Artur ŻAK, Bogdan GARBARZ

Instytut Metalurgii Żelaza im. St.Staszica

KRÓTKOTRWAŁE HARTOWANIE WYROBÓW STALOWYCH BEZPOŚREDNIO PO PRZERÓBCE PLASTYCZNEJ NA GORĄCO

W artykule przedstawiono wyniki badań laboratoryjnych i przemysłowych wpływu hartowania krótkotrwałego na przemiany fazowe w niestopowych stalach konstrukcyjnych. Hartowanie krótkotrwałe jest zabiegiem polegający na trwającym około 0,5÷2,0 sekundy intensywnym chłodzeniu wyrobu ze stali konstrukcyjnej o temperaturze powyżej A_{c3}. W wyniku hartowania krótkotrwałego na przekroju wyrobu wytworzona zostaje struktura składająca się z zewnętrznej warstwy samoodpuszczonego martenzytu, przejściowej warstwy bainitycznej i drobnoziarnistej struktury ferrytyczno-perlitycznej w obszarze środkowym. Zbadano wpływ zawartości węgla oraz pierwiastków stopowych i występujących w stali metalicznych pierwiastków domieszkowych (Mn, Cr, Mo, Cu i Ni) na mechanizm przemian fazowych zachodzących podczas hartowania krótkotrwałego. Wykazano, że dla badanych zakresów składów chemicznych stali i zdefiniowanych parametrów krótkotrwałego chłodzenia grubość warstwy zahartowanej zmniejsza się ze wzrostem zawartości pierwiastków zwiększających hartowność konwencjonalną. Wzrost właściwości mechanicznych wyrobów ze stali C-Mn po hartowaniu krótkotrwałym związany jest zarówno z wytworzeniem zewnętrznej warstwy zahartowanej, jak i ze zmianą struktury w ich rdzeniu. Na podstawie wyników laboratoryjnych symulacji fizycznych i eksperymentów przemysłowych opracowano zależności empiryczne pomiędzy parametrami reprezentującymi właściwości prętów umacnianych metodą krótkotrwałego hartowania (R_e, R_m) a parametrami technologicznymi chłodzenia i składem chemicznym stali.

Słowa kluczowe: *hartowanie krótkotrwałe, warstwa zahartowana, mikrostruktura, właściwości prętów*

SHORT TIME QUENCHING OF STEEL PRODUCTS DIRECTLY AFTER HOT WORKING

The results of laboratory and industrial investigations of influence of the short time quenching on phase transitions in structural steel are presented. Short time quenching is an operation of intensive cooling from temperature above A_{c3} which lasts about 0.5–2.0 sec. of the products made from structural steel. As a result of short time quenching the product cross section comprises self-tempered martensite in the outer layer, bainite in the intermediate layer and ferrite-perlite in the inner area. The influence of carbon and alloying elements (Mn, Cr, Mo, Cu and Ni) content on phase transition during short time quenching has been investigated. It has been shown, that in the investigated ranges of chemical compositions of steels and defined cooling parameters, thickness of the hardened layer has decreased when content of the alloying elements responsible for conventional hardening has increased. Improvement of the mechanical parameters of the products made from C-Mn steel grade after short time quenching is connected with both presence of the outer hardened layer and changes of the structure in the inner area. Based on laboratory results of simulations and industrial examinations empirical relationships between parameters of the bars after short.

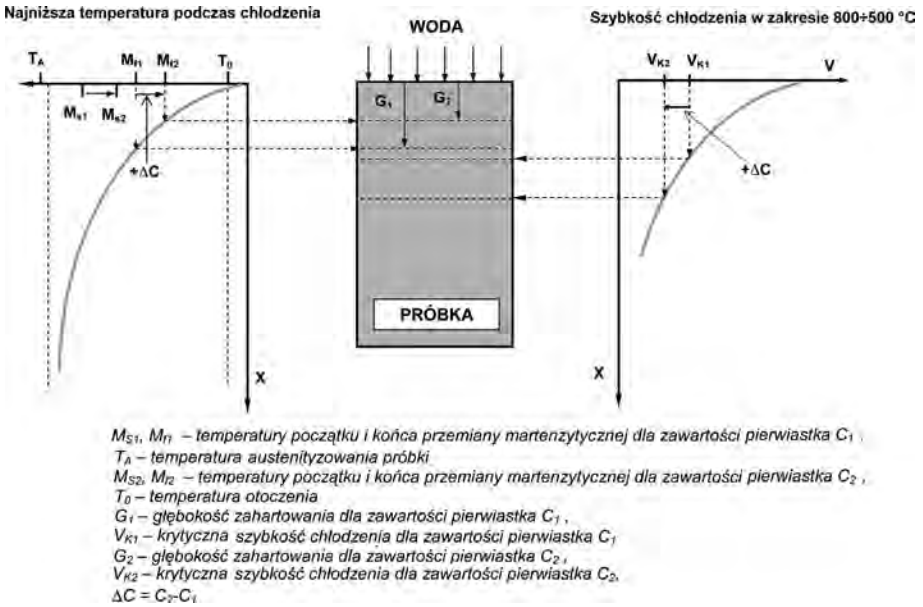
Keywords: *short time quenching, self-tempered martensite layer, microstructure, mechanical properties of bars*

1. WSTĘP

Hartowanie krótkotrwałe jest zabiegiem cieplnym polegającym na intensywnym chłodzeniu w ściśle określonym krótkim czasie powierzchni wyrobów stalowych nagrzanych na wskroś do temperatury w zakresie trwałości austenitu, po którym następuje samoodpuszczanie zahartowanej warstwy ciepłem zawartym w rdzeniu wyrobu.

Technologia podwyższania wytrzymałości wyrobów stalowych metodą hartowania krótkotrwałego z następnym samoodpuszczaniem zahartowanej warstwy bezpośrednio po walcowaniu na gorąco jest stosowana do prętów, blach grubych oraz niektórych typów kształtowników, jednak największą efektywność techniczną i ekonomiczną uzyskano w procesie wytwarzania prętów. Z tego powodu technologia ta jest stosowana głównie w walcowniach prętów [1–5].

W przypadku prętów, w wyniku krótkotrwałego, trwającego 0,5–2,0 sekundy intensywnego chłodzenia bezpośrednio po walcowaniu na gorąco, na przekroju wyrobu wytworzona zostaje struktura składająca się z zewnętrznej warstwy samoodpuszczonego martenzytu, przejściowej warstwy bainitycznej i drobnoziarnistej struktury ferrytyczno-perlitycznej z ewentualnym udziałem bainitu w obszarze środkowym. Poziom właściwości mechanicznych pręta jest wypadkową udziału objętościowego wymienionych struktur i właściwości,



Rys. 1. Schemat pokazujący wpływ wzrostu zawartości pierwiastka zwiększającego hartowność na zmianę głębokości zahartowania w próbie krótkotrwałego chłodzenia

Fig. 1. Schematic representation at the influence of contents of elements increasing hardenability of steel on thickness of the hardened layer in the short time quenching operation

które uzyskuje każda warstwa. Największy wpływ na wzrost wytrzymałości prętów ma udział objętościowy warstwy martenzytyczno-bainitycznej. Grubość tej warstwy jest z jednej strony funkcją składu chemicznego stali, z drugiej zaś funkcją intensywności i czasu chłodzenia oraz wyjściowej struktury austenitu [1–5].

