

Lech BULKOWSKI, Urszula GALISZ, Jerzy POGORZALEK,
Janusz STECKO, Artur MAZUR, Józef GAWOR

Instytut Metalurgii Żelaza im. St. Staszica

WYTAPIANIE I ODLEWANIE W PRÓŻNIOWYM PIECU INDUKCYJNYM WLEWKÓW STALOWYCH PRZEZNACZONYCH NA MATERIAŁ BADAWCZY DO SYMULACJI FIZYCZNYCH W SKALI PÓLPRZEMYSŁOWEJ

Opracowano technologie i wykonano w próżniowym piecu indukcyjnym VSG 100 wytopy doświadczalne stali o wymaganej superczystości metalurgicznej, obejmujące następujące grupy stali: stale konstrukcyjne mikrostopowe o strukturze superdrobnoziarnistej, stale konstrukcyjne o strukturze wielofazowej i wysokowęglowe, średniostopowe stale bainityczne. Wytopy odlewano do krystalizatorów miedzianych chłodzonych wodą oraz do wlewnic żeliwnych z nadstawkami, o zróżnicowanych wymiarach i masach wlewka. Przeprowadzono badania wpływu parametrów odlewania oraz warunków krzepnięcia wlewka wysokowęglowej średniostopowej stali bainitycznej odlanego do konwencjonalnej wlewnicy żeliwnej o przekroju płaskim na makrosegregacje pierwiastków. Wykonano badania makrosegregacji strefowej pierwiastków we wlewkach oraz wyznaczono charakterystyki wysokotemperaturowe stali.

Słowa kluczowe: próżniowy piec indukcyjny, wysokowęglowa średniostopowa stal bainityczna, makrosegregacja wlewka, charakterystyki wysokotemperaturowe

MELTING AND CASTING IN VACUUM INDUCTION FURNACE OF STEEL INGOTS USED AS STOCK MATERIAL FOR PHYSICAL SIMULATIONS IN SEMI-INDUSTRIAL SCALE

The experimental heats of required metallurgical super-cleanness were carried out in vacuum induction furnace VSG 100 according to the developed technology. The following steel groups were melted and casted: microalloyed structural steels with super fine-grained structure, structural steels with multiphase structure and high carbon medium-alloyed bainitic steels. Heats were casted into water-cooled copper mould and into cast iron hot-topped mould to produce ingots with diverse dimensions and weights. The investigation of influence of casting parameters and solidification conditions of high carbon medium-alloyed bainitic steel ingots casted into a flat cast iron mould, on macrosegregation of the elements was carried out. The research of zonal macrosegregation of the elements in ingots was carried out and high-temperature characteristics of steels were determined.

Key words: vacuum induction furnace, high carbon medium-alloyed bainitic steel, ingot macrosegregation, high-temperature characteristics

1. WPROWADZENIE

Materiał do badań symulacji fizycznych w skali laboratoryjnej i półprzemysłowej stanowiły wytopy badawcze następujących grup stali:

- stale konstrukcyjne mikrostopowe o strukturze superdrobnoziarnistej i bardzo małej zawartości pierwiastków stopowych,
 - stale konstrukcyjne wielofazowe,
 - wysokowęglowe stale bainityczne,
- z uwzględnieniem wymaganej bardzo wysokiej czystości metalurgicznej.

Technologia wytapiania tych stali wymaga przede wszystkim dotrzymania podstawowego składu chemicznego oraz spełnienia uwarunkowań, dotyczących

między innymi ograniczeń zawartości niepożądanych pierwiastków w stali, w tym zawartości tlenu i azotu, jak również uzyskania wysokiej czystości metalurgicznej stali, dla zagwarantowania wymaganej jakości wyrobów i uzyskania specjalnych właściwości technologicznych oraz użytkowych. Technologię wytapiania stali badawczych oparto o proces próżniowy w piecu indukcyjnym (ppi), który stwarza korzystne warunki dla uzyskania wymaganego składu, jak również wymaganej dużej czystości stali. Na wewnętrzną jakość metalurgiczną wlewka stalowego ma wpływ również proces odlewania ciekłej stali do wlewnicy. Parametry odlewania oraz geometria wlewnicy w dużym stopniu decydują o przebiegu frontu krzepnięcia, a tym samym o usytuowaniu wewnętrznych wad powstałych w wyni-

ku skurczu metalu. Wlewki stalowe bez względu na jego skład chemiczny charakteryzuje niejednorodność fizyczna i chemiczna, która jest związana z procesem jego powstawania i zaliczana jest do istotnych wad procesu krzepnięcia. Identyfikacja przyczyn tych wad i ich ilościowy opis umożliwią stworzenie warunków zapewniających możliwie największe ograniczenie niejednorodności, tak aby uzyskać wlewki o najmniejszej segregacji.

2. TECHNOLOGIA WYKONANIA WYTOPÓW BADAWCZYCH W PRÓŻNIOWYM PIECU INDUKCYJNYM VSG 100

Wymagane składy chemiczne stali z poszczególnych grup gatunkowych, przedstawiono w tablicy 1. Wytopy badawcze wykonano według opracowanych wytycznych technologicznych. Stal wytapiano w piecu o zróżnicowanej masie wytopu, wynoszącej od 72,5 do 99,0 kg, w zależności od rodzaju i pojemności wlewnicy. Wyłożenie tygla stanowił monolityczny wkład ceramiczny wykonany ze spinelu $MgO \cdot Al_2O_3$.

Podstawowy wsad żelazonośny stanowiło żelazo Armco oraz dodatki stopowe, głównie w postaci czystych metali: Mn, Cr, Ni, Mo, Co, Cu, V, Ti, jak również dodatków: Si, C – w zależności od wytapianego gatunku stali. Wsad podstawowy oraz dodatki stopowe nieaktywne chemicznie w stosunku do tlenu, takie jak: Ni, Mo (FeMo), Cu, Co, łądowano do tygla pieca, natomiast składniki charakteryzujące się dużym powinowactwem do tlenu, takie jak: Al, Mn, Si, Ti, V (FeV), Cr, C, umieszczano w zasobniku dodatków. Roztapianie wsadu – w początkowym etapie – prowadzono w próżni, a z chwilą pojawienia się na dnie tygla „jeziorka ciekłego metalu”, w atmosferze argonu. Po roztopieniu wsadu przystępowano do rafinacji stali, której pierwszym etapem było odgazowanie kąpieli metalowej. Proces odgazowania rozpoczynano od stopniowego obniżania ciśnienia w komorze pieca tak, aby nie dopuścić do zbyt gwałtownego uwalniania się gazów (H_2 , O_2 , N_2), co mogłoby skutkować wyrzutami metalu poza tygiel. Właściwy proces odgazowania, przy próżni w zakresie $2-6 \cdot 10^{-3}$ mbara prowadzono w czasie min. 15 minut, niezbędnym do całkowitego uspokojenia kąpieli i uzyskania wymaganej czystości stali. Całkowity czas odgazowania kąpieli dla poszczególnych wytopów wahał się od 15–30 minut. Kolejnym etapem procesu metalurgicznego było końcowe odtlenianie kąpieli metalowej przy użyciu aluminium. Proces odtleniania prowadzono tak, żeby do minimum obniżyć zawartość tlenu w kąpieli i równocześnie spełnić wymagania co do różnych zawartości glinu metalicznego w różnych gatunkach stali.

Po zakończeniu etapu rafinacji wprowadzano do kąpieli metalowej pierwiastki stopowe, chemicznie czynne, na wymagany skład chemiczny wytopu. Po wprowadzeniu dodatków, następowało ujednorodnienie kąpieli poprzez mieszanie i pobranie sposobem zanurzeniowym próbki do analizy składu chemicznego – wytopowego. Następnie przeprowadzano regulację temperatury kąpieli do wymaganej temperatury odlewania.

