

KSZTAŁTOWANIE MIKROSTRUKTURY I WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH STALI BAINITYCZNEJ Z EFEKTEM TRIP W PROCESIE OBRÓBKI CIEPLNEJ

W artykule przeanalizowano wpływ rekalescencji (wydzielania ciepła utajonego przemian fazowych) na strukturę i właściwości mechaniczne stali bainitycznej z efektem TRIP. Bezpośrednim rezultatem występowania tego efektu, obserwowanym na krzywych chłodzenia stali, jest zmniejszenie szybkości chłodzenia. Efekt rekalescencji jest bezpośrednio związany z kinetyką przemiany bainitycznej i dlatego analizowano go pod kątem zależności od wielkości ziarna austenitu i szybkości chłodzenia. Stwierdzono, że kinetyka przemiany bainitycznej w badanej stali kontrolowana jest przez proces wzrostu pakietów listew ferrytu bainitycznego. Zatem rozrost ziarna austenitu poprzedzający przemianę, przyspiesza postęp tej przemiany i silnie wpływa na kształt rzeczywistych krzywych chłodzenia po jej zainicjowaniu. Wpływ szybkości chłodzenia na oddziaływanie efektu rekalescencji na strukturę i właściwości mechaniczne badano w trakcie chłodzenia prętów ze stali bainitycznej o zróżnicowanych średnicach. Ze wzrostem szybkości chłodzenia zakres temperatur, w którym zachodzi przemiana bainityczna przybliża się do temperatury M_s . Stwierdzono, że występowanie efektu rekalescencji ogranicza udział martenzytu tworzącego się w stali, jednak nie wykazano silnego wpływu tego efektu na właściwości mechaniczne.

Słowa kluczowe: efekt rekalescencji, stal bainityczna, efekt TRIP, przemiana bainityczna

DEVELOPMENT OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE TRIP ASSISTED BAINITIC STEEL DURING HEAT TREATMENT PROCESSING

The paper is aimed at the characterisation of the influence of recalcence effect on the structure and mechanical properties of TRIP assisted bainitic steels. A direct result of this effect occurrence is a significant decrease of cooling rate once it is started as a result of bainitic transformation. The influence of recalcence effect on structure and properties was analysed in terms of austenite grain size and cooling rate. It was found out that the kinetics of bainitic transformation is controlled by the growth of bainitic ferrite packets. As a result, the kinetics are faster as austenite grain size is larger. This also has an impact on the recalcence effect. The influence of the cooling rate on the recalcence effect was investigated by cooling rods of different diameters from different austenitizing temperatures. It was found out that increasing cooling rate the temperature range of bainitic transformation shifts towards M_s temperature. The recalcence effect was found to lower the volume fraction of martensite in the steel's structure. However, its influence on the mechanical properties was not significant.

Keywords: recalcence effect, bainitic steel, TRIP effect, bainitic transformation

1. WPROWADZENIE

Nowoczesne stale wysokowytrzymałe (AHSS), do których zalicza się stale DP, TRIP, TWIP oraz CP stosowane w przemyśle motoryzacyjnym, charakteryzują się zespołem unikatowych właściwości, kształtowanych przede wszystkim poprzez ich skład fazowy oraz morfologię składników struktury [1]. Podstawową cechą tych stali jest wysoka wytrzymałość połączona z bardzo dobrą ciągliwością. Ponadto, charakteryzują się one wysoką odpornością na obciążenia udarowe, odpornością zmęczeniową oraz dobrą spawalnością. Z tego powodu wykorzystywane są one między innymi w konstrukcjach energochłonnych, występujących w samochodzie, w tzw. strefach zgniotu [2]. Ich funkcją w trakcie zderzenia jest kontrolowane pochłanianie energii oraz

utrzymanie bezpiecznych wartości obciążeń działających na pasażerów. Projektowanie takich konstrukcji jest procesem bardzo złożonym, gdyż oprócz znajomości obciążeń działających podczas zderzenia, wymaga uwzględnienia warunków geometrycznych, wynikających z konstrukcji pojazdu oraz cech materiałowych [2, 3]. Jednym z najbardziej odpowiednich materiałów do budowy konstrukcji energochłonnych są stale z efektem TRIP. Charakterystyczną cechą tych stali jest przemiana austenitu resztkowego w martenzyt, zachodząca w trakcie odkształcenia. W stalach wielofazowych stopniowy postęp tej przemiany powoduje silne umocnienie odkształceniowe, co w warunkach rozciągania przekłada się na wzrost odkształcenia równomiernego, zaś podczas tłoczenia zapobiega lokalnemu pocienianiu blach. Dla właściwości mechanicznych go-

towych wyrobów ze stali z efektem TRIP istotne jest to, że w trakcie ich kształtowania na zimno, przemianie podlega tylko 20÷30% austenitu resztkowego występującego w ich strukturze. Dzięki temu, wyroby końcowe z tych stali charakteryzują się wysoką wytrzymałością oraz plastycznością, co przekłada się na ich zdolność do pochłaniania energii odkształcenia plastycznego [2].

Obecnie ujawnia się coraz więcej nowych zastosowań stali z efektem TRIP [3]. Istotnym ograniczeniem jest stosunkowo niski poziom wytrzymałości tych stali, który kształtowany jest przez udział składników strukturalnych. Struktura stali TRIP składa się z około 50% ferrytu, 20÷30% bainitu, około 10% martenzytu oraz z austenitu resztkowego, którego udział typowo mieści się w przedziale 7÷12%.

Maksymalna wytrzymałość na rozciąganie, R_m , komercyjnych stali z efektem TRIP wynosi około 900 MPa. Tymczasem obserwuje się zapotrzebowanie na wyroby z efektem TRIP, charakteryzujące się wartością R_m powyżej 1000 MPa. Z tego powodu zainteresowanie badaczy zwróciło się w kierunku nowoczesnych stali bainitycznych, których struktura umożliwia osiągnięcie wytrzymałości na rozciąganie powyżej 2 GP, a równocześnie zawiera ona austenit resztkowy powodujący wystąpienie efektu TRIP [4].

2. CEL PRACY

Autorzy artykułu od szeregu lat prowadzą badania nad technologią wytwarzania wyrobów długich ze stali bainitycznych z efektem TRIP. Stosunkowo prosto strukturę tych stali można kształtować poprzez przemianę austenitu w bainit realizowaną w warunkach izotermicznych. Jednak podczas ciągłego chłodzenia, przemiana fazowa zachodzi w szerokim zakresie temperatur, co powoduje występowanie w strukturze wyrobu różnych typów bainitu [5], zaś wysokie temperatury przemiany ograniczają możliwość powstawania austenitu resztkowego. Z tego powodu dla określonych warunków przemiany, skład chemiczny stali powinien być tak zaprojektowany, by temperatura początku przemiany bainitycznej była poniżej 470°C, a szybkość przemiany powinna być na tyle duża, aby mogła zakończyć się zanim chłodzony wyrób osiąga temperaturę M_s . Jak pokazały badania autorów niniejszej pracy, przemiana bainitycznej towarzyszy silny efekt rekalescencji (wydzielanie utajonego ciepła przemiany), powodujący obniżenie szybkości chłodzenia [6]. Dlatego, jako cel prezentowanych badań postawiono określenie wpływu tego efektu na strukturę prętów ze stali bainitycznej, produkowanej przez Swiss Steel AG. Stal ta charakteryzuje się podwyższoną zawartością siarki, która wiążąc się z manganem w postaci siarczka MnS powoduje poprawę jej skrawalności. Skład chemiczny badanej stali podano w tabeli 1.

Stal bainityczna o składzie chemicznym podanym w tabeli 1 stosowana jest w firmie Swiss Steel A.G. do wytwarzania prętów o strukturze bainitycznej.

3. METODYKA BADAŃ

Wytop o masie 70 kg stali doświadczalnej o składzie chemicznym podanym w tabeli 1 wykonano w IMŻ w laboratoryjnym piecu próżniowym VSG100 i odlano do krystalizatora o przekroju 100 × 100 mm, którego ścianki chłodzono wodą w celu ograniczenia procesów segregacji składników stopowych. Wlewek przekuto na pręty o średnicy 40 mm, a następnie wykonano z nich pręty o średnicach: 6, 12, 18, 25 i 35 mm i długości 100 mm. Pręty następnie homogenizowano wygrzewając je w piecu laboratoryjnym w temperaturze 1200°C przez 24 godziny. Z każdego pręta pobrano próbki do dalszych badań. W pierwszym etapie obróbki cieplnej próbki nagrzewano w piecu laboratoryjnym do temperatury 1050°C, wygrzewano w czasie 30 minut, a następnie chłodzono w spokojnym powietrzu. Następnie ponowiono eksperymenty chłodzenia dla prętów o średnicy 6 i 12 mm, stosując dodatkowo austenitizowanie w temperaturze 950 i 1200°C. W trakcie chłodzenia rejestrowano temperaturę za pomocą termopar umieszczonych w nawierconym otworze w środku próbek.

Badania struktury po tej obróbce przeprowadzono za pomocą optycznego mikroskopu świetlnego DSX500 firmy Olympus oraz elektronowego mikroskopu skaningowego Inspect F, firmy FEI. Obserwacje prowadzono w świetle elektronów wtórnych (SE), które działając powierzchniowo pozwalają na precyzyjne obrazowanie powierzchni próbki. Dodatkowo wykorzystano dyfrakcję elektronów wstecznie rozproszonych (technika EBSD). Ocenę wielkości ziarna austenitu przeprowadzono z wykorzystaniem programu Metilo [7] z wykorzystaniem zdjęć mikrostruktury wykonanych za pomocą mikroskopu skaningowego. Pomiar wykonano na podstawie pomiaru powierzchni 100 ziarn. Miarą wielkości ziarna była średnica równoważna.

Badania właściwości mechanicznych wykonano zgodnie z normą PN-EN ISO 6892-1:2010, przy użyciu maszyny wytrzymałościowej Zwick/Roell Z250.