Wpływ zawartości węgla oraz pierwiastków stopowych i występujących w stali metalicznych pierwiastków domieszkowych (Mn, Cr, Mo, Cu i Ni) na mechanizm przemian fazowych zachodzących podczas hartowania krótkotrwałego należy rozpatrywać w dwóch aspektach. Wzrost zawartości węgla i pozostałych pierwiastków obniża temperaturę początku przemiany martenzytycznej – M_S i przemiany bainitycznej – B_S, a tym samym zmniejsza głębokość, do której może wystąpić przemiana martenzytyczna i bainityczna w ustalonych warunkach krótkotrwałego chłodzenia, ale jednocześnie, wzrost zawartości tych pierwiastków prowadzi do opóźnienia przemian dyfuzyjnych, co potencjalnie stwarza warunki zwiększenia głębokości warstwy zahartowanej w trakcie krótkotrwałego chłodzenia powierzchniowego.

W przypadku chłodzenia krótkotrwałego z dużą intensywnością, w zależności od czasu chłodzenia i hartowności stali, może wystąpić zjawisko polegające na tym, że zwiększenie zawartości pierwiastka powodującego wzrost hartowności konwencjonalnej i obniżającego temperatury M_s i M_f spowoduje zmniejszenie głębokości zahartowania. Wynika to z faktu, że w tym przypadku czynnikiem decydującym jest obniżenie temperatur M_s i M_f (rys. 1), a nie zmniejszenie krytycznej szybkości chłodzenia.

2. OKREŚLENIE WPŁYWU SKŁADU CHEMICZNEGO STALI NA PRZEMIANY FAZOWE W WARUNKACH HARTOWANIA KRÓTKOTRWAŁEGO

2.1. BADANIA LABORATORYJNE

2.1.1. Cel i zakres badań laboratoryjnych

Celem badań laboratoryjnych było określenie wpływu składu chemicznego stali w warunkach hartowania krótkotrwałego na przebieg przemian fazowych i głębokość zahartowania dla niestopowych i niskostopowych stali konstrukcyjnych, stosowanych do wytwarzania prętów oraz blach produkowanych z zastosowaniem obróbki cieplnoplastycznej i regulowanego chłodzenia po walcowaniu na gorąco.

Materiałem do badań obejmujących próby hartowania krótkotrwałego, były stale w gatunkach S235JR, C15, RB 500W, C25, S355J2, C35, 16MnCr5, C45 i 42CrMo4. Składy chemiczne stali podano w tabl. 1. Zakres badań laboratoryjnych obejmował wykonanie prób hartowania krótkotrwałego oraz badania hartowności stali w próbie hartowania od czoła.

Eksperymenty laboratoryjne krótkotrwałego chłodzenia strumieniem wody przeprowadzono na próbkach w kształcie krążków o średnicy 25 mm i grubości 10 mm. Próby wykonano w trzech seriach różniących się temperaturą austenityzowania. W kolejnych seriach próbki z każdego gatunku stali wygrzewano w czasie 20 minut w temperaturach 950, 1000 i 1050°C. Zastosowane temperatury austenityzowania odpowiadają najczęściej stosowanym w warunkach przemysłowych temperaturom prętów po ostatniej klatce walcowniczej, przed ich wejściem do urządzenia do chłodzenia [3-5].

Eksperymenty przeprowadzono na laboratoryjnym stanowisku badawczym. Czas chłodzenia próbek był równy 1,6 s, ciśnienie wody wypływającej z dyszy było równe 2 bary. Zmiany temperatury na powierzchni chłodzonych próbek rejestrowano za pomocą głowicy pirometrycznej. Przykładowy wykres zmian temperatury na powierzchni próbki poddanej krótkotrwałemu hartowaniu przedstawiono na rys. 2.

Badania hartowności stali metodą hartowania od czoła (metodą Jominy'ego) przeprowadzono zgodnie z wymaganiami ujętymi w normie PN-EN ISO 642 [6]. Pomiary twardości wykonano na dwóch przeciwległych powierzchniach zewnętrznych po zeszlifowaniu warstwy o grubości 0,5 mm. Twardość mierzono metodą Vickersa przy obciążeniu 30 N za pomocą uniwersalnego twardościomierza Swiss Max 300.

Obliczenia wartości idealnej średnicy krytycznej D_I, wykonano z wykorzystaniem równań opracowanych przez Adriana [7]:

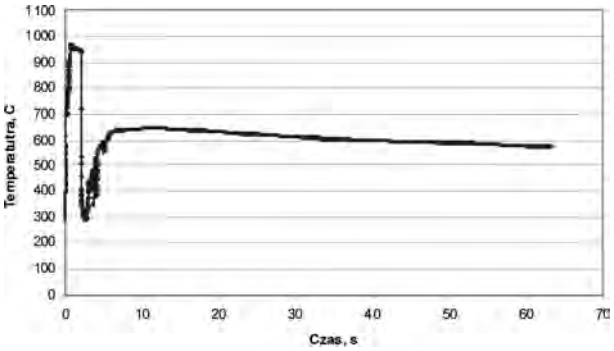
– dla odległości x mniejszych lub równych od 8 mm

Tablica 1. Składy chemiczne i wartości równoważnika węgla stali zastosowanych do badań laboratoryjnych, analiza kontrolna, % masowe

Table 1. Chemical composition of steels used in laboratory investigations, in mass %, and carbon equivalent

Lp.	Gatunek stali	Oznaczenie materiału	C_E [1)]	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Ni	Sn	Mo	$Al_{calk.}$	$Al_{roz.}$	$B_{calk.}$ ppm
1	S235JR	**A**	0,25	0,12	0,53	0,17	0,016	0,055	0,25	0,08	0,09	0,022	0,015	0,004	0,001	2
2	C15	**B**	0,30	0,17	0,56	0,24	0,012	0,015	0,23	0,05	0,13	0,018	0,020	0,026	0,020	3
3	RB 500W	**C**	0,36	0,21	0,84	0,23	0,011	0,030	0,40	0,03	0,04	0,002	0,002	0,004	0,001	2
4	C25	**D**	0,39	0,26	0,56	0,19	0,014	0,008	0,22	0,06	0,09	0,024	0,015	0,016	0,012	0
5	S355J2	**E**	0,47	0,20	1,45	0,27	0,021	0,010	0,14	0,06	0,06	0,012	0,011	0,026	0,017	8
6	C35	**F**	0,52	0,38	0,68	0,22	0,010	0,013	0,19	0,03	0,08	0,018	0,001	0,012	0,009	1
7	16MnCr5	**G**	0,61	0,18	1,14	0,25	0,020	0,024	0,25	0,91	0,10	0,023	0,015	0,019	0,012	5
8	C45	**H**	0,62	0,46	0,68	0,24	0,012	0,015	0,28	0,09	0,12	0,024	0,020	0,012	0,009	1
9	42CrMo4	**I**	0,80	0,43	0,68	0,26	0,012	0,015	0,17	1,00	0,09	0,011	0,170	0,011	0,007	0