Odewanie prowadzono w atmosferze argonu, poprzez nagrzaną kładź pośrednią, do odpowiednich,

przygotowanych wcześniej wlewnic. Wytopy odlewano do wlewnic miedzianych chłodzonych wodą o wymiarach $100 \times 100 \times 1100$ mm (75 kg) i $250 \times 50 \times 1100$ mm (95 kg) oraz do wlewnic żeliwnych z nadstawkami, o przekroju kwadratowym: $140/160 \times 640$ mm (99 kg) i o przekroju $150 \times 60 \times 1020$ mm (72,5 kg). Wlewki chłodzono przez około 3 godziny, w piecu w atmosferze argonu, w celu zminimalizowania utleniania. Rozbranie wlewków następowało po upływie kilkunastu godzin od odlewania.

3. ANALIZA METALURGICZNA WYTOPÓW BADAWCZYCH

Skład chemiczny

Ze względu na wysokie wymagania dotyczące bardzo wąskich zakresów zawartości poszczególnych pierwiastków stali, w realizacji wytopów napotymano trudności związane z dotrzymaniem tych wymagań. Przy tak wąskich dopuszczalnych granicach składu, szczególnego znaczenia nabiera bowiem jednorodność składu chemicznego stosowanych materiałów wsadowych, jak również oddziaływanie na kąpieli metalową materiału ogniotrwałego tygla pieca, w trakcie wytapiania oraz kładzi pośredniej w czasie odlewania. Pomimo tych oddziaływań, zawartości poszczególnych pierwiastków w większości wykonanych wytopów badawczych mieściły się w wymaganych zakresach składu.

W większości wytopów dotrzymane również zostały wymagania dotyczące zawartości domieszek niemetalicznych (P, S) i metalicznych, jak również gazów w stali. Zawartość azotu w wytopach kształtowała się na poziomie $20 \div 40$ ppm (średnio 30 ppm), a zawartość tlenu mieściła się w przedziale $4 \div 11$ ppm (średnio 7 ppm), co stanowiło około 40% jego zawartości początkowej. Stopień odtlenienia stali był na poziomie $50 \div 70\%$. Tak niska zawartość tlenu pozwalała na stwierdzenie, że wytapiano „stal super czystą”.

Ocena jakości wlewków

W zakresie wstępnej oceny jakości wykonanych wlewków przeprowadzono badania powierzchni oraz makrostruktury wlewków. Głębokość nierówności na powierzchni wlewków w formie wklęsłości nie przekraczała dopuszczalnych wartości wg normy obowiązującej dla śladów oscylacyjnych wlewków ciągłych. Sporadycznie na powierzchni wlewków występowały pęknięcia, którym towarzyszyła – na tej samej wysokości wlewka – pustka środkowa. Nie stwierdzono obecności makrowtrąceń, pęknięć podpowierzchniowych i wewnętrznych oraz pustek przypowierzchniowych. Makrostruktura na przekroju poprzecznym wlewków była jednorodna. Sporadycznie obserwowano pęcherze i nieciągłości podpowierzchniowe ale tylko w pobliżu nadlewu. Dla poprawy jakości wewnętrznej wlewków dokonano modernizacji stosowanych wlewnic miedzianych chłodzonych wodą, celem zmniejszenia odpływu ciepla z górnej części wlewka, a tym samym zmniejszenia wnikanania jamy skurczowej do korpusu wlewka. W tym celu zaprojektowano i wykonano odpowiednie wkładki izolacyjne do krystalizatorów, które umożliwiły skuteczne zasilanie ciekłą stalą dolnych części wlewka w trakcie jego krzepnięcia, co skutkowało lokalizacją jamy skurczowej w górnej części wlewka oraz eli-

Tablica 1. Składy chemiczne eksperymentalnych stali wytopionych w piecu VSG-100S
 Table 1. Chemical compositions of experimental steels melted and casted in furnace VSG-100

Lp.	Oznaczenie stali	Grupa gatunkowa	Skład chemiczny stali, [%]														T_L (obl.) °C			
			C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Co	V	Nb	Ti	Al _{met.}	Cu		N	O	
1	A1	Grupa „A” Stale konstrukcyjne mikrostopowe o strukturze superdrobnoziarnistej	0,13 0,15	0,80 0,90	0,18 0,22	max 0,010	max 0,010	-	-	-	-	-	0,08 0,12	-	0,018 0,022	0,018 0,022	max 0,05	0,005	max 0,003	1504
2	A2		0,08 0,10	1,70 1,80	0,18 0,22	max 0,010	max 0,010	0,45 0,50	-	-	-	-	0,13 0,17	-	0,018 0,022	0,018 0,022	0,18 0,22	0,0040 0,0060	max 0,003	1501
3	B1	Grupa „B” Stale konstrukcyjne mikrostopowe o strukturze wielofazowej	0,08 0,10	1,50 1,60	0,38 0,42	max 0,010	max 0,010	0,28 0,34	-	-	-	-	-	0,10 0,15	0,038 0,042	0,18 0,22	-	<0,005	-	1500
4	B2		0,08 0,10	2,00 2,10	0,38 0,42	max 0,010	max 0,010	0,28 0,34	-	-	-	-	-	0,10 0,15	0,038 0,042	0,18 0,22	-	<0,005	-	1500
5	C1	Grupa „C” Stale wysokowęglowe, średniostopowe, bainityczne	0,75 0,85	2,00 2,20	1,65 1,80	max 0,010	max 0,010	max 0,10	max 0,10	max 0,10	max 0,10	max 0,10	0,35 0,40	1,55 1,70	0,08 0,10	-	max 0,10	max 0,10	*)	1432
6	C2		0,75 0,85	2,00 2,20	1,65 1,80	max 0,010	max 0,010	max 0,10	max 0,10	max 0,10	max 0,10	max 0,10	0,35 0,40	max 0,10	0,08 0,10	-	max 0,10	max 0,10	*)	1435

Oznaczenia:

- zawartość najniższa, możliwa do uzyskania

*) zawartości N i O powinny być jak najmniejsze (N_{max} = 30 ppm, O_{max} = 20 ppm)

Uwaga: Bardzo ważna superczystość metalurgiczna wytopów, tak pod względem zanieczyszczeń endogenicznych, jak i egzogenicznych

minacją porowatości osiowej, poprawiając tym samym uzysk wlewków z badanych stali.

4. BADANIA NIEJEDNORODNOŚCI FIZYCZNEJ I CHEMICZNEJ WLEWKÓW ORAZ CHARAKTERYSTYK WYSOKOTEMPERATUROWYCH STALI BAINITYCZNEJ

Badania wpływu parametrów odlewania oraz warunków krzepnięcia wlewka na makrosegregacje pierwiastków, powstającą w procesie odlewania do wlewnicy konwencjonalnej o wytypowanej geometrii, przeprowadzono na wysokowęglowej średniostopowej stali bainitycznej NBA (grupa „C”). Stal ta umożliwia uzyskanie bardzo wysokiej twardości i wysokiej wytrzymałości - do 2,5 GPa, przy dobrych właściwościach plastycznych. Szczególną cechą tej stali jest bardzo duża odporność na oddziaływanie udarowe, dlatego głównym jej zastosowaniem mogą być osłony balistyczne.

Badania obejmowały określenie stopnia niejednorodności fizycznej i chemicznej wlewków oraz wyznaczenie charakterystyk wysokotemperaturowych stali.

