

Optimalizacja dodatków Ni i Cu w żeliwie ADI z uwzględnieniem szybkości stygnięcia odlewu

Optimization of Ni and Cu additions in ADI cast iron in respect of cast cooling rate

Dorota Wilk-Kołodziejczyk¹, Adam Kowalski¹, Andrzej Opaliński², Krzysztof Regulski², Barbara Mrzygłód², Grzegorz Gumienny³, Krzysztof Jaśkowiec¹

¹ Instytut Odlewnictwa, ul. Zakopiańska 73, 30-418 Kraków, Polska

² AGH Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica w Krakowie, Wydział Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej, ul. Czarnowiejska 66, 30-059 Kraków, Polska

³ Politechnika Łódzka, Wydział Mechaniczny, ul. Stefanowskiego 1/15, 90-001 Łódź, Polska

¹ Foundry Research Institute, ul. Zakopiańska 73, 30-418 Kraków, Poland

² AGH University of Science and Technology, Faculty of Metals Engineering and Industrial Computer Science, ul. Czarnowiejska 66, 30-059 Kraków, Poland

³ The Lodz University of Technology, Faculty of Mechanical Engineering, ul. Stefanowskiego 1/15, 90-001 Łódź, Poland

E-mail: dorota.wilk@iod.krakow.pl

Received: 4.11.2016. Accepted in revised form: 30.06.2017.

© 2017 Instytut Odlewnictwa. All rights reserved.

DOI: 10.7356/iod.2017.08

Streszczenie

Abstract

W pracy analizowano wpływ dodatków Ni i Cu na właściwości mechaniczne żeliwa ADI w odlewach o różnej grubości ścianek. Zastosowano plan eksperymentu, stosując kombinację dodatku Ni w ilości 0,5% i 1,5% oraz dodatku Cu w ilości 0,5% i 1,0%. Zawartość pozostałych pierwiastków wynosiła: C = 3,3–3,6%, Si = 2,2–2,6%, Mn = 0,10–0,13%, P do 0,05%, S do 0,020% (% wag.). Wykonano 4 wytopy żeliwa, odlewając wlewki o grubości 25 mm, 50 mm i 75 mm. Sferoidyzację żeliwa przeprowadzono metodą przewodu elastycznego (otoczka stalowa wypełniona magnezem). W formach odlewniczych zastosowano specjalny układ filtrująco-modyfikujący. Z każdego wytopu i z każdego wlewka wykonano próbki wytrzymałościowe. Po hartowaniu izotermicznym zmierzono R_m i A_5 . Opracowano wielomiany aproksymujące $(R_m, A_5) = f(Ni, Cu)$. Wielomiany te pozwalają na dobór optymalnych dodatków Ni i Cu dla uzyskania wymaganej wytrzymałości bądź plastyczności. Na podstawie wielomianów wykonano wykresy trójwymiarowe obrazujące powyższe zależności.

The study analyzes the effect of Ni and Cu additions on the mechanical properties of ADI cast iron in casts with different wall thickness values. The applied experiment plan included the use of combinations of the Ni addition in the amount of 0.5% and 1.5% and the Cu addition in the amount of 0.5% and 1.0%. The content of the remaining elements equaled: C = 3.3–3.6%, Si = 2.2–2.6%, Mn = 0.10–0.13%, P max. 0.05%, S max. 0.020% (wt. %). Four cast iron melts were performed, by way of casting ingots with a thickness of 25 mm, 50 mm and 75 mm. The cast iron spheroidization was conducted by the flexible conduit method (steel envelope filled with magnesium). In the casting moulds, a special filtering-modifying system was applied. From each melt and each ingot, strength samples were prepared. After isothermal quenching, R_m and A_5 were measured. The approximating polynomials $(R_m, A_5) = f(Ni, Cu)$ were elaborated. The polynomials make it possible to select the optimal Ni and Cu additions to obtain the required strength or plasticity. Based on the polynomials, three-dimensional diagrams illustrating the above relations were constructed.

Słowa kluczowe: żeliwo ADI, obróbka cieplna, właściwości mechaniczne, struktura

Keywords: ADI cast iron, thermal treatment, mechanical properties, structure

1. Wprowadzenie

Żeliwo ADI o zwiększonej plastyczności i udarności znajduje coraz większe zastosowanie w przemyśle samochodowym na wały korbowe, krzywki i inne elementy napędowe. O ile uzyskanie gatunków 800-8 i 1000-5 w odlewach o grubościach ścianek do 30 mm nie stanowi już problemu w przemyśle, o tyle uzyskanie takich gatunków w odlewach o grubszych ściankach (> 50 mm) nie zostało jeszcze dostatecznie opanowane [1,5,8,11,16,19].

Ogólnym dążeniem prac badawczych w zakresie odlewów grubościennych jest uzyskanie jak najlepszej plastyczności żeliwa, na co ma wpływ wiele czynników, a m.in. skład chemiczny (eliminacja Mo i minimalizacja pierwiastków węglotwórczych, takich jak: mangan, molibden, chrom i fosfor), metalurgia żeliwa (technika sferoidyzacji i modyfikacji), parametry obróbki cieplnej (odpowiedni dobór temperatury i czasu austenizacji oraz przemiany izotermicznej) [2-5,9-13].

