

Mikrostruktura i właściwości staliwa stopowego G200CrNiMo4-3-3

The microstructure and properties of cast alloyed G200CrNiMo4-3-3 steel

Edyta Rożniata¹, Robert Dąbrowski¹, Adam Kokosza¹, Rafał Dziurka¹, Jerzy Pacyna¹

¹ AGH Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica w Krakowie, Wydział Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej, al. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków

¹ AGH – University of Science and Technology, Faculty of Metals Engineering and Industrial Computer Science, al. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, Poland

E-mail: edyta.rozniata@agh.edu.pl

Streszczenie

Przedmiotem pracy jest analiza mikrostruktury i właściwości mechanicznych staliwa G200CrNiMo4-3-3. Badane staliwo stopowe, zawierające około 2% C, jest bardzo dogodnym materiałem stosowanym na hutnicze walce robocze do pracy na gorąco, ze względu na bardzo dobrą odporność na ścieranie (w kotlinie walcowniczej), a także bardzo dobrą odporność na zmęczenie mechaniczne i ciepłe.

Wykonane badania metalograficzne pozwoliły na scharakteryzowanie mikrostruktury staliwa po odlaniu oraz po obróbce cieplnej. Przedstawiono także wyniki badań właściwości mechanicznych staliwa G200CrNiMo4-3-3. Wykonano m.in. statyczną próbę rozciągania, w której określono właściwości wytrzymałościowe oraz plastyczne. W próbie udarności (metodą Charpy'ego na próbkach z karbem V) wyznaczono prace łamania KV. Dokonano również pomiarów twardości, stosując metodę Vickersa i Brinella.

Słowa kluczowe: staliwo, mikrostruktura, obróbka cieplna, właściwości mechaniczne

Abstract

The subject of the study is the analysis of the microstructure and mechanical properties of cast G200CrNiMo4-3-3 steel. The investigated alloyed cast steel, containing approximately 2% C, is nearly an ideal material for the hot mill work rolls, and this is mainly due to its very high abrasion resistance (in roll-gap), combined with very good mechanical and thermal fatigue properties.

The performed metallographic examinations allowed establishing the characteristics of the cast steel microstructure in as-cast state and after heat treatment. The results of mechanical tests carried out on the cast G200CrNiMo4-3-3 steel were also reported. Among other things, a static tensile test was performed to determine the strength coefficients and plastic properties. By means of the Charpy impact test made on V-notched specimens, the ductility of the investigated cast steel was tested and the impact energy KV was determined. Hardness measurements were taken by the Vickers and Brinell method.

Keywords: cast steel, microstructure, heat treatment, mechanical properties

1. Wprowadzenie

Staliwo stopowe zawierające około 2% węgla – takie jak np. G200CrNiMo4-3-3 – jest bardzo dogodnym materiałem na robocze walce hutnicze do pracy na gorąco, ze względu na bardzo dobrą odporność na ścieranie (w kotlinie walcowniczej), a także bardzo dobrą odporność na zmęczenie mechaniczne i ciepłe (powierzchni becзки walca wskutek wstrząsów cieplnych podczas okresowego kontaktu zimnego walca z gorącym materiałem walcowanym). Poza tym złożona mikrostruktura wysokowęglowych walców stalowych praktycznie unie-

1. Introduction

Alloyed cast steel containing approx. 2% of carbon – such as, for example, the G200CrNiMo 4-3-3 grade – is a very convenient material for the hot mill work rolls, mainly due to its excellent abrasion resistance in roll gap, and very high resistance to mechanical and thermal fatigue (the roll face surface exposed to thermal shocks during periodic contact between the cold roll and the hot rolled material). Additionally, the complex microstructure of high carbon cast steel rolls effectively counteracts “sticking” of the rolled material onto the roll surface.

możliwia „nalepianie się” walcowanego materiału na powierzchnię beczki. Dodatkowym atutem tych walców jest stosunkowo niska cena w porównaniu z walcami stalowymi – kutymi, obrobionymi cieplnie na tę samą twardość. Dlatego walce hutnicze z wysokowęglowego staliwa stopowego (m.in. G200CrNiMo4-3-3) są chętnie stosowane jako walce robocze, przede wszystkim w walcowniach gorących [1–5].

Jednakże w stanie lanym walce te mają poważną wadę, którą jest bardzo krucha siatka cementytu – ledeburytu przemienionego, zwykle ze znacznym udziałem cementytu drugorzędowego. Walce lane o takiej mikrostrukturze praktycznie nie mają zastosowania w kłatkach wstępnych, gdzie kontakt walca z walcowanym pasmem jest silnie dynamiczny, co powoduje ich łatwe pęknięcie – zwykle katastroficzne. Natomiast w kłatkach wykańczających, gdzie dynamika chwytu walcowanego materiału jest już mała – ustępują one walcom żeliwnym, przede wszystkim pod względem odporności na ścieranie, a także odporności na zmęczenie mechaniczne i cieplne. Z tego względu walce ze staliwa G200CrNiMo4-3-3 stosuje się głównie w kłatkach pośrednich [6–18]. Dopiero odpowiednio zaprojektowana obróbka cieplna badanego staliwa pozwoli na podwyższenie właściwości mechanicznych, a także tribologicznych w porównaniu ze stanem po odlaniu [19–21]. Dzięki temu walec z wymienionego powyżej staliwa będzie charakteryzował się dużą odpornością na pęknięcie (nie tracąc przy tym właściwości tribologicznych). Taka modyfikacja właściwości staliwa nadeutektoidalnego klasy ledeburytycznej G200CrNiMo4-3-3 stwarzałaby możliwość rozszerzenia zastosowania stalowych walców hutniczych, a zwłaszcza w obszarze kłatek pośrednich.

