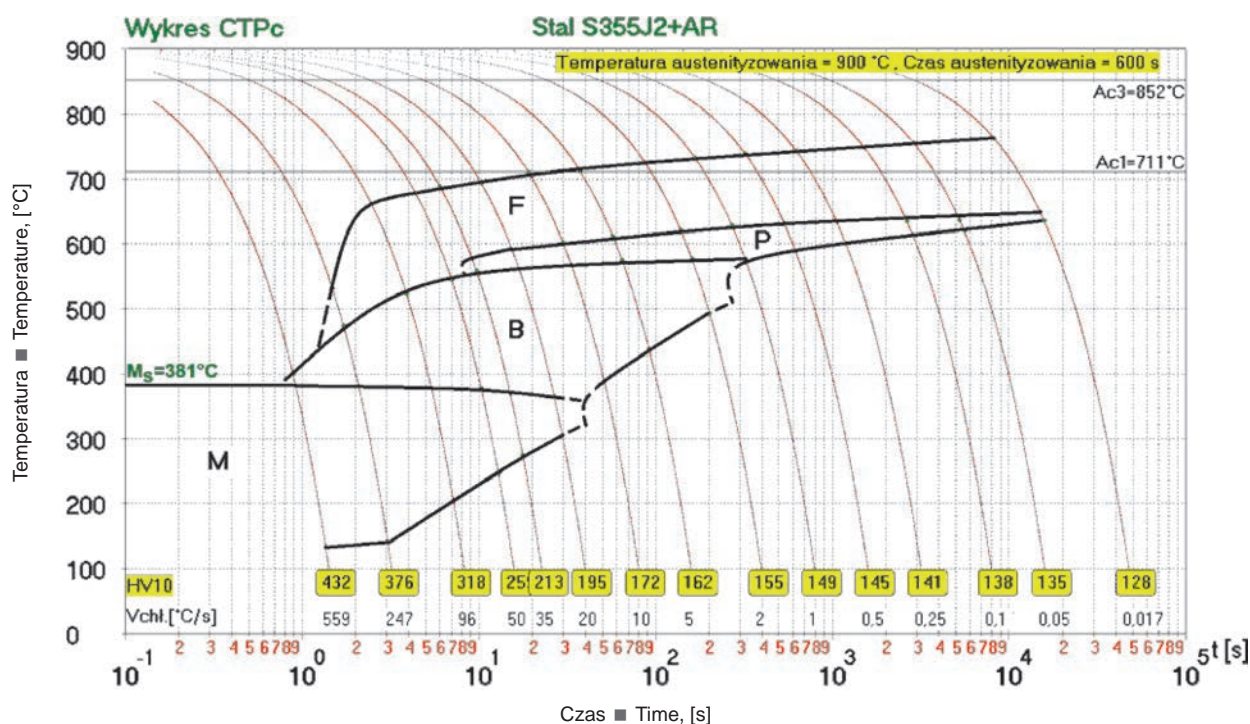
Testy chłodzenia prętów o dużych średnicach wykonane w Łukasiewicz – IMŻ z zastosowaniem urządzeń LPS-B, z powodów technicznych wynikających z parametrów zastosowanych urządzeń o skali półprzemysłowej, nie obejmowały walcowania na gorąco prętów. Stanem wyjściowym do zabiegów regulowanego chłodzenia był austenit uzyskany w wyniku wygrzewania przez 60 minut w temperaturze 950°C. W warunkach przemysłowych stan austenitu po walcowaniu na gorąco prętów może różnić się od stanu austenitu po re-austenitowaniu, co może spowodować wytworzenie mikrostruktury finalnej i właściwości prętów różniących się od wyników testów w skali półprzemysłowej. Aby ustalić, jakiego rodzaju i jakiej wielkości mogą to być różnice, wykonano symulacje procesów rzeczywistych w dylatometrze odkształceniowym. Schemat cykli zaplanowanych do wykonania w dylatometrze zamieszczono na rys. 5, a ich nominalne parametry podano w tab. 2. Kolejne odkształcenia:  $\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3, \epsilon_4$ , temperatury tych odkształceń, prędkości odkształceń  $\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2, \dot{\epsilon}_3, \dot{\epsilon}_4$ , oraz czasy przerw pomiędzy odkształceniami, przyjęto jako równe średnim wartościom zmierzonym w trakcie ostatnich przepustów przemysłowego walcowania prętów o średnicy 180 mm ze stali S355J2 w Hucie Bankowa. Wartość rzeczywista parametrów zrealizowanych w dylatometrze cykli nie była ściśle równa parametrom zadanych, ze względu na oddziaływania pomiędzy układem wymuszającym a próbką – w szczególności dotyczy to wielkości kolejnych odkształceń. W ostatniej kolumnie tabeli 2 podano rzeczywiste wysokości próbek po cyklach realizowanych w badaniach dylatometrycznych, zmierzone w temperaturze pokojowej. Dla wielkości gniotów zastosowanych w dylato-

### 3. RESULTS OF EXAMINATION AND SUMMARY

#### 3.1. RESULTS OF DILATOMETRIC STUDIES

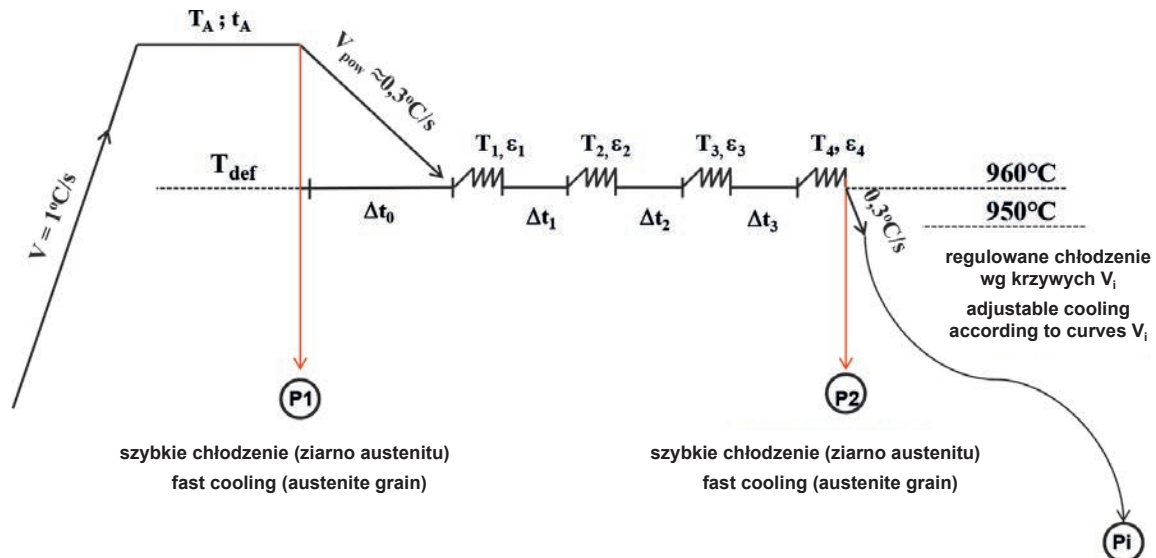
A diagram of phase transformations occurring during continuous cooling after austenitising the S355J2 steel – melt No. 720703 (item 1, Table 1) is shown in Fig. 4.

Cooling tests of large-diameter bars carried out at Łukasiewicz – IMŻ using LPS-B devices, for technical reasons resulting from the parameters of the semi-industrial scale devices used, did not include hot rolling of bars. The initial state for controlled cooling treatment was austenite obtained as a result of heating for 60 minutes at 950°C. In industrial conditions, the state of austenite after hot rolling of the bars may differ from the state of austenite after re-austenitisation, which may result in the formation of final microstructure and properties of the bars differing from the semi-industrial scale test results. To determine the type and size of the differences, simulations of real processes were carried out in a deformation dilatometer. The diagram of cycles planned for carrying out in the dilatometer is given in Fig. 5, and their nominal parameters are given in Table 2. Consecutive deformations:  $\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3, \epsilon_4$ , these deformations' temperatures, strain rates  $\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2, \dot{\epsilon}_3, \dot{\epsilon}_4$  and the intervals between deformations were assumed to be equal to the mean values measured during the last passes of industrial rolling of 180 mm diameter bars made of the S355J2 steel at Huta Bankowa. The actual value of the parameters in the cycles in the dilatometer was not strictly equal to the set parameters, due to the interaction between the loading system and the sample – in particular, this applies to the amount of subsequent deformations. The last column of Table 2 shows the actual height of the samples after cycles carried out in dilatometric tests, measured at room temperature. An approximate equality of the relative draft value and the actual deformation was adopted for the size of the drafts used in the dilatometer, in the range of 8–15% of the initial height reduction.



Rys. 4. Wykres CTPc stali S355J2 o składzie chemicznym podanym w tabeli 1, poz. 1

Fig. 4. CCT diagram of S355J2 steel with the chemical composition given in Table 1, item 1



Rys. 5. Schemat cykli odkształcenie-temperatura-czas zrealizowanych w dylatometrze odkształceniowym na próbkach ze stali S355J2 o składzie chemicznym podanym w tab. 1 – poz. 1; symbolami P1, P2, Pi oznaczono próbki pobrane do badań metalograficznych po określonych fragmentach cyklu (P1 i P2) oraz po wykonaniu kompletnych cykli. Opis charakterystyk chłodzenia  $V_i$  na rys. 5;  $V_i$  – zależności zmiany temperatury od czasu chłodzenia odwzorowane na podstawie rzeczywistych krzywych zarejestrowanych w trakcie testów chłodzenia prętów  $\phi 180$  mm ze stali S355J2 w LPS-B na głębokości – odpowiednio – 20 i 90 mm: V3a, V3b – w spokojnym powietrzu, V4a, V4b – natryskiem wody o intensywności 44 l/m<sup>2</sup>min, V5a, V5b – natryskiem wody o intensywności 74 l/m<sup>2</sup>min, V6a, V6b – natryskiem wody o intensywności 100 l/m<sup>2</sup>min, V7a, V7b – natryskiem wody o intensywności 132 l/m<sup>2</sup>min

Fig. 5. Deformation-temperature-time cycles carried out in a deformation dilatometer on samples made of S355J2 steel with the chemical composition given in Table 1 – item 1; symbols P1, P2, Pi indicate samples taken for metallographic tests after specific parts of the cycle (P1 and P2) and after completing full cycles. Description of the  $V_i$  cooling characteristics in Fig. 5;  $V_i$  – dependences of temperature change on cooling time mapped on the basis of actual curves recorded during cooling tests of bars with a diameter of 180 mm made of steel S355J2 in LPS-B at a depth of 20 and 90 mm respectively: V3a, V3b – in still air, V4a, V4b – with water spraying with an intensity of 44 l/m<sup>2</sup>min, V5a, V5b – with water spraying with an intensity of 74 l/m<sup>2</sup>min, V6a, V6b – with water spraying with an intensity of 100 l/m<sup>2</sup>min, V7a, V7b – with water spraying with an intensity of 132 l/m<sup>2</sup>min

metrze, w zakresie 8÷15% redukcji wysokości początkowej, przyjęto przybliżoną równość wartości gniotu względnego i odkształcenia rzeczywistego.