Do wyznaczenia zawartości austenitu resztkowego wykorzystano dyfraktometr rentgenowski Empyrean firmy PANalytical. Zastosowano filtrowane promieniowanie kobaltu w konfiguracji z detektorem PIXcel. Rejestrowano linie dyfrakcyjne: dla austenitu (111), (200), (220) dla martenzytu (110), (200), (211). Do ilościowego oznaczenia udziału austenitu resztkowego zastosowano metodę Averbacha & Cohena [8]. Zawartość węgla w austenicie C_γ wyznaczono z poniższej zależności [9]:

$$C_\gamma = (a_\gamma - 0,3555)/0,0044 \quad (1)$$

gdzie:

a_γ – stała sieciowa austenitu w nm, C_γ w % mas.

Równanie (1) nie uwzględnia wpływu dodatków stopowych na parametr sieci krystalicznej austenitu, jednak analizy porównawcze pokazały, że daje one najbardziej dokładne wyniki pomiaru zawartości węgla w austenicie dla stali doświadczalnej.

Część badań dotyczących identyfikacji mechanizmów przemiany przeprowadzono z wykorzystaniem dylatometru DIL 805. Próbki do badań miały postać rurek

Tabela 1. Skład chemiczny stali bainitycznej podany w % masowych

Table 1. Chemical composition of bainitic steel in mas. %

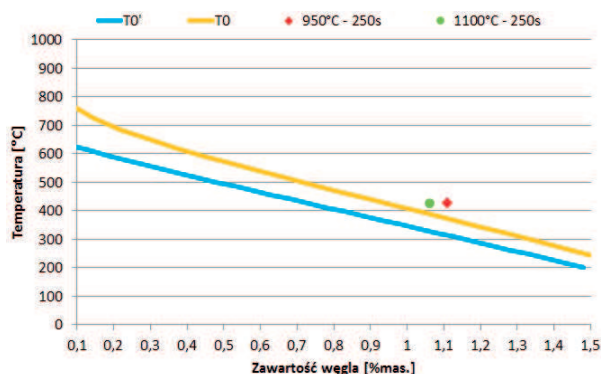
C	Si	Mn	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al
0,23	0,98	1,52	0,14	1,51	0,14	0,072	0,01	<0,005

o zewnętrznej i wewnętrznej średnicy, odpowiednio, 4 i 2 mm oraz wysokości 7 mm.

4. WYNIKI BADAŃ

4.1. ZWIĄZEK MIĘDZY KINETYKĄ PRZEMIANY BAINITYCZNEJ A EFEKTEM REKALESCENCJI

Struktura blach cienkich z efektem TRIP, stosowanych w przemyśle motoryzacyjnym, uzyskiwana jest w wyniku zastosowania specjalnej obróbki cieplnej w liniach ciągłego wyżarzania. Najważniejszym jej etapem jest wyżarzanie izotermiczne w przedziale temperatur 400÷450°C, w trakcie którego zachodzi przemiana bainityczna. Przy odpowiednio zaprojektowanym składzie chemicznym stali, podczas tej przemiany następuje stabilizacja austenitu, spowodowana wzrostem stężenia węgla w jego sieci krystalicznej do 1,2÷1,4% mas. W przypadku ciągłego chłodzenia proces stabilizacji austenitu jest utrudniony, ponieważ maksymalne stężenie węgla w tej fazie zależy od temperatury, w której zachodzi przemiana. Zilustrowano to na rysunku 1, na którym przedstawiono linię maksymalnego stężenia węgla w austenicie – T_0 , dla obliczeń z uwzględnieniem energii chemicznej ferrytu i austenitu oraz linię T_0' po uwzględnieniu energii odkształcenia sieci ferrytu bainitycznego związanej z poślizgowym charakterem przemiany bainitycznej. Za Bhadesią przyjęto, że wartość tej energii wynosi 400 J/mol [10, 11]. Obliczenia przeprowadzono za pomocą programu ThermoCalc [12]. Punkty na rysunku 1 reprezentują wyniki pomiaru zawartości węgla w austenicie w próbkach po eksperymentach dylatometrycznych (Rys. 4). Zawartości węgla są w tym przypadku zbliżone do linii T_0 . Pomiary zawartości węgla w austenicie resztkowym, dostępne w literaturze, układają się zarówno w pobliżu linii T_0 , jak i T_0' [13].



Rys. 1. Linie T_0 i T_0' obliczone dla stali doświadczalnej za pomocą programu ThermoCalc; punkty na rysunku odpowiadają zmierzonym zawartościom węgla w austenicie resztkowym próbek po eksperymentach dylatometrycznych dla maksymalnego czasu (Rys. 3 i 4)

Fig. 1. T_0 and T_0' lines for experimental steel calculated with ThermoCalc; the points in graph represent the measured carbon content in retained austenite of the samples after dilatometric experiments for maximum time (Fig. 3 and 4)

W oparciu o obliczenia termodynamiczne ustalono, że stabilizację austenitu w badanej stali można uzyskać, gdy zawartość węgla w tej fazie jest większa od 0,8% cięż. Z rysunku 1 wynika, że możliwe jest to poniżej około 400°C. Podstawowym parametrem, mającym wpływ

na stabilizację austenitu w warunkach ciągłego chłodzenia jest szybkość chłodzenia. Wpływa ona zarówno na temperaturę początku przemiany bainitycznej, jak również na czas upływający od momentu rozpoczęcia przemiany bainitycznej do osiągnięcia temperatury M_s . Wzrost szybkości chłodzenia obniża temperaturę początku i końca przemiany bainitycznej. W wyniku tego maleje udział austenitu, który podlega przemianie w bainit i w strukturze stali rośnie udział martenzytu. Z uwagi na silny wpływ na szybkość chłodzenia, efekt rekalescencji związany z przemianą bainityczną może mieć bardzo duży wpływ na strukturę wyrobów ze stali bainitycznych, w tym również na udział austenitu resztkowego w ich strukturze.

Zgodnie z przedstawioną poniżej zależnością (2), ciepło generowane w trakcie przemian fazowych jest wprost proporcjonalne do zmiany entalpii związanej z przemianami i szybkością postępu przemiany [14]:

$$\dot{Q} = \Delta H \frac{\partial F_b(t)}{\partial t} \quad (2)$$

gdzie:

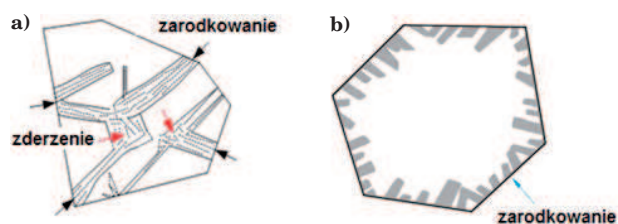
\dot{Q} – szybkość wydzielania ciepła na skutek przemiany bainitycznej,

ΔH – różnica entalpii fazy wyjściowej i produktu przemiany,

$F_b(t)$ – ułamek przemiany austenitu w bainit.

Próbę modelowania wpływu efektu rekalescencji związanego z przemianą bainityczną na krzywą chłodzenia opisano w publikacji [15]. Analizując równanie (2) można stwierdzić, że efekt rekalescencji zależy zarówno od składu chemicznego stali, jak i kinetyki przemiany fazowej oraz zakresu temperatur, w którym zachodzi. W odróżnieniu od przemiany ferrytycznej i perlitycznej, charakter zależności kinetyki przemiany bainitycznej od wielkości ziarna austenitu zależy od składu chemicznego stali.

W pracy [16] Matsuzuki i Bhadesia opisują mechanizmy przemiany, które powodują zróżnicowanie wpływu wielkości ziarna na kinetykę przemiany bainitycznej. W zależności od składu stali doświadczalnych, rozróżniają oni dwie sytuacje przedstawione poglądowo na rysunku 2.



Rys. 2. Wzajemne oddziaływanie między mechanizmami zarodkowania w wzroście pakietów bainitu: (a) szybkość zarodkowania mniejsza od szybkości wzrostu; (b) szybkość zarodkowania większa w porównaniu do szybkości wzrostu

Fig. 2. Competition between the mechanisms of nucleation and growth of bainitic packets: (a) nucleation rate lower than growth rate; (b) nucleation rate higher than growth rate

W przypadku przedstawionym na rysunku 2a szybkość wzrostu pakietów bainitu jest bardzo duża w porównaniu z częstością ich zarodkowania w granicach ziaren. Wzrost pakietu zostaje zahamowany w wyniku zderzenia z innym pakietem, który zarodkuje w innym

obszarze granicy ziarna. Prawdopodobieństwo takiego zdarzenia maleje ze wzrostem wielkości ziarna i dlatego wzrost wielkości ziarna w tym przypadku przyspiesza postęp przemiany bainitycznej. Z kolei w stali z rysunku 2b) szybkość zarodkowania pakietów w granicach ziarna jest dużo większa w porównaniu do szybkości wzrostu pakietów. Wzrost wielkości ziarna austenitu powoduje wtedy zmniejszenie szybkości przemiany. Na podstawie przeprowadzonych badań i rozważań teoretycznych, Matsuzuki i Bhadeshia wyprowadzili równanie (3) i (4), opisujące kinetykę przemiany bainitycznej w zależności od charakteru procesów kontrolujących postęp tej przemiany [16]. Równanie (3) opisuje kinetykę przemiany bainitycznej, gdy jej postęp kontroluje wzrost pakietów (Rys. 2a). Równanie (4) opisuje przypadek, gdy przemiana kontrolowana jest procesem zarodkowania pakietów w obrębie granic ziarn (Rys. 2b).

$$F_b(t) = 1 - \exp(-C_1 C_2 N_0 v D^2 t) \quad (3)$$

$$F_b(t) = 1 - \exp\left(-\frac{C_1 C_2 N_0}{4} v D^{-1} t^4\right) \quad (4)$$

gdzie:

$F_b(t)$ – ułamek przemiany austenitu w bainit,

C_1, C_2, C_3 – stałe,

D – wielkość ziarna austenitu [μm],

N_0 – początkowa gęstość liczby miejsc zarodkowania na jednostkę powierzchni granic ziarn,

t – czas przemiany.