Jako dodatki zwiększające hartowność żeliwa zastosowano Ni i Cu, zgodnie z kierunkiem przyjętym w dotychczasowych badaniach [12,13].

Polepszenie plastyczności żeliwa, zwłaszcza w maszynowych odlewach, uzyskuje się ostatnio na drodze dodatkowej modyfikacji żeliwa w formie odlewniczej, prowadzącej do zwiększenia liczby sferoidów grafitu oraz ich rozdrobnienia. Wielu badaczy stwierdziło jednoznacznie, że im większa liczba sferoidów grafitu, tym mniejszy stopień segregacji manganu i tym większa ilość austenitu przereagowanego, co za tym idzie mniejsze możliwości powstawania w strukturze martenzytu obniżającego plastyczność [3,5,14,15,21-25]. W niniejszej pracy postanowiono zastosować w układzie wlewowym wkładki modyfikująco-filtrujące. Zastosowanie filtrów przyczynia się do znacznego zmniejszenia wtrąceń żużlowych w odlewach [4,8,9,20].

Na podstawie studiów literatury, w zakresie obróbki cieplnej, postanowiono obniżyć temperaturę obróbki cieplnej z 900°C do 870°C [2,7,11,18,19,23].

Żeliwo ADI o podwyższonej plastyczności zostanie zastosowane na odpowiedzialne odlewy wałów korbowych w przemyśle motoryzacyjnym. Lepsze wskaźniki materiałowe wymienionego tworzywa pozwalają na zmniejszenie masy odlewów, przy jednoczesnym zwiększeniu ich trwałości w eksploatacji [1,14,15,17].

2. Zaprojektowanie i wykonanie modeli

Wytypowano wlewki o wymiarach:

- 25 mm × 50 mm × 200 mm
- 50 mm × 65 mm × 200 mm
- 75 mm × 80 mm × 200 mm.

1. Introduction

ADI cast iron of increased plasticity and impact strength is more and more frequently applied in the automotive industry for crankshafts, cams and other drive components. While obtaining the grades 800-8 and 1000-5 in casts with the wall thickness of max. 30 mm does not constitute a problem for the industry anymore, obtaining such grades in casts with thicker walls (> 50 mm) has not been sufficiently mastered yet [1,5,8,11,16,19].

The general pursuit of the research performed in the scope of thick-walled casts is to obtain the best possible cast iron plasticity, which is affected by many factors, such as: chemical composition (elimination of Mo and minimization of carbide-forming elements, such as: manganese, molybdenum, chromium and phosphorus), metallurgical cast iron metallurgy (spheroidization and modification technique), thermal treatment parameters (proper selection of temperature and time of austenization as well as isothermal transformation) [2-5,9-13].

Ni and Cu were used as additions increasing the cast iron hardenability, according to the trend assumed in the studies performed so far [12,13].

Improving the cast iron plasticity, especially in massive casts, has been recently achieved by way of modifying the cast iron in the casting mould, which leads to an increase of the number of graphite spheroids and their refinement. Many scientists have explicitly established that, the higher the number of graphite spheroids, the lower the degree of manganese segregation and the higher the amount of the converted austenite, and thus, the smaller the possibility of the formation of martensite in the structure, lowering the plasticity [3,5,14,15,21-25]. In this study, the authors decided to use filtering-modifying inserts in the gating system. The application of filters reduces the slag inclusions in the casts [4,8,9,20].

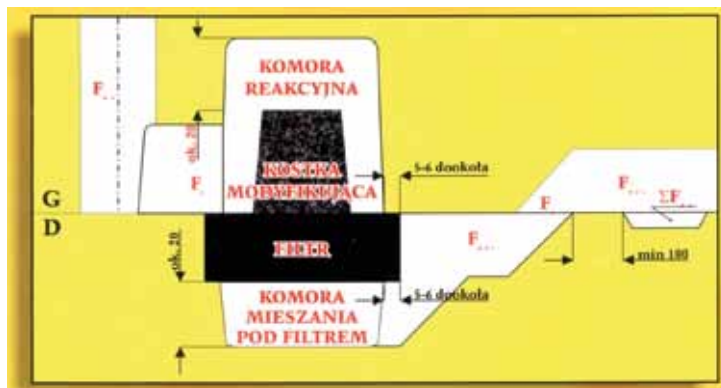
Based on the literature research in the scope of thermal treatment, it was decided to lower the temperature of the thermal treatment from 900°C to 870°C [2,7,11,18,19,23].

ADI cast iron of elevated plasticity will be applied to appropriate casts of crankshafts in the automotive industry. The better indexes of the mentioned material make it possible to reduce the mass of the casts, at the same time, increasing their performance durability [1,14,15,17].

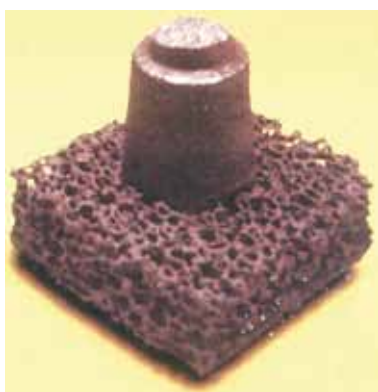
2. Model design and preparation

Ingots of the following dimensions were selected:

- 25 mm × 50 mm × 200 mm
- 50 mm × 65 mm × 200 mm
- 75 mm × 80 mm × 200 mm.