2. Materiał do badań

Badania wykonano na staliwie wysokowęglowym, często określanym jako staliwo adamitowe, klasy ledeburytycznej, które zgodnie z normą europejską PN-EN 10027-1:1994 oznaczane jest jako G200CrNiMo4-3-3, natomiast dawniej jako L200HNM (wg już nieobowiązującej normy PN-H-83161:1990).

Próbki do badań pobrano z walca ze staliwa G200CrNiMo4-3-3, który został dostarczony z Huty Buczek sp. z o.o. w stanie po odlaniu. Fragment z wyciętego walca, który dostarczono na Akademię Górniczo-Hutniczą w celu wykonania próbek do badania właściwości mechanicznych, przedstawiono na [rysunku 1](#).

Następnie badane staliwo poddano odprężaniu (w Akademii Górniczo-Hutniczej w Krakowie) w temperaturze 500°C przez 10 h.

Skład chemiczny badanego staliwa G200CrNiMo4-3-3 podano w [tabeli 1](#).

Na [rysunku 2](#) zamieszczono fotografie badanego staliwa G200CrNiMo4-3-3. W mikrostrukturze staliwa G200CrNiMo4-3-3 występuje ledeburyt przemieniony

Another advantage of these rolls is its relatively low price compared with steel rolls forged and heat treated to the same hardness. Therefore, metallurgical rolls cast from high carbon alloyed steel (e.g. G200CrNiMo4-3-3) are readily used as work rolls, especially in hot rolling mills [1–5].

However, in as-cast state, these rolls have a serious drawback, which is the presence of a very brittle network of cementite (transformed ledeburite), usually containing a high fraction of the secondary cementite. Cast rolls with this microstructure are practically of no use in break-down stands, where contact between the roll and the rolled material is of a highly dynamic nature, inducing cracks in rolls often with catastrophic results. On the other hand, in finishing stands, where the dynamics of the rolled material handling is rather small – they prove to be inferior to the cast iron rolls, mainly in terms of their abrasion resistance and also the resistance to mechanical and thermal fatigue. For this reason, rolls cast from the G200CrNiMo4-3-3 steel are mainly used in intermediate stands [6–18]. Only carefully designed heat treatment of this cast steel can increase its mechanical and tribological properties compared with as-cast state [19–21]. Owing to this treatment, rolls cast from the above-mentioned steel can acquire adequate toughness, preserving at the same time their tribological properties. This modification of properties of the cast hypereutectoid steel of a ledeburitic G200CrNiMo4-3-3 grade is expected to open the way to an extended use of this cast material for various metallurgical rolls, especially as regards their application in intermediate stands.

2. Test material

Tests were made on the high carbon cast steel, often referred to as cast adamite steel, of ledeburitic grade which, in accordance with the European standard PN EN 10027-1:1994, is now designated as G200CrNiMo4-3-3 and formerly as L200HNM (according to the now out-of-date Polish standard PN-H 83161:1990).

Samples for tests were taken from the cast G200CrNiMo4-3-3 steel roll supplied in as-cast state by Huta Buczek. A cut out fragment of the roll, which was delivered to the AGH University of Science and Technology to prepare samples for mechanical testing, is shown in [Figure 1](#).

As a next step, the tested cast steel was subjected to stress relief annealing carried out at 500°C for 10 hours. The heat treatment was performed at the AGH University of Science and Technology in Krakow.

The chemical composition of the tested cast G200CrNiMo4-3-3 steel is given in [Table 1](#).

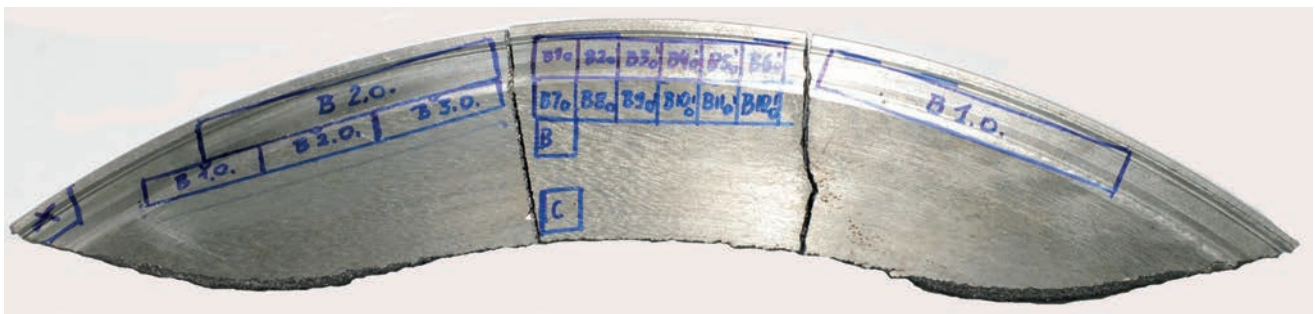
[Figure 2](#) shows images of the tested cast G200CrNiMo4-3-3 steel. The microstructure of this cast steel con-

wraz z „dobudowanym” do niego, wzdłuż granic pierwotnego ziarna austenitu, cementytem drugorzędowym. Wydzielenia te tworzą siatkę o dużej ciągłości. Cementyt drugorzędowy w wielu miejscach występuje w układzie Widmannstättena. Osnowę badanego staliwa stanowi grubopłytkowy perlit.

W takim stanie staliwo G200CrNiMo4-3-3 charakteryzuje się niskimi właściwościami mechanicznymi, $R_m = 413$ MPa, $A = 1,20\%$ oraz $Z = 1,80\%$ (tab. 2) oraz pracą łamania, która wynosi $KV = 1,53$ J (tab. 3). Do badań udarności użyto młota o sile 1,5 kGm oraz próbek o przekroju poprzecznym w miejscu karbu (karb „V”) 10 mm × 8 mm. Właściwości mechaniczne badanego staliwa w stanie po odlaniu opisano szczegółowo w pracy [22].

tains transformed ledeburite with secondary cementite “sticking” to the ledeburite along the primary austenite grain boundaries. The precipitates form a network of high continuity. In many places, the secondary cementite assumes the form of a Widmannstätten structure. The matrix of the tested cast steel is composed of a coarse grain pearlite.