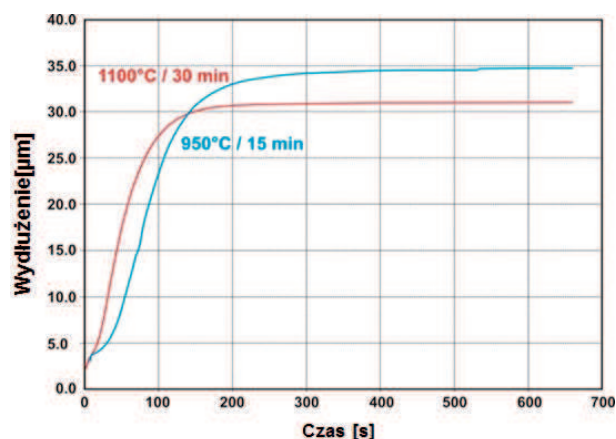
Równania (3) i (4) można zapisać w postaci ogólnej jako (5):

$$X(t) = 1 - \exp(-C_4 D^m t^n) \quad (5)$$

gdzie: C_4, m i n są stałym.

W badaniach dylatometrycznych ustalono, że przemiana bainityczna w stali o składzie chemicznym podanym w tabeli 1 kontrolowana jest prędkością wzrostu pakietów, czyli zachodzi w sposób przedstawiony na rysunku 2a). W doświadczeniach zastosowano dwie temperatury austenitowania: 950°C oraz 1100°C, z wytrzymaniem w tych temperaturach odpowiednio przez 15 i 30 min. Po austenitowaniu próbki chłodzono intensywnie z szybkością około 50°C/s do temperatury 425°C, w której wytrzymywano je przez cztery różne czasy: 15, 50, 100 oraz 250 s. Po wytrzymaniu izotermicznym przez założony okres czasu, próbki chłodzono intensywnie do temperatury otoczenia. Wielkości ziarna austenitu (średnica równoważna) po austenitowaniu w 950 przez 15 min i austenitowaniu w 1100°C przez 30 min. wynosiły, odpowiednio, 19,8 i 34,2 μm . Analizując struktury próbek stwierdzono, że cząstki MnS występujące w stali hamują rozrost ziarna austenitu, co przy ich dużym udziale objętościowym powoduje uzyskiwanie małych wielkości ziarna austenitu, nawet po zastosowaniu wysokich temperatur austenitowania. Charakterystyka tego efektu będzie przedmiotem odrębnego artykułu. Krzywe dylatacyjne zarejestrowane dla maksymalnego czasu wytrzymania pokazano na rysunku 3. Z rysunku tego wynika, że przemiana bainityczna zachodzi szybciej w próbce austenitowanej w 1100°C, charakteryzującej się większym ziarnem austenitu przed przemianą. Potwierdzają to wyniki badań mikrostruktury zamieszczone na rysunku 4. Róż-

nica między udziałami bainitu w mikrostrukturze próbek jest szczególnie widoczna dla czasu wytrzymania wynoszącego 50 sekund, co znajduje odzwierciedlenie w przebiegu krzywych dylatacyjnych na rysunku 3.

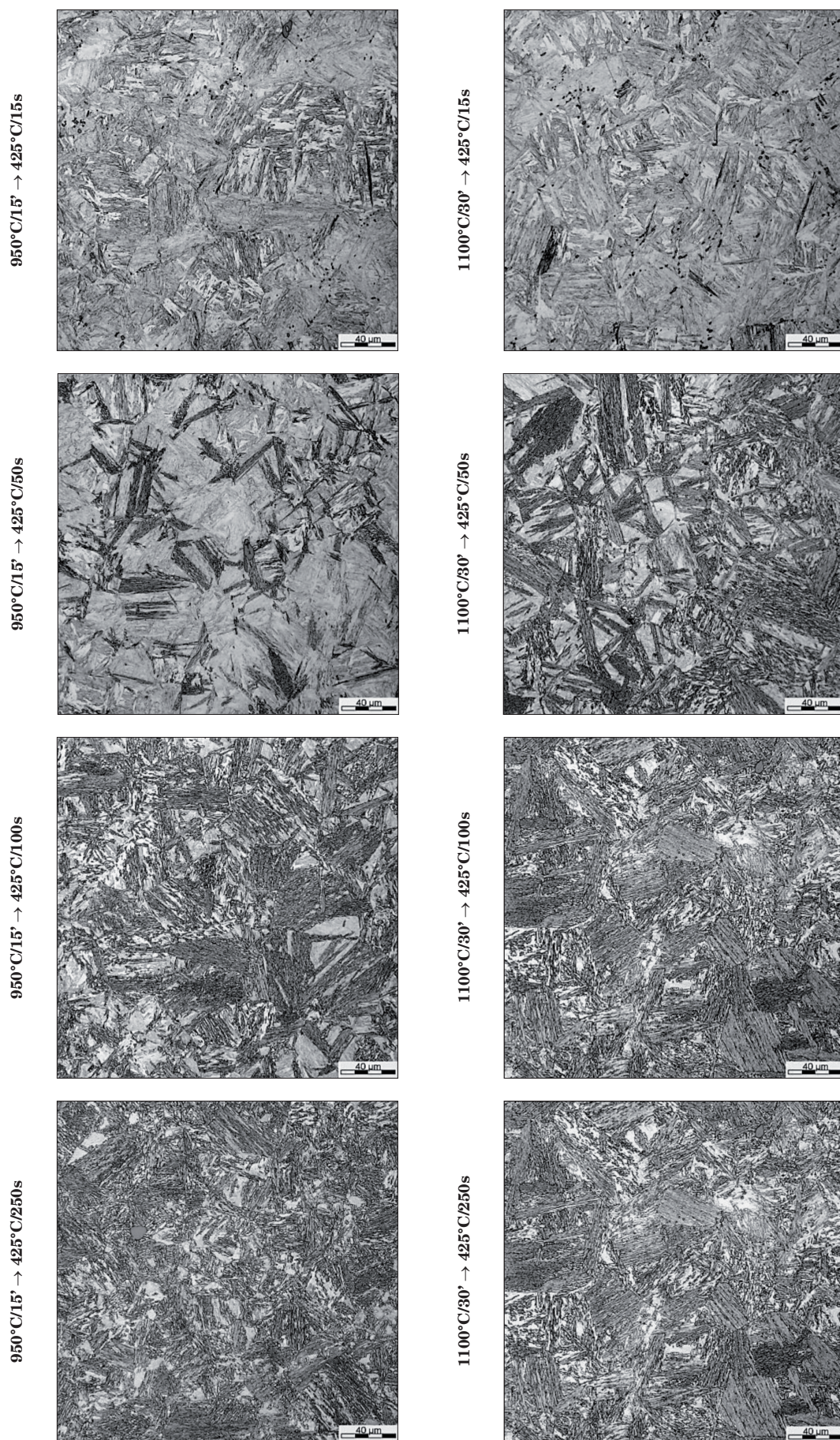


Rys. 3. Porównanie krzywych dylatacyjnych dla doświadczeń izotermicznych w 425°C po zastosowaniu temperatur austenitowania 950 i 1100°C

Fig. 3. Comparison of dilation curves for isothermal experiments at 425°C after austenitization at 950°C and 1100°C

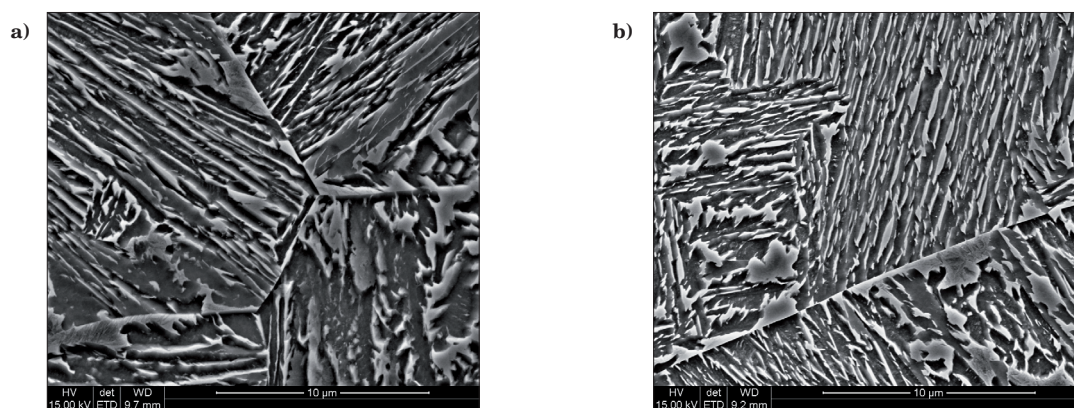
Przykłady mikrostruktury próbek po zakończeniu przemiany, badanej za pomocą wysokorozdzielczej mikroskopii skaningowej, przedstawiono na rysunku 5.

Z obrazów mikrostruktury wynika, że pakiety listew ferrytu bainitycznego powstają w sposób uprzywilejowany w granicach ziaren, zaś w mniejszym stopniu na granicach między pakietem listew a austenitem nieprzemienionym. Pakiety przecinają zwykle całe ziarno, jednak ich wzrost może zostać zahamowany, jeśli napotykają podczas wzrostu inny pakiet (Rys. 4). Zatem, w miarę postępu przemiany długość powstających pakietów maleje. Ponadto obrazy mikrostruktury pokazują również, że w miarę postępu przemiany rośnie grubość pakietów. Zatem po obu stronach pakietu uformowanego w początkowym etapie przemiany bainitycznej następuje powtarzający się wzrost listew ferrytu bainitycznego. Z rysunku 4 wynika, że udział martenzytu w próbce po zastosowaniu temperatury austenitowania 1100°C i po czasie wytrzymania 250 sekund jest większy w porównaniu z próbką po austenitowaniu w 950°C. Efekt ten jest też widoczny w przebiegu krzywych dylatacyjnych na rysunku 3. Można wytłumaczyć go zjawiskiem dyfuzji węgla podczas wzrostu pakietów bainitu. Generalnie, w procesie tym część węgla z austenitu nieprzemienionego dyfunduje do warstw austenitu rozmieszczonych między listwami ferrytu bainitycznego, zaś część dyfunduje do austenitu nieprzemienionego. Można wnosić, że w warunkach szybkiego wzrostu pakietu listew bainitu, obszary austenitu nieprzemienionego przylegające do pakietów zawierają więcej węgla w porównaniu do obszarów austenitu nieprzemienionego odległych od rosnącego pakietu. Spowalnia to dalszy postęp przemiany bainitycznej.