Prędkość odkształcenia w poszczególnych przepustach walcowania prętów o średnicy 180 mm obliczono za pomocą następującej zależności [14]:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\epsilon}{t_w} \quad (3a)$$

$$t_w = \frac{60L_d}{2\pi NR} \quad (3b)$$

gdzie:

- $\dot{\epsilon}$  – prędkość odkształcenia,
- $\epsilon$  – rzeczywiste odkształcenie średnie dla odkształcanej objętości materiału,
- $t_w$  – czas kontaktu materiału z walcami,
- $L_d$  – długość rzutu łuku styku materiału z walcami,
- $N$  – prędkość obrotowa walców,
- $R$  – promień walca.

Na podstawie interpretacji dylatogramów, z uwzględnieniem rodzaju mikrostruktury powstałej w próbkach po zastosowanych cyklach odkształceniowo-temperaturowych w dylatometrze, opracowano fragment wykresu OCTPc, zamieszczony na rys. 6, w zakresie obejmującym rzeczywiste krzywe chłodzenia reprezentowane przez charakterystyki V3a,b – V7a,b, o parametrach podanych w opisie rys. 5. W celu umożliwienia porównania wykresu OCTPc ze standardowym wykresem CTPc, początek osi czasu wykresu OCTPc przyjęto dla momentu, gdy temperatura próbki wynosiła 860°C.

Z analizy porównawczej linii na wykresie OCTPc z liniami na wykresie CTPc dla stali S355J2 wynika, że różnice w temperaturze początku i końca przemiany ferrytycznej

The strain rate in individual rolling passes of bars with a diameter of 180 mm was calculated using the following relationship [14]:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\epsilon}{t_w} \quad (3a)$$

$$t_w = \frac{60L_d}{2\pi NR} \quad (3b)$$

where:

- $\dot{\epsilon}$  – strain rate,
- $\epsilon$  – real average deformation for the material's deformed volume,
- $t_w$  – time of contact of the material with the rolls,
- $L_d$  – length of the arc of the material's contact with the rolls,
- $N$  – rotational speed of the rolls,
- $R$  – roll radius.

Based on the interpretation of the dilatometric diagrams, taking into account the type of microstructure formed in the samples after the applied deformation-temperature cycles in the dilatometer, a fragment of the DCCT diagram, shown in Fig. 6, was developed in the scope covering the actual cooling curves represented by the characteristics V3a, b – V7a, b, with the parameters given in the description of Fig. 5. To enable comparison of the DCCT diagram with the standard CCT diagram, the beginning of the DCCT diagram time axis was taken for the time when the sample temperature was 860°C.

The comparative analysis of the DCCT diagram line with the CCT diagram lines for the S355J2 steel shows that the differences in the temperature of the beginning and end of ferritic and pearlitic transformation in the compared diagrams are small. The lines determining the temperature of

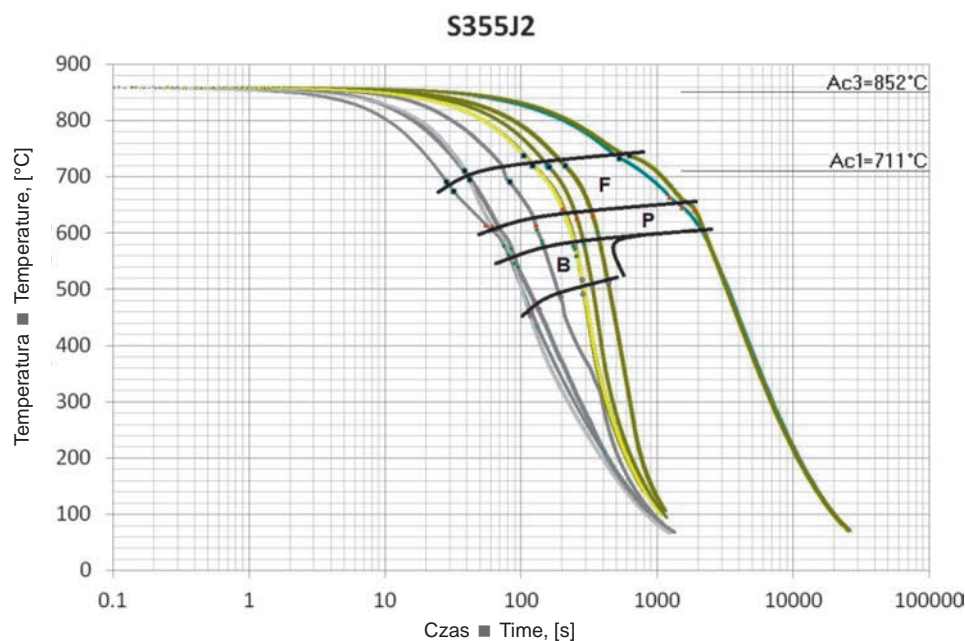


Tabela 2. Wartości parametrów dla poszczególnych cykli w dylatometrze odkształceniowym próbek ze stali S355;  $\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3, \epsilon_4$  – kolejne odkształcenia;  $\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2, \dot{\epsilon}_3, \dot{\epsilon}_4$  – prędkość odkształcenia w kolejnych gniotach;  $T_A = 1080^\circ\text{C}$

Table 2. Values of parameters for individual cycles in the deformation dilatometer of samples made of the S355 steel;  $\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3, \epsilon_4$  – subsequent deformations;  $\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2, \dot{\epsilon}_3, \dot{\epsilon}_4$  – strain rate in subsequent drafts;  $T_A = 1080^\circ\text{C}$

Zmiany wysokości próbki po kolejnych odkształceniach:  $h_0 = 10 \text{ mm}/8,0\% \rightarrow 9,20 \text{ mm}/12\% \rightarrow 8,10 \text{ mm}/11\% \rightarrow 7,20 \text{ mm}/15\% \rightarrow 6,12 \text{ mm}$ ;  $h_{rk}$  – rzeczywista wysokość końcowa ■ Changes in the height of the sample after subsequent deformations:  $h_0 = 10 \text{ mm}/8.0\% \rightarrow 9.20 \text{ mm}/12\% \rightarrow 8.10 \text{ mm}/11\% \rightarrow 7.20 \text{ mm}/15\% \rightarrow 6.12 \text{ mm}$ ;  $h_{rk}$  – actual final height

Lp. ■ No.	$\Delta t_0$ [s]	$T\epsilon_1$ , [°C]	$\frac{\epsilon_1}{\dot{\epsilon}_1}$ [s <sup>-1</sup> ]	$\Delta t_1$ [s]	$T\epsilon_2$ [°C]	$\frac{\epsilon_2}{\dot{\epsilon}_2}$ [s <sup>-1</sup> ]	$\Delta t_2$ [s]	$T\epsilon_3$ [°C]	$\frac{\epsilon_3}{\dot{\epsilon}_3}$ [s <sup>-1</sup> ]	$\Delta t_3$ [s]	$T\epsilon_4$ [°C]	$\frac{\epsilon_4}{\dot{\epsilon}_4}$ [s <sup>-1</sup> ]	Krzywa chłodz. z 950°C ■ Curve of cooling from 950°C, $V_i$	$h_{rk}$ [mm] S355J2
1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	P1, hart. ■ hard.	-
2	60	1060	$\frac{0,08}{1,36}$	30	1030	$\frac{0,12}{1,76}$	30	1010	$\frac{0,11}{1,65}$	45	960	$\frac{0,15}{1,88}$	P2, hart. ■ hard.	6,35
3	60	1060	$\frac{0,08}{1,36}$	30	1030	$\frac{0,12}{1,76}$	30	1010	$\frac{0,11}{1,65}$	45	960	$\frac{0,15}{1,88}$	V3a	6,38
4	60	1060	$\frac{0,08}{1,36}$	30	1030	$\frac{0,12}{1,76}$	30	1010	$\frac{0,11}{1,65}$	45	960	$\frac{0,15}{1,88}$	V3b	6,34
5	60	1060	$\frac{0,08}{1,36}$	30	1030	$\frac{0,12}{1,76}$	30	1010	$\frac{0,11}{1,65}$	45	960	$\frac{0,15}{1,88}$	V4a	6,31
6	60	1060	$\frac{0,08}{1,36}$	30	1030	$\frac{0,12}{1,76}$	30	1010	$\frac{0,11}{1,65}$	45	960	$\frac{0,15}{1,88}$	V4b	6,34
7	60	1060	$\frac{0,08}{1,36}$	30	1030	$\frac{0,12}{1,76}$	30	1010	$\frac{0,11}{1,65}$	45	960	$\frac{0,15}{1,88}$	V5a	6,40
8	60	1060	$\frac{0,08}{1,36}$	30	1030	$\frac{0,12}{1,76}$	30	1010	$\frac{0,11}{1,65}$	45	960	$\frac{0,15}{1,88}$	V5b	6,36
9	60	1060	$\frac{0,08}{1,36}$	30	1030	$\frac{0,12}{1,76}$	30	1010	$\frac{0,11}{1,65}$	45	960	$\frac{0,15}{1,88}$	V6a	6,43
10	60	1060	$\frac{0,08}{1,36}$	30	1030	$\frac{0,12}{1,76}$	30	1010	$\frac{0,11}{1,65}$	45	960	$\frac{0,15}{1,88}$	V6b	6,38
11	60	1060	$\frac{0,08}{1,36}$	30	1030	$\frac{0,12}{1,76}$	30	1010	$\frac{0,11}{1,65}$	45	960	$\frac{0,15}{1,88}$	V7a	6,46
12	60	1060	$\frac{0,08}{1,36}$	30	1030	$\frac{0,12}{1,76}$	30	1010	$\frac{0,11}{1,65}$	45	960	$\frac{0,15}{1,88}$	V7b	6,35



Rys. 6. Wykres OCTPC stali S355J2 o składzie chemicznym podanym w tab. 1 – poz. 1, dla wyjściowego stanu austenitu uzyskanego w wyniku cykli odkształceniowo-temperaturowych o parametrach podanych na rys. 5 i w tab. 2, wykonany dla krzywych chłodzenia V3a,b – V7a,b o parametrach podanych w opisie pod rys. 5; F – zakres powstawania ferrytu, P – zakres powstawania perlitu, B – zakres powstawania bainitu

Fig. 6. DCCT diagram of the S355J2 steel with the chemical composition given in Table 1 – item 1, for the initial state of austenite obtained as a result of temperature-deformation cycles with the parameters given in Fig. 5 and in Table 2, made for the cooling curves V3a,b – V7a,b with the parameters given in the description under Fig. 5; F – range of ferrite formation, P – range of pearlite formation, B – range of bainite formation