In this state, the cast G200CrNiMo4-3-3 steel has low mechanical properties, i.e. $R_m = 413$ MPa, $A = 1.20\%$ and $Z = 1.80\%$ (Table 2), and an impact energy of $KV = 1.53$ J (Table 3). The impact test was performed using a 1.5 kGm hammer and V-notched specimens with 10 mm × 8 mm cross-section in the place of the notch. The mechanical properties of the tested steel in as-cast state are described in detail in [22].



Rys. 1. Makrofotografia fragmentu wyciętego z walca ze staliwa G200CrNiMo4-3-3 w stanie po odlaniu, dostarczonego na Akademię Górniczo-Hutniczą w celu wykonania próbek do badania właściwości mechanicznych

Fig. 1. Macro photograph of a fragment of the as-cast G200CrNiMo4-3-3 steel roll delivered to the AGH University of Science and Technology to prepare samples for testing of mechanical properties

Tabela 1. Skład chemiczny staliwa G200CrNiMo4-3-3, % wag.
Table 1. Chemical composition of cast G200CrNiMo4-3-3 steel, wt. %

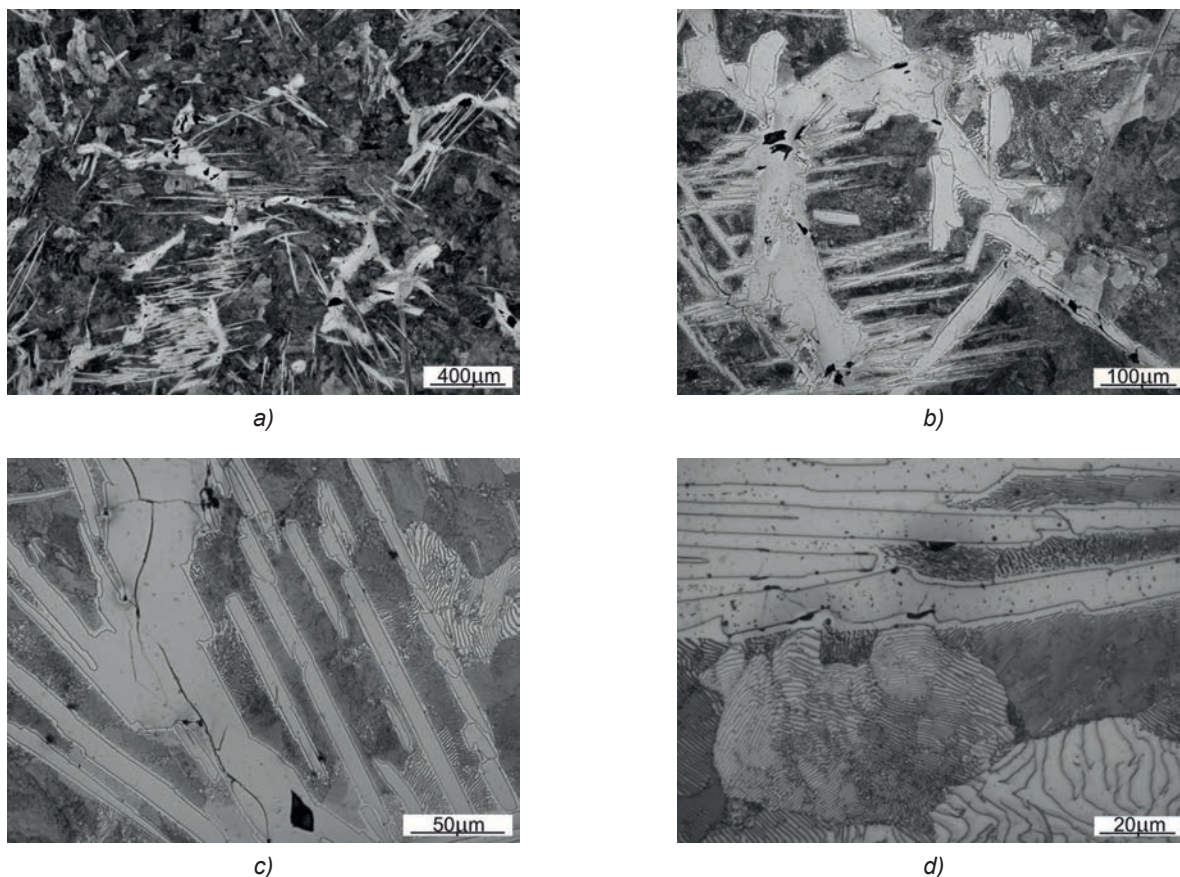
Skład chemiczny / Chemical composition	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V
	1,97	0,70	0,57	0,040	0,020	1,06	0,78	0,29	0,11	0,10

Tabela 2. Właściwości mechaniczne staliwa G200CrNiMo4-3-3 w stanie po odlaniu
Table 2. The mechanical properties of as-cast G200CrNiMo4-3-3 steel

Właściwości wytrzymałościowe / Mechanical properties			Właściwości plastyczne / Plastic properties			
F_m , kN	R_m , MPa	$R_{m\dot{s}r}$, MPa	A, %	$A_{\dot{s}r}$, %	Z, %	$Z_{\dot{s}r}$, %
21,00	418	413	0,60	1,20	1,25	1,80
20,50	408		1,70		2,50	

Tabela 3. Wyniki badań udarności staliwa G200CrNiMo4-3-3 w stanie po odlaniu
Table 3. The impact strength of as-cast G200CrNiMo4-3-3 steel

So, cm ²	KV, kGm	KV, J	$KV_{\dot{s}r}$, J	KCV, J/cm ²	$KCV_{\dot{s}r}$, J/cm ²
0,8	0,17	1,66	1,53	2,08	1,92
0,8	0,16	1,57		1,96	
0,8	0,14	1,37		1,71	



