

Wykorzystanie wykresów CTP niskostopowego żeliwa sferoidalnego do opracowania technologii wytwarzania żeliwa ADI

The use of TTT diagrams of low-alloy ductile cast iron to develop a technology for the production of ADI

Barbara Mrzygłód¹, Stanisława Kluska-Nawarecka², Adam Kowalski², Dorota Wilk-Kołodziejczyk²

¹Akademia Górniczo-Hutnicza im. S. Staszica, Al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków

²Instytut Odlewnictwa, ul. Zakopiańska 73, 30-418 Kraków

¹AGH University of Science and Technology, Al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków

²Foundry Research Institute, ul. Zakopiańska 73, 30-418 Kraków

E-mail: awkowal@gmail.com

Streszczenie

Abstract

Omówiono znaczenie wykresów CTP_c i CTP_i w procesach obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego, szczególnie przy wytwarzaniu żeliwa ADI. Dokonano przeglądu literatury dotyczącej zagadnienia. Badania własne obejmowały opracowanie wykresów CTP dla czterech rodzajów żeliwa sferoidalnego różniących się głównie zawartością dodatków niklu, miedzi i molibdenu, odpowiednio: 1,55% Ni i 0,73% Cu; 2,26% Ni i 1,44% Cu; 1,60% Ni i 0,69% Cu oraz 1,50% Ni i 0,45% Mo. Zamieszczono mikrostruktury produktów przemiany przechłodzonego austenitu z wybranych próbek wykorzystanych do budowy wykresu CTP_c -4. Na podstawie analizy otrzymanych wykresów omówiono wpływ Ni, Cu i Mo na temperaturę i czas poszczególnych przemian fazowych żeliwa sferoidalnego podczas chłodzenia anizotermicznego i izotermicznego. Uzyskano właściwości żeliwa ADI z dodatkami 1,55% Ni i 0,73% Cu spełniające wymagania dla 4 gatunków wg normy EN-PN 1563.

Słowa kluczowe: wykresy CTP_c , wykresy CTP_i , żeliwo sferoidalne, żeliwo ADI, struktura

The presented paper is a description of the significance of CCT and TTT diagrams in the processes of heat treatment of ductile cast iron, and especially during the production of ADI. A review of literature in the subject was made. Own research included drawing up TTT diagrams for four types of ductile cast iron which mainly differed with respect to the content of nickel, copper and molybdenum additions, respectively: 1.55% Ni and 0.73% Cu; 2.26% Ni and 1.44% Cu; 1.60% Ni and 0.69% Cu, as well as 1.50% Ni and 0.45% Mo. Presented are microstructures of products of overcooled austenite transformations from the selected samples used for the construction of a CCT-4 diagram. On the basis of the analysis of the achieved diagrams, the influence of Ni, Cu and Mo on temperature and time of particular phase transformations in ductile cast iron during anisothermal and isothermal cooling is discussed. Properties of ADI with additions of 1.55% Ni and 0.73% Cu were determined which meet the requirements for four types of cast iron according to the standard EN-PN 1563.

Key words: CCT diagrams, TTT diagrams, ductile cast iron, ADI, structure

Wprowadzenie

Przeprowadzenie prawidłowej obróbki cieplnej stopów żelaza wymaga dobrej znajomości procesów rozpadu austenitu, zarówno przy chłodzeniu ciągłym (anizotermicznym), jak i przy chłodzeniu w stałej temperaturze (izotermicznym). Takich danych dostarczają wykresy przemian fazowych w układzie współrzędnych: temperatura-czas, znane jako wykresy CTP (czas-temperatura-przemiana).

Introduction

Conducting correct heat treatment of ferrous alloys requires comprehensive knowledge of the processes of austenite decomposition, during both continuous cooling (anisothermal), and cooling at a constant temperature (isothermal). Such data is provided by phase transformations diagrams in the coordinate system: temperature-time, which are also known as TTT diagrams (time-temperature-transformation).

W odniesieniu do żeliwa ADI znajomość tych wykresów dla określonego składu chemicznego jest bardzo przydatna. Stanowią one podstawę do wyznaczenia optymalnych parametrów hartowania izotermicznego (ausferrytycznego) dla uzyskania wymaganych właściwości mechanicznych, będących pochodną mikrostruktury żeliwa.

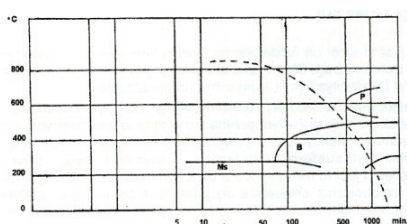
Wykres CTP_i był podstawą do opracowania sposobu otrzymywania żeliwa ADI. Technologia ta została opracowana w połowie lat 70. XX w. przez firmy Kymi Kymmene z Finlandii i General Motors z USA, zastrzeżona patentem nr 3.860.457 z 1975 r. „A ductile iron and method of making it” [16].

Istotę tego procesu przedstawiono na rysunku 1.

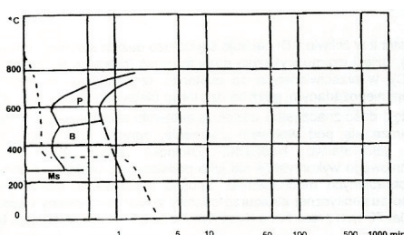
In relation to ADI the knowledge of these diagrams for a particular chemical composition is very useful. They constitute a basis to determine optimal parameters for isothermal quenching (austempering) to achieve required mechanical properties, which derive from the microstructure of cast iron.

TTT diagrams were the basis to develop a method for producing ADI. This technology was developed in mid-1970's by Kymi Kymmene company from Finland and General Motors from the USA, reserved by the patent no. 3.860.457 from 1975 “A ductile iron and method of making it” [16].

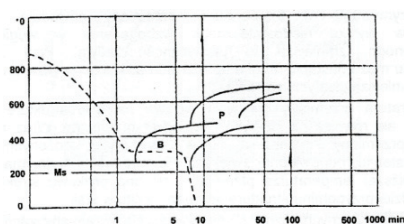
The nature of this process is presented in Figure 1.



a) Schemat wykresu CTP_i i przebiegu hartowania ciągłego żeliwa sferoidalnego stopowego / Scheme of a TTT diagram and the course of continuous quenching of alloy ductile cast iron



b) Schemat wykresu CTP_i i przebiegu hartowania izotermicznego żeliwa sferoidalnego niestopowego / Scheme of a TTT diagram and the course of isothermal quenching of non-alloy ductile cast iron



c) Schemat wykresu CTP_i i przebiegu hartowania izotermicznego żeliwa sferoidalnego ausferrytycznego według patentu fińskiego / Scheme of a TTT diagram and the course of isothermal quenching of austempered ductile iron according to the Finnish patent

Rys. 1. Zasada otrzymywania żeliwa ADI na podstawie wykresów CTP_i [16]

Fig. 1. The principle of obtaining ADI on the basis of TTT diagrams [16]

Dotychczas znany i stosowany był proces uzyskiwania struktury bainitycznej w żeliwie sferoidalnym stopowym. W takim żeliwie reakcja bainityczna zachodzi podczas chłodzenia ciągłego bezpośrednio po wybitciu odlewu z formy. Obrazuje to wykres CTP_c na rysunku 1a.

Pod wpływem dodatków stopowych krzywe dyfuzyjnych przemian fazowych zostają znacznie przesunięte na prawo, podczas gdy dla żeliwa niestopowego występują blisko osi „temperatura”. Tak więc dzięki obecności znacznych ilości dodatków stopowych (molibden od 0,5 do 1,0% i nikiel od 3,2 do 7%) przemiana bainityczna zachodzi już przy niewielkiej szybkości chłodzenia, praktycznie po wybitciu odlewu z formy. Przy tym procesie struktura bainityczna jest uzyskiwana nawet w grubych przekrojach odlewów. Wadą tej technologii jest wysoki koszt dodatków stopowych oraz konieczność zachowywania odpowiedniego stosunku Ni/Mo, różnego dla różnych grubości ścianek odlewów.

Drugim znanym procesem uzyskiwania struktury bainitycznej jest poddawanie odlewów z żeliwa sferoidalnego niestopowego hartowaniu z przemianą izotermiczną. Bardzo szybkie chłodzenie, jakie jest konieczne w pierwszym etapie tego procesu, możliwe

Until recently the process of obtaining a bainitic structure in alloy ductile cast iron has been known and used. In this type of cast iron the bainitic reaction occurs during continuous cooling immediately after knocking the cast out of the mould. It is presented in a CCT diagram in Figure 1a.

Under the influence of alloying additions the curves of diffusional phase transformations are significantly shifted to the right while for non-alloy cast iron they occur close to the axis “temperature”. Consequently, thanks to the presence of considerable amounts of alloying additions (molybdenum from 0.5 to 1.0% and nickel from 3.2 to 7%) the bainitic transformation takes place at a slow speed of cooling, practically after knocking the cast out of the mould. Thanks to this process the bainitic structure is achieved even in thick cross-sections of casts. The disadvantage of this technology is high cost of alloying additions and the necessity to maintain a correct Ni/Mo proportion, different for various thicknesses of casts' walls.

The second well-known process of obtaining the bainitic structure is subjecting non-alloy ductile cast iron casts to quenching with an isothermal transformation. Very fast cooling which is necessary in the first stage of this process, is possible to achieve only in

jest do osiągnięcia tylko w cienkościennych odlewach, praktycznie do 20 mm grubości (rys. 1b).

Sposób uzyskiwania żeliwa sferoidalnego o ausferytycznej strukturze osnowy według patentu [16] polega na prowadzeniu w sposób kontrolowany hartowania z przemianą izotermiczną żeliwa niskostopowego, w którym suma zawartości dodatków stopowych (najczęściej Ni, Mo, Cu) nie przekracza 3%. Podstawą procesu jest wykres CTP_i (rys. 1c) żeliwa o określonym składzie, który pozwala sterować procesem przemiany izotermicznej i uzyskiwać różną zawartość austenitu w osnowie (5–40%).

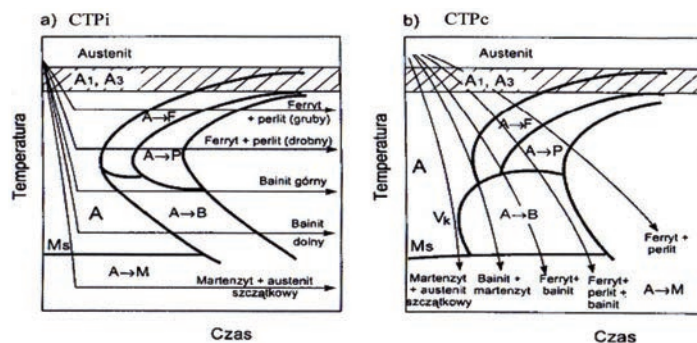
Definicja żeliwa ADI [8, 23, 25]

ADI jest to skrót utworzony z pierwszych liter słów *Austempered Ductile Iron* (żeliwo sferoidalne hartowane z przemianą izotermiczną). Słowo „austempering” powstało z połączenia dwóch słów: *austenitizing* (austenitizacja) + *tempering* (odpuszczanie).

W literaturze zachodniej „austempering” oznacza przemianę izotermiczną austenitu w stopie żelaza (w tym przypadku żeliwo sferoidalne) w temperaturze poniżej przemiany perlitycznej i powyżej przemiany martenzytycznej. Rezultatem takiej obróbki jest ausferyt (*ausferrite* – połączenie dwóch słów: *austenite* + *ferrite*).

Ausferyt jest to mikrostruktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z przemianą izotermiczną, składająca się z ferrytu w postaci płytek, podobnych do igieł występujących w bainicie, oraz z termodynamicznie stabilnego austenitu o wysokiej zawartości węgla. Żeliwo o takiej strukturze nazywane jest żeliwem ausferytycznym. W zależności od postaci grafitu istnieją odmiany tego żeliwa, takie jak: omawiane powyżej ADI oraz żeliwo wermikularne hartowane izotermicznie (ang. AVI – *Austempered Vermicular Iron*) i żeliwo szare z grafitem płatkowym (ang. AGI – *Austempered Gray Iron*). Niniejsza praca poświęcona jest wyłącznie żeliwu ADI i ten termin jest używany w dalszej części artykułu.

Podstawy teoretyczne [6–9, 20–25]



Rys. 2. Wykresy CTP dla stopów Fe-C-Si [32]

Fig. 2. TTT diagrams for Fe-C-Si alloys [32]

thin-walled casts, practically speaking up to 20 mm in thickness (Fig. 1b).

The method of obtaining ductile cast iron with the austempered structure of the matrix according to the patent [16] consists in introducing, in a controlled manner, quenching with an isothermal transformation of low-alloy cast iron, in which the sum of content of alloying additions (most often Ni, Mo, Cu) does not exceed 3%. The basis for this process is a TTT diagram (Fig. 1c) of cast iron with a particular composition, which enables to control the process of isothermal transformation and to achieve different share of austenite in the matrix (5–40%).

The definition of ADI [8, 23, 25]

ADI is an abbreviation for *Austempered Ductile Iron* (ductile cast iron quenched with an isothermal transformation). The word “austempering” was created by combining two words: *austenitising* + *tempering*.

In the literature of western countries “austempering” describes an isothermal transformation of austenite in ferrous alloy (in this case ductile cast iron) at a temperature below the perlitic transformation and above the martensitic transformation. The result of such treatment is ausferrite (*ausferrite* – a combination of two words: *austenite* + *ferrite*).

Ausferrite is a microstructure of ductile cast iron’s matrix after quenching with an isothermal transformation, which consists of ferrite in the form of plates similar to needles which occur in bainite, and of thermodynamically stable austenite with high content of carbon. Cast iron with this structure is called austempered. Depending on the type of graphite there are such types of cast iron as: the above-described ADI, vermicular cast iron quenched isothermally (AVI – *Austempered Vermicular Iron*) and gray cast iron with flake graphite (AGI – *Austempered Gray Iron*). The present publication is devoted exclusively to ADI and this term will be used further in this paper.

Theoretical background [6–9, 20–25]

Na rysunku 2 przedstawiono schematy wykresów CTP dla stopów Fe-C-Si.

Wykres CTP_i

Wykres CTP_i (czas-temperatura-przemiana izotermiczna) jest to wykres zależności przemian w stopie, ilustrujący zakres stabilności faz w zależności od czasu przebywania w danej temperaturze. Sporządza się go na podstawie krzywych kinetyki przemiany dla różnej temperatury, z zaznaczeniem czasów początku i końca przemiany przy danej temperaturze, w układzie współrzędnych: temperatura-czas. Linie ciągłe na wykresach CTP_i wyznaczają początek i koniec przemiany przebiegającej izotermicznie po oziębieniu układu do zadanej temperatury, niższej od temperatury równowagi.

