



XXV INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND TECHNICAL CONFERENCE

FOUNDRY 2018

18 - 20 APRIL 2018, PLEVEN, BULGARIA

PROCEEDINGS

ISSN 2535-017X (PRINT), ISSN 2535-0188 (ONLINE)



SCIENTIFIC-TECHNICAL UNION OF MECHANICAL ENGINEERING
INDUSTRY 4.0
BULGARIA

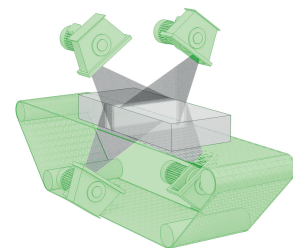
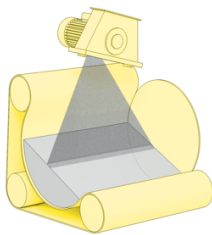


THE EUROPEAN LEADER OF SHOTBLASTING TURBINE MACHINES

Company STEM is leading producer of shotblasting machines with top quality solution for the purposes of surface treatment, such as shotblasting, matting, shot peening, stress peening, roughening, descaling and desanding.

Our approach is continuous engineering development following the technical and technological market demands in order to achieve optimum quality of treated surfaces along with rational power consumption and the amount of investment.

Following our nearly 30 years of experience we brought to excellence all our standard machines of various types and dimensions. We developed also machines for special-purpose shotblasting machines that can meet the requirements of the most demanding customer.



STEM d.o.o.
Vipavska cesta 67
5000 Nova Gorica
Slovenia

tel.: +386 5 33 52 100
fax.: +386 5 30 01 558
e-mail: info@stem.si
<http://www.stem.si>

The FEDERATION OF THE SCIENTIFIC ENGINEERING UNIONS (FSEU)

in Bulgaria is a professional, scientific - educational, non-governmental, non-political non-profit association of legal entities - professional organizations registered under the Law on non-profit legal entities, whose members are engineers, economists and other specialists in the field of science, technology, economy and agriculture.

FSEU performed bilateral cooperation with similar organizations from many countries.

FSEU brings together 19 national associations - Scientific and Technical Unions / STU /, 34 territorial associations, which have more than 15 000 professionals across the country.

FSEU is a co-founder and member of the World Federation of Engineering Organizations (WFEO).

FSEU a member of the European Federation of National Engineering Associations (FEANI), and a member of the Standing Conference of engineering organizations from Southeast Europe / CO.PICEE /, Global Compact, European Young Engineers (EYE). The Federation has the exclusive right to give nominations for the European Engineer (EUR ING) title.

Contacts:

108 Rakovsky Str., Sofia 1000, Bulgaria

web: www.fnts.bg

e-mail: info@fnts.bg

Кондензатори за Индукционно Нагриване

Лейрни ■ Загриване преди коване ■ термообработка



Произведено
в Република Чехия
www.zez-silko.com

Представител за България – ШАНДОР ООД



www.kondenzatori.com



ProCAST

Advanced tool of numerical simulation

*Complete set of solutions for foundry industry
with more than 25 years of tradition*

*Predictive evaluation of the entire casting
process (filling and solidification defects,
mechanical properties, part distortion)*

Maximize quality, production
& your profit with ProCAST

Learn more at www.esi-group.com/casting

Contact us: **Vlastimil Kolda**
(vko@esi-group.com)



**PUBLISHER: SCIENTIFIC TECHNICAL UNION OF MECHANICAL ENGINEERING
“INDUSTRY-4.0”**

YEAR II

ISSUE 1 (2)

ISSN 2535-017X (Print), ISSN 2535-0188 (Online)

**XXV INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND
TECHNICAL CONFERENCE**

FOUNDRY

18-20. APRIL 2018, PLEVEN, BULGARIA

TOPIC

„INNOVATIONS FOR THE FOUNDRY ENGINEERING”

ORGANIZER

SCIENTIFIC-TECHNICAL UNION OF MECHANICAL ENGINEERING “INDUSTRY-4.0”

BULGARIA, 1000 Sofia, “G. S. Rakovski”108 str., fl. 4, office 411

e-mail: office@metalcasting.eu; www.metalcasting.eu

INTERNATIONAL EDITORIAL BOARD

Chairman:

Prof. DSc. Dimitar Stavrev

Technical University Varna, Bulgaria

Scientific Secretary:

Assoc. Prof. Dr. Georgi Rashev

Technical University Gabrovo, Bulgaria

Prof. DSc. Andjey Balinski

Foundry institute Krakow, Poland

Assoc. Prof. Dr. Alexander Popov

Bulgarian Academy of Science Sofia, Bulgaria

Prof. DSc. Valerii Hryshikov

National Metallurgy Academy Dnepropetrovsk, Ukraine

Assoc. Prof. Dr. Vitaliy Kulikov

National Technical Union Karaganda, Kazakhstan

Prof. DSc. Viktor Anchev

Technical University Sofia, Bulgaria

Assoc. Prof. Dr. Vlasta Bendarova

Technical University Ostrava, Czech Republic

Prof. DSc. Vladimir Belov

National University of Science and Technology "MISIS", Moscow, Russia

Prof. DSc. Vladimir Kechin

Vladimir State University, Russia

Assoc. Prof. Dr. Irina Charniak

National Academy of Science, Belarus

Assoc. Prof. Dr. Kamen Daskalov

Bulgarian Academy of Science Sofia, Bulgaria

Assoc. Prof. Dr. Lenko Stanev

Bulgarian Academy of Science Sofia, Bulgaria

Prof. DSc. Mihail Ershov

Moscow National University of Mechanical Engineering, Russia

Prof. Dr. Niyazi Eruslu

Technical University Istanbul, Turkey

Assoc. Prof. Dr. Nikolay Atanasov

Technical University Varna, Bulgaria

Assoc. Prof. Dr. Rumen Petkov

University for Mechanical Technologies and Metallurgy Sofia, Bulgaria

Assoc. Prof. Dr. Rositsa Paunova

University for Mechanical Technologies and Metallurgy Sofia, Bulgaria

Prof. DSc. Rusko Shishkov

Ruse University “Angel Kunchev”, Bulgaria

Prof. DSc. Sveto Cvetkovski

“Ss Cyril And Methodius” University Skopje, Macedonia

Prof. DSc. Sredan Markovic

Technical University Beograd, Serbia

Assoc. Prof. Tsanka Dikova

Medical University Varna, Bulgaria

Prof. Dr. Jan Dusza

Technical University Cochise, Slovak Republic

CONTENTS

QUALITY IMPROVEMENT OF CASTER SCHEDULING AT TRINECKE ZELEZARNY Eng. Konvicka D., Ass. Prof. PhD Eng. Solodovnikov V.	3
OPTIMIZATION OF THE CIRCULAR MANHOLE COVER MADE OF DUCTILE CAST IRON USING FINITE ELEMENT METHOD Assist. Prof. Lovrenić-Jugović M. PhD., Assoc. Prof. Glavaš Z. PhD., Assoc. Prof. Štrkalj A. PhD., Assoc. Prof. Slokar Lj. PhD., B.Sc. Radišić F.	7
RESEARCH OF HARDNESS OF SHELL FORMS, MADE WITH A VARIABLE PRESSURE к.т.н., проф. Куликов В., к.т.н., профессор Квон Св., д.т.н., профессор Еремин Е., магистр, докторант Ковалёва Т. ...	11
MEASUREMENT OF THE VELOCITY PROPAGATION OF ULTRASONIC WAVES IN CASTINGS. Assoc. Prof, PhD. Alexander Popov	13
INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF MODIFYING WITH NANOCOMPOSITIONS ON THE CRYSTALLIZATION PROCESS AND THE STRUCTURE OF ALUMINUM ALLOY ALSI7MG гл.ас. д-р Великов А., гл.ас. д-р Кузманов П., доц. д-р Манолов В., гл.ас. д-р Димитрова Р., гл.ас. д-р Кръстев Б.	15
RESEARCH ON IMPACT OF FLUX ON THE STRENGTH OF AISi6Cu7Mg alloy Ангел Великов, Явор Бойчев, Крум Петров, Рангел Рангелов	19
DEVELOPMENT OF TECHNOLOGY FOR CASTING OF "MASS - 22 TONS" OF DUCTILE IRON K. Petrov, A. Danailov, R. Rangelov	21
HEAT TREATMENT INFLUENCE ON THE HARDNESS AND CARBIDE HETEROGENEITY OF HYPOEUTECTIC HIGH-CHROMIUM CAST IRON доц. д-р инж. Йорданов Б. И., инж. Христов К. Х., доц. д-р инж. Кръстев Д. М.	25
RESEARCH OF MECHANICAL AND CORROSION CHARACTERISTICS OF ALLOY WHEELS FROM AISi7Mg M.Sc. Ruseva G. PhD., Assoc. Prof. Dr. Eng. Argirov Y.	29
INVESTIGATION OF THE PRODUCTION OF „IN VITRO“ TIPE METAL MATRIX COMPOSITE WITH LOW MELTING ALLOYS MATRIX Assist. Prof. Dr. Eng. Spasova D., Assoc. Prof. Dr. Eng. Atanasov N.	32
INTENSITY OF SOLIDIFICATION Ass. Prof. Eng. L. Stanev, Ass. Prof. Eng. St. Bushev, PhD.	35
CASTING OF CARE WHEELS LOW PRESSURE OF AISi7Mg MICRO-FOUNDRY – INTEGRAL PRESENTATION OF THE TECHNOLOGICAL CYCLE Chi. Ass. Eng. A. Maheva, PhD., Ass. Eng. S. Stanev, PhD., Ass. Prof. Eng. St. Bushev, PhD.	39
ВЛИЯНИЕ НА КОЛИЧЕСТВОТО КАРБИДНА ФАЗА И ВИДА НА ТЕРМИЧНАТА ОБРАБОТКА ВЪРХУ МЕХАНИЧНИТЕ СВОЙСТВА НА КАРБИДО-БЕЙНИТНИ СФЕРОГРАФИТНИ ЧУГУНИ гл. ас. д-р Владимир Тодоров, инж. Милен Свиленов доц. д-р Георги Рашев	43
ESI PROCAST - POWERFUL AND PRECISE VIRTUAL OPTIMIZATION TOOL FOR ALL CASTING TECHNOLOGY Vlastimil Kolda	46

QUALITY IMPROVEMENT OF CASTER SCHEDULING AT TRINECKE ZELEZARNY

Eng. Konvicka D.¹, Ass. Prof. PhD Eng. Solodovnikov V.^{1,2}

¹ LOGIS Research and Development Laboratory, Frenstat pod Radgostem, Czech Republic

² National Research University Higher School of Economics, Moscow, Russia

E-mail: vsolodovnikov@hse.ru

Abstract The paper analyzes melt shop and caster scheduling at special steel maker – Trinecke Zelezarny. The main optimization objectives of melt shop and caster scheduling are defined as: minimization of earliness and lateness of orders, maximization of tundish utilization, minimization of steel grade changes and minimization of mold width changes, minimization of stock, minimization of over grading, management of iron inventory. The following key problems of scheduling are defined: underdeveloped optimization algorithms and insufficient computer performance. Based on this the key provisions of a new method of melt shop and caster scheduling are proposed. The method significantly improves quality of planning. It includes the following three stages: production capacity allocation; heat building; sequencing. An experience of successful practical development and implementation of specialized software solution based on the new method at Czech special steel maker is provided.

KEYWORDS: MELT SHOP AND CASTER SCHEDULING

1. Introduction

The efficiency and effectiveness of melting, steelmaking and continuous casting management has a profound effect on competitive advantages of a steel company and in most aspects defines its financial performance. Permanently strengthening intensity of competitive struggle of steel companies and rise of volatility on the ferrous metals market define importance of development and implementation of new approaches to solving a task of qualitative melt shop and caster scheduling. This task is a NP kind problem. In fact, it is a combination of complex problems that has historically been somewhat impervious to practical, optimized solutions. Often steel companies with their partners tried to develop new methods in this area. Partners were scientific institutes and leading software vendors. Many initiatives in the area of development of specialized solution independently or in cooperation with partners have not brought desired results or fail despite significant financial and labor investments. Main reasons for that were underdeveloped optimization algorithms for the problem and insufficient computer processing speeds. Recent advances in this area allowed LOGIS specialists to develop a method and solution which let planners to create qualitative melt shop and caster schedules to directly drive efficient shop floor operations at large steel producers. The development of the new scheduling method and solution was based on data of Czech special steel maker – Trinecke Zelezarny.

2. Preconditions and means for resolving the problem

2.1. Czech steel maker description

Trinecke Zelezarny is one of the leading producers in Europe. Its production assortment includes: wire rods, rebars, rails, flat products, seamless pipes, and sections. The company produces hundreds of steel grades. Its annual production is about 2.4 million tons. The staff is about 5 500 employees. The production supply chain of the company includes integrated facilities of iron and steel making. (see Figure 1).

Steel is produced in basic oxygen furnaces (BOF) and in electric arc furnaces (EAF). Steel casting is done through continuous casters and by ingot teeming. Depending on method of casting, profiles, and sizes, semi-products (ingots, blooms, billets) are transported downstream through production supply chain. As could be seen from the scheme the melting and casting are the key stages of production. That is why melt shop and casting scheduling is so important for the company.

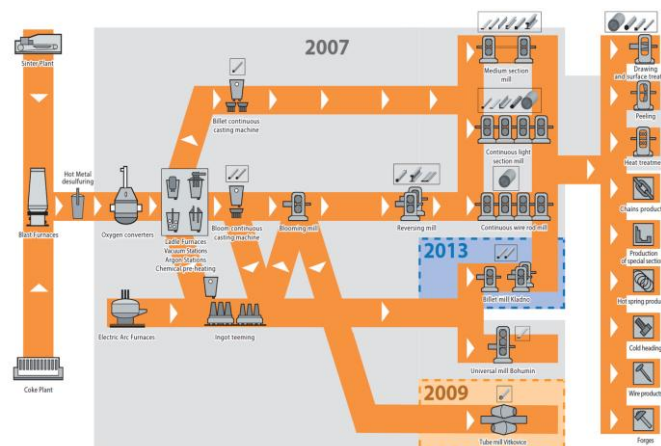


Fig 1 Supply chain scheme

The old scheduling process was arranged in the following way. Input data was prepared in manual mode by 5 specialists, who prepared requirements for casting based on planned orders of rolling mills. Based on the requirements, specialists created melt shop and caster schedules. These schedules had sufficient accuracy on the horizon of 4 – 7 days. Beyond this horizon the accuracy significantly deteriorated. Scheduling took much time and efforts.

Rolling mills requirements changes or deviations from the schedule in many cases lead to rescheduling. Often because of high laboriousness rescheduling was done after the end of working days or on weekends. Absence of rolling mills requirements beyond 1-2 week horizon significantly reduces efficiency of decision making of planners. Also data quality needed to be improved. Manufacturing execution systems monitored only general volumes of production without accounting for heats, heats sequencing, and without information about allocated orders.

As a result the company had high level of work in process and low due date performance. It was logical that the issue of rearranging of scheduling process and improving its efficiency was open.

2.2. General task formulation of melt shop and caster scheduling

Melt shop and caster schedules are normally generated at least once a day—sometimes more often. Thousands of orders must be combined and sequenced for production through iron making, steelmaking, and continuous casting. Each time this occurs, the planner tries to balance multiple business objectives, which exist in a tradeoff relationship.

The first goal of melt shop and caster scheduling is to produce orders on time, that is, to minimize order earliness and order lateness. The desired production time for each order at casting is usually given by some higher level production planning function, which balances order loads across the entire plant. Planners try to respect this requirement by scheduling each order for production on the day that it was requested. If orders are produced too early, unnecessary inventory may result. If orders are produced late, customer delivery performance suffers and unnecessary expediting costs may be incurred.

The second goal of melt shop and caster scheduling is to maximize tundish utilization. For each steelmaking grade, there is some maximum number of heats that can be cast using a single tundish. When the maximum is reached, the tundish must be switched out and relined with new refractory. Maximizing tundish utilization reduces operating cost per ton, minimizes the number of “top” and “bottom” slabs (or blooms, or billets) as a percent of total production, and helps keep liquid steel flowing for as much calendar time as possible. The Czech plant has several casters, and some portion of the order book is often considered to be “swing orders,” able to be produced at alternative casters. Tundish utilization can normally be improved by intelligent allocation of swing orders to casters during the caster scheduling process.

The third goal is to minimize grade and width transitions within the tundish. Minimizing grade transitions improves prime yield, as material from the chemical transition zone may have limited usefulness for customer orders. Reducing the number and severity of slab width transitions is important for flat products producers, as it reduces wear on both casting and hot rolling equipment, reduces breakout risk, and can improve prime yield.

The fourth goal is to minimize the amount of stock within the melt shop and caster schedule, and focus production on current demand. As manufacturing orders are combined into heats, and heats into tundish sequences, stock (or “open order”) material must sometimes be inserted, to fill out a heat or extend tundish length. Production of stock is usually a waste of precious manufacturing time, since it cannot be converted immediately into revenue, but lingers in inventory.

The fifth goal of melt shop and caster scheduling is to minimize over-grading. Each customer order has alloy requirements that must be satisfied. In order to fill out heats, extend tundish length or avoid grade transitions, orders are sometimes “over-graded,” that is, a more expensive chemistry is used to satisfy an order than is actually required by the customer. Thus minimization of over-grading reduces alloy costs.

For integrated steelmaking plants—those with blast furnace operations—there is a sixth goal: control of liquid iron inventory. In every such plant, the fleet of torpedo cars that transport liquid iron from the blast furnace to steelmaking (see Figure 7) is finite: there are only a certain number of cars available at any given time. Ironmaking is the input to this liquid iron inventory, and steelmaking consumes it. Steelmaking production volumes are driven by caster schedules—wide schedules consume more iron, narrow schedules consume less. Since blast furnace production is difficult to modulate rapidly, caster schedules must be continuously adjusted to control the amount of liquid iron “on wheels.” This helps avoid costly or environmentally irresponsible methods of disposing of excess iron.

For those steel plants that are capable of significant amounts of hot charge rolling, two additional goals help define the quality of integrated casting and rolling schedules: material charge temperature into the reheat furnace, and hot mill asset utilization. Retaining as much heat as possible in the semi-finished product reduces fuel costs per ton, and increases throughput for furnace limited mills. Hot mill utilization improves when rolling campaigns are planned at the maximum length for each campaign type, minimizing the number of required roll changes.

All of these goals exist in a complex tradeoff relationship (see Figure 2).

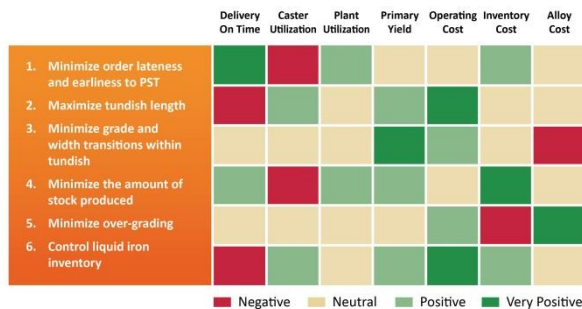


Fig 2 Six key goals of melt shop and caster scheduling

Minimizing order earliness and lateness supports good customer delivery performance, but may hurt tundish utilization and increase operating costs. Maximizing tundish length reduces operating costs, but may result in stock production and over-grading. Maximizing hot charge rolling may reduce tundish utilization, etc. The complexity of balancing above-mentioned goals taking into account specific technological constraints and rules prevented for a long time companies from achievement of efficient results in the area of melt shop and caster scheduling. Existing methods usually targeted only one of the goals. There was no method available for complex and efficient balancing of all the goals. The necessity for development of such a method was obvious for specialists at the Czech steel maker.

2.3. The key provisions of a new method

The complexity of melt shop and caster scheduling problem defines necessity to apply a decomposition method to it. Using problem structure this scientific method allows decomposing original problem into set of small interrelated and more simple tasks. The main idea of the new method is as follows: a) proper decomposition of the problem into layers; b) application of the most useful optimization techniques for each layer; and c) rapid iteration between layers until the model converges on a solution that respects the planner’s business goal priorities. The proposed method solves the problem using three layers of optimization (see Figure 3).

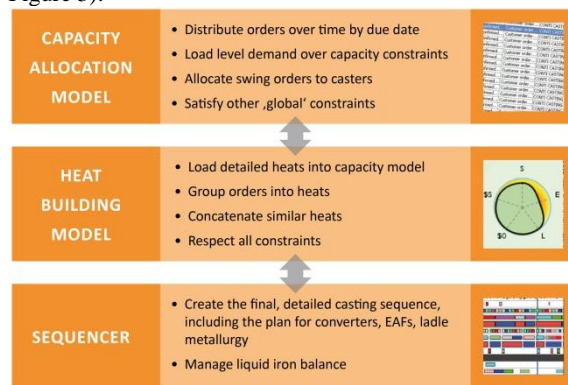


Fig 3 Decomposition of melt shop and caster scheduling problem

The first layer handles capacity allocation. This layer distributes orders over time by due date at casting, levels casting demand loads respecting major capacity constraints, allocates “swing orders” to multiple casters, and generally satisfies global constraints.

The second layer is the heat building model, which combines orders into heats, loads heats into available capacity, and concatenates similar heats, while respecting the next level of capacity constraints.

The third and final layer creates the detailed production sequence at steelmaking, ladle treatment and continuous casting, manages the

liquid iron inventory balance, and respects the most detailed constraints.

The optimization layers iterate until the total KPI balance is achieved. The first layer executes, and control is passed to the next level down. If infeasibility is detected at the second or third layer, control is returned to the next level up for resolution. The model cycles up and down between layers until the total KPI balance requested by the planner is achieved.

Thanks to the decomposition of the scheduling problem into layers and the usage of the best fitting combinations of solvers for each layer the computations are executed as efficiently as possible.

Scheduling information system

The new method of scheduling was used as a base for development of a solution for the Czech production company. Also the Czech company specialists and LOGIS project team members defined a set of key requirements for a new solution.

Whether assessing the relative merits of multiple scheduling scenarios, or reacting to shop floor problems that require immediate schedule changes, model execution speed is simply fundamental, and must be accomplished without compromising schedule quality.

No model, however sophisticated, can fully represent the richness and variation of physical reality. Therefore the planner must be able to easily make manual adjustments, with complete visibility to any potential constraint violations.

The quality of any melt shop and caster schedule can be measured along vectors that correspond to the goals for scheduling. The planner must have real-time visibility to the full set of Key Performance Indicators that reflect the value of the schedule, after every model run and after every manual adjustment.

The goals for melt shop and caster scheduling can have different relative importance for different steel plants, and can vary for the same plant as business conditions change. For example, when alloy prices are high relative to steel prices, it's more important to control over-grading. The planner must be able to adjust the priority of caster scheduling goals, and have the model produce schedules that comply.

The planning environment evolves constantly: new facilities added, new products introduced, changed commercial priorities, etc. The melt shop and caster scheduling model must represent constraints in a way that allows planners to make model changes without long IT wait times. Constraints should be represented in the model as data and the planner should be able to add, change or delete constraints as needed.

To implement these and other requirements LOGIS specialists developed a new solution. During the implementation project the model of melt shop and caster scheduling was set up in the solution. To solve a complex problem, one must be able to represent the problem. The UI representation of scheduling data structures, constraints, and the schedule itself is another critical component of usability. The developed solution has a number of standard reports that characterize the schedule, including views of tundish utilization, over-grading, production to stock, and order earliness and lateness.

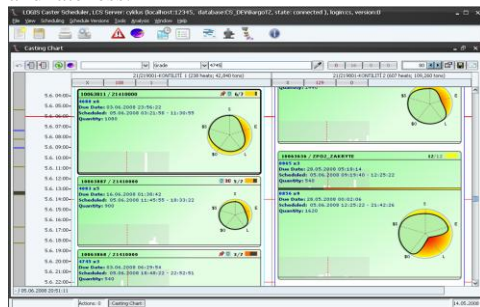


Fig 4 Material flow through casters

The system was developed in C++ and it uses memory resident architecture which means that the solution doesn't use hard drive during calculations and thus it has high performance. The system uses for modeling constraint satisfaction programming algorithms

including linear and mixed integer programming, constraint-based search, heuristics and other OR algorithms (Taha H., 2005).

The key results of the implementation of the developed system are: significant rise in speed of calculation (it takes minutes not hours now); improvement of schedule quality thanks to detail modeling of steel making rules, application of contemporary optimization algorithm and friendly user interface for manual changes of a schedule.

3. Results and discussion

The process of melt shop and caster scheduling was completely renewed at Trinecke Zelezarny thanks to implementation of the new solution. Today casting requirements are generated automatically based on a valid calendar production plan. This allows a planner to work on the complete calendar production plan horizon – up to 4 months. Currently melt shop and caster schedules are created for 40 days. The first 14 days of the horizon are planned in detail. The schedule is updated regularly based on real situation in production. The visibility of schedules and wide planning horizon significantly improved economic and technological reasonableness of planners' decisions.

The result of new process implementation was efficiency improvement not only in melting and casting but also at the company in general. One of the key performance indicators of steelmaking is the level of wasted tundish life at continuous casting. An improvement of this indicator enables a decrease in the costs of production, with simultaneous increase of the total performance of the steel plant. The achievement of a good level for this indicator is especially difficult due to the following factors: necessity to produce a large variety of steel grades, taking into account special requirements of individual customer orders; high share of small orders in proportion to one heat, let alone to the minimal size of a tundish lot. The level of wasted tundish life at continuous casting is evaluated as the difference between the theoretical maximum and the planned sequence length for individual steel grades, where the theoretical sequence length derives from the maximum length of sequence given by the technology of production and the planned sequence length derives from the casting schedule at the continuous casters. Statistics of average tundish continuous casting is provided on Figure 5.

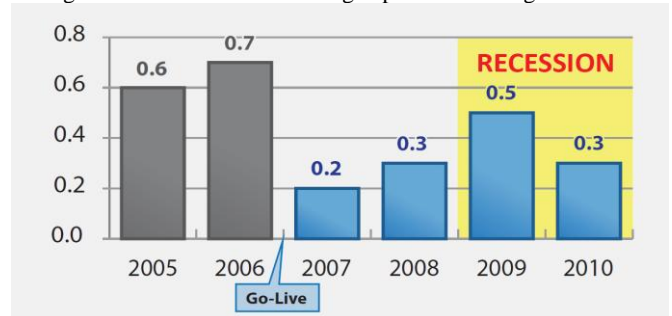


Fig 5 Statistics of wasted tundish life at continuous casting

In 2007 when go-live of the solution started the company was able to lower tundish life wasting at continuous casting to 60% comparing with 2006. Although crisis happened in 2008 the indicator was improved by more than 70% comparing with 2006. It is worth mentioning that using specialized solution in crisis period allowed the company using achieved additional competitive advantages to get leading positions on the market in its segment. Thus the implementation effect was obvious even during the uneasy period when supply on the steel market was much higher than demand.

In general the integration of the new process of melt shop and caster scheduling into the process of order fulfilment planning significantly improved quality of customer service. In 2007 the company was able to achieve due date performance (daily accuracy) of 91% keeping high operational excellence. Then the indicator only improved though significant increase in number of

products and in number of steel grades (see Figure 6).