Rys. 4. Zdjęcia mikrostruktury próbek na kolejnych etapach przemiany bainitycznej zachodzącej w temperaturze 425°C wykonane za pomocą mikroskopu świetlnego

Fig. 4. Microstructures of the samples at subsequent stages of bainitic transformation at 425°C; LOM



Rys. 5. Mikrostruktura próbek po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 425°C przez 250 sekund po austenitowaniu w temperaturze 950°C – (a) i 1100°C – (b) FEG_SEM

Fig. 5. Microstructure of the samples after isothermal treatment at 425°C for 250 seconds subject to austenitization at 950°C – (a) and 1100°C – (b) FEG_SEM

4.2. WPŁYW WIELKOŚCI ZIARNA AUSTENITU I SZYBKOŚCI CHŁODZENIA NA STRUKTURĘ I WŁAŚCIWOŚCI PRĘTÓW

4.2.1. Wpływ szybkości chłodzenia

Wpływ szybkości chłodzenia na strukturę i właściwości badano poprzez chłodzenie prętów o średnicy 6,5, 12, 18, 25 i 35 mm i długości 100 mm z temperatury austenitowania 1050°C. Pręty nagrzewano z piecem i wytrzymano w temperaturze austenitowania przez 1800 sekund. Wielkość ziarna austenitu (średnica równoważna) w prętach po austenitowaniu mieściła się w przedziale 23÷26 µm. Krzywe chłodzenia prętów w spokojnym powietrzu przedstawiono na rysunku 6. Na rysunku zaznaczono również temperaturę B_s i M_s dla stali doświadczalnej, obliczone za pomocą programu JMatPro [17]. Ze wzrostem średnicy maleje szybkość chłodzenia prętów. Zakres temperatur, przy których zachodzi przemiana bainityczna w trakcie eksperymentów można określić w przybliżeniu na podstawie przebiegu krzywych chłodzenia, gdyż efekt rekalescencji powoduje wyraźne zmniejszenie szybkości chłodzenia prętów. Zakres ten obniża się ze zmniejszeniem średnicy pręta. W pręcie o średnicy 35 mm przemiana bainityczna zachodzi w pobliżu temperatury B_s , zaś w pręcie o średnicy 6 mm przemiana ta zachodzi w pobliżu temperatury M_s . W tabeli 2 podano wartości temperatury, przy której występuje wyraźne spowolnienie spadku temperatury – T_s , temperaturę zakończenia spowolnionego chłodzenia spowodowanego efektem rekalescencji – T_f oraz czas, w którym temperatura spada z T_s do $T_f - \Delta t$. Temperatury T_s i T_f wyznaczono różniczkując krzywe chłodzenia z rysunku 6. Temperatura T_s , nie jest tożsama z temperaturą rozpoczęcia przemiany bainitycznej, która jest nieznacznie wyższa. W tabeli 2

podano również wartości średnich szybkości chłodzenia w przedziale między B_s a T_s oraz między T_s a T_f .

Mikrostruktury prętów, badane metodą mikroskopii skaningowej, przedstawiono na rysunku 7. Mikrostruktury te są silnie zróżnicowane w zależności od średnicy pręta, co ma bezpośredni związek z szybkością chłodzenia. W mikrostrukturze pręta o średnicy 6 mm występuje zdegenerowany bainit górny oraz martenzyt. Udział martenzytu w mikrostrukturze wynosi około 30%. Ze wzrostem średnicy pręta w zakresie 6÷25 mm maleje udział martenzytu a wzrasta udział ferrytu bainitycznego. Zmienia się też typ morfologiczny bainitu, mianowicie, rośnie udział bainitu ziarnistego a maleje udział zdegenerowanego bainitu górnego. Ponadto, w mikrostrukturze pręta o średnicy 35 mm występuje ferryt allotriomorficzny.

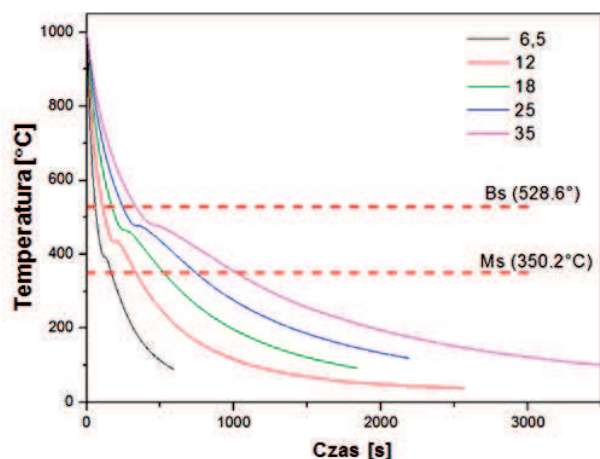
Analizując właściwości mechaniczne zamieszczone w tabeli 3, można stwierdzić, że wytrzymałość na rozciąganie prętów rośnie w miarę, jak maleje średnica pręta, co ma bezpośredni związek ze wzrastającym udziałem martenzytu. Wytrzymałość pręta o średnicy 6 mm jest znacząco wyższa od wytrzymałości pozostałych prętów, bowiem w strukturze tego pręta udział objętościowy martenzytu jest największy, a ponadto szerokość listew ferrytu bainitycznego jest najmniejsza. Duży udział martenzytu w strukturze jest przyczyną uzyskania najniższej wartości wydłużenia całkowitego dla tego pręta.

Na podstawie rysunku 8, na którym zamieszczono wyniki pomiaru właściwości mechanicznych w postaci parametru $R_x = R_m (A/100)$, gdzie A – wydłużenie do zerwania w %, można stwierdzić, że najlepszą kombinacją wytrzymałości i ciągliwości charakteryzuje się pręt o średnicy 18 mm. Analizując wyniki pomiaru udziału objętościowego austenitu resztkowego w prę-

Tabela 2. Ilościowa charakterystyka wpływu efektu rekalescencji na krzywą chłodzenia

Table 2. Quantitative description of the influence of recalescence effect on cooling curve

Średnica, mm	T_s , °C	T_f , °C	Δt , s	Średnia szybkość chłodzenia w przedziale $B_s - T_s$, °C/s	Średnia szybkość chłodzenia w przedziale $T_s - T_f$, °C/s
6,5	470,1	341,2	100	2,3	1,29
12	505,2	395,7	153	1,5	0,72
18	523,6	442,9	159,5	0,9	0,51
25	537,1	460,9	193	0,6	0,40
35	533,3	452,2	282	0,4	0,29



Rys. 6. Krzywe chłodzenia prętów o różnych średnicach po austenityzowaniu w 1050°C/1800 sek.

Fig. 6. Cooling curves of rods of different diameters cooled after austenitization at 1050°C/1800 sec.

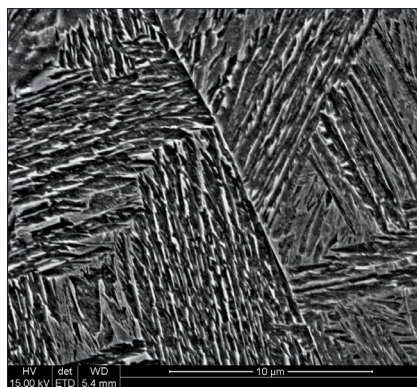
tach (Tab. 3), można wnosić, że dla prętów o średnicach 6, 12 i 18 mm parametr R_x rośnie ze wzrostem udziału austenitu resztkowego. Dla prętów o średnicach 25 i 35 mm zależność między parametrem R_x a udziałem austenitu resztkowego nie jest jednoznaczna. W strukturze tych prętów dominuje bainit ziarnisty, a w strukturze pręta o średnicy 35 mm występuje również ferryt allotriomorficzny. W tabeli 3 podano również zawartość węgla w austenicie w badanych prętach, wyznaczoną metodą rentgenowską. Zawartość ta rośnie w miarę obniżania zakresu temperaturowego przemiany bainitycznej (Tab. 2), wynikającego ze zróżnicowania średnicy prętów. Jest to zgodne z przebiegiem linii T_0 dla badanej stali (Rys. 1), chociaż występują rozbieżności między tymi wartościami a wartościami obliczonymi.

Mapy rozkładu faz oraz rozkładu orientacji przedstawiono na rysunku 9. Kolorem zielonym na mapach rozkładu faz oznaczono austenit resztkowy, natomiast kolor czerwony stanowią składniki struktury charakteryzujące się siecią krystalograficzną regularną, ob-

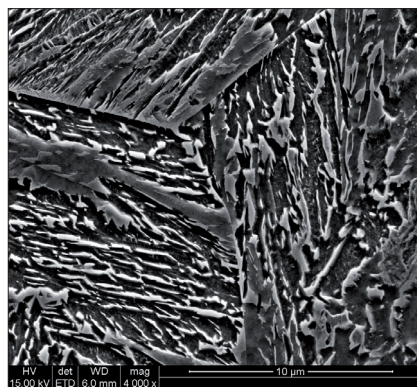
Tabela 3. Właściwości mechaniczne prętów oraz zawartość austenitu resztkowego

Table 3. Mechanical properties of rods and retained austenite content

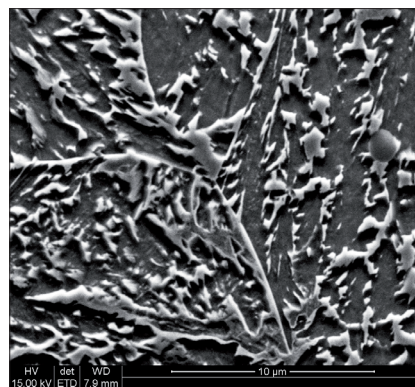
Średnica pręta mm	$R_{p0,2}$ MPa	R_m MPa	A %	Z %	Austenit resztkowy	
					% obj.	Zawartość węgla, % mas.
6	959	1386	13	49	16,03	1,40
12	758	1211	15	46	16,12	1,11
18	728	1207	16	41	20,17	1,12
25	705	1188	15	41	17,68	1,08
35	716	1159	16	42	10,32	1,10