4.1. MAKROSEGREGACJA STREFOWA SKŁADNIKÓW WE WLEWKU ODLANYM DO WLEWNICY ŻELIWNEJ PŁASKIEJ O WYMIARACH 60 × 250 × 1000 mm

Makrosegregacja pierwiastków stopowych wchodzących w skład stali jest nieuniknionym skutkiem przebiegu krzepnięcia wlewka i zależy od wielu czynników do których należą między innymi:

- rodzaj składnika segregującego,
- zawartość składnika w ciekłej stali,
- szybkość i czas krystalizacji,
- ciężar i poprzeczny przekrój wlewka,
- ilość innych dodatków stopowych.

Do obliczenia współczynnika segregacji we wlewkach posłużono się współczynnikiem η wyrażającym zależność:

$$\eta = \frac{E_i - E_{sr.}}{E_{sr.}} \cdot 100\% \quad (1)$$

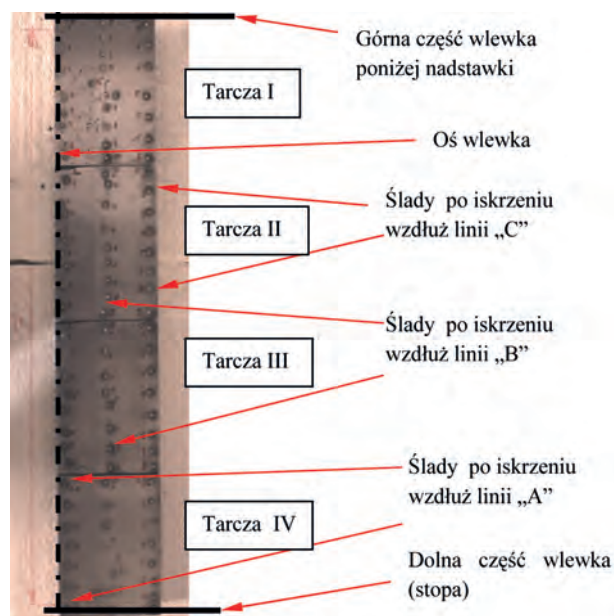
gdzie:

E_i – zawartość składnika w danym punkcie wlewka w [%],

$E_{sr.}$ – średnia zawartość składnika we wlewkach lub w ciekłej stali w [%].

Współczynnik η wskazuje o ile procent zawartość składnika w danym punkcie wlewka jest większa lub mniejsza od jego średniej zawartości we wlewkach.

Badaniom makrosegregacji strefowej poddano środkową płaszczyznę wlewka płaskiego o wymiarach 60×250×700 mm, wyciętą wzdłuż jego wysokości i podzieloną poprzecznie na cztery części. Taki podział umożliwił przeprowadzenie analiz chemicznych zawartości składników w danym punkcie wlewka za pomocą spektrometru iskrowego typu POLYWAC-2000. Ogółem, w 97 punktach wlewka dokonano pomiarów rozkładu zawartości: C, Mn, Si, P, S, Mo, Cr, V. Siatkę rozmieszczenia punktów pomiarowych oraz miejsca dokonanych pomiarów (ślady po iskrzeniu) przedstawia rys. 1.



Rys. 1. Siatka rozmieszczenia punktów pomiarowych wraz ze śladami po iskrzeniu do analizy chemicznej wlewka o wymiarach 250 × 60 × 700

Fig. 1. Grid of measurement points with scintillation traces of chemical analyses of 250 × 60 × 700 mm ingot

Tablica 2. Segregacja składników w głowie wlewka S 248

Table 2. Segregation of elements in ingot head S 248

Składnik	Średnia zawartość we wlewkach [%]	Maksymalne wartości współczynnika segregacji / odpowiadająca zawartość danego składnika [%]			
		Strefa przyosiowa (A)		Strefa pośrednia (B)	
		dodatnia	ujemna	dodatnia	ujemna
C	0,65	36,77 / 0,89	13,38 / 0,56	19,08 / 0,77	10,92 / 0,58
Mn	2,06	2,91 / 2,12	3,88 / 1,98	3,88 / 2,14	3,40 / 1,99
Si	1,85	14,13 / 2,10	6,52 / 1,72	9,74 / 1,99	3,83 / 1,76
P	0,016	22,50 / 0,020	50,44 / 0,008	31,88 / 0,021	15,0 / 0,014
S	0,017	337,65 / 0,074	40,00 / 0,010	166,47 / 0,045	31,76 / 0,012
Cr	1,31	3,82 / 1,36	3,82 / 1,26	2,29 / 1,34	3,05 / 1,27
Mo	0,77	18,83 / 0,92	12,86 / 0,67	12,73 / 0,87	7,40 / 0,71
V	0,106	5,66 / 0,112	11,13 / 0,094	9,43 / 0,116	8,11 / 0,097

Analiza strefy brzegowej (C), pośredniej (B) i przyosiowej (A) w zależności od położenia punktu pomiarowego w przekroju wzdłużnym wlewka pozwala na zdefiniowanie stwierdzeń dotyczących makrosegregacji strefowej badanych pierwiastków.

Na szczególną uwagę zasługuje obszar głowy korpusu wlewka, co przedstawiono w tabelicy 2, w której zestawiono skrajne wartości współczynnika segregacji dodatniej i ujemnej w strefie przyosiowej oraz pośredniej wlewka. Strefy te wykazują największą skłonność do segregacji składników stali w tym obszarze. Odpowiada to wysokości korpusu wlewka od 500 mm do 700 mm.

Kolejność segregujących składników w strefie przyosiowej w głowie wlewka, według malejących bezwzględnych wartości współczynnika segregacji przedstawia się następująco:

- segregacja dodatnia: S, C, P, Mo, Si, V, Cr, Mn,
- segregacja ujemna: P, S, C, Mo, V, Si, Mn, Cr.

Natomiast w strefie pośredniej segregacja składników według tych samych kryteriów przedstawia się następująco:

- segregacja dodatnia: S, P, C, Mo, V, Si, Mn, Cr,
- segregacja ujemna: S, P, C, V, Mo, Si, Mn, Cr.

Obszar wlewka w dolnej jego części, poniżej 500 mm, wykazuje istotnie mniejszą segregację składników stopowych, co przedstawiono na zbiorczym rysunku 2. Rysunek nie uwzględnia wartości segregacji dla strefy

brzegowej ponieważ mieści się ona w obszarze segregacji zerowej.

4.2. OKREŚLENIE CHARAKTERYSTYK WYSOKOTEMPERATUROWYCH BADANEJ STALI

Jedną z istotnych charakterystyk wysokotemperaturowych badanej stali jest temperatura początku krzepnięcia, zwana temperaturą likwidus. Znajomość tej temperatury ma istotne znaczenie praktyczne. W oparciu o nią dobierana jest temperatura odlewania z właściwym stopniem przegrzania ciekłej stali. Stopień przegrzania zależy od gatunku stali oraz od technologii odlewania i jest szczególnie istotnym parametrem, gdyż od niego zależy grubość naskórka tworzącego wlewka, udział strefy kryształów równoosiowych, jak również występowanie oraz wielkość porowatości i rzadziżny osiowej.