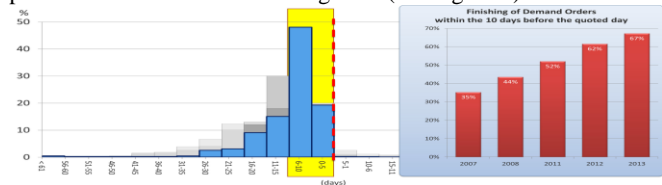


Fig 6 Finishing of Demand Orders in relation to the Quoted Day (2013)

4. Conclusion

The quality of melt shop and caster schedules has a profound effect on competitive advantages of a steel company and in most aspects defines its financial performance. Steelmaking constraints are specifically important in order fulfilment planning for companies which have hundreds and thousands grades of steel.

The developed method and the solution help planners to effectively solve problem of melt shop and caster scheduling in short time. These method and solution were implemented at a set of international industrial companies. They proved their efficiency and they are recommended for use at similar companies.

Grant information

The presented results derive from a scientific research conducted with support from state funds provided by the Ministry of Industry and Trade of the Czech Republic.

5. Literature

[1] Keely L., The Order Fulfillment Process. - International Journal of Logistics Management, Vol. 14 Iss: 1, 2003. - pp.19 - 32

[2] Konvicka D., Solodovnikov V., Customer service and operational efficiency improvement at special steel maker through improvement of order fulfilment planning. – Logistics and Supply Chain Management, # 4 (63), 2014. (in Russian)

[3] Taha H., Introduction to operational research. 7th issue. - M.: Wiliams, 2005. - 912 p.

OPTIMIZATION OF THE CIRCULAR MANHOLE COVER MADE OF DUCTILE CAST IRON USING FINITE ELEMENT METHOD

Assist. Prof. Lovrenić-Jugović M. PhD.¹, Assoc. Prof. Glavaš Z. PhD.¹, Assoc. Prof. Štrkalj A. PhD.¹, Assoc. Prof. Slokar Lj. PhD.¹,
B.Sc. Radišić F.
University of Zagreb, Faculty of Metallurgy, Croatia ¹

mlovrenic@simet.hr

Abstract: In this paper, in order to dimension the position and the number of vertical reinforcement, several numerical linear static simulations of bending circular manhole cover of ductile cast iron (grade EN-GJS-500-7) with 600 mm diameter are performed. The analysis of displacement and stress using the finite element method in the software package Autodesk Simulation Mechanical were conducted. Verification of numerical results for the solution of thin circular plate was performed with analytical bending solutions. After checking the numerical procedure on the thin circular plate, two circular vertical reinforcements were added on the underside: internal and external. Numerical simulations investigated the influence of the inner circular reinforcement position on the strength of the circular manhole cover, while equivalent stresses followed by energy theory of strength (von Mises) were monitored. Since maximal equivalent stresses remain on the plate by varying the position of the inner circular reinforcement, simulations with added radial reinforcements are performed. Finally, by optimizing the number of radial reinforcements, the optimum plate design is chosen.

Keywords: CIRCULAR MANHOLE COVER, VERTICAL REINFORCEMENTS, LINEAR ANALYSIS, FINITE ELEMENT METHOD, DUCTILE CAST IRON

1. Introduction

Modern civilization cannot be imagined without a system of drainage of waste and precipitation water. Manhole covers are essential functional and safety parts of the system. They must allow access to the system, i.e. to be mobile, but also must have the required strength.

Manhole covers are circular or square plates, which are generally located on pavements or roads. They must be very strong and durable to be able to withstand the load and impact of pedestrians and/or vehicles' constant weight upon them. They are generally made out of cast iron. The circular shape for the manhole cover allows easier transporting by rolling as well as manufacturing, installing and maintaining [1,2].

Installation place according to classes of manhole cover are presents in [3]. Covers class D 400 (Fig. 1), placed on the roads and parking lots for cars and for heavy goods vehicles, should endure a load of 400 kN. Since there is a lack of literature data of manhole cover optimization, this paper deals with analytical solution followed by numerical simulations.

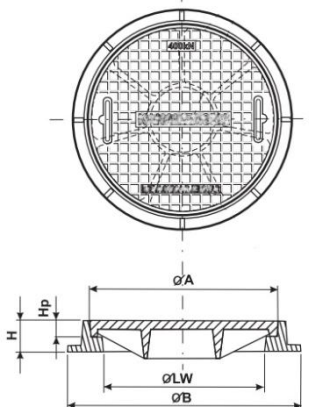


Fig. 1 Circular manhole cover Class D 400 [3].

2. Material and design

In this paper cover made of ductile iron (grade EN-GJS-500-7) with following dimensions was analyzed: diameter $A=600$ mm, height $H_p=50$ mm, thickness 22 mm. The dimensions of the circular ribs are shown by the radial cross section on Fig. 2, while the position of the inner rib is variable at $r = 80, 100, 120, 140, 160, 180, 200$ mm.

According to EN 1563:2011 [4] mechanical properties of ductile iron grade EN-GJS-500-7 are following: modulus of elasticity

$E=169$ GPa, Poisson's ratio $\nu=0.275$, minimum tensile strength $R_m=500$ MPa, minimum 0.2% proof stress $R_{p0.2}=320$ MPa, minimum elongation $A=7\%$. The microstructure of ductile iron grade EN-GJS-500-7 was observed by light microscope Olympus GX-51A. It consists of ferrite and pearlite (Fig.3).

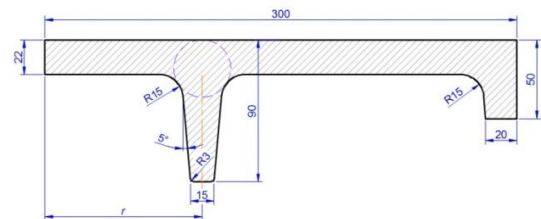


Fig. 2 Dimensions of circular ribs (reinforcements) of manhole cover.

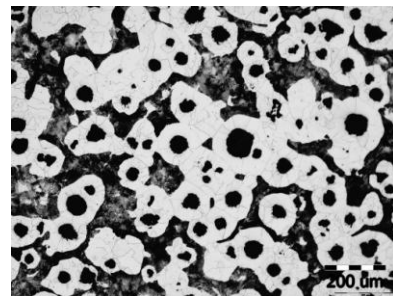


Fig. 3 Microstructure of ductile iron grade EN-GJS-500-7.

Firstly, the analytical analysis for bending of thin circular plate was conducted. Then, the same analysis was performed numerically using the software package Autodesk Simulation Mechanical [5] based on the finite element method. Results of the vertical displacement and radial and circular stresses, obtained by the numerical simulation, were compared with analytical solution. After the verification of numerical results of the bending of thin circular plate with analytical solution, the ribs on the bottom side of plate were gradually added. Optimal position of circular ribs and number of radial ribs will be calculated numerically using finite element method.

3. Analytical solution

Analytical solutions are only applicable for simple geometric problems such as bending of thin circular plate. A thin circular plate with a radius of $R=300$ mm by simply supported edge and loaded by uniformly continuous load q is presented in Fig. 4.

Internal transverse force Q was determined using the equilibrium condition for the radius r of the plate element according to Fig. 3b

$$\sum F_z = 2r\pi Q + r^2\pi q = 0. \quad (1)$$

The differential equation of bending the thin circular plate [6] is given by relation:

$$\frac{d}{dr} \left[\frac{1}{r} \frac{d}{dr} (\alpha \cdot r) \right] = \frac{Q}{D}, \quad (2)$$

where D is flexural stiffness of the thin plate expressed by

$$D = \frac{Eh^3}{12(1-\nu^2)}. \quad (3)$$

Rotation of the normal to the elastic line is represented by an angle α , which is variable in the radial direction [6] determined by the following expression:

$$\alpha = -\frac{dw}{dr}, \quad (4)$$

and represents the slope of the tangent to the elastic line (Fig. 4c).

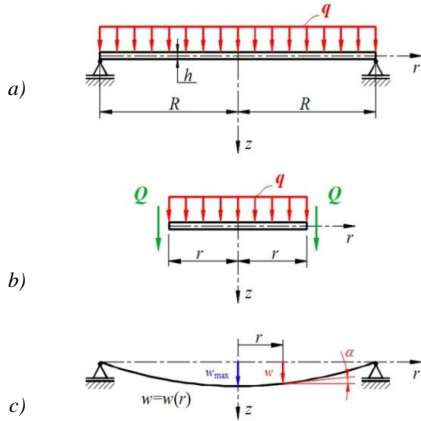


Fig. 4 Bending of thin circular plate [6]: a) simply supported on the edge, b) internal transverse forces and c) elastic bending lines.

Terms of normal stresses [6] in the radial (σ_r) and circular (σ_ϕ) direction are expressed with the following expressions:

$$\sigma_r = \frac{E}{1-\nu^2} \left(\frac{d\alpha}{dr} + \nu \frac{\alpha}{r} \right) z, \quad \sigma_\phi = \frac{E}{1-\nu^2} \left(\frac{\alpha}{r} + \nu \frac{d\alpha}{dr} \right) z. \quad (5)$$

Inserting equations (1) and (3) into the equation (2), followed by its integration, and inserting two boundary conditions result in the expression for angle α : (i) complete plate (for $r=0 \rightarrow \alpha=0$) and (ii) there is no the bending moment on the outer edge (for $r=R \rightarrow M_r=0$).

The necessary information about vertical displacement (deflection) w could be defined by rearranging equations (4) and by including the boundary condition of inability of deflection on the outer plate edge (for $r=R \rightarrow w=0$). It is known that on the center of the plate the vertical displacement is maximal, as shown by the following expression

$$w_{\max} = \frac{5+\nu}{1+\nu} \cdot \frac{q \cdot R^4}{64 \cdot D}. \quad (6)$$

Incorporating all known values for the material (E , ν), the load ($q=F/(R^2\pi)$) and the geometry of the plate (D and h), the analytical solution of the maximal vertical displacement is achieved. Maximal vertical displacement for ductile iron grade EN-GJS-500-7 is 4.59 mm.

The design process has to ensure that the maximum calculated (equivalent) stress (σ_{equ}) is less than the allowable stress ($\sigma_{\text{equ}} \leq \sigma_{\text{allow}}$). For ductile materials, such as nodular cast iron, the allowed stress (σ_{allow}) is calculated according to the expression

$$\sigma_{\text{allow}} = \frac{R_{p0.2}}{f_s}, \quad (7)$$

where f_s is the safety factor. In this paper taken safety factor is $f_s=2$. Allowed stress for ductile iron grade EN-GJS-500-7 are 160 MPa.

4. Numerical solution

The analysis of the circular manhole covers was being conducted by software package Autodesk Simulation Mechanical [5] based on the finite element method. The purpose of this paper was to analyse the influence of ribs on strength of circular manhole cover in three variants of circular plates:

- (I) thin circular plate without ribs (Fig. 5a),
- (II) thin circular plate with two circular ribs added on the bottom side: lower on the outer circumference and higher on the inner circumference the radius that will change (Fig. 5b). Position of the internal rib is variable at $r = 80, 100, 120, 140, 160, 180$ and 200 mm.
- (III) thin circular plate with several (6,7 and 8) radial ribs connected with the circular ribs on the bottom side (Fig. 5c).

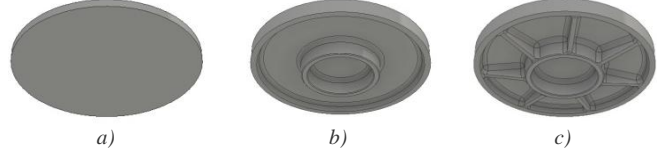


Fig. 5 Circular manhole cover: a) Variant I, b) Variant II, c) Variant III.

In numerical analysis it is not necessary to model the entire manhole covers in all three variants. Variants I and II of the covers are axially symmetric and the analysis can be conducted by the axisymmetric elements. Because of radial ribs, the Variant III of the manhole cover is not completely axisymmetric. Therefore, all numerical analyses will be conducted in such a way that the cover on the upper surface is divided into equal parts in the circular direction. The plate geometry of Variants I and II was observed at an angle of 60° , while in Variant III depending on the number of added radial ribs angle varied as follows: $360^\circ/6$, $360^\circ/7$ and $360^\circ/8$.

All geometries of circular covers was being modeled by the software package Autodesk Inventor Professional [7], and imported to the software package Autodesk Simulation Mechanical [5] to be performed the preprocessing. Imported geometric domain is divided into a network of finite elements on which are associated material properties, natural boundary conditions (q) and geometric boundary conditions shown in Fig. 6. Before defining the boundary conditions, it is necessary to set up a cylindrical coordinate system.

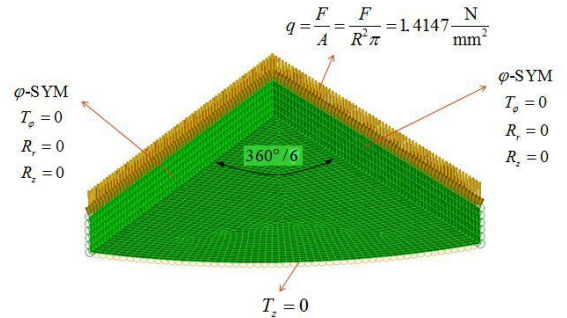


Fig. 6 Natural and geometric boundary condition applied on thin circular plate (Variant I).

Load of $F=400$ kN in the form of pressure q ($q=F/(R^2\pi)$) over the entire upper surface of circular manhole cover is added (Figure 5) and the following boundary conditions are defined as follows: (i) at the outer bottom periphery edge the condition of prevented displacement in z direction ($T_z=0$) and (ii) based on a cylindrical coordinate system at the radial sections the boundary conditions of ϕ -symmetry ($T_\phi=0$, $R_r=0$ and $R_z=0$).

In the numerical simulations the equivalent stresses based on the energy theory of strength (von Mises) were monitored. After preprocessing, the three-dimensional linear static analyses of all three variants of cover are performed. The results of these analyses are presented in the next section.

5. Results and discussion

Results of numerical analysis of bended thin circular plate (Variant I) displacement in the z direction (deflection) and equivalent stress are shown in Figure 7a and 7b, respectively.

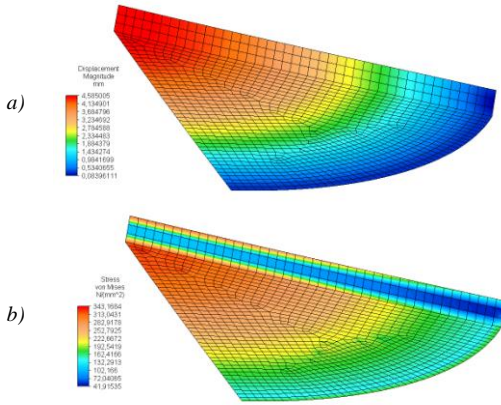


Fig. 7 Results of vertical displacement (a) and equivalent stress (b) for bending of thin circular plate (Variant I).

It is obvious that deflection and equivalent stress are greatest in the center of the plate. Results of radial and circular stresses are presented in Figure 8a and 8b, respectively.

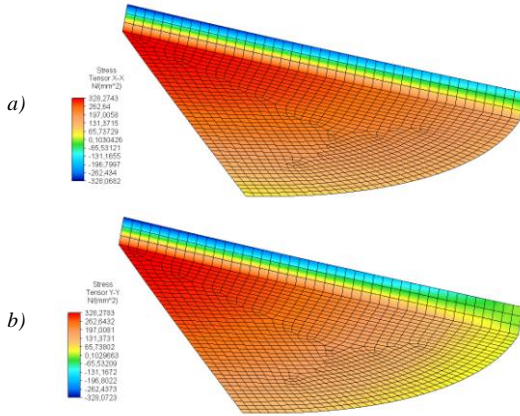


Fig. 8 Results of radial (a) and circular (b) stresses for bending of thin circular plate (Variant I).

Analytical and numerical solutions for maximal deflection and maximal radial and circular stresses are compared in Table 1. It can be seen a very good agreement of numerical results with analytical which implies a verification of numerical analysis by analytical solution.

Table 1: Comparison of analytical and numerical solutions for bending the thin circular plates (Variant I).

	Analytical solution	Numerical solution
w_{max} , mm	4.57	4.59
σ_r , N/mm ²	± 323.08	+328.27 -328.07
σ_φ , N/mm ²	± 323.08	+328.27 -328.07

The maximal equivalent stress, obtained numerically using the energy theory of strength (von Mises), is 343.17 N/mm² (Fig. 7b). It could be seen that in case of the analysis of Variant I (Fig. 5a) the condition of strength is not achieved.

For this reason, two circular vertical ribs are added on the bottom side of existing thin circular plate (Fig. 4b, Variant II): internal and external. The dimensions of the circular ribs are shown on the radial cross section of Fig. 2, while the position of the internal rib is variable at $r = 80, 100, 120, 140, 160, 180$ and 200 mm.

Results of several numerical analysis of bending of circular manhole cover with two circular ribs (Variant II) of maximal

displacement (deflection) in the z direction are shown in Fig. 9a. On Fig. 9b for position of internal circular ribs of $r=120$ mm vertical displacement magnitude are presented.

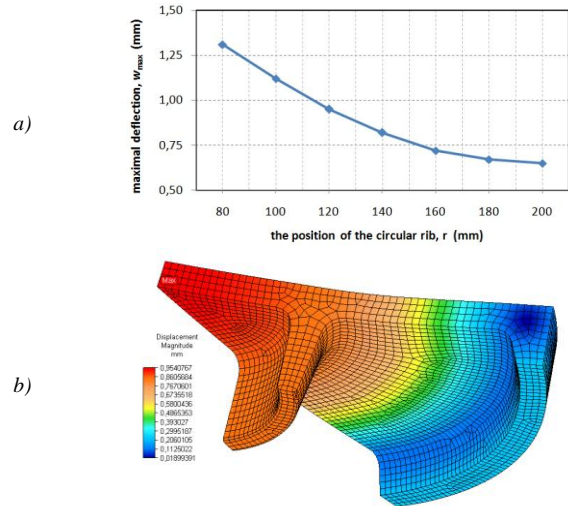


Fig. 9 (a) Dependence of the maximal vertical displacement on the position of the inner circular rib and (b) numerical results of vertical displacement for bending circular manhole cover with two circular ribs ($r=120$ mm) (Variant II).

The analysis of results of maximal deflection at center of cover shows that by increasing the radius of the internal circular rib (Fig. 9a) maximal vertical displacement decrease.

Results of several numerical analysis of bending of circular manhole cover with two circular ribs (Variant II) of equivalent stress are shown in Fig. 10a. On Fig. 10b for position of internal circular ribs of $r=120$ mm equivalent stress are present.

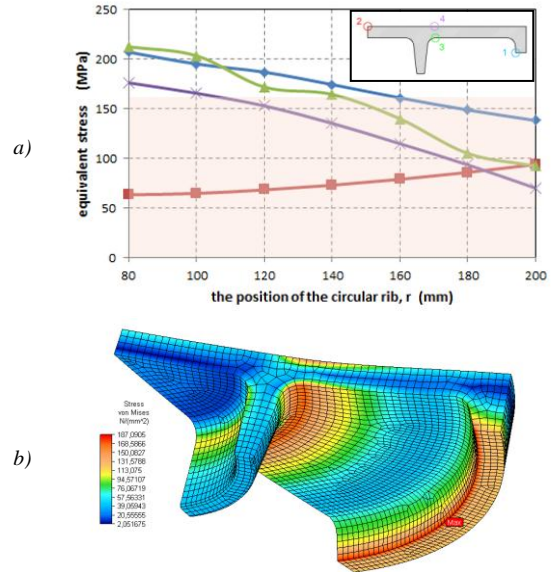


Fig. 10 (a) Dependence of the maximal vertical displacement on the position of the inner circular rib and (b) numerical results of vertical displacement for bending circular manhole cover with two circular ribs ($r=120$ mm) (Variant II).

The analysis of results of equivalent stresses shows that by increasing the radius of the internal circular rib (Fig. 10a), stresses decrease in the positions 1, 3 and 4, while at the center of cover (position 2) increase. In the diagram (Fig. 10a) the area of allowable stress is indicated by another color (beige). For further analysis, based on the Fig.1 the position of the internal rib at $r = 120$ mm is chosen. The stresses which are greater than those allowed in positions 1 and 3 will be reduced by addition of radial ribs.

On the model of Variant II with $r = 120$ mm radial ribs located from the inner to outer circular ribs, is added. The radial ribs are 15 mm thick. Numerical simulation of bending of circular manhole

cover with 6, 7 and 8 radial ribs is performed. The results of the numerical analysis of the vertical displacement and the equivalent stresses with seven radial ribs are shown at Fig. 11 and Fig. 12, respectively.

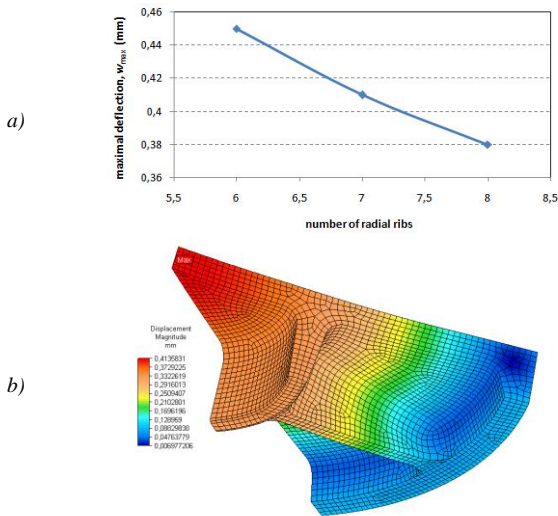


Fig. 11 (a) Dependence of the maximal vertical displacement on the number of radial ribs and (b) numerical results of vertical displacement for bending circular manhole cover with two circular ribs ($r=120$ mm) and seven radial ribs (Variant III).

The analysis of results of maximal deflection at the center of cover shows that by increasing the number of radial ribs (Fig. 11a) maximal vertical displacement decreases.

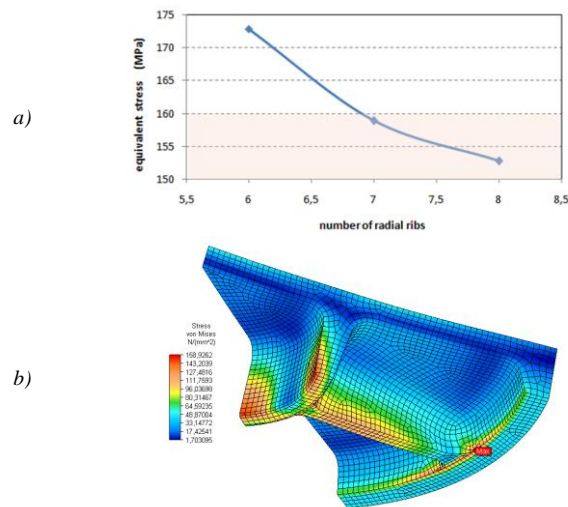


Fig. 12 (a) Dependence of the maximal equivalent stress on the number of radial ribs and (b) numerical results of equivalent stress for bending circular manhole cover with two circular ribs ($r=120$ mm) and seven radial ribs (Variant III).

The analysis of results of equivalent stresses show that by increasing number of radial ribs (Fig. 12a) maximal stresses decrease. In the diagram presented in Fig. 12a the area of allowable stress is indicated by another color (beige). Design of circular manhole cover of Variant III with more than six radial ribs is allowed, because equivalent stresses are less than the allowable stress ($\sigma_{equ} \leq \sigma_{allow}$). Design of circular manhole cover with seven radial ribs is optimal.

Schematic representation of all numerical results of maximal equivalent stresses on Variant I, II and III in stress-strain diagram of used ductile iron on Fig. 13 is presented.

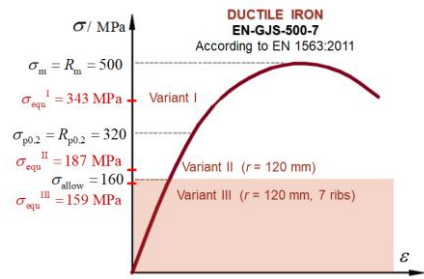


Fig. 13 Schematic representation of numerical results of maximal equivalent stress in stress-strain diagram of ductile iron.

By adding the circular and radial ribs on the bottom side of the thin circular plate, the maximum deflection at the center of the cover decreases ($w_{max,I} > w_{max,II} > w_{max,III}$).

6. Conclusions

The purpose of this paper was to analyse the influence of ribs on strength of circular manhole cover in three variants of thin circular plate:

- (I) thin circular plate without ribs (Fig. 5a) – Variant I,
- (II) thin circular plate with two circular ribs added on the bottom side: lower on the outer circumference and higher on the inner circumference the radius that will change (Fig. 5b). Position of the internal rib is variable at $r = 80, 100, 120, 140, 160, 180$ and 200 mm – Variant II.
- (III) thin circular plate with several (6,7 and 8) radial ribs connected with the circular ribs on the bottom side (Fig. 5c) – Variant III.

Numerical solution for bending thin circular plate (Variant I) is compared with analytical solution. For Variant II and III of manhole cover numerical simulation of bending are conducted.

It is important to note that the equivalent stresses in the plate of Variant I exist in the center of the plate, in Variant II are moved closer to the internal circular rib and in Variant III lower to the top of the circular rib. Results of numerical simulations showed that increase in number of radial ribs decrease the maximal vertical displacement and equivalent stress. Finally, it can be concluded that optimal design of circular manhole cover is made of seven radial ribs connected with the circular ribs on the bottom side of cover.

7. References

- [1] El Haggag S., El Hotow L., Reinforcement of thermoplastic reject in the production of manhole covers, Journal of Cleaner Production, 17(2009), 440-446.
- [2] Draman, W.N.A.W., Majid, D.L., Ishak, M.I., Rosli, M.U., Lailina, N.M., Ismail, R.I., An auto lifting device to lift manhole cover with ergonomics consideration, (2017) AIP Conference Proceedings 1885, 020067, doi: 10.1063/1.5002261
- [3] Kanalska galanterija (HRN EN-124:2005), Accessible on Internet: http://www.aqua-invest.hr/images/stories/down/kanalska_galanterija.pdf, 2.11.2017.
- [4] ... EN 1563:2011, Founding - Spheroidal graphite cast irons, European committee for standardization, 2011.
- [5] Autodesk Simulation Mechanical: Tutorial, Accessible on Internet: <https://knowledge.autodesk.com/support/simulation-mechanical>, 2.11.2017.
- [6] Alfrević I., Nauka o čvrstoći II, Golden marketing, Zagreb, 1999.
- [7] Autodesk Inventor Professional: Tools and Design, Accessible on Internet: <http://www.sdcpublishings.com/pdfsampl/978-1-58503-958-6-7.pdf>, 2.11.2017.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЕРДОСТИ ОБОЛОЧКОВЫХ ФОРМ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ВАРИАТИВНОМ ДАВЛЕНИИ

RESEARCH OF HARDNESS OF SHELL FORMS, MADE WITH A VARIABLE PRESSURE

к.т.н., профессор Куликов В.¹, к.т.н., профессор Квон Св.¹, д.т.н., профессор Еремин Е.², магистр, докторант Ковалёва Т.²

¹Карагандинский государственный технический университет, г.Караганда, Республика Казахстан

²Омский государственный технический университет, г. Омск, Российская Федерация

mlpikm@mail.ru, svetlana.1311@mail.ru, sagilit@mail.ru

Abstract: results of a research of influence of various technological parameters on the hardness of shell forms are given. It is defined that change of size of pressure in the course of shaping of a cover promotes increase in its mechanical properties and alignment of these properties on form volume

KEYWORDS: HARDNESS, A FORM, SAND, PITCH, A COVER, PRESSURE, PULVERBAKELIT

1. Введение

В настоящее время одной из нерешённых проблем в изготовлении литейных форм является неравномерность их технологических характеристик по объёму формы. Причем это применимо не только к песчано-глинистым формам. В совершенствовании технологических процессов нуждаются и специальные способы литья. В частности, для усреднения свойств песчано-глинистых форм, полученных встряхиванием используют допрессовку.