Rys. 1. Komora reakcyjna i komora mieszania z układem filtrująco-modyfikującym jako fragment układu wlewowego
 Fig. 1. Reaction chamber and mixing chamber with a filtering-modifying system as a fragment of the gating system



Rys. 2. Pianaowy filtr ceramiczny z przyklejoną kostką modyfikatora typu GERMALLOY

Fig. 2. Foam ceramic filter with a glued modifier block type GERMALLOY



Rys. 3. Odlew zestawu wlewków o grubościach 25 mm, 50 mm i 75 mm

Fig. 3. Cast of the ingot system with thicknesses: 25 mm, 50 mm and 75 mm

Wlewków te połączono, co umożliwiło zalanie tych odlewów z jednego wlewu. Metal doprowadzany jest z jednego wlewu i jednej belki żuźlowej. Każdy wlewk jest zasilany dwoma nadlewami. Między wlewem głównym a belką żuźlową znajduje się komora, w której umieszcza się zestaw modyfikująco-filtrujący. [Rysunek 1](#) przedstawia zasadę działania komory reakcyjnej, a [rysunek 2](#) – zdjęcie filtra z przyklejoną kostką modyfikatora. Odlew zestawu pokazano na [rysunku 3](#).

The ingots were connected, which made it possible to pour the cast from one gate. The metal is supplied from one gate and one crossgate. Each ingot is powered by two riser heads. Between the upper gate and the crossgate, there is a chamber, in which the filtering-modifying set is placed. [Figure 1](#) shows the operation principle of the reaction chamber, whereas [Figure 2](#) presents an image of the filter with a glued modifier block. The cast of the set is shown in [Figure 3](#).

3. Dobór i opracowanie planu eksperymentu

W pracy zastosowano plan eksperymentu, co umożliwia późniejsze opracowanie matematyczne zależności R_m i A_5 od zawartości Ni i Cu [6]. Ze względu na ograniczone środki finansowe zdecydowano się na wprowadzenie niklu i miedzi jako dodatków stopowych w czterech różnych kombinacjach stężenia, przedstawionych w [tabeli 1](#). Taka kombinacja układów stanowi plan eksperymentu kompletny, gdzie wielkościami wejściowymi są: $X_1 = \%Ni$, $X_2 = \%Cu$.

3. Selection and elaboration of experimental plan

In the study, an experimental plan was applied, which then made it possible to elaborate the mathematical dependence of R_m and A_5 on the content of Ni and Cu [6]. Due to limited finances, the authors decided to introduce nickel and copper as the alloy additions in four different combinations of concentration, included in [Table 1](#). Such a combination of systems constitutes a complete experimental plan, where the quantities are: $X_1 = \%Ni$, $X_2 = \%Cu$.

Tabela 1. Zestawienie układów planu $i = 2$, $n = 4$, $a = 1,00000E + 000$
 Table 1. Compilation of experimental plan systems $i = 2$, $n = 4$, $a = 1.00000E + 000$

Układ u / System u	Czynniki badane: kody i oznaczenia zawartości Ni i Cu / Examined factors: codes and markings of Ni and Cu contents			
	$X_1 = \%Ni$	$\%Ni$	$X_2 = \%Cu$	$\%Cu$
u = 1	1	0,5	1	0,5
u = 2	1	0,5	-1	1,0
u = 3	-1	1,5	1	1,0
u = 4	-1	1,5	-1	0,5

4. Przeprowadzenie wytopów i odlanie materiału do badań

Wytopy żeliwa przeprowadzono w Odlewni Precyzyjnej PIO SPECODLEW sp. z o.o. w piecu indukcyjnym tyglowym średniej częstotliwości o pojemności 150 kg. Każdorazowo topiono 150 kg metalu. Sferoidyzację i modyfikację prowadzono metodą przewodu elastycznego. Do modyfikacji zastosowano przewód o średnicy 13 mm, wypełniony sproszkowanym FeSi75. Do sferoidyzacji użyto przewodu wypełnionego zaprawą Mg20SiCE. Temperatura spustu żeliwa do kadzi wynosiła 1490°C, a temperatura zalewania 1400°C. Skład chemiczny żeliwa z poszczególnych wytopów podano w tabeli 2.

Tabela 2. Skład chemiczny żeliwa z poszczególnych wytopów
 Table 2. Chemical composition of cast iron from particular melts

Nr wytopu / Melt no.	Skład chemiczny, % wag. / Chemical composition, wt. %							
	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni	Cu
1	3,60	2,60	0,13	0,050	0,010	0,085	0,52	0,52
2	3,45	2,55	0,10	0,040	0,010	0,050	0,50	0,96
3	3,60	2,50	0,10	0,025	0,011	0,051	1,55	1,00
4	3,30	2,20	0,10	0,020	0,012	0,055	1,49	0,55

Odlano łącznie po cztery formy z każdego wytopu, tj. po 16 wlewków o grubości 25 mm, 50 mm i 75 mm.