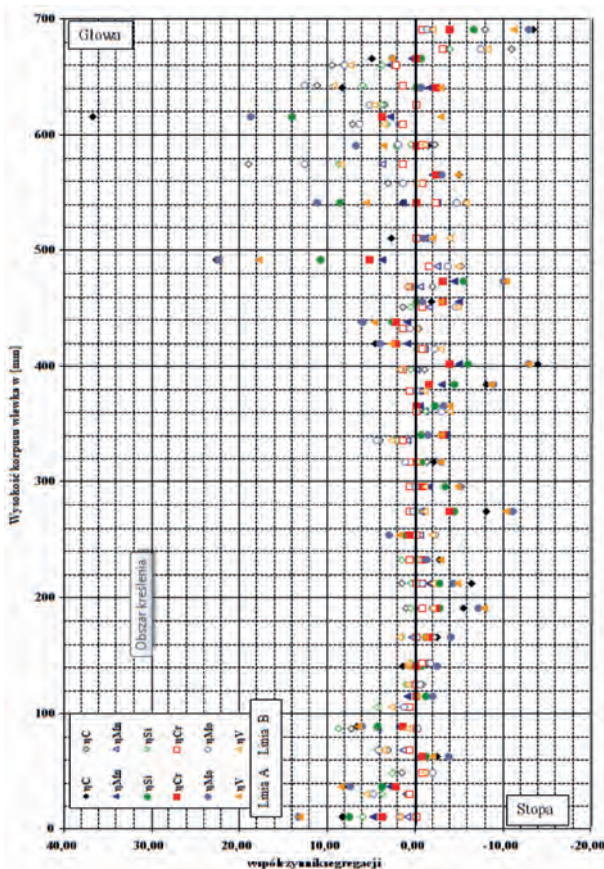
Kolejna istotna charakterystyka wysokotemperaturowa badanej stali dotyczy temperatury końca krzepnięcia zwana temperaturą solidus. Od niej zależy czas, po którym nastąpi rozbrojenie wlewka i przekazanie go do dalszego przerobu plastycznego lub stosowanej obróbki cieplnej.

Do wyznaczenia charakterystyk wysokotemperaturowych badanej stali wykorzystano różnicową analizę termiczną DTA. Analizę termiczną TG/DTA przeprowadzono w analizatorze termicznym firmy NETZSCH model STA 449 F3 Jupiter sprzężonym z kwadropulowym spektrometrem masowym NETZSCH QMS 403 Aëolos. Badania przeprowadzono w zakresie temperatury 30°C do 1550°C, w procesie nagrzewania i chłodzenia próbki z prędkością 10°C/min (rys. 3). Masa próbki dla wszystkich wykonanych badań wynosiła ok. 45 mg. Przeprowadzono 10 badań różnych próbek stali bainitycznej; typowy obraz przebiegu procesu przemian fazowych przedstawiono na rys. 4. Na krzywej nagrzewania wyznaczono charakterystyczne punkty początku i końca procesu roztopiania. Początek procesu roztopiania wyznacza temperatura 1436,8°C, po przekroczeniu której występują faza ciekła i faza stała, którą jest austenit (γ). Krzywa charakteryzuje najsilniejszy przebieg reakcji endotermicznej osiągając „Pik” przy temperaturze 1440,4°C. Wyznaczona na krzywej temperatura 1446,4°C może świadczyć o przemianie fazowej związanej z przebudową sieci γ/δ . Dalsze nagrzewanie powoduje całkowite roztopienie próbki stali bainitycznej i odpowiada temperaturze likwidus, która wynosi 1473,8°C.

4.3. BADANIA TEMPERATURY STYGNIECIA WLEWKA W CZASIE PROCESU KRZEPNIECIA WE WLEWNICY

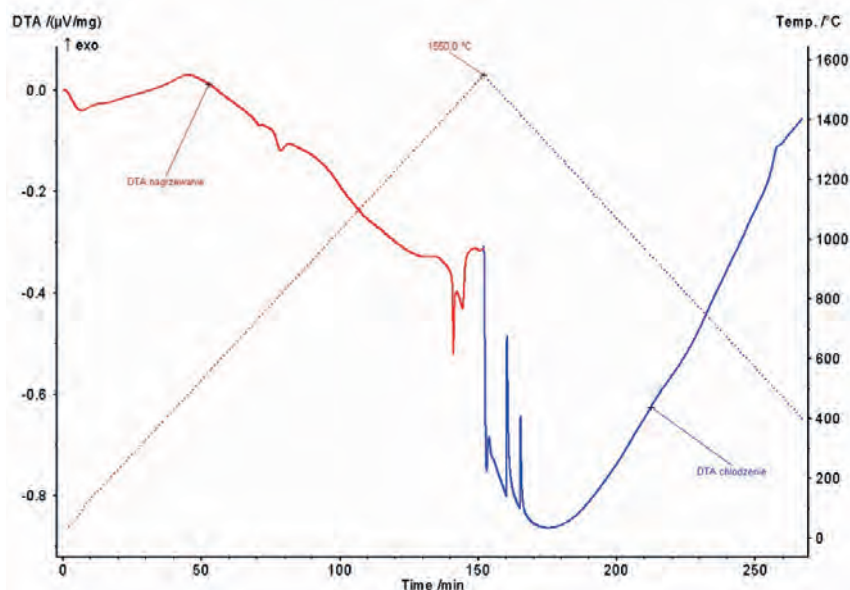
4.3.1. Przebieg zmian temperatury w funkcji czasu

Badania rozkładu temperatury we wlewku w czasie jego krzepnięcia przeprowadzono podczas odlewania stali bainitycznej do wlewnicy konwencjonalnej, żeliwnej o przekroju prostokątnym. W tym celu we wlewnicy zabudowano cztery termopary PtRh-10 rozmieszczając je wzdłuż wysokości wlewnicy. Usytuowanie punktów pomiarowych przedstawiono na rys. 5. W otworach wlewnicy wbudowano prowadnice – tuleje, w których umieszczono końcówki termopar. Kończówki termopar



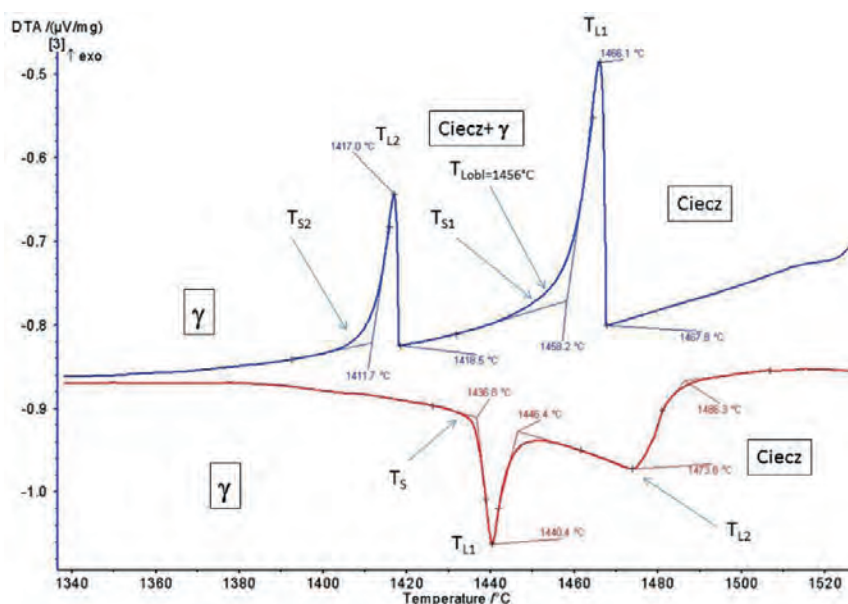
Rys. 2. Rozkład współczynnika segregacji badanych składników stopowych w strefie przyosiowej (A) oraz pośredniej (B)

Fig. 2. Distribution of segregation coefficient of investigated alloyed components in axial (A) and intermediate (B) zone