Одним из представителей формовочных смесей являются песчано-смоляные смеси. Использование литейных форм из подобных смесей обеспечивают получение качественных отливок. Повышение эффективности процесса изготовления отливок вызывает необходимость совершенствования технологии изготовления литейных форм.

Вместе с тем, аналогичные технологические задачи стоят и при изготовлении оболочковых песчано-смоляных форм. Несмотря на то, что высота оболочковой формы значительно меньше высоты песчано-глинистых форм, неравномерность механических свойств оболочки (в частности, твердости) имеет место. В частности, вследствие неравномерности нагрева формирующейся оболочки (в большей степени у лада формы), внутренняя часть оболочки имеет большую твердость и прочность в отличие от внешней части оболочки.

В связи с этим исследования, направленные на совершенствование технологического процесса, обеспечивающего регулирование свойств формы и их равномерности по всему объёму, являются актуальными.

2. Предпосылки и средства для решения проблемы

Использование для формообразования оболочки одновременно с нагревом песчано-смоляной смеси статической нагрузки способствуют выравниванию свойств по ее объёму. В то же время повышаются и механические свойства полученных оболочковых форм, что дает возможность сократить использование дорогостоящего связующего [1].

Изготовлению песчано-смоляных сред (формы, стержни, брикеты) с повышенными твердостью и прочностью в отечественной и зарубежной науке посвящен ряд работ. Проводятся исследования по совершенствованию оборудования, технологии и составов, применяющихся при изготовлении таких сред [2-3].

3. Решение рассматриваемой проблемы

Имеется возможность увеличить степень регулирования параметров изготавливаемой оболочковой формы. Учитывая изменение агрегатного состояния смолы в течение формообразования оболочки (твердая – жидкая – твердая), целесообразно изменять величину давления (то есть использовать вариативную величину давления) [4-5].

При выборе технологических параметров изготовления оболочки из того, что при образовании оболочки вследствие

воздействия температуры термореактивная смола (пудрбакелит) после прогрева до 100-150 °С плавится и переходит в жидкое состояние. Плавление прилегающих к нагреваемой модели слоев смеси происходит примерно через 8-10 секунд после начала формообразования. В дальнейшем, примерно через 18-20 секунд после начала формообразования, при нагреве до 200-250 °С смола необратимо затвердевает.

Одним из основных параметров литейной формы наряду с прочностью является твердость, которая в полидисперсных смесях зависит от среднего размера частиц, а также от верхней и нижней границ размеров частиц. Прочность и твердость полидисперсных смесей удовлетворительно коррелируют с объемно-поверхностным диаметром.

Кроме того, известно, что с увеличением удельной поверхности сыпучего материала в целом имеет место повышение прочности. Однако в зависимости от характера распределения частиц по размерам могут иметь место заметные отклонения от этой закономерности.

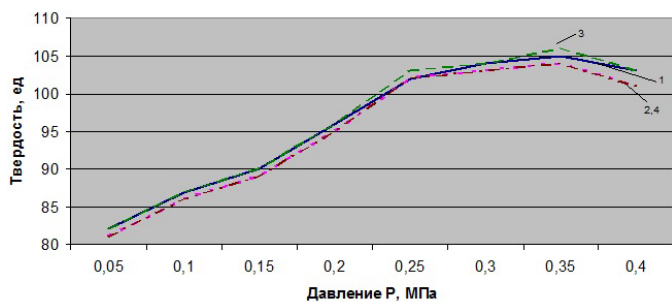
4. Результаты и дискуссия

Изготовление формы проводилось на ТОО «КМЗ им. Пархоменко» (г. Караганда) на модернизированной формовочной машине марки 51713. После перемешивания песчано-смоляная смесь засыпалась в бункер машины. После производили опрокидывание бункера со смесью на нагретую до 230 °С модельную плиту с моделями радиаторов. При этом одновременно через плиту подавалось давление 0,25 МПа. Через 10 секунд давление снизили до 0,2 МПа, а температуру до 210 °С. А еще через 10 секунд температуру нагрева повысили до 0,35 МПа, а температуру до 260 °С. При этом формировалась оболочковая форма толщиной 10-12 мм.

Во всех исследованиях использовали в качестве наполнителя кварцевый песок марок 1К02А – 30 %, 1К0315А – 70 %. Была исследована твердость песчано-смоляных форм при литье в оболочковые формы (рисунок 1). Образец изготавливали в форме цилиндра. Особенностью изготовления формы являлось то, что для ее образования использовался не только термический нагрев до 250 °С, но и статическое давление для повышения прочности и твердости оболочки. Определяли зависимость твердости поверхностного слоя оболочковой формы от величины давления, действующего на формирующуюся оболочку.

Твердость поверхности песчано-смоляной оболочки определяли с помощью твердомера марки 0731М. Полученные результаты приведены на рисунке 1.

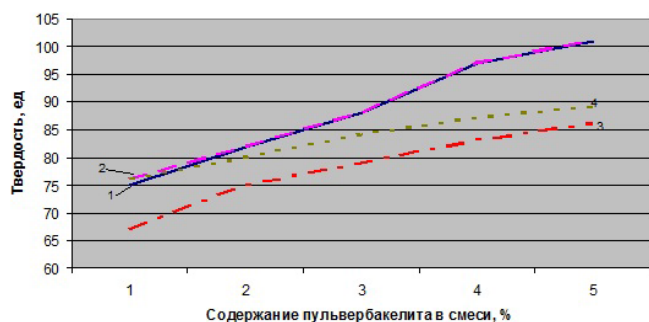
Очевидно, что увеличение давления способствует повышению твердости оболочки за счет повышения плотности частиц песка. Увеличение давления свыше 0,25...0,3 МПа не оказывает значительного влияния на твердость, так как при этом достигается предельная плотность упаковки песка и связующего. Дальнейшее же избыточное давление приводит к деформации и разрушению частиц песка, что в конечном итоге ведет к снижению твердости.



1 – на поверхности формы в центре модели; 2 – на поверхности формы на периферии; 3 – на ладе формы в центре модели; 4 – на ладе формы на периферии

Рисунок 1 – Влияние величины давления при формообразовании песчано-смоляной оболочки на ее твердость

В другой серии экспериментов определяли влияние содержания пульвербакелита на твердость оболочковой формы. При этом исследовали образцы форм, полученных как при использовании давления, так и без него (только термическое воздействие). Результаты приведены на рисунке 2.



с использованием вариативного давления:

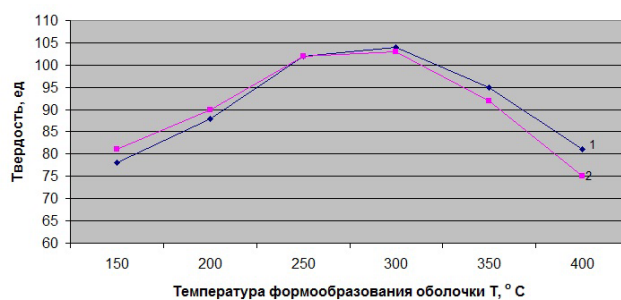
1 – на поверхности формы; 2 – на ладе формы
без использования давления:

3 – на поверхности формы; 4 – на ладе формы

Рисунок 2 – Влияние концентрации пульвербакелита на твердость оболочковой формы

Температурный режим, при котором формируется оболочка наряду с давлением также влияет на твердость формы. Оболочки, формообразование которых происходит при температуре ниже 200 °С, имеют меньшую твердость вследствие недостаточного спекания всех частиц песка и смолы. Температура выше 350 °С приводит к выгоранию пульвербакелита и также приводит к уменьшению твердости (рисунок 3).

При этом как при низкой, так и высокой температурах (относительно технологически необходимой – 220-250 °С) наблюдается различие в твердости по высоте оболочковой формы. При этом при низкой температуре твердость выше в слое, контактирующем с модельной плитой (лад формы) вследствие расплавления смолы, а при более высоких температурах твердость в слоях на ладе формы ниже из-за начала выгорания в них смолы.



1 – на ладе формы; 2 – на поверхности формы

Рисунок 3 – Влияние температуры формообразования оболочки на ее твердость

5. Заключение

Экспериментально определено, что вариативное (нестационарное) давление в сочетании с термическим нагревом повышает твердость и ее равномерность по объему оболочковой формы, что в конечном итоге сказывается на качестве изготавливаемых в этих формах отливок. Установлено, что с целью повышения плотности и прочности получаемой оболочки, давление на смесь не должно оставаться постоянным в течение всего процесса формирования оболочковой формы, а изменяться в процессе формообразования: вначале целесообразно подавать начальное давление на смесь, составляющее порядка 0,30...0,40 МПа, которое варьируется в течение всего цикла: спустя 10 с понижается на 0,05-0,08 МПа, затем спустя 20 с увеличивается на величину 0,08-0,12 МПа. В конце формирования оболочки толщиной 10-15 мм (за 5-10 секунд до окончания цикла) давление целесообразно снизить до нуля.

Таким образом, приложение нагрузки в процессе формообразования оболочки повышает не только механические свойства оболочковой формы, но и чистоту поверхности отливок и количество пригара на них (рисунок 4).



Рисунок 4 – Отливка «Звено» со сложной геометрией

6. Литература

1. Рубцов Н.Н., Балабин В.В., Воробьев М.И. Литейные формы. М., Машгиз, 1959. – 558 с.
2. Соколов Н.А. Литье в оболочковые формы. М., Машиностроение, 1969. – 316 с.
3. Зыков А.П. Способы экономии смолы при изготовлении оболочковых форм без ухудшения их несущей способности. // Тракторы и сельхозмашины. – 1985, № 10. – С. 52-54.
4. Куликов В.Ю., Еремин Е.Н., Ковалёва Т.В. Повышение прочности песчано-смоляных форм // XXIV Международная научная техническая конференции «FOUNDRY 2017» (5-7 апреля 2017 г.). – Плевен, Болгария, 2017 г. С.21-22.
5. Куликов В.Ю., Исагулов А.З., Еремин Е.Н., Ковалёва Т.В., Щербакова Е.П. Влияние давления на прочность оболочковых форм // Литейное производство, Издательский дом «Литейное производство», Москва, 2017, № 5, стр. 23-25.

MEASUREMENT OF THE VELOCITY PROPAGATION OF ULTRASONIC WAVES IN CASTINGS

ИЗМЕРЕНИЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ СКОРОСТИ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ ВОЛН В ОТЛИВКАХ

Assoc. Prof, PhD. Alexander Popov¹
¹Institute of Mechanics - BAS, Sofia, Bulgaria
 E-mail: alpopov@abv.bg

Abstract: Ultrasonic testing (UT) of castings is common foundry practice. For the correct calibration of UT, it is necessary to measure the velocity propagation of the ultrasound waves in the castings. It is inverse ultrasonic problem. A method for velocity measurement, according to ASTM E 494: 2015, with one-sided access to the casting, is being considered.

In this article the equations for determined of transversal and longitudinal velocities propagation - $(V_T; V_L)$, through measurement: distance between transducers (source-reflector) - $2.W^X$ and the time of propagation - (t_T^X) are obtained.

KEY WORDS: ULTRASONIC WAVES, CASTING

1. Introduction

Ultrasonic testing (UT) of castings is common foundry practice [1,2,5]. For the correct calibration of UT, it is necessary to measure the velocity propagation $(V_T; V_L)$ of the longitudinal and transversal ultrasound waves in the castings. It is inverse ultrasonic problem. A method for velocity measurement, according to ASTM E 494:2015, with one-sided access to the casting, is being considered.

2. Evaluation of the velocity V_T

The measurement of the velocity of transverse ultrasound wave propagation - $V_T \equiv V_T^X$ in castings at one-sided access to the casting is been considered, The velocity V_T^X by Snellius's law,[3], fig.1. is calculated i.e.

$$(1) \quad \frac{(V_T^X)^2}{\sqrt{(V^{(1)})^2 - (V_T^X)^2} \sin^2 \vartheta_{lb}} = \frac{W^X}{t_T^X \sin \vartheta_{lb}},$$

where $V^{(1)}$ - ultrasonic velocity of the protector in the transducer, ϑ_{lb} - incidence angle, W^X - distance between transducers (source-reflector), t_T^X is time of propagation of transversal ultrasonic wave . The value $2.W^X$ is calculated through expression $2.W^X = W_F + W_L + W_R$, where W_F is distance between foreheads of transducers, W_L and W_R are distances between foreheads and centers of left and right transducers respectively. The Snellius's law, (1), in pitch and catch ultrasonic technique, fig.1., is transformed to

$$(2) \quad \varphi(p.V_T^X) - W^X / (p.t_T^X) = 0$$

where $\varphi(p; V_T^X) = \frac{(pV_T^X)^2}{\sqrt{1 - (pV_T^X)^2}}$, $p = \frac{\sin \vartheta_{lb}}{V^{(1)}}$ - beam parameter.

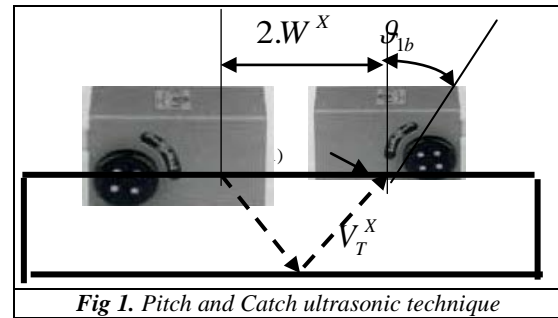


Fig 1. Pitch and Catch ultrasonic technique

The value of V_T^X in (2) by means the Newton's method [4] in $(2000 \div 5000).m / s$ is looking for.

The algorithm ZEROIN [4]. is used .This algorithm is fast approaching and robust .

The velocity V_L^X of propagation of longitudinal ultrasonic wave is calculated by equation [3].

$$(3) \quad \frac{V_T^X}{V_L^X} = \sqrt{\frac{1 - 2\nu}{2 - 2\nu}},$$

where ν - Poisson's ratio. For most castings, the reference values for ν may be adopted $\nu \in (0.23 \div 0.28)$ [1]. In this case the equation (3) is reduced to

$$(4) \quad V_T^X / V_L^X \approx (0.592 \div 0.553).$$

Therefore

$$(5) \quad V_L^X \approx (1.689 \div 1.808).V_T^X.$$

3. Calibration at UT of castings

The basic parameter of the UT calibration, for ultrasonic flaw detector, is the velocity of ultrasonic propagation $V_T^X \equiv (MTL\ VEL)$, fig.2. The values of W^X and t_T^X in (2) are measured [3].



Fig.2. Display of calibration parameters for UT of castings

The other calibration parameters at UT: (dB, RANGE, D-DELAY, P-DELAY), fig.2. are clear.

4. UT of castings

The main task at UT of casting, the reflected area of unknown discontinuity - S_X is evaluated. The result from the analysis of acoustical tract [2] is the equation (6) for S_X .

$$(6) \quad q(x) \cdot S_X - \tilde{p}_S(x) = 0,$$

$$\text{where } q(x) = \frac{D_J \cdot S_{PP} \cdot \cos \beta}{(V_T^X / f)^2 \cdot (R(x) + r_{PP})^2}.$$

In (6) the parameters are two groups:

A/ Assignment parameters: D_J - energy transmission factor,

S_{PP} - area of piezo ceramic plate, β - angle of refraction, f - frequency.

B / Evaluated parameters: V_T^X - the evaluated value for velocity of transversal ultrasonic wave in the casting for calibration, $(R(x) + r_{PP})$ - distance "source - reflector".

The ratio of acoustical pressure - $(\tilde{p}_S(x))$ by the amplification $N, dB = -20 \lg(\tilde{p}_S(x))$ is evaluated.

The solution of (6) is S_X , where $q(x)$ and $\tilde{p}_S(x)$ are known.

The equation (6) is inverse problem at UT for sensitivity [2,5].

5. Sizing error at UT of castings

If done incorrect calibration, there is error of sizing. The relationship between error of refracted area - $\Delta S_X, \%$ and error of ultrasonic velocity - $\Delta V, \%$ is

$$(7) \quad \Delta S_X, \% = (\Delta V, \%)^2 + 2 \cdot (\Delta V, \%),$$

where

$$\Delta S_X, \% = \frac{S_X - S_X^{(m)}}{S_X^{(m)}} 100\%,$$

$$\Delta V, \% = \frac{V_T - V_T^m}{V_T^m} 100\%.$$

$(S_X^{(m)}; S_X)$ are respectively measurement and used area of reflectors,

$(V_T^m; V_T)$ are respectively measurement and used velocity of transversal ultrasonic waves.

For example:

A/ If take it $\Delta V, \% = (1-2) \%$ (which is acceptable accuracy for velocity V_T^m measurement), then, according (7), $\Delta S_X, \% \approx (3-8) \%$, which is a good result.

B/ If take it $\Delta V, \% > (3-5) \%$ (which is not acceptable accuracy for velocity V_T^m measurement), then, according (7),

$\Delta S_X, \% > (15-35) \%$, which is a bad result.

6. Conclusion

The calibration condition at UT of castings was obtained. The main parameter of calibration is velocity of ultrasonic propagation V_T^X . An equation (6) for determining of V_T^X is obtain. The velocity of propagation V_T^X is measured through the time of propagation - t_T^X of transversal ultrasonic wave and distance between transducers (source - reflector) - W^X . The sizing of unknown discontinuity - S_X is evaluated by (6) after correct calibration at known velocity V_T^X .

By its very nature, the calibration process at UT of castings is essentially the inverse ultrasonic problem [5].

7. Literature

1. Ivanushkin E.S., G.S. Belay, Ultrasonic Testing of Castings, Technika, Kiev, 1984, (In Russian).
2. Aleshin N.P., & Acoustical methods for metal testing, Mashinostroenie, Moscow, 1989. (In Russian).
3. ASTM E 494:2015, Standard Practice for Measuring Ultrasonic Velocity in Materials
4. Forsait Dj., M.Malcalm, K.Milar, Computer methods in mathematical calculations, Nauka i Izkustvo, Sofia, 1986, (In Bulgarian).
5. Popov Al., Inverse Problems in Solid Mechanics and Ultrasonic Testing, Series "Applied Mathematics and Mechanics", Vol. 9, Institute of mechanics - BAS, Sofia, 2018. (ISSN: 1314-3034), (In Bulgarian).

ИЗСЛЕДВАНЕ ВЛИЯНИЕТО НА МОДИФИЦИРАНЕТО С НАНОКОМПОЗИЦИИ ВЪРХУ КРИСТАЛИЗАЦИОННИЯ ПРОЦЕС И СТРУКТУРАТА НА АЛУМИНИЕВА СПЛАВ ALSi7Mg

Investigation of the influence of modifying with nanocompositions on the crystallization process and the structure of aluminum alloy AlSi7Mg

гл.ас. д-р Великов А., гл.ас. д-р Кузманов П., доц. д-р Манолов В., гл.ас. д-р Димитрова Р., гл.ас. д-р Кръстев Б., Българска Академия на Науките, Институт по металознание, съоръжения и технологии с център по хидро- и аеродинамика „Акад. А. Балеvски”-София, България

E-mail: anmabg@abv.bg, pawel_71@abv.bg, v.manolov@ims.bas.bg, rossy@ims.bas.bg, boikokrastev@gmail.com

Резюме: Разработена е технология за леене на малки образци от сплав AlSi7Mg, модифицирана с различни видове нанокomпозиции (НК). Използвани са следните НК: SiC+Cu, AlN+ Cu+Al, TiN+Cu, SiC +Al, SiC+Ag. Cu, Ag и Al са плакиращи метали. Плакирането се извършва чрез: безтоково покриване, екструзия за получаване на композитен прът, пресуване за получаване на таблетирани смеси и обработка в планетарна мелница. Въвеждането на нанокomпозициите се осъществява в тигела на пещта. Отливането на образците се осъществява със специално приспособление. По време на охлаждането и кристализацията на образците е осъществено непрекъснато измерване на температурата. Получени са таблични и графични данни за температурните зависимости от времето, като са определени важни параметри на кристализационния процес, включително величината на преохлаждане с и без НК. Установено е намаляване на преохлаждането за пробите с НК в сравнение с тези без НК и издребняване на зърната, като средният диаметър намалява между 21% и 60%, в сравнение с образците без НК.

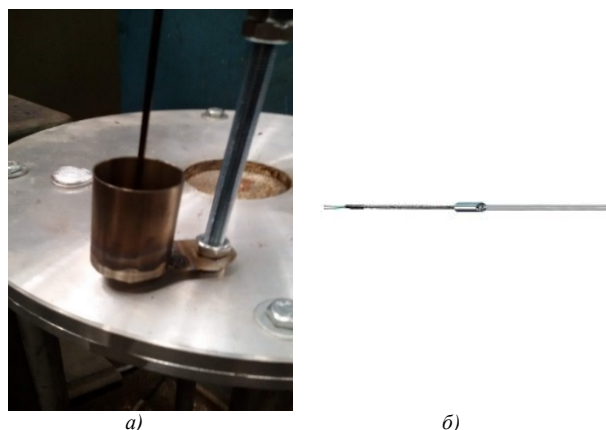
Ключови думи: НАНОЧАСТИЦИ, НАНОКОМПОЗИЦИЯ, МОДИФИЦИРАНЕ, КРИСТАЛИЗАЦИЯ

1. Въведение

Ефективността на методика, съчетаваща температурни и структурни изследвания е доказана от редица автори. В [1] чрез термичен анализ е изследван ефекта на различното количество от класически модификатор Al-5Ti-1B върху макро и микроструктурните характеристики и характерните параметри на кривата на охлаждане на алуминиева сплав 319. Установено е, че параметрите на затвърдяване зависят от издребняването на зърното и е получено ускоряване на кристализацията при въвеждане на модификатора. Проучването на влиянието на 0,2% Ti и 0,03% Sr върху температурните криви на охлаждане и микро- и макроструктурата на сплав A356 показва изменение в характера на кривите и издребняване на макрозърната в резултат на въвеждането на добавката [2]. В [3] са изследвани ефектите на скоростта на охлаждане върху втвърдяването на AlSi и AlMg сплави. Определено е съдържанието на твърдата фаза в двуфазната зона за различните видове сплави, като е установено подобряване на микроструктурата при високи скорости на охлаждане. В настоящата работа е представена технология за леене и термоанализ на малки образци от сплав AlSi7Mg, модифицирана с нанокomпозиции (НК). Получени са таблични и графични данни за температурните зависимости от времето и важни параметри на кристализационния процес. Установено е как модифицирането с нанокomпозиции влияе върху тези параметри и върху структурата на сплавта.

2. Експериментални изследвания

В изследванията е използвана леярска сплав AlSi7Mg с химичен състав: 6.65wt% Si; 0.49wt% Fe; 0.05wt% Cu; 0.28wt% Mg; 0.07wt% Zn, определен чрез спектрален анализ. Сплавта е модифицирана със следните нанопоровете: SiC, TiN, TiCN и AlN. Както е известно за подобряване на омокрянето на наночастиците от металната стопилка е необходимо те да бъдат плакирани с метали. Прилагат се методи на плакиране с използване на планетарна мелница, преса за таблетирани или екструзия. За целта се прави смеси от наночастици и частици с микронни размери от Al, Ti и Cu. Използва се също плакиране чрез безтоков химически метод. В нашите изследвания са използвани следните видове нанокomпозиции (НК): 1ч.SiC+4ч.Cu, 1ч.TiCN+2ч.Ti, 1ч.AIN+1ч.Cu+12ч.Al, 1ч.TiN+1.5ч.Cu, 1ч.SiC +4ч.Al, 1ч.SiC+1ч.Ag.



Фиг.1 а) Форма с разположена по остта термодвойка, б) Общ вид на мантелна термодвойка

За отливането на пробите е конструирана тънкостенна форма от неръждаема стомана, която е снабдена с разположена по остта на пробата бързодействаща термодвойка (фиг.1а). Използвана е мантелна термодвойка с гореща спойка, заварена за корпуса с външен диаметър 1 mm, показана на фиг. 1б. Така се осигурява минимална инерция при регистрация на бързо изменящата се температура. Термодвойката е поставена в тънкостенна стоманена тръбичка, за да се защити от алуминиевата стопилка. Последователността на етапите на експеримента е както следва: топене на алуминиева сплав в тигел, въвеждане на НК, хомогенизация с използване на импелер, потапяне на формата в стопилката, нейното запълване, изваждане от пещта и закрепване със стойка до пълната кристализация на стопилката. През целия процес се осъществява запис, с използване на архиватор, който дава възможност през интервал от 0.2s да се получи информация за температурата на пробата като функция от времето. Топенето се осъществява в електросъпротивителна пещ с мощност 11 кВт. В нея е монтиран тигел с вместимост 1.0 kg. Стопилката се дегазира при 730-740°C чрез влагане на таблетирани дегазатор «Дегазер», производство на «Регион СМ». Таблетката се въвежда под нивото на стопилката със специално приспособление. Времето на дегазиране е около 1min. След

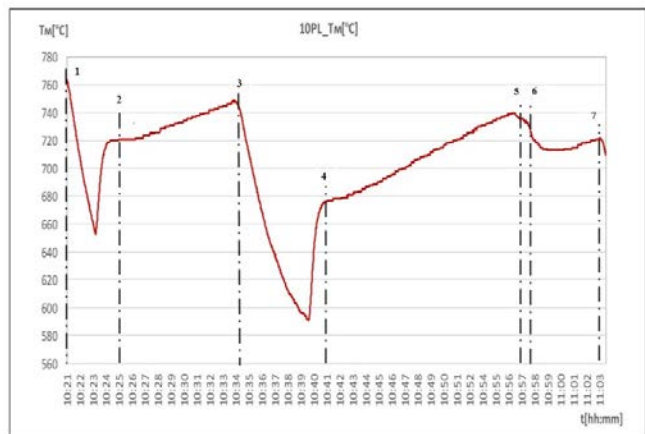
това се осъществява внасянето на съответната НК. За целта НК се капсулова в алуминиев патрон и се закрепва към импелера. Импелерът се потопява под нивото на стопилката. Следва механично разбъркване за стопяване на патрона и хомогенизация на стопилката в продължение на 3-5 min с обороти около 150 min^{-1} при температура на стопилката $720-740^\circ\text{C}$.



а) б)

Фиг.2а) хомогенизация на стопилката б) взимане на проба

На фиг.2а е показан момент от процеса на хомогенизация на стопилката. В резултат на хомогенизацията нейната температура се понижава. Това изисква да се извърши повторно нагриване за достигане температурата на леене 720°C . Леенето на проби се извършва чрез потапяне на формата и загребване на стопилка от тигела. На фиг.2б е показан момент от вземането на проба от тигела със стопилка. Всички експерименти са проведени при близки температури на стопилката. За съблюдаване на тези условия температурата на стопилката непрекъснато се контролира с потопената в тигела със стопилка, защитена с корундов чохъл, термодвойка (фиг. 2б), чийто сигнал се визуализира на екрана на архиватора.



Фиг.3 Температурна зависимост от времето на стопилката в тигела на пещта; 1- начало на дегазацията, 2- край на дегазацията, 3. въвеждане на НК и хомогенизация, 4. край на хомогенизацията, 5. вземане на проба.