Tabela 3. Wyniki analizy ilościowej wielkości ziarna austenitu w próbkach stali S355J2 po austenityzowaniu w temperaturze 950°C przez 60 minut oraz po cyklu odkształceń w dylatometrze – próbka P2 na rys. 5

Table 3. Results of quantitative analysis of austenite grain size in S355J2 steel samples after austenitising at 950°C for 60 minutes and after a deformation cycle in a dilatometer – sample P2 in Fig. 5

Oznaczenie wariantu ■ Variant designation	Średnia średnica równoważna ziarna austenitu $D_\gamma$ oraz wielkość wg skali ASTM* ■ Average equivalent diameter of austenite grain $D_\gamma$ and the size in accordance with the ASTM scale*		Odchylenie standardowe ■ Standard deviation	Współczynnik zmienności ■ Variation coefficient
	$D_\gamma$ , [μm]	Nr ASTM	$\sigma$ , [μm]	$V_{D_\gamma}$ , [%]
Aust/wytop ■ melt 831804	15,6	9,0	5,2	35
P2/wytop ■ melt 720703	30,4	7,0	7,5	25

\*Nr wielkości ziarna wg skali ASTM obliczony za pomocą wzoru (1) ■ No. of grain size according to the ASTM scale calculated using formula (1)

i perlitycznej na porównywanych wykresach są niewielkie. Linie wyznaczające temperaturę początku przemian dyfuzyjnych na wykresie OCTPc dla większych szybkości chłodzenia (Rys. 6 – lewa część wykresu) przebiega nieco niżej niż odpowiadające im linie na wykresie CTPc. Świadczy to o bardzo podobnym stanie austenitu wytworzonego w wyniku wygrzewania re-austenitującego jaki zastosowano przy sporządzaniu wykresu standardowego CTPc i w trakcie austenityzowania prętów (w trakcie testów regulowanego chłodzenia w chłodni LPS-B) oraz w wyniku obróbki w dylatometrze symulującej finalną fazę walcowania na gorąco pręta o średnicy 180 mm. Z pomiarów wielkości ziarna austenitu wynika, że po cyklach w dylatometrze odkształceniowym wielkość ziarna zrekrystalizowanego austenitu jest większa od wielkości ziarna austenitu wytworzonego w trakcie austenityzowania prętów (Tab. 3), co należy uwzględnić stosując wykres OCTPc do interpretacji efektów obróbek cieplnych wykonanych na prętach.

Reasumując przedstawione analizy porównawcze można stwierdzić, że testy wykonywane w LPS-B na prętach ze stali S355J2, składające się z wygrzewania w temperaturze 950°C i następującego po nim regulowanego chłodzenia, reprezentują nie tylko operację normalizowania z regulowanym chłodzeniem po austenityzowaniu, ale także z dużą dokładnością symulują rzeczywisty proces regulowanego chłodzenia prętów o dużych średnicach bezpośrednio po walcowaniu w warunkach technologicznych Huty Bankowa.

### 3.2. ANALIZA PORÓWNAWCZA ZAREJESTROWANYCH CHARAKTERYSTYK CHŁODZENIA PRĘTÓW W LPS-B

Temperaturowe charakterystyki chłodzenia prętów (zmiana temperatury w trakcie chłodzenia na określonej głębokości) służą m.in. do ustalenia czasu chłodzenia prętów o określonych średnicach i ustalonym zakresie temperatury oraz do analizy przebiegu przemian fazowych na wykresach CTPc w celu wstępnego przewidywania finalnej mikrostruktury powstającej w wyniku chłodzenia z określoną szybkością. Ważnymi parametrami, które można odczytać z zarejestrowanych charakterystyk chłodzenia są: czas chłodzenia wymagany do przejścia przez zakres temperatury zachodzenia przemian dyfuzyjnych – tj. ok. 750÷500°C oraz wielkość gradientu temperatury na przekroju prętów (różnica temperatury pomiędzy środkiem pręta a warstwą przypowierzchniową po określonym czasie chłodzenia). Od wielkości gradientu temperatury na przekroju, a dokładnie od różnicy pomiędzy szybkościami chłodzenia w temperaturowym zakresie przemian fazowych, zależy jednorodność mikrostruktury finalnej na przekroju. Na podstawie zarejestrowanych charakterystyk chłodzenia prętów opracowano zależności pomiędzy intensywnością chłodzenia wynikającą

the beginning of diffusion transformations on the DCCT diagram for higher cooling rates (left part of the diagram in Fig. 6) run slightly lower than the corresponding lines in the CCT diagram. This demonstrates the very similar state of austenite formed as a result of re-austenitising annealing as used when preparing the CCT standard diagram and during austenitising of bars (during tests of controlled cooling in the LPS-B cooling device) and as a result of treatment in a dilatometer simulating the final phase of hot rolling of a bar with a diameter of 180 mm. The measurement of austenite grain size shows that after cycles in the deformation dilatometer the grain size of the recrystallised austenite is larger than the size of austenite grain produced during the austenitisation of the bars (Tab. 3), which should be taken into account when using the DCCT diagram for the interpretation of the effects of heat treatment performed on the bars.

Summing up the presented comparative analyses, it can be stated that the tests performed in LPS-B on S355J2 steel bars, consisting of annealing at 950°C and subsequent controlled cooling, not only represent the normalisation operation with controlled cooling after austenitising, but they also highly accurately simulate the actual process of controlled cooling of large diameter bars immediately after rolling in Huta Bankowa's technological conditions.

### 3.2. COMPARATIVE ANALYSIS OF RECORDED BAR COOLING CHARACTERISTICS IN LPS-B

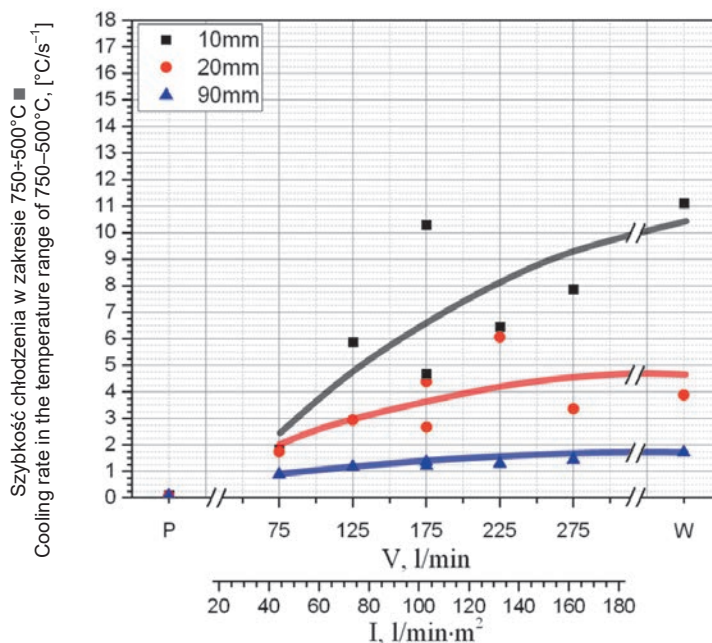
The temperature characteristics of bar cooling (temperature change during cooling at a certain depth) are used, among others, to determine the cooling time of bars with specific diameters and a set temperature range, and to analyse the phase changes in CCT diagrams in order to pre-predict the final microstructure resulting from cooling at a certain rate. The important parameters that can be read from the recorded cooling characteristics are: cooling time required to pass through the temperature range of the diffusion transformations – i.e. approx. 750–500°C and the size of the temperature gradient on the cross-section of the bars (temperature difference between the centre of the bar and the subsurface layer after a certain cooling time). The homogeneity of the final microstructure on the cross-section depends on the size of the temperature gradient on the cross-section, and precisely on the difference between the cooling rates in the temperature range of phase transformation. The relationships between the cooling intensity resulting from the cooling methods used and the cooling rate achieved in the temperature range of diffusive phase transformations (750–500°C), at a depth of 10, 20 and 90

z zastosowanych metod chłodzenia a osiąganą szybkością chłodzenia w zakresie temperaturowym dyfuzyjnych przemian fazowych ( $750\div 500^\circ\text{C}$ ), na głębokości 10, 20 i 90 mm (oś pręta) (Rys. 7). Rozrzut punktów w stosunku do trzech trendów wykreślonych na rys. 7 wynika z nierównomiernego natryskiwania powierzchni walcowej prętów, spowodowanego konstrukcją chłodni LPS-B, która jest dostosowana do jednorodnego natrysku na powierzchni płaskie.

Obliczone na podstawie zmian temperatury w prętach szybkości chłodzenia podane w tabeli 4, naniesiono na diagram CTPc w celu ustalenia typu mikrostruktury powstającej w wyniku zastosowanych rodzajów chłodzenia (Rys. 8).

mm (bar axis) were developed based on the registered cooling characteristics of the bars (Fig. 7). The dispersion of points in relation to the three trends plotted in Fig. 7 results from the uneven spraying of the cylindrical surface of the bars, caused by the design of the LPS-B cooling device, which is adapted to homogeneous spraying on flat surfaces.

The cooling rates calculated on the basis of temperature changes in the bars given in Table 4, are plotted on the CCT diagram to determine the type of microstructure resulting from the types of applied cooling (Fig. 8).



Rys. 7. Wpływ intensywności natrysku wodnego na szybkość chłodzenia prętów o średnicy 180 mm ze stali S355J2 w zakresie temperatury  $750\div 500^\circ\text{C}$  w odległości pod powierzchnią 10, 20 i 90 mm (oś pręta), w porównaniu do warunków chłodzenia w powietrzu (P) oraz do chłodzenia zanurzeniowego w wodzie (W);  $V$  – całkowity pobór wody przez chłodnię natryskową LPS-IMŻ,  $I$  – intensywność natrysku wodnego na jednostkę powierzchni chłodni