Rys. 3. Program nagrzewania i chłodzenia stali bainitycznej oraz krzywa DTA

Fig. 3. Heating and cooling schedule for bainitic steel and DTA curve



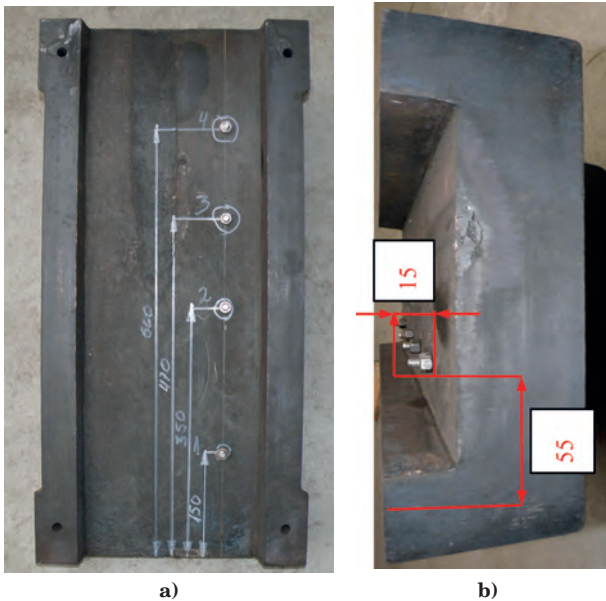
Rys. 4. Krzywa różnicowej analizy termicznej (DTA) nagrzewania i chłodzenia stali bainitycznej z szybkością 10 K/min

Fig. 4. Curve of differential thermal analysis (DTA) of heating and cooling schedule for bainitic steel with the rate of 10 K/min

sięgały 15 mm w głąb wlewka. Przewody kompensacyjne podłączone były do komputerowego rejestratora z ciągłym pomiarem temperatury (100 Hz/s).

Odlewanie wytopy stali następowało po pełnym procesie metalurgicznym, w atmosferze argonu. Czas odlewania wynosił ok. 20 sekund. Wyniki rejestracji temperatury od chwili całkowitego napełnienia wlewnicy, przedstawiono na rys. 6. Przebieg krzywych i odnotowane temperatury dotyczą strefy brzegowej wlewka (na głębokości 15 mm). Jak wynika z krzywych pomiarowych, rejestracja temperatury nastąpiła z opóźnieniem ok. 40 s po odlaniu wlewka, w czasie, kiedy strefa brzegowa była już w fazie stałej, co odzwierciedla zakres zmierzonych temperatur wynoszących od 1240 do 1350°C w zależności od usytuowania

termopary. Najwyższą temperaturę odnotowano w pkt. T3, po około 40 sekundach, co odpowiada 2/3 wysokości wlewka. W tym samym czasie w pkt. T1 (150 mm od stopy wlewka) temperatura była niższa o około 100°C. Różnica pomiędzy poszczególnymi punktami pomiarowymi ulega zmniejszeniu i po 390 s wynosi około 50°C. Po tym czasie nastąpiło przepalenie termopar i zakończono pomiary. Z przeprowadzonych badań wynika, że przebieg krzywych, w badanym zakresie pomiarowym, we wszystkich punktach pomiarowych (T1 ÷ T4) jest liniowy. Wyniki pomiarów wykorzystano w dalszym etapie pracy do symulacji numerycznej krzepnięcia wlewka celem ustalenia czasu przemiany fazowej ze stanu ciekłego w stan stały.



Rys. 5. Miejsce zabudowy termopar PtRh-10 w połowie dzielonej wlewnicy: a) Przekrój wzdłużny wlewnicy, b) Przekrój poprzeczny wlewnicy

Fig. 5. Place of installation of PtRh-10 thermocouples halfway through the sectional ingot mould: a) Longitudinal section of ingot mould, b) Cross-section of ingot mould

4.3.2. Symulacja numeryczna krzepnięcia wlewka

Symulację numeryczną procesu krzepnięcia wlewka przeprowadzono z wykorzystaniem programu ProCAST. Obliczenia wykonano w dwóch etapach. Pierwszy etap obejmował wyznaczenie warunków brzegowych na podstawie zmian temperatury zarejestrowanej w czasie laboratoryjnej próby odlewania (rys. 6). Do identyfikacji warunków brzegowych wykorzystano moduł symulacji odwrotnej, który jest jednym z elementów programu ProCAST. Danymi wejściowymi, w tym przypadku, były:

- parametry geometrii (rysunek elementu z nałożoną siatką),
- właściwości termofizyczne materiału,
- warunki początkowe,
- przebieg zmian temperatury w funkcji czasu.

W celu weryfikacji poprawności obliczeń, dokonano porównania zmian temperatury odczytanych w punkcie (węźle) odpowiadającym położeniu termopary T2 wykorzystanej w eksperymencie rzeczywistym. Porównanie krzywych zmian temperatury, uzyskanych na podstawie rzeczywistych pomiarów, z wynikami wyznaczonymi w oparciu o symulację z zastosowaniem wyznaczonych współczynników przejmowania ciepła, przedstawiono na rys. 7.

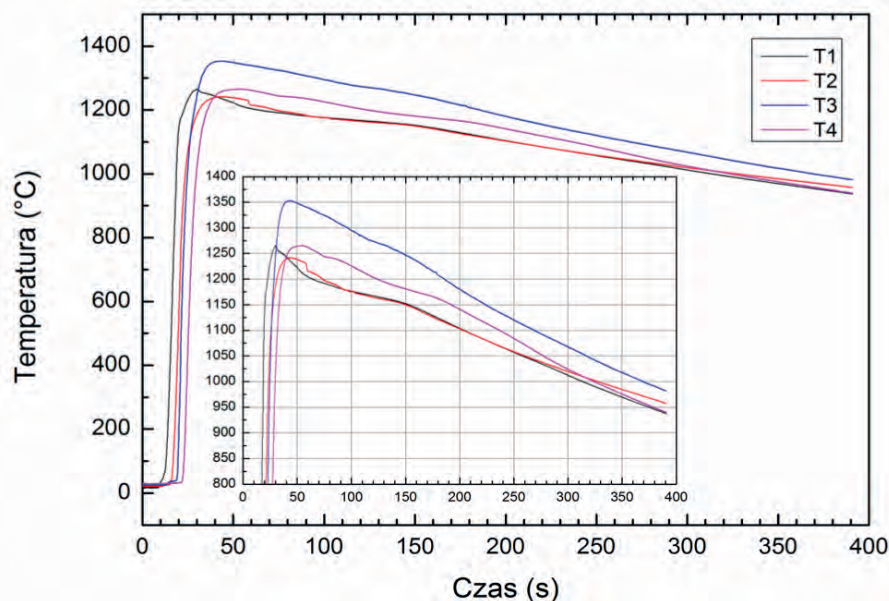
Drugi etap obejmował wykonanie symulacji numerycznej krzepnięcia wlewka z zastosowaniem wyznaczonych poprzednio warunków brzegowych. Wyniki obliczeń w postaci rozkładu temperatury oraz udziału fazy stałej na przekroju wzdłużnym wlewka zaprezentowano na rys. 8 i 9.

Na podstawie analizy wyników symulacji odwrotnej można stwierdzić, że uzyskano bardzo dobre dopasowanie krzywych zmian temperatury w funkcji czasu tj. uzyskanej w wyniku pomiarów rzeczywistych i wyznaczonej na podstawie symulacji numerycznej. Taki rezultat może świadczyć o prawidłowo dobranych warunkach brzegowych.

Szczegółowa analiza zmian udziału fazy stałej na przekroju wlewka została przedstawiona na rys. 10, 11 i 12, odpowiednio dla 23 s, 47 s i 70 s procesu. Na tej podstawie można stwierdzić, że prognozowany czas całkowitego zakrzepnięcia wlewka wynosi ok 70 s.