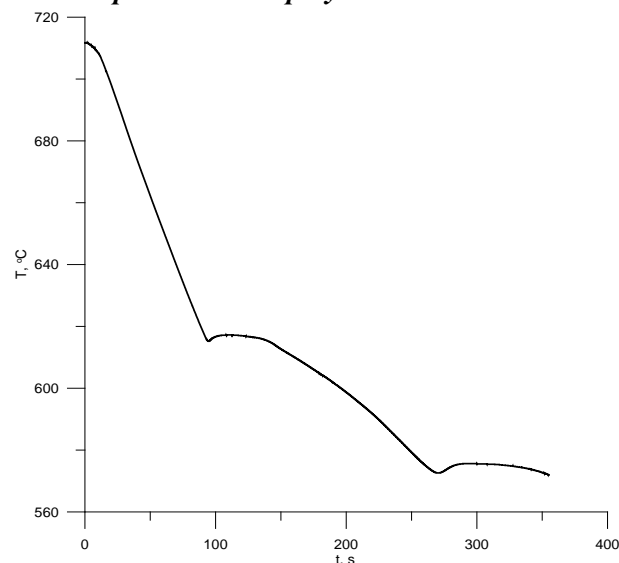
Зависимостта на температурата на стопилката в пещта по време на операциите за подготовка и леене на експерименталните проби е показана на фиг.3.



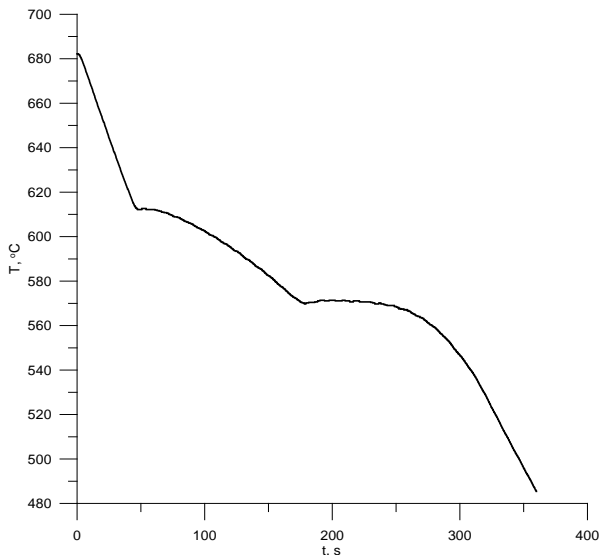
Фиг. 4 Отлята проба заедно с формата

Формата, запълнена с кристализирала сплав AlSi7Mg е показана на фиг.4. След завършване на всеки експеримент е получен масив данни за температурите на стопилката и пробата и са построени графики със зависимости на температурата от времето. За заснемане и анализ на макроструктурата образците са подготвени по стандартна процедура – шлифовани на шкурки с номера 120, 220, 400 и 600, и проявени с реактив на Poulton. За заснемане и анализ на микроструктурата образците са шлифовани на шкурки до 4000, и механично полирани с диамантена паста. Микроструктурата е проявена с $0,5\%$ воден разтвор на HF. Макрообразците са заснети с помощта на цифрова камера Canon PowerShot G7, като за определяне на мащаба и количествен анализ е заснета част от измервателна линия. Количественият анализ е направен с помощта на лицензиран софтуер за анализ на изображението Olympus MicroImage. Определени са осреднените стойности на средните диаметри на макрозърната (среден диаметър – средната дължина на диаметрите, измерени през 2-градусови интервали и минаващи през центъра на обекта) и разстоянието между вторичните оси на дендритните разклонения на α -твърдия разтвор (SDAS). Измерена е микротвърдост чрез микротвърдомер MicroDuomat 4000 с товар 10 g, време на достигане на натоварването 10 s и време за задържане 10 s. Дадените стойности са осреднени от 5 измервания за всеки образец. Качествено е охарактеризирана вида на евтектиката.

3. Експериментални резултати

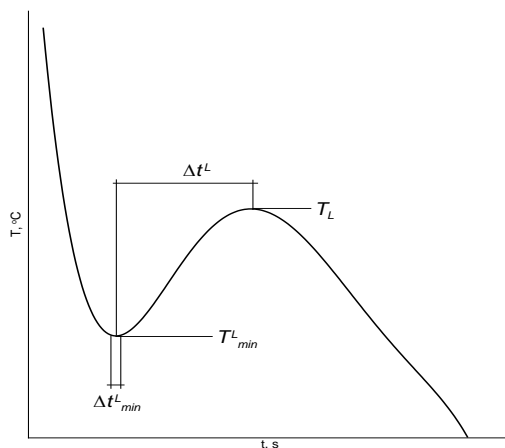


Фиг.5а) Зависимост на температурата от времето за проба S1 без НК



Фиг.5б) Зависимост на температурата от времето за проба S6N с НК 0.05wt% TiN

Зависимостите $T(t)$, получени от проведените експерименти са показани на Фиг.5а) за проба без НК и на Фиг.5б) за проба с НК: 1.ч.TiN+1.5ч.Cu при концентрация на наночастиците 0.05wt% TiN. Подобни зависимости са построени за всички експерименти, посочени по-горе.



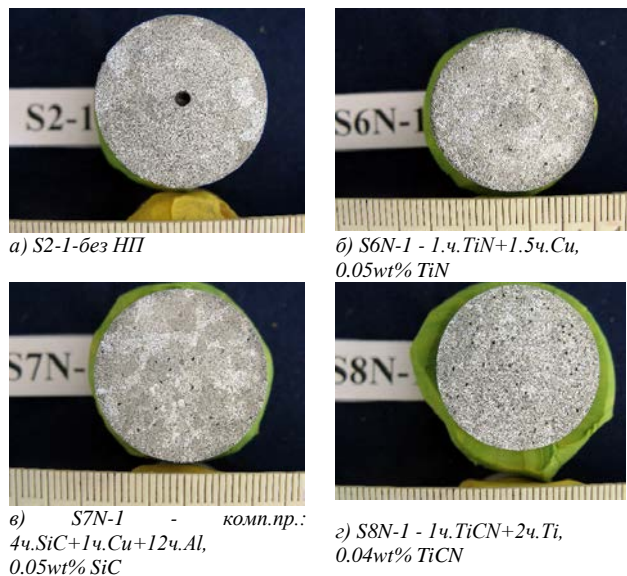
Фиг.6 Схема за определяне на величините

От табличните данни за температурите, получени от експериментите са определени някои величини, от които може да се съди за процеса на кристализация на сплавта, след въвеждане на НК. Това са: T_0 – начална температура на стопилката, T_L – температура на ликвидуса, $\Delta T_L = T_L - T_{min}^L$ – преохлаждане при температурата на ликвидуса, T_e – температура на евтектиката, ΔT_e – преохлаждане при температурата на евтектиката. Схема за определяне на величините е показана на фиг. 6.

Табл. 1 Параметри на кристализацията на AlSi7Mg модифицирана с НК

№ на образец	Вид на НК	T_0 , °C	ΔT_L , °C	T_L , °C	ΔT_e , °C	T_e , °C
S2	Без НК	721	3.51	615	4.2	571.9
S2N	безтоково покритие, SiC+Cu, 0.03wt% SiC	713.6	2.74	618.9	2.2	576
S5N	екструзия, 4ч. AlN+1ч. Cu+ +12ч. Al 0.05wt% AlN	685	2.4	614.1	1.4	571.1
S6N	планетарна мелница, 1ч. TiN+1.5ч. Cu 0.05wt% TiN	682	0.5	612.7	0.7	570.4
S9N	таблетиране, 1ч. SiC +4ч. Al 0.04wt% SiC	676	1.0	614.8	0.9	573.2
S10 N	безтоково покритие SiC+Ag, 0.03wt% SiC	675	0.2	613.8	1.0	574.2

Резултатите от обработката на данните са показани в табл.1. Наблюдава се намаляване на преохлаждането, в резултат от модифицирането с НК.



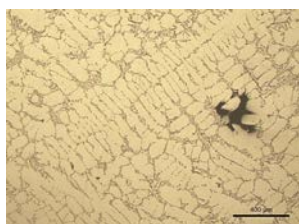
Фиг.7 Макроструктури на проби без и с НК

На Фиг.7 са дадени номерата на изследваните образци, използваните НК и макроструктурите на образците.

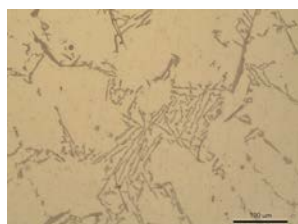
Табл. 2. Резултати за средният диаметър на зърната на образци от сплав AlSi7Mg

Образец №	Използван НК	Dave, mm	Промяна в Dave, %
S2-1	Без НК	2,812	-
S2N-1	безоково покритие, 1ч.SiC+4ч.Cu 0.03wt%SiC	2,206	-21,6
S5N-1	екструзия, 4ч.AIN+1ч.Cu+12ч.Al 0.05wt%AIN	2,034	-27,7
S6N-1	планетарна мелница, 1ч.TiN+1,5ч.Cu 0.05wt%TiN	1,416	-49,6
S7N-1	екструзия, 4ч.SiC+1ч.Cu+12ч.Al 0.05wt%AIN	1,2	-57,3
S8N-1	планетарна мелница, 1ч.TiCN+ 2ч.Ti 0.04wt% TiCN	1,114	-60,4
S9N-1	таблетиране, 1ч.SiC+4ч.Al 0.04wt%SiC	1,71	-39,2
S10N	безоково покритие, SiC+Ag 0.03 wt%SiC	1,83	-34,9

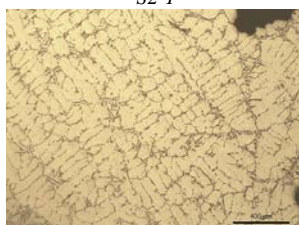
В табл. 2 са дадени резултатите за средния диаметър на макрозърната от проведените количествени анализи на образците от сплав AlSi7Mg. Като база за изчисляване на процентната промяна в D_{ave} е взет образец S2-1. Най-голямо издребняване на макрозърната се наблюдава в образци S8N-1, S7N-1 и S6N-1. Намалението в средните диаметри е между 21% и 60%.



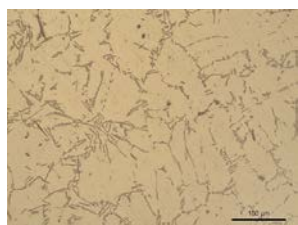
а) общ вид на микроструктурата на образец S2-1



б) евтектика в образец S2-1



в) общ вид на микроструктурата на образец S8N-1



г) евтектика в образец S8N-1

Фиг.8. Микроструктури на образци S2-1 и S8N-1

От пробите S2-1 и S8N-1 са подготвени микрошлифове. Заснета е микроструктурата им при увеличение x50 (по 3 полета за изчисляване на SDAS) и при увеличение x200 – за качествена оценка на евтектиката. Микроизображенията са показани на фиг.8.

Табл. 3. Резултати за SDAS и микротвърдост

Образец №	SDAS, μm	Промяна в SDAS, %	Микротвърдост, МПа	Промяна в микротвърдост, %
S2-1	54,83	-	727.26	-
S8N-1	47,17	-13,97	783.16	+7,7

В Табл. 3 са дадени резултатите за SDAS и за микротвърдостите. Вижда се, че за модифицираната с НК проба SDAS намалява с около 14%, а микротвърдостта се повишава със 7.7%, в сравнение с немодифицираната. Видът на евтектиката се запазва (фиг.6 б, г).

4. Заключение

В резултат на проведените изследвания на модифицирането с НК на алуминиева сплав AlSi7Mg е установено намаляване на преохлаждането за пробите с НК в сравнение с тези без НК. Получено е издребняване на зърната, намаляване SDAS и увеличаване на микротвърдостта.

5. Литература

1. S.G.Shabestari, M.Malekan Assessment of the effect of grain refinement on the solidification characteristics of 319 aluminum alloy using thermal analysis *Journal of Alloys and Compounds Volume 492, Issues 1–2*, 4 March 2010, Pages 134-142.
2. Gutiérrez V., G. González A. García, Thermal Analysis of Grain Refinement and Modificati on of an A356 Cast Alloy, Chemistry and Materials Research www.iiste.org ISSN 2224-3224 (Print) ISSN 2225-0956 (Online) Vol.6 No.6, 2014
3. Marchwica, Paul, "Microstructural and Thermal Analysis of Aluminum-Silicon and Magnesium-Aluminum Alloys Subjected to High Cooling Rates" (2012). *Electronic Theses and Dissertations*. Paper 5572.

Работата е подкрепена от проект по договор №ДН07/20/15.12.2016 г, финансиран от фонд „Научни изследвания“.

ИЗСЛЕДВАНЕ ВЪЗДЕЙСТВИЕТО НА ФЛЮСИ ВЪРХУ ЯКОСТНИТЕ КАЧЕСТВА НА СПЛАВ $AlSi6Cu7Mg$

RESEARCH ON IMPACT OF FLUX ON THE STRENGTH OF $AlSi6Cu7Mg$ alloy

Ангел Великов *, Явор Бойчев *, Крум Петров **, Рангел Рангелов **

* Българска академия на науките- Институт по металознание, съоръжения и технологии с Център по хидро- и аеродинамика „Акад. А. Балеvски“

** Технически университет- София

A. Velikov, Y. Boichev, K. Petrov, R. Rangelov

* BAS - Institute of Metal Science, Equipment and Technologies
with Hydroaerodynamics Center “Akad. A.Balevski“, 67 "Shipchenski Prohod" Blvd., Sofia.

** TU - Sofia

E-mail:anmabg@yahoo.com

Abstract: In the work was studied the influence of different fluxes on the mechanical properties of piston aluminum alloy $AlSi6Cu7Mg$. Analysis and conclusions were made.

KEYWORDS: ALUMINUM ALLOY, MECHANICAL PROPERTIES, PISTON

Въведение

Физико-механичните и технологични свойства на алуминия и алуминиевите сплави в много голяма степен зависят от съдържанието на неметални включения в тях [1]. Газове, оксиди, карбиди, нитриди, части от футеровката на пещите и др. нарушават плътността на отливките, намаляват якостните им показатели, херметичността им, влошават леярските свойства на сплавите и механичната им обработка и т.н. Неметалните включения са една от основните причини за брака по отливките, особено за отговорни такива. Използването на флюси за намаляването на загубите при топене и предотвратяване на брака е основен метод.

Използваните флюси за алуминиеви сплави трябва да отговарят на следните изисквания:

1. Да предпазват метала от окисление и газонасищане.
2. Да отстраняват неметалните включения в стопилката.
3. Да не променят състава на сплавта чрез отстраняване на някои елементи от нея или внасяне на такива.
4. Да се отделят лесно от топлиния агрегат и от стопилката, при минимални загуби на механически включен в шлаката метал.
5. Да са минимално хигроскопични и да запазват качествата си продължително време.
6. Да не взаимодействат с футеровката на пещите и леярските устройства за заливане (кофи, черпаци и др.) или с тиглите, в които се топи сплавта.
7. Да бъдат безопасни за здравето на работния персонал.
8. Да имат точка на топене, близка до тази на алуминиевите сплави.
9. Да не са силно летливи.

10. Да са със сравнително ниска цена.

Постигането на всички гореизброени качества не е възможно. За различните случаи се налага прилагането на флюси с различен състав. Действието на флюсите е предмет на непрестанно изследване.

Цел

Целта на настоящата работа е да се изследва влиянието на различни по процентно съдържание на $NaCl$, KCl , Na_3AlF_6 и CaF_2 флюси, върху механичните показатели на бутална сплав $AlSi6Cu7Mg$. Въпросната сплав е подбрана поради това, че при производството на бутала (особено при гравитационно запълване на метални форми), след механична обработка, загубите от стружки, леякова система, мъртви глави и преливници е съществена. За оползотворяване на метала, остатък след механична обработка, е необходимо неговото стопяване, обработка и последващо използване. Тук се проявява ролята на гореописаните флюси.

Експериментална част

Изследванията се проведеха по следната методика:

Металната шихта се състоеше от свеж метал, обрезки (леяци, мъртви глави и преливници) и стружки, в съотношение 3:1:1, като вторичният метал не бе подлаган на предварително обезмасляване и сушене. Топенето се проведе в тиглова електросъпротивителна пещ с чугунен тигел. Тигелът бе предварително обмазан с огнеупорна обмазка, за да се предотврати разтварянето на желязо в стопилката.

Таблица 1.

№ на флюс	Състав в теглови %			
	$NaCl$	KCl	Na_3AlF_6	CaF_2
I	50	50	-	-
II	60	25	10	5
III	60	25	15	-

Флюсите бяха подбрани по състав в тегловни проценти, чиито стойности са поместени в табл.1.

Бяха проведени осем плавки, като две от тях- без флюсова обработка, а всеки две от останалите плавки бяха обработени с флюсове I, II и III, в количество 15 % от количеството на металните отпадъци и металните стружки. Плавките бяха по две, за да се получи известна повтаряемост и от там- по-голяма достоверност на резултатите.

След стопяване, сплавта от шесте плавки бе третирана със съответния флюс при температура на метала $730^{\circ}C$.



Фиг. 1.

Пробните образци бяха отляти в специално изработени метални форми (фиг.1), подгряти до температура 200⁰С. На фиг.2 са показани отляти пробни образци.



Фиг. 2

След механична обработка на заготовките за спруветки, те бяха изпитани на машина за якост на опън „Amsler” в ИМСТЦХА-БАН.

Резултатите от изпитанията на R_m и A5 са поместени в табл.2.

Таблица 2

№ на плавка	без флюс		флюс I		флюс II		флюс III	
	R _m [MPa]	A [%]	R _m [MPa]	A [%]	R _m [MPa]	A [%]	R _m [MPa]	A [%]
1, 2, 3, 4	201	2.0	219.4	2.6	242	2.7	240	2.6
5, 6, 7, 8	194.5	2.4	221.1	2.6	214	2.7	240	2.6
средно	197.7	2.2	220.7	2.6	228	2.7	240	2.6

Изводи:

1. При сплав AlSi6Cu7Mg ясно личи положителното въздействие на флюсовата обработка върху якостта на опън R_m и относителното удължение A5.

2. Резултатите от изследванията са по-добри при флюси със съдържание на криолит (Na₃AlF₆) 10- 15%.

Литература:

1. Славов Р. и др. „Наръчник за леене на цветни метали и сплави“. „Техника“. С.1976.

РАЗРАБОТВАНЕ НА ТЕХНОЛОГИЯ ЗА ОТЛИВАНЕ НА „МАСА – 22 ТОНА” ОТ СФЕРОГРАФИТЕН ЧУГУН

DEVELOPMENT OF TECHNOLOGY FOR CASTING OF "MASS - 22 TONS" OF DUCTILE IRON

гл. ас. д-р инж. Крум Петров, инж. Александър Данаилов
доц. д-р Рангел Рангелов
Технически университет- София

K. Petrov, A. Danailov, R. Rangelov

E-mail: kpetrov@tu-sofia.bg

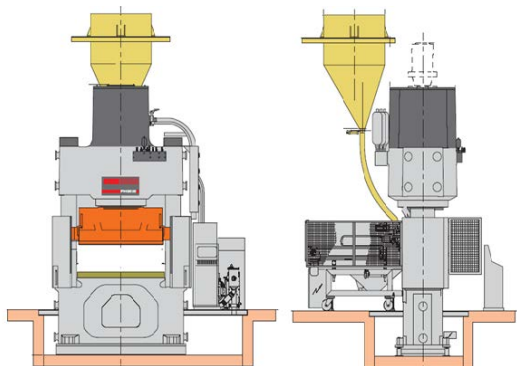
Abstract: *The purpose of the work is to compare the virtual with the experimentally obtained data in the production of a ductile iron casting.*

KEYWORDS: SIMULATION MODELING, PROCAST

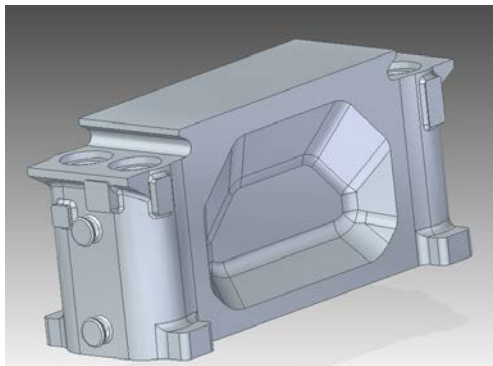
1. Увод

В наши дни годишното количество на произведени отливки от различни видове сферографитен чугун е около 20 милиона тона в глобален мащаб. Една от фирмите в Европа възползваща се от изключителните качества на отливките от сферографитен чугун е италианският производител SACMI - международна група за производство на машини и пълно изграждане на заводи за керамика, опаковки за хранително

вкусовата индустрия и производството на пластмасови детайли. Нейната сила е в прилагането на иновативни технологии, с ангажимента за научноизследователска и развойна дейност, предоставяща най-високо качество и обслужване на клиентите си. Конкретен пример е използваната в хидравличната им преса за керамични детайли от серия 2000 – PH3020 (фиг. 1) 22 тонна маса (фиг. 2).



Фиг. 1 Хидравлична преса за керамични детайли от серия 2000 – PH3020

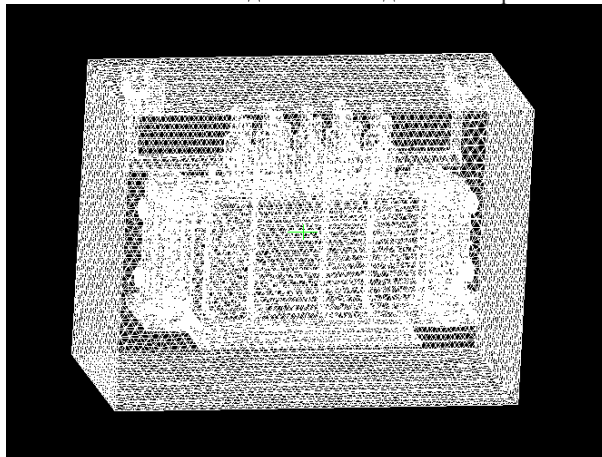


Фиг. 2 22 тонна маса на хидравлична преса

2. Моделиране процеса на запълване на лярската форма с помощта на ProCast

След създаване на 3D модел в среда Solid Edge трябва файлът да се запази в подходящ формат за работа в средата на ProCAST (IGS). Това се прави с цел спомагателния софтуер MeshCAST да прочете повърхността на обекта. След

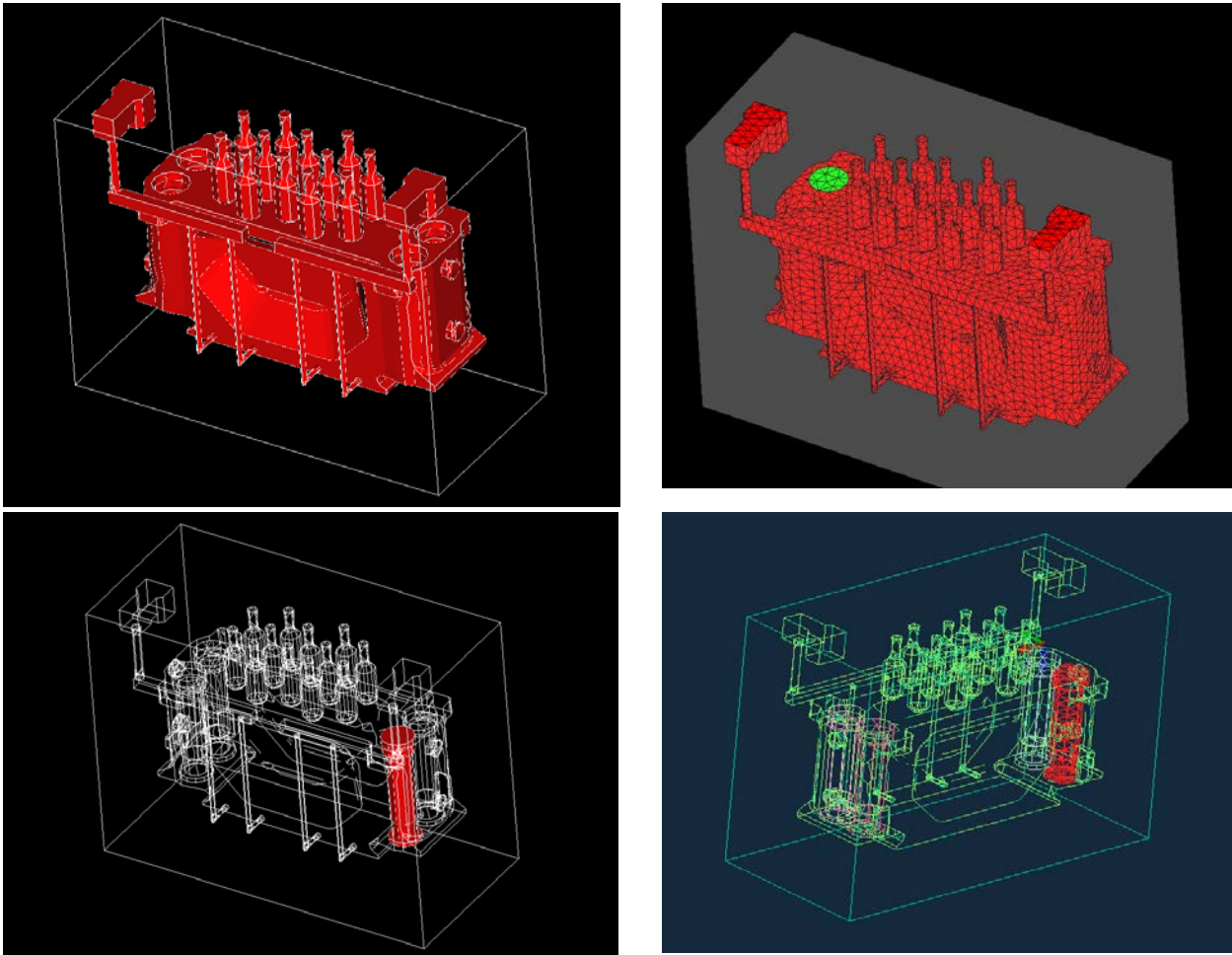
като се отвори файлът, ако е необходимо, се направи „ремонт” на геометрията на обекта. С бутона CHECK GEOMETRY се проверява качеството на геометрията на файла и се идентифицират пропуски в модела, които могат да бъдат отстранени. След отстраняване на грешките в геометрията, моделът се омрежва и следва изчисляване на мрежата (фиг. 3).



Фиг. 3

След омрежването ясно се разграничават отделните компоненти – пясъчна форма, сърца и отливка (фиг. 4). Това дава възможност за дефиниране на различни гранични условия и задаване на материалите от които са изградени съответно формата, сърцата и отливката. Граничните условия се избират

от база данни на програмата. Материалът на формата е кварцов пясък и смола, на сърцата е хромитов пясък и смола, а отливката е GGG 40, което съответства на сферографитен чугун марка EN-GJS-400-18.