Rys. 2. Mikrostruktura staliwa G200CrNiMo4-3-3 w stanie po odlaniu. Zgład trawiony 3% obj. HNO₃ w C₂H₅OH (nital) / Fig. 2. Microstructure of as-cast G200CrNiMo4-3-3 steel. Etched with 3 vol.% HNO₃ in C₂H₅OH (nital)

3. Wyznaczenie temperatur krytycznych

Przed ustaleniem warunków obróbki cieplnej, której celem jest doprowadzenie do optymalizacji mikrostruktury badanego staliwa G200CrNiMo4-3-3, wyznaczono tzw. temperatury krytyczne (punkty przelomowe) Ac_{1s} , Ac_{1f} , a w przypadku stopów nadeutektoidalnych także Ac_{cm} . W badaniach porównawczych (np. wykonywanych dla określenia wpływu danego pierwiastka stopowego na kinetykę przemian fazowych przechłodzonego austenitu) wyżej wymienione temperatury powinny być wyznaczone dla materiału w stanie znormalizowanym (po wyżarzaniu normalizującym). Jeżeli natomiast projektuje się obróbkę cieplną w warunkach przemysłowych, to właściwym jest wyznaczenie punktów przelomowych dla badanego materiału w stanie, w którym znajduje się on w procesie technologicznym. W przypadku badanego staliwa klasy ledeburytycznej G200CrNiMo4-3-3 jest to stan po odlaniu.

Tak wyznaczone dla staliwa G200CrNiMo4-3-3 (w stanie po odlaniu) temperatury początku i końca przemiany perlitycznej wynoszą odpowiednio: $Ac_{1s} = 730^{\circ}C$, $Ac_{1f} = 760^{\circ}C$. Z kolei temperatury Ac_{cm} nie udało się określić jednoznacznie za pomocą badań dylatometrycznych. Wyznaczenie temperatury Ac_{cm} jest niezbędne do usta-

3. The determination of critical temperatures

Before determining the heat treatment conditions which should optimize the microstructure of the tested cast G200CrNiMo4-3-3 steel, critical temperatures (break points) Ac_{1s} , Ac_{1f} , and in the case of hypereutectoid alloys also Ac_{cm} , were calculated. In comparative studies, the main aim of which is, for example, to investigate the effect of an alloying element on the kinetics of phase transformations of the undercooled austenite, the above mentioned temperatures are calculated for the material in the normalised state, i.e. after the normalising annealing. On the other hand, when the heat treatment is designed for an industrial environment, the break points are determined for the tested material in the state in which it will be operating in an industrial process. In the case of the investigated cast ledeburitic G200CrNiMo4-3-3 steel, this is the as-cast state.

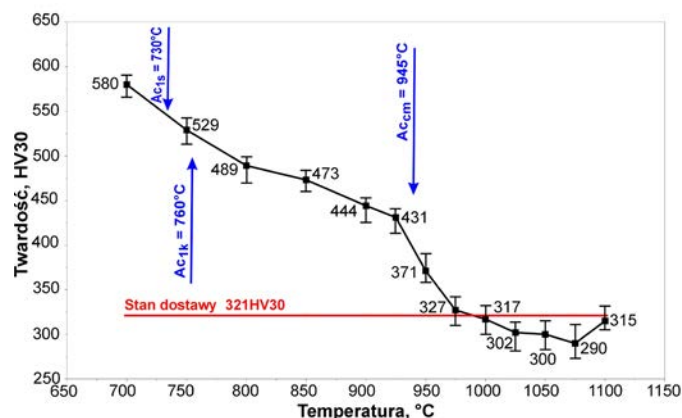
The temperatures of the beginning and the end of pearlite transformation calculated for the as-cast G200CrNiMo4-3-3 steel are $Ac_{1s} = 730^{\circ}C$ and $Ac_{1f} = 760^{\circ}C$, respectively. The Ac_{cm} temperature could not be determined unambiguously by dilatometry. The determination of this temperature is necessary for the cal-

lenia temperatury austenitzowania, która doprowadzi do rozpuszczenia siatki cementytu drugorzędowego. W tym celu wykonano tzw. szereg hartowniczy, który potwierdzono badaniami mikrostruktury i pomiarami twardości. Na tej podstawie wyznaczono temperaturę A_{cm} dla badanego staliwa, która wynosi 945°C .

Na [rysunku 3](#) pokazano wpływ temperatury austenitzowania na twardość zahartowanych w oleju próbek staliwa G200CrNiMo4-3-3. Jak widać, ze wzrostem temperatury austenitzowania do 1075°C twardość próbek maleje. Spadek twardości jest rezultatem wzrostu udziału objętościowego austenitu szczątkowego, któremu przy najwyższych temperaturach towarzyszy tylko ledeburyt pierwotny. Począwszy od temperatury 1075°C twardość staliwa zaczyna się zwiększać, co najprawdopodobniej wiąże się z powstawaniem nadtopień wskutek przekroczenia jego temperatury solidus. Szczegółowe badania metalograficzne szeregu hartowniczego opisano w pracy [19].

culation of an austenitizing temperature, which will lead to dissolution of the secondary cementite network. To achieve this aim, a hardening series was made and was further confirmed by microstructure examinations and hardness measurements. Based on the values obtained, the A_{cm} temperature was determined for the tested cast steel. Its value is 945°C .

[Figure 3](#) shows the effect of the austenitizing temperature on hardness of the samples of oil-hardened cast G200CrNiMo4-3-3 steel. As can be seen, with the austenitizing temperature increasing to 1075°C , the hardness of the samples decreases. The drop of hardness is the result of a growing volume fraction of the retained austenite, which at the highest temperature is accompanied only by the primary ledeburite. Starting with the temperature of 1075°C , the cast steel hardness begins to increase, which is most probably due to local surface melting caused by the solidus temperature exceeded in this cast steel grade. The metallographic studies of the hardening series were described in detail in [19].