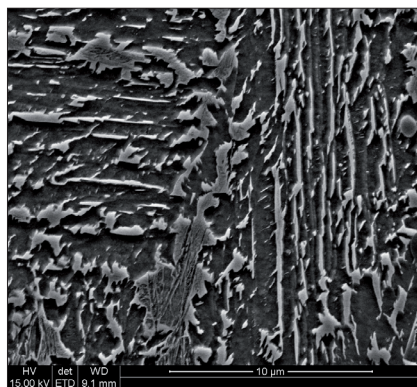
Ø 6 mm



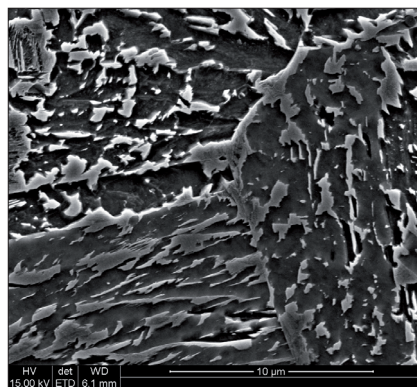
Ø 12 mm



Ø 18 mm



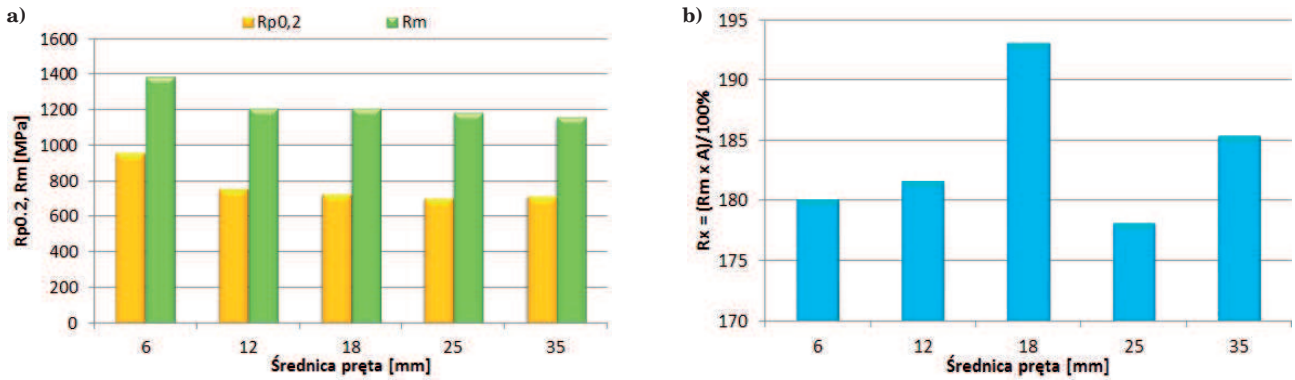
Ø 25 mm



Ø 35 mm

Rys. 7. Mikrostruktury prętów o zróżnicowanych średnicach; zdjęcia wykonane w środku próbek. FEG_SEM

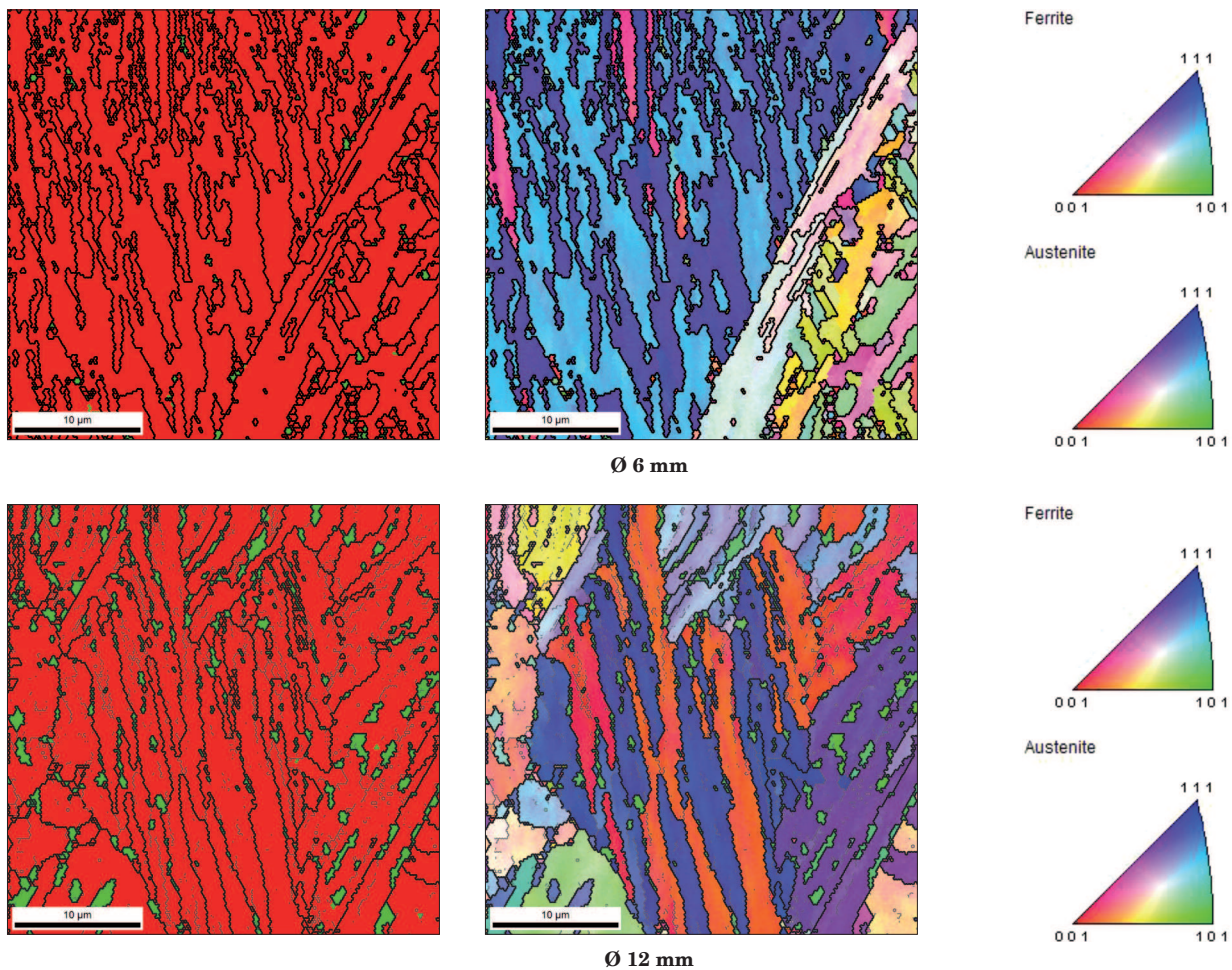
Fig. 7. Microstructures of the rods with different diameters; pictures were taken at rods' centres. FEM_SEM



Rys. 8. Zestawienie właściwości mechanicznych prętów: (a) właściwości wytrzymałościowe, (b) parametr $R_x = (R_m A) / 100\%$
 Fig. 8. Summary of rods' properties: (a) – strength; (b) parameter $R_x = (R_m A) / 100\%$

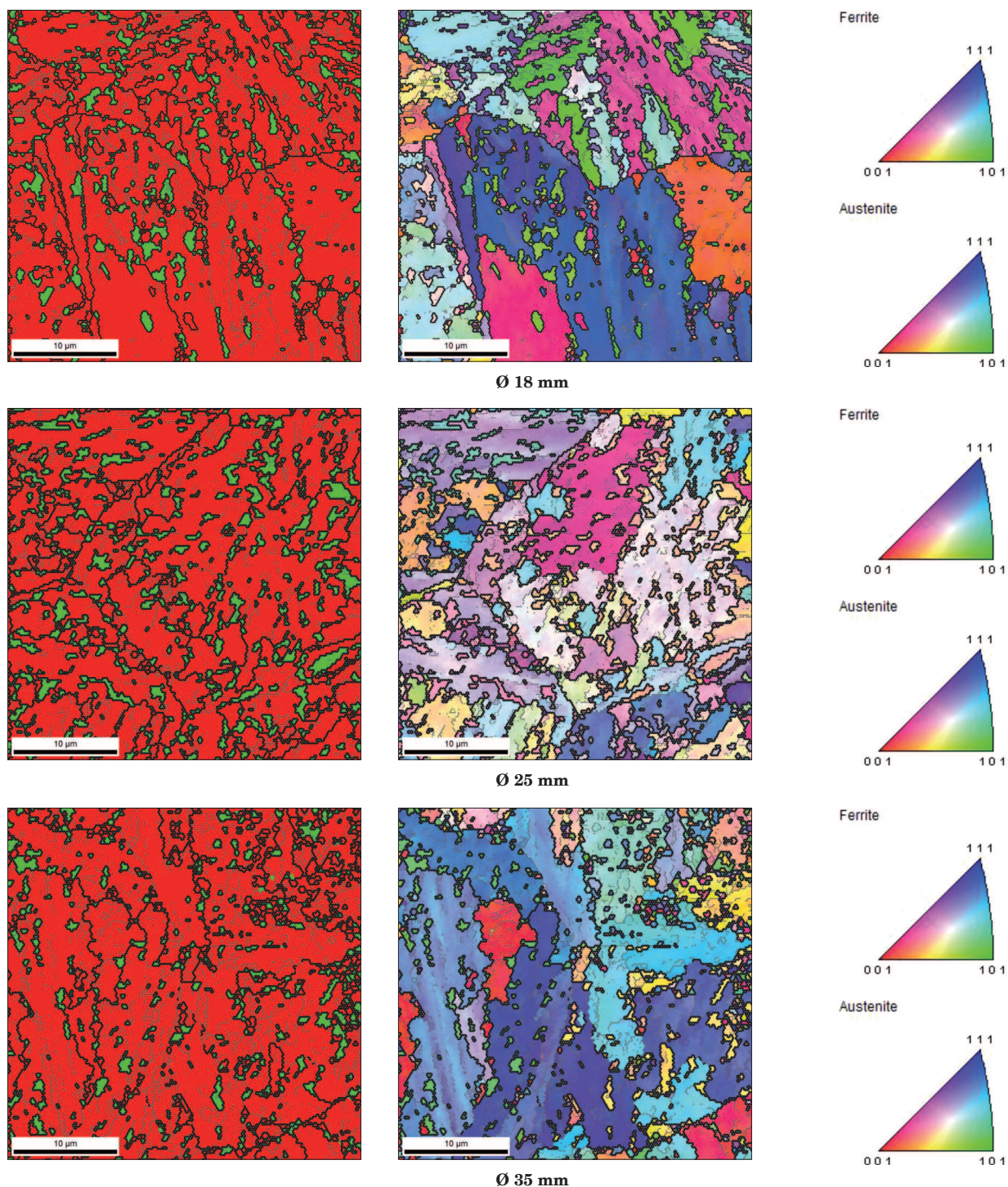
jętosiowo centrowaną, do których zalicza się ferryt bainityczny i martenzyt. Badania pokazują, że w prętach o średnicach 6÷18 mm austenit resztkowy występuje głównie w postaci warstw rozmieszczonych między listwami ferrytu bainitycznego. Z kolei w prętach o średnicy 25 i 35 mm, austenit resztkowy występuje głównie w postaci wysp MA występujących w ferrycie bainitycznym oraz w postaci wysp w martenzycie. Aby zachować swoją strukturę krystaliczną, wyspy auste-

nit w martenzycie powinny zawierać podwyższoną zawartość węgla w stosunku do osnowy, w której występują. Potencjalnym obiektem, w których występuje podwyższona zawartości węgla są defekty struktury krystalicznej. Można zauważyć, że niezależnie od próbki, austenit posiada tę samą orientację w obrębie pakietów (Rys. 9). Orientacja ta zmienia się natomiast pomiędzy pakietami.