Фиг. 4

В следващото меню се създават връзките между различните материалите, чрез избиране на коефициент на топлопредаване. Следва менюто за гранични условия: - охлаждане на външната част на кокилата с въздуха; определяне на горната повърхност на отливката. Видът на граничното условие се избира от база данни на програмата. Избира се гранично условие „heat” което позволява да се определи коефициент на топлопредаване между модела и атмосферния въздух, както и температурата на въздуха. Определя се горната повърхност на отливката и се задава от къде да започне заливането на метала

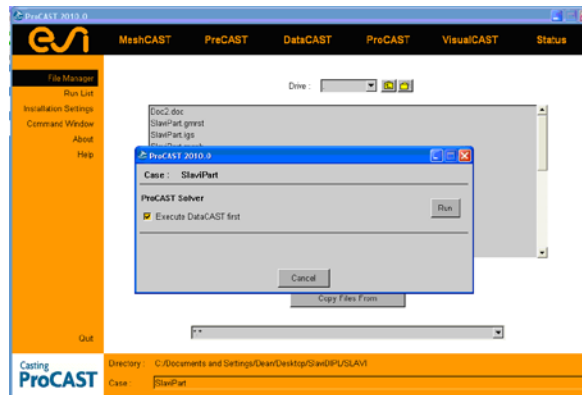
От следващото меню “Process” се определя ускорението на течния метал (гравитацията 9.8 m/sec^2)

Началната температура на материалите се задават от меню “Initial Conditions”. Температурите са зададени, както

следва: На формата и сърцата 25°C ; а на течения метал – 1280°C

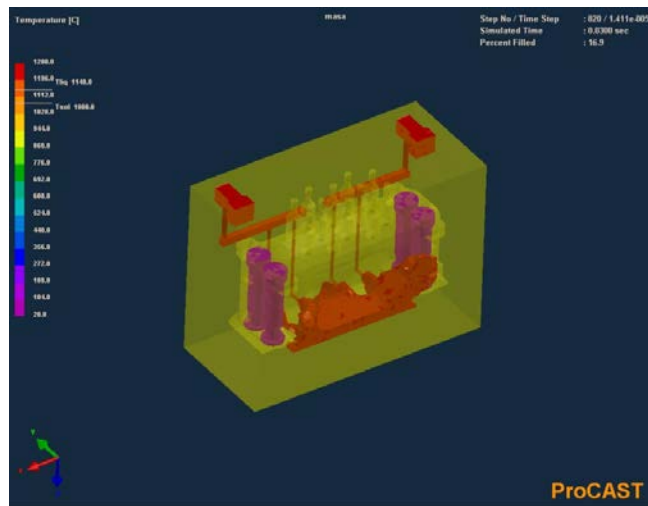
Накрая се посочват изчислителните параметри в менюто „Run Parameters”, задължително се задава стойността на TSTOP(750°C) до желана температура с цел софтуера да спре изчисленията на процеса при достигането и.

При приключване на настройките на модела от менюто „File” се избира подменю „Exit”. Софтуера запамята модела и излиза. Така предварителната фаза на преработка (PreCAST) е завършена и може да се стартират изчисленията. За целта се стартира ProCAST, показва се прозорец за потвърждение. Полето „Execute DataCAST first” трябва да бъде активирано. Стартира се с бутона “Run” (фиг.5).



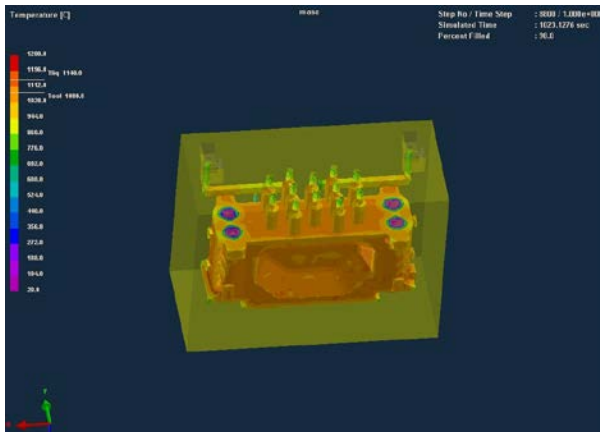
Фиг. 5

След като изчисляването е завършено, или по време на изчислението, може да се видят резултатите в пост - процесор VisualCAST (фиг.6).

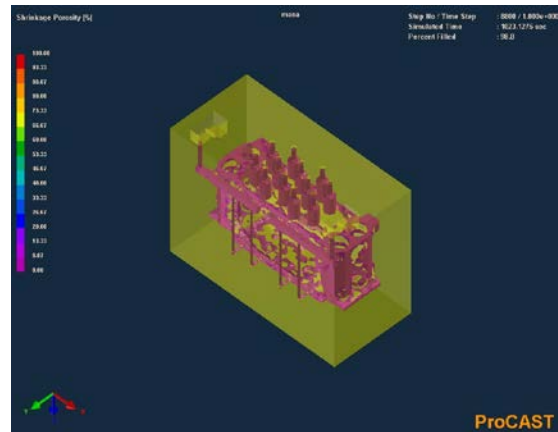


Фиг. 6

Програмата може да определи мястото и големината на всмукнатините (фиг. 7) и зоните с вероятна пористост (фиг.8).



Фиг. 7

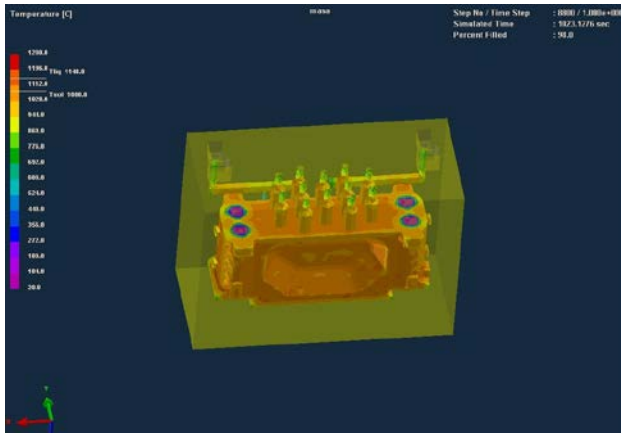


Фиг. 8

3. Сравняване на виртуалните с експериментално получените данни.

Във фирма „Чугунолеене“ – гр. Ихтиман е изработена чугунена отливка, при условията заложи в симулацията.

Симулацията показва изчезване на метала в леяковите чаши от свиването при кристализация, факт който се доказва от реалния експеримент.



Фиг. 9 По отношение на всмукнатините

Получената при симулацията пористост (фиг. 8) се наблюдава и в реалната отливка (фиг. 10), като големината и местата на появяване съвпадат до голяма степен. Получените дефекти са поправими и отстраняването им в процеса на леене би довело до допълнително оскъпяване на отливката.



Фиг. 10 По отношение на пористост

4. Заключение

Избраните условия (разположение на отливката във формата, вид и големина на леяковата система, температура на течния метал и време за заливане) за симулиране на процеса на леене на 22 тонна „Маса” от сферографитен чугун марка EN-GJS-400-18 е подходящ което се доказва с реална отливка (фиг. 11).



Фиг. 11 Готовата отливка

Литература:

1. <http://www.spacecad.bg/nx/leene-na-metali>
2. ESI Group ProCAST User Manual Version 2010.
3. Симуляционно моделиране на запълването на метална форма с помощта на ProCast - Варна

ВЛИЯНИЕ НА ТЕРМИЧНАТА ОБРАБОТКА ВЪРХУ ТВЪРДОСТТА И КАРБИДНАТА НЕЕДНОРОДНОСТ В ПОДЕВТЕКТИЧЕН ВИСОКОХРОМОВ БЯЛ ЧУГУН

HEAT TREATMENT INFLUENCE ON THE HARDNESS AND CARBIDE HETEROGENEITY OF HYPOEUTECTIC HIGH-CHROMIUM CAST IRON

доц. д-р инж. Йорданов Б. И.¹, инж. Христов К. Х.¹, доц. д-р инж. Кръстев Д. М.¹
Химикотехнологичен и металургичен университет¹, София, България
Email: biyordanov@uctm.edu, krastev@uctm.edu

Abstract: At this work change of hardness and carbide heterogeneity according to applied heat treatment of hypoeutectic high-chromium cast iron with chemical composition C-2.15 %, Mn-0.46%, Si-0.51%, Cr-12.6%, P-0.013%, S-0.045, Ni-0.32%, Mo-0.08 и V-0.052% are examined. Hardness 66-67 HRC after quenching in oil at 980 °C and tempering at 200 °C are obtained. This kind of heat treatment is applied for element working under friction of grinding and milling with dynamic impact forces. Carbide heterogeneity in microstructure of hypoeutectic high-chromium cast iron as cast condition is size No 10 which one is reduced to size No 7 after annealing at 870 °C for 180 min time of isothermal holding and size No 5-6 after quenching at 980 °C in oil with low temperature tempering at 200 °C.

Keywords: MICROSTRUCTURE, HYPOEUTECTIC HIGH-CHROMIUM CAST IRON, CARBIDE HETEROGENEITY

1. Въведение

Износоустойчивите хромови подевтектични чугуни се характеризират като сплави на желязото и въглерода, съдържащи понякога до 30% Cr, които притежават много висока твърдост и износоустойчивост, но същевременно с това са носители на висока крехкост и понижена ударна жилавост. Производственият опит на металурзите по отношение на получаването и експлоатацията на такъв абразивно устойчив материал е показал съществено подобряване на еластичността и ударната жилавост чрез допълнително легиране на ледебуритната евтектика. По този начин високо хромовите чугуни се превръщат в перспективен материал с уникални експлоатационни свойства. Тези материали се ползват за направата на помпи, придвижващи абразивни суспензии, облицовъчни плочи на трошачки за инертен материал, валци за валцуване на метали в металургичните производства, щампи за студено деформиране на метали, дробометни и пясъкоструйни машини и т.н. Въздействие върху микроструктурата, а от там и на крайните свойства на тези чугуни може да се осъществи принципно, чрез модифициране на течния метал, термично обработване на изделията или чрез локална пластична деформация[1-4].

Износоустойчивостта и механичните свойства на високохромовите чугуни зависят от формата и броя на карбидите, влизащи в микроструктурата на тези сплави, тяхната връзка с носещата матрица и не на последно място якостта на връзката между матрицата и тези карбиди. С повишаване количеството на въглерода и хрома се повишава и количеството на присъстващите карбидни фази, което повишава твърдостта и износоустойчивостта на отливните детайли, но влошава еластичността и ударната жилавост. В практиката се използват подевтектични и евтектични чугуни със съдържание на въглерод в диапазона 2-4 % и 13-28 % Cr. Процесът на кристализация при подевтектичните бели чугуни започва с отделянето на дендрити от аустенитни кристали, след което се получава смес от евтектика, представяваща клетъчно структурирана и израстваща под формата на колонии аустенитни и карбидни (M_7C_3) кристали. Тяхната микроструктура съдържа карбиди от типа M_7C_3 основно и в по-малки количества карбиди от типа $M_{23}C_6$. Грубите евтектични карбиди са причина за висока крехкост на метала и при абразивни натоварвания се откърват от матрицата. За да се елиминира този ефект част от хрома се замества с до 5% други легиращи елементи, като Mo, Ti, V или W. Те от своя страна сформират така наречените специални карбиди, като WC, VC, MoC или TiC в микроструктурата на изделията и нарастват при

по-високи температури независимо от споменатите по-горе карбиди, характерни за хрома. Тяхната дисперсност е по-голяма в съчетание с мо-малкия им размер и не окрежкостяват материала в такава степен.

Анализирайки фазовия състав на сплави с повече от 2% C и 13% Cr в равновесни условия, както е показано в диаграмите на състоянието им в [5, 6], се вижда, че възможностите за промяна на микроструктурата на матрицата с прилагане на термично въздействие е значителна. След като приключи процесът на кристализация е трудно и скъпоструващо да се влияе върху морфологията и количеството на получената карбидна фаза, която предопределя свойствата на изделието. Но матричната структура може да се изменят в голям диапазон, в зависимост от това дали получаваме мартензит за максимална твърдост, перлит или трооститна структура, обособяваща висока еластичност от една страна и вторично отделените карбиди, даващи висока топлинна и абразивна износоустойчивост от друга [7, 8]. Количеството на остатъчния аустенит от своя страна влияе върху абразивната износоустойчивост, като я повишава за сметка на получената твърдост. Допълнителните легиращи елементи, като Mo и V и тяхното количество, влияят също съществено върху твърдостта на белите високохромови чугуни като спомагат за отделянето на вторични карбиди с по висока твърдост от тази на първичните или евтектични легирани с хром карбиди след провеждането на подходяща термична обработка.

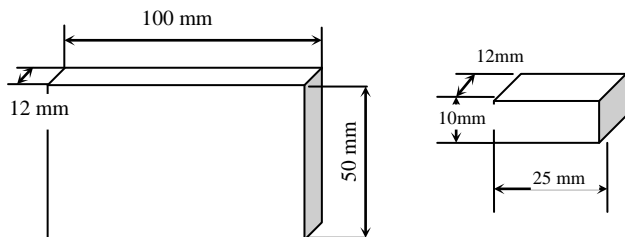
В настоящата работа се цели да се проследи изменението на твърдостта и карбидна нееднородност в зависимост от вида на термично обработване на отливки от високохромов бял чугун със състав C-2.15 %, Mn-0.46%, Si-0.51%, Cr-12.6%, P-0.013%, S-0.045, Ni-0.32%, Mo-0.08 и V-0.052%.

2. Методика на изследването

За осъществяване на експериментите е използван подевтектичен бял чугун, от който са отляти пробни тела с паралелепедна форма и размери В:Ш:Д = 50:100:12 mm. Подобна форма на пробните тела е избрана поради факта, че повечето облицовъчни плочи и лопатки за пясъкоструйни машини притежават близки до тази форма работни дименсии. Подготвеният метален скрап е разтопен в индукционна пещ и отлят в графитени тигли. На получените отливки е направен спектрален анализ, като съдържанието на елементите е както следва: C-2.15 %, Mn-0.46%, Si-0.51%, Cr-12.6%, P-0.013%, S-0.045, Ni-0.32%, Mo-0.08 и V-0.052%. Изследването на микроструктурата е проведено със светлинен металографски микроскоп "Neophot 2", снабден с приставка за измерване на микротвърдост "Hanemann" и комбиниран твърдомер Бринел –

Роквел. Качествен фазов анализ на структурата на подготвените проби е осъществен с помощта на рентгенов апарат TUR M62, работещ с характеристично рентгеново лъчение от медна тръба с параметри на възбуждане $U = 26 \text{ kV}$ и $I = 20 \text{ mA}$. Контролът на продуктите от експериментите се базира на определяне междуплоскостно разстояние d_{HKL} в зависимост от ъгъла θ на получените пикове в съответните рентгенограми.

Образците за извършване на изследванията се подготвят по класическа технология за пробоотделяне по стандарт ГОСТ 5950-2000. От отлетите отливки с паралелепипедна форма се отрязват надлъжни образи, както е показано на фиг. 1.

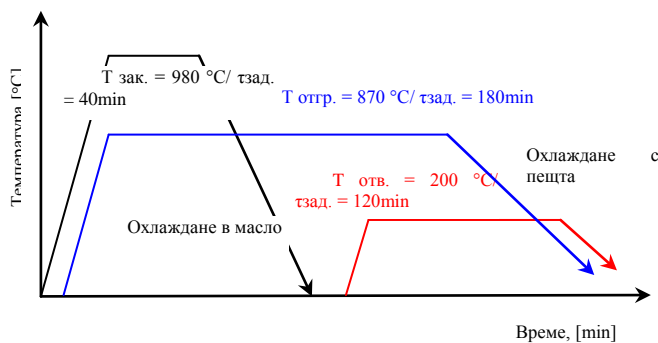


Фиг. 1 Форма и размери на отлетите образци за изследване свойствата на получения високохромов чугун и подготвените за микроанализ пробни тела.

На така подготвените проби са експериментирани различни видове термични обработки с цел да се проследи влиянието им върху микроструктурата след отливане. Режимите на термично обработване на изследваните образци са посочени в табл. 1, като графично са визуализирани на фиг. 3.

Таблица 1: Режими на термично обработване на високо хромов подевтектичен чугун.

Вид термично обработване	Температура °С, охлаждаща среда,	Изотермично задържане, min	Измерена твърдост, HRC
Закаляване	980, масло	40	67
Отвърщане	200, с пещта	120	67
Отпяване	870, с пещта	180	25

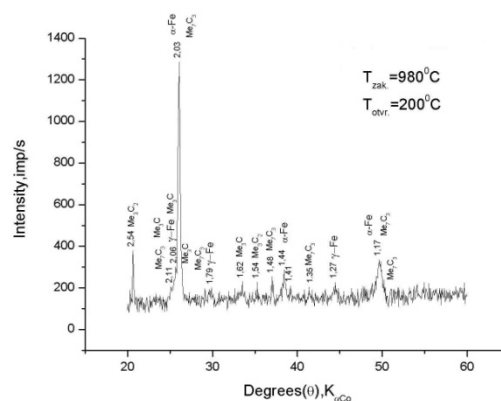
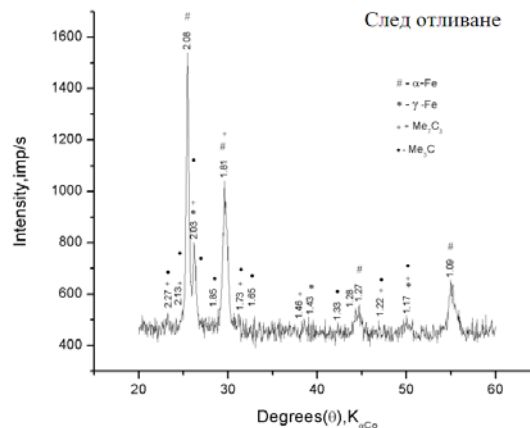


Фиг. 2 Режим на термично обработване за закаляване, отвърщане и отпяване на подевтектичен високохромов бял чугун.

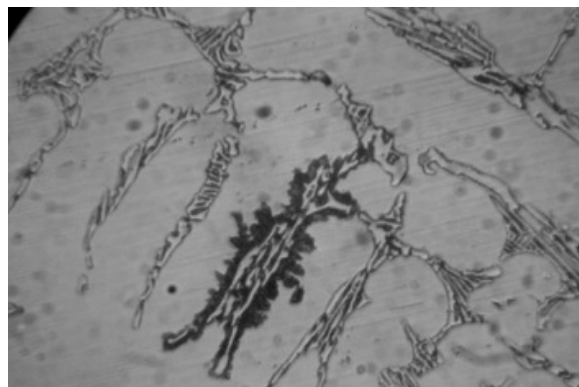
3. Експериментални данни и дискусия

Микроструктурата на високохромов подевтектичен бял чугун е показана на снимките по-долу при различни увеличения фиг. 4. Тя е типична за този вид материал и се състои от първоначално отделени от стопилката легирани с хром аустенитни дендрити (бели зони), ледебуритна едтектика (тъмни мрежи) и комплексни карбиди от типа $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$, диспергирани в обема на дендритите и карбиди от цементитен тип Fe_3C_2 , които са част от евтектиката, както се вижда и от рентгенограмата на фиг. 3. Поради факта, че образците са отливани в графитен тигел, скоростта на охлаждане е по-ниска от критичната за този вид сплави и част от обема на аустенитните зърна се закалява до мартензит. Този факт се

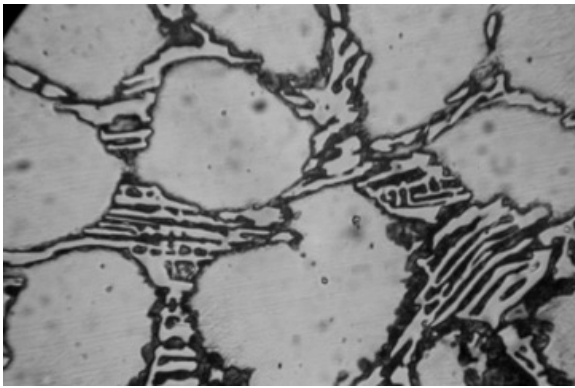
потвърждава от измерената твърдост която е 44 HRC, като в зърната се запазва достатъчно количество остатъчен аустенит, който е стабилизиран от мартензитното превръщане и високата степен на легиране с хром. На снимките се виждат, като светли участъци непроявени поради високата си корозионна устойчивост. На тези зърна е направено измерване на микротвърдостта, която е $H_{\mu} = 3720 \text{ MPa}$, което потвърждава наред с рентгеноструктурното изследване (фиг. 3) закаляването на част от аустенитните зърна при охлаждане след отливане и запазване на остатъчен аустенит в рамките на 20-25%. Подобни са и изследванията на [7, 9] в областта на неконвенционалното термично обработване на сплави с подобен химичен състав. При тях в близост до карбидната фаза на ледебуритната евтектика се образува тростит при изотермично охлаждане на сплавта при $600 \text{ }^{\circ}\text{C}$ за 16 min.



Фиг. 3 Рентгенограми, показващи фазовия състав на високохромов подевтектичен чугун след отливане в графитен тигел, и след закаляване от $980 \text{ }^{\circ}\text{C}$ и отвърщане при $200 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

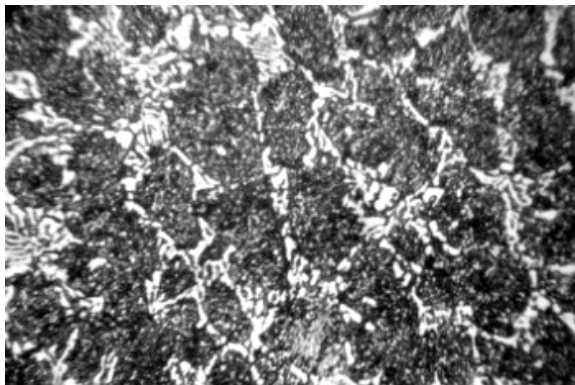


a)

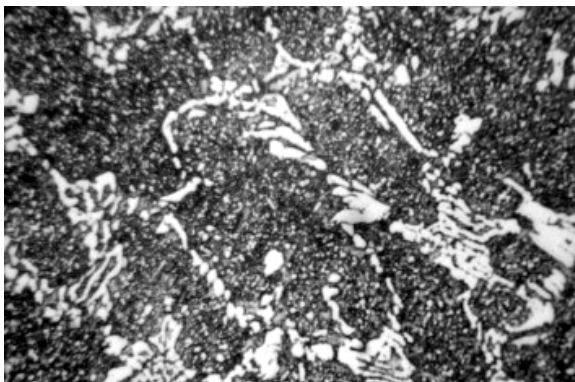


б)

Фиг. 4 Микроструктура на подевтектичен бял чугун с 12.6 % Cr в лято състояние, проявен, 800x а) и 1200x б).

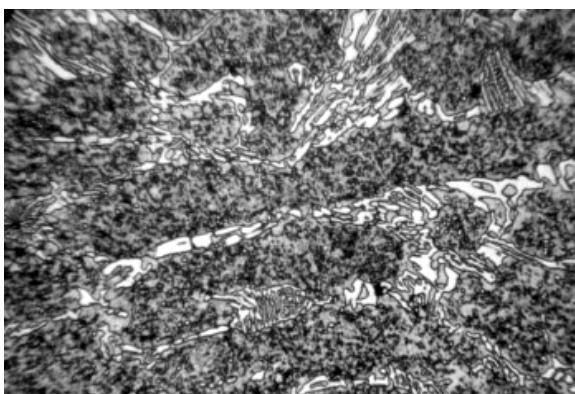


а)

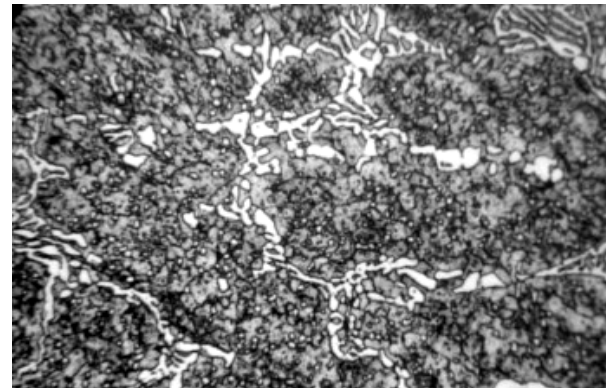


б)

Фиг. 5 Микроструктура на подевтектичен бял чугун с 12.6 % Cr в лято състояние, след отгряване при 870 °C и 180 min на изотермично задържане, проявен, 800x а) и 1200x б).



а)



б)

Фиг. 6 Микроструктура на подевтектичен бял чугун с 12.6 % Cr в лято състояние, след закаляване от 980 °C в масло и отвърщане нискотемпературно при 200 °C за 120 min на изотермично задържане, проявен, 800x а) и 1200x б).

Оценка на карбидната нееднородност в структурата на подевтектичния високохромов чугун може да се направи по десетобална скала, показана в стандарт ГОСТ 5950-2000 [10], от където се вижда че лятата структура съответства на бал No 10. За оценяване на металоподукцията по отношение на карбидната нееднородност в зависимост от нейния характеристичен размер този бал не трябва да превишава пределно допустимата стойност от 5-6.

Микроструктурата на образците, подложени на отгряване при температура 870 °C за време на изотермично задържане от 180 min е показано на фиг. 5 при различни увеличения и проявено състояние. Наблюдава се дендритен строеж от първоначално затвърделите от стопилката аустенитни кристали, които са превърнати в легиран с хром перлит (тъмни участъци) заобиколени от видоизменена ледебуритна евтектика и осеяни с вторични карбидни включвания на комплексни легирани с хром карбиди (бели карбиди с ъгловата форма), разположени предимно в близост до границите на зърната. След отгряването на пробните тела се наблюдава намаляване, на количество и изтъняване на евтектичните карбиди в ледебуритната евтектика, заобикаляща бившите аустенитни зърна. Карбидната нееднородност в структурата на подевтектичния високохромов чугун след отгряване е бал No 7.

Микроструктурата на подевтектичен бял чугун с 12.6 % Cr в лято състояние, след закаляване от 980 °C в масло и нискотемпературно отвърщане при 200 °C за 120 min на изотермично задържане, може да се види на фиг. 6. В отвърнатата при 200 °C структура, показана на фиг. 6, се наблюдава мартензит на отвърщане, остатъчен аустенит, ледебуритна евтектика и вторични карбиди (фиг. 3) с равномерно разпределение и стремящи се към равноосна форма кристали. Самите зърна са без остри ръбове и издължени форми, което обуславя намаляване на енергията и напрегнатостта на структурата. Карбидната нееднородност се определя с бал No 6, а в повърхностните зони на образците и с бал No 5, което класифицира микроструктурата на материала под пределно допустимата стойност, за този размер на металоподукцията. Такъв вид термично обработване в практиката е известно като закаляване за първична твърдост [11]. При него детайлите постигат висока твърдост от порядъка на 67 HRC, което се дължи на получената мартензитна структура и голямото количество вторични карбиди от типа $(Cr, Fe)_7C_3$, диспергирани в обема на дендритите и по границите на зърната. Използването на термичното обработване закаляване обезпечава премахване на места и редуциране на други на карбидната нееднородност и равномерно разпределение на ледебуритната евтектика по сечение на детайлите наред с разтваряне на карбидите и равномерно им разпределение в обема на зърната. В резултат на това се получават структури с по-високи механични,

експлоатационни и якостни показатели в условията на ударни, вибрационни и фрикционни сили на работа.

4. Заключение

Проследено е изменението на твърдостта и карбидната нееднородност в зависимост от вида на термично обработване на подевтектичен високохромов бял чугун със състав C-2.15 %, Mn-0.46%, Si-0.51%, Cr-12.6%, P-0.013%, S-0.045, Ni-0.32%, Mo-0.08 и V-0.052%. Получени са максимални твърдостти от 66 – 67 HRC след закаляване от 980 °C в масло и отвърщане при 200 °C, термично обработване подходящо за направата на детайли на помпи, придвижващи абразивни суспензии, облицовъчни плочи за трошачки за инертен материал, валци за валцуване на метали в металургичните производства, щампи за студено деформиране на метали, дробометни и пясъкоструйни машини. Карбидната нееднородност в структурата на подевтектичния високохромов чугун в лято състояние съответства на бал No 10, който се редуцира на бал No 7 след отгряване при 870 °C и време на задържане от 180 min и на бал No 5-6 след провеждане на закаляване при 980 °C в масло и нискотемпературно отвърщане при 200 °C. Въздействието върху микроструктурата, а от там и на крайните свойства на тези чугуни, получени след отливане може да се осъществи чрез прилагане на различни режими на термично обработване, даващи широки възможности за повишаване на експлоатационните характеристики на детайлите.