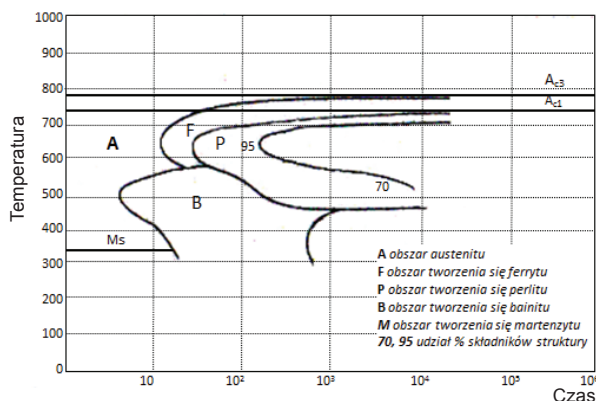
Informacje, które można odczytać z wykresów CTP_i pokazano na rysunku 3.

Figure 2 presents schemes of TTT diagrams for Fe-C-Si alloys.

TTT diagram

A TTT diagram (time-temperature-isothermal transformation) is a diagram showing relationships between transformations in alloy and illustrating the scope of stability of phases in relation to time of remaining in a particular temperature, which marks the time of the beginning and the end of a transformation at a given temperature, in the coordinates system: temperature-time. Straight lines in TTT diagrams determine the beginning and the end of an isothermal transformation taking place after cooling the system to a selected temperature, lower than the temperature of equilibrium.

Information which can be read from TTT diagrams are presented in Figure 3.



Rys. 3. Wykres izotermicznych przemian przechłodzonego austenitu [20, 22]

Fig. 3. Isothermal diagram of transformations in overcooled austenite [20, 22]

Na wykresach izotermicznych podawane są linie początku i końca przemiany austenitu w poszczególne rodzaje struktur w zależności od stałej temperatury przemiany. Linie te ograniczają obszary współistnienia austenitu z produktami jego przemiany. Czas rozpoczęcia i zakończenia przemiany odczytuje się przez rzutowanie na logarytmiczną skalę czasu punktów przecięcia odpowiedniej prostej poziomej z krzywymi początku i końca przemiany. Często podawane są również twardości struktur odpowiadających danej temperaturze przemiany.

Wykres CTP_c

Wykres CTP_c (czas-temperatura-przemiana podczas chłodzenia ciągłego), inaczej wykres zależności przemian w stopach żelaza od temperatury i czasu, ilustruje zakresy stabilności faz podczas chłodzenia ciągłego z ustaloną szybkością. Linie ciągłe wyznaczają początek i koniec przemiany podczas ciągłego chłodzenia próbki. Na podstawie wykresów CTP_c można przewidywać strukturę, a więc i właściwości stopów, jeżeli znane są warunki

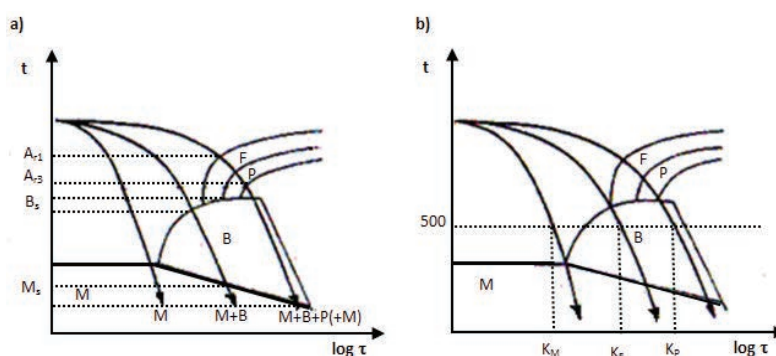
In isothermal diagrams lines are drawn for the beginning and the end of austenite phase transformations into particular types of structures in relation to a constant temperature of this transformation. These lines limit the areas of the coexistence of austenite with products of its transformation. The time of the beginning and end of a transformation is read by projecting on a logarithmic scale intersection points of a particular horizontal straight line with curves of the beginning and end of the transformation. Hardness of structures which corresponds to a given transformation temperature is often given.

CCT diagrams

A CCT diagram (time-temperature-transformation during continuous cooling), in other words a diagram of relations between transformations in ferrous alloys and temperature and time, illustrates the range of stability of phases during continuous cooling with a particular speed. Straight lines determine the beginning and the end of a transformation during continuous cooling of a sample. On the basis

chłodzenia próbki. Podstawową różnicą przy odczytywaniu danych z wykresów CTP_i i CTP_c jest to, że na wykresie CTP_i określa się początek i koniec przemiany wzdłuż izoterm, natomiast na wykresie CTP_c początek i koniec przemiany określa się, posuwając się wzdłuż zaznaczonych krzywych chłodzenia. Z wykresów CTP_c można odczytać temperaturę i czas początku i końca przemian poszczególnych faz (rys. 4).

of CCT diagrams the structure may be predicted and consequently properties of alloys, provided that the conditions of a sample's cooling are known. The basic difference while reading data from TTT and CCT diagrams is that, that in a TTT diagram the beginning and the end of a transformation is determined along isotherms, whereas in a CCT diagram the beginning and the end of a transformation is determined while going along marked cooling curves. From CCT diagrams we may read the temperature and the time of the beginning and the end of transformations of particular phases (Fig. 4).



Rys. 4. Sposób odczytywania na wykresach CTP_c [22]: a) temperatury i b) czasów krytycznych
Fig. 4. The method for reading from CCT diagrams [22]: a) the temperature and b) critical times

Z wykresów CTP_c można wyznaczyć tzw. czasy krytyczne K_M , K_F i K_P , tj. czasy chłodzenia w zakresie 800–500°C, które pozwalają uniknąć powstawania perlitu (K_P), ferrytu (K_F) lub bainitu (K_M).

Pierwiastki stopowe wpływają w znaczący sposób na postać wykresów CTP_i. Pierwiastki nietworzące węglików, tj. Ni, Cu, Si, Al i Co nie zmieniają kształtu krzywych CTP_i, lecz przesuwają je w prawo (przemiana rozpoczyna się później i zachodzi wolniej). Ni i Cu, stabilizując austenit, obniżają temperaturę A_3 i A_1 , a także obniżają temperaturę maksymalnej szybkości przemiany. Si i Al mają wpływ przeciwny. Pierwiastki tworzące węgliki (Cr, Mn, Mo, W, V, B) powodują m.in. opóźnienie przemiany, podwyższenie temperatury maksymalnej szybkości przemiany perlitycznej, obniżenie górnej granicy temperatury przemiany bainitycznej i opóźnienie przemiany bainitycznej. Schematycznie przedstawiono to na rysunku 5.

Mechanizm przemiany bainitycznej

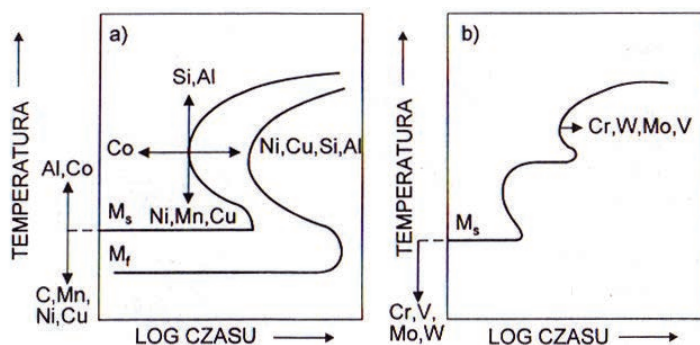
Przemiana bainityczna zachodzi w stopach żelaza i jest przemianą pośrednią między przemianą perlityczną a przemianą martenzytyczną. Zachodzi przy przechłodzeniu austenitu do temperatury z zakresu 500–200°C. Łączy w sobie cechy przemiany bezdyfuzyjnej i dyfuzyjnej, gdyż w tych temperaturach nie zachodzi już dyfuzja pierwiastków metalicznych, a zachodzi jeszcze dyfuzja węgla.

From CCT diagrams the so-called critical times K_M , K_F , and K_P can be read, i.e. times of cooling within the range 800–500°C, which enables to avoid the formation of perlite (K_P), ferrite (K_F) or bainite (K_M).

Alloying elements significantly influence the shape of TTT diagrams, however they shift them to the right (transformations begin later and take place slower). Ni and Cu, stabilising austenite, lower the temperature A_3 and A_1 , and also reduce the temperature of the maximum speed of a transformation. Si and Al have an opposing effect. Elements which form carbides (Cr, Mn, Mo, W, V, B) cause, among others, a delay of a transformation, an increase of the maximum temperature of the perlitic transformation speed, a decrease of the upper limit of the temperature of the bainitic transformation and a delay of the bainitic transformation. It is schematically presented in Figure 5.

The mechanism of the bainitic transformation

The bainitic transformation takes place in ferrous alloys and it is an intermediate transformation between the perlitic transformation and the martensitic transformation. It takes place when austenite is overcooled to a temperature within the range of 500–200°C. It encompasses features of a diffusionless and diffusion transformation, because at such temperatures the diffusion of metallic elements does not take place, but there still occurs the diffusion of carbon.



Rys. 5. Schemat wpływu dodatków stopowych na kształt krzywych rozpadu austenitu przechłodzonego [21]:
 a) tworzących w stopach Fe-C-Si roztwory stałe, b) węglilotwórczych

Fig. 5. Scheme of the influence of alloying additions on the shape of curves of the decomposition of overcooled austenite [21]: a) forming in Fe-C-Si alloys solid solutions, b) carbide-forming

Zróznicowanie składu chemicznego austenitu wymaga pewnego czasu inkubacji, niezbędnego do zainicjowania przemiany bainitycznej. Czas inkubacji austenitu przy chłodzeniu izotermicznym zależy przede wszystkim od temperatury i jest najdłuższy w temperaturze bezpośrednio poniżej temperatury A_1 . Wraz z obniżeniem temperatury czas trwałości przechłodzonego austenitu ulega skróceniu, osiągając minimum w temperaturze 500–550°C. Poniżej temperatury 550°C czas inkubacji austenitu wydłuża się aż do osiągnięcia temperatury początku przemiany martenzytycznej. Dodatki stopowe: Ni, Cu, Mn, Mo, B, V wydłużają ten czas (rys. 5).

Przemiana bainityczna rozpoczyna się od utworzenia zarodków ferrytu na granicach ziaren austenitu. Obecnie przyjmuje się, że przemiana sieci austenitu w sieć ferrytu jest typu martenzytycznego, czyli zachodzi na drodze bezdyfuzyjnego ścinania. Natomiast węgliki tworzą się w wyniku dyfuzji węgla i zarodkowania nowej fazy. Powstaje mikrostruktura, która jest mieszaniną przesyconego węglem ferrytu i dyspersyjnych węglików ϵ ($Fe_{2.4}C$), zawierających 8,4% C i krystalizujących w układzie heksagonalnym. W zależności od temperatury, w której zachodzi przemiana i szybkości chłodzenia może tworzyć się:

- bainit górny,
- bainit dolny.

Bainit górny jest to przesycony węglem ferryt o budowie pierzastej, który między ziarnami lub w ich wnętrzu posiada nieregularne wydzielenia cementytu. Powstaje w zakresie temperatur 550–350°C w wyniku przemiany pośredniej austenitu. Bainit górny składa się z pakietów silnie zdefektowanych listew ferrytu, a między nimi znajduje się cementyt.

Bainit dolny jest to przesycony węglem ferryt o budowie płytkowej, który we wnętrzu ziaren posiada drobnodyspersyjne wydzielenia węglików. Powstaje poniżej temperatury 350°C w wyniku przemiany pośredniej austenitu. Bainit dolny składa się z silnie zdefektowanych listew ferrytu, we wnętrzu których

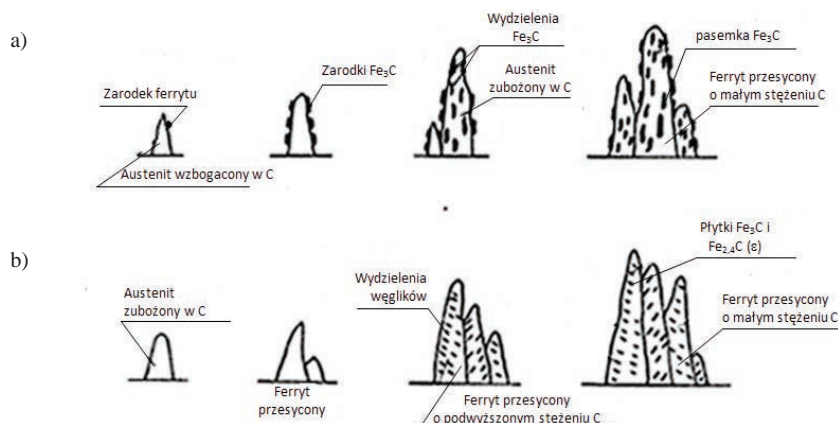
The diversification of the chemical composition of austenite requires a certain time of incubation, which is necessary to initiate the bainitic transformation. The time of the incubation of austenite during isothermal cooling, first of all, depends on the temperature and is the longest at a temperature directly below the temperature A_1 . Together with decreasing temperature the time of stability of overcooled austenite becomes shorter reaching the minimum at a temperature of 500–550°C. Below the temperature of 550°C the time of the incubation of austenite becomes longer until it reaches the temperature of the beginning of the martensitic transformation. Alloying additions: Ni, Cu, Mn, B, V make this time longer (Fig. 5).

The bainitic transformation begins with the formation of ferrite nuclei on the boundaries of austenite grains. Nowadays it is assumed that a transformation of an austenite net into ferrite net is martensitic, that is, it takes place as a result of diffusionless shearing. Whereas carbides are formed as a result of the diffusion of carbon and the nucleation of a new phase. A microstructure is created which is a mixture of ferrite which is oversaturated with carbon and dispersive carbides ϵ ($Fe_{2.4}C$), which contain 8.4% C and which crystallise in a hexagonal system. Depending on the temperature, in which a transformation occurs and the speed of cooling the following may form:

- upper bainite,
- lower bainite.

Upper bainite is carbon-oversaturated ferrite with a feathery shape, which among grains or inside them has irregular precipitations of cementite. It is formed at a temperature within the range of 550–350°C as a result of an indirect transformation of austenite. Upper bainite consists of sheaves of strongly defected ferrite laths, between them there is cementite.

Lower bainite is carbon-oversaturated ferrite in a form of plates, which inside grains has fine-dispersed carbide precipitations. It is formed below 350°C as a result of an indirect transformation of austenite.