Rys. 9. Mapy rozkładu faz oraz rozkładu orientacji krystalicznych w prętach o różnych średnicach wyznaczone w analizie EBSD. Kolorem zielonym zaznaczono austenit resztkowy

Fig. 9. Phase constituents and crystallographic orientation map in the rods of different diameters determined in the course of EBSD analysis. The retained austenite was marked with green colour



Rys. 9 cd. Mapy rozkładu faz oraz rozkładu orientacji krystalicznych w prętach o różnych średnicach wyznaczone w analizie EBSD. Kolorem zielonym zaznaczono austenit resztkowy

Fig. 9 cont. Phase constituents and crystallographic orientation map in the rods of different diameters determined in the course of EBSD analysis. The retained austenite was marked with green colour

4.2.2. Wpływ wielkości ziarna austenitu na przemianę bainityczną

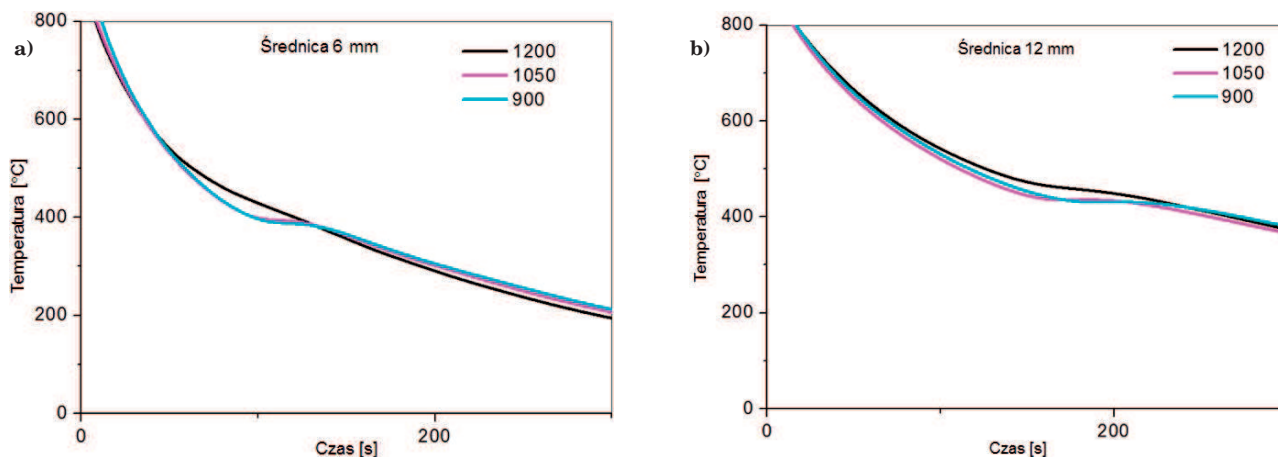
Wpływ wielkości ziarna austenitu na postęp przemiany bainitycznej w warunkach ciągłego chłodzenia badano poprzez zastosowanie różnych temperatur austenitowania przed chłodzeniem w spokojnym powietrzu, tj.: 900, 1050, 1200°C, przez 1800 sekund. Do badań wybrano próbki o średnicy 6 i 12 mm. Krzywe chłodzenia uzyskane w trakcie badań przedstawiono na rysunku 10 i 11. Zmierzone wielkości ziarna auste-

nitru uzyskane po austenitowaniu oraz zakres temperatur spowolnienia szybkości chłodzenia spowodowanego efektem rekalescencji podano w tabeli 4. Krzywe chłodzenia pokazują, że dla ustalonej średnicy pręta, przemiana bainityczna rozpoczyna się przy wyższej temperaturze dla próbek austenitowanych w temperaturze 1200°C, natomiast w niższej temperaturze, po austenitowaniu w 900 i 1050°C. Zaobserwowane prawidłowości powiązane z wielkością ziarna austenitu uzyskaną w prętach po zastosowaniu różnych tem-

Tabela 4. Zestawienie wielkości ziarna austenitu i parametrów charakteryzujących wpływ efektu rekalescencji na krzywą chłodzenia dla doświadczeń z zastosowaniem różnych temperatur austenitowania przed chłodzeniem prętów

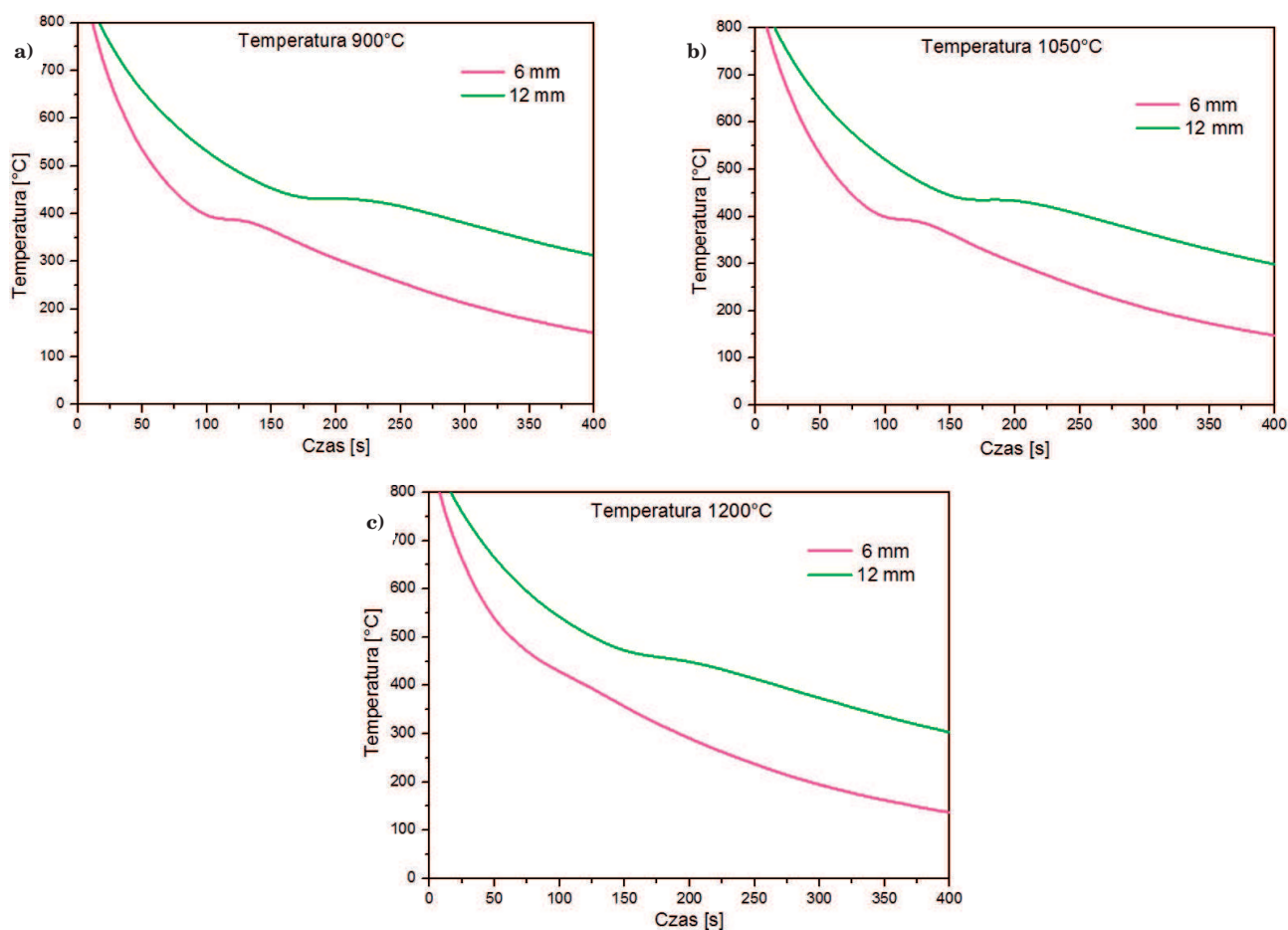
Table 4. Austenite grain size and parameters characterizing the influence of recalescence effect on the cooling curve for experiments with different austenitizing temperatures prior to rods cooling

$T_a, ^\circ\text{C}$	$\varnothing 6 \text{ mm}$				$\varnothing 12 \text{ mm}$			
	$D_\gamma, \mu\text{m}$	$T_s, ^\circ\text{C}$	$T_p, ^\circ\text{C}$	$\Delta t, \text{s}$	$D_\gamma, \mu\text{m}$	$T_s, ^\circ\text{C}$	$T_p, ^\circ\text{C}$	$\Delta t, \text{s}$
900	17,3	394,1	384,4	25,9	21,6	434,3	430,3	39,7
1050	25,1	407,5	387,0	36,0	22,3	439,9	434,0	41,5
1200	38,0	512,6	392,3	67,8	34,6	473,3	453,3	41,2