Rys. 3. Wpływ temperatury austenitzowania na twardość zahartowanych w oleju próbek staliwa G200CrNiMo4-3-3

Fig. 3. Effect of austenitizing temperature on hardness of the oil-hardened samples of cast G200CrNiMo4-3-3 steel

4. Kinetyka przemian fazowych przechłodzonego austenitu staliwa G200CrNiMo4-3-3

Po wyznaczeniu punktów przelomowych staliwa G200CrNiMo4-3-3 wykonano badania kinetyki przemian fazowych przechłodzonego austenitu z użyciem metody dylatometrycznej.

Każdy dylatogram zapisany cyfrowo różniczkowano, co pozwoliło precyzyjnie określić temperatury początku i końca poszczególnych przemian. Wykonane dylatogramy pozwoliły na sporządzenie dwóch wykresów CTPc. Do ich wykonania użyto próbek o wymiarach $\varnothing 3 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$. Próbki nagrzewano z szybkością $5^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ do temperatur austenitzowania $T_A = 850^{\circ}\text{C}$ oraz 980°C , wygrzewano przez 20 min, a następnie chłodzono z różnymi szybkościami (w zakresie od 30 do $0,1^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$). Na próbkach dylatometrycznych (reprezentujących

4. Kinetics of phase transformations of the undercooled austenite in cast G200CrNiMo4-3-3 steel

After determination of the break points in cast G200CrNiMo4-3-3 steel, studies of the kinetics of phase transformations of the undercooled austenite were performed using dilatometric methods.

Each digitally recorded dilatogram was differentiated, which enabled precise determination of the temperature of the beginning and the end of each transformation. Thus, processed dilatograms were used for plotting the two CCT diagrams. Samples used in the studies had the dimensions of $\varnothing 3 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$. The samples were heated at a rate of $5^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ to the austenitizing temperatures $T_A = 850^{\circ}\text{C}$ and 980°C , were held for 20 minutes at those temperatures and then cooled at different speeds (in the range of 30 to $0,1^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$). On

poszczególne krzywe chłodzenia) wykonano pomiary twardości aparatem Vickersa HPO 250, przy obciążeniu węgelnika $F = 30$ kG oraz badania mikrostruktury z wykorzystaniem mikroskopii świetlnej.

Analizy kinetyki przemian fazowych przechłodzonego austenitu dokonano dla dwóch temperatur austenitowania: 850°C i 980°C , której szczegółowe wyniki badań wraz z opisanymi wykresami CTPc dla wyżej podanych temperatur przedstawiono w pracy [23].

Wykresy CTPc posłużyły do zaprojektowania prawidłowej technologii obróbki cieplnej staliwa G200CrNiMo4-3-3.

5. Obróbka cieplna staliwa G200CrNiMo4-3-3

Obróbka cieplna staliwa nadeutektoidalnego klasy ledeburycyjnej G200CrNiMo4-3-3 polegała na jego nagraniu do temperatury z zakresu $A_{c_{1k}}-A_{c_{cm}}$. W przypadku badanego staliwa są to temperatury: $900-950^{\circ}\text{C}$. Jest to tzw. wyżarzanie normalizujące niezupełne. Po wygraniu staliwa w powyższym zakresie temperatur materiał chłodzono z pewną szybkością do temperatury, przy której dojdzie do normalizacji ziarna byłego austenitu w osnowie staliwa G200CrNiMo4-3-3 oraz powinny rozpuścić się węgliki wtórne (pewna ich część). Szybkość w tym zakresie dobrano tak, aby umożliwić tworzenie się cementytu drugorzędowego w postaci sferoidalnych wydzielań rozmieszczonych równomiernie w całej objętości staliwa. Następnie staliwo chłodzono do temperatury poniżej końca przemiany perlitycznej i wytrzymaowano w tej temperaturze. Izotermiczne wytrzymaenie poniżej temperatury końca przemiany perlitycznej połączone z wolnym studzeniem do temperatury początku tworzenia się bainitu powinno spowodować wyrównanie temperatury w obrabianych cieplnie walcach.

Wyżej opisana obróbka cieplna wpłynęła w znaczący sposób na mikrostrukturę badanego staliwa G200CrNiMo4-3-3, którą przedstawiono na [rysunku 4](#).

Jak widać, w porównaniu ze stanem po odlaniu staliwa G200CrNiMo4-3-3 ([rys. 2](#)) w staliwie poddanym obróbce cieplnej siatka cementytu ledeburycyjnego i drugorzędowego stała się cieńsza i częściej poprzerzywana. Taka obróbka cieplna zapewniła przede wszystkim najbardziej korzystną mikrostrukturę staliwa, to znaczy taką, w której w objętości ziaren byłego (pierwotnego) austenitu tworzą się tzw. „podziarna” (substruktura), na granicach których wydziela się częściowo skoagulowany cementyt drugorzędowy „przeniesiony” z granic pierwotnych ([rys. 4c](#)). Widoczny jest także efekt normalizacji, czyli rozdrobnienia ziarna pierwotnego austenitu.

Na obrobionych cieplnie próbkach staliwa wykonano statyczną próbę rozciągania, w której określono wskaźniki właściwości wytrzymałościowych (R_m , $R_{p0.2}$) oraz wskaźniki właściwości plastycznych (A , Z). Wykonano także badania odporności na pękanie staliwa w próbie

the dilatometric samples (representing individual cooling curves), Vickers hardness measurements were taken using a HPO 250 hardness tester operating under the load of $F = 30$ kg exerted on the indenter. Microstructure was examined by light microscopy.

Analysis of the kinetics of phase transformations of the undercooled austenite was made for the two austenitizing temperatures of 850°C and 980°C . Detailed test results with respective CCT diagrams plotted for the above mentioned temperatures are described in [23]. The CCT diagrams were used to design an optimal heat treatment process for the cast G200CrNiMo4-3-3 steel.