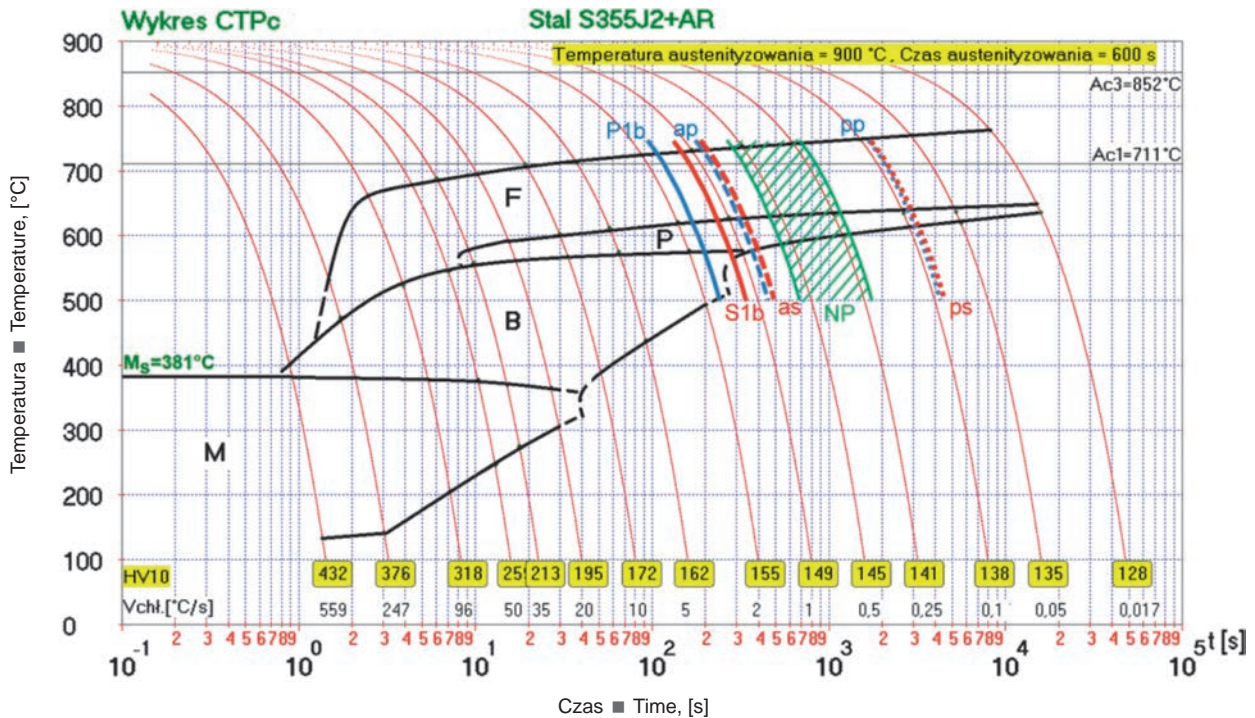
Fig. 7. Influence of water spraying intensity on the cooling rate of bars with a diameter of 180 mm made of steel S355J2 in the temperature range of  $750\div 500^\circ\text{C}$  at a distance below the surface of 10, 20 and 90 mm (bar axis), compared to the conditions of cooling in air (P) and to water immersion cooling (W);  $V$  – total water consumption by the LPS-IMŻ spray cooling device,  $I$  – intensity of water spraying per surface unit of the cooling device

Tabela 4. Zestawienie szybkości chłodzenia prętów  $\phi 180$  mm ze stali S355J2 w zakresie  $700\div 500^\circ\text{C}$  natryskiem wody, aerozolem wodno-powietrznym, nadmuchi powietrza oraz w spokojnym powietrzu

Table 4. Cooling rates of  $\phi 180$  mm bars made of the S355J2 steel in the range of  $700\div 500^\circ\text{C}$  with water spraying, water-air aerosol, air blow and in still air

Intensywność chłodzenia / Temperatura początku chłodzenia, $[\text{C}^\circ]$ ■ Cooling intensity / Cooling start temperature, $[\text{C}^\circ]$	Pozycja pomiaru temperatury pod pow. ■ Temperature measurement position under the surface [mm]	Średnia szybkość chłodzenia w zakresie $700\div 500^\circ\text{C}$ ■ Average cooling rate in the range $700\div 500^\circ\text{C}$ , $[\text{C}^\circ \cdot \text{s}^{-1}]$	Oznaczenie krzywej szybkości na wykresie CTPc ■ Determination of rate curve on the CCT diagram
natrysk $100 \text{ l/m}^2\text{min} / 870$ ■ spraying $100 \text{ l/m}^2\text{min} / 870$	20	1,4	P1a
	90	1,1	S1a
natrysk $100 \text{ l/m}^2\text{min} / 740$ ■ spraying $100 \text{ l/m}^2\text{min} / 740$	20	1,5	P1b
	90	1,2	S1b
aerozol woda-pow.* / $880$ ■ water-air aerosol* / $880$	20	0,92	ap
	90	0,86	as
nadmuch powietrza o prędkości w zakresie $10\div 35 \text{ m/s} / 880\div 850$ ■ air blow at a rate in the range $10\div 35 \text{ m/s} / 880\div 850$	20	$0,15\div 0,70$	zakres NP ■ NP range
	90	0,09	pp
spokojne pow. / $950$ ■ still air / $950$	20	0,09	pp
	90	0,09	ps

\* zasilanie chłodni LPS-B: woda  $100 \text{ l/min}$  + powietrze  $850\div 960 \text{ l/min}$  ■ LPS-B cooling device supply: water  $100 \text{ l/min}$  + air  $850\div 960 \text{ l/min}$



Rys. 8. Wykres CTPc stali S355J2 z naniesionymi szybkościami chłodzenia pręta  $\phi 180$  mm w zakresie temperatury  $700\div 500^\circ\text{C}$ ; natrysk wody o intensywności  $100\text{ l/m}^2\text{min}$  od temperatury  $740^\circ\text{C}$ : linia P1b – 20 mm pod powierzchnią pręta, linia S1b – w osi pręta; chłodzenie aerozolem woda-powietrze: linia ap – 20 mm pod powierzchnią pręta, linia as – w osi pręta; chłodzenie nadmuchem powietrza o prędkości w zakresie  $10\div 35\text{ m/s}$ : zakres NP – 20 mm pod powierzchnią pręta; chłodzenie w spokojnym powietrzu: linia pp – 20 mm pod powierzchnią pręta, linia ps – w osi pręta

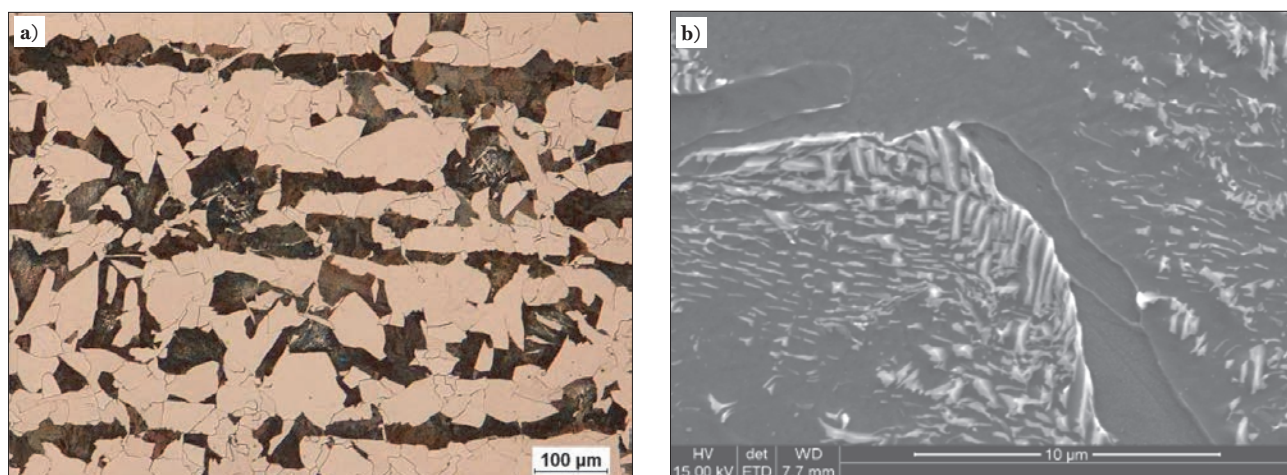
Fig. 8. CCT diagram of the S355J2 steel with marked cooling rates of a  $\phi 180$  mm bar in the temperature range  $700\text{--}500^\circ\text{C}$ ; water spraying with an intensity of  $100\text{ l/m}^2\text{min}$  from a temperature of  $740^\circ\text{C}$ : line P1b – 20 mm below the surface of the bar, line S1b – in the axis of the bar; water-air aerosol cooling: ap line – 20 mm below the bar surface, as line – in the bar axis; air blow cooling with a rate in the range of  $10\text{--}35\text{ m/s}$ : NP range – 20 mm below the bar surface; cooling in still air: pp line – 20 mm below the bar surface, ps line – in the bar axis

### 3.3. MIKROSTRUKTURA PRĘTÓW O ŚREDNICY 180 MM ZE STALI S355J2 W STANIE WYJŚCIOWYM (PO CHŁODZENIU W SPOKOJNYM POWIETRZU PO WALCOWANIU) ORAZ PO RE-AUSTENITYZOWANIU I CHŁODZENIU W LPS-B

Na rys. 9 zamieszczono fotografie mikrostruktury pręta  $\phi 180$  mm ze stali S355J2/wytop 831804 po walcowaniu i chłodzeniu w spokojnym powietrzu, a na rys. 10 mikrostrukturę pręta z tej stali po chłodzeniu natryskowym według jednego z zastosowanych wariantów. W wyniku przyspieszonego chłodzenia natryskiem wody mikrostruktura uległa znacznemu rozdrobnieniu, przy zachowaniu składu fazowego ferrytyczno-perlitycznego. Składa się z iglastych form morfologicznych ferrytu oraz przejściowych faz pomiędzy perlitem a bainitem i niewielkiej ilości bainitu w obszarach przypowierzchniowych najintensywniej chłodzonych. W tabeli 5 podano wyniki pomiarów wielkości ziarn mikrostruktur powstałych w wyniku chłodzenia w spokojnym powietrzu po walcowaniu (stan wyjściowy) i po zastosowanych wariantach chłodzenia natryskiem wody. Diagramy obrazujące rozkłady wielkości ziarn składników struktury w badanych stanach obróbki zamieszczono na rys. 11 i 12. Zastosowane chłodzenie natryskiem wody spowodowało następujące rozdrobnienie ziarn mikrostruktury w stosunku do stanu po chłodzeniu w spokojnym powietrzu: rozdrobnienie ziarna ferrytu z  $7,5\div 8,5$  Nr ASTM do około 11,0 Nr ASTM, natomiast obszarów perlitu (i morfologii pośrednich pomiędzy perlitem a bainitem) z  $6,5\div 7,5$  Nr ASTM do około  $11,0\div 11,5$  Nr ASTM.