[1)] C_E = (%C) + (%Mn)/6 + ((%Cr)+(%V)+(%Mo))+((%Cu)+(%Ni))/15



Rys. 2. Zmiany temperatury rejestrowanej pirometrem na powierzchni próbki poddanej krótkotrwałemu hartowaniu po austenityzowaniu w temperaturze 950°C

Fig. 2. Variation of temperature recorded with pyrometer on surface of the specimens austenitised at 950°C after short time quenching

$$D_I \text{ [mm]} = 7{,}0L_k \quad (1)$$

– dla odległości x większych lub równych od 8 mm

$$D_I \text{ [mm]} = 13{,}395 + 6{,}109L_k - 0{,}107L_k^2 + 0{,}001L_k^3 - 2{,}8\cdot10^{-6}L_k^3 \quad (2)$$

gdzie:

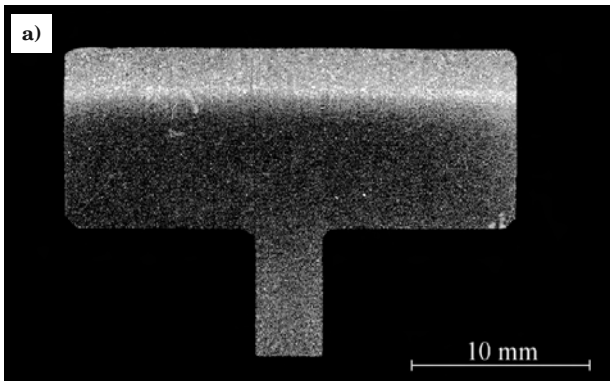
L_k – odległość od czoła próbki Jominy'ego do przekroju o strukturze zawierającej 50% martenzytu, mm

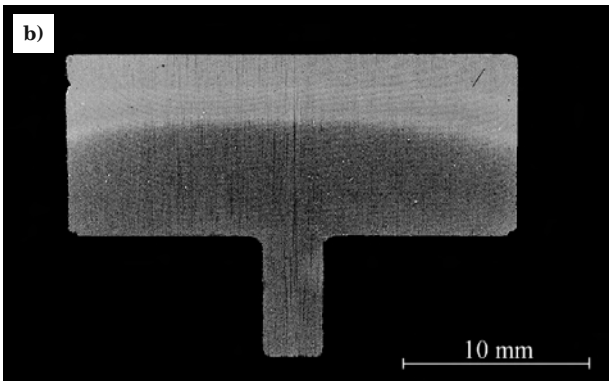
2.1.2. Wyniki badań uzyskane w laboratoryjnych próbach hartowania krótkotrwałego

Grubość warstwy zahartowanej, otrzymanej w wyniku intensywnego chłodzenia próbki na stanowisku laboratoryjnym oceniano na przekroju poprzecznym próbki przeciętej wzdłuż jej średnicy. Pomiary grubości prowadzono za pomocą mikroskopu świetlnego Neophot 2 przy powiększeniu 10 razy z wykorzystaniem skali naniesionej na okular mikroskopu. Jako koniec warstwy zahartowanej przyjęto granicę wyróżnionej trawieniem strefy.

Wybrane obrazy makrostruktury i mikrostruktury na przekroju poprzecznym próbek w postaci krążków poddanych krótkotrwałemu hartowaniu zamieszczono odpowiednio na rys. 3–5 i na rys. 6. Fotografie mikrostruktur wykonano w następujących obszarach: w odległości 0,2 mm od powierzchni chłodzonej, w strefie przejścia struktury martezytycznej w bainityczną i w środku przekroju poprzecznego, tj. w odległości 5 mm od powierzchni poddanej chłodzeniu.

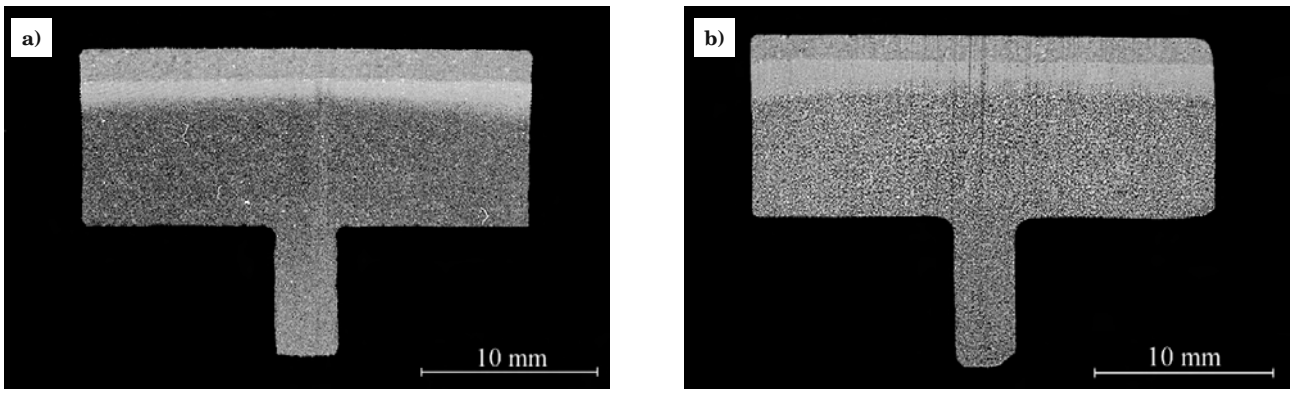
Na przekroju poprzecznym próbek poddanych hartowaniu krótkotrwałemu na stanowisku laboratoryjnym występuje charakterystyczny warstwowy układ obszarów o zróżnicowanej strukturze, zbliżony do ułożenia warstw struktury na przekroju poprzecznym pręta po operacji krótkotrwałego hartowania w linii przemysłowej (rys. 3–5). We wszystkich badanych stalach w warstwie przypowierzchniowej występuje struktura odpuszczonego martenzytu (rys. 6a), przechodząca w strukturę o budowie bainitycznej. W środku