5. The heat treatment of cast G200CrNiMo4-3-3 steel

The heat treatment of cast hypereutectoid ledeburitic G200CrNiMo4-3-3 steel consisted in heating this cast steel to a temperature in the range of $A_{c_{1k}}-A_{c_{cm}}$. In the case of the investigated cast steel, this is the temperature in the range of $900-950^{\circ}\text{C}$, and the heat treatment is called incomplete normalising. After annealing the cast steel in the above mentioned range of temperatures, the material was cooled at a certain rate to a temperature at which the normalisation of the grains of former austenite was expected to occur in the matrix of the cast G200CrNiMo4-3-3 steel, and the dissolution of secondary carbides, total or partial, should take place. In this range, the cooling rate was selected in such a way as to allow for the formation of proeutectoid cementite in the form of spheroidal precipitates uniformly distributed throughout the cast steel volume. Then the cast steel was cooled to a temperature below the end of pearlite transformation and held at that temperature. Isothermal holding below the temperature of the end of pearlite transformation combined with slow cooling to the temperature of the start of bainite formation was done in order to achieve temperature equalisation in the heat treated rolls.

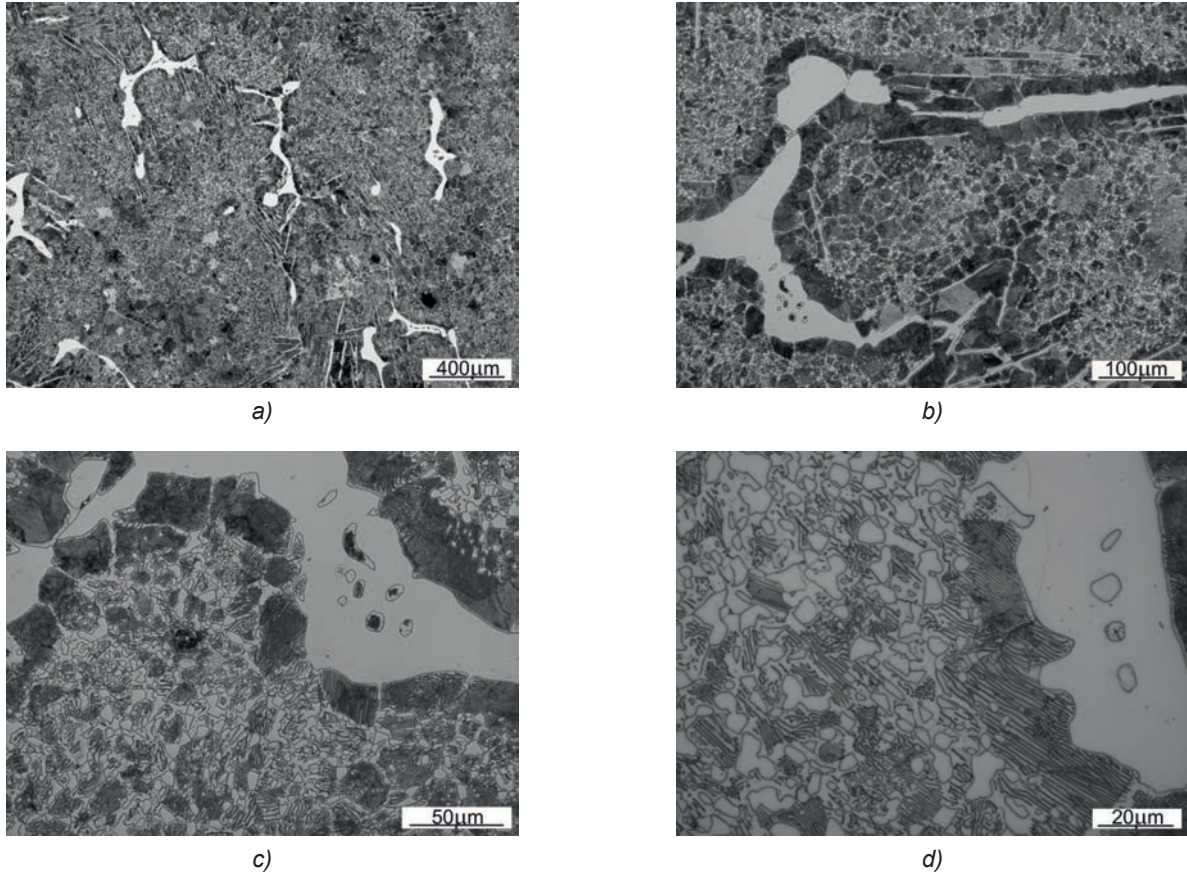
The above-described heat treatment has a significant influence on the microstructure of the investigated cast G200CrNiMo4-3-3 steel, as shown in [Figure 4](#).

As can be seen, compared to as-cast state ([Fig. 2](#)), in the heat treated cast G200CrNiMo4-3-3 steel, the network of the ledeburitic and secondary cementite is thinner and broken in many places. The adopted heat treatment process has produced in the cast steel the most preferred type of microstructure, in which, in the volume of the particles of the former (primary) austenite, a substructure of “subgrains” is formed, and on the boundaries of these subgrains is precipitated partially coagulated secondary cementite “transported” from the boundaries of primary cementite ([Fig. 4c](#)). Visible is also the effect of normalisation refining the grains of primary austenite.

On the heat treated cast steel samples, the static tensile test was performed, determining the coefficients

udarności metodą Charpy'ego na próbkach z karbem V (tab. 4 i 5).

of strength properties (R_m , $R_{p0.2}$) and plastic properties (A, Z). The ductility of the cast steel was also examined in the Charpy impact test using V-notched specimens (Tables 4 and 5).