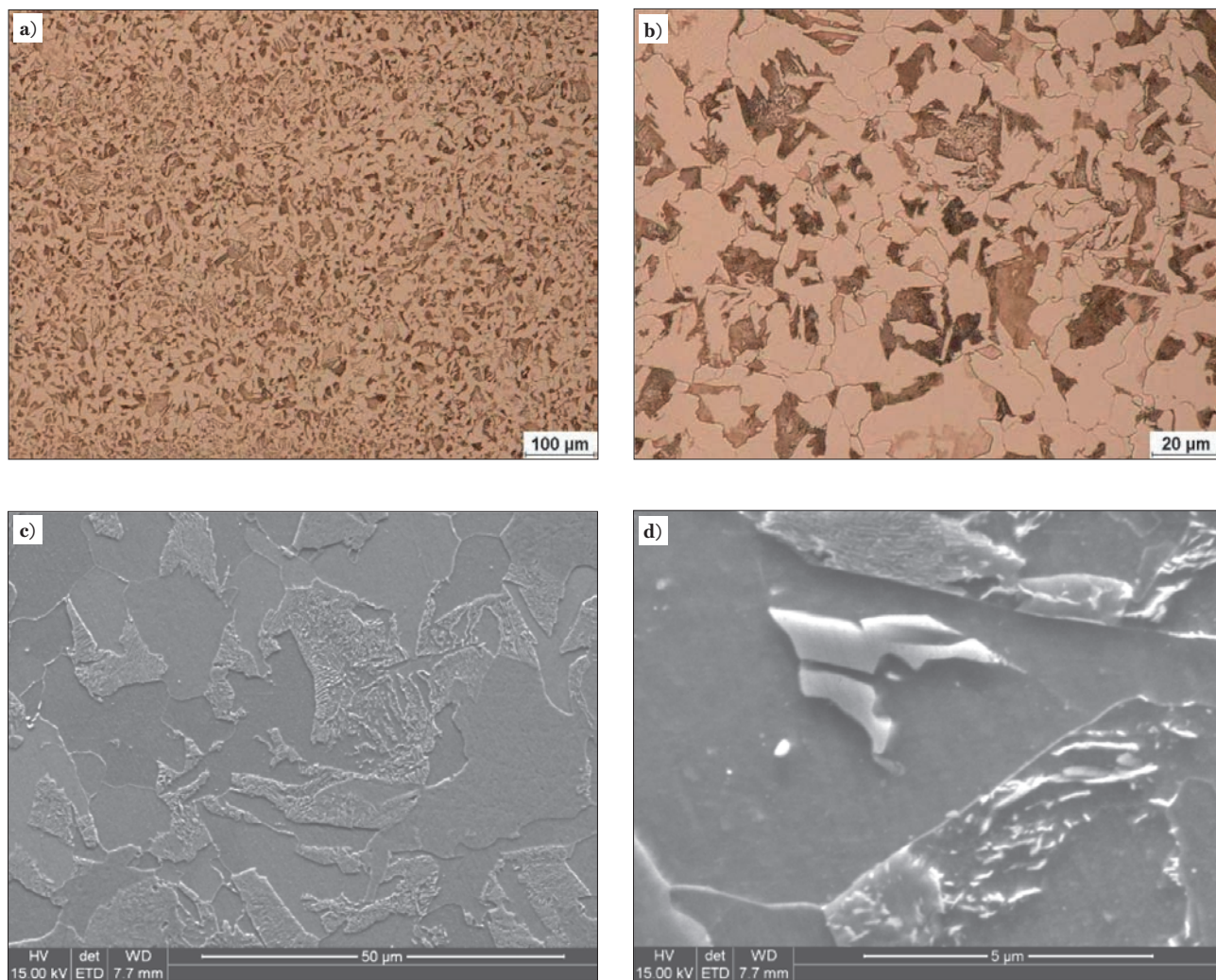
### 3.3. MICROSTRUCTURE OF BARS WITH A DIAMETER OF 180 MM MADE OF S355J2 STEEL IN THE INITIAL STATE (AFTER COOLING IN STILL AIR AFTER ROLLING) AND AFTER RE-AUSTENITISATION AND COOLING IN LPS-B

Fig. 9 presents photographs of the microstructure of a  $\phi 180$  mm bar made of the S355J2 steel/melt 831804 after rolling and cooling in still air, and Fig. 10 presents the microstructure of a bar made of this steel after spray cooling according to one of the used variants. As a result of accelerated cooling with water spray, the microstructure was significantly refined, while maintaining the ferritic-pearlitic phase composition. It consists of acicular morphological forms of ferrite and transition phases between pearlite and bainite and a small amount of bainite in the most intensively cooled subsurface areas. Table 5 shows the results of grain size measurement of microstructures resulting from cooling in still air after rolling (initial state) and after the used water spray cooling variants. The diagrams illustrating grain size distribution of the structure components in the examined treatment states are presented in Figs. 11 and 12. The applied water spray cooling resulted in the following refinement of the microstructure grains in relation to the state after cooling in still air: refinement of ferrite grain from  $7.5\text{--}8.5$  ASTM No. to about 11.0 ASTM No., and pearlite areas (and intermediate morphology between pearlite and bainite) from  $6.5\text{--}7.5$  ASTM No. to approximately 11.0–11.5 ASTM No.



Rys. 9. Mikrostruktura stali S355J2 (wytop nr 831804) na przekroju wzdłużnym pręta  $\varnothing 180$  mm w obszarze 60÷70 mm od powierzchni / stan dostawy; a) MS, b) SME

Fig. 9. Microstructure of S355J2 steel (melt No. 831804) on the longitudinal section of a  $\varnothing 180$  mm bar in the area of 60–70 mm from the surface / as-delivered; a) LM, b) SEM



Rys. 10. Mikrostruktura stali S355J2/wytop nr 831804 na przekroju wzdłużnym pręta  $\varnothing 180$  mm w obszarze 60–70 mm od powierzchni po przyspieszonym chłodzeniu natryskiem wody (175 l/min; intensywność 100 l/m<sup>2</sup>min) z temperatury ~740°C – strefa pręta od strony dysz górnych chłodni; a, b) MS, c, d) SME

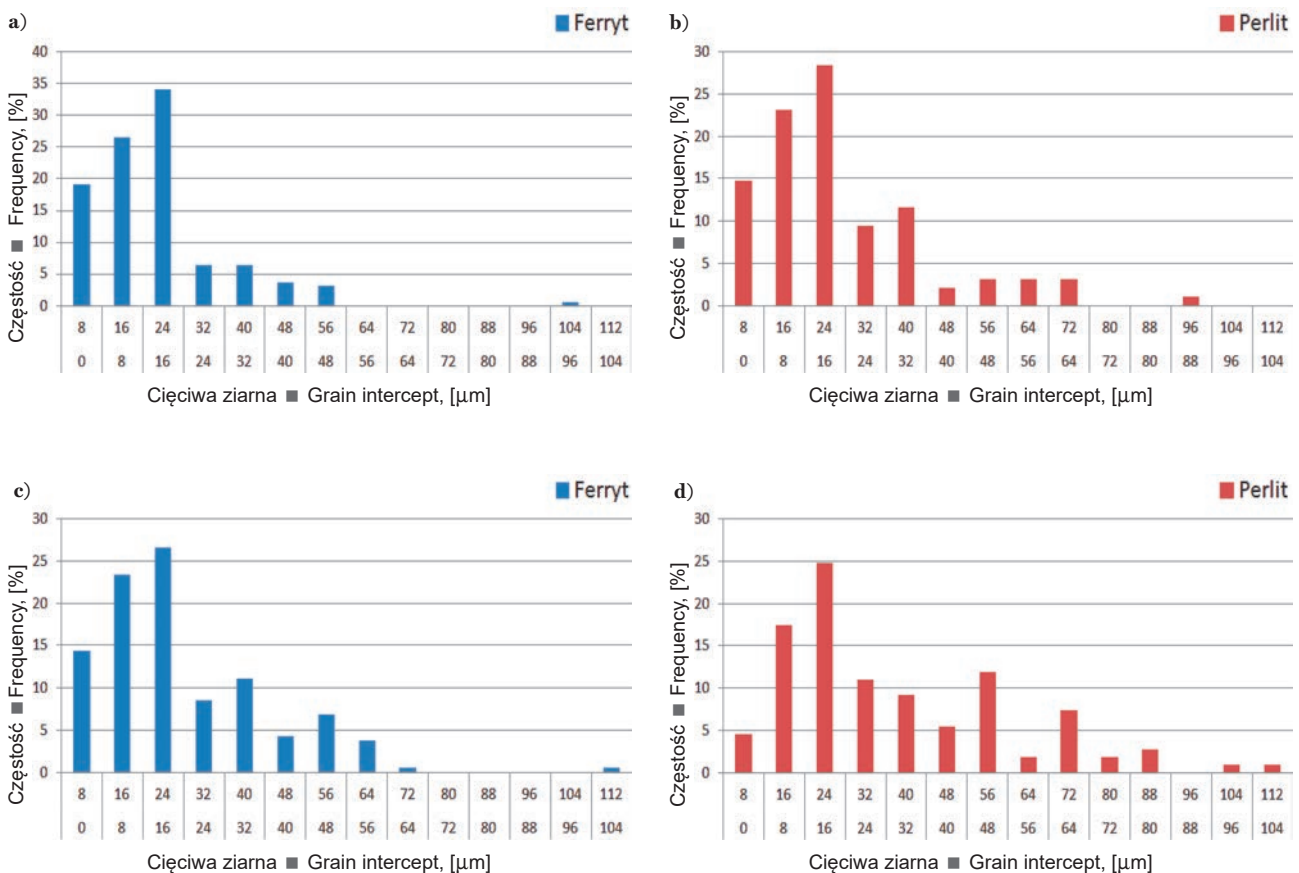
Fig. 10. Microstructure of the S355J2 steel/melt No. 831804 on the longitudinal section of a  $\varnothing 180$  mm bar in the area of 60–70 mm from the surface after accelerated water spray cooling (175 l/min; intensity 100 l/m<sup>2</sup>min) from a temperature of ~740°C – bar zone from the cooling top nozzles; a, b) LM, c, d) SEM

Tabela 5. Wyniki analizy ilościowej wielkości ziarna ferrytu oraz obszarów perlitu (i mikrostruktur przejściowych pomiędzy perlitem a bainitem) w prętach o średnicy  $\phi 180$  mm ze stali S355J2/wytop 831804 po chłodzeniu na chłodni w spokojnym powietrzu oraz po re-austenitowaniu i chłodzeniu natryskiem wody o intensywności  $100 \text{ l/m}^2\text{min}$  w LPS-B

Table 5. Results of quantitative analysis of ferrite grain size and pearlite areas (and transition microstructures between pearlite and bainite) in bars with a diameter of  $\phi 180$  mm made of the S355J2 steel/melt 831804 after cooling in still air and after re-austenitising and water spray cooling with an intensity of  $100 \text{ l/m}^2\text{min}$  in LPS-B