5. Литература

1. Totten G., Lin Xie, K. Funatani, Handbook of Mechanical Alloy Design, CRC Press, 2003, New York, Basel
2. Gundlach R., Alloy Cast Irons, Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys, Vol 1, ASM Handbook, ASM International, 1990, p 85-104
3. Kopyciński, D., E. Guzik, D. Siekaniec & A. Szczyński, (2014), Analysis of the High Chromium Cast Iron Microstructure after the Heat Treatment. Archives of Foundry Engineering 14(3), 43-46.
4. Pokusová M., A. Brúsilová, L. Šooš, I. Berta, Abrasion Wear Behavior of High-chromium Cast Iron, Archives of Foundry Engineering, Vol. 16, Issue 2/2016, 69-74
5. Zangeneh Najafi S., A. Momeni, H.R. Jafarian, S. Ghadar, Recrystallization, precipitation and flow behavior of D3 tool steel under hot working condition, Materials Characterization, Volume 132, October 2017, Pages 437-447
6. Yongjin W., S. Renbo, S. Renfeng, Deformation Behavior and Microstructure Evolution of 9Cr18 Alloy During Semi-Solid Compression, Acta Metallurgica Sinica, Vol. 54 No 1, Jan. 2018.
7. Aišman D., B. Mašek, J. Hana, Unconventional Heat And Thermo-Mechanical Treatment Of Steel With High Content Of Metastable Austenite Gained In Semi-Solid State, Comat 2012, 21. - 22. 11. 2012, Plzeň, Czech Republic, EU
8. Ghazi S. S., and K. Mijbel Mashloosh, Influence of Heat Treatment on Resistance of Wear and Mechanical Properties of Die Steel Kind D3, American Journal Of Scientific And Industrial Research, ISSN: 2153-649X, 2015
9. Aišman D., H. Jirková, B. Mašek, Mini-thixoforming tool steel X210CR12, Comat 2010, 1st International Conference about Recent Trends in Structural Materials, Conference Proceedings, 25-26 November 2010, Pilsen, Czech Republic
10. ГОСТ 5650-2000, Межгосударственный стандарт, Прутки, полосы и мотки из инструментальной легированной стали, Общие технические условия, 2002.
11. Rashkov N.D., Heat Treatment of Special Steels and Alloys, Sofia, 1993 (in Bulgarian).

ИЗСЛЕДВАНЕ МЕХАНИЧНИТЕ И КОРОЗИОННИ ХАРАКТЕРИСТИКИ НА ЛЯТИ ДЖАНТИ ОТ ALSi7Mg

RESEARCH OF MECHANICAL AND CORROSION CHARACTERISTICS OF ALLOY WHEELS FROM AlSi7Mg

M.Sc. Ruseva G. PhD., Assoc. Prof. Dr. Eng. Argirov Y.
 Technical University of Varna, Bulgaria
 E- mail: ruseva2016@abv.bg, jaroslav.1955@abv.bg

Abstract: : In this paper is examines the problems linked with improving the mechanical properties of alloy wheels AlSi7Mg. In this purpose, mechanical and physical tests were done on heat -treated and not heat-treated alloy wheels. Defined are strength mechanical properties (hardness, strength, plasticity). Fractographic and corrosion tests were conducted, too.

Keywords: ALLOY WHEELS AlSi7Mg, MECHANICAL, PHYSICAL, FRACTOGRAPHIC, CORROSION TESTS

1. Въведение

Алуминият е с относително ниска плътност и е устойчив на корозия тъй като се самопасивира чрез образуване на плътен повърхностен слой от оксиди. Конструктивните елементи, изготвени от алуминиеви сплави, играят основна роля в редица отрасли на промишлеността.

В наши дни се предпочита леенето под ниско налягане. Този метод осигурява безкомпромисна надеждност и отговаря на най-високите изисквания за качество. В сравнение със стоманените джанти – лятите имат здрав и добър естетичен вид. [1,4,6]

Алуминиевите сплави се подразделят на три групи: лярски, деформируеми и уякчаеми.

Неуякчаващите се чрез термично обработване деформируеми алуминиеви сплави се характеризират със сравнително ниска якост, висока пластичност и корозионна устойчивост. [1,2,3,5]

2. Изложение

Обект на изследване: Алуминиева джантата от AlSi7Mg представена на Фиг.1.



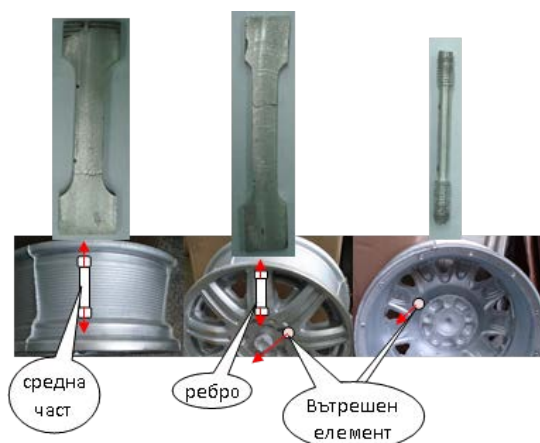
Фиг.1 Алуминиева лята джантата AlSi7Mg получен

Повечето алуминиеви джанти се произвеждат с леене под ниско налягане. За разлика от леенето под високо налягане този метод прилага налягане само 2 бара. Технологиата за леене под ниско налягане носи повече разходи, но осигурява безкомпромисна надеждност и отговаря на най-високите изисквания за качество. [1,4,6]

Сплавите от системата Al-Si не се подлагат на уякчаваща термична обработка и са предназначени за отливане на малко натоварени детайли. Ако към системата Al-Si се прибави Mg (под 1%, сплав AlSi7Mg), уякчаването след закаляване и стареене е възможно, тъй като се отделя уякчаваща вторична фаза - Mg₂Si. [1,4,5]

Целта на работата е да се изследват механичните характеристики на алуминиеви джанти след отливане и след допълнителна термообработка стандартизирана като „T5“. [5]

Поставени са следните основни задачи при разглеждане на проблема: определяне на механичните и физични характеристики на изрязани образци от изследваните ляти джанти от AlSi7Mg (термообработени и не-термообработени). Зоните са обозначени на Фиг.2.



Фиг.2. Алуминиева лята джантата AlSi7Mg получен

Местата на изрязаните образци са обозначени в таблица 1.

Таблица 1. Обозначение на изследваните проби

Елементи	Метод на получаване	Обозначение	Метод на получаване	Обозначение
ребро	леене/ниско налягане	Л1	леене/ниско налягане+ТО (T5)	T1
средна част	леене/ниско налягане	Л2	леене/ниско налягане+ТО (T5)	T2
вътрешен елемент	леене/ниско налягане	Л3	леене/ниско налягане+ТО (T5)	T3

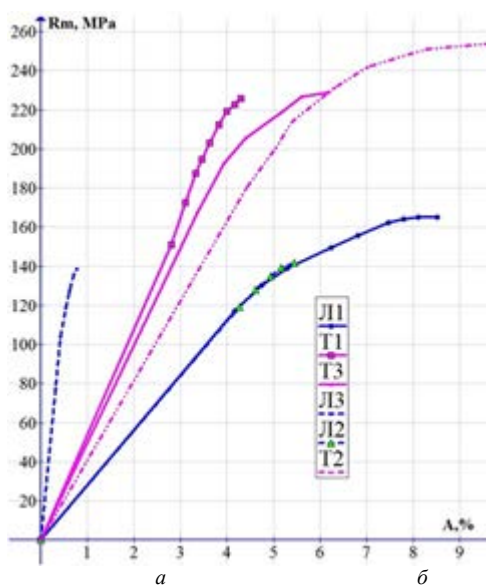
3. Резултати и анализи

Механичните изпитания са проведени на изпитвателна машина (WPM ZDM25/91 – 5t). От отделните проби са изследвани по три зони, като резултатите са осреднени и са представени в таблица 2.

Таблица 2. Якостни характеристики на изследваните проби.

Образци	R _m /Мпа	R _p /Мпа	A%	Z%
Л1	162,7	151,8	1,91	5,5
Л2	146,9	131	1,1	3,3
Л3	140,88	132,28	0,5	1.2
T1	234,8	214,5	2,5	1,7
T2	253	218,8	12,5	9,7
T3	220,3	169,7	1,6	1.4

Получените графични резултати от изпитвателната машина са обработени с програмни продукти (Graph, Bytescout Graph Digitizer Scout), с които са преработени в цифров формат и са показани на фиг.3.



Фиг.3 Изпитване на опън на образца (ляти и термообработени) в отделните зона обозначени на графиката

Сравнявайки двата типа материал се установява, че по отношение на якостните параметри термообработените са с значително по високи показатели и в трите зони на изпитване.

При подложените на термообработка образци се наблюдава малко по голямо разсейване на данните по отношение на пластичните параметри (A%). Якостта на опън (Rm) при тези проби е с малка степен на разсейване.

При не-термообработените образци разсейването по отношение якостните характеристики е още по малко. От графиката на фиг.3 е видно че не може да се отчете границата на еластичност Re, поради сравнително ниската пластичност на изследваните проби. Затова е определена условната граница на провлачване Rp.

При не-термообработената проба се наблюдава едрозърнест лом с наличие на едър неразтворен силиций, който се явява като концентратор при разрушаването.

На термообработените и не-термообработените образци е определена твърдостта по Бринел (HB5/250/30), поместена в табл.3.

Табл.3. Измерване на твърдост

Образци	HB5/250/30
Л	62,3
Т	88,3

Направени са фрактографски изследвания в зоните на разрушаване при изпитване на опън на не-термообработени (фиг.4-б) и термообработени (фиг.4-а) проби.



Фиг.4. Лом в областта на разрушаване на а/проба с термообработка б/проба без-термообработка

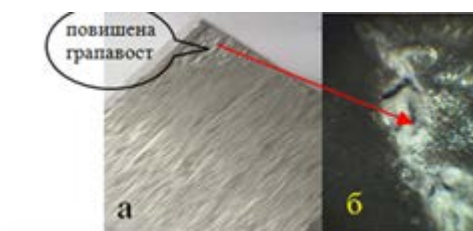
От направения анализ при пробите без термообработка се получава класическа дендридна структура с изразен евтектикум $Eв(\alpha+Si)$ около α твърдия разтвор. Структурата е сравнително равномерна и еднородна в отделните зони.

При термообработените проби част от Si от евтектиката се разтваря в α твърдия разтвор. При повторно нагряване на α преситения разтвор се отделят дисперсни зони които са кохерентно свързани с матрицата. Този класически механизъм довежда до уякчаване на матрицата. Неразтворения Si коаголира и довежда до уедряване на Si-вите кристали но значително намалява като количество. Евтектиката се разпада и коаголиралите силициеви кристали се подреждат по границите на α твърдия разтвор. Това е вероятната причина за значително повишаване на механичните свойства на термообработената джанта.

Извършено е и изследване на корозионната устойчивост на един от термообработените образци. Известно е че след термообработка, корозионната устойчивост намалява. Това се дължи на вторичното отделяне на Mg_2Si след стареене. Изследването е проведено в среда от физиологичен разтвор (разтворена морска сол в вода с концентрация -15%), с температура $50^{\circ}C$ и времетраенето 72 часа. Използван е гравиметричен метод, който се състои в измерване промяната на теглото на пробите. [5,7]

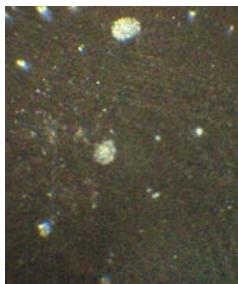
На фиг.5. е показан макрорелефа на корозираният повърхностен слой. С наблюдението на износваната повърхност се отчитат активните корозионни центрове, както и възможностите за пасивиране на повърхността.

От проведения експеримент стана ясно, че в зоните с завишена грапавост развитието на корозията е по-активно и там се зараждат първите центрове на корозия фиг.5.(б).

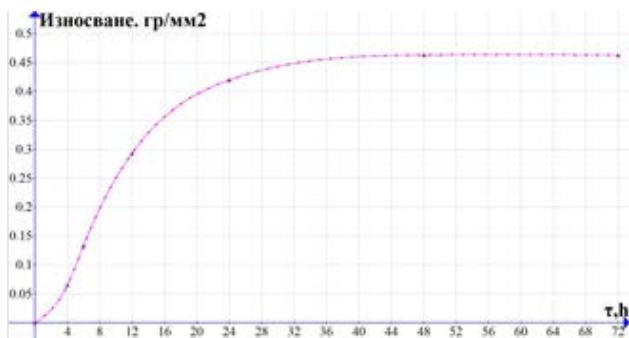


Фиг.5.Проба подложена на корозия: а/ изходна проба; б/активен център на корозия

След 24 часа от провеждане на изпитанието в корозионна среда се наблюдава пасивиране повърхностния слой Фиг.5. като се получава Al_2O_3 . Окисът се отделя по повърхността под формата на тънък филм (фиг.6), който защитава повърхността на пробата от по-нататъшно развитие на корозия. Това е потвърдено и чрез контролиране теглото на пробата изразено графично на Фиг.7.



Фиг.6. Пасивирана проба след 24 часа престой във физиологичния разтвор.



Фиг.7. Корозионно износване на проба Л2 в зависимост от времето

4. Заключение

Сравнявайки двата типа материал се установява, че по отношение на якостните параметри термообработените проби са с значително по-високи показатели и в трите зони на изпитване.

От проведените корозионни изследвания се установи, че след 24 часа се изгражда пасивиращ филм, който предотвратява активно развитие на корозията.

Независимо от по-слабата корозионна устойчивост при термообработените сплави AlSi7Mg, от фиг.6 и фиг.7 се отчита, че получения пасивиран слой от агресивната среда, предотвратява връзката на основния материал с околната среда и показва добра защитеност.

Литература

[1]. Богданова Т.А., Довженко Н.Н., Гильманшина Т.Р., Баранов В.Н., Чеглаков А.В., Меркулова Г.А., Лыткина С.И., Худоногов С.А., Косович А.А., Партыко Е.Г. СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДИСКОВ АВТОМОБИЛЬНЫХ КОЛЕС // Современные проблемы науки и образования. – 2014. – № 5.

[2]. Кофанова Н.К., Коррозия и защита металлов учебное пособие для студентов технических специальностей, Рекомендовано Министерством образования и науки Украины, АЛЧЕВСК, 2003

[3]. Мальцева Г. Н. Коррозия и защита оборудования от коррозии: Учеб. пособие. – Пенза: Изд-во Пенз. гос. ун-та, 2000. - с.: 55 ил., 20 табл.

[4]. Спасова Д., Радев Р., Атанасов Н., Илиев С., „Изследване използването на неметални мембрани при вакуумно импулсно лееене“, АМТЕХ’2003, Варна 3-5.10.2003, Сборник с доклади, т.1, стр. 98-102

[5]. СТАНЕВ Сергей, ЛАЗАРОВА Румяна, КОНСТАНТИНОВА Славейка, МАНОЛОВ Валентин, Изследване ефекта от модифициране на сплав AlSi7Mg с нанопрахове чрез термичен и металографски анализи, СЕПТЕМВРИ, 2010 СОЗОПОЛ БЪЛГАРИЯ, XXVI INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE 65 YEARS 277-282стр., ISBN:978-954-438-854-6.

[6]. Radev R., Atanasov N., Spasova D., Iliev S., “Vacuum Impulse Casting of sphere type thin-walled casts”, Meet Marind’2002, Varna, Bulgaria, 7-11.11.2002, volume 1, p. 156-160.

[7]. ISO 6892-1:2009(E)

ИЗСЛЕДВАНЕ ПОЛУЧАВАНЕТО НА ЛЯТИ МЕТАЛНИ КОМПОЗИТИ (MMCs) ТИП „IN VITRO“ С МАТРИЦА ОТ НИСКОТОПИМИ СПЛАВИ

INVESTIGATION OF THE PRODUCTION OF „IN VITRO“ TIPE METAL MATRIX COMPOSITE WITH LOW MELTING ALLOYS MATRIX

Assist. Prof. Dr. Eng. Spasova D., Assoc. Prof. Dr. Eng. Atanasov N.
Technical University of Varna, Bulgaria
E- mail: danielats@abv.bg, nm_atanasov@abv.bg

Abstract: The main purpose of this study is relevant of possibilities for the production of cast metal matrix composites (MMCs) with a matrix of low melting alloys of type "in vitro". In this case the investigated MMCs is with metal matrix ZnAl4Cu1 alloy and Sn which are reinforced with Cu, Al₂O₃ and SiC particles. The research on the methods of metal matrix composites development in this paper has been brought to the application of different space vacuum schemes for composite synthesis of vacuuming the space for composites synthesis by using the notion of the "capillary forming". In this method the metal matrix was infiltrated forcedly in the space between the particles of reinforcement phase, whereas the classical method adopted for the obtaining MMCs "in vitro", uses a mechanism of forced insertion of the reinforcement phase into the ready for use melt, followed by homogenization of the composite structure. The obtained MMCs were investigated by metallographic analysis.

Keywords: MMCs, ZnAl4Cu1 ALLOY, Sn, Cu, Al₂O₃, SiC, CAPILLARY FORMING, VACUUM

1. Въведение

Получаването на ляти метални композити (MMCs) е едно от съвременните направления в развитието на технологията на материалите. Тези материали значително превъзхождат по експлоатационни характеристики металите и сплавите, в частност по огнеупорност, твърдост, относителна якост. Получаването на композитни материали на метална основа с уякчаваща фаза чрез методите на леене е стъпка към поширокото промишлено прилагане на нови подходи за производството на по-функционални детайли, притежаващи по-високи технико-икономически показатели. Използваните технологии целят осъществяването на точен контрол и подобряване на комплекса от свойства, механичните и физичните характеристики на металосплавната матрица, за разлика от другите материали [4,5].

MMCs се класифицират според състоянието на усилващата фаза на: „in vitro“ - когато в целия цикъл на производство усилващата фаза е в твърдо състояние; „in situ“ - когато усилващата фаза се получава в резултат на фазови взаимодействия в процеса на кристализация или при протичане на химични реакции; „hybrid“ - получаващи се в резултат на по-сложно взаимодействие, включващо елементи и на двата варианта. В проведените изследвания получените метални композити условно могат да бъдат причислени към композитите „in vitro“.

Експерименталните изследвания за получаване на MMCs в настоящата работа, са свързани с използване на различни схеми на омекряне на уякчаващата фаза от металната матрица в комбинация с вакуумиране на обема на лярската форма, като се използва идеята на метода „капилярно формование“ [1].

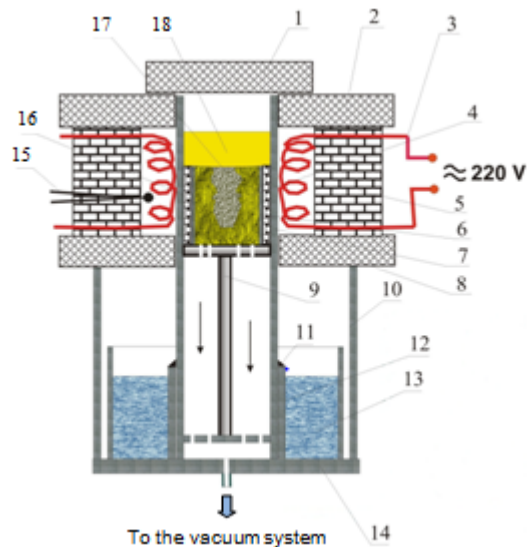
2. Изложение

Целта на проведените изследвания е да се изследват възможностите за получаване на принципно нови многофазни композити, като се използва принципа на метода „капилярно формование“. В конкретния случай този процес е свързан с получаване на ляти метални композити от типа „in vitro“ с метална матрица с ниска температура на топене – цинкова сплав ЦАМ 4-1 (ZnAl4Cu1) и калай (Sn) и уякчаваща фаза Cu, Al₂O₃, SiC [5,7]. Предимство в разгледаната постановка е, че се получават икономически целесъобразно и единични заготовки с екипировка, лесна за изработване, чрез използване на конвенционални методи за получаване на лярски форми и синтезирането в тях на изследваните MMCs. Не е необходимо формите, в които се синтезирани композитите, да са метални. Те могат да бъдат керамични, на гипсова, циментова или друга,

подходяща за конкретния случай основа [2].

При класическия метод за получаване на ляти композити „in vitro“ се прилага механизъм на принудително внасяне на усилващата фаза в подготвената стопилка и следващо хомогенизиране на композитната структура. В конкретния случай самото смесване на матрицата с усилващата фаза се осъществява на принципа на „капилярното формование“. Първо във формата се поставя усилващата фаза, а след това металната матрица във вид на стопилка, се инфилтрира принудително в пространствата между елементите на уякчаващата фаза чрез вакуумиране [2,3].

Принципната схема на лабораторна уредба, разработена за реализиране на поставената задача е показана на фиг. 1.



Фиг. 1 Схема на лабораторната уредба за получаване на MMCs
1-уплътнение; 2- междинен капак; 3- нагреватели; 4- основна каса; 5- топлоизолационен кожух; 6- форма; 7- външна каса; 8- топлоизолационна плоча; 9- подпора; 10- кожух; 11- уплътнение; 12- опора; 13- вана; 14- основна плоча; 15- термодвойка; 16- топлоизолационно уплътнение; 17- уякчаваща фаза; 18- стопилка

Във формата 6 се насипва усилващата фаза (в случая Cu, Al₂O₃ или SiC), след което формата се монтира в лабораторната уредба. Формата се нагрява до температура на прегряване на стопилката (матрицата) - 480°C за ЦАМ 4-1 и 350 °C за калай, чрез нагревателите 3, което от своя страна спомага инфилтрацията на стопилката (матрицата) в капилярните пространства между елементите на уякчаващата фаза. След

достигане на необходимата температура, формата се залива със стопилката 18 (сплав ZnAl4Cu1, или калай), едновременно с това се включва и вакуумсистемата. Изравняването на налягането във формата през страничните и долната повърхнини, чрез което се постига допълнително уплътняване на стопилката и елементите, изграждащи композита, сеосъществува чрез перфориране на касата на леярската форма.

Едно от главните предимства на използваната схема при проведените експерименти е, че след стопяване на металната матрица тя изпълнява функциите и на уплътнение между пространствата над нея и под нея. Над стопилката действа атмосферно налягане, а под нея налягането е по-ниско, тъй като пространството в тази зона е свързано с вакуумсистемата- $\Delta p = p_a - p_v$. Вследствие на създадената разлика в налягането над стопилката и под нея, тя (стопилката) се инфилтрира принудително в пространствата между елементите на уякчаващата фаза, в резултат на което се изгражда композита. С описаната лабораторна уредба са проведени поредица от експерименти за получаване на MMCs с матрица от нискотопими метали и сплави. За получаване на кухината на формата е използван цилиндричен модел с размери $L=80\text{mm}$, $D=10\text{mm}$, а леярските форми са изработени от бързовтвърдяваща се формовъчна смес от кварцов пясък и водно стъкло. Някои от изгражданите композити са със сложна релефност и се получават по стопяеми модели в керамични форми от течно наливни циментови смеси с достатъчно добра якост и газопропускливост. Експериментирани са два варианта на изграждане на MMCs. При първия вариант в кухината на леярската форма се насипват елементите на уякчаващата фаза (Cu, Al_2O_3 или SiC), формата се поставя в уредбата и се нагрява до температурата на заливане на матрицата, след което се залива с разтопената сплав. По тази схема на взаимодействие между уякчаващата фаза и матрицата се осъществява и придвижване на стопилката към стените на формата, като по този начин почти цялата повърхност на изградения композит е от металната матрица.

При втория вариант металната матрица се изгражда на два етапа – първо в кухината на леярската форма се насипват елементите на уякчаващата фаза (прахови частици от Cu с размер 50- 100 μm , прахови частици от Al_2O_3 с размер 100-120 μm или прахови частици от SiC с размер 180 μm) в количество около 60% заедно с метален прах от материала на матрицата в количество около 10%, формата се поставя в уредбата и се нагрява до температурата на заливане на матрицата, при което частиците от материала на матрицата се стопяват и омокрят уякчаващата фаза. При втория етап, над двукомпонентната „смес“, състояща се от матрица в твърдо състояние (във вид на метални гранули) + уякчаваща фаза, се добавя предварително подготвена стопилка от материала на матрицата, вследствие на което се получава допълнителното притискане на изграждащия се композит от стопилката и следваща инфилтрация на същата в незапълнените пространства между елементите на уякчаващата фаза.

От получените експериментални образци са изработени металографски шлифове, които са изследвани с металографски микроскоп "Neophot32".

3. Резултати и анализи

Проведените експериментални изследвания потвърждават възможността за получаване на MMCs от типа "in vitro" по изложената по-горе методика.

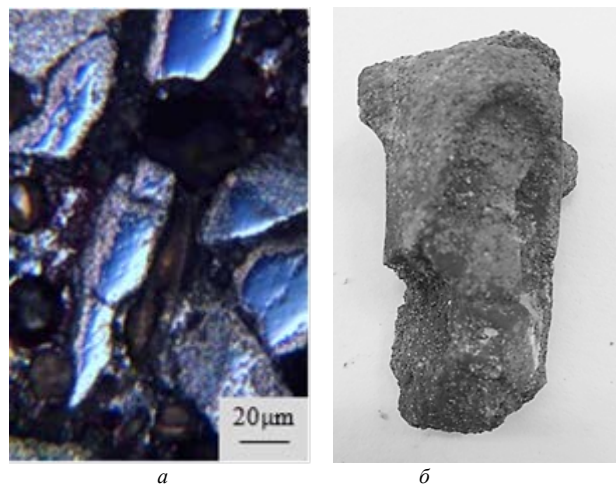
В съответствие с описаното по-горе, резултатите от изследваните два варианта, показват:

3.1. Експерименти, проведени по първия вариант на изграждане на MMCs

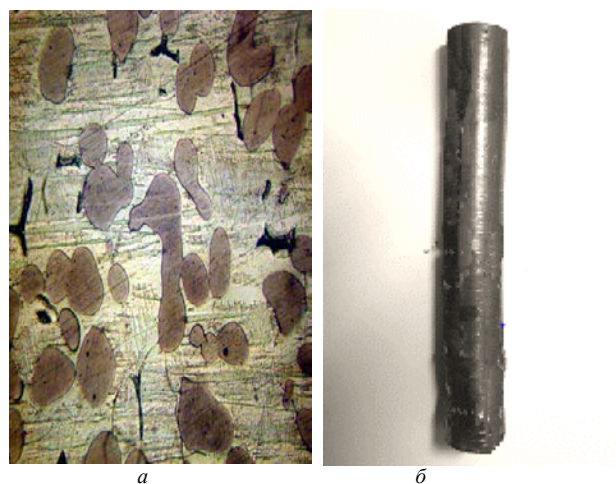
Вариантът на изграждане на MMCs, при който матрицата (стопилката) се инфилтрира в целия обем на пространствата между частиците на уякчаващата фаза, може да се приеме за неуспешен, т.к. се наблюдават множеството незапълнени със

стопилка участъци в обема на изградения композит. (Фиг.2, Фиг.3).