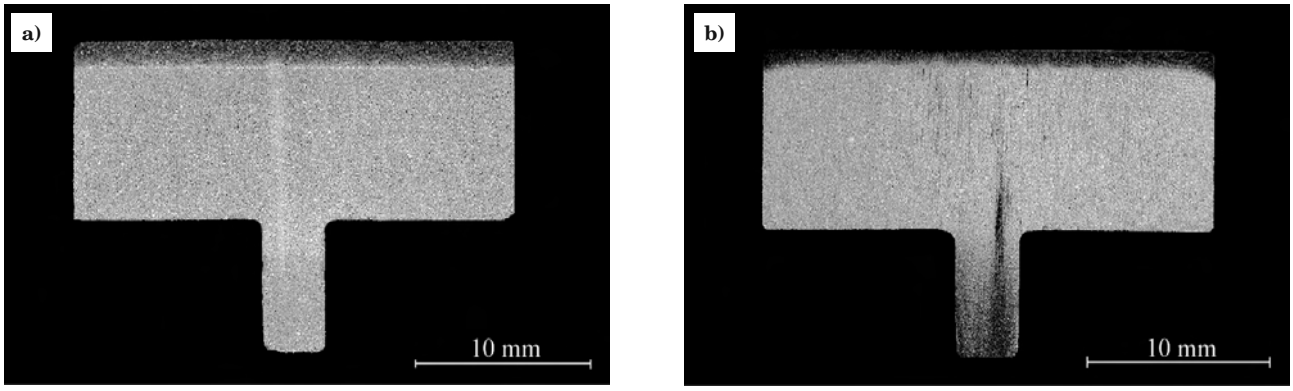
Rys. 3. Makrostruktura na przekroju poprzecznym próbek ze stali: a) A o zawartości węgla 0,12% i C_E – 0,25, b) B o zawartości węgla 0,17 % i C_E – 0,30

Fig. 3. Macrostructure at cross section perpendicular to the surface of specimens of steel: a) A containing 0.12%C and C_E – 0.25, b) B containing 0.12 %C and C_E – 0.30



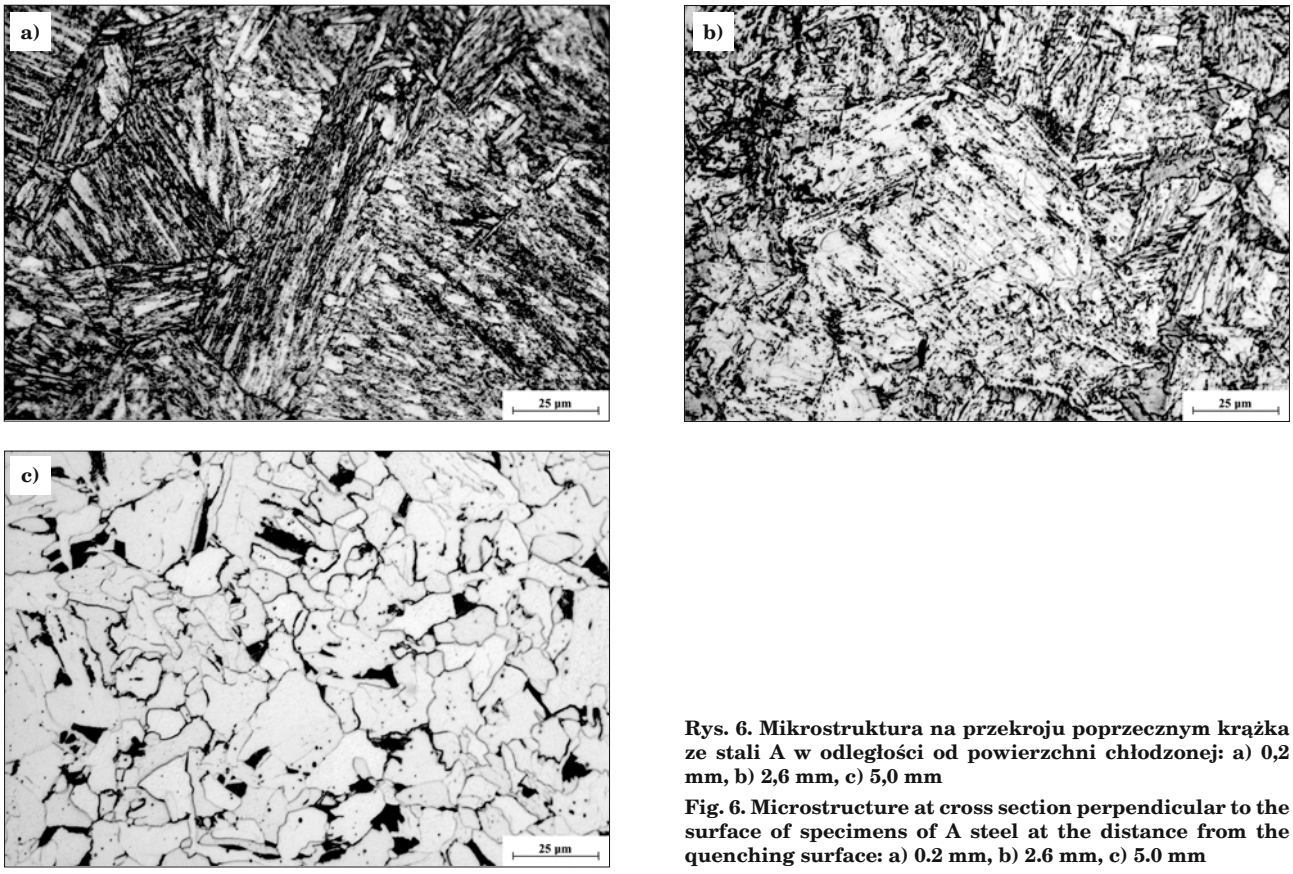
Rys. 4. Makrostruktura na przekroju poprzecznym próbek ze stali: a) D o zawartości węgla 0,26 % i C_E – 0,39, b) F o zawartości węgla 0,38 % i C_E – 0,52

Fig. 4. Macrostructure at cross section perpendicular to the surface of specimens of steel: a) D containing 0.26%C and C_E – 0.39, b) F containing 0.38% C and C_E – 0.52



Rys. 5. Makrostruktura na przekroju poprzecznym próbek ze stali: a) G o zawartości węgla 0,18% i C_E – 0,61, b) I o zawartości węgla 0,43 % i C_E – 0,80

Fig. 5. Macrostructure at cross section perpendicular to the surface of specimens of steel: a) G containing 0.18% C and C_E – 0.61, b) I containing 0.43 %C and C_E – 0.80



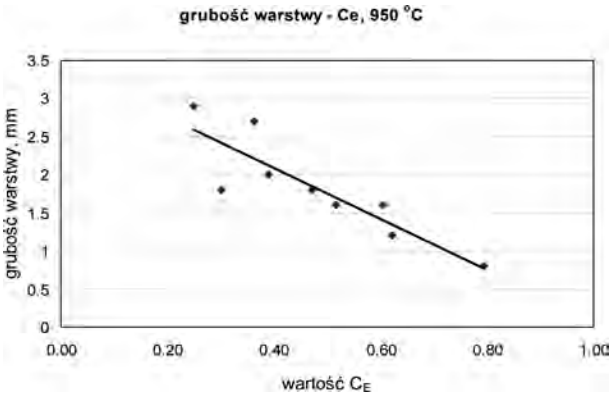
Rys. 6. Mikrostruktura na przekroju poprzecznym krążka ze stali A w odległości od powierzchni chłodzonej: a) 0,2 mm, b) 2,6 mm, c) 5,0 mm

Fig. 6. Microstructure at cross section perpendicular to the surface of specimens of A steel at the distance from the quenching surface: a) 0.2 mm, b) 2.6 mm, c) 5.0 mm

próbek ze stali węglowo-manganowych o niskiej zawartości węgla i małej wartości C_E, (stale A i B) występuje struktura ferrytyczno-perlityczna, (rys. 6c). Ze wzrostem zawartości węgla i wartości C_E (stale D i F), w środku przekroju widoczny jest wzrost udziału bainitu. W przypadku próbek ze stali o wyższej zawartości chromu i molibdenu, stale G i I, w środku przekroju występuje struktura bainityczna.