4. Performing of melts and casting of test material

The cast iron melts were performed at the Specodlew Enterprise of Foundry Innovation Ltd., in a medium-frequency crucible induction furnace with the capacity of 150 kg. Each time, 150 kg of metal was melted. The spheroidization and modification were performed by the flexible conduit method. For the spheroidization, a conduit filled with a Mg20SiCE master alloy was used. The temperature of the cast iron tapping into the ladle equaled 1490°C, and the casting temperature was 1400°C. The chemical compositions of the cast iron from the particular melts are given in Table 2.

In total, four moulds from each melts were cast, i.e. 16 ingots with the thickness of 25 mm, 50 mm and 75 mm each.

5. Obróbka cieplna odlewów

Przeprowadzono hartowanie z przemianą izotermiczną odlewów według dwóch wariantów, jak w tabeli 3. Austenityzację prowadzono w piecu komorowym w osłonie argonu. Hartowanie izotermiczne prowadzono w wannie solnej w temperaturze 340°C i 360°C. Regulację temperatury realizowano za pomocą nowoczesnych układów pomiarowych. Szybkość chłodzenia z temperatury austenitizowania do temperatury hartowania izotermicznego określono na poziomie 14°C/s.

5. Thermal treatment of casts

Quenching with an isothermal transformation of the casts was performed according to the two variants given in Table 3. The austenitization was conducted in a chamber furnace in the protective atmosphere of argon. The isothermal quenching was carried out in a salt bath at 340°C and 360°C. The temperature control was realized by means of modern measuring systems. The rate of cooling from the austenitization temperature to the isothermal quenching temperature was established at the level of 14°C/s.

Tabela 3. Parametry hartowania z przemianą izotermiczną
Table 3. Parameters of quenching with isothermal transformation

Wariant/ Variant	Austenityzacja/Austenitization		Przemiana izotermiczna / Isothermal transformation	
	Temperatura, °C / Temperature, °C	Czas, h / Time, h	Temperatura, °C / Temperature, °C	Czas, h / Time, h
X	870	3	340	3
Z	870	3	360	3

6. Badania właściwości mechanicznych

Właściwości mechaniczne żeliwa ADI podano w tabeli 4. Łącznie wykonano 72 próbki do badania właściwości mechanicznych. Po obcięciu nadlewów na niektórych wlewkach widoczne były pęcherze i porowatości. Z tego względu obróbce cieplnej poddano tylko te części wlewków, które nie wykazywały tych wad bądź były one najmniejsze.

6. Investigations of mechanical properties

The mechanical properties of the ADI cast iron are given in Table 4. In total, 72 samples were prepared for the investigations of the mechanical properties. After the cutting of the riser heads, blisters and porosities were visible on some of the ingots. Due to this fact, the thermal treatment was performed only on the ingots with no or minimal defects.

Tabela 4. Właściwości mechaniczne żeliwa ADI
Table 4. Mechanical properties of ADI cast iron

Nr wytopu / Melt no.	%Ni	%Cu	Przemiana izotermiczna w 340°C / Isothermal transformation at 340°C						Przemiana izotermiczna w 360°C / Isothermal transformation at 360°C					
			Wlewek 25 mm / Ingot 25 mm		Wlewek 50 mm / Ingot 50 mm		Wlewek 75 mm / Ingot 75 mm		Wlewek 25 mm / Ingot 25 mm		Wlewek 50 mm / Ingot 50 mm		Wlewek 75 mm / Ingot 75 mm	
			R_m	A_5	R_m	A_5	R_m	A_5	R_m	A_5	R_m	A_5	R_m	A_5
1	0,52	0,52	961	8,3	1065	6,9	1052	7,4	1065	7,4	1052	4,9	1052	6,3
2	0,50	0,96	1065	8,6	1078	8,0	1078	5,1	1078	8,6	1091	7,7	1065	6,6
3	1,55	1,00	1052	8,0	1039	6,6	1039	6,9	1013	8,0	1026	7,7	1039	5,1
4	1,49	0,55	961	9,7	1065	5,4	1026	7,4	896	7,4	1065	6,0	1026	4,9

7. Matematyczne opracowanie wyników badań

Na podstawie planu eksperymentu opracowano równania aproksymujące zależności wytrzymałości na rozciąganie R_m i A_5 od zawartości Ni i Cu we wlewkach o różnej grubości.

Równania te podano w tabeli 5. Posłużyły one do sporządzenia wykresów trójwymiarowych powyższych zależności (rys. 4–7).

7. Mathematical elaboration of test results

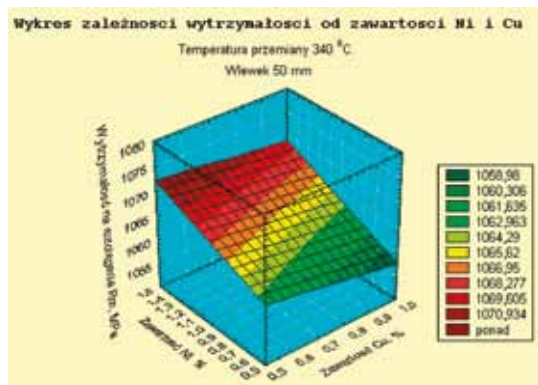
Based on the experiment plan, the approximating equations of the dependence of the tensile R_m and bending A_5 strength on the content of Ni and Cu in ingots of different thicknesses were elaborated.