На фиг. 2 са показани микроструктура на ЛМК с матрица от цинкова сплав ЦАМ 4-1 и уякчаваща фаза SiC (а) и общ вид на получения композит (б). В този случай не е получено достатъчно добро омокряне на уякчаващата фаза от металната матрица и се наблюдават множество незапълнени капилярни пространства. Това е причина и за получаване на нестабилна връзка между елементите на уякчаващата фаза, което е причина за ниска якост на отлятия композит и свързаното с това нарушаване на целостта му.



Фиг.2 а)- микроструктура на MMCs с матрица ЦАМ 4-1 и уякчаваща фаза SiC x500, б)-общ вид на получения композит



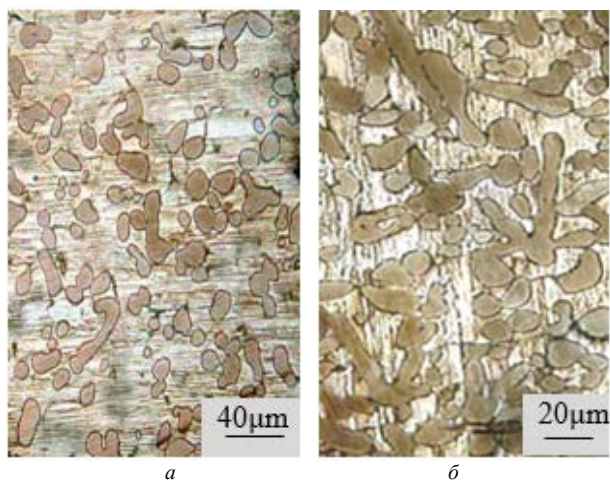
Фиг.3 а)- микроструктура на MMCs с матрица Sn и уякчаваща фаза Cu, разядена x500, б)-снимка на получения композит

От микроструктурите на MMCs с матрица Sn и уякчаваща фаза Cu (фиг. 3) се вижда, че е получена значително по-добра инфилтрация на стопилката в капилярните пространства между елементите на уякчаващата фаза, но се наблюдават и газови дефекти, както и разделителни ивици по граничната повърхност между частиците на уякчаващата фаза и металната матрица.

3.2. Експерименти, проведени по втория вариант на изграждане на MMCs.

При втория вариант, характеризиращ се с това, че металната матрица е изградена на два етапа, са получени съществено по-добри резултати. При него е реализирана схема на изграждане на композита, при която металната матрица се придвижва на малки разстояния в микрообемите около частиците на уякчаващата фаза. Този вариант на смесване на двете фази се показва значително по-добра ефективност.

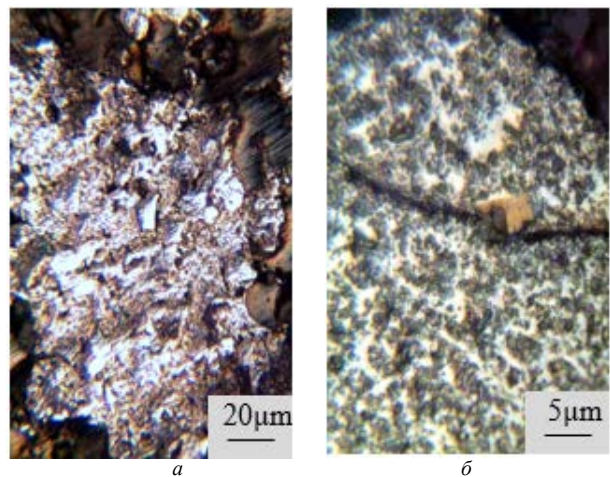
От микроструктурите на фиг. 4 се вижда, че не се наблюдават зони с намалено съдържание на усилващата фаза, в резултат на процеси на преразпределение на последната при инфилтрирането на стопилката. Налице е цялостно запълване на капилярните кухини около усилващите частици от течния метал, при това съчетано с много добро омокряне на елементите на уякчаващата фаза от стопилката.



Фиг.4 Микроструктура на MMCs с матрица Sn и уякчаваща фаза Cu а)- разядена- x250, б)- разядена- x500

На фиг. 5 са показани микроструктури на MMCs с матрица ЦАМ ($ZnAl_4Cu_1$) и уякчаваща фаза корунд (Al_2O_3). Вижда се, че и в този случай е получена много добра инфилтрация на стопилката в капилярните пространства, формиращи между дробинките на уякчаващата фаза. Налице е и добро омокряне на уякчаващата фаза от стопилката, предвид разнородността на материалите, използвани за матрица и уякчаваща фаза.

В заключение може да се каже, че втората методика за изграждане на MMCs дава по-добри резултати и продължаването на изследванията в тази насока трябва да бъде основано на нея.



Фиг.4 Микроструктура на MMCs с матрица ЦАМ ($ZnAl_4Cu_1$) и уякчаваща фаза корунд (Al_2O_3) а)- разядена- x500, б)- разядена- x1000

5. Изводи

От проведените изследвания за получаване на MMCs могат да се направят следните изводи:

- Използваната схема на „капиллярно формование“ дава възможност за изграждане на MMCs по метод и технология, различни от конвенционалните.

- От разработените две методики за получаване на MMCs (със и без предварително смесване на елементи на уякчаващата фаза с метален прах от матрицата, и следващо заливане със стопилка, изграждаща матрицата) по-добро омокряне на уякчаващата фаза и съответно по-добра инфилтрация се получава в случаите, когато предварително се смесват елементите на уякчаващата фаза с метален прах от матрицата и се нагряват да пълно стопяване на последната.

- Получените по изследвания метод MMCs се отличават със значително по-високо съдържание на уякчаващата фаза от тези, получени чрез принудително внасяне на последната в предварително стопената метална матрица.

- Получените по изследвания метод лятни металоматрични композити с матрица от сплави със сравнително ниска температура на топене могат да намерят приложение за получаване на плъзгащи лагери, работещи при специфично налягане, статично и ударно натоварване и др.

6. Литература

- [1]. Радев Р.Й., Спасова Д.Т., Атанасов Н.М., Иванова Р.И., Патент BG 65955 B1, 2010.
- [2]. D. Spasova, Radev R., Atanasov N., (2015) “Investigate the Receiving of MMC with Metal Matrix Al and Fe Reinforcement Phase”. Machines, Technologies, Materials, (4/2015), 28-29
- [3]. Spasova Daniela, „Capillary Casting of Iron-Based Alloys“, Advances in Materials and Processing Technologies , 07 Nov 2016, Volume: 2, Issue: 03, pages 361 – 366
- [4]. Moutsatsou A., Grigorios S., “Synthesis of Aluminium-based Metal Matrix Composites(MMCs) with Lignite Fly Ash as Reinforcement Material”,2009 World of Coal Ash Conference-May,2009 in Lexington, KY, USA, p138
- [5]. Кохановский В.А., Мукутадзе М.А, “Матричные материалы антифрикционных композитов” Вестник ДГТУ. 2001. Т.1. №2(8), ISBN 5-7890-178-5, стр. 58
- [6]. Dobrzański L., Kremzer M., “Application of pressure infiltration to the manufacturing of aluminium matrix composite materials with different reinforcement shape”, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2007, p.183
- [7]. Leon C., Drew R., “Preparation of nickel-coated powders as precursors to reinforce MMCs” - Journal of Materials Science, 2000 – Springer, p. 87

INTENSITY OF SOLIDIFICATION

Ass. Prof. Eng. L. Stanev, stanev@ims.bas.bg

Ass. Prof. Eng. St. Bushev, PhD., stbushev@abv.bg

Bulgarian academy of sciences

Institute of Metal Science, Equipment and Technologies With Hydro- and

Aerodynamics Center „Acad. A. Balevski“

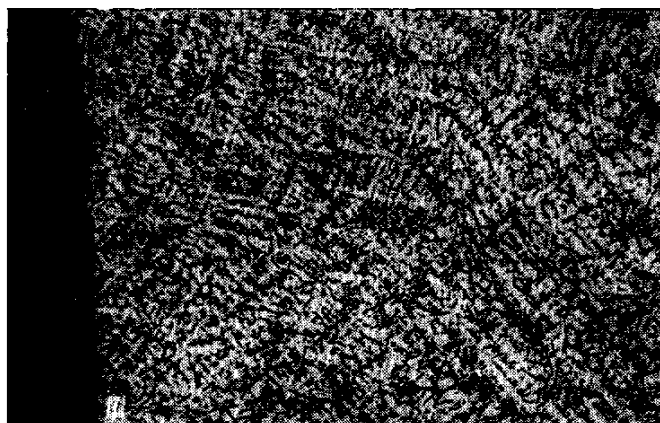
Sofia 1574, 67 „Shipchenski prohod“ blvd. Bulgaria

Abstract: The identification of the heat exchange intensity at the work surface of the mold is defined by the base information of the type and movement of the solidification front. Parameters and their influence are shown on the type and movement of the solidification front: initial melt temperature; initial temperature of the mold; the ceramic coating on the work surface of the mold; distribution of the mass of the mold. The methodological link of these parameters is shown in the creation of each casting technology.

Keywords: Heat transfer intensity identification, parameters, methodology, technological regime of solidification.

1. Introduction

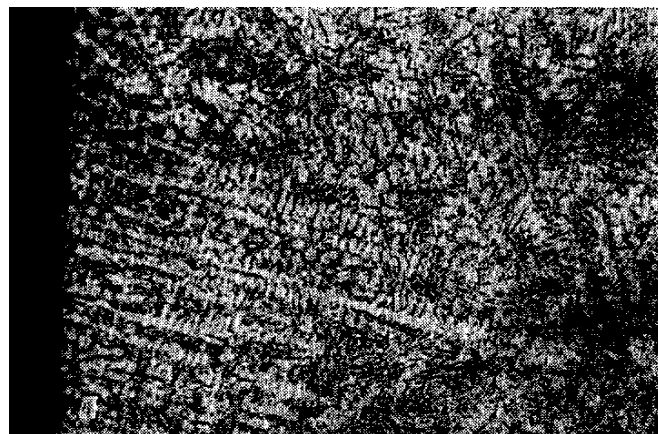
At work [1] an experimental indirect method for estimating the thermo-resistance and thickness of the ceramic coating of the working surface cast/(metal mold) in a cyclic casting process according to the following methodology: 1. Recorded with thermocouples non-stationary temperature field in the formation of cylindrical castings; 2. A 1D thermo-elastic model [2] is used to describe the non-stationary temperature field of solidification; 3. Time-temperature curves in the mold are used to estimate the thermo-resistive casting/(metal form); 4. Very important information is also the type of structures at the surface of the casting. On Fig. 1 these structures are presented [1]:



a) Without ceramic coating $\alpha(0) = 4932 \text{ w/m}^2 \text{ K}$;



b) With fresh ceramic coating $\alpha(0) = 2174 \text{ w/m}^2 \text{ K}$;



c) Worn ceramic coating $\alpha(0) = 3164 \text{ w/m}^2 \text{ K}$

Fig.1 Структури при повърхност на цилиндрична отливка [1] и идентифицирани коефициенти на топлопредаване при границата отливка-(метална форма) в началния момент от време $t=0 \text{ sec}$: a) – без керамично покритие $\alpha(0) = 4932 \text{ w/m}^2 \text{ K}$; b) – със свежо керамично покритие на работната повърхност на металната форма $\alpha(0) = 2174 \text{ w/m}^2 \text{ K}$; c) – износено керамично покритие $\alpha(0) = 3164 \text{ w/m}^2 \text{ K}$.

On the basis of the methodology [1 and 2], modern software can be used to solve the non-stationary temperature field in the case of solidification by Stefan-Schwarz 3D task. In our institute, non-commercial software products have been created.

Here is used a software product was created and developed by M. Dimitrov and S. Bushev for numerical solution of Stefan-Schwarz's 3D task by Finite Elements Method (FEM). The methodology of [1 and 2] is developed by numerical representation of the solidification process – a first-order phase transition as follows: 1. The numerical 3D task of Stefan-Schwarz in cylindrical geometry is solved; 2. The most important is the representation of the movement of the solidification front; 3. The heat transfer coefficients identified at the boundary casting/(metallic form) of [1] (see Fig. 1) are used; 4. A technological regime of motion of the hardening front is created.

The aim of this work is to obtain a technological mode of consolidation through the influence of: 1. the initial thermo-resistance of the work surface casting-(metal mold); 2. The initial temperature field of the metal mold; 3. Initial temperature of the metal melt; 4. Distribution of the mold mass.

2. Receive technological regime of phase transition from the first order in casting.

3.1 Comparative analysis of the solidification process at different initial thermal-resistances at the border casting - metal form.

In Fig. 2 is a comparative analysis of the solidification with a heat transfer coefficient *without ceramic coating* $\alpha_{CM}(0) = 4932 \text{ w/m}^2 \text{ K}$ and with a fresh ceramic coating on the work surface of the metal mold $\alpha_{CM}(0) = 2174 \text{ w/m}^2 \text{ K}$ (see Fig. 1).

The numerical experiment does not account of the fill process. The cast is of pure aluminum with thermal coefficients of cast – melt (m) heat conduction $\lambda_m = 209 \text{ w/m K}$, heat capacity

$c_m = 1149 \text{ J/kg}$, density $\rho_m = 2380 \text{ kg/m}^3$ and solid phase (s) $\lambda_s = 228 \text{ w/m K}$, $\rho_s = 2500 \text{ kg/m}^3$, $c_s = 1279$; steel mold $\lambda_{\text{mold}} = 54,28 \text{ w/m K}$, $\rho_{\text{mold}} = 7900 \text{ kg/m}^3$ $c_{\text{mold}} = 486 \text{ J/kg}$. Temperature melting point of pure Al is $T_m = 660,1 \text{ }^\circ\text{C}$ and latent heat of melting is $Q_L = 408020 \text{ J/m}^3$. The initial temperature of melt is $T_C = 720 \text{ }^\circ\text{C}$ and the temperature of mold is $T_M = 218 \text{ }^\circ\text{C}$. The thermal coefficients of heat transfer at boundary cast/mold are shown above.

It is well known that the thermal resistance of the cast/mold boundary in during the actual casting process. We choose constant thermal resistance i.e. constant heat transfer coefficient for numerical experiments.

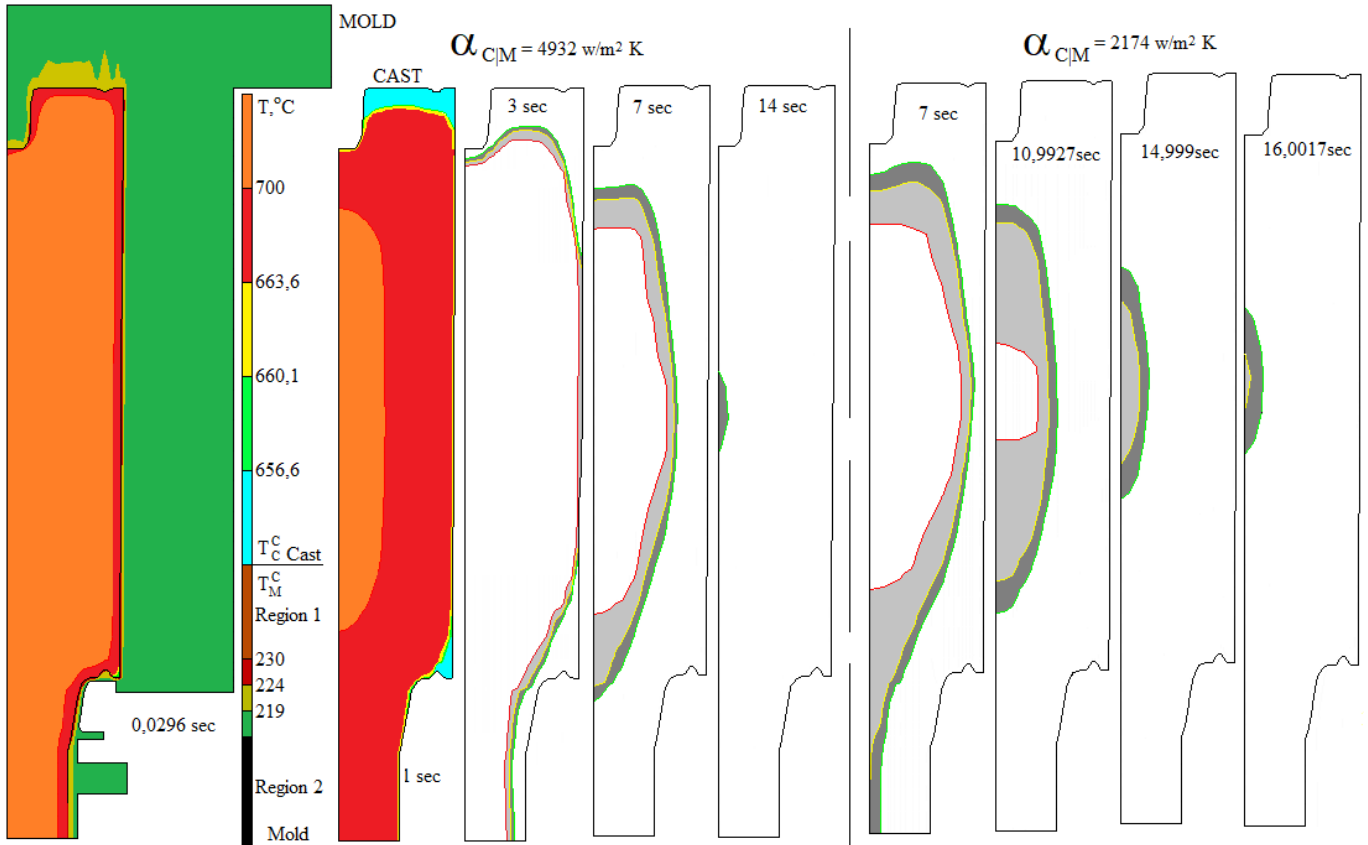


Fig.2 Geometry view of thermodynamics system. Comparative analysis in **free regime of solidification** with different coefficients of **thermal-resistances** $\alpha_{CM}(0) = 4932 \text{ w/m}^2 \text{ K}$ and $\alpha_{CM}(0) = 2174 \text{ w/m}^2 \text{ K}$ at the work surface cast/(metal mold). Contact temperatures of cast T_C^C and mold T_M^C at the cast/(metal mold) boundary. Regions 1 and 2 are important interest – Impact of boundary conditions of the mold.

The temperature field of the thermodynamic system at successive moments of time are as follows: at thermal-resistance $\alpha_{CM}(0) = 4932 \text{ w/m}^2 \text{ K}$ $t = 0,0296 \text{ s}$ is the temperature field of the whole cast/mold system; $t = 1 \text{ s}$ obtaining closed isotherm lines; $t = 3 \text{ s}$ open solidification front; $t = 7 \text{ s}$ obtaining of closed melt metal liquid area; $t = 14 \text{ s}$ end of the solidification process;

at thermal-resistance $\alpha_{CM}(0) = 2174 \text{ w/m}^2 \text{ K}$

$t = 7 \text{ s}$ closing time and formation of a closed melt metal liquid area; $t = 10,9927 \text{ s}$ closed area and naturally non-filling with liquid metal; $t = 14,999 \text{ s}$ solidification of the melt in the closed area; $t = 14 \text{ s}$ end of the solidification process in the closed zone;

The heat transfer coefficient of the form surface $4932 \text{ w/m}^2 \text{ K}$ is a real value because the shape surface of the form is not processed for a higher heat transfer coefficient. The value $4932 \text{ w/m}^2 \text{ K}$ is much lower than the maximum possible values of 40,000 (or the theoretically possible value of 56,000 [5]). The coefficient of thermal conductivity of the coating used in work [1] is obtained in the range of $0,22 \pm 0,25 \text{ w/m K}$. A ceramic coating with this thermal conductivity coefficient defines a value of 2174 w/m K by the ratio $\lambda_{\text{Ceramic coating}}/\delta$, where δ is where δ is the thickness of the ceramic coating.

In the free solidification regime, closed melt zones are always formed, creating macro and micro-structural defects. It is not possible to supply these areas with liquid metal.

Filling the shape cavity is from the bottom (see Fig. 2). This is the only place to enter the fresh melt, i.e. the end of the metal pipe is also in the role of the "dead head". It follows that the

solidification regime to be "technological" is necessary in such cases to be opened to the melt inlet. On Fig. 3 we present a technological regime of solidification by: Different constant coefficients of heat transfer on the cast/(metal mold) boundary; different initial temperature; mass distributed of the mold

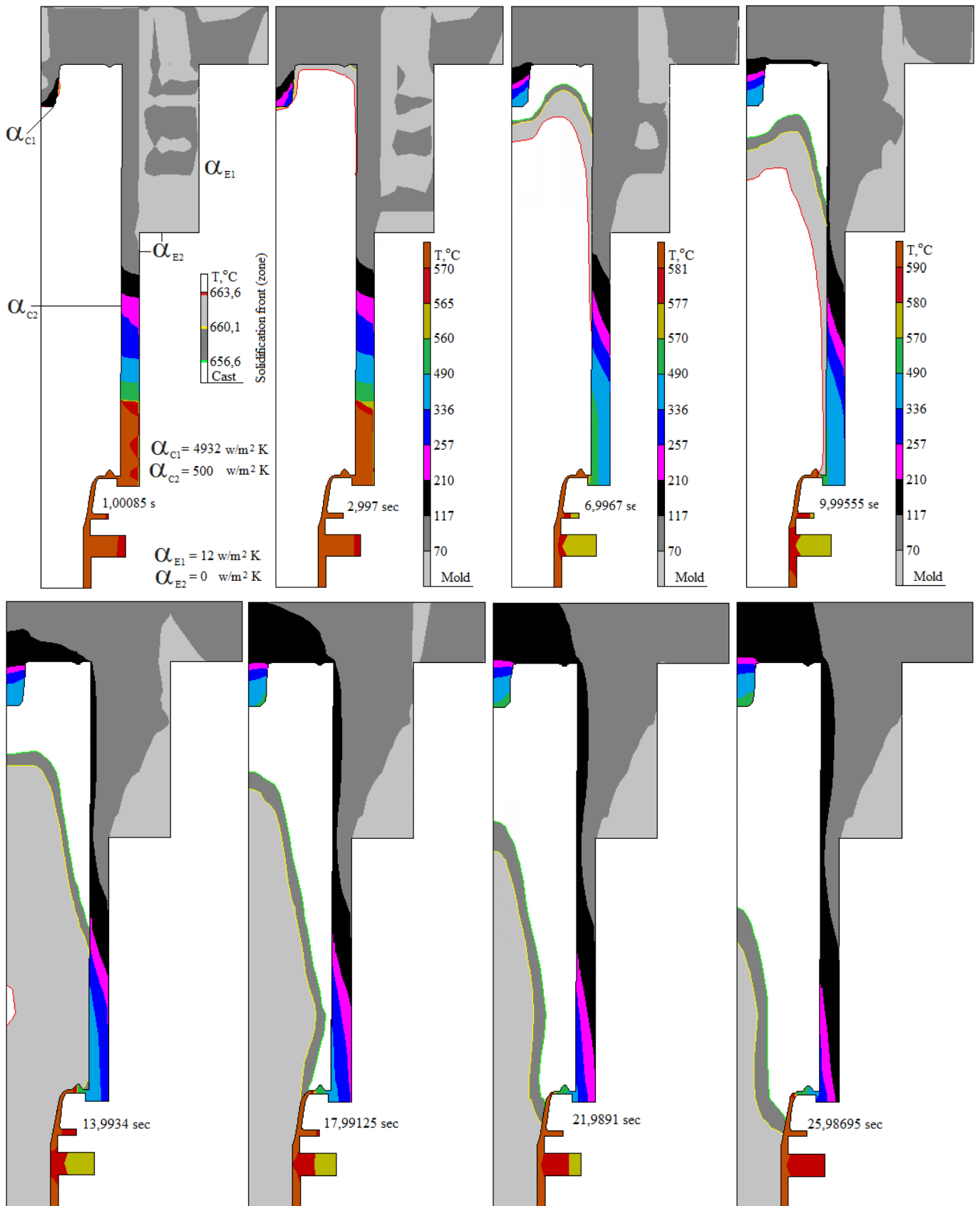


Fig. 3 Technological regime of solidification by: 1. Different coefficients of heat transfer at the cast/(metal mold) boundary α_{C1} 4932 w/m² K α_{C2} = 500 w/m² K and at mold/environment boundary α_{E1} = 4932 w/m² K α_{E2} = 0 w/m² K; 2. Initial temperature of metal melt is $T = 777^\circ\text{C}$. Three different initial temperature of the mold 570°C , 257°C , 70°C ; 3. Mass distributions of the mold. The solidification process we introduced by solidification zone [663,6÷660,1÷656,6]. Technological solidification regime is obtained. Up to a point in time of 9.99555 sec, the hardening zone is open to the hottest part of the thermodynamic system. At a time of 13.9934 sec, the isotherm line $T = 663.6^\circ\text{C}$ closes, but the remainder of the hardening zone remains open to the hot end. It is important to note that the solidification zone until the end of the numerical experiment is kept open (see the next Fig.4).

Figure 4 shows the end of our numerical experiment

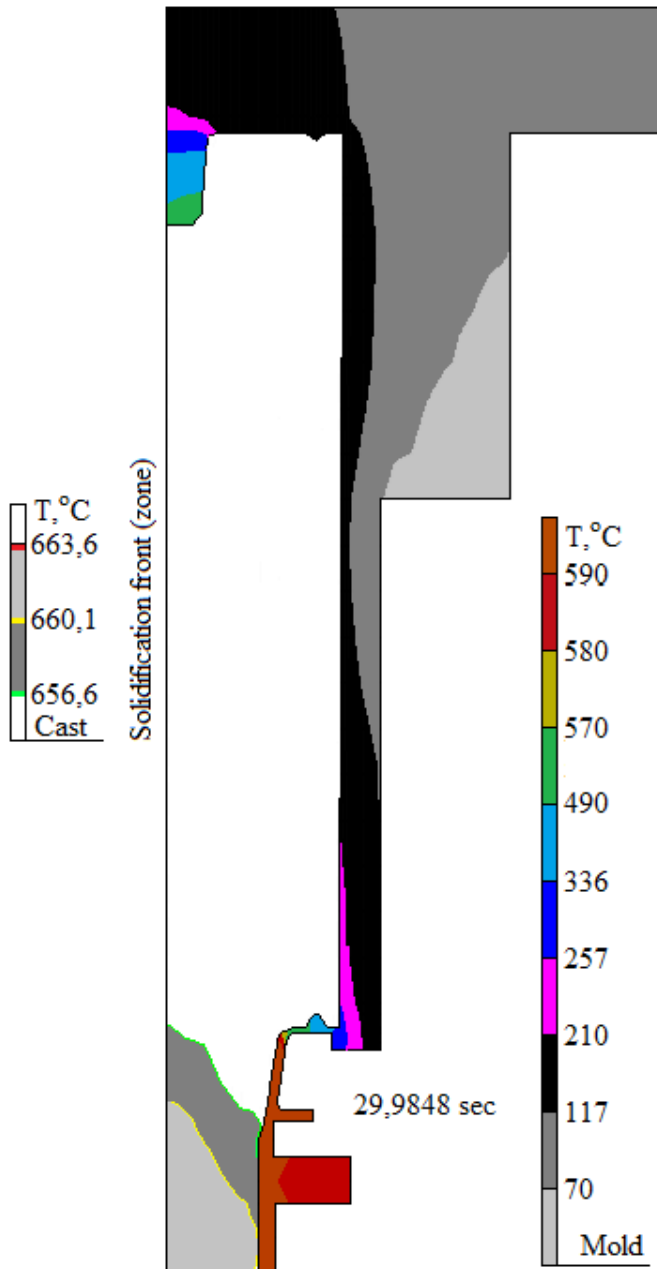


Fig.4 The end of the numerical hardening experiment is the entry of the open solidification zone into the metal conduit.