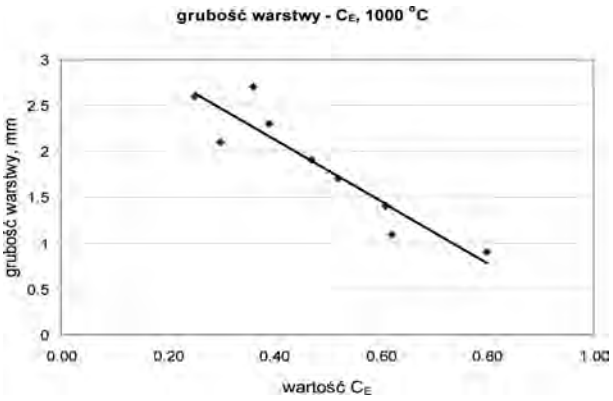
Zmiany grubości warstwy zahartowanej w zależności od składu chemicznego stali wyrażonego wartością równoważnika węgla C_E, który może stanowić przybliżoną miarę hartowności stali, po austenityzowaniu w temperaturach 950, 1000 i 1050°C zamieszczono na rys. 7–9.

Uzyskane wyniki wskazują na zmniejszanie grubości zewnętrznej warstwy zahartowanej ze wzrostem wartości równoważnika węgla oraz zawartości węgla w stali. Na wykresach obrazujących zmiany grubości warstwy zahartowanej od wartości równoważnika węgla i zawartości węgla można wyróżnić dwa obszary różniące się ułożeniem punktów pomiarowych wokół linii trendu. W pierwszym obszarze, w zakresie wartości C_E od 0,25 do 0,38 grubość warstwy zahartowanej wykazuje duży rozrzut wartości, ale nie występuje istotne zmniejszenie grubości warstwy, a w drugim obszarze obejmującym stale o wartościach C_E w przedziale od



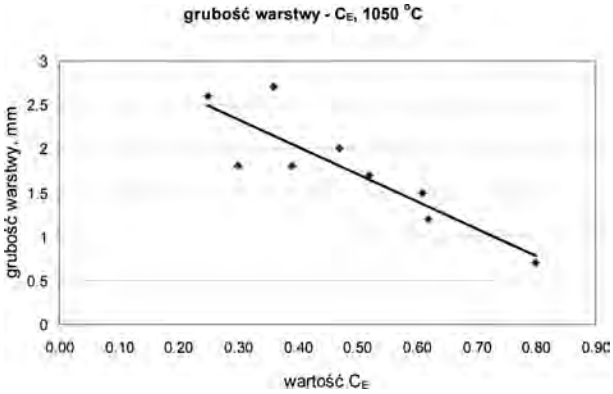
Rys. 7. Zależność pomiędzy grubością warstwy zahartowanej a wartością równoważnika węgla C_E. Próbki austenityzowano w temperaturze 950°C

Fig. 7. Relationship between thickness of the hardened layer and carbon equivalent. Specimens were austenised at 950°C



Rys. 8. Zależność pomiędzy grubością warstwy zahartowanej a wartością równoważnika węgla C_E. Próbki austenityzowano w temperaturze 1000°C

Fig. 8. Relationship between thickness of the hardened layer and carbon equivalent. Specimens were austenised at 1000°C



Rys. 9. Zależność pomiędzy grubością warstwy zahartowanej a wartością równoważnika węgla CE, próbki austenityzowano w temperaturze 1050°C

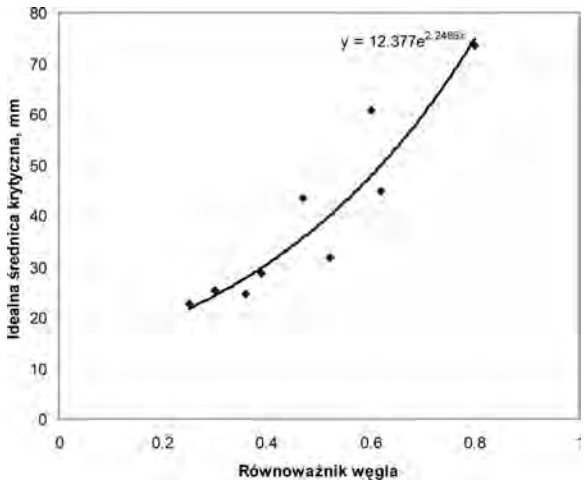
Fig. 9. Relationship between thickness of the hardened layer and carbon equivalent. Specimens were austenised at 1150°C

0,47 do 0,80% grubość warstwy zahartowanej maleje ze wzrostem wartości równoważnika węgla według wyraźnego trendu liniowego.

Wyniki pomiarów grubości warstwy zahartowanej wskazują na spadek głębokości zahartowania ze wzrostem wartości równoważnika węgla od 2,8 mm w próbce ze stali E do 0,8 mm w próbce ze stali I. Efekt ten związany jest z obniżeniem temperatury początku przemiany martenzytycznej spowodowany obecnością pierwiastków stopowych i węgla.

2.1.3. Wyniki badań hartowności stali w próbach hartowania od czoła

Wykonana ocena hartowności stali z wykorzystaniem próby Jominy'ego wykazała zwiększenie wartości idealnej średnicy krytycznej D_I ze wzrostem zawartości węgla i dodatków stopowych. W celu oceny zmian wartości D_I od składu chemicznego stali, uśredniony skład chemiczny stali wyrażono w przez wartość równoważnika węgla, którego wartość zawiera informację o stopowości stali. Zależność pomiędzy wartościami idealnej średnicy krytycznej wyznaczonymi eksperymentalnie przedstawionymi na rys. 10, a równoważnikiem wę-



Rys. 10. Zależność pomiędzy równoważnikiem węgla a wartością DI wyznaczoną na podstawie wyników próby Jominy'ego. Próbki austenityzowano w temperaturze 1000°C

Fig. 10. Relationship between carbon equivalent and ideal critical diameter determined in Jominy test. Specimens were austenised at 1000°C

gla ma postać funkcji wykładniczej. Uzyskany wynik wskazuje, że wartości równoważnika węgla może być wykorzystana do przybliżonej oceny wpływu składu chemicznego na hartowność stali. Przedstawiona na rysunku 10 zależność pomiędzy wyznaczonymi w próbie Jominy'ego wartościami D_I a C_E wykazuje na obecność dwóch obszarów zmian wartości idealnej średnicy krytycznej ze stopowością stali. Dla stali o równoważniku węgla od 0,25 do 0,40, tj. stali o zawartość węgla od 0,12 do 0,26%, idealna średnica krytyczna w małym stopniu zależy od wartości C_E i mieści się w zakresie od 22 do 30 mm. Dla stali o wyższej stopowości, tj. o wartości równoważnika węgla od 0,47 do 0,80 zaobserwowano silny wzrost wartości idealnej średnicy krytycznej ze wzrostem wartości równoważnika węgla.