The equations are given in Table 5. They were used to elaborate the three-dimensional diagrams of the above relations (Figs. 4–7).

Tabela 5. Wielomiany aproksymujące funkcji zależności R_m i A_5 od zawartości Ni i Cu w żelowie

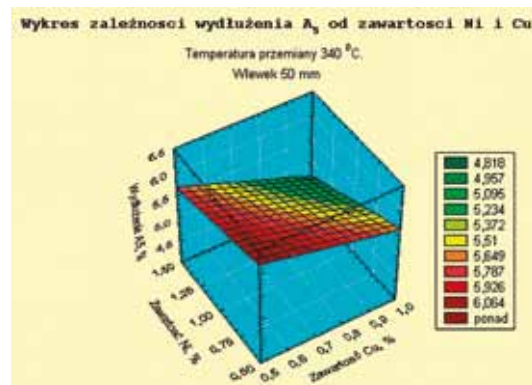
Table 5. Approximating polynomials of the function of the R_m and A_5 dependence on the Ni and Cu content in cast iron

Temperatura przemiany izotermicznej, °C / Temperature of isothermal transformation, °C	Grubość wlewka, mm / Ingot thickness, mm	Funkcja obiektu badań / Function of test subject
340	50	$R_m = 1063 - 11,1 \times \%Ni + 8,25 \times \%Cu + 3,25 \times \%Ni \times \%Cu$
		$A_5 = 6,9 - 0,87 \times \%Ni - 0,15 \times \%Cu - 0,75 \times \%Ni \times \%Cu$
	75	$R_m = 1047 - 16,6 \times \%Ni + 1,6 \times \%Cu + 8,6 \times \%Ni \times \%Cu$
		$A_5 = 6,9 - 0,44 \times \%Ni + 0,15 \times \%Cu - 0,75 \times \%Ni \times \%Cu$
360	50	$R_m = 1059 - 13,4 \times \%Ni + 19,1 \times \%Cu$
		$A_5 = 6,6 - 0,27 \times \%Ni + 0,275 \times \%Cu - 1,1 \times \%Ni \times \%Cu$



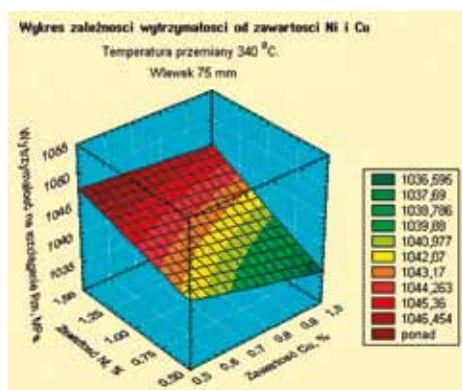
Rys. 4. Wpływ niklu i miedzi na wytrzymałość na rozciąganie żeliwa ausferytycznego. Wlewek 50 mm

Fig. 4. Effect of nickel and copper on the tensile strength of ausferritic cast iron. 50 mm ingot



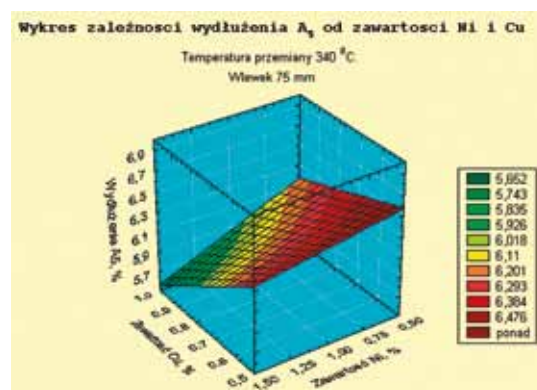
Rys. 5. Wpływ niklu i miedzi na wydłużenie żeliwa ausferytycznego. Wlewek 50 mm

Fig. 5. Effect of nickel and copper on the elongation on ausferritic cast iron. 50 mm ingot



Rys. 6. Wpływ niklu i miedzi na wytrzymałość na rozciąganie żeliwa ausferytycznego. Wlewek 75 mm

Fig. 6. Effect of nickel and copper on the tensile strength of ausferritic cast iron. 75 mm ingot



Rys. 7. Wpływ niklu i miedzi na wydłużenie żeliwa ausferytycznego. Wlewek 75 mm

Fig. 7. Effect of nickel and copper on the elongation of ausferritic cast iron. 75 mm ingot

8. Badania metalograficzne

Przeprowadzono obserwacje wydzielań grafitu sferoidalnego we wlewkach o różnej grubości. Fotografie wydzielań grafitu z wlewków 25 mm, 50 mm i 75 mm pokazano na rysunkach 8–10, a parametry grafitu określone zgodnie z normą PN-EN ISO 945 i wzorcami ASTM zamieszczono w tabeli 6.

Oszacowano również mikrostrukturę żeliwa ADI. Typowe obrazy wydzielań ausferytu po hartowaniu izotermicznym w temperaturze 360°C pokazano na rysunkach 11–13.