Rys. 6. Schemat tworzenia się bainitu: a) górnego i b) dolnego [21]

Fig. 6. Scheme of bainite forming: a) upper and b) lower [21]

znajduje się cementyt. Listwy są ustawione pod kątem 55–60°.

Schemat tworzenia się obu rodzajów bainitu przedstawiono na rysunku 6.

Przemiana izotermiczna w żeliwie ADI [23]

Przemiana izotermiczna w żeliwie ADI jest często nazywana przemianą bainityczną, co nie jest prawidłowe, gdyż efektem tej przemiany ma być ausferyt, a nie bainit. Przemiana bainityczna jest typowa dla stali, ale w stali reakcja ta przebiega zupełnie inaczej niż w żeliwie. Reakcja w stali jest jednostopniowa: austenit przemienia się bezpośrednio w bainit, tj. ferryt iglasty i węgliki. W żeliwie sferoidalnym reakcja jest dwustopniowa. W I stadium austenit przemienia się w ferryt iglasty i wysokowęglowy, stabilny austenit. Jest to prawidłowa struktura ADI, która zapewnia najkorzystniejsze właściwości mechaniczne. W II stadium, kiedy odlew jest wytrzymywany w temperaturze przemiany dłużej, niż jest to konieczne dla zachowania optymalnej struktury, osnowa przemienia się w bainit, tak jak w stali.

Podczas hartowania z przemianą izotermiczną ferryt tworzy zarodki i rozrasta się w austenicie. Jednocześnie węgiel jest usuwany z rosnących płytek ferrytu do otaczającego austenitu. Wysoka zawartość krzemu w żeliwie sferoidalnym powstrzymuje tworzenie się cementytu w austenicie – zjawisko związane zazwyczaj z przemianą bainityczną. W efekcie, w miarę postępowania przemiany pozostały austenit w dalszym ciągu absorbuje węgiel. W miarę wzbogacania się austenitu w węgiel staje się on coraz bardziej stabilny w odniesieniu do przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$, zatrzymany zostaje rozrost płytek ferrytu i przemiana zostaje chwilowo zatrzymana. Pozostały austenit może zawierać aż 2% C, a temperatura przemiany M_s może wynosić poniżej 120°C. Niemniej jednak ten austenit o dużej zawartości węgla nie jest stabilny przez czas nieskończony. Po odpowiednio długim czasie przemiany izotermicznej austenit rozpada się

Lower bainite consists of strongly defected ferrite laths inside which there is cementite. The laths are positioned at an angle 55–60°.

The scheme of formation of both types of bainite is presented in Figure 6.

Isothermal transformation in ADI [23]

An isothermal transformation in ADI is often called the bainitic transformation, which is incorrect because the effect of such a transformation should be ausferrite, and not bainite. The bainitic transformation is typical for steel, but in steel this reaction runs differently than in cast iron. The reaction in steel is one-stage: austenite transforms directly into bainite, i.e. acicular ferrite and carbides. In ductile cast iron the reaction is two-stage. During stage I austenite transforms into acicular ferrite and carbon supersaturated, stable austenite. It is a proper ADI structure, which provides the most favourable mechanical properties. During stage II, when the cast is held at the temperature of the transformation longer than it is necessary to maintain the optimal structure, the matrix transforms into bainite, the way it happens in steel.

During quenching with an isothermal transformation ferrite creates nuclei and grows inside austenite. At the same time carbon is removed from the growing plates of ferrite into the surrounding austenite. High content of silicon in ductile cast iron suppresses the formation of cementite in austenite – a phenomenon usually related to the bainitic transformation. As a result, with the progress of the transformation the remaining austenite continues to absorb carbon. With the enrichment of austenite with carbon it becomes more and more stable in relation to the transformation $\gamma \rightarrow \alpha$, the growth of idiomorphic ferrite is stopped and the transformation is stopped for a moment. The remaining austenite may contain even 2% C, and the temperature of the transformation M_s may be above 120°C. Nevertheless, this austenite with high content of carbon is not stable for infinite time. After an appro-

na ferryt i węgliki. Tak więc przemianę bainityczną podczas hartowania izotermicznego żeliwa sferoidalnego można przedstawić jako reakcję wielostopniową:

- przemiana I stadium: austenit rozkłada się na ferryt iglasty i austenit wzbogacony w węgiel



po której następuje:

- przemiana II stadium: dalszy rozkład austenitu na ferryt i węgliki



gdzie: γ – austenit,

α – ferryt iglasty,

γ_s – stabilny austenit, wzbogacony w węgiel.

Przebieg dwustopniowej przemiany izotermicznej w żelwie sferoidalnym w niskiej i wysokiej temperaturze przemiany pokazano na rysunku 7.

appropriate time of an isothermal transformation austenite decomposes into ferrite and carbides. Hence, the bainitic transformation during quenching of isothermal ductile cast iron may be presented as a multiple-stage reaction:

- stage I transformation: austenite decomposes into acicular ferrite and austenite enriched with carbon



after which there is:

- stage II transformation: further decomposition of austenite into ferrite and carbides

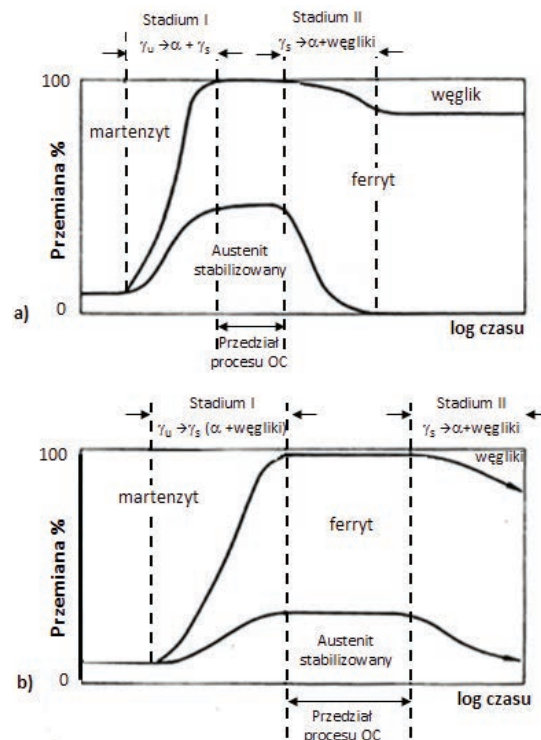


where: γ – austenite,

α – acicular ferrite,

γ_s – stable austenite enriched with carbon.

The course of a two-stage isothermal transformation in ductile cast iron at a low and high temperature of a transformation is presented in Figure 7.



Rys. 7. Schemat przebiegu reakcji przemiany izotermicznej w żelwie sferoidalnym: a) w niskiej i b) w wysokiej temperaturze [23]

Fig. 7. Scheme of the course of an isothermal transformation reaction in ductile cast iron: a) at a low and b) at a high temperature [23]

Przebieg tych przemian na wykresie CTPi przedstawia rysunek 8.

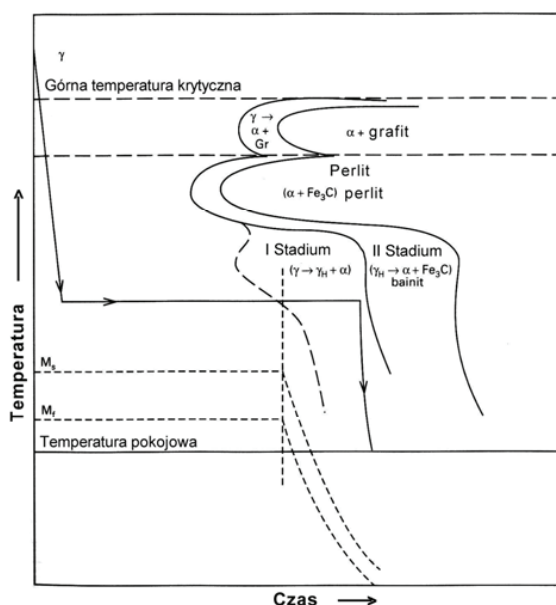
Angielskie terminy: *hardenability*, *quenchability*, *heat treatability*, *austemperability* – w odniesieniu do

The course of these transformations in TTT diagram is presented in Figure 8.

English terms: *hardenability*, *quenchability*, *heat treatability*, *austemperability* – in relation to ADI mean

żeliwa ADI oznaczają zdolność żeliwa do tworzenia struktury ausferytycznej podczas hartowania z przemianą izotermiczną. Stosowany w kraju termin „hartowność” odnosi się do stopów żelaza hartowanych lub ulepszanych cieplnie, a jego miarą jest wynik próby Jominy. W przypadku żeliwa ADI nie ma to technicznego odniesienia, gdyż finalną strukturą jest ausferyt, a nie martenzyt. Proponuje się tutaj zastosowanie terminu „hartowalność”. Pojęcie to byłoby zdefiniowane jako zdolność żeliwa do ochłodzenia (w wannie do hartowania izotermicznego z olejem lub solą) na tyle szybko, aby powstała struktura ausferytu i aby uniknąć rozpoczęcia przemiany perlitycznej. M. Barmani, R. Elliott [24] stosują termin: „austemperability” i definiują go na podstawie wykresów CTP_i bądź CTP_c jako zdolność żeliwa do minięcia „nosa perlitu” podczas chłodzenia z temperatury austenitacji (850–950°C) do temperatury przemiany izotermicznej (250–450°C) bez tworzenia faz powstających w wysokiej temperaturze (rys. 8). Powstanie perlitu jako rezultat niewystarczającej hartowalności wywiera niekorzystny wpływ na właściwości mechaniczne żeliwa ADI.

the ability of cast iron to form ausferritic structure during quenching with an isothermal transformation. The term used in Poland “hartowność” (translator’s note: *hardenability*) relates to ferrous alloys which are quenched or improved thermally, and its measure is the result of the Jominy test. In case of ADI it has no technical reference, because the final structure is ausferrite, and not martensite. It is recommended to use the term “hartowalność” (TN: *heat treatability*). This term was defined as an ability of cast iron to cool down (in an isothermal quenching bath with oil or salt) so fast that the ausferrite structure may form and the beginning of the perlitic transformation is avoided. M. Barmani, R. Elliott [24] use the term: “austemperability” and define it on the basis of TTT digrams or CCT diagrams as an ability of cast iron to omit “the perlite nose” during cooling down from the temperature of austenitisation (850–950°C) to the temperature of an isothermal transformation (250–450°C) without forming phases which are created at high temperatures (Fig. 8). The formation of perlite as a result of insufficient heat treatability unfavourably influences the mechanical properties of ADI.



Rys. 8. Typowy wykres CTP_i dla żeliwa sferoidalnego i krzywa chłodzenia do przemiany izotermicznej omijająca „nos” perlitu, dwa stadia przemiany; zakończenie przemiany i chłodzenie do temperatury pokojowej następuje z zakresu I stadium przemiany [25]

Fig. 8. Typical TTT diagram for ductile cast iron and the curve of cooling to begin an isothermal transformation which omits “the perlite nose”, two stages of the transformation: the end of the transformation and cooling to the ambient temperature takes place from the level of stage I of the transformation [25]

Austenit w żeliwie ADI [25]

W początkowym etapie obróbki termicznej cała osnowa w odlewie ma strukturę austenitu. Austenit zawiera 0,8–1,1% węgla, zależnie od składu chemicznego odlewu i temperatury austenitowania. Z powodu segregacji rozkład węgla w odlewie jest niejednorodny. Składniki węglotwórcze segregują na

Austenite in ADI [25]

In the initial stage of heat treatment the whole matrix in the cast has the structure of austenite. Austenite contains 0.8–1.1% of carbon, depending on the cast’s chemical composition and the temperature of austenitisation. Due to segregation the carbon distribution in the cast is uneven. Carbide formers

granicach ziaren i zwiększają lokalnie rozpuszczalność węgla. Zarówno węgiel, jak i węglitowórcze składniki stabilizują austenit w tych obszarach. Przemiana może być kompletna w reszcie odlewu, lecz w obszarze granic komórek odlew może zawierać jeszcze duże ilości austenitu. Ten austenit jest często nazywany **austenitem szczątkowym** (ang. retained), **austenitem pierwotnym** (ang. original), **niskowęglowym austenitem**, **austenitem na granicach ziaren** (też ang. chicken wire) lub **austenitem nieprzetworzonym**. Żadna z tych nazw nie jest prawidłowa. Nazwa „austenit szczątkowy” nie jest nazwą odzwierciedlającą stan faktyczny.

Na rysunku 9 przedstawiono schemat obróbki cieplnej (hartowania izotermicznego). Cały austenit w strukturze żeliwa po ochłodzeniu pochodzi z pierwotnej siatki austenitu, utworzonej podczas austenitizacji (pomiędzy punktami B i C, rys. 9). „Austenit pierwotny” jest najbliższy właściwej nazwie, lecz nie ma technicznego uzasadnienia. „Niskowęglowy austenit” też nie jest nazwą prawidłową, ponieważ podczas austenitizacji ten austenit ma najwyższą zawartość węgla.

W rzeczywistości, po hartowaniu izotermicznym jest ona najwyższa. Ze względu na to, że ten austenit nie bierze udziału w reakcji hartowania izotermicznego, zawartość w nim węgla nie zmienia się podczas obróbki termicznej. Austenit „na granicach ziaren” (*chicken wire*) określa lokalizację i kształt, lecz nie istotę zjawiska.

Nazwa prawidłowa to **nieprzereagowany metastabilny austenit**. Nazwa ta wskazuje, że nie uczestniczył on w reakcji w trakcie hartowania izotermicznego, jednak zawartość w nim węgla nie zmieniała się podczas hartowania i jest on metastabilny.

Jest jeszcze jeden typ austenitu występujący podczas hartowania izotermicznego – austenit przereagowany. Zawartość węgla w nim, w miarę postępu reakcji przemiany, znacząco wzrasta. Typowe stężenie węgla w tym austenicie wynosi od 1,2% do 1,6%. Z tą zawartością węgla austenit jest metastabilny w temperaturze pokojowej. Może się przekształcić w martenzyt przez ochłodzenie do niższej temperatury lub na skutek naprężeń mechanicznych, np. podczas obróbki mechanicznej, walcowania, śrutowania i in. Właściwa nazwa tego typu austenitu to **przereagowany metastabilny austenit**.

Trzeci typ austenitu, w czasie hartowania izotermicznego, pojawia się pomiędzy punktami F i G (rys. 9).

W tym okresie przemiany stężenie węgla w austenicie wzrasta do około 2%. Z tą zawartością węgla austenit staje się termicznie i mechanicznie stabilny. Właściwa nazwa tego typu austenitu to **przereagowany stabilny austenit**. Ten typ austenitu jest pożądanym, w przeciwieństwie do pozostałych dwóch.