3. TESTY PRZEMYSŁOWE

3.1. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

Materiałem do badań były żebrowane pręty do zbrojenia betonu o średnicach 12 i 16 mm ze stali w gatunku BSt500S. Próby do badań właściwości mechanicznych pobrano z prętów podanych operacji hartowania krótkotrwałego oraz z prętów po wyjściu z ostatniej klatki walcowniczej, a przed wejściem pasma do układu chłodzenia. Zarówno próbki z prętów poddanych operacji krótkotrwałego hartowania jak i próbki z prętów w stanie po walcowaniu na gorąco zostały pobrane z tego samego walcowanego pasma. Proces hartowania krótkotrwałego prętów o średnicy 12 mm prowadzono z zastosowaniem następujących parametrów chłodzenia: liczba segmentów chłodzących: 7, intensywność przepływu wody chłodzącej: 92–100 m^3/h, ciśnienie wody: 9,5–9,8 bara. Pręty o średnicy 16 mm hartowano z zastosowaniem następujących parametrów chłodzenia: liczba segmentów chłodzących: 6, intensywność przepływu wody chłodzącej: 140–145 m^3/h, ciśnienie wody: 5,2–5,6 bara.

Próbkami do badań właściwości mechanicznych były odcinki prętów z użebrowaniem oraz próbki okrągłe o średnicach 8 i 10 mm, które wytoczono z prętów żebrowanych, usuwając warstwę zewnętrzną. Z prętów o średnicy 12 mm przygotowano próbki gładkie o średnicy pomiarowej 8 mm, z prętów o średnicy 16 mm wykonano próbki o średnicy pomiarowej równej 10 mm.

3.2. WYNIKI TESTÓW PRZEMYSŁOWYCH

Wyniki badań właściwości mechanicznych prętów o średnicy 12 i 16 mm podano odpowiednio w tabl. 2 i 3. Średnie wartości granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie prętów o średnicy 12 mm po hartowaniu krótkotrwałym są równe odpowiednio 573 i 676 MPa. Z porównania do wartości R_e i R_m prętów w stanie po walcowaniu na gorąco wynika, że operacja krótkotrwałego hartowania prowadzi do znaczne-

Tablica 2. Wyniki badań właściwości mechanicznych prętów żebrowanych o średnicy 12 mm

Table 2. Results of testing the mechanical properties of 12 mm diameter reinforcing bars

Lp	Nr wytopu	Wyjściowy stan pręta	Pręty żebrowane				Pręty po stoczeniu na próbki o średnicy 8 mm			
			R_e MPa	R_m MPa	A_5 %	R_m/R_e	R_e MPa	R_m MPa	A_5 %	R_e/R_m
1	53041	Pręty po hartowaniu krótkotrwałym	568	671	26,7	1,18	479	611	55,0	1,28
2	53049		572	674	25,0	1,18	482	609	53,0	1,26
3	53051		580	683	23,3	1,18	517	639	50,0	1,24
Wartości średnie			573	676	25,0	1,18	493	620	53,6	1,26
4	53041	Pręty po walcowaniu na gorąco	385	543	33,8	1,41	393	553	29,0	1,41
5	53049		375	519	32,0	1,38	375	548	34,0	1,46
6	53051		365	536	34,2	1,47	392	542	34,0	1,38
Wartości średnie			375	533	33,3	1,42	387	548	32,3	1,42

Tablica 3. Wyniki badań właściwości mechanicznych prętów o średnicy 16 mm

Table 3. Results of testing the mechanical properties of 16 mm diameter reinforcing bars

Lp	Nr wytopu	Wyjściowy stan pręta	Pręty żebrowane				Pręty po stoczeniu na próbki o średnicy 10 mm			
			R_e MPa	R_m MPa	A_5 %	R_e/R_m	R_e MPa	R_m MPa	A_5 %	R_e/R_m
1	52912	Pręty po hartowaniu krótkotrwałym	590	693	23,8	1,17	488	628	24,6	1,29
2	52943		562	679	22,5	1,21	468	632	23,8	1,36
3	53950		614	730	18,2	1,19	520	669	24,2	1,29
4	52954		586	694	21,3	1,18	486	627	26,0	1,29
Wartości średnie			588	699	21,5	1,19	490	639	24,7	1,31
5	52912	Pręty po walcowaniu na gorąco	361	520	32,5	1,44	373	544	29,6	1,46
6	52943		368	531	31,3	1,44	377	560	31,2	1,49
7	53950		379	552	32,5	1,46	393	578	27,8	1,47
8	52954		370	522	31,3	1,41	378	550	30,8	1,46
Wartości średnie			369	531	31,9	1,44	380	558	29,8	1,47

go wzrostu właściwości wytrzymałościowych. Średnie wartości granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie prętów w stanie po walcowaniu na gorąco są równe odpowiednio 375 i 533 MPa. Operacja hartowania krótkotrwałego powoduje większy wzrost wartości granicy plastyczności w porównaniu do przyrostu wytrzymałości na rozciąganie. W prętach o średnicy 12 mm wzrost średniej wartości R_e wynosi około 200 MPa, natomiast średnia wartość R_m ulega zwiększeniu o około 145 MPa. Porównanie wyników badań próbek o średnicy 8 mm pobranych prętów po hartowaniu krótkotrwałym, które reprezentują rdzeń pręta bez warstwy zahartowanej i próbek wytoczonych z prętów w stanie po walcowaniu na gorąco wskazuje, że operacja krótkotrwałego hartowania również silnie oddziałuje na wzrost właściwości mechanicznych rdzenia. W porównaniu do średniej wartości R_e rdzenia pręta po walcowaniu na gorąco średnia wartość R_e rdzenia pręta poddanego hartowaniu jest wyższa o około 110 MPa i jest równa 493 MPa. Średnie wartości R_m rdzeni prętów po hartowaniu i w stanie po walcowaniu na gorąco są równe odpowiednio 620 MPa i 548 MPa. Rdzeń prętów po hartowaniu krótkotrwałym, oprócz wysokiej wytrzymałości, charakteryzuje się dużą ciągliwością. W badanych próbkach wartości wydłużenia A_5 mieszczą się w przedziale od 50,0 do 55,0%. Podobny wpływ operacji hartowania krótkotrwałego na właściwości mechaniczne obserwowano dla prętów o średnicy 16 mm. Dla tych prętów operacja hartowania powoduje wzrost średnich wartości R_e i R_m odpowiednio o około 220 MPa i 160 MPa w porównaniu do średnich wartości R_e i R_m prętów w stanie po walcowaniu na gorąco. Równie silny jest wpływ operacji hartowania na wzrost wytrzymałości rdzenia pręta. Średnie wartości granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie rdzeni prętów po hartowaniu są równe odpowiednio 490 i 639 MPa i są wyższe o około 110 i 80 MPa od średnich wartości R_e i R_m rdzeni prętów po walcowaniu na gorąco. W porównaniu z właściwościami rdzenia prętów o średnicy 12 mm, rdzeń prętów o średnicy 16 mm wykazuje mniejszą ciągliwość. Średnia wartość A_5 jest równa 24,7%.