8. Metallographic tests

Observations were performed on spheroidal graphite precipitates in ingots of different thicknesses. The images of the graphite precipitates from the ingots of 25 mm, 50 mm and 75 mm are shown in Figures 8–10, while the graphite parameters determined according to the standards of PN-EN ISO 945 and ASTM are included in Table 6.

The microstructure of the ADI cast iron was also estimated. The typical images of the ausferrite precipitates after the isothermal quenching at 360°C are shown in Figures 11–13.

Tabela 6. Morfologia grafitu we wlewkach o różnej grubości
 Table 6. Morphology of graphite in ingots of different thicknesses

Sposób modyfikacji żeliwa / Manner of cast iron modification	Grubość wlewka, mm / Ingot thickness, mm	Morfologia grafitu / Graphite morphology				
		Kształt/ Shape	Rozłożenie/ Distribution	Wielkość sferoidów grafitu / Size of graphite spheroids	Liczba sferoidów grafitu, 1/mm ² / Number of graphite spheroids, 1/mm ²	Udział grafitu kulkowego (nodularity) / Percentage of nodular graphite (nodularity)
Dodatkowa modyfikacja w formie / Additional modification in mould	25	VI	A	8 (do 15 μm)	275	90%
	50	VI	A	7 (15–30 μm)	150	90%
	75	VI	A	6 (30–60 μm)	100	90%
Bez dodatkowej modyfikacji w formie / Without additional modification in mould	25	VI	A	6 (30–60 μm)	125	90%
	50	VI	A	6 (30–60 μm)	100	90%
	75	VI	A	5 (60–120 μm)	50	90%



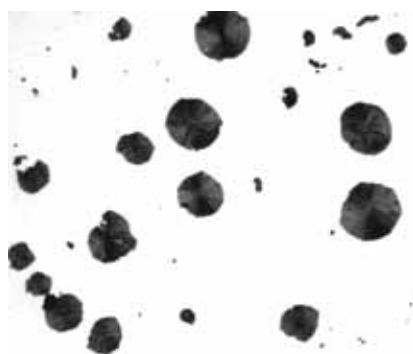
Rys. 8. Grafit w żeliwie wyjściowym przed obróbką cieplną. Wlewek 25 mm. Pow. 100×, nietraw.

Fig. 8. Graphite in initial cast iron before thermal treatment. 25 mm ingot. Magn. 100×, non-etched



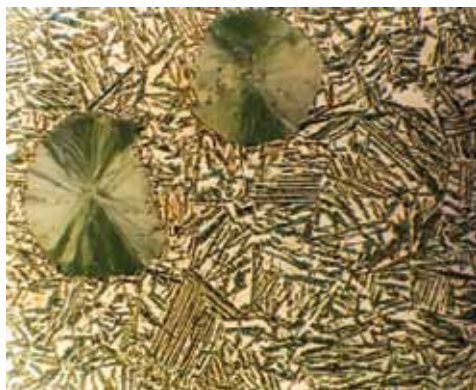
Rys. 9. Grafit w żeliwie wyjściowym przed obróbką cieplną. Wlewek 50 mm. Pow. 100×, nietraw.

Fig. 9. Graphite in initial cast iron before thermal treatment. 50 mm ingot. Magn. 100×, non-etched



Rys. 10. Grafit w żeliwie wyjściowym przed obróbką cieplną. Wlewek 75 mm. Pow. 100×, nietraw.

Fig. 10. Graphite in initial cast iron before thermal treatment. 75 mm ingot. Magn. 100×, non-etched



Rys. 11. Mikrostruktura ausferytu we wlewkę o grubości 25 mm

Fig. 11. Microstructure of ausferrite in 25 mm ingot



Rys. 12. Mikrostruktura ausferytu we wlewkę o grubości 50 mm

Fig. 12. Microstructure of ausferrite in 50 mm ingot



Rys. 13. Mikrostruktura ausferytu we wlewkę o grubości 75 mm

Fig. 13. Microstructure of ausferrite in 75 mm ingot

9. Analiza wyników

Skład chemiczny żeliwa sferoidalnego z czterech wytopów zawierał się w granicach: C = 3,30–3,60%, Si = 2,20–2,60%, Mn = 0,10–0,13%, P = 0,020–0,050%, S = 0,010–0,012%, Mg = 0,050–0,085%, Ni = 0,55–1,55%, Cu = 0,52–1,00% (% wag.). Zróżnicowana zawartość C i Si spowodowana jest zmniejszeniem równoważnika węglowego wraz ze wzrostem grubości ścianek odlewów.

Wtórna modyfikacja w formie odlewniczej dała dwukrotny wzrost ilości wydzielań grafitu kulkowego, a co za tym idzie dobre właściwości plastyczne żeliwa (tab. 6).

Wydaje się, że obniżenie temperatury austenitacji sprzyja poprawie wydłużenia. Analizując dane z tabeli 4, można stwierdzić, że uzyskano gatunek 1005-5 we wszystkich wlewkach o grubości 50 mm i 75 mm, natomiast gatunek 800-8 we wlewkach 25 mm. Wpływ Ni i Cu na R_m i A_5 przedstawiono na wykresach trójwymiarowych (rys. 4–7). Wynika z nich, że największą wytrzymałość i wydłużenie w odlewach o grubości 50 mm i 75 mm osiągnięto przy zawartości 1,5% Ni i 0,5% Cu.