Rys. 4. Mikrostruktura staliwa G200CrNiMo4-3-3 po obróbce cieplnej. Trawiono 3% obj. HNO_3 w C_2H_5OH (nital)
 Fig. 4. Microstructure of the cast G200CrNiMo4-3-3 steel after heat treatment. Etched with 3 vol.% HNO_3 in C_2H_5OH (nital)

Tabela 4. Właściwości mechaniczne staliwa G200CrNiMo4-3-3 po obróbce cieplnej
 Table 4. The mechanical properties of cast G200CrNiMo4-3-3 steel after heat treatment

Nr/ No.	Wymiary początkowe / Initial dimensions			Właściwości wytrzymałościowe / Strength properties						Właściwości plastyczne / Plastic properties						
	d_0 , mm	l_0 , mm	S_0 , mm ²	$F_{0.2}$, kN	F_m , kN	$R_{p0.2}$, MPa	$R_{p0.2sr}$, MPa	R_m , MPa	R_{msr} , MPa	d_1 , mm	l_1 , mm	S_1 , mm ²	A, %	A_{sr} , %	Z, %	Z_{sr} , %
1	8	40	50,24	21,51	24,37	428	434	485	485	7,72	40,6	46,78	1,50	1,60	6,89	3,90
2*				22,12	24,75	440		493		7,91	40,5	49,12	1,25		2,23	
3				21,75	23,98	433		477		7,90	40,8	49,00	2,00		2,47	

* próbka uległa zerwaniu poza bazą pomiarową

Tabela 5. Wyniki badań udarności staliwa G200CrNiMo4-3-3 po obróbce cieplnej
 Table 5. The results of impact tests obtained on the cast G200CrNiMo4-3-3 steel after heat treatment

So, cm ²	KV, kGm	KV, J	KV_{sr} , J	KCV, J/cm ²	KCV_{sr} , J/cm ²
0,8	0,19	1,86	1,86	2,33	2,33
0,8	0,18	1,77		2,21	
0,8	0,20	1,96		2,45	

6. Podsumowanie

Znajomość temperatur krytycznych oraz wiedza na temat kinetyki przemian fazowych przechłodzonego austenitu pozwolą w szerokim zakresie kształtować mikrostrukturę staliwa nadeutektoidalnego klasy ledeburytycznej, stosowanego m.in. na walce hutnicze do walcowania na gorąco, poprzez jego obróbkę cieplną.

Obserwacja cech morfologicznych cementytu w mikrostrukturze staliwa pozwoliła racjonalnie, w oparciu o uzyskane wyniki badań, skorygować istniejące dotychczas opinie na ten temat. Dotychczas przypuszczano, iż wystarczy rozdrobnić ziarna pierwotnego austenitu oraz zlikwidować wydzielenia cementytu drugorzędowego w układzie Widmannstättena, a właściwości mechaniczne, eksploatacyjne i odporność na pękanie powinny być zadawalające. Wyniki badań uzyskane w niniejszej pracy dowiodły, że – oprócz tych znanych od dawna oczekiwań – należałoby dążyć do wytworzenia drobnej substruktury z subtelną siatką częściowo skoagulowanego cementytu drugorzędowego za pomocą wyżarzania normalizującego niepełnego w zakresie temperatur $A_{c_{1f}}-A_{c_{cm}}$. W przypadku badanego staliwa G200CrNiMo4-3-3 są to temperatury z zakresu 900–950°C i szybkości chłodzenia z zakresu 12–30°C/h.

Podziękowania

Praca finansowana przez Narodowe Centrum Badań i Rozwoju, wykonana w ramach grantu nr PBS2/B5/25/2013 „Opracowanie innowacyjnej technologii wytwarzania wielkotonażowych walców o zwiększonej trwałości eksploatacyjnej”.

Literatura/References

1. Pacyna, J. (2005). Wybrane problemy materiałowe i eksploatacyjne walców hutniczych. *Materiały III Konferencji Naukowej z udziałem uczestników zagranicznych Walcownictwo 2005, pt. „Procesy – Narzędzia – Materiały”*. Wyd. A. Nowakowski, S. Turczyn, Z. Kuźmiński, W. Madej. Ustroń, 19–21 października 2005 r., 49–60.
2. Pacyna, J. (1996). Kryteria doboru stali na walce hutnicze zwłaszcza dla walcowni bruzdowych. *XVI Konferencja Naukowo-Techniczna Huty Katowice SA pt. „Postęp techniczny i technologiczny w okresie 20-lecia Huty Katowice oraz zamierzenia rozwojowe do 2001 roku*, 253–264.
3. Pacyna, J. (2006). Strukturalne i technologiczne aspekty wytwarzania i eksploatacji odlewanych ciężkich walców hutniczych. *Materiały XI Konferencji Naukowo-Technicznej pt. „Tendencje i kierunki rozwoju produkcji walców”*. Ustroń – Jaszowiec, marzec 2006, 85–99.
4. Krawczyk, J., Pacyna, J., Kokosza, A. (2004). Fracture toughness of cast materials for mill rolls. *Proceedings of the 6th International Conference for Mesomechanics, Multiscaling in Applied Science and Emerging Technology, Fundamentals and Applications in Mesomechanics*, 31 May–4 June, 2004, Patras, Greece, 203–207.
5. Stradomski, Z. (2010). *Mikrostruktura w zagadnieniach zużycia staliw trudnościeralnych*. Częstochowa: Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, Seria Monografie, nr 188.
6. Roźniata, E., Pacyna, J. (2006). Problem cementytu drugorzędowego w staliwie G200CrMoNi4-6-3. *Materiały XI Konferencji Naukowo-Technicznej pt. „Tendencje i kierunki rozwoju produkcji walców”*. Ustroń – Jaszowiec, marzec 2006, 67–84.

6. Summary

The knowledge of critical temperatures and of the kinetics of phase transformations of the undercooled austenite is expected to be helpful in a wide-range shaping of the microstructure of cast hypereutectoid ledeburitic steel used after an appropriate heat treatment for, in addition to, hot mill work rolls.