3. Material Science – phase transitions, structures.

It is well known that the heat exchange rate influences the local conditions of polycrystalline structure formation by the local solidification time (LST) along with the local crystallization time (LCT). It is assumed that $LST \sim LCT$. The ultimate casting structure is most often obtained after heat treatment [3 and 5]. DAS and SDAS analyzes determine scales that work: $SDAS \rightarrow 40,17 \mu m$ and

$$LST \sim LCT = (SDAS/10)^3 \text{ sec.} \quad (SDAS)$$

In Fig. 5 is a specific microstructure of casting after curing for which $LCT = (SDAS/10)^3 \text{ sec} = (40,17/10)^3 = (4,017)^3 = 64,819472913 \text{ sec}$. This value is decisive for the type of heat exchange intensity in the foundry process. The presented methodology in this article specifies precisely separate stages for estimation of important foundry parameters of the phase transitions of first and second order i.e. the macro-level micro level relationship or the relation micro-structure \rightarrow properties [3, 4, 5, 6].

The idea of scale from this point of view is in Fig. 5

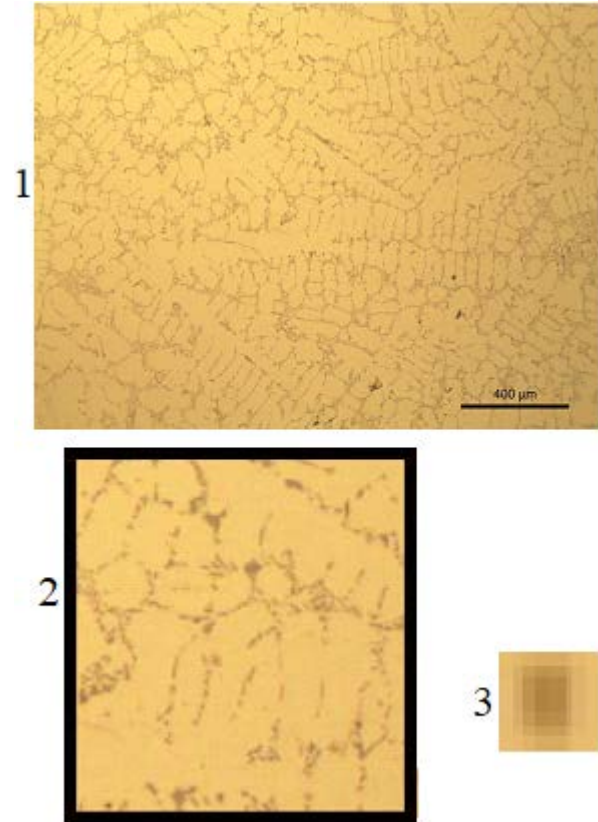


Fig. 5 Scales: 1 micro-structure 400 μm DAS; 2 SDAS; 3 pixel – min.

The identification of heat exchange [1, 2 and 7] allows the question of a multi-dimensional description from the classical [3 and 5] to meso-level [4].

4. Conclusions

The presented methodology shows: The identification of the intensity of the heat exchange during casting is a constructive stage in the creation of each casting technology. The type and movement of the solidification front is basic information and control design.

5. Reference

1. S. Bushev, G. Georgiev, Indirect method for determining the coefficient of heat transfer on the work surface of a metallic mold under the conditions of a cyclic casting process, Tech Thought, Year XXV, 1988, No 3, p. 103-108. (In Bulgarian)
2. S. Bushev, G. Georgiev, I. Dimov, I. Nedialkov, Mathematical Model of thermophysics of counter-pressure casting for cylindrical castings with reporting of the phenomena of heat transfer at the boundary cast/mold, Tech Thought, Year XXI, 1984, No 3, p.99-103.
3. A. Balevski, Metal Science, „Technics“, Sofia, 1962. (In Bulgarian)
4. M. Borisov, Introduction to solid state physics, part I, Science and art, Sofia, 1977.
5. M. S. Flemings, Solidification processing, Peace, Moscow, 1977. (In Russian)
6. S. Vodenicharov, Dynamic destruction of metal structures, *Bulget Ltd.*, Sofia, 2011. ISBN978-954-92552-3-2
7. S. Bushev, Thesis of PhD Controllability problems of crystallization process in casting, Technical University – Sofia, 1993.

CASTING OF CARE WHEELS LOW PRESSURE OF AISi7Mg MICRO-FOUNDRY – INTEGRAL PRESENTATION OF THE TECHNOLOGICAL CYCLE

Chi. Ass. Eng. A. Maheva, PhD., Ass. Eng. S. Stanev, PhD., Ass. Prof. Eng. St. Bushev, PhD.,
anna13@abv.bg, serg@ims.bas.bg, stbushev@abv.bg

Bulgarian academy of sciences
Institute of Metal Science, Equipment and Technologies With Hydro- and
Aerodynamics Center „Acad. A. Balevski“
Sofia 1574, 67 „Shipchenski prohod“ blvd. Bulgaria

Abstract: An integral representation of technological parameters of low pressure casting for the production of a car wheel is made. An algorithm and methodology for communication between micro-foundry and material science induced by the change Industry 4.0.

KEYWORDS: ALGORITHM OF INTEGRAL REPRESENTATION OF LOW PRESSURE CASTING TECHNOLOGY; GENERAL METHODOLOGY.

1. Introduction – cast care wheels technology.

Full description in material science imposed by [1] and is on the base of principles [9]:

Processing→Structure→Properties→Performance. (PSPP)

Mechanical properties of the care wheel are shown in Table 1

Table 1: Mechanical characteristics in three casting's zones

Zone	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A5 %	HBW -	DAS μm	LST s	Hμ -
Center	169.0	236.6	3.2	93.6	43.53	82.31	91.5
Ribs	156.0	246.0	5.8	91.2	44.10	85.77	81.3
Bed/ Board	175.5	266.0	8.0	91.4	24.38	14.53	83.5

where: R_{p0,2} – yield limit; R_m – tensile strength; A5 – relative elongation; HBW – Brinell hardness; DAS – grain size; LST – local crystallization time; Hμ – micro-hardness.

The open thermodynamics system (OTS) is shown on Fig.1:

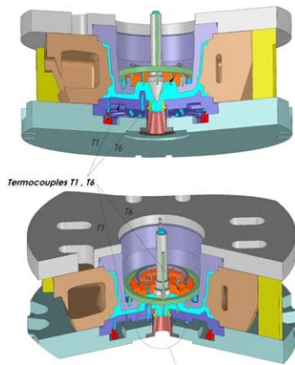


Fig. 1 Mold for low pressure casting of care wheels with control sensors – thermocouples T1 and T6.

Technological parameters measured at the casting of 20 automobile wheels are on Fig.2:

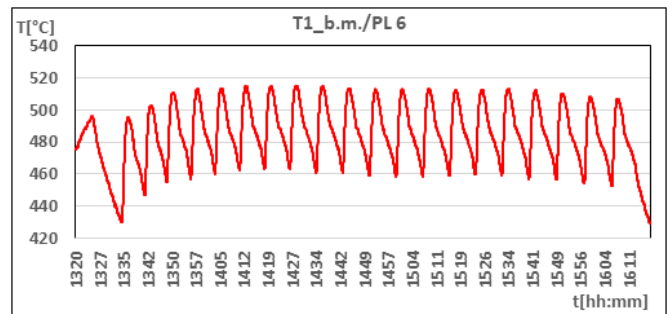
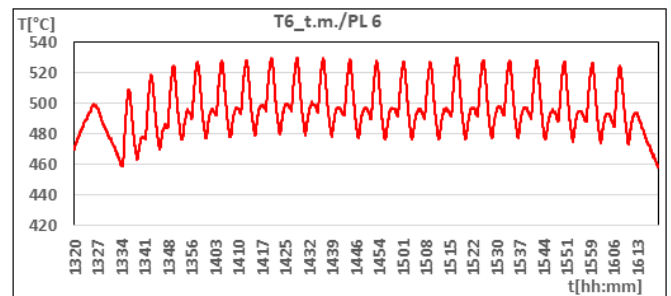
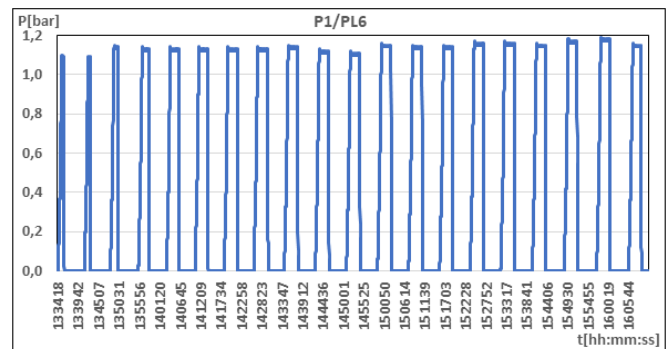
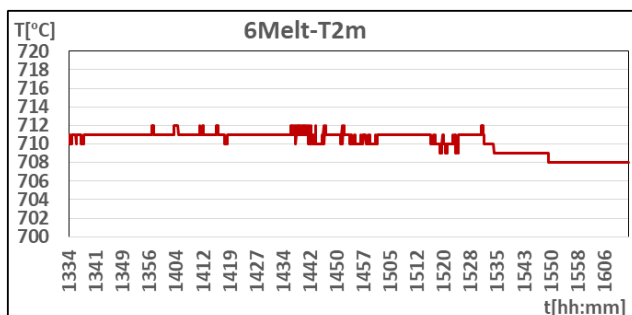


Fig. 2 Technological measured parameters: melt temperature – T_{2m}; gas cycle P1; Thermocouples T6_{t.m.} and T1_{b.m.} (see Fig. 1).

The quality cast according to (PSPP) the final structure of the care wheel is obtained after heat treatment:

- Homogenization – (535 ± 3 °C)/(6 hours), quenching in water (up to 45 ÷ 50 °C) not later of 10 sec after removing from the furnace;
- Aging at room temperature for 10 ÷ 12 hours;
- Artificial aging of (160 ± 3 °C)/(4 hours), cooling at room temperature;

but each of the two technologies of casting and heat-treating itself is subject to the principles (PSPP).

Aim of this paper is integral introduction of technological information to micro-foundry and scientific support in large and small scales.

2. Integral representation – basic information.

Integral representation of the baseline information through the parameters in the previous paragraph: Gas cycle times - P

with temperature control of the mold by the temperatures T1 and T2, which provides maximum communication with a fast response capability. The integral representation of the low pressure casting of a car wheel from an AlSi7Mg alloy is shown in the following Fig. 3:

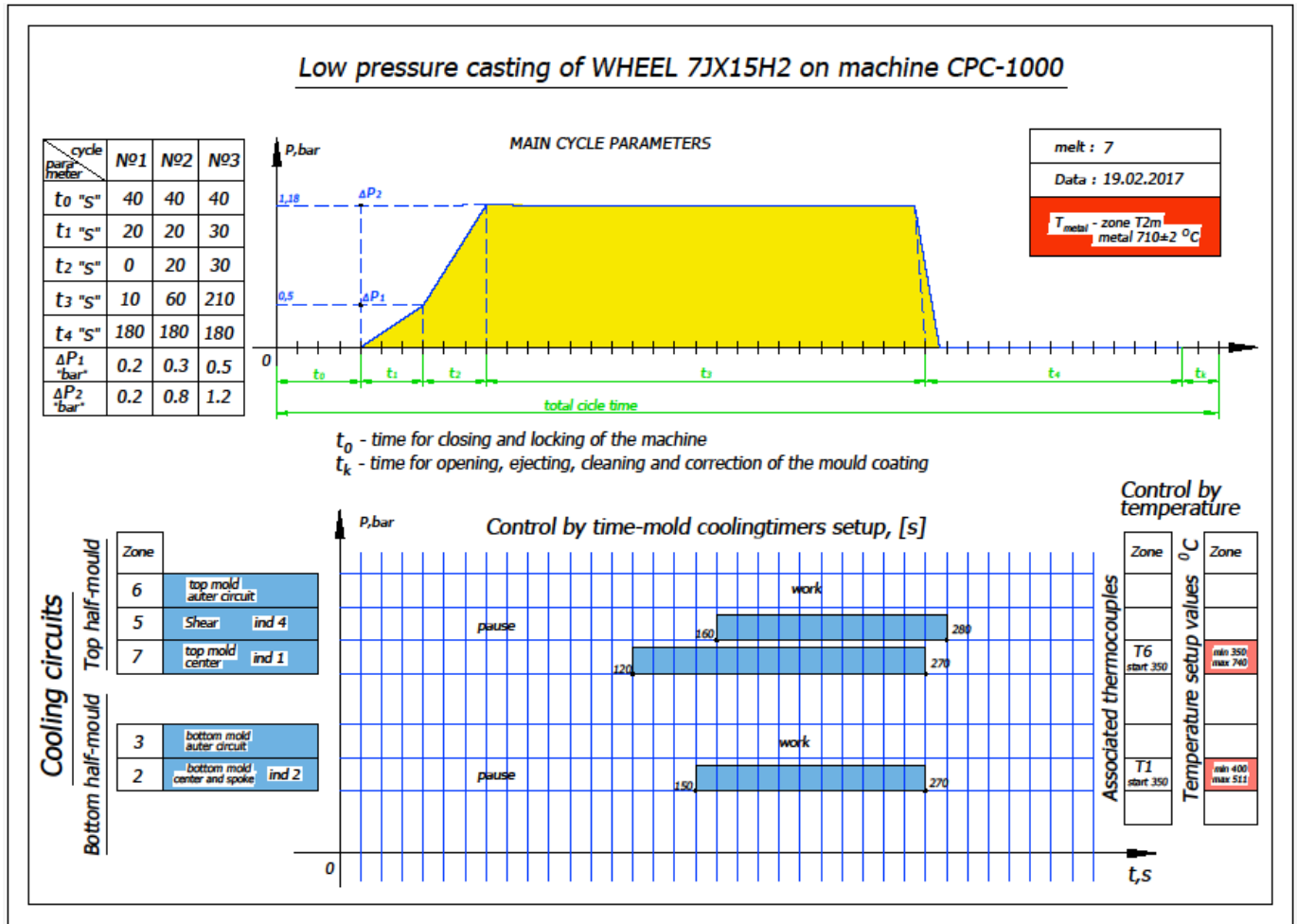


Fig. 3 Integral representation of the basic information of low pressure casting of wheel AlSi7Mg on machine CPC-1000: The gas cycle – t_0, t_1, t_2, t_3, t_4 [s] and $\Delta P_1, \Delta P_2$ [bar]; the cooling circuits; the control by temperature with thermocouples $T6_{start} = 350^\circ\text{C}$ and $[350 \div 740^\circ\text{C}]$, $T1_{start} = 350^\circ\text{C}$ and $[400 \div 511^\circ\text{C}]$.

To estimate tolerances of the above parameters (see Fig. 3), we select the following data for one cycle as follows: 1. Temperature of the molten metal in the furnace of the machine; 2. one machine gas cycle; 3. Temperature upper mold; 4. Temperature of lower mold.

Figure 4 shows two parameters 6Melt-T2m [$^\circ\text{C}$] and P [bar]:

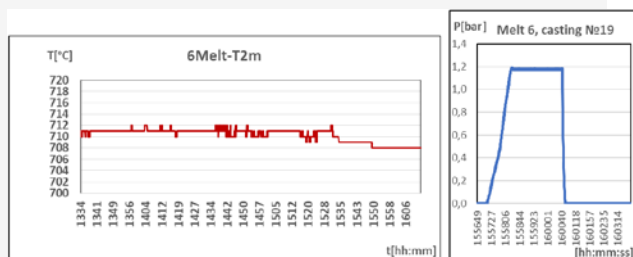


Fig. 4 Furnace of the Low pressure casting machine: Temperature 6Melt-T2m [$^\circ\text{C}$]; the pressure P change of the gas for the production of one casting.

On Fig. 5 are shown the date thermocouples T6 and T1 [$^\circ\text{C}$]:

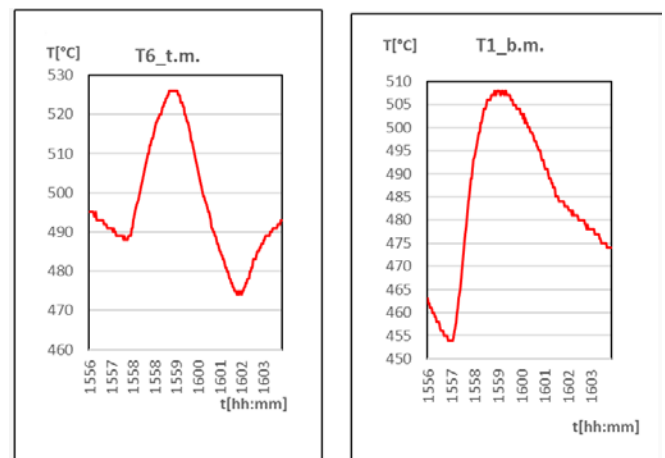


Fig. 5 Time-temperatures curves in mold: T6_t.m. and T2_b.m. [$^\circ\text{C}$].

The base information is: (6Melt-T2m [$^\circ\text{C}$], P [bar] + T6_t.m. and T2_b.m. see above). The data shown (Figures 4 and 5) is a

swirl of an optimized Low pressure casting of care wheel 7JX15H2 in machine CPC-1000.

Optimal casting process we understand casting without defects and with a structure giving the best working properties of each casting. In principle (PSPP), it follows that the ultimate performance requirement is the market and the maximum life of

the vehicle here. The aggregate information in Figure 3 suggests that it integrates into a well-understood scheme as an idea of the basic standard of micro-foundry communication for assessing the fundamental results of material science. Such a scheme is proposed in Fig. 6:

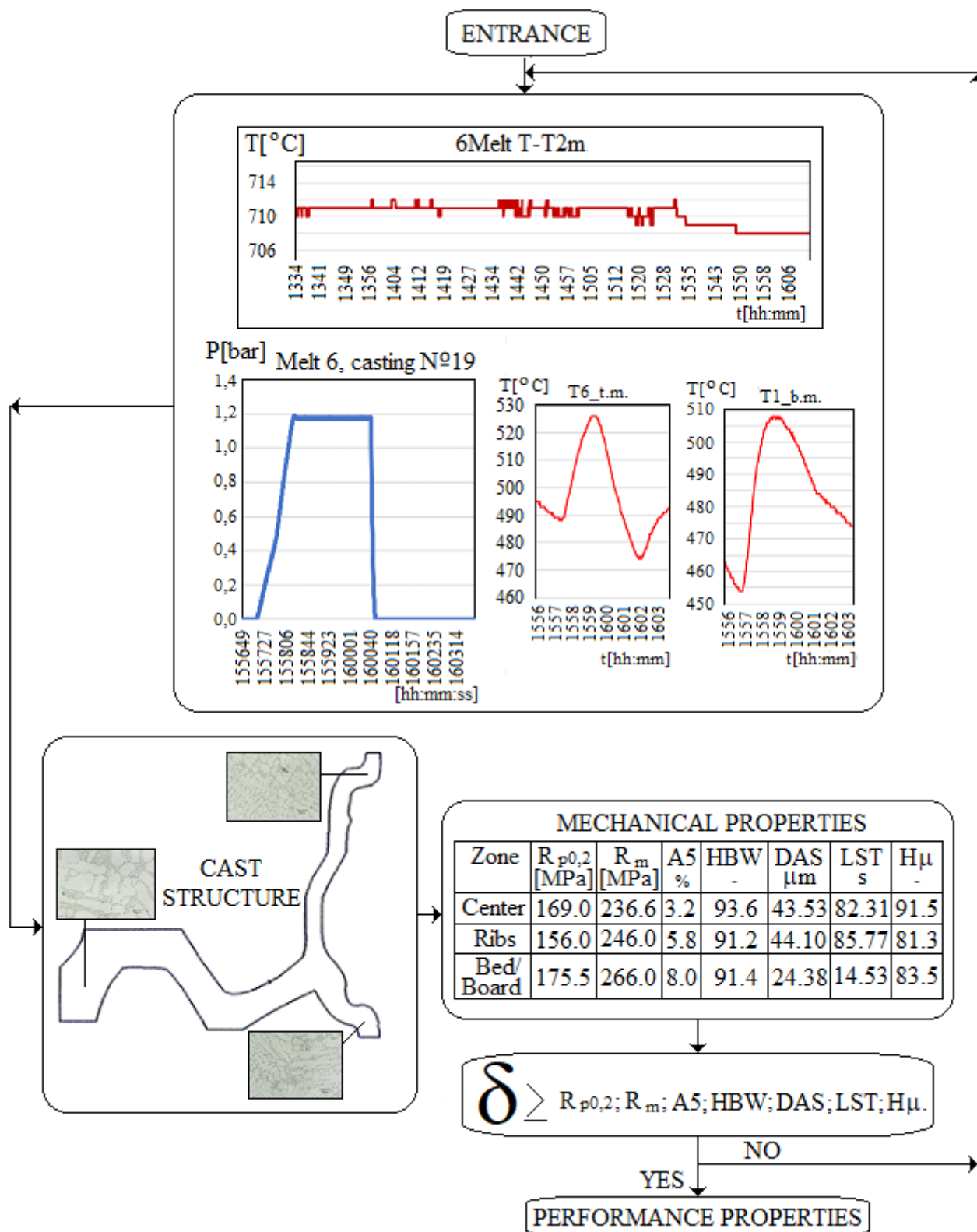


Fig. 6 Standard scheme for communication between micro-foundry and fundamental scientific results and fundamental results of material science. This scheme is a computational algorithm for assessing necessary (new and old) knowledge such as mathematics, mathematical physics; the need to assess future market requirements for castings. Estimates of future requirements are a probabilistic answer to the questions: What structures and working properties are needed for casting materials? Are secondary alloys used without / (or minimal) losses?

3. Materials science in Industry 4.0.

The properties of materials are determined by their structures. A. Balevski's definitions of alloys in article [2] are:

Such a combination of mechanical and technological (and in some cases, physical and chemical) properties, which no pure metal possesses, whatever mechanical and thermal treatment it is subjected to; (A, 1)

Such a combination of mechanical and technological (and in some cases physical and chemical) properties, which does not have any cast of pure metal, regardless of the mechanical and thermal treatments it undergoes. (A, 2)

The structure of metals and alloys is: an ideal crystal lattice, but defects are polycrystalline (grains - diameter, orientation) and carry the working properties (A, 1, 2). (A, 3)

In addition to the phase transitions of first and second order, the processes of hot and turbid elastic and plastic deformation also affect the structure. [2]. S. Vodenicharov makes an important development of the toughness assessment [5]:

Toughness – the ability of the metal structure to resist under impact conditions in the presence of one or several acute overcuts causing stress concentration; **Measure** - the amount of energy needed to destroy a sample body at a given temperature; **Two types:** toughness with cut and toughness against destruction of the monolithic body. A physical model and calculation algorithm for the process of destroying metal structures for very short time intervals is develop in [5].

The material properties will be obtained through design with new knowledge and technology. For this reason, we offer a general methodological approach to phase transitions technology in Material Science of Industry 4.0 on Fig. 7:

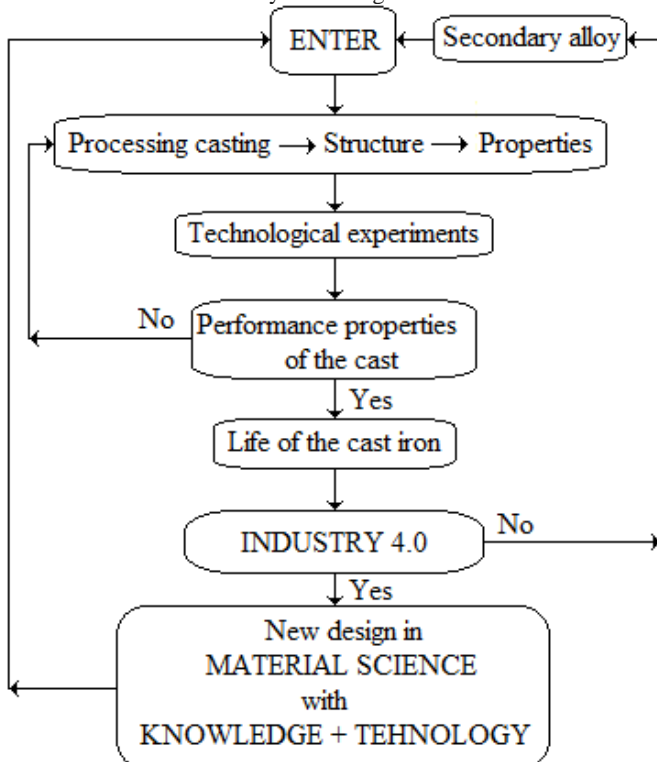


Fig. 7 General methodology to approach the phase transition of first and second order in Material science of Industry 4.0 [1].

Industry 4.0 is great change [1], which is connected with the need for very intensive scientific development of material science and new technologies [12]. The principles of material handling [8] may change (robots), but general principles remain [9]. Electron microscopy is intensively developing [6 and 7].

Metal Science [2] developed with the research of the theory of solidification and crystallization of metals and alloys [4]. The description of phase transitions requires the use of quantum mechanics, for example, the methodological connection between works [2] and work [3]. To day the application of quantum mechanics in material science is essential for understanding and

describing the structure and properties of materials [9]. To create a casting technology, it is necessary to assess the controllability of solidification and crystallization processes [11].

The use of secondary alloys [10] is essential. The use of secondary alloys is likely to become a "metal and alloy circle" based on known and new technologies.

4. Conclusions

The results of technological experiments and the optimal technology for obtaining a cast wheel type are presented. For communication micro-foundry and material science are proposed: a general algorithm for creating a casting technology for low-pressure casting; and a methodology for a common approach to industrial change caused by Industry 4.0.

5. Reference

1. K. Schwab, The fourth industrial revolution, Hermes, Plovdiv, 2016. ISBN 978-954-26-1630-6
2. A. Balevski, Metal Science, „Technics“, Sofia, 1962. (In Bulgarian)
3. M. Borisov, Introduction to solid state physics, part I, Science and art, Sofia, 1977.
4. M. S. Flemings, Solidification processing, Peace, Moscow, 1977. (In Russian)
5. S. Vodenicharov, Dynamic destruction of metal structures, *Bulget Ltd.*, Sofia, 2011. ISBN978-954-92552-3-2
6. G. Z. Gerginova, Z. P. Martinova, Structura na metalite elektronmicoslopsi atlas, „Tehnika“, Sofia, 1995, ISBN954-03-0389-3. (In Bulgarian)
7. C. Kisielowski, B. Freitag, M. Bischoff, H. van Lin, S. Lazar, G. Knippels, P. Tiemeijer, M. van der Stam, S. von Harrach, M. Stekelenburg, M. Haider, S. Uhlemann, H. Müller, P. Hartel, B. Kabius, D. Miller, I. Petrov, E. A. Olson, T. Donchev, E.A. Kenik, A.R. Lupini, J. Bentley, S.J. Pennycook, I.M. Anderson, A.