9. Analysis of results

The chemical composition of the spheroidal cast iron from the four melts was within the following scopes: C = 3.30–3.60%, Si = 2.20–2.60%, Mn = 0.10–0.13%, P = 0.020–0.050%, S = 0.010–0.012%, Mg = 0.050–0.085%, Ni = 0.55–1.55%, Cu = 0.52–1.00% (wt. %). The diversified content of C and Si is caused by the reduction of the carbon equivalent together with an increase of the cast walls' thickness.

The secondary modification in the casting mould gave a two-fold increase of the amount of nodular graphite precipitates, and thus good plastic properties of the cast iron (Tab. 6).

It seems that lowering the austenitization temperature favours the improvement of elongation. In the analysis of the data from Table 4, it can be stated that the 1005-5 grade was obtained in all the ingots with a thickness of 50 mm and 75 mm, whereas the 800-8 grade was achieved in the 25 mm ingots. The effect of Ni and Cu on R_m and A_5 has been presented in three-dimensional diagrams (Figs. 4–7). It can be inferred from the diagrams that the highest strength and elongation in the

Morfologia ausferrytu oraz R_m i A_5 nie zmieniają się znacząco przy hartowaniu w temperaturze zarówno 340°C, jak i w 360°C. Różnice te zapewne byłyby większe, gdyby zastosowano szerszy przedział hartowania izotermicznego, np. 320°C i 380°C. O ile temperatura hartowania nie wpływa znacząco na morfologię ausferrytu, to jednak wpływ grubości ścianki jest zauważalny (rys. 11–13). W przypadku morfologii grafitu wraz ze wzrostem grubości ścianki uzyskujemy coraz to większe sferoidy przy coraz to mniejszej ich liczbie na mm² (rys. 8–10).

50 mm and 75 mm casts were obtained with the contents of 1.5% Ni and 0.5% Cu.

The ausferrite morphology as well as R_m and A_5 do not significantly change during quenching at both 340°C and 360°C. These differences would probably be larger if a wider scope of isothermal quenching were applied, e.g. 320°C and 380°C. While the quenching temperature does not significantly affect the ausferrite morphology, the effect of the wall thickness is noticeable (Figs. 11–13). In the case of the graphite morphology, together with an increase of the wall thickness, we obtain larger spheroids and their smaller number per mm² (Figs. 8–10).

10. Podsumowanie i wnioski

1. Modyfikacja w formie z zastosowaniem układów filtrująco-modyfikujących daje bardzo dobre efekty, czego dowodem jest zwiększenie liczby sferoidów grafitu i poprawa plastyczności względem poprzednich prób we wlewkach 50 mm i 75 mm. Ten element technologii przy produkcji żeliwa ausferrytowego należy przyjąć jako standard.
2. Uzyskano gatunki 800-8 i 1005-5 w odlewach o grubości 50 mm i 75 mm.
3. Nie zauważono znaczącego wzrostu właściwości mechanicznych żeliwa wraz ze zwiększaniem ilości dodatków stopowych. Z badań wynika, że dodatek 1% Ni i 0,5% Cu jest wystarczający dla uzyskania gatunków 800-8 i 1005-5 w odlewach o grubościach ścianek do 75 mm. Wniosek ten należy jednak potwierdzić w następnych badaniach.

10. Summary and conclusions

1. The modification in the mould with the use of filtering-modifying systems provides very good effects, which is proved by the increase of the number of graphite spheroids and the improvement of plasticity in respect of the previous tests in 50 mm and 75 mm ingots. This element of technology during the production of ausferritic cast iron should be assumed as the standard.
2. The 800-8 and 1005-5 grades were obtained in ingots with a thickness of 50 mm and 75 mm.
3. No significant increase of the mechanical properties of the cast iron was noticed together with an increase of the alloy additions. It can be inferred from the investigations that the additions of 1% Ni and 0.5% Cu are sufficient to obtain the 800-8 and 1005-5 grades in ingots with a wall thickness of max. 75 mm. This conclusion should be, however, confirmed with further research.

Podziękowania

Praca powstała dzięki wsparciu finansowemu Narodowego Centrum Badań i Rozwoju (LIDER/028/593/L-4/12/NCBR/2013).

Acknowledgements

The financial support of The National Centre for Research and Development (LIDER/028/593/L-4/12/NCBR/2013) is gratefully acknowledged.

Literatura/References

1. „Austempered ductile irons – their significance and present applications”. 1985. *Foundry Trade Journal* 160 (3314) : 277–286.
2. Bowe K.H., E. Hornbogen, M. Huehner. 1987. „Temperaturbehandlungen und bruchmechanische Eigenschaften von bainitischem GGG-100B”. *Konstruieren + Giessen* 12 (4) : 14–19.
3. Dorazil E., M. Holzmann, J. Crhák, J. Kohout. 1985. „Influence of low and cryogenic temperatures on deformability and fracture behaviour of austempered ductile cast irons under static and impact stresses”. *Giesserei-Praxis* (8–9) : 109–123.
4. Fan Z., R.E. Smallman. 1994. Carbide formation in austempered ductile iron alloyed with nickel and copper. *W 5th International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron*. October 1994, Nancy, France.
5. Faucher B., K.C. Wang, M. Gagne. 1987. „Dynamic fracture toughness of austempered ductile irons”. *Transactions of the American Foundrymen's Society* 95 : 127–132.