Based on the results obtained, studies of morphological features of the cementite in cast steel microstructure allowed for rational correction of various opinions prevailing so far on this subject. Until now, it was thought that it is enough to refine the grains of the primary austenite and eliminate the precipitates of the secondary cementite of a Widmannstätten structure to obtain satisfactory mechanical and performance properties, including fracture toughness. The test results obtained in this study have proved that – besides those established expectations – an attempt should be made to produce a fine substructure with a subtle network of partially coagulated secondary cementite applying for this purpose an incomplete normalising annealing in the temperature range of $A_{c_{1f}}-A_{c_{cm}}$. In the case of the investigated cast G200CrNiMo4-3-3 steel, this temperature range comprises the values of 900–950°C and the cooling rate of 12–30°C/h.

Acknowledgements

This work supported by the National Research and Development Centre was made under Project No. PBS2/B5/25/2013 “Development of innovative technology to produce high-tonnage rolls with increased service life.”

7. Krawczyk, J., Rożniata, E. (2006). Kształtowanie mikrostruktury i właściwości staliw nadeutektoidalnych. *Hutnik – Wiadomości Hutnicze*, 73(4), 170–177.
8. Krawczyk, J., Rożniata, E., Pacyna, J. (2005). The influence of hypereutectoid cementite morphology upon fracture toughness of chromium-nickel-molybdenum cast steel of ledeburite class. *Journal of Materials Processing Technology*, 162–163, 336–341.
9. Rożniata, E., Pacyna, J. (2006). Hypereutectoid cementite morphology and mechanical properties of Cr–Ni–Mo cast steel. *Journal of Achievement in Materials and Manufacturing Engineering*, 17(1–2), 145–148.
10. Pacyna, J., Krawczyk, J., Bała, P., Kokosza, A., Dąbrowski, R., Rożniata, E. (2010). Nowe materiały i nowe technologie obróbki cieplnej dla hutnictwa w ofercie AGH. *Hutnik – Wiadomości Hutnicze*, 77(4), 160–166.
11. Krawczyk, J., Grysak, P., Szczygieł, A., Latała, D. (2005). Mechanizm zużywania się walca hutniczego wykonanego ze staliwa adamitowego. *Materiały Konferencyjne XXXIII Szkoły Inżynierii Materiałowej*, 4–7 października 2005, Kraków–Ustroń, 129–136.
12. Krawczyk, J., Pacyna, J. (2005). The role of transformed ledeburite in high temperature tribology on the example of adamite rolls. *Proceedings of the 11th International Scientific Conference on the Contemporary Achievements in Mechanics, Manufacturing and Materials Science CAM3'S*. 6–9 December 2005, Gliwice–Zakopane, 535–540.
13. Krawczyk, J., Kaczmarczyk, Ł., Szczygieł, A., Latała, D. (2006). Mechanizm zużywania się grafityzowanego stalowego walca hutniczego klasy ADAMIT. *Materiały Konferencyjne XI Konferencji Naukowo-Technicznej pt. „Tendencje i kierunki rozwoju produkcji walców”*. Huta Buczek sp. z o.o, Ustroń–Jaszowiec, marzec 2006, 17–30.
14. Krawczyk, J. (2012). Zależność zużycia tribologicznego staliwa adamitowego od mikrostruktury. *Tribologia*, 38(2), 325–337.
15. Chaieb, S., Krawczyk, J., Madej, M. (2007). Wpływ obróbki cieplnej na współczynnik tarcia adamitowego staliwa ledeburytycznego w kontakcie ze stałą łożyskową. *Materiały Konferencyjne Konferencji Naukowej z okazji 85-lecia Katedry Metaloznawstwa i Metalurgii Proszków*, maj 2007, Kraków, 100–103.
16. Krawczyk, J. (2013). *Rola mikrostruktury w tribologicznym zużyciu stopów żelaza*. Kraków: Wydawnictwa AGH, Rozprawy Monografie.
17. Krawczyk, J., Dziurka, R., Rożniata, E., Madej, M. (2009). Kształtowanie właściwości trybologicznych staliwa G200Cr–NiMo4-3-3 przez obróbkę cieplną. *Przegląd Odlewnictwa*, 59(4), 190–195.
18. Krawczyk, J. (2013). Właściwości tribologiczne staliwa G200CrNiMo4-3-3 (L200HNM). *Materiały konferencyjne XIV Konferencja Naukowo-Techniczna: Tendencje i kierunki rozwoju produkcji walców i odlewów*, 17–19 października 2013, Białka Tatrzańska, 134–148.
19. Rożniata, E. (2008). *Rola cementytu w procesie pękania staliwa L200HNM*. Praca doktorska, Promotor: Jerzy Pacyna. Kraków: Wydział Odlewnictwa, AGH.
20. Rożniata, E., Pacyna, J. (2006). Struktura staliwa chromowo-niklowo-molibdenowego po dodatkowej obróbce cieplnej. *Archiwum Odlewnictwa*, 6(21), 85–91.
21. Pacyna, J., Rożniata, E. (2007). Effect of annealing on structure and properties of ledeburite cast steel. *Journal of Achievement in Materials and Manufacturing Engineering*, 24(1), 84–90.
22. Rożniata, E., Krawczyk, J., Dąbrowski, R., Pacyna, J. (2015). Characteristics of the G200CrNiMo4-3-3 cast steel in as cast state. *Key Engineering Materials. International conference “New materials and processing technologies”*, 4–6 June 2014, Wisła, Poland, 641(), 136–140.
23. Pacyna, J., Rożniata, E., Dąbrowski, R., Dziurka, R. (2014). Kinetyka przemian fazowych przechłodzonego austenitu staliwa klasy ledeburytycznej G200CrNiMo4-3-3. Kinetics of phase transformations of undercooled austenite of ledeburitic class G200CrNiMo4-3-3 cast steel. *VI Konferencja Naukowa z udziałem uczestników zagranicznych pt. „Walcownictwo procesy – narzędzia – materiały”*, Ustroń, 20–22 października 2014 r., 43–48.