Przedstawione wyniki badań właściwości mechanicznych prętów po operacji hartowania krótkotrwałego, po walcowaniu na gorąco oraz próbek pobranych z prętów po usunięciu warstwy zahartowanej wskazują, że wzrost właściwości mechanicznych prętów po hartowaniu jest wynikiem zarówno wytworzenia zewnętrznej warstwy zahartowanej jak i związany jest ze zmianami w strukturze rdzenia pręta powodującymi zwiększenie jego wytrzymałości. W wyniku hartowania powierzchniowego prętów w ich rdzeniu zostaje wytworzona struktura o dużym udziale bainitu. Nieznacznie większy udział w całkowitym wzroście właściwości wytrzymałościowych prętów mają zmiany struktury stali w rdzeniu pręta niż w zewnętrznej warstwie zahartowanej i samoodpuszczonej.

Wyniki badań właściwości mechanicznych prętów z użebrowaną powierzchnią wskazują, że wartość granicy plastyczności prętów o średnicy 16 mm po operacji hartowania krótkotrwałego jest o około 219 MPa, większa od wartości R_e prętów w stanie po walcowaniu na gorąco. Z porównania średnich wartości R_e prętów użebrowanych oraz próbek pobranych z rdzenia wynika, że obecność warstwy zahartowanej o średniej grubości 1,36 mm podwyższa granicę plastyczności o około 100 MPa. W przypadku prętów o średnicy 12 mm wytworzenie zewnętrznej warstwy zahartowanej o średniej grubości 0,91 mm zwiększa wartość R_e o 80 MPa w porównaniu do wartości granicy plastyczności prętów w stanie po walcowaniu na gorąco.

4. ZALEŻNOŚCI KORELACYJNE POMIĘDZY WŁAŚCIWOŚCIAMI PRĘTÓW A PARAMETRAMI TECHNOLOGICZNYMI

Jako parametry charakteryzujące właściwości mechaniczne prętów, stanowiące zmienne zależne w korelacjach, przyjęto granicę plastyczności i wytrzymałość na rozciąganie. W celu określenia zależności ilościowych pomiędzy wymienionymi właściwościami mechanicznymi a parametrami technologicznymi wybrano liniowe równanie regresji wielokrotnej w postaci:

$$(R_e, R_m) = a + b(P) + c(LD) + d(\%\mathrm{C}) + \mathrm{e}\cdot(C_E - \%\mathrm{C}) \quad (3)$$

gdzie:

a, b, c, d, e – stałe wyznaczone na podstawie analizy statystycznej korelowanych zbiorów danych

Analizę regresji zbiorów danych opracowanych na podstawie wyników z prób przemysłowych wykonano za pomocą programu Statistica.

Jako zmienne niezależne w równaniu (3) na podstawie wcześniejszych badań [4, 5] przyjęto następujące parametry:

- zawartość węgla w stali, % C,
- zawartość pierwiastków stopowych i domieszkowych wyrażoną w postaci różnicy pomiędzy wartością równoważnika węgla a zawartością węgla ($C_E - C$),
- liczbę otwartych segmentów chłodzących, *LD*,
- intensywność przepływu wody chłodzącej, P, m^3/godz.

Parametr, „liczba otwartych segmentów chłodzących" jest parametrem technologicznym, używanym w praktyce przemysłowej. Parametr ten odzwierciedla czas chłodzenia pręta w układzie chłodzenia wynikający z prędkości przesuwającego się pręta równej prędkości końca walcowania i długości segmentów chłodzących. Ciśnienie wody przepływającej przez segmenty chłodzące jest zmienną zależną od ich liczby i intensywności przepływu wody i z tego powodu nie włączono tego parametru do analizy.

Przykładowe równania regresji wielokrotnej przedstawiające wpływ parametrów technologicznych procesu hartowania krótkotrwałego na wartość granicy plastyczności dla prętów o średnicy 16 mm są następujące:

$$R_e\ [\mathrm{MPa}] = 204{,}15 + 1{,}11P + 16{,}98LD + 359{,}01C + 707{,}83\cdot(C_E - C) \quad (4)$$

Wartości parametrów regresji dla równania (4):

- współczynnik korelacji wielokrotnej $R = 0{,}85$
- standardowy błąd estymacji zmiennej zależnej $\delta = 35{,}7$ MPa

$$R_m\ [\mathrm{MPa}] = 348{,}14 + 0{,}93P + 1{,}09LD + 378{,}88C + 974{,}48(C_E - C) \quad (5)$$

Wartości parametrów regresji dla równania (5):

- współczynnik korelacji wielokrotnej $R = 0{,}76$

– standardowy błąd estymacji zmiennej zależnej $\delta = 35{,}7$ MPa

Opracowane równania pozwalają na przewidywanie wartości granicy plastyczności, i wytrzymałości na rozciąganie prętów o średnicach 8, 10 i 16 mm oraz na wstępne ustawienie parametrów chłodzenia w zależności od składu chemicznego stali. Wyznaczone zależności nie są modelem fizycznym procesu hartowania krótkotrwałego, ale matematycznym dopasowaniem określonych doświadczalnie zbiorów wartości zmiennych zależnych i niezależnych i mogą być stosowane jedynie w takich zakresach wartości korelowanych parametrów, dla jakich zostały opracowane, a więc dla składów chemicznych stali w gatunku BSt500S.

5. ANALIZA WYNIKÓW

Na przekroju poprzecznym próbek poddanych hartowaniu krótkotrwałemu na stanowisku laboratoryjnym występuje charakterystyczny warstwowy układ obszarów o zróżnicowanej strukturze, zbliżony do ułożenia warstw struktury na przekroju poprzecznym pręta po operacji krótkotrwałego hartowania w linii przemysłowej.

Wykonane laboratoryjne eksperymenty krótkotrwałego chłodzenia nie są pełną symulacją przemian zachodzących w pręcie hartowanym bezpośrednio po odkształceniu na gorąco w walcowanych prętach. Główną przyczyną jest inny stan austenitu utworzonego w próbce w porównaniu do stanu austenitu w pręcie po walcowaniu na gorąco. W przypadku pręta ze stali w gatunku C-Mn zawierającej 0,20% węgla i około 0,60–0,80% manganu wyjściową strukturą przed hartowaniem krótkotrwałym jest struktura drobnoziarnistego zrekrystalizowanego austenitu o dużym stopniu jednorodności chemicznej. Jest to związane z wysoką temperaturę nagrzewania wsadu do walcowania w zakresie 1200–1230°C.

Tym niemniej opracowana metoda symulacji dobrze reprezentuje warunki chłodzenia występujące w linii przemysłowej.