Proponowane nazwy dla tych trzech typów austenitu to: **nieprzereagowany metastabilny austenit**, **przereagowany metastabilny austenit** i **przereago-**

segregate on the boundaries of grains and locally increase the solubility of carbon. Both carbon, and carbide formers stabilise austenite in these areas. The transformation may be complete in the remaining part of the cast but in the area of cells' boundaries the cast may still contain high amounts of austenite. This austenite is often called **retained austenite**, **original austenite**, **low-carbon austenite**, **austenite on the boundaries of grains** also called **chicken wire austenite**, or **unprocessed austenite**. None of these terms is correct. The term “retained austenite” is not a name which would reflect the state of the facts.

In Figure 9 presented is a scheme of heat treatment (isothermal quenching). The whole austenite in the cast iron structure after cooling down comes from the original net of austenite, which is created during austenitisation (between points B and C, Fig. 9). “Original austenite” is the closest to a proper name, however it lacks the technical justification. “Low-carbon austenite” is also not a correct name, because during austenitisation this austenite has the highest carbon content.

In fact, after isothermal quenching it is the highest. Due to the fact that this austenite does not take part in the reaction of isothermal quenching, the content of carbon in austenite does not change during heat treatment. Austenite “on the boundaries of grains (chicken wire) determines the location and the shape but not the nature of the phenomenon.

The correct term is **unreacted metastable austenite**. This name suggests that it did not take part in the reaction during isothermal quenching, however the content of carbon in this austenite did not change during quenching and is metastable.

There is one more type of austenite which occurs during isothermal quenching – reacted austenite. The content of carbon in this austenite, along the course of the transformation reaction, considerably increases. Typical carbon concentration in this austenite ranges from 1.2% to 1.6%. With this content of carbon austenite is metastable at the ambient temperature. It can transform into martensite by cooling down to a lower temperature or as a result of mechanical tensions, e.g. during heat treatment, rolling, shot blasting, etc. The proper term for this type of austenite is **reacted metastable austenite**.

Third type of austenite, during isothermal quenching, occurs between points F and G (Fig. 9).

In this period of the transformation the concentration of carbon in austenite increases up to approx. 2%. With this content of carbon austenite becomes thermally and mechanically stable. The proper name for this type of austenite is **reacted stable austenite**. This type of austenite is desirable unlike the two other types.

The recommended names for these three types of austenite are: **unreacted metastable austenite**, **reacted metastable austenite** and **reacted stable**

wany stabilny austenit. Tylko ten trzeci jest w żeliwie ADI pożądany. (Stosowany często w krajowej literaturze termin „austenit przemieniony” gorzej odzwierciedla istotę zjawiska. Austenit nie „przemienia się”, zmienia się w nim tylko stężenie węgla). Przareagowany austenit jest stabilny (tzn. nie ulega samorzutnie przemianie w martenzyt) zarówno w temperaturze otoczenia, jak i w temperaturze ujemnej, nawet do -200°C . Austenit ten natomiast posiada zdolność do utwardzania pod wpływem naprężeń zewnętrznych. Mechanizm tego zjawiska nie został jednoznacznie wyjaśniony.

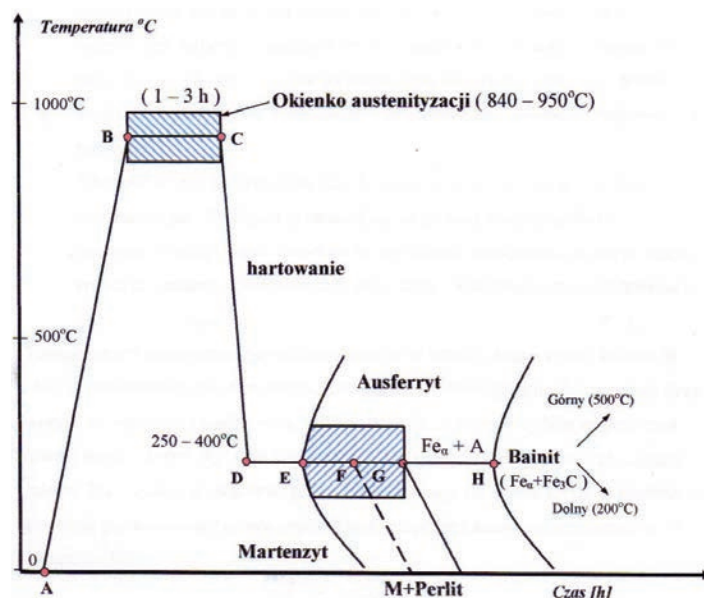
Wykres CTP_i w zastosowaniu do wytwarzania żeliwa ADI

Proces hartowania na ausferyt składa się z kilku etapów, co obrazuje rysunek 9.

austenite. Only the latter is desirable in ADI. (Commonly used term in Polish literature “austenit przemieniony” [TN: *changed austenite*] does not reflect the nature of the phenomenon sufficiently. Austenite does not “change”, only the content of carbon in austenite changes.) Reacted austenite is stable (i.e. it does not undergo any transformations into martensite) both at the ambient temperature, and at a temperature below zero, even to -200°C . However, this austenite has the ability to become harder under the influence of external tensions. The mechanism of this phenomenon has not been univocally explained.

TTT diagram in the application for production of ADI

The process of quenching to form ausferrite consists of several stages, which is shown in Figure 9.



Rys. 9. Schemat obróbki cieplnej żeliwa ADI [17, 18]
Fig. 9. Scheme of heat treatment of ADI [17, 18]

Wyjściowym tworzywem w technologii wytwarzania żeliwa ADI jest odlew z żeliwa sferoidalnego, który kolejno poddawany jest zabiegom:

- nagrzania i wytrzymania w temperaturze $850\text{--}950^{\circ}\text{C}$ (linia A – B – C) dla uzyskania struktury austenit-grafit;
- szybkiego ochłodzenia (C – D) i izotermicznego wytrzymania w temperaturze $250\text{--}400^{\circ}\text{C}$ (D – G) dla uzyskania struktury ausferytycznej, z zawartością węgla w austenicie $1,8\text{--}2,0\%$ [25].

Zarodkowanie ferrytu rozpoczyna się z pewnym opóźnieniem w punkcie E, zaś jego zakończenie w punkcie F następuje przy zawartości węgla w austenicie od $1,2\%$ do $1,6\%$. Od tego momentu ferryt dalej wzrasta w połączeniu ze wzrostem zawartości węgla w austenicie do $1,8\text{--}2,2\%$ w punkcie G.

The initial material in the technology for the production of ADI is a cast made of ductile iron, which in sequence undergoes the following procedures:

- Heating and holding at $850\text{--}950^{\circ}\text{C}$ (line A – B – C) to achieve the structure austenite-graphite;
- Fast cooling down (C – D) and isothermal holding at $250\text{--}400^{\circ}\text{C}$ (D – G) to achieve the ausferritic structure, with carbon content in austenite $1.8\text{--}2.0\%$ [25].

Ferrite nucleation begins with a certain delay in point E, while its end in point F occurs with the carbon content in austenite ranging from 1.2% to 1.6% . Since this moment ferrite further increases together with the increase of carbon content in austenite from $1.8\text{--}2.2\%$ in point G.

Zbyt długi zabieg hartowania izotermicznego (obszar za punktem H) prowadzi do uwalniania węgla z austenitu i wydzielania się węglików, pogarszających właściwości plastyczne odlewu. Za punktem H cały austenit przetworzony jest w ferryt, a prawie cały węgiel kształtuje się w postaci węglików, czyli tworzy się bainit. Struktura bainityczna w żeliwie ADI jest strukturą niepożądaną.

Wykresy CTP w literaturze

Wykresy CTP dla żeliwa sferoidalnego niestopowego i stopowego były tematem wielu prac badawczych [1–6]. Celem tych prac było, między innymi, określenie wpływu na kinetykę przemiany przechłodzonego austenitu takich dodatków stopowych, jak: bor [4], molibden [2], nikiel [8], miedź i krzem [3], Mn [2, 26, 27, 29] oraz wpływu temperatury austenitizacji [9].

Autorzy atlasu [10] przedstawili szereg wykresów CTP_c żeliwa sferoidalnego z różnymi dodatkami stopowymi.

A. Bylica i W. Orłowicz [11, 31] wyznaczyli wykresy CTP_c dla żeliwa sferoidalnego zawierającego 3,45% C, 2,9% Si, 0,41%Mn, 0,4% Ni, 0,61% Cu i 0,062% Mg dla dwóch wartości temperatury austenitizacji, tj. 900°C i 1000°C.

Przyjęcie dwóch różnych wartości temperatury austenitizacji pozwoliło na dokonanie oceny jej wpływu na kinetykę przemiany przechłodzonego austenitu w czasie chłodzenia ciągłego.

Stwierdzono, że w żeliwie austenitizowanym w temperaturze 900°C, a następnie chłodzonym z szybkością 30 K/h, 300 K/h i 685 K/h, przemiana perlityczna zaszła do końca. Zjawiska tego nie zaobserwowano jednak, gdy stosowano temperaturę austenitizacji 1000°C, o czym świadczy obecność ferrytu w osnowie chłodzonego w ten sposób żeliwa. Ponadto zastosowanie wyższej temperatury austenitizacji spowodowało zmniejszenie twardości żeliwa. To ostatnie zjawisko można wytłumaczyć rozrostem ziaren austenitu w podwyższonej temperaturze, a więc również zwiększeniem wymiarów komórek eutektycznych produktów przemiany.

Opublikowany przez J. Drabinę i A. Hubczyka [12, 26] wykres CTP_c dotyczył żeliwa z dodatkiem 0,83% Ni. Na wykresie zaznaczono obszar występowania bainitu, jak również podano temperaturę krytyczną oraz temperaturę początku przemiany martenzytycznej, która wynosiła odpowiednio: $A_{c1P} = 760^{\circ}\text{C}$, $A_{c3K} = 810^{\circ}\text{C}$, $M_s = 180^{\circ}\text{C}$.

J. Radzikowska [14] przeprowadziła badania dylatometryczne żeliwa Zs40012, Zs50007, Zs5502 i Zs60003 według normy PN-76/H-83123. Wykonano wykresy CTP_c, które pozwoliły na odczytanie temperatury początku i końca przemian fazowych zachodzących podczas studzenia ciągłego z założoną szybko-

A too long procedure of isothermal quenching (area beyond point H) leads to the release of carbon from austenite and precipitation of carbides, which worsen plasticity properties of the cast. Beyond point H the whole austenite is transformed into ferrite, and almost the whole carbon forms carbides, that is, bainite is formed. The bainitic structure in ADI is undesirable.

TTT diagrams in the field literature

TTT diagrams for non-alloy and alloy ductile iron were the subject of numerous research works [1–6]. The aim of these works was, among others, to determine the influence of alloying additions: such as boron [4], molybdenum [2], nickel [8], copper and silicon [3], Mn [2, 26, 27, 29] on the kinetics of the transformation of overcooled austenite and the influence of temperature of austenitisation [9].

The authors of the atlas [10] presented a number of CCT diagrams of ductile cast iron with different alloying additions.

A. Bylica and W. Orłowicz [11, 31] determined CCT diagrams for ductile cast iron which contains 3.45% C, 2.9% Si, 0.41% Mn, 0.4% Ni, 0.61% Cu and 0.062% Mg for two values of temperature of austenitisation, i.e. 900°C and 1000°C.

Assuming two different values of temperature of austenitisation allowed the authors to make an assessment of its influence on kinetics of transformations of overcooled austenite during continuous cooling.

It was stated that in cast iron austenitised at 900°C, which is later cooled down with the speed of 30 K/h, 300 K/h and 685 K/h, the perlitic transformation took place until the end. However, this phenomenon was not observed when austenitisation temperature was 1000°C, proof of which is the presence of ferrite in the matrix of cast iron which is cooled down in this manner. What is more, the application of higher temperature of austenitisation caused a decrease of cast iron hardness. The latter phenomenon can be explained by the growth of austenite grains at a higher temperature, and also by an increase of dimensions of eutectic cells of the products of transformation.

Published by J. Drabina and A. Hubczyk [12, 26] a CCT diagram related to cast iron with 0.83% Ni addition. In the diagram an area of bainite presence is marked, as well as the critical temperature and the temperature of the beginning of the transformation are given, which were respectively: $A_{c1P} = 760^{\circ}\text{C}$, $A_{c3K} = 810^{\circ}\text{C}$, $M_s = 180^{\circ}\text{C}$.

J. Radzikowska [14] conducted dilatometric tests of cast iron Zs40012, Zs50007, Zs5502 and Zs60003 according to the standard PN-76/H-83123. CCT diagrams were made, which enabled to read the temperature of the beginning and the end of phase transformations which occur during continuous

ścią. Podano również wartości czasu chłodzenia τ_c [s] jako wskaźnik trwałości austenitu w zakresie temperatury 800–500°C. Stwierdzono, że przy $\tau_c = 10$ s struktura żeliwa składa się prawie wyłącznie z martenzytu, natomiast przy $\tau_c = 39$ s w strukturze zaczyna pojawiać się bainit.

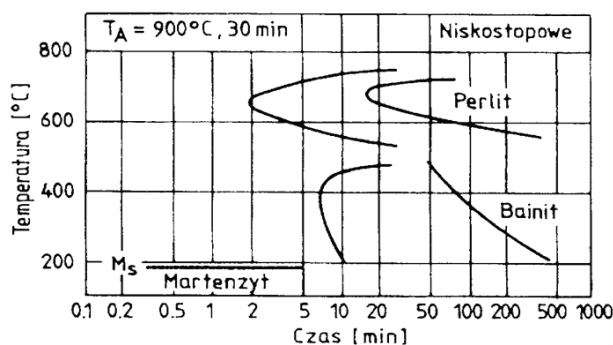
Opublikowano także wykres CTP_c dla żeliwa z dodatkiem 0,85% Ni i 0,35% Cu [34], a w pracy [35] z dodatkiem 0,14% Ni i 0,92% Cu. Najwięcej badań poświęcono żeliwu z dodatkiem 1,5% Ni i 0,3% Mo [19].

Na rysunku 10 przedstawiono wykres CTP_i, a na rysunku 11 – wykres CTP_c dla żeliwa z wymienionymi dodatkami.