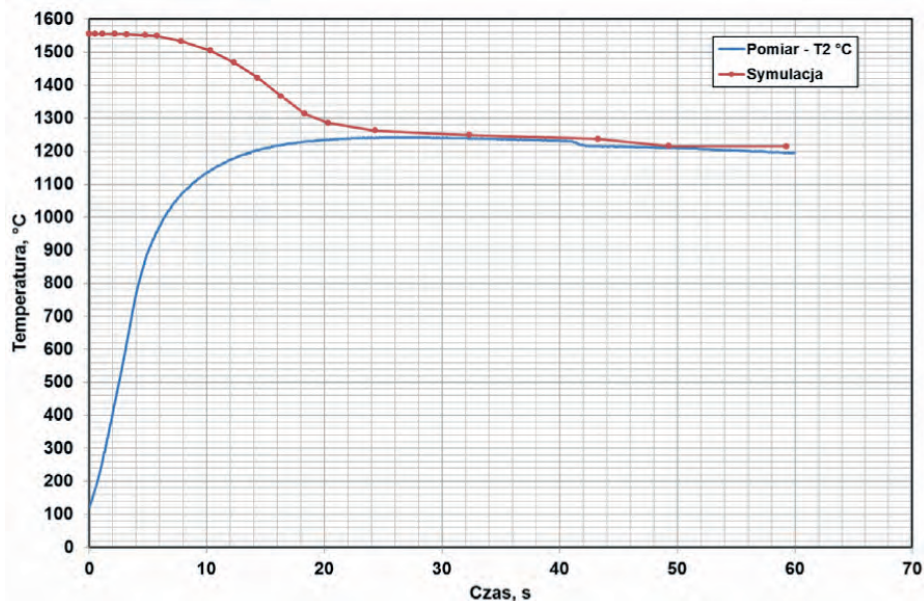
5. BADANIA MAKROSTRUKTURY WLEWKA

Badania makrostruktury wlewka płaskiego o wymiarach 60 × 250 × 700 mm przeprowadzono metodą odbitki Baumanna i próby głębokiego trawienia. Usytuowanie tarcz we wlewkach przedstawiono na rys. 13. Odbitki

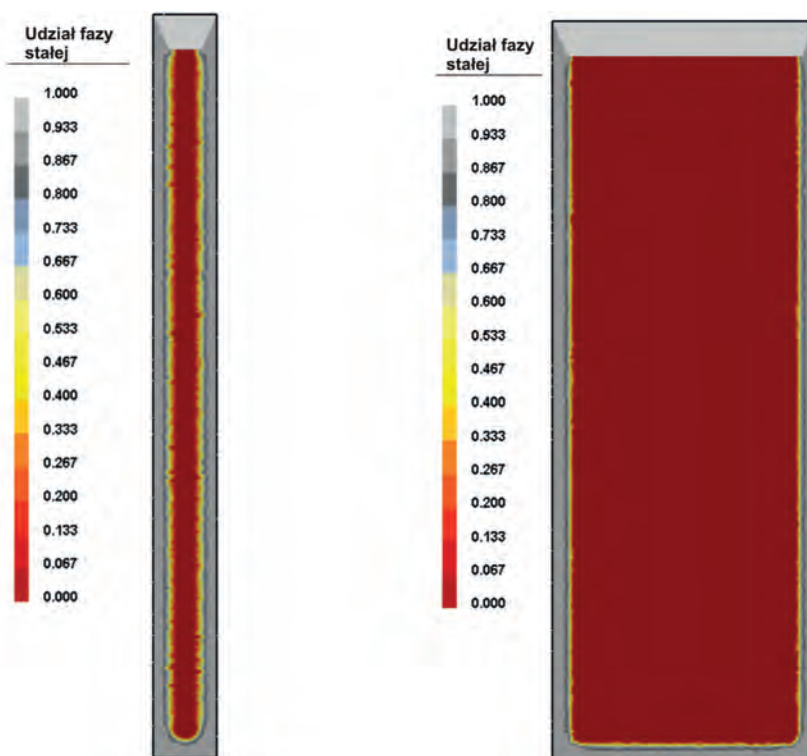


Rys. 6. Rejestracja temperatury w poszczególnych punktach pomiarowych wlewka

Fig. 6. Recording of temperature at measurement points of ingot



Rys. 7. Porównanie krzywych zmian temperatury, uzyskanych na podstawie rzeczywistych pomiarów i symulacji
 Fig. 7. Comparison of temperature change curves obtained from real measurements and simulations



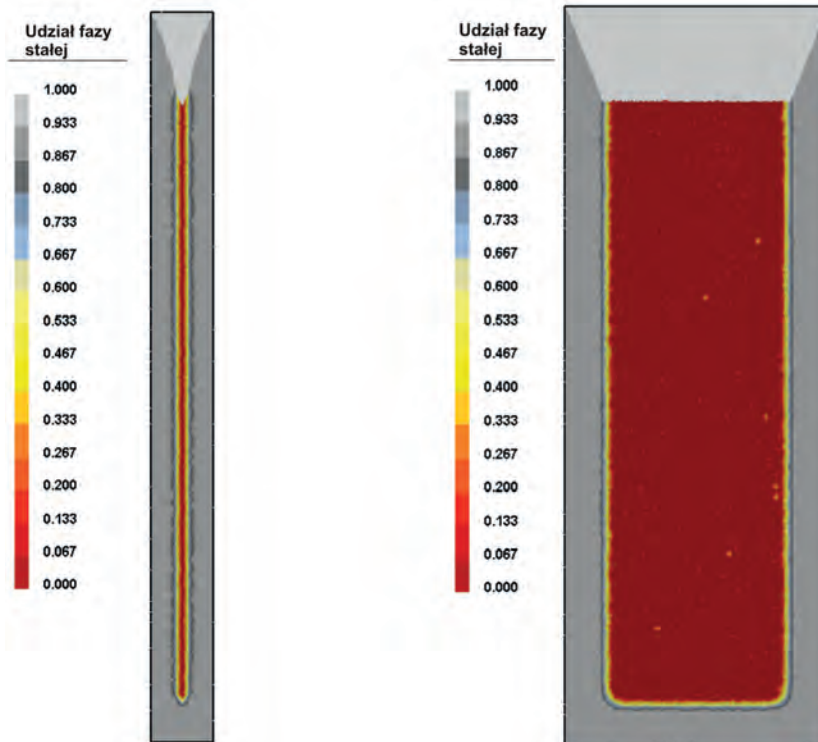
Rys. 8. Prognozowana zmiana udziału fazy stałej w czasie krzepnięcia wlewka, wyznaczona na podstawie symulacji numerycznej - przekrój wzdłużny - 23 s

Fig. 8. Forecasted change of solid phase share during ingot solidification, determined from numerical simulation - longitudinal section - 23 s

Baumanna i próbę głębokiego trawienia wykonano na oszlifowanych powierzchniach tarcz I ÷ IV. Tarcze trawiono na zimno w wodnym roztworze kwasu solnego w stosunku 1:1, w ciągu 24 godzin.