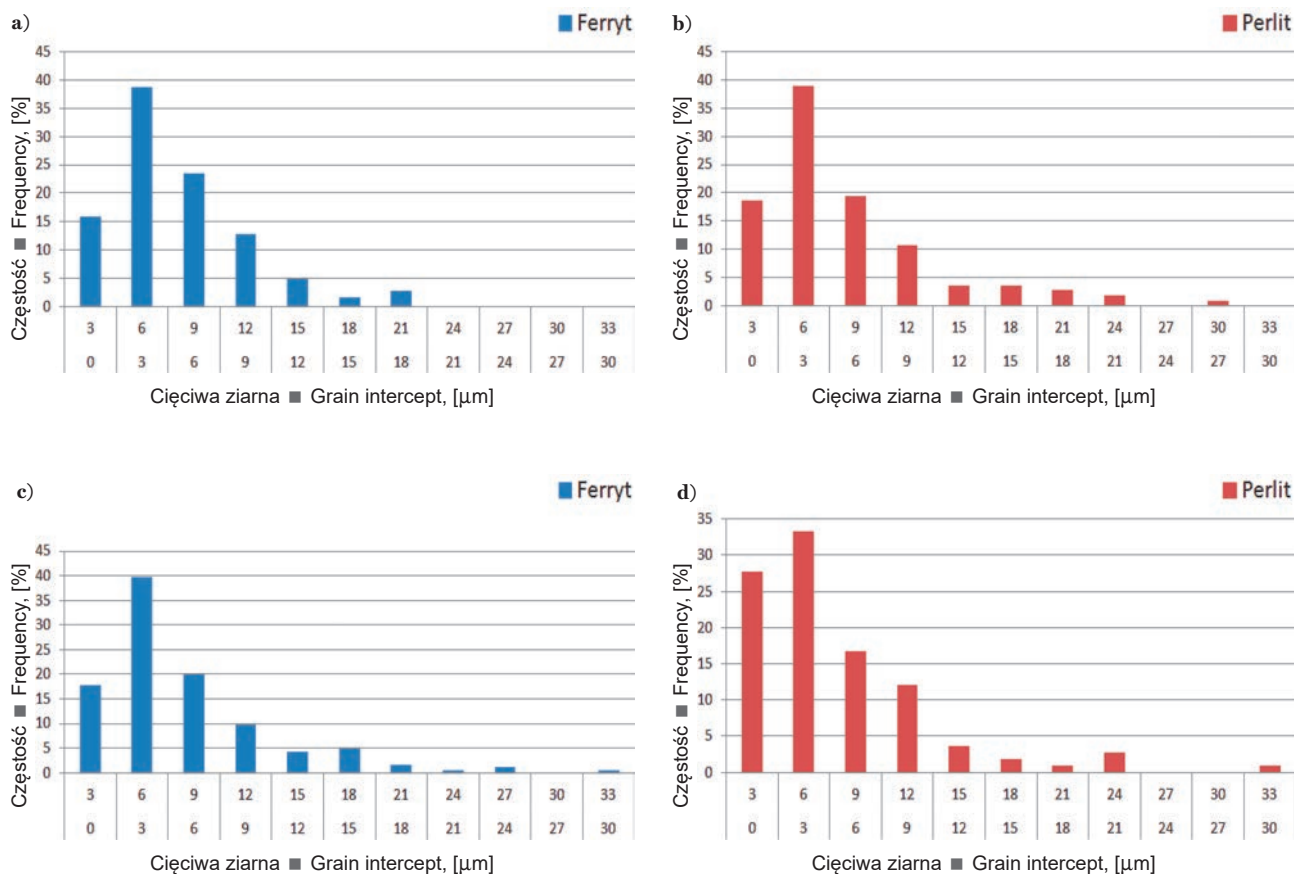
Stan obróbki pręta ■ Treatment condition of the bar	Odległość obszaru analizy od powierzchni pręta ■ Distance of analysis area from the bar's surface	Średnia długość cięciwy ziarna ferrytu $L_f$ , Nr ASTM* ■ Average length of ferrite grain intercept $L_f$ , ASTM No.*		Odchylenie standard. ■ Standard deviation, $\sigma$	Wsp. zmienności ■ Variation coefficient, $v_{L_f}$	Średnia długość cięciwy obszarów perlitu $L_p$ , Nr ASTM* ■ Average length of pearlite area intercept $L_p$ , ASTM No.*		Odchylenie standard. ■ Standard deviation, $\sigma$	Wsp. zmienności ■ Variation coefficient, $v_{L_p}$
		[mm]	$L_f$ , [ $\mu\text{m}$ ]			nr ■ No. ASTM	[ $\mu\text{m}$ ]		
po walc. i chłodz. na chłodni ■ after roll. and cool. in cool. bed	20	17,7	8,5	13,0	74	22,8	7,5	17,3	76
	60÷70	22,7	7,5	16,5	73	33,0	6,5	22,9	70
po re-austenitowaniu i chłodz. natryskiem ■ after re-austenitising and spray cool.	20	6,6	11,0	4,1	62	7,0	11,0	5,2	74
	60÷70	6,8	11,0	5,0	74	6,3	11,5	5,3	84

\* Nr wielkości ziarna wg skali ASTM obliczony za pomocą wzoru (1) ■  
No. of grain size according to the ASTM scale calculated using formula (1)



Rys. 11. Rozkłady długości cięciwy ziarn ferrytu oraz obszarów perlitu wyznaczone na przekroju wzdłużnym pręta o średnicy  $\phi 180$  mm ze stali S355J2 w stanie dostawy; a, b) obszar 20 mm od powierzchni pręta; c, d) obszar 60÷70 mm od powierzchni pręta

Fig. 11. Distributions of ferrite grain intercept lengths and pearlite areas determined on the longitudinal section of an as-delivered  $\phi 180$  mm diameter S355J2 steel bar; a, b) area of 20 mm from the bar surface; c, d) area of 60–70 mm from the bar surface



Rys. 12. Rozkłady długości cięciwy ziarn ferrytu oraz obszarów perlitu (i struktur pośrednich perlit/bainit) wyznaczone na przekroju wzdłużnym pręta o średnicy  $\phi 180$  mm ze stali S355J2 po przyspieszonym chłodzeniu natryskiem wody w LPS-B (200 l/min; intensywność  $115 \text{ l/m}^2 \cdot \text{min}$ ); a, b) obszar 20 mm od powierzchni pręta; c, d) obszar 60–70 mm od powierzchni pręta

Fig. 12. Distributions of ferrite grain intercept lengths and pearlite areas (and pearlite/bainite transition structures) determined on the longitudinal section of a  $\phi 180$  mm diameter S355J2 steel bar after accelerated cooling with water spray in LPS-B (200 l/min; intensity  $115 \text{ l/m}^2 \cdot \text{min}$ ); a, b) area of 20 mm from the bar surface; c, d) area of 60–70 mm from the bar surface

### 3.4. WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE PRĘTÓW O ŚREDNICY 180 MM ZE STALI S355J2 W STANIE WYJŚCIOWYM (PO CHŁODZENIU W POWIETRZU PO WALCOWANIU) ORAZ PO RE-AUSTENITYZOWANIU I CHŁODZENIU NATRYSKOWYM W LPS-B

#### Twardość

Rozkład twardości na przekroju pręta ze stali S355J2/wytop 831804 w stanie dostawy jest stosunkowo równomierny, w zakresie 159–167 HBW. Po re-austenitzowaniu i chłodzeniu natryskiem wodnym z zastosowaniem intensywności  $115 \text{ l/m}^2 \cdot \text{min}$ , stwierdzono niewielki wzrost twardości w warstwie przypowierzchniowej najintensywniej chłodzonej do wartości ok. 180 HBW, natomiast wyniki pomiaru twardości warstwy pośredniej mieszczą się w zakresie 157–167 HBW i są zbliżone do twardości w stanie wyjściowym po chłodzeniu w powietrzu po walcowaniu. Twardość obszaru środkowego prętów po re-austenitzowaniu i chłodzeniu natryskowym w LPS-B charakteryzuje się dużą zmiennością, co jest spowodowane występowaniem segregacji środkowej pierwiastków (głównie Mn).

#### Próba rozciągania

Główne ustalenia wynikające z analizy porównawczej wyników rozciągania próbek z prętów ze stali S355J2/wytop 831804 w stanie dostawy (po walcowaniu i chłodzeniu w spokojnym powietrzu) oraz po re-austenitzowaniu

### 3.4. MECHANICAL PROPERTIES OF BARS WITH A DIAMETER OF 180 MM MADE OF S355J2 STEEL IN THE INITIAL STATE (AFTER COOLING IN AIR AFTER ROLLING) AND AFTER RE-AUSTENITISATION AND SPRAY COOLING IN LPS-B

#### Hardness

The hardness distribution on the cross-section of the as-delivered S355J2 steel/831804 melt bar is relatively even, in the range of 159–167 HBW. After re-austenitising and cooling with water spray using an intensity of  $115 \text{ l/m}^2 \cdot \text{min}$ , a slight increase in hardness was observed in the most intensively cooled surface layer to approx. 180 HBW, while the results of hardness measurement of the intermediate layer are in the range of 157–167 HBW and are close to initial hardness after cooling in air after rolling. The hardness of the central area of the bars after re-austenitising and spray cooling in LPS-B is characterised by high variability, which is caused by the occurrence of central segregation of elements (mainly Mn).

#### Tensile test

The main findings resulting from the comparative analysis of the results of tensile tests carried out for samples from as-delivered S355J2 steel/831804 melt bars (after rolling and cooling in still air) and after re-austenitising and spray

i chłodzeniu natryskowym w LPS-B z intensywnością 115 l/m<sup>2</sup>min, wyciętych w sposób pokazany na rys. 3, są następujące:

- wartości granicy plastyczności pręta ze stali S355J2 w stanie po walcowaniu i chłodzeniu w spokojnym powietrzu, mierzone na głębokości około 20 mm pod powierzchnią, różnią się znacznie w zależności od miejsca pobrania próbki na obwodzie pręta: od 319 do 401 MPa, wartości wytrzymałości mieszczą się w zakresie 527÷549 MPa, a wydłużenie A wynosi od 28 do 30%,
- po chłodzeniu natryskiem po re-austenitowaniu, dla strefy pręta poddanej równomiernemu natryskowi o maksymalnej zadanej intensywności, w warstwie o grubości około 55 mm od powierzchni wartości granicy plastyczności mieszczą się w zakresie 350÷380 MPa, wartości wytrzymałości mieszczą się w zakresie 545÷575 MPa, a wydłużenie A wynosi od 28 do 30%,
- na obwodzie prętów stwierdzono rozrzut właściwości mechanicznych spowodowany brakiem równomierności chłodzenia natryskowego w trakcie wykonywanych testów w LPS-B; na przykład wartość granicy plastyczność w zależności od pozycji na obwodzie pręta wynosi od 336 do 381 MPa.