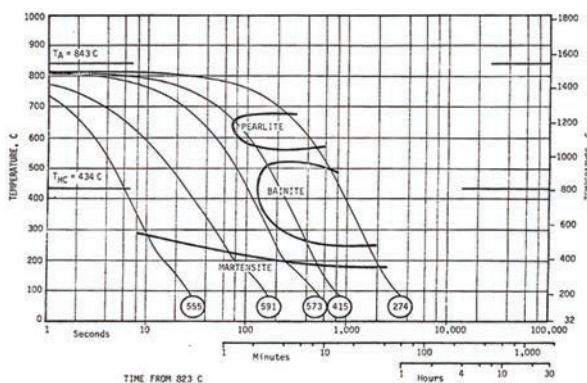
cooling with a particular speed. The values of cooling time τ_c [s] are also given, as an indicator of austenite durability within the temperature range of 800–500°C. It was stated that when $\tau_c = 10$ s the structure of cast iron almost entirely consists of martensite, whereas when $\tau_c = 39$ s bainite starts to form in the structure.

CCT diagrams were also published for cast iron with 0.85% Ni addition and 0.35% Cu addition [34], and in the study [35] with 0.14% Ni addition and 0.92% Cu addition. The biggest number of research is devoted to cast iron with 1.5% Ni addition and 0.3% Mo addition [19].

In Figure 10 presented is a TTT diagram, and in Figure 11 – a CCT diagram for cast iron with the enumerated additions.



Rys. 10. Wykres CTP_i wg [28]
Fig. 10. TTT diagram according to [28]



Rys. 11. Wykres CTP_c dla żeliwa jak na rysunku 10 [28]
Fig. 11. CCT diagram for cast iron as in Figure 10 [28]

J. Park [28] opracował częściowe wykresy CTP_c dla wytopów żeliwa sferoidalnego o zawartości 3,6% C, 2,3% Si, 0,1 do 1,37% Cu i 0 do 0,5% Mo. Wykazano, że dla żeliwa niezawierającego Mo, dodatki Cu w ilości do 1,11% dają pewną poprawę hartowności wskutek przedłużenia czasu przemiany perlitycznej z 13 do 32 sekund. Molibden wykazuje działanie silniejsze, ponieważ przy zawartościach do 0,5% Mo i jednoczesnej obecności 0,1% Cu czas ten zwiększa się do 48 sekund.

J. Park [28] developed partial CCT diagrams for ductile cast iron casts with the content of 3.6% C, 2.3% Si, 0.1 to 1.37% Cu and 0 to 0.5% Mo. It was proved that for cast iron which does not contain Mo, Cu additions in the amount of 1.11% give improved hardenability as a result of prolonged time of the perlitic transformation from 13 to 32 seconds. Molybdenum shows a stronger reaction, because with Mo content up to 0.5% and simultaneous presence of 0.1% Cu this time increased to 48 seconds.

Y. Ueda i M. Takida [30] przedstawili wykres CTP_i dla żeliwa z dodatkiem 0,08% V i 1,96% Ni. Wanad w podanej ilości zadziałał tu prawie identycznie jak dodatek 0,3% Mo.

J.M. Motz [15] opracował wykres CTP_i dla żeliwa z dodatkami 0,29% Mo, 0,35% Cu i 0,60% Ni.

Z wykresu tego wynika, że czas do rozpoczęcia przemiany perlitycznej wynosi 30 s, temperatura Ms = 350°C, natomiast czas 50% przemiany austenitu w bainit wynosi: dla temperatury 400°C około 4 min, a dla temperatury 270°C – około 15 min.

W pracy [17] przedstawiono wykres CTP_i (rys. 12) dla żeliwa sferoidalnego, które zostało zastosowane na przekładnie stożkowe.

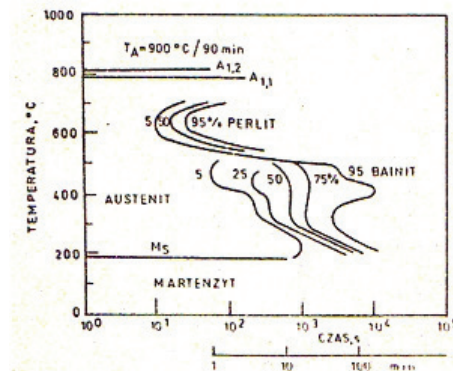
K. Rohring przedstawił wpływ miedzi na zmianę przebiegu przemian perlitycznej i bainitycznej (rys. 13) [18]. Uważa, że miedź w żeliwie sferoidalnym podczas przemiany bainitycznej zwiększa okres trwałości austenitu, co powoduje, że proces jego rozpadu przebiega z małą szybkością. Przedłużenie czasu wytrzymywania poza linię z czarnymi punktami powoduje rozpad wzbogaconego węglem roztworu γ .

Y. Ueda and M. Takida [30] presented a TTT diagram for cast iron with 0.08% V addition and 1.96% Ni addition. Vanadium in the given amount reacted almost in the same way as 0.3% Mo addition.

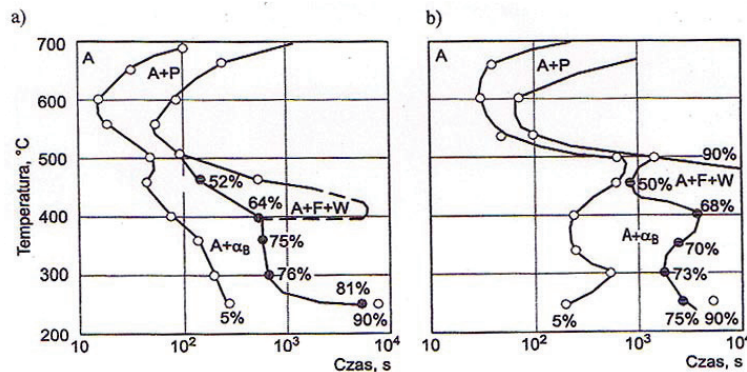
J.M. Motz [15] developed a TTT diagram for cast iron with 0.29% Mo addition, 0.35% Cu addition and 0.60% Ni addition. From this diagram it results that time from the beginning of the perlitic transformation is 30 s, temperature Ms = 350°C, whereas time in which 50% austenite transforms into bainite: for the temperature of 400°C is approx. 4 min., and for the temperature of 270°C – approx. 15 min.

In the study [17] a TTT diagram is presented (Fig. 12) for ductile cast iron, which was utilised for bevel gears.

K. Rohring presented the influence of copper on the change of the course of the perlitic and bainitic transformations (Fig. 13) [18]. Rohring holds the opinion that copper in ductile cast iron during the bainitic transformation increases the period of austenite durability, which causes that the process of its decomposition runs with low speed. Prolonged time of holding outside the line with black points caused the decomposition of carbon-enriched solution γ .



Rys. 12. Wykres CTP_i dla żeliwa zawierającego 3,50% C, 2,90% C, 0,62% Cu, 0,19% Mo [17]
Fig. 12. TTT diagram for cast iron which contains 3.50% C, 2.90% C, 0.62% Cu, 0.19% Mo [17]

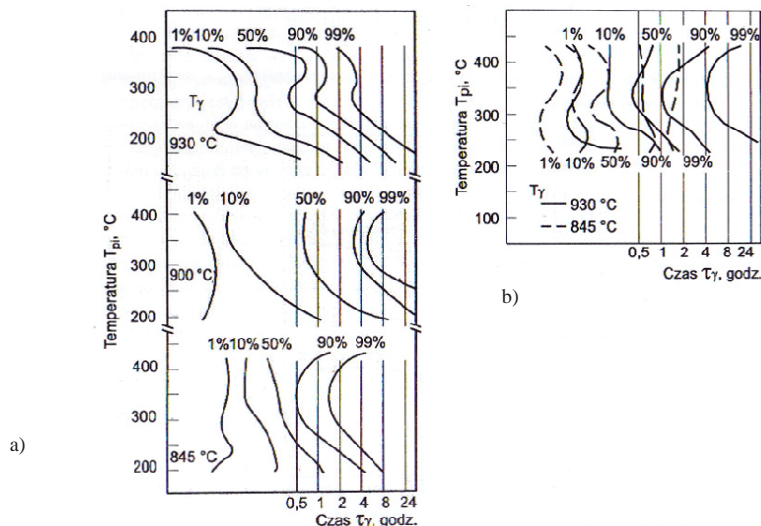


Rys. 13. Wykresy CTP_i dla żeliwa sferoidalnego: a) niestopowego, b) zawierającego 3,3% C, 2,8% Si, 0,7% Mn, 0,8% Cu
A – austenit, P – perlit, F – ferryt, W – węgliki, α_B – ferryt bainityczny [18]

Fig. 13. TTT diagrams for ductile cast iron: a) non-alloy, b) containing 3.3% C, 2.8% Si, 0.7% Mn, 0.8% Cu
A – austenite, P – perlite, F – ferrite, W – carbides, α_B – bainitic ferrite [18]

Osobnym problemem w produkcji żeliwa ADI są odlewy grubościennie (powyżej 50 mm grubości ścianki), gdyż przemiany strukturalne zachodzą inaczej na powierzchni odlewu, a inaczej w środku odlewu. Zostało to przedstawione w pracy [19] i na rysunku 14.

A separate problem in the production of ADI are thick-walled casts (above 50 mm of wall thickness), since structural transformations take place in a different way on the surface of the cast, and in a different way in the middle of the cast. It was presented in publication [19] and in Figure 14.



Rys. 14. Izotermy przemiany austenitu żeliwa sferoidalnego (1,5% Ni i 0,3% Mo) w próbkach o średnicy: a) 30 mm, b) 135 mm [19]

Fig. 14. Isotherms of austenite transformation in ductile cast iron (1.5% Ni and 0.3% Mo) in samples with diameters: a) 30 mm, b) 135 mm [19]

Z rysunku 14a wynika, że temperatura austenitowania nie wpływa znacząco na czas inkubacji, natomiast w próbkach 135 mm (rys. 14b) czas ten jest wyraźnie dłuższy.

From Figure 14a it results that the temperature of austenitisation does not significantly influence the time of incubation, while in samples 135 mm (Fig. 14b) this time is visibly longer.

Badania własne

Celem badań było wykonanie wykresów CTP:

- żeliwa niklowo-miedziowego o różnej zawartości niklu,
- żeliwa niklowo-molibdenowego.

Doboru dodatków stopowych dokonano na podstawie studiów literatury [1–10, 15–18]. Na podstawie analizy wykresów do dalszych badań wytypowano żeliwo sferoidalne z dodatkami 1,55% Ni i 0,73% Cu. Uzasadnieniem takiego wyboru było stwierdzenie, że dodatek niklu nie zwiększa znacząco czasu inkubacji, natomiast żeliwo o wysokiej zawartości Ni i Mo istotnie powiększa koszty produkcji. Ponadto dodatek Mo może powodować powstawanie węglików, co w żeliwie ADI jest niepożądane – obniża się wydłużenie i udarność [4, 17].

Wykonano dwa wykresy CTP_i oraz dwa wykresy CTP_c żeliwa sferoidalnego o składzie chemicznym podanym w tabeli 1.

Own research

The aim of the research was to draw up TTT diagrams:

- nickel-copper cast iron with various content of nickel,
- nickel-molybdenum cast iron.

The selection of alloying additions was made on the basis of literature review [1–10, 15–18]. On the ground of the analysis of diagrams, for further research, ductile cast iron with 1.55% Ni addition and 0.73% Cu addition was selected. The justification for this choice was the statement that addition of nickel does not significantly increase the time of incubation, whereas cast iron with high content of Ni and Mo considerably increases the cost of production. What is more the addition of Mo can cause the formation of carbides, which is undesirable in ADI – it decreases the elongation and impact strength [4, 17].

Two TTT diagrams and two CCT diagrams were made for ductile cast iron with the chemical composition specified in Table 1.

Tabela 1. Skład chemiczny żeliwa sferoidalnego użytego do wykonania wykresów CTP
 Table 1. Chemical composition of ductile cast iron used for drawing up TTT diagrams

Nr wykresu / Diagram no.	Skład chemiczny / Chemical composition, %									Eutekt. równow. węglowy C_e / Eutectic carbon equivalent C_e	Zawartość C w eutektyce grafit. C_{eut} / Content of C in eutectic graphite C_{eut}	Stopień nasylenia eutekt. S_c / Degree of eutectic saturation S_c
	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni	Cu	Mo			
CTPi-1	3,52	2,87	0,22	0,65	0,017	0,051	1,55	0,73	-	4,773	3,019	1,581
CTPi-2	3,27	3,09	0,22	0,71	0,017	0,073	2,26	1,44	-	4,701	2,841	1,655
CTPc-3	3,43	2,49	0,28	0,051	0,017	0,056	1,60	0,69	-	4,369	3,336	1,310
CTPc-4	3,85	2,90	0,61	0,050	0,010	0,080	1,50	-	0,47	4,865	3,277	1,485

Kolejnym przedmiotem badań była próba doboru parametrów technologicznych obróbki cieplnej w celu uzyskania gatunków żeliwa ADI według normy EN-PN 1564.

Wykresy CTP_i

Kinetykę przemiany przechłodzonego austenitu w warunkach izotermicznych badano przy użyciu dylatometru firmy Sandamel (Szwajcaria). Punkty krytyczne przy nagrzewaniu z szybkością 3 K/min oraz temperaturę M_s określono na optycznym dylatometrze LS4 produkcji krajowej. Twardość próbek po próbach dylatometrycznych mierzono aparatem Vickersa, przy obciążeniu 98,1 N.

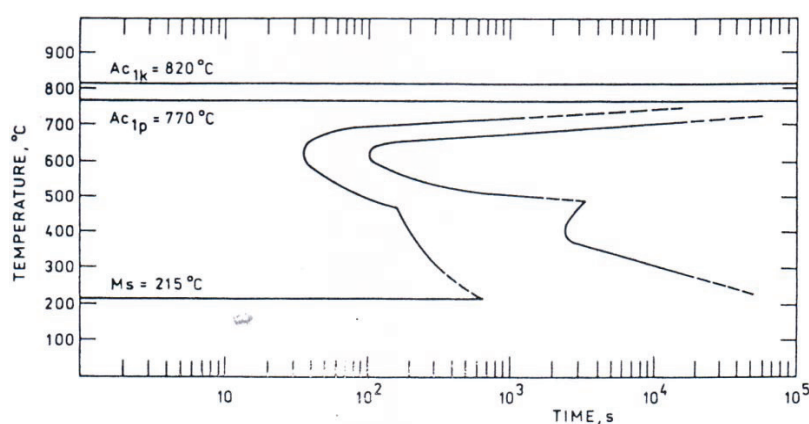
Dane eksperymentalne kinetyki przemiany izotermicznej przechłodzonego austenitu i produktów tej przemiany dla obu wykresów podano w tabeli 2. Wykres CTP_{i-1} zamieszczono na rysunku 15, a wykres CTP_{i-2} na rysunku 16.

Another aim of the research was the attempt to select technological parameters of heat treatment in order to achieve types of ADI according to the standard EN-PN 1564.