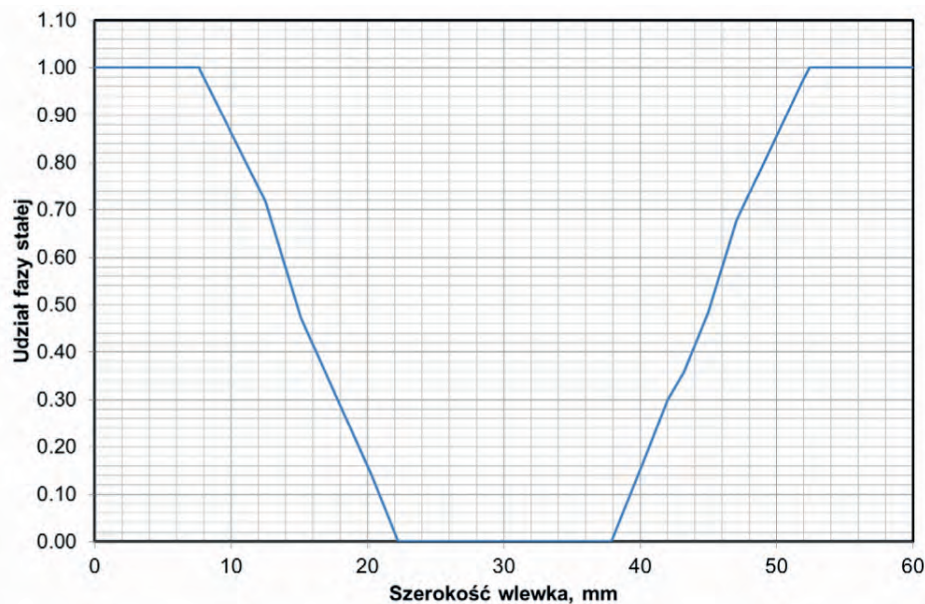
W wyniku przeprowadzonych badań stwierdzono, że najbardziej jednorodna i równomierna jest makrostruktura dolnej części wlewka od podstawy (od stopy wlewka) do połowy jego wysokości (tarcza III i IV). Powyżej połowy wysokości wlewka (tarcza II), w strefie

kryształów równoosiowych zwiększa się udział struktury gruboziarnistej. Najbardziej zróżnicowana jest makrostruktura w górnej części wlewka, w której występują obszary o strukturze grubo- i drobnokrystalicznej. Największa ilość tych wad występuje na tarczach skrajnych – od strony głowy i stopy wlewka. W tych częściach wlewka występuje także największa segregacja siarki.



Rys. 9. Prognozowana zmiana udziału fazy stałej w czasie krzepnięcia wlewa, wyznaczona na podstawie symulacji numerycznej - przekrój wzdłużny - 47 s

Fig. 9. Forecasted change of solid phase share during ingot solidification, determined from numerical simulation - cross-section - 47s



Rys. 10. Prognozowana zmiana udziału fazy stałej na przekroju poprzecznym wlewa - 23 s

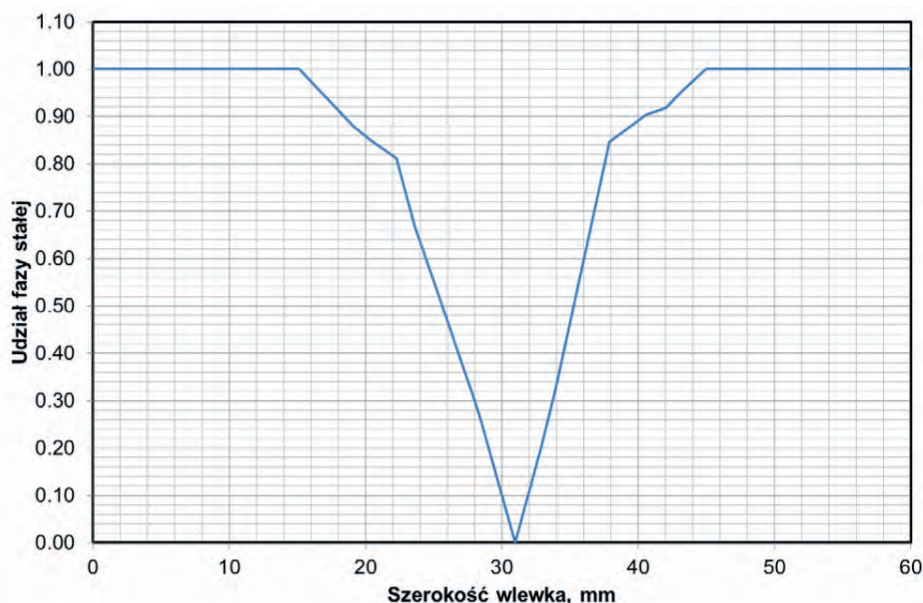
Fig. 10. Forecasted change of solid phase share across the ingot cross-section - 23 s

6. PODSUMOWANIE

- W ramach pracy, w oparciu o opracowane technologie wykonano w próżniowym piecu indukcyjnym VSG 100 woty doświadczalne stali o wymaganej superczystości metalurgicznej w zakresie zawartości niepożądanych pierwiastków, w tym tlenu i azotu oraz zawartości wtrąceń niemetalicznych i obejmowały następujące grupy stali:

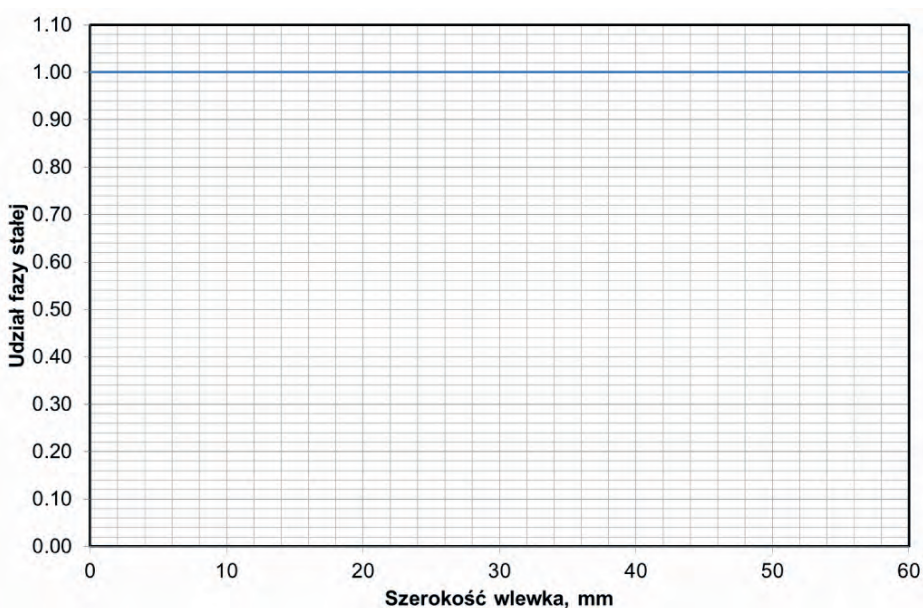
- stale konstrukcyjne mikrostopowe o strukturze superdrobnoziarnistej i jak najniższym stopniu stopowości (grupa gatunkowa „A”),
- stale konstrukcyjne o strukturze wielofazowej (grupa gatunkowa „B”),
- wysokowęglowe stale bainityczne (grupa gatunkowa „C”).

Woty odlewano do krystalizatorów miedzianych chłodzonych wodą oraz do wlewnic żeliwnych z nad-



Rys. 11. Prognozowana zmiana udziału fazy stałej na przekroju poprzecznym wlewna – 47 s

Fig. 11. Forecasted change of solid phase share across the ingot cross-section – 47 s



Rys. 12. Prognozowana zmiana udziału fazy stałej na przekroju poprzecznym wlewna – 70s