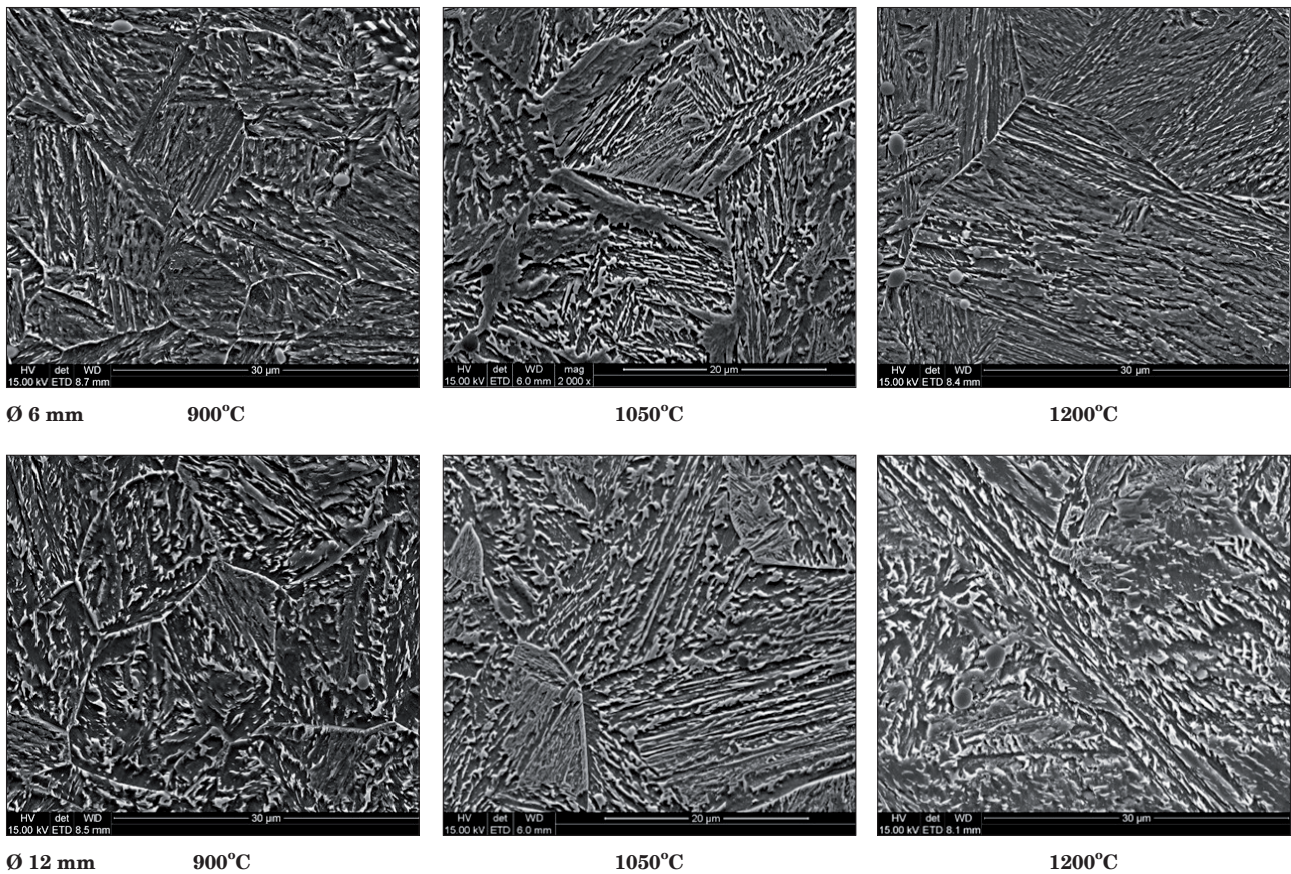
Rys. 10. Krzywe chłodzenia prętów o średnicy: a) 6 mm i b) 12 mm, dla różnych temperatur austenitowania

Fig. 10. Cooling curves of rods having diameter: a) 6 mm and b) 12 mm, for different austenitizing temperatures



Rys. 11. Krzywe chłodzenia prętów o średnicy 6 mm i 12 mm, dla temperatur austenitowania: a) 900°C, b) 1050°C, c) 1200°C

Fig. 11. Cooling curves of rods having diameter 6 and 12 mm, for austenitizing temperatures: 900°C, b) 1050°C, c) 1200°C



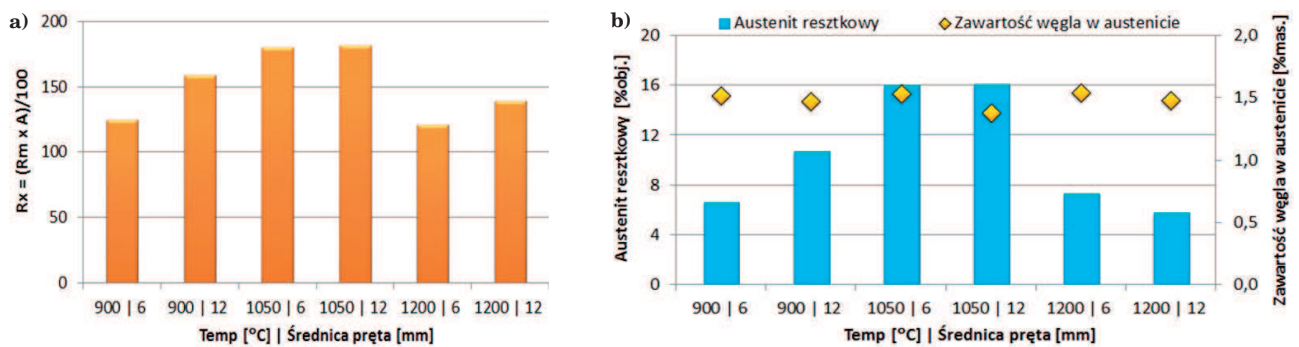
Rys. 12. Mikrostruktura prętów po chłodzeniu z zastosowaniem różnych temperatur austenitowania; FEG_SEM
 Fig. 12. Microstructure of the rods cooled after the application of different austenitizing temperatures; FEG_SEM

peratur austenitowania, ponieważ przemiana bainityczna w badanej stali kontrolowana jest prędkością wzrostu pakietów.

Na rysunku 11 przedstawiono graficzne zestawienie krzywych chłodzenia dla tych samych temperatur austenitowania lecz dla różnych średnic prętów.

Tabela 5. Właściwości mechaniczne prętów
 Table 5. Mechanical properties of the rods

Temperatura °C	Średnica pręta mm	$R_{p0,2}$ MPa	R_m MPa	A %	Z %	Austenit resztkowy % obj.
900	6 mm	1119	1390	9	48	$6,7 \pm 0,5$
	12 mm	974	1226	13	53	$10,7 \pm 0,7$
1050	6 mm	959	1386	13	49	$16,3 \pm 0,9$
	12 mm	758	1211	15	46	$16,1 \pm 1,1$
1200	6 mm	1053	1345	9	49	$7,8 \pm 0,9$
	12 mm	924	1162	12	53	$9,4 \pm 0,6$

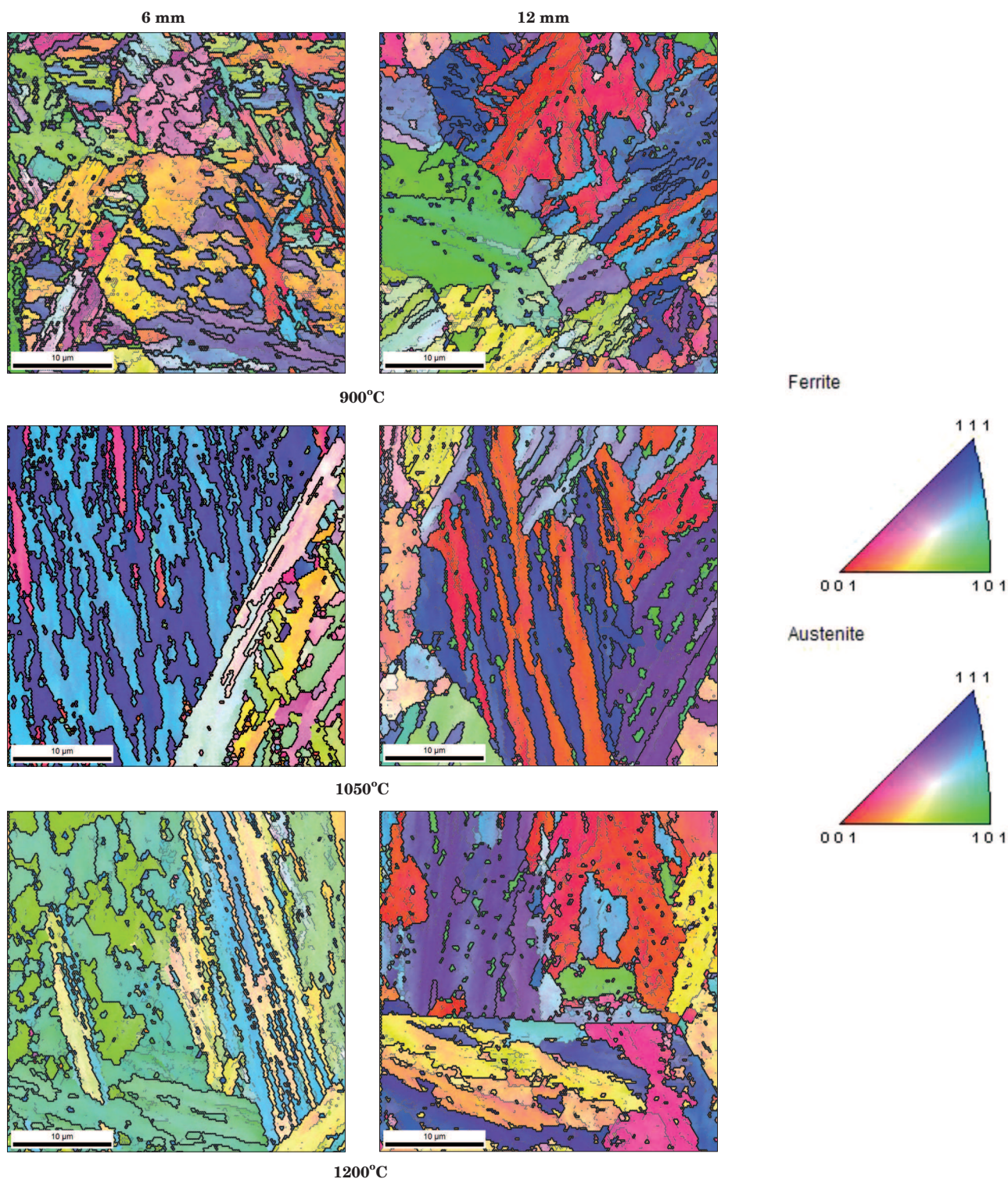


Rys. 13. Zestawienie właściwości wytrzymałościowych prętów (a); zawartość austenitu resztkowego (b)
 Fig. 13. Summary of the mechanical properties (a), and retained austenite content (b) in the rods

Mikrostruktury badanych prętów, uzyskane metodą elektronicznej mikroskopii skaningowej przedstawiono na rysunku 12. Badania mikrostruktury wykonano w środku pręta.