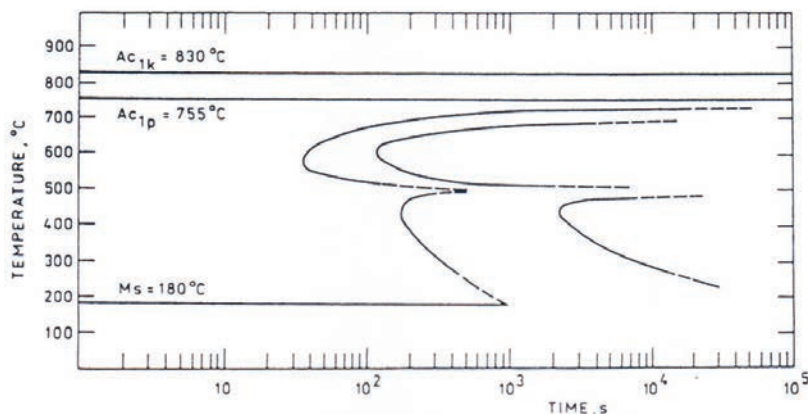
TTT diagrams

The kinetics of the transformation of the overcooled austenite under isothermal conditions was tested with the use of a dilatometer produced by Sandamel company (Switzerland). The critical points during heating with the speed of 3 K/min. and temperature M_s were determined with the use of an optical dilatometer LS4 produced in Poland. The hardness of samples after dilatometric tests was measured with a Vickers apparatus, stress equalled 98.1 N.

Experimental kinetics data of the isothermal transformation of the overcooled austenite and products of this transformation for both diagrams is given in Table 2. A TTT-1 diagram is shown in Figure 15, and a TTT-2 diagram in Figure 16.



Rys. 15. Wykres CTP_{i-1}
 Fig. 15. TTT-1 diagram



Rys. 16. Wykres CTP_i-2

Fig. 16. TTT-2 diagram

Tabela 2. Wyniki badań kinetyki przechłodzonego austenitu i produkty przemiany w żelwie sferoidalnym wykorzystane do sporządzenia wykresów CTP_i

Table 2. Results of kinetics tests of overcooled austenite and products of the transformation in ductile cast iron used to draw up TTT diagrams

Nr próbki / Sample no.	Parametry przemiany / Transformation parameters			Produkty przemiany austenitu ¹⁾ / Products of austenite transformation ¹⁾	Twardość HV 10 / Hardness HV 10
	Temperatura / Temperature, °C	Czas rozpoczęcia chłodzenia / Time of cooling beginning, s	Czas zakończenia chłodzenia / Time of cooling end, s		
1	Chłodzenie z szybkością większą od krytycznej / Cooling with speed higher than the critical speed	–	–	M + A	534
2	278	400	17 000	BD + A	408
3	340	250	5 400	BD + A	355
4	402	200	2 500	BG + A	289
5	459	185	2 500	BG + A	298
6	512	82	1 300	T + BG + A	290
7	576	43	160	T + BG + A	294
8	633	34	100	P + F	288
9	691	76	3 400	P + F	218
10	725	780	–	P + F	–

¹⁾ M – martenzyt, A – austenit, BD – bainit dolny, BG – bainit górny, T – troostyt, P – perlit, F – ferryt / M – martensite, A – austenite, BD – lower bainite, BG – upper bainite, T – troostite, P – perlite, F – ferrite

Wykres CTP_c-3

Temperatura austenitzacji wynosiła 900°C. Do wykonania wykresów CTP_c, z każdego wytopu przygotowano po 8 próbek o wymiarach ϕ 3×30 mm. Następnie przeprowadzono badania dylatometryczne, których wyniki posłużyły do wyznaczenia krzywych chłodzenia w układzie: temperatura - logarytm czasu. Określono także temperatury początku i końca przemian strukturalnych, zachodzących w żelwie w czasie jego studzenia z określoną szybkością. Badania przeprowadzono za pomocą dylatometru typu L-75 firmy

CCT-3 diagram

The temperature of austenitisation was 900°C. In order to draw up CCT diagrams from each cast 8 samples were prepared with the following dimensions ϕ 3×30 mm. Next, dilatometric tests were conducted, whose results helped to determine the curves of cooling in the system: temperature - time logarithm. The temperatures of the beginning and the end of structural transformations, which occur in cast iron during its cooling with a given speed, were determined. Tests were made with the use of a dilatometer

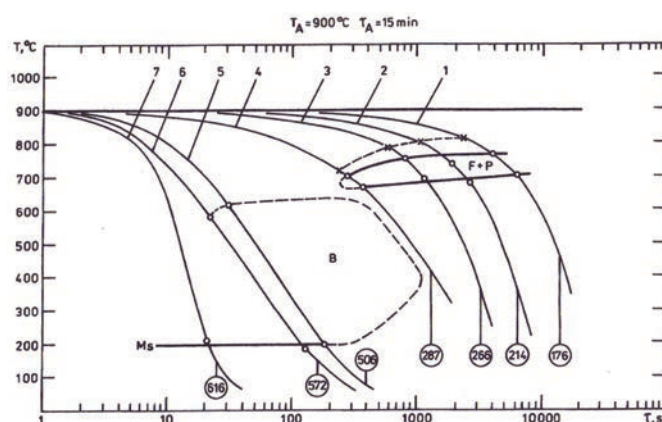
Linsens. Pomiary temperatury wykonano termoelementem PtRh10-Pt. Próbkę wkładano do pieca nagrzanego do temperatury 900°C, wytrzymywano w czasie 20 min, a następnie chłodzono zgodnie z ustaloną szybkością, podaną w tabeli 3. W tabeli tej zestawiono również pozostałe parametry chłodzenia oraz twardość i strukturę próbek. Wykres CTP_c-3 przedstawiono na rysunku 17.

eter type L-75 produced by Linsens. The temperature measures were conducted with the use of a thermoelement PtRh10-Pt. Samples were put into a furnace heated to the temperature of 900°C, held for 20 min, and then cooled according to a particular speed, given in Table 3. In this Table specified are also other cooling parameters as well as the hardness and the structure of samples. A CCT-3 diagram is presented in Figure 17.

Tabela 3. Zestawienie wyników badań dylatometrycznych i metaloznawczych wykorzystanych do wykonania wykresu CTP_c-3

Table 3. The specification of results of dilatometric and metallurgical tests used to draw up a CCT-3 diagram

Nr próbki / Sample no.	Sposób chłodzenia / Manner of cooling	Czas chłodzenia / Cooling time (800–500°C) τ_c , s	Temperatura przemiany / Temperature of transformation, °C	Twardość HV 30 / Hardness HV 30	Struktura osnowy / Matrix structure
1	z piecem z szybkością 2 K/min / with the furnace at the speed of 2 K/min	9600	t_p P = 760 t_k P = 700	176	P45
2	z piecem z szybkością 5 K/min / with the furnace at the speed of 5 K/min	3700	t_p P = 760 t_k P = 690	214	P45
3	z piecem z szybkością 10 K/min / with the furnace at the speed of 10 K/min	1800	t_p P = 750 t_k P = 690	266	P45
4	w wyłączonym piecu / in the turned off furnace	806	t_p P = 700 t_k P = 670	287	P70
5	w powietrzu po odsunięciu pieca / in the air after moving away the furnace	41	t_p B = 615 t_k B = 200	508	B
6	wentylatorem po odsunięciu pieca / with a fan after moving away the furnace	25	Ms = 200	572	M + B
7	wodą po odsunięciu pieca / with water after moving away the furnace	9	Ms = 200	616	M



Rys. 17. Wykres CTP_c-3

Fig. 17. CCT-3 diagram

Wykres CTP_c-4

Wykres CTP_c dla żeliwa sferoidalnego CTP_c-4 został wykonany za pomocą dylatometru hartowniczego Linseis L78 Rita.

Urządzenie jest przeznaczone do prowadzonych z dużymi szybkościami nagrzewania i studzenia, badań dylatometrycznych materiałów, takich jak metale i stopy (przewodniki elektryczności) w celu:

- identyfikacji i analizy dylatometrycznej przemian fazowych zachodzących w stanie stałym,
- konstrukcji wykresów dylatometrycznych: nagrzewanie (CHT – *Continuous Heating Transformation*), CTP_c (CCT – *Continuous Cooling Transformation*) i CTP_i (TTT – *Time Temperature Transformation*);
- analizy parametrów obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego (hartowanie z przemianą izotermiczną) prowadzącej do wytworzenia żeliwa ADI w procesie przemiany ausferytycznej.

Pomiar dylatometryczny dla każdej szybkości chłodzenia przeprowadzono na nowej próbce materiału. Próbki nagrzewano w dylatometrze do temperatury 900°C z szybkością 10 K/s i po austenitacji przez 45 min chłodzono z ustaloną szybkością (tab. 4).

Wyniki badań dylatometrycznych i metaloznawczych przedstawiono w tabeli 4, a wykonany na ich podstawie wykres CTP_c-4, przedstawiono na rysunku 18.

Na rysunkach 19–22 przedstawiono wybrane struktury próbek, zgodnie z danymi podanymi w tabeli 4.

CCT-4 diagram

A CCT diagram for ductile cast iron CCT-4 was made with the use of a quenching dilatometer Linseis L78 Rita.

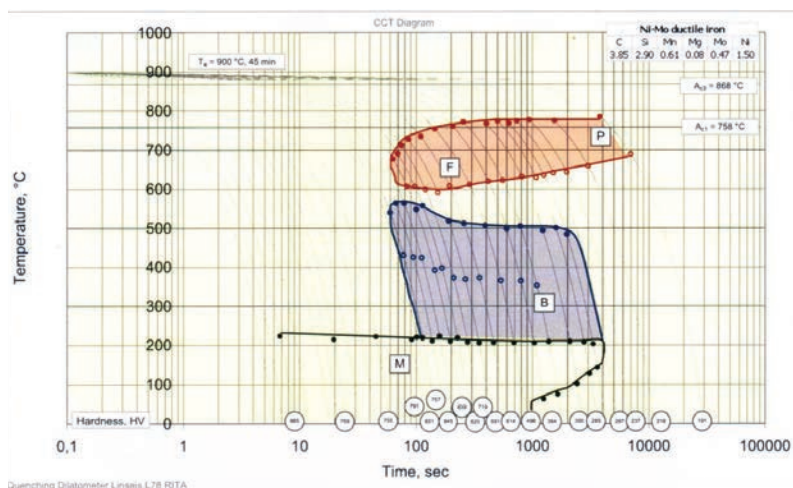
The device is designated for tests of materials heated and cooled with high speeds, such as metals and alloys (electricity conductors) in order to:

- identify and analyse with the use of a dilatometer phase transformations taking place in the solid state,
- construct dilatometric diagrams: heating (CHT – *Continuous Heating Transformation*), (CCT – *Continuous Cooling Transformation*) and (TTT – *Time Temperature Transformation*);
- analyse the parameters of heat treatment of ductile cast iron (quenching with an isothermal transformation) which leads to the production of ADI in the process of the ausferritic transformation.

A dilatometric measurement for each speed of cooling was conducted on a new sample of the material. Samples were heated in the dilatometer to the temperature of 900°C with the speed of 10 K/s and after austenitisation for 45 min cooled with a particular speed (Table 4).

The results of dilatometric and metallurgic tests are shown in Table 4, and the CCT-4 diagram drawn up on their basis is presented in Figure 18.

In Figures 19–22 presented are selected structures of samples, according to data given in Table 4.



Rys. 18. Wykres CTP_c-4

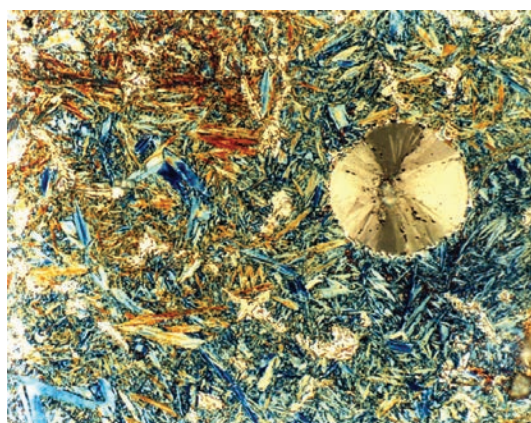
Fig. 18. CCT-4 diagram

Tabela 4. Zestawienie wyników badań dylatometrycznych i metaloznawczych wykorzystanych do wykonania wykresu CTP_c-4

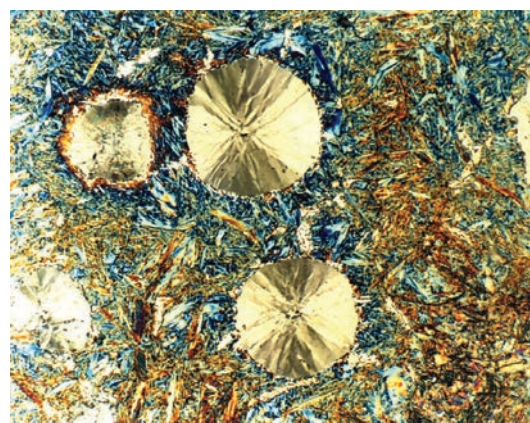
Table 4. The specification of results of dilatometric and metallurgical tests used to draw up a CCT-4 diagram

Nr próbki / Sample no.	Sposób chłodzenia / Speed of cooling, K/min	Czas chłodzenia / Time of cooling, s	Struktura / Structure ¹⁾	Twardość HV 30 (średnia z 3 pomiarów) / Hardness HV 30 (average from 3 measures)
1	2	27 000	F, W, P	191
2	5	10 800	²⁾	218
3	7,5	7 200	A, M, F, P, BG	237
4	10	5 400	A, M, F, P, BG	267
5	15	3 600	A, M, F, P, BG	285
6	20	2 700	²⁾	300
7	40	1 350	A, M, F, P, BG	364
8	60	900	A, M, F, P, BG	498
9	90	600	²⁾	614
10	120	450	²⁾	691
11	150	350	²⁾	719
12	180	300	A, M, BD, W	820
13	210	260	A, M, BD, W	839
14	300	180	²⁾	845
15	360	150	A, M, BD	757
16	400	135	A, M, BD	851
17	450	120	A, M, BD	791
18	900	60	²⁾	886
19	2100	25	²⁾	769
20	6000	9	A, M, BD, W	885