### Udarność

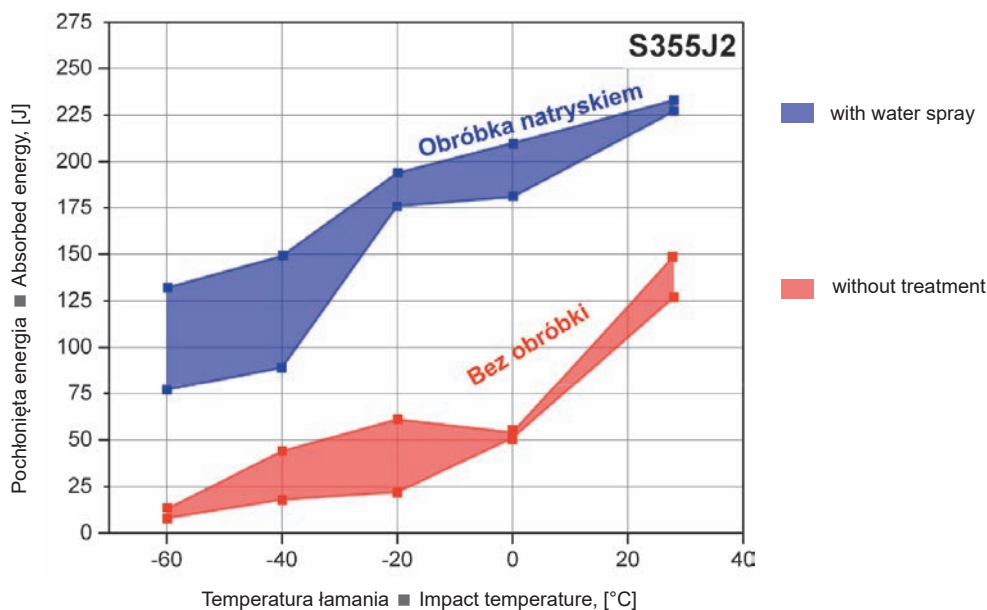
Pomiar udarności wykonano na próbkach wyciętych z prętów ze stali S355J2/wytop 831804 w stanie dostawy (po walcowaniu i chłodzeniu w spokojnym powietrzu) oraz po re-austenitowaniu i chłodzeniu natryskowym w LPS-B o intensywności 115 l/m<sup>2</sup>min, a w sposób wycięcia próbek pokazano na rys. 3 b,c. Wykresy zależności udarności od temperatury łamania próbek zamieszczono na rys. 13. W wyniku modyfikacji mikrostruktury metodą przyspieszonego chłodzenia, uzyskano duży wzrost udarności w całym zakresie temperatury badania.

cooling in LPS-B with the intensity of 115 l/m<sup>2</sup>min, cut using the method shown in Fig. 3 are as follows:

- the values of the yield strength of the S355J2 steel bar after rolling and cooling in still air, measured at a depth of approximately 20 mm below the surface, differ significantly depending on where the sample was taken along the circumference of the bar: from 319 to 401 MPa, the strength values are in the range of 527–549 MPa, and elongation A is from 28 to 30%,
- after spray cooling after re-austenitising, for the zone of the bar subjected to even spraying with the maximum set intensity, in the layer with a thickness of approximately 55 mm from the surface, yield strength values are in the range of 350–380 MPa, strength values are in the range of 545–575 MPa, and elongation A is from 28 to 30%,
- the dispersion of mechanical properties caused by the lack of uniformity of spray cooling during the tests in LPS-B was observed on the circumference of the bars; for example, the value of yield strength depending on the position on the circumference of the bar is from 336 to 381 MPa.

### Impact toughness

The impact toughness measurement was taken on samples cut from as-delivered S355J2 steel/831804 melt steel bars (after rolling and cooling in still air) and after re-austenitising and spray cooling in LPS-B with an intensity of 115 l/m<sup>2</sup>min, and the way the samples were cut out is shown in Figs. 3b,c. The diagrams of the dependence of impact toughness on the impact temperature of the samples are given in Fig. 13. As a result of modification of the microstructure using the accelerated cooling method, a large increase in impact toughness was obtained in the entire temperature range of the test.



Rys. 13. Zależność udarności KV od temperatury łamania próbek z prętów o średnicy 180 mm ze S355J2/wytop 831804: bez obróbki (po chłodzeniu odwalcowanych prętów na chłodni w spokojnym powietrzu) i po przyspieszonym chłodzeniu natryskiem wody o intensywności 100 l/m<sup>2</sup>·min po re-austenitowaniu

Fig. 13. Dependence of impact toughness KV on the impact temperature of samples from S355J2 steel/831804 melt bars with a diameter of 180 mm: without treatment (after cooling of rolled bars in a cooling bed in still air) and after accelerated cooling with water spray with an intensity of 100 l/m<sup>2</sup>·min after re-austenitising



### 3.5. MOŻLIWOŚCI PRZEMYSŁOWEGO ZASTOSOWANIA TECHNOLOGII PRZYSPIESZONEGO CHŁODZENIA PRĘTÓW O DUŻYCH ŚREDNICACH ZE STALI KONSTRUKCYJNYCH

W wyniku badań i testów opracowano temperaturowe charakterystyki chłodzenia i ustalono czasy chłodzenia prętów w różnych miejscach przekroju poprzecznego, dla stygnięcia w spokojnym powietrzu, chłodzenia przyspieszonego w strumieniu powietrza, chłodzenia z zastosowaniem aerozolu wodno-powietrznego, chłodzenia natryskiem wody oraz chłodzenia zanurzeniowego w wodzie. Stwierdzono, że w wyniku zastosowania chłodzenia natryskiem wody o zoptymalizowanych parametrach można uzyskać istotny wzrost granicy plastyczności i udarności prętów o dużych średnicach ze stali S355J2, przy zachowaniu mikrostruktury ferrytyczno-perlitycznej (z ewentualnym udziałem ferrytu iglastego i nieregularnego perlitu), bez wytworzenia składników fazowych pogarszających właściwości plastyczne, tj. bainitu i martenzytu. W stosunku do standardowej operacji normalizowania z chłodzeniem w spokojnym powietrzu, przyspieszone chłodzenie natryskiem wody o odpowiednio dobranej intensywności (w tym bezpośrednio po walcowaniu na gorąco, bez ponownego austenitzowania) powoduje istotne rozdrobnienie ziarna składników mikrostrukturalnych i zmiany morfologiczne elementów mikrostruktury, w wyniku czego granica plastyczności prętów o dużych przekrojach ze stali S355J2 wzrasta o 35÷55 MPa, a udarność Charpy V w temperaturze -20°C o 15÷20 J.

Istotnym problemem technologii chłodzenia natryskiem wody w przypadku prętów o dużych przekrojach jest powstawanie znacznego gradientu temperatury na przekroju pręta w trakcie chłodzenia (Rys. 7). Wynika to z faktu, że czynnikiem kontrolującym proces wymiany ciepła w przypadku dużych przekrojów, jest przewodzenie wewnątrz pręta, a nie przejmowanie ciepła z powierzchni. Drugim problemem trudnym do rozwiązania w warunkach przemysłowych, jest zapewnienie jednorodnego odbioru ciepła z powierzchni pręta. Znacznie prostsze technicznie, bardziej ekologiczne i wytwarzające mniejszy gradient temperatury na przekroju pręta jest chłodzenie nadmuchem powietrza, które jednak umożliwia uzyskanie mniejszych szybkości chłodzenia w porównaniu z chłodzeniem natryskiem wody (Rys. 8). Na podstawie pomiarów i obliczeń ustalono, że największa możliwa technicznie szybkość chłodzenia uzyskana w warstwie 50÷70 mm pod powierzchnią pręta chłodzonego nadmuchem powietrza o prędkości 35÷40 m/s wynosi około 0,5°C/s, a w trakcie stygnięcia w spokojnym powietrzu wynosi 0,09°C/s.

Wykorzystanie zależności empirycznej (4) ustalonej na podstawie badań Mintza dla stali ferrytyczno-perlitycznych [15, 16]

$$\Delta R_e [\text{MPa}] = 4,93(\Delta CR [\text{K/min}])^{1/2} \quad (4)$$

gdzie:

$\Delta R_e$  – przyrost wartości granicy plastyczności stali ferrytyczno-perlitycznej wynikający ze zwiększenia szybkości chłodzenia z obszaru austenitu,  
 $\Delta CR$  – przyrost szybkości chłodzenia ze stanu austenitu przez zakres przemian dyfuzyjnych, umożliwia oszacowanie, że maksymalny przyrost granicy plastyczności prętów ze stali S355J2 wynikający z przyspieszenia chłodzenia nadmuchem powietrza jest równy około 25 MPa.

### 3.5. POSSIBILITIES OF INDUSTRIAL APPLICATION OF ACCELERATED COOLING TECHNOLOGY FOR LARGE DIAMETER BARS MADE OF STRUCTURAL STEELS

As a result of research and tests, temperature cooling characteristics were developed and bar cooling times were determined at various locations in the cross-section for cooling in still air, accelerated cooling in the air stream, cooling with the use of water-air aerosol, cooling with water spray and water immersion cooling. It was found that as a result of the use of water spray cooling with optimised parameters it was possible to achieve a significant increase in yield strength and impact toughness of large-diameter S355J2 steel bars, while maintaining ferritic-pearlitic microstructure (with the possible participation of acicular ferrite and irregular pearlite), without producing phase components deteriorating plastic properties, i.e. bainite and martensite. Compared to the standard normalisation operation with cooling in still air, accelerated cooling with water spray of an appropriately selected intensity (including immediately after hot rolling, without re-austenitising) causes significant grain refinement of microstructural components and morphological changes of microstructure components, as a result of which yield strength of bars with large cross-sections made of S355J2 steel increases by 35–55 MPa, and Charpy V impact toughness at -20°C by 15–20 J.

An important problem of the water spray cooling technology in the case of bars with large cross-sections is the formation of a significant temperature gradient on the cross-section of the bar during cooling (Fig. 7). This is due to the fact that the factor controlling the heat exchange process in the case of large cross-sections is the conduction inside the bar, not heat transfer from the surface. The second problem that is difficult to solve in industrial conditions is to ensure uniform heat removal from the bar surface. Air blow cooling is significantly technically simpler, greener and producing a smaller temperature gradient on the cross-section of the bar, however, it allows achieving lower cooling rates compared to water spray cooling (Fig. 8). Based on measurement and calculations, it was determined that the highest technically possible cooling rate obtained in the layer 50–70 mm below the surface of the bar cooled with air blow at a rate of 35–40 m/s is approximately 0.5°C/s, and during cooling in still air it is 0.09°C/s.

The use of empirical relationship (4) established on the basis of Mintz's research for ferritic-pearlitic steels [15, 16]

$$\Delta R_e [\text{MPa}] = 4.93(\Delta CR [\text{K/min}])^{1/2} \quad (4)$$

where:

$\Delta R_e$  – increase in yield strength of ferritic-pearlitic steel resulting from an increase in the cooling rate from the austenite area,  
 $\Delta CR$  – increase in the cooling rate from the austenite state through the range of diffusion transformations, enables estimating that the maximum increase in yield strength of S355J2 steel bars, resulting from acceleration of cooling by air blow, is about 25 MPa.