W wyniku przeprowadzonych badań metaloznawczych próbek ze stali o zawartości węgla od 0,12 do 0,46% stwierdzono występowanie na przekroju poprzecznym każdej próbki trzech warstw struktury, a mianowicie: zewnętrznej warstwy zahartowanej, warstwy przejściowej i warstwy wewnętrznej – rdzenia próbki. W stalach węglowo-manganowych o wartości C_E od 0,25 do 0,39 warstwa zewnętrzna zbudowana jest z samoodpuszczonego martenzytu, poniżej której występuje warstwa przejściowa złożona z bainitu. W rdzeniu próbek występuje mieszana struktura ferrytyczno-perlityczno z ferrytem w układzie Widmastattena. Grubości warstwy zahartowanej mieszczą się w zakresie od 2,9 do 2,0 mm. Zbliżony układ warstw mikrostruktury występuje w próbkach wykonanych ze stali o wyższej zawartości węgla C35, C45 i ze stali o wyższej zawartości pierwiastków stopowych w gatunku 16MnCr5. Zewnętrzna warstwa zbudowana jest z samoodpuszczonego martenzytu. Poniżej warstwy zahartowanej występuje warstwa bainityczna. W rdzeniu próbek ze stali C35 i C45 występuje struktura perlityczno-ferrytyczna z ferrytem wydzielonym wokół ziarn perlitu i w układzie Widmanstattena. W rdzeniu próbki ze stali 16MnCr5 obserwowano mieszaną strukturę ferrytyczno-perlityczno-bainityczną. Inny układ warstw mikrostruktury obserwowano na przekroju próbki ze stali o najwyższej hartowności (42CrMo4). Mikrostruktura tej próbki złożona jest z zewnętrznej warstwy odpuszczonego martenzytu przechodzącego następnie w mieszaną strukturę martenzytyczno-bainityczną. W środku próbki występuje struktura bainityczna.

Wyniki pomiarów grubości warstwy zahartowanej wskazują na zmniejszanie głębokości zahartowania ze wzrostem wartości równoważnika węgla od 2,8 mm w próbce ze stali S355J2C, do 0,8 mm w próbce ze stal 42CrMo4. Efekt ten związany jest obniżeniem temperatury początku przemiany martenzytycznej spowodowany obecnością pierwiastków stopowych i węgla.

Hartowność konwencjonalna stali mierzona wartością idealnej średnicy krytycznej zwiększa się ze wzrostem zawartości węgla i pierwiastków stopowych. Stwierdzono, że wartość równoważnika węgla może być stosowana jako przybliżona miara konwencjonalnej hartowności stali. Potwierdzono, że w wyniku hartowania konwencjonalnego głębokość zahartowania zwiększa się ze wzrostem zawartości węgla i pierwiastków stopowych, co jest efektem przeciwnym w porównaniu do hartowania krótkotrwałego.

6. PODSUMOWANIE

Uzyskane wyniki badań wpływu hartowania krótkotrwałego na poziom właściwości mechanicznych końcowego wyrobu, rozpatrywanego całościowo i jego obszaru środkowego wykazały, że wzrost wytrzymałości wyrobu w równym stopniu jest wynikiem utworzenia zarówno zewnętrznej warstwy zahartowanej jak i zwiększeniem wytrzymałości obszaru środkowego. Wzrost granicy plastyczności prętów ze względu na obecność zewnętrznej warstwy zahartowanej mieści się w przedziale od 90 do 100 MPa.

W zdefiniowanych warunkach chłodzenia wpływ składu chemicznego stali na poziom właściwości mechanicznych jest związany z grubością zewnętrznej warstwy martenzytycznej i podatnością do wytworzenia poniżej warstwy zahartowanej w możliwie dużej objętości struktury o wysokim udziale bainitu. Z zależności ujmujących zmiany grubości warstwy zahartowanej od zawartości C, C_E i $(C_E - C)$ wynika, że w warunkach hartowania krótkotrwałego czynnikiem kontrolującym grubość warstwy zahartowanej jest temperatura początku przemiany martenzytycznej zależna przede wszystkim od zawartości węgla. Z kolei udział składników strukturalnych będących wynikiem przemian bezdyfuzyjnych w rdzeniu pręta związany jest z hartownością konwencjonalną stali. Wzrost konwencjonalnej hartowności stali związany ze zwiększeniem zawartości pierwiastków stopowych powoduje zmniejszenie głębokości zahartowania w efekcie krótkotrwałego hartowania. Głębokość zahartowania stali I zawierającej 0,43% C i wartości C_E 0,80, po hartowaniu krótkotrwałym jest równa około 0,8 mm i jest ponad dwukrotnie mniejsza od głębokości zahartowania stali niskostopowych A, B, C i D chłodzonych w tych samych warunkach. Stwierdzono, że w próbkach chłodzonych przez krótki czas z dużą intensywnością ze stali niestopowych zawierających od 0,12 do 0,26% węgla i o równoważniku węgla od 0,25 do 0,39 zależność

głębokości warstwy zahartowanej od składu chemicznego stali podlega znacznemu rozrzutowi. W badanych próbkach średnia grubość warstwy zahartowanej po intensywnym chłodzeniu mieściła się w zakresie od 2,0 do 3,0 mm. Krótkotrwały sposób chłodzenia powoduje wytworzenie znacznego gradientu temperatury w powierzchniowej warstwie. Przy tak znacznym gradiencie temperatury zmiana temperatur M_S i M_f wywołuje tylko nieznaczne zmiany (zmniejszenie przy wzroście C_E) głębokości zahartowania.

LITERATURA

1. Simon P., Economopoulos M., Nilles P.: Tempcore – a new process for the production of high-quality reinforcing bars, Iron and Steel Engineer, March 1984, s. 53–57
2. Beck H.: Beeinflussung der Werkstoffeigenschaften von Waltzdrahtund Stabstahl durch Wärmehandlung aus der Walzhitze, Stahl und Eisen, t. 101, 1981, nr 8, s. 63–73
3. Augusti A.: In-line thermal treatment applies to straight and coiled rebars, Iron and Steel International, January 1995, s. 56–59
4. Żak A., Garbarz B., Marcisz J., Wojtas J., Giemza R., Fugiel J.: Uruchomienie produkcji wysokowytrzymałych prętów do zbrojenia betonu ze stali spawalnych, Prace Instytutu Metalurgii Żelaza, t. 54, 2002, nr 4, s. 3–11
5. Garbarz B., Żak A., Marcisz J., Wojtas J., Giemza R., Ochab K. Fugiel J.: Uruchomienie produkcji nowego asortymentu prętów stalowych z zastosowaniem oszczędnych technologii, Prace Instytutu Metalurgii Żelaza, t. 57, 2005, nr 1, s. 11–33
6. Norma PN-EN ISO 642, Stal. Badanie hartowności metodą oziębiania od czoła (próba Jominy`ego), maj 2002
7. Adrian H.: A mechanism for effect of vanadium on hardenability of medium carbon manganese steel, Materials Science and Technology, t. 15, 1999, s. 366–378

Recenzent: Prof. dr hab. inż. Zbigniew Malinowski