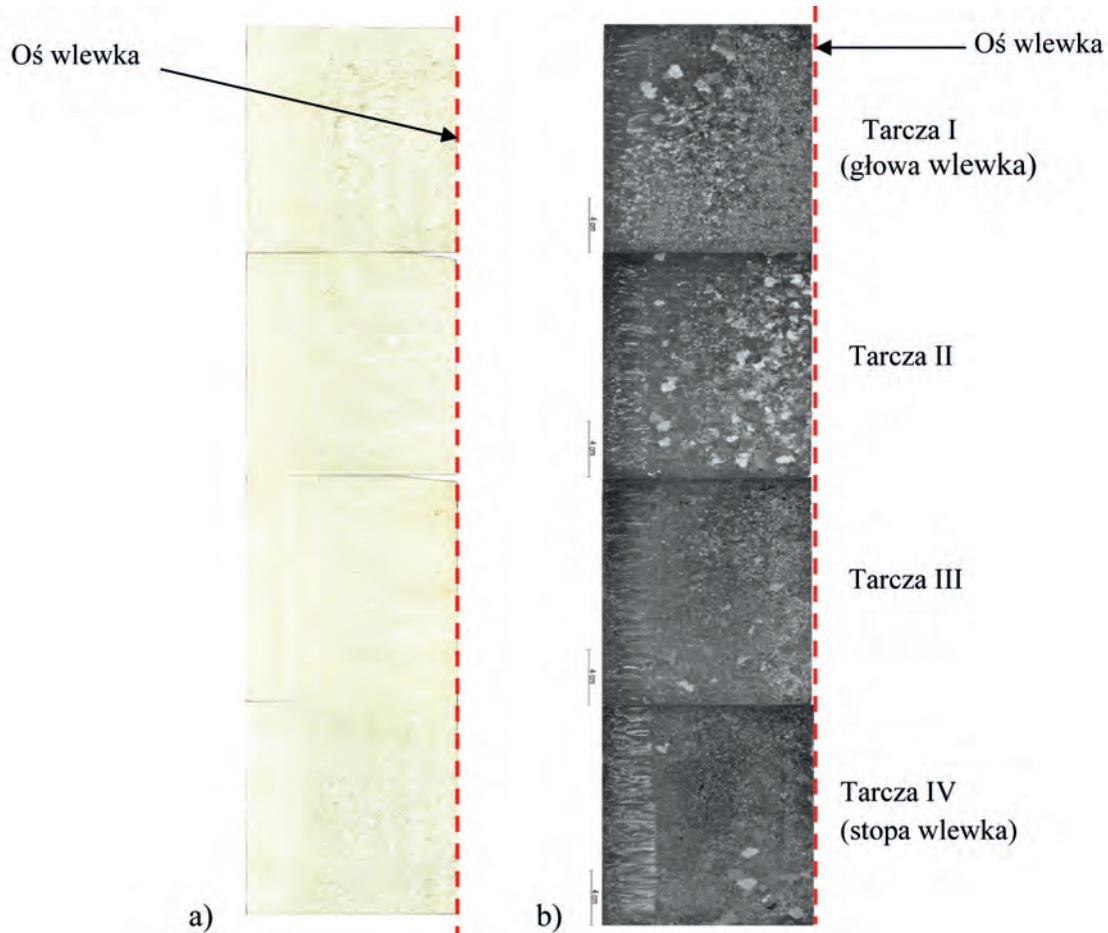
Fig. 12. Forecasted change of solid phase share across the ingot cross-section – 70s

stawkami, o zróżnicowanych wymiarach i masach wlewna

- Opracowana technologia wytapiania i rafinacji stali w piecu VSG 100 S umożliwiła uzyskanie zawartości pierwiastków stopowych i domieszkowych w większości wykonanych wytopów badawczych w wymaganych zakresach składu. Wszystkie wytopy charakteryzowały się bardzo małą zawartością tlenu, wynoszącą 4 - 11 ppm (średnio 7 ppm), a zawartość azotu nie przekraczała 40 ppm. Świadczy to o dużej czystości wytopionych stali.
- Dla poprawy jakości wewnętrznej wlewków dokonano modernizacji stosowanych wlewnic miedzianych chłodzonych wodą, celem zmniejszenia odpływu ciepła z górnej części wlewna, a tym samym zmniejsze-

nia wnikania jamy skurczowej do korpusu wlewna. W tym celu zaprojektowano i wykonano odpowiednie wkładki izolacyjne do krystalizatorów, które umożliwiły skuteczne zasilanie ciekłą stalą dolnych części wlewna w trakcie jego krzepnięcia, co skutkowało lokalizacją jamy skurczowej w górnej części wlewna oraz eliminacją porowatości osiowej, poprawiając tym samym uzysk wlewków z badanych stali.

- Badania wpływu parametrów odlewania oraz warunków krzepnięcia wlewna na makrosegregacje pierwiastków, powstające w procesie odlewania do wlewnicy konwencjonalnej o wytypowanej geometrii, przeprowadzono na wysokowęglowej średniostopowej stali bainitycznej (grupa „C”). Badania obejmowały określenie stopnia niejednorodności fizycznej i che-



Rys. 13. Obrazy odbitek Baumanna (a) i makrostruktury (b) tarcz I ÷ IV obejmujące 1/2 przekroju wzdłużnego wlewka
 Fig. 13. Baumann prints (a) and macrostructure images (b) of disks I – IV covering 1/2 of longitudinal section of ingot

micznej wlewków oraz wyznaczenie charakterystyk wysokotemperaturowych stali.

- Przeprowadzono badania makrosegregacji strefowej pierwiastków we wlewkach stali NBA, odlanym z zastosowaniem konwencjonalnej wlewnicy żeliwnej o przekroju płaskim: 250 × 60 × 1000 mm, z nadstawką. Reasumując wyniki uzyskane z badań segregacji, można stwierdzić, że największa skłonność do segregacji składników występuje w obszarze głowy korpusu poniżej nadstawki wlewka. Obszar wlewka w dolnej jego części, poniżej 500 mm od głowy, wykazuje istotnie mniejszą segregację składników stopowych. Wyniki przeprowadzonych badań segregacji i ich analiza, sugerują celowość odcięcia części korpusu wlewka od stopy do wysokości 500 mm lub 550 mm. Pozostała część korpusu charakteryzować się będzie stosunkowo jednolitym składem chemicznym.
- W oparciu o szczegółową analizę przebiegu krzepnięcia wlewka można stwierdzić, że grubość warstwy zakrzepłej (100% fazy stałej), mierząc od krawędzi wlewka, dla poszczególnych analizowanych czasów procesu wynosi odpowiednio: 23s procesu – 7,7 mm, 47 s procesu – 15,1 mm, 70 s procesu – ok. 30 mm.
- Badania makrostruktury wlewka wykazały, że najbardziej jednorodna i równomierna jest makrostruktura dolnej części wlewka od podstawy do połowy jego wysokości. Powyżej, w strefie kryształów równosiowych zwiększa się udział struktury gruboziarnistej. Najbardziej zróżnicowana jest makrostruktura

w górnej części wlewka, w której występują obszary o strukturze grubo- i drobnokrystalicznej.

- Określono charakterystyki wysokotemperaturowe badanej stali metodą analizy termicznej. Przedstawione krzywe DTA w czasie procesu nagrzewania próbki obrazują początek i koniec procesu roztopienia. Zakres temperatury procesu mieści się w granicach od 1436°C do 1473°C a temperatura likwidus jest temperaturą końca roztopienia, w której występuje tylko faza ciekła. Przedstawiona krzywa procesu chłodzenia z szybkością 10 K/min ilustruje przebieg zachodzących przemian fazowych w badanej próbce. Początek procesu krzepnięcia określa temperatura 1467°C natomiast temperaturę solidus wyznacza temperatura 1412°C, poniżej której próbka jest w stanie stałym.

Publikacja została opracowana na podstawie pracy wykonanej w projekcie badawczym rozwojowym nr N R07 0008 04 pt. "Opracowanie podstaw przemysłowych technologii kształtowania struktury i właściwości wyrobów z metali i stopów z wykorzystaniem symulacji fizycznej i numerycznej" finansowanym przez Narodowe Centrum Badań i Rozwoju, realizowanym przez Instytut Metalurgii Żelaza im. Stanisława Staszica w Gliwicach (koordynator), Akademię Górniczo-Hutniczą, Politechnikę Częstochowską, Politechnikę Śląską i Politechnikę Warszawską.