6. Górecka R. 1995. *Teoria i technika eksperymentu*. Kraków: Wydawnictwo Politechniki Krakowskiej.
7. Grech M., J.M. Young. 1988. „Impact properties of a Cu-Ni austempered ductile iron”. *International Journal of Cast Metals Research* 1 (2) : 98–103.
8. Hayrynen K.L., G.P. Faubert, D.J. Moore, K.B. Rundman. 1989. „Heavy section ADI: microsegregation, microstructure and tensile properties”. *Transactions of the American Foundrymen's Society* 97 : 747–756.
9. Hornung K. 1987. Four years experience in making gears of austempered iron (ADI). W *BCIRA International Conference: S.G. Iron – The Next 40 Years*. Warwick, England 1987.
10. Hua-Qin Su, Xing-Li Guo, J.M. Schissler. 1994. Influence of nickel on kinetics of bainitic transformation of the first stage of austempered ductile iron (ADI). W *5th International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron*. October 1994, Nancy, France.
11. Janowak J.F., P.A. Morton. 1984. „A guide to mechanical properties possible by austempering 1.5% Ni-0.3% Mo ductile iron”. *Transactions of the American Foundrymen's Society* 92 : 489–498.
12. Kowalski A., J. Tybulczuk, J. Jackowski. 1990. Manufacture and properties of the bainitic-austenitic ductile iron with an addition of Ni and Cu. W *57. Światowy Kongres Odlewniczy*, Osaka 1990, ref. 3.
13. Kowalski A., M. Biel-Gołaska. 1995. „Optymalizacja parametrów obróbki cieplnej żeliwa ADI nie zawierającego molibdenu”. *Prace Instytutu Odlewnictwa* 45 (4) : 283–300.
14. Kovacs B.V. 1986. Development of austempered ductile iron (ADI) for crankshafts. W *Proceedings of the 2nd International Conference on Austempered Ductile Iron*, 191. Ann Arbor, MI, USA 1986, March 17–19.
15. Mayer H., B. Barbezat. 1986. Sulzer GGG-100, austempered ductile iron (ADI) also for heavy sections. W *Proceedings of the 2nd International Conference on Austempered Ductile Iron*, 99–115. Ann Arbor, MI, USA 1986, March 17–19.
16. Viau R., M. Gagne, R. Thibau. 1988. „Cu-Ni-legierte zwischestufenvergutete Gusseisen mit Kugelgraphit”. *Giesserei-Praxis* (9–10) : 117–125.
17. Yicheng Z., F. Guiru, S. Juichang, Z. Yingkai, D. Yogan, J. Jizhi, S. Huibin. 1979. Hypoid pinion and ring gears of bainitic nodular iron with shell moulded cast teeth. W *46. Międzynarodowy Kongres Odlewniczy*, Madryt 1979, ref. 7.
18. Shih T.S., P.Y. Lin, C.H. Chang, C.R. Loper Jr. 1990. „A study of the austempering of a Ni-Cu alloyed ductile iron”. *Transactions of the American Foundrymen's Society* 98 : 609–630.
19. Moore D.J., G.P. Faubert, E.D. McCarty, D.J. Ellerbrock, K.B. Rundman. 1990. „Isothermal transformation diagrams in heavy-section, high-alloy ductile cast iron”. *Transactions of the American Foundrymen's Society* 98 : 449.
20. Takita M., Y. Ueda. 1988. „Effect of retained austenite on properties of austempered ductile iron”. *International Journal of Cast Metals Research* 1 (3) : 147–155.
21. Cooper G., A. Roebuck, H. Bayati, R. Elliott. 1999. „The influence of nodule count on the austempering kinetics of a Mn-Cu ductile iron”. *International Journal of Cast Metals Research* 11 (4) : 227–235.
22. Liu J., E. Elliott. 1999. „The influence of cast structure on the austempering of ductile iron. Part 3. The role of nodule count on the kinetics, microstructure and mechanical properties of austempered Mn alloyed ductile iron”. *International Journal of Cast Metals Research* 12 (3) : 189–195.
23. Huh Y.-J., M.H. Arroyo, A.L. Rimmer, R. Elliott. 1999. „Austempering kinetics of a Mn-Mo-Cu ductile iron with a high nodule count”. *International Journal of Cast Metals Research* 11 (4) : 237–246.
24. Shih T.-S., Z.-C. Yang. 1998. „Effects of nickel and processing variables on the mechanical properties of austempered ductile irons”. *International Journal of Cast Metals Research* 10 (6) : 335–344.
25. Pirowski Z., A. Gwiżdż, J. Wodnicki, J. Olszyński. 2004. „Najnowsze przykłady zastosowania wysokojakościowego żeliwa sferoidalnego w polskim przemyśle maszynowym”. *Odlewnictwo – Nauka Praktyka* 6 (sp. is. 2) : 51–58.