W mikrostrukturze prętów występuje zdegenerowany bainit górny, bainit ziarnisty oraz martenzyt (wyspy MA). Udział bainitu ziarnistego rośnie wraz z obniżeniem szybkości chłodzenia (większa średnica pręta). Mikrostruktura bainitu w prętach austenitizowanych w tem-

peraturze 900°C jest bardzo nieregularna, generalnie, jednak dominuje w niej zdegenerowany bainit górny. Z kolei, mikrostruktura prętów austenitizowanych w temperaturze 1200°C, szczególnie pręta o średnicy 6 mm, charakteryzuje się największym udziałem martenzytu. Przemiana bainityczna po austenitizowaniu w tej temperaturze zachodzi w wysokich temperaturach, co nie sprzyja stabilizacji austenitu, ponieważ graniczna zawartość węgla w tej fazie jest zbyt niska (Rys. 1).



Rys. 14. Mapy rozkładu orientacji krystalograficznych w badanych prętach (EBSD). Kolorem zielonym zaznaczono austenit resztkowy

Fig. 14. Crystallographic orientations distribution maps in the examined rods (EBSD). The retained austenite was marked with green colour

Właściwości mechaniczne prętów podano w tabeli 5, natomiast na rysunku 13a zamieszczono charakterystykę zależności między wytrzymałością a ciągliwością prętów wyrażoną za pomocą parametru R_x .

Z rysunku 13a wynika, że najkorzystniejszą kombinację wytrzymałości i ciągliwości wykazują pręty po austenitowaniu w 1050°C, pomimo faktu, że nie osiągnęły one najwyższych wartości parametrów wytrzymałościowych. Udział austenitu resztkowego przedstawiono na rysunku 13b.

Największe udziały austenitu resztkowego uzyskano dla prętów po austenitowaniu w temperaturze 1050°C, co koresponduje z wartością wskaźnika R_x . Charakter zmian tego wskaźnika dla prętów dobrze koresponduje z charakterem zmian udziału austenitu resztkowego.

Przedstawione na rysunku 14 mapy rozkładu orientacji pokazują, że zmniejszenie średnicy pręta, a tym samym obniżenie zakresu temperatur przemiany bainitycznej, powoduje zmianę morfologii bainitu, z bainitu ziarnistego do górnego bainitu zdegenerowanego. Jak wiadomo zasadniczy wpływ na ciągliwość stali ma morfologia austenitu.

Najbardziej pożądaną postacią jest austenit w postaci warstw ulokowanych między listwami ferrytu bainitycznego, którego udział jest najwyższy w pręcie austenitowanym w 1050°C, stąd pręty te osiągnęły najlepsze właściwości wytrzymałościowe.

5. PODSUMOWANIE

W artykule przedstawiono badania, których celem było wyznaczenie warunków obróbki cieplnej wpływającej na udział objętościowy i morfologię austenitu resztkowego w stali bainitycznej stosowanej przez firmę Swiss Steel A.G. do wytwarzania prętów. Stwierdzono, że podstawowy wpływ na cechy struktury tej stali ma mechanizm kontrolujący postęp przemiany bainitycznej, którym jest wzrost i pogrubianie pakietów bainitu składających się z listew ferrytu bainitycznego i warstewek austenitu między nimi. Procesowi temu towarzyszy dyfuzja węgla do warstewek auste-

nitę między listwami i do austenitu pozostającego między pakietami. Oba te procesy powodują stabilizację austenitu, której sprzyja wysoka zawartość krzemu w stali. Z uwagi na proces kontrolujący kinetykę przemiany bainitycznej w badanej stali, którym jest wzrost pakietów listew ferrytu bainitycznego, wzrost wielkości ziarna austenitu powoduje wzrost szybkości tej przemiany. Taki wpływ wielkości ziarna na postęp przemiany bainitycznej znajduje odzwierciedlenie w strukturze i właściwościach mechanicznych badanej stali. Jeśli przemiana zachodzi powyżej 470°C, wtedy w strukturze dominuje bainit ziarnisty, a przy małych szybkościach chłodzenia (dla większej średnicy pręta), w strukturze występuje również ferryt allotriomorficzny. Jeśli przemiana zachodzi poniżej 450°C, w strukturze dominuje zdegenerowany bainit górny. Niezależnie od zakresu temperatury przemiany bainitycznej i wyjściowej wielkości ziarna, w strukturze badanej stali występuje martenzyt. Udział martenzytu rośnie ze wzrostem szybkości chłodzenia, a także ze wzrostem wielkości ziarna austenitu.

Przeprowadzone badania pokazały, że w warunkach ciągłego chłodzenia, wzrost wielkości ziarna austenitu powoduje podwyższenie zakresu temperatur, w których zachodzi przemiana bainityczna, zaś najkorzystniejszym typem morfologicznym bainitu dla uzyskania wysokiej wytrzymałości i ciągliwości stali jest zdegenerowany bainit górny z warstwami austenitu resztkowego ulokowanego między listwami ferrytu bainitycznego. Ten typ bainitu dominuje w strukturze badanej stali, jeśli przemiana zachodzi poniżej 450°C. Dla uzyskania takiej morfologii bainitu podczas ciągłego chłodzenia, korzystne jest, by wielkość ziarna austenitu mieściła się w przedziale 20–30 μm . W przypadku gdy wielkość ziarna austenitu jest mniejsza od 20 μm , morfologia bainitu jest nieregularna. Prawdopodobnie w tym przypadku dyfuzja węgla po granicach ziarn zaburza proces formowania pakietów.

Artykuł zawiera wyniki badań uzyskane w pracach statutowych Instytutu Metalurgii Żelaza S0-0894/2015 i S0-0944/2016 finansowanych z dotacji MNiSW na rok 2015 i 2016.

LITERATURA

- [1] R. Kuziak, R. Kawalla, S. Waengler, Advanced high strength steels for automotive industry: a review, Archives of Civil and Mechanical Engineering 8 (2) (2008) 103–117.
- [2] Z. Gronostajski, R. Kuziak, Metalurgiczne, technologiczne i funkcjonalne podstawy zaawansowanych wysokowytrzymałych stali dla przemysłu motoryzacyjnego, Prace Instytutu Metalurgii Żelaza 62 (1) (2010) 22–26.
- [3] O. Grässel, L. Krüger, G. Frommeyer, L.W. Meyer, High strength Fe-Mn-(Al,Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application, Int. Journ. of Plasticity 16 (2000) 1391–1409.
- [4] C. Garcia-Mateo, F.G. Caballero, Ultra-high-strength Bainitic Steels, ISIJ International 45 (11) (2005) 1736–1740.
- [5] H. Roelofs, S. Hasler, M. Lembke and F.G. Caballero, Future Trends in Steel Development, Proc. of SCT2011, Processing, Technologies and Applications, Salzburg (2011) 330–337.
- [6] R. Kuziak, Z. Kania, Adjustment of bainitic hardenability to meet critical requirements for steel products new applications, Prace Instytutu Metalurgii Żelaza 67 (2) (2015) 80–95.
- [7] J. Szala, Metllo v12.1 – podręcznik użytkownika, Katowice, niepublikowane, 2009.
- [8] Ch.F. Jatzcak, J.A. Larson, S.W. Shin, Retained Austenite and Its Measurements by X-Ray Diffraction, Manual SP-452 SAE, Society of Automotive Engineers, Inc. (1979) 9–31.
- [9] A.M. Streicher-Clarke, J.G. Speer, D.K. Matlock, B.C. De Cooman, D.L. Williamson, Analysis of Lattice Parameter Changes Following Deformation of a 0.19C-1.63Si-1.59Mn Transformation Induced Plasticity Sheet Steel, Metallurgical and Materials Transactions A 36 (4) (2005) 907–918.
- [10] N. Chester, H. Bhadeshia; Mathematical Modelling of Bainite Transformation Kinetics, Journal de Physique IV Colloque (07 C5) (1997) 41–46.
- [11] H.K.D.H. Bhadeshia; Bainite in steels Transformations, Microstructure and Properties, Second Edition, IOM Communications, London, 2001.
- [12] <http://www.thermocalc.com/> (dostęp 17.02.2017).
- [13] Phase transformations in steels, Fundamentals and diffusion controlled transformations, eds. Elena Pereloma and David V. Edmonds; Woodhead Publishing Limited, Volume 1, 2012.
- [14] X. Chen, N. Xiao, D. Li, G. Li, G. Sun, The finite element analysis of austenite decomposition during continuous cooling in 22MnB5 steel, Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering 22 (6) (2014) 1–16.
- [15] L. Guo, H. Roelofs, M.I. Lembke, H.K.D.H. Bhadeshia, Modelling of recalescence effect on austenite decomposition, MS&T, 2017.
- [16] A. Matsuzuki, H.K.D.H. Bhadeshia, Effect of austenite grain size and bainite morphology on overall kinetics of bainite transformation in steels, Materials Science and Technology 15 (5) (1999) 518–522.
- [17] <http://www.senteseoftware.co.uk/jmatpro.aspx> (dostęp 17.02.2017).