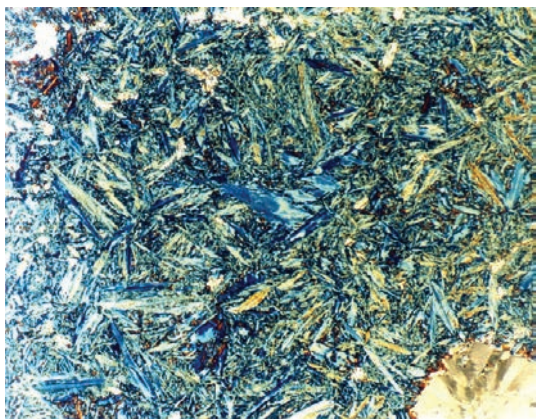
¹⁾ M – martenzyt, A – austenit, BD – bainit dolny, BG – bainit górny, P – perlit, F – ferryt, W – węgliki (cementyt) / M – martensite, A – austenite, BD – lower bainite, BG – upper bainite, P – perlite, F – ferrite, W – carbides (cementite)
²⁾ nie mierzono / not measured



Rys. 19. Mikrostruktura próbki nr 12. Martenzyt, bainit górny, austenit, węgliki, grafit kulkowy. Pow. 500x
 Fig. 19. Microstructure of sample no. 12. Martensite, upper bainite, austenite, carbides, vermicular graphite. Magnification 500x

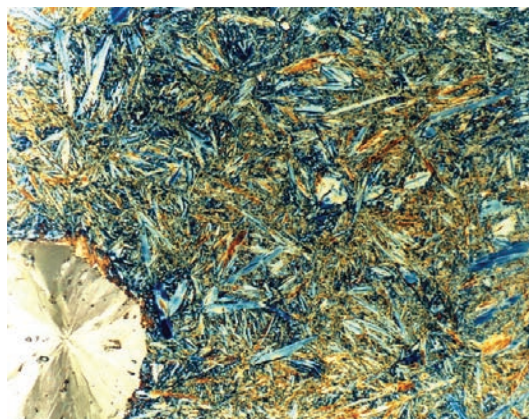


Rys. 20. Mikrostruktura próbki nr 15. Martenzyt, bainit dolny, austenit, grafit kulkowy. Pow. 500x
 Fig. 20. Microstructure of sample no. 15. Martensite, lower bainite, austenite, vermicular graphite. Magnification 500x



Rys. 21. Mikrostruktura próbki nr 17. Martenzyt, bainit dolny, austenit, grafit kulkowy. Pow. 500x

Fig. 21. Microstructure of sample no. 17. Martensite, lower bainite, austenite, vermicular graphite. Magnification 500x



Rys. 22. Mikrostruktura próbki nr 20. Martenzyt, bainit dolny, austenit, węgliki, grafit kulkowy. Pow. 500x

Fig. 22. Microstructure of sample no. 20. Martensite, lower bainite, austenite, carbides, vermicular graphite. Magnification 500x

Omówienie wyników

Wykresy CTP_i

Analiza wyników badań przedstawionych w tabeli 2 i na rysunkach 15 i 16 pozwala stwierdzić, co następuje:

1. Wykresy CTP_i dla badanych gatunków żeliwa można, zgodnie z klasyfikacją Wevera i Rose'a [21, 27], uważać za typ III, w którym na krzywej dla początku przemiany istnieją dwa piki w szybkości tej przemiany, nie wykazują one jednak jeszcze pełnego rozdziału pomiędzy zakresem perlitycznym i bainitycznym. O wiele bardziej zaawansowany rozdział pomiędzy tymi przemianami jest widoczny w żelwie CTP_i-2 zawierającym 2,26% Ni i 1,44% Cu.
2. Łączne wprowadzenie dodatków stopowych Ni i Cu, nietworzących węglików, dało efekt większego hamowania przemiany bainitycznej, w porównaniu do perlitycznej. Przemiana przebiega z maksymalną szybkością w zakresie temperatur od 550°C do 650°C. W temperaturze maksymalnej szybkości przemiany, okres inkubacji jest identyczny dla obu rodzajów żeliwa i wynosi około 30 sekund.
3. Wyższa zawartość Ni i Cu w żelwie CTP_i-1 nie spowodowała bardziej widocznego zwiększenia stabilności przechłodzonego austenitu w porównaniu z żelwem CTP_i-2. Wykres CTP_i-2 dla tego żeliwa jest tylko w bardzo niewielkim stopniu przesunięty w prawo, w porównaniu z wykresem dla żeliwa CTP_i-1. Mimo nieco niższej zawartości węgla, wyższa zawartość Ni i Cu w żelwie CTP_i-2 wpływa znacząco na obniżenie temperatury A_{c1p} i Ms.

Discussion of results

TTT diagrams

The analysis of research results presented in Table 2 and in Figures 15 and 16 enables to state the following:

1. TTT diagrams for the researched types of cast iron can be, according to Wever and Rose classification [21, 27], considered as type III, in which in the curve for the beginning of a transformation there are two peaks in the speed of this transformation, however they do not demonstrate the full division between the area of perlite and bainite. Much more advanced division between these transformations is visible in TTT-2 cast iron which contains 2.26% Ni and 1.44% Cu.
2. Simultaneous introduction of alloying additions Ni and Cu does not form carbides, it gave the result of higher suppression of the bainitic transformation, as compared to the perlitic transformation. This transformation runs with the maximum speed within the temperature range from 550°C to 650°C. At the temperature of the maximum speed of the transformation, the incubation period is identical for two types of cast iron and equals approx. 30 seconds.
3. Higher content of Ni and Cu in TTT-1 cast iron did not cause a more visible increase of stability of overcooled austenite, as compared to the diagram for TTT-2 cast iron. Despite slightly lower content of carbon, higher content of Ni and Cu in TTT-2 cast iron significantly influences the drop of temperature A_{c1p} i Ms.

4. Z wykresu CTP_i-1 (rys. 15) można wnioskować, że temperatura maksymalnej szybkości przemiany austenitu w perlit wynosi około 650°C. Okres inkubacyjny dla przemiany perlitycznej wynosi około 35 sekund. Okres inkubacyjny dla przemiany austenitu w bainit górny, w temperaturze 450°C, wynosi około 180 s. Natomiast okres inkubacyjny dla przemiany austenitu w bainit dolny, w temperaturze około 280°C, wynosi około 400 s.
 5. Zakończenie przemiany perlitycznej w temperaturze 650°C następuje po 100 s, przemiany bainitycznej w temperaturze 400°C po 40 min, a przemiany bainitycznej w temperaturze 280°C po 5 h i 33 min. Temperatura początku przemiany martenzytycznej wynosi 215°C.
4. From the TTT-1 diagram (Fig. 15) it can be concluded that the temperature of the maximum speed of the transformation of austenite into perlite is approx. 650°C. The period of incubation for the transformation of perlite is approx. 35 seconds. The incubation period for the transformation of austenite into upper bainite, at 450°C, is approx. 180 seconds. Whereas the incubation period for the transformation of austenite into lower bainite, at 280°C, is approx. 400 seconds.
 5. The end of the perlitic transformation at 650°C occurs after 100 seconds, the bainitic transformation at 400°C after 40 minutes, and the bainitic transformation at 280°C after 5 hours and 33 minutes. The temperature of the beginning of the martensitic transformation is 215°C.

Wykresy CTP_c

Wykres CTP_c-3

Wykres CTP_c-3, sporządzony na podstawie danych zawartych w tabeli 3 daje informacje o kinetyce przemian fazowych żeliwa przy chłodzeniu ciągłym.

Dla badanego żeliwa sferoidalnego charakterystyczny jest bardzo wąski obszar wartości temperatury przemiany perlitycznej (od 760°C do 700°C) rozciągniętej na duży zakres szybkości chłodzenia, przy których osiąga się twardość do 287 HV 30. Zakres perlityczny poprzedzony jest wydzielaniem się ferrytu, którego obszar ma podobny kształt.

Z wykresu na rysunku 17 wynika ponadto, że początek pojawiania się fazy bainitycznej następuje w temperaturze 615°C.

Wykres CTP_c-4

Z wykresu CTP_c-4 na rysunku 18 można odczytać następujące informacje:

- początek obszaru perlitu i ferrytu (tzw. „nos perlitu”) następuje w temperaturze 650°C przy czasie inkubacji równym 75 s,
- zakres temperaturowy tego obszaru zawiera się w granicach od 760°C do 600°C,
- zakres występowania obszaru bainitu zawiera się w temperaturze od 570°C do 210°C,
- początek (czas inkubacji) obszaru występowania bainitu zależy od temperatury. W temperaturze 570°C czas ten wynosi 70 s, w 400°C – 200 s, w 300°C – 300 s, a w temperaturze 250°C czas ten wynosi 350 s,
- przemiana martenzytyczna rozpoczyna się w temperaturze 210°C,
- występuje wyraźne rozdzielenie obszarów perlitu i bainitu, wg Wevera i Rose’a [21, 27] klasyfikuje ten wykres jako typ IV.

CCT diagrams

CCT-3 diagram

A CCT-3 diagram, drawn up on the basis of data specified in Table 3, provides information about kinetics of phase transformations of cast iron with continuous cooling.

The tested ductile cast iron is characteristic of a very narrow area of temperature values for the perlitic transformation (from 760°C to 700°C) stretched at a vast range of cooling speeds, at which we can achieve hardness up to 287 HV 30. The perlitic scope is preceded by precipitation of ferrite, whose areas has a similar shape.

From the diagram in Figure 17 it moreover results that the beginning of the occurrence of the bainitic phase takes place at 615°C.

CCT-4 diagram

Form the CCT-4 diagram in Figure 18 the following information can be read:

- the beginning of perlite and ferrite areas (the so-called “nose of perlite”) occurs at 650°C with the incubation time 75 seconds,
- the temperature scope of this area is included within 760°C to 600°C,
- the scope of the occurrence of the bainite area is included within 570°C to 210°C.
- the beginning (time of incubation) of the area of the occurrence of bainite depends on temperature. At 570°C this time is 70 seconds, at 400°C – 200 seconds, at 300°C – 300 seconds, at 250°C this time is 350 seconds,
- the martensitic transformation begins at 210°C,
- there is a clear division between the area of perlite and the area of bainite, according to Wever and Rose [21, 27], the diagram is classified as type IV.

Powyższe dane wskazują, że obszary występowania struktury (perlit + ferryt) oraz bainitu są przesunięte znacznie bardziej w prawo, w porównaniu z żeliwem niklowo-miedziowym. Natomiast tak znaczna ilość molibdenu (0,47%) może skutkować powstawaniem kompleksowych węglików typu M-Mn-C, co z kolei może prowadzić do obniżenia plastyczności żeliwa ADI.

Badania w celu uzyskania gatunków żeliwa ADI zawartych w normie EN-PN 1564

Gatunki żeliwa ADI wg normy EN-PN 1564 podano w tabeli 5.

The above-mentioned data indicate that the area of the occurrence of the structure (perlite + ferrite) and bainite is shifted significantly more to the right, as compared to nickel-copper cast iron. Whereas such a considerable amount of molybdenum (0.47%) may result in the formation of complex carbides type M-Mn-C, which in turn may lead to a decrease of ADI plasticity.

Research in order to obtain types of ADI included in the standard EN-PN 1564

The types of ADI according to the standard EN-PN 1564 are presented in Table 5.

Tabela 5. Gatunki żeliwa ADI wg normy EN-PN 1564
Table 5. Types of ADI according to the standard EN-PN 1564

Gatunek/Type	Wytrzymałość na rozciąganie R_m / Tensile strength R_m , N/mm ²	Wydłużenie A_5 / Elongation A_5 , %	Twardość HB / Hardness HB
EN-GJS-800-8	800	8	260–320
EN-GJS-1000-5	1000	5	300–360
EN-GJS-1200-2	1200	2	340–440
EN-GJS-1400-1	1400	1	380–480

Do badań użyto żeliwa o składzie chemicznym podanym w tabeli 6.

For the research purposes cast iron with the chemical composition specified in Table 6 was utilised.

Tabela 6. Skład chemiczny żeliwa sferoidalnego zastosowanego do obróbki cieplnej
Table 6. Chemical composition of ductile cast iron utilised for heat treatment

Oznaczenie żeliwa / Cast iron indication	Skład chemiczny / Chemical composition, %								
	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni	Cu	Mo
CTP _i -1	3,52	2,87	0,22	0,65	0,017	0,051	1,55	0,73	–

Do badań odlano wlewki Y II o grubości ścianek 25 mm, a następnie wykonano próbki wytrzymałościowe wg normy EN-PN 1564.

Hartowanie izotermiczne przeprowadzono w dwóch etapach:

- austenitzowanie w piecu elektrycznym oporowym,
- ausferrytyzowanie w wannie z kąpielą solną, którą stanowiła mieszanina KNO₃ i NaNO₃.

Parametry obróbki cieplnej dobrano na podstawie wykresów CTP_i-1 (rys. 15) i CTP_c-3 (rys. 17).

Uzyskano właściwości mechaniczne spełniające wymagania dla 4 gatunków ADI zawarte w normie EN-PN 1564.

Otrzymane wyniki zawarto w tabeli 7, a mikrostruktury z poszczególnych gatunków żeliwa przedstawiono na rysunkach 23–26.

For the purposes of the research ingots Y II were cast with wall-thickness 25 mm, next strength tests were conducted according to the standard EN-PN 1564.

The isothermal quenching was made in two stages:

- austenitising in an electric resistance furnace,
- austempering in a salt bath, which was made up of the KNO₃ and NaNO₃ mixture.

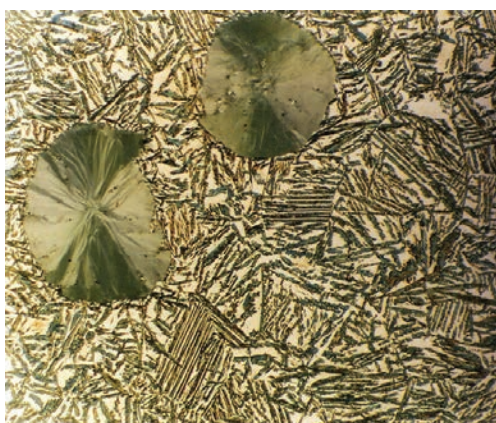
Parameters for heat treatment were selected on the basis of TTT-1 (Fig. 15) and CCT-3 diagrams (Fig. 17).

Mechanical properties were achieved which meet the requirements for 4 types of ADI included in the standard EN-PN 1564.

The results are presented in Table 7, and the microstructures of particular types of cast iron are shown in Figures 23–26.