Huta Bankowa carried out preliminary comparative experiments of standard normalising with bar cooling in still air, with austenitising treatment followed by accelerated bar cooling with air stream at a rate of 25–35 m/s. Based on the analysis of the mechanical properties of bars with a diameter of 180 mm made of S355J2 steel, it was found that as a result of accelerated cooling with an air stream, an increase in the average yield strength of about 25 MPa can be obtained,

W Hucie Bankowa wykonano wstępne eksperymenty porównawcze standardowego normalizowania z chłodzeniem prętów w spokojnym powietrzu, z obróbką polegającą na austenitowaniu z następnym przyspieszonym chłodzeniem prętów strumieniem powietrza o prędkości  $25\div 35$  m/s. Na podstawie analizy właściwości mechanicznych prętów o średnicy 180 mm ze stali S355J2 stwierdzono, że w wyniku przyspieszonego chłodzenia strumieniem powietrza można uzyskać wzrost średniej wartości granicy plastyczności o około 25 MPa, co jest zgodne z przewidywaniem modelu empirycznego Mintza i z wynikami badań laboratoryjnych. Obecnie trwają prace nad ustabilizowaniem procesu normalizowania z przyspieszonym chłodzeniem oraz z wykorzystaniem ciepła zawartego w prętach po walcowaniu.

#### 4. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

W celu poprawienia właściwości mechanicznych prętów o średnicy 180 mm ze stali konstrukcyjnej S355J2, w stosunku do właściwości uzyskiwanych w wyniku standardowego normalizowania, zrealizowano szeroki zakres testów nagrzewania i chłodzenia prętów w urządzeniach linii do półprzemysłowej symulacji walcowania na gorąco, regulowanego chłodzenia i obróbki cieplnej (LPS-B). W wyniku analizy wpływu wielowariantowego chłodzenia z zakresu austenitu na mikrostrukturę i właściwości mechaniczne prętów o średnicy 180 mm ze stali S355J2, ustalono zależności pomiędzy parametrami obróbki a wytworzoną mikrostrukturą i uzyskanymi właściwościami.

W wyniku zastosowania przyspieszonego chłodzenia natryskiem wody o zoptymalizowanych parametrach, mikrostruktura uległa znacznemu rozdrobnieniu w porównaniu z mikrostrukturą wytworzoną w prętach chłodzonych swobodnie w powietrzu. Przyspieszone chłodzenie natryskiem wody spowodowało rozdrobnienie ziarna ferrytu z  $7,5\div 8,5$  Nr ASTM, do 11,0 Nr ASTM, natomiast obszarów perlitu (i morfologii pośrednich pomiędzy perlitem a bainitem) z  $6,5\div 7,5$  Nr ASTM, do  $11,0\div 11,5$  Nr ASTM.

W stosunku do standardowej operacji normalizowania z chłodzeniem w spokojnym powietrzu, przyspieszone chłodzenie natryskiem wody o odpowiednio dobranej intensywności powoduje wzrost granicy plastyczności prętów o średnicy 180 mm ze stali S355J2 o  $35\div 55$  MPa (o  $11\div 17\%$ ), a udarności Charpy V w temperaturze  $-20^{\circ}\text{C}$  o  $15\div 20$  J (o  $9\div 13\%$ ).

Technologia intensywnego chłodzenia natryskiem wody prętów o dużych przekrojach charakteryzuje się istotnymi wadami, którymi są: powstawanie znacznego gradientu temperatury na przekroju pręta w trakcie chłodzenia oraz trudność w zapewnieniu jednorodnego odbioru ciepła z powierzchni pręta. Prostszy technicznie, bardziej ekologiczny i wytwarzającym mniejszy gradient temperatury na przekroju pręta jest chłodzenie strumieniem powietrza, ale umożliwia to uzyskanie mniejszych szybkości chłodzenia. Na podstawie badań i obliczeń z wykorzystaniem zależności empirycznych można oszacować, że maksymalny przyrost średniej wartości granicy plastyczności prętów ze stali S355J2 wynikający z przyspieszenia chłodzenia strumieniem powietrza jest równy około 25 MPa.

W Hucie Bankowa wykonano wstępne eksperymenty porównawcze standardowego normalizowania prętów o średnicy 180 mm ze stali S355J2, z obróbką polegającą na austenitowaniu prętów z następnym przyspieszonym chłodzeniem strumieniem powietrza o prędkości  $25\div 35$  m/s. Stwierdzono, że w wyniku przyspieszonego chłodzenia stru-

which is consistent with the prediction of Mintz's empirical model and laboratory results. Work is currently underway to stabilise the normalisation process with accelerated cooling and using heat contained in the bars after rolling.

#### 4. SUMMARY AND CONCLUSIONS

In order to improve the mechanical properties of bars with a diameter of 180 mm made of structural steel S355J2, compared to the properties obtained as a result of standard normalisation, a wide range of tests of heating and cooling of bars was carried out in devices of the line for semi-industrial simulation of hot rolling, controlled cooling and heat treatment (LPS-B). As a result of the analysis of the impact of multi-variant cooling from the austenite range on the microstructure and mechanical properties of bars with a diameter of 180 mm made of steel S355J2, the relationships between treatment parameters and the produced microstructure and the obtained properties were established.

As a result of the application of accelerated water spray cooling with optimised parameters, the microstructure was significantly refined in comparison with the microstructure obtained in bars cooled freely in the air. Accelerated water spray cooling resulted in the refinement of ferrite grain from 7.5–8.5 ASTM No. to 11.0 ASTM No., and pearlite areas (and intermediate morphology between pearlite and bainite) from 6.5–7.5 ASTM No. to 11.0–11.5 ASTM No.

Compared to the standard normalisation operation with cooling in still air, accelerated cooling with water spray with appropriately selected intensity causes an increase in yield strength of 180 mm diameter S355J2 steel bars by 35–55 MPa (by 11–17%), and Charpy V impact toughness at  $-20^{\circ}\text{C}$  by 15–20 J (by 9–13%).

The technology of intensive cooling with water spraying of bars with large cross-sections is characterised by significant disadvantages, which are: the formation of a significant temperature gradient on the cross-section of the bar during cooling and the difficulty in ensuring uniform heat removal from the surface of the bar. Air stream cooling is technically simpler, greener and produces a smaller temperature gradient on the cross-section of the bar, but this allows for lower cooling rates. Based on research and calculations using empirical relationships, it can be estimated that the maximum increase in the average yield strength of S355J2 steel bars resulting from the acceleration of air stream cooling is approximately 25 MPa.

Huta Bankowa carried out preliminary comparative experiments of standard normalisation of bars with a diameter of 180 mm made of S355J2 steel, with treatment consisting of austenitising the bars with subsequent accelerated cooling with an air stream at a rate of 25–35 m/s. It was found that as a result of accelerated cooling with an air stream, an increase in the average yield strength of about 25 MPa (by 8–10%) can be obtained, which is consistent with the prediction of empirical model and laboratory results.

mieniem powietrza można uzyskać wzrost średniej wartości granicy plastyczności o około 25 MPa (o 8÷10%), co jest zgodne z przewidywaniem modelu empirycznego i z wynikami badań laboratoryjnych.

Ostatecznym kryterium wyboru i wdrożenia w warunkach techniczno-technologicznych Huty Bankowa rodzaju technologii obróbki cieplnej prętów z wykorzystaniem ciepła po walcowaniu na gorąco, będzie ocena efektywności ekonomicznej przedsięwzięcia.

*Artykuł zawiera wyniki badań wykonanych w ramach projektu realizowanego przez Hutę Bankowa dofinansowanego z funduszy strukturalnych POIR nr POIR.01.01.02-00-0143/16 – Prace B+R związane z wytworzeniem instalacji pilotażowej/demonstracyjnej.*

The final criterion for selecting and implementing the type of technology for heat treatment of bars using heat after hot rolling in Huta Bankowa's technical and technological conditions will be the assessment of the economic efficiency of the project.

*The paper contains the results of research accomplished as part of a project carried by Huta Bankowa co-financed from POIR structural funds No. POIR.01.01.02-00-0143/16 – R&D works related to the production of a pilot/demonstration installation.*



Rzeczpospolita  
Polska



Unia Europejska  
Europejski Fundusz  
Rozwoju Regionalnego



## LITERATURA ■ REFERENCES

- [1] T. Murai. Direct Heat Treatment Technique for High-Strength, Large-Diameter PC Steel Bars with Pearlite Microstructure. *SEI Tech. Rev.*, 2011, 73, October, s. 31-34.
- [2] Brochure of SMS Group GmbH – Business Unit Long Products Plants: *Section and billet mills*.
- [3] M. Mitsutsuka, H. Morise, T. Ogura, O. Nakamura. Air-atomized Mist-jet Cooling of Hot Billets. *Trans. ISIJ*, 1985, 25, s. 467-474.
- [4] O. Nakamura, M. Mitsutsuka, K. Suenaga, K. Kimishima. Development of the Billet Cooling Device Using Mist-jet and Its Performance. *Trans. ISIJ*, 1985, 25, s. 475-481.
- [5] Łukasiewicz – IMŻ. Walcarka do walcowania na gorąco wraz z urządzeniami do obróbki cieplnoplastycznej (moduł B-LPS) [brak daty]. [Online] Dostępny z: <https://www.imz.pl/pl/aktualnosci.php?wid=33&news=253> [Dostęp 27 stycznia 2020].
- [6] Polski Komitet Normalizacyjny, PN-68/H-04500. *Badania dylatometryczne metali i ich stopów*, Warszawa: PKN, 1968.
- [7] 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.
- [8] ASTM Committee A01 on Steel, Stainless Steel and Related Alloys. *Standard Practice for Quantitative Measurement and Reporting of Hypo-eutectoid Carbon and Low-Alloy Steel Phase Transformations*, March 2004.
- [9] Sieć Badawcza Łukasiewicz-Institut Metalurgii Żelaza Procedura 2-BT. *Badania dylatometryczne przemian fazowych materiałów metalicznych*, wyd. III, 2005.
- [10] B. Liščić, T. Filetin. Measurement of quenching intensity, calculation of heat transfer coefficient and global database of liquid quenchants. *Materials Engineering – Materiálové inžinierstvo*, 2012, 19, s. 52-63.
- [11] D.E. Lozano, G. Martinez-Cazares, R.D. Mercado-Solis, R. Colás, G. Totten. Estimation of Transient Temperature Distribution during Quenching, via a Parabolic Model. *Mechanical Engineering*, 2015, 61 (2), s. 107-114.
- [12] F.B. Pickering. *The Basis of Quantitative Metallography*. Metals and Metallurgy Trust, London, 1976.
- [13] ASTM International, ASTM E112. *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*, 2010.
- [14] R.S. Nalawade, V.R. Marje, G. Balachandran, V. Balasubramanian. Effect of pass schedule and groove design on the metal deformation of 38MnVS6 in the initial passes of hot rolling. *Sadhana – Indian Academy of Sciences*, 2016, 41 (1), s. 111-124.
- [15] B. Mintz. Influence of cooling rate from normalizing temperature and tempering on strength of ferrite-pearlite steels. *Metals Technology*, 1984, 11 (1), s. 52-59.
- [16] B. Mintz, G. Peterson, A. Nassar. Structure-property relationships in ferrite-pearlite steels. *Ironmaking & Steelmaking*, 1994, 21 (3), s. 215-222.