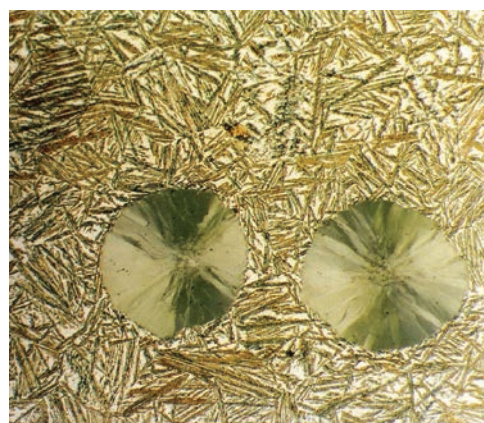
Tabela 7. Parametry obróbki cieplnej i właściwości mechaniczne 4 gatunków żeliwa ADI
 Table 7. Parameters for heat treatment and mechanical properties for 4 types of ADI

Gatunek ADI wg EN-PN 1564 / ADI type according to EN-PN 1564	Parametry obróbki cieplnej / Parameters for heat treatment				Właściwości mechaniczne / Mechanical properties		
	Austenitzowanie / Austenitising		Hartowanie izotermiczne / Isothermal quenching		Wytrzymałość na rozciąganie / Tensile strength R_m , N/mm ²	Wydłużenie / Elongation A_5 , %	Twardość / Hardness HB
	Temperatura / Temperature, °C	Czas / Time, h	Temperatura / Temperature, °C	Czas / Time, h			
EN-GJS-800-8	850	2	390	1,5	1064,9	15,4	302
	840	2	380	1,5	1032,6	15,7	265
EN-GJS-1000-5	890	2	350	2,0	1168,8	12,3	355
	880	2	340	2,0	1002,7	9,7	300
EN-GJS-1200-2	900	2	330	2,0	1259,7	13,4	380
	910	2	320	2,0	1310,0	7,7	375
EN-GJS-1400-1	950	2	290	3,0	1428,6	5,7	410
	940	2	280	3,0	1425,5	4,9	420



Rys. 23. Żeliwo ADI w gatunku 800-8. Ferryt płytkowy, austenit, grafit kulkowy. Pow. 1000x

Fig. 23. ADI type 800-8. Idiomorphic ferrite, austenite, vermicular graphite. Magnification 1000x



Rys. 24. Żeliwo ADI w gatunku 1000-5. Ferryt płytkowy, austenit, grafit kulkowy. Pow. 1000x

Fig. 24. ADI type 1000-5. Idiomorphic ferrite, austenite, vermicular graphite. Magnification 1000x



Rys. 25. Żeliwo ADI w gatunku 1200-2. Ferryt płytkowy, austenit, grafit kulkowy. Pow. 1000x

Fig. 25. ADI type 1200-2. Idiomorphic ferrite, austenite, vermicular graphite. Magnification 1000x



Rys. 26. Żeliwo ADI w gatunku 1400-1. Ferryt płytkowy, austenit, grafit kulkowy. Pow. 1000x

Fig. 26. ADI type 1400-1. Idiomorphic ferrite, austenite, vermicular graphite. Magnification 1000x

Dane zawarte w tabeli 7 wskazują, że uzyskane wartości właściwości mechanicznych są z reguły wyższe niż wymagane w normie. Na szczególną uwagę zasługuje wysokie wydłużenie i wytrzymałość żeliwa dla gatunku 800-8.

Mikrostruktura poszczególnych gatunków żeliwa potwierdza ich właściwości mechaniczne, tzn. im większa wytrzymałość i twardość, tym drobniejsze wydzielenia ferrytu płytkowego i mniejsza zawartość austenitu w osnowie żeliwa. Odwrotnie, wysokie wydłużenie osiągane jest dzięki większemu udziałowi austenitu i grubszym wydzieleniom ferrytu płytkowego. Wyniki zawarte w tabeli 7 mogą być wskazówką w doborze parametrów obróbki cieplnej (ausferrytowania), pod kątem uzyskania wymaganych gatunków żeliwa ADI.

Podsumowanie

Na podstawie przeprowadzonych badań stwierdzono:

1. Przeprowadzenie prawidłowego procesu obróbki cieplnej stali lub żeliwa wymaga gruntownej wiedzy o zjawiskach rozkładu austenitu w czasie zarówno ciągłego (anizotermicznego) chłodzenia, jak również chłodzenia w stałej temperaturze (izotermicznego). Danych tych dostarczają w praktyce wykresy przemian fazowych wykreślone w układzie współrzędnych: temperatura – czas.
2. Wykresy CTP były podstawą do opracowanie technologii żeliwa ADI, które – w zastosowaniu na odlewy – zrobiło światową karierę i w dalszym ciągu dynamicznie się rozwija.
3. Opracowane w niniejszej pracy wykresy CTP_r-1 i CTP_c-3 pozwoliły na bardzo dokładne ustalenie całego procesu hartowania z przemianą izotermiczną w odpowiednim zakresie temperatury i czasu, zapewniającego uzyskanie założonych gatunków żeliwa ADI z dodatkami stopowymi Ni i Cu oraz odpowiednich właściwości mechanicznych spełniających wymagania normy EN-PN 1564.
4. Mikrostruktura poszczególnych gatunków żeliwa ADI różni się wielkością i kształtem igieł ferrytu płytkowego oraz udziałem austenitu.
5. Można stwierdzić, że cele pracy zostały zrealizowane, jednak uzyskane wyniki są istotne jedynie dla żeliwa sferoidalnego badanego w pracy.
6. W świecie prowadzone są intensywne badania nad rozwojem żeliwa o strukturze ausferrytycznej:
 - z różną postacią grafitu: sferoidalny, wermikularny, płatkowy,
 - z różnymi dodatkami stopowymi: Mn, Ni, Cu, Mo, B, V.

The data in Table 7 indicate that the achieved values of mechanical properties are by rule higher than the ones required by the standard. Special attention should be paid to high elongation and strength of cast iron type 800-8.

The microstructure of particular types of cast iron proves their mechanical properties, that is, the higher the strength and hardness, the finer the precipitations of idiomorphic ferrite and lower the content of austenite in the cast iron matrix. Vice versa, high elongation is achieved thanks to a higher share of austenite and thicker precipitations of idiomorphic ferrite. The results specified in Table 7 may be a hint for the selection of parameters for heat treatment (austempering), having in mind the production of the required types of ADI.

Summary

On the basis of the conducted research it was stated that:

1. The correct course of heat treatment of steel or cast iron requires comprehensive knowledge about the phenomena of austenite decomposition during both continuous (anisothermal) cooling, and cooling at a constant temperature (isothermal). In practice, such data are provided by diagrams of phase transformations in the system of coordinates: temperature – time.
2. TTT diagrams were the ground to develop ADI technology, which – utilised for casts – is world renowned and continues its development.
3. TTT-1 and CCT-3 diagrams drawn up in the present paper allowed very precise determination of the whole process of quenching with the isothermal transformation in a correct range of temperature and time, which enables to achieve the assumed types of ADI with alloying additions Ni and Cu and proper mechanical properties which meet the requirements of the standard EN-PN 1564.
4. The microstructure of particular types of ADI differs in size and shape of idiomorphic ferrite needles and the share of austenite.
5. It can be claimed that the aims of the research were fulfilled, however the achieved results are significant only for ductile cast iron researched in this study.
6. All over the world there is intensive research to develop cast iron with the ausferritic structure:
 - with different forms of graphite: ductile, vermicular, flake,
 - with different alloying additions: Mn, Ni, Cu, Mo, B, V.

7. We wszystkich tych odmianach żeliwa podstawą jest znajomość wykresów CTP.

7. In all these types of cast iron the basis is formed by the knowledge of TTT diagrams.

Podziękowania

Praca była finansowana w ramach projektu NCN nr N N508 792440. Autorzy wyrażają podziękowania całemu zespołowi Zakładu Stopów Żelaza w Instytucie Odlewnictwa w Krakowie za przygotowanie materiału do badań, a także całemu Zespołowi Laboratoriów Badawczych Instytutu Odlewnictwa w Krakowie za kompleksowe badania dylatometryczne i metaloznawcze.

Acknowledgements

The present research was financed within the NCN project no. N N508 792440. The authors would like to thank the whole team from the Department of Ferrous Alloys in the Research Foundry Institute in Kraków for the preparation of the material for research, and also the whole team from Research Laboratories of the Research Foundry Institute in Kraków for comprehensive dilatometric and metallurgical tests.

Literatura/References

1. Aoyama M. et al. (1993). Effect of silicon content and heat treatment conditions on impact characteristics in the developed austempered ductile cast iron. *Transactions of the Japan Foundrymen's Society* 12, October 1993, 52.
2. Bayati H., Elliott R. (1994). A stepped, austempering heat treatment for a Mn alloyed ductile cast iron. *5th International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron*. October 1994, Nancy, France.
3. Bóldok Z. (1995). *Własności tribologiczne żeliwa sferoidalnego hartowanego bainitycznie, przeznaczonego na łożyska osprzętu ładowarek i koparek jednonacyniowych*. Warszawa: IMP (praca doktorska).
4. Shi J. et al. (1992). On the quenchability of austempered ductile iron. *Cast Metals* 5(2), 103.
5. Yiheng Z. et al. (1980). Ritzel und Tellerrader aus zwischenstufenvergüteten Gusseisen mit Kugelgraphit mit gegossenen zähnen. *Giesserei* 67(8), 206.
6. Olejarczyk-Wożeńska I., Adrian A., Adrian H., Mrzygłód B. (2012). Parametric representation of TTT diagrams of ADI cast iron. *Archives of Metallurgy and Materials* 57(2), 613–617.
7. Laub J.R., Durkee D. (2006). Converting to ADI with Concurrent Engineering. *Eng. Cast. Solutions* 8(6), 30–32.
8. Austempered ductile irons – their significance and present applications. (1985). *Foundry Trade Journal*, October 10, 277.
9. Cakir M.C., Bayram A., Isik Y., Salar B. (2005). The effects of austempering temperature and time onto the mechanical ability of austempered B. ductile iron. *Mater. Sci. Eng. A* 407, 147–153.
10. Röhring K., Fairhurst W. (1979). *Wärmebehandlung von Gusseisen mit Kugelgraphit ZTU Schaubilder*. Düsseldorf: Giesserei-Verlag GmbH.
11. Bylica A., Orłowicz W. (1979). Kinetyka przemiany przechłodzonego austenitu w żeliwie sferoidalnym przy chłodzeniu ciągłym. *II Ogólnopolska Konferencja Odlewnicza nt. „Tendencje rozwojowe współczesnej technologii odlewniczej”*. Częstochowa 17–18 IX 1979, 144.
12. Drabina J., Hubczyk A. (1979). Technologia wyżarzania odlewów motoryzacyjnych z żeliwa sferoidalnego. *Przegląd Odlewnictwa* 29(2), 45.
13. Rutkowski J., Kusek H. (1977). Badania podstawowych parametrów obróbki cieplnej niskostopowego żeliwa sferoidalnego. *X Konferencja Odlewnicza PAN-STOP nt. „Teoria podstawą nowoczesnych technologii”*. Cz. I. Kraków, 24.
14. Radzikowska J. (1986). Uzupełnienie charakterystyk znormalizowanych gatunków żeliwa sferoidalnego niestopowego wykresami CTPc. *Prace Instytutu Odlewnictwa* (3–4), 265–292.
15. Motz J.M., Kress E. (1985). Bainitisch-austenitisches Gusseisen mit Kugelgraphit – hochfest und verschleissbeständig. *Konstruieren + Giessen* 10(2), 4.
16. Patent USA i Finlandii nr 3.860.457. (1975). *A ductile iron and method of making it*.
17. Mannes W. et al. (1985). Erprobung von Zahnradern aus unlegierten Bainitischen Gusseisen mit Kugelgraphit. *Konstruieren + Giessen* (4), 19.
18. Röhring K. (1983). Zwischenstufenvergütetes Gusseisen mit Kugelgraphit. *Giesserei-Praxis* (1/2), 1.
19. Janowak J.F., Morton P.A. (1984). A guide to mechanical properties possible by austempered 1,5% Ni-0,3% Mo ductile iron. *Transactions AFS*, 489.
20. Staub F. et al. (1973). *Metaloznawstwo*. Katowice: Wydawnictwo Śląsk.
21. Dobrzański L.A. (1996). *Metaloznawstwo z podstawami nauki o materiałach*. Warszawa: WNT.
22. *Encyklopedia Techniki. Metalurgia*. Katowice: Wydawnictwo Śląsk.
23. Voigt R.C., Loper C.R. Jr. (1984). Austempered ductile irons – influence of microstructure control. *3rd International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron*. August 1984. Stockholm, Sweden, 377.

24. Bahmani M., Elliott R., Varahram N. (1997). Austempered ductile iron: a competitive alternative for forged induction hardened steel crankshafts. *Cast Metals* 9, 249.
25. Kovacs B.V. (1994). On the terminology and structure of ADI. *Transactions AFS*, 83, 417.
26. Drabina J., Marosz-Nogajczyk W. (1989). Żeliwo sferoidalne o zwiększonej zawartości miedzi i manganu. *Przegląd Odlewnictwa* 39(3), 102.
27. Kowalski A., Rączka J. (1997). Przebieg procesu kształtowania struktury i własności mechanicznych żeliwa sferoidalnego z podwyższoną zawartością Mn i dodatkami Ni, Cu i Mo. I Krajowa Konferencja Naukowa „Materiałoznawstwo – Odlewnictwo – Jakość”. Kraków 20–22.02.1997, Politechnika Krakowska.
28. Park Y.J. et al. (1986). Umwandlung bei kontinuierlicher Abkühlung und Verhalten beim Zwischenstufenvergüten von Cu-Mo-legierten Gusseisen mit Kugelgraphit. *Giesserei-Praxis* (1/2), 1.
29. Rączka M., Kowalski A. (1985). *Badanie wybranych właściwości mechanicznych i użytkowych żeliwa sferoidalnego o wysokiej wytrzymałości i plastyczności*. Kraków: Instytut Odlewnictwa (praca naukowo-badawcza).
30. Ueda Y., Takita M.: Impact strength and isothermal transformation diagram of austempered ductile iron. 2nd International Conference on ADI, Ann Arbor, 17–19 March, 1986. University of Michigan, 263.
31. Bylica A., Orłowicz W. (1980). *Przemiana A1 w żeliwie sferoidalnym. Krzepnięcie metali i stopów*. Gliwice: Instytut Odlewnictwa Politechniki Śląskiej.
32. Głowacka M. (1996). *Metaloznawstwo*. Gdańsk:.
33. Praca zb. (1997). *Poradnik inżyniera. Obróbka cieplna stopów żelaza*. Warszawa: WNT.
34. Moore D.J. et al. (1986). Effect of manganese on structure and properties of austempered ductile iron: a processing window concept. *Transactions AFS*, 255.
35. Dodd J. (1978). Zwischenstufenvergütung von Gusseisen mit Kugelgraphit. *Giesserei* 65(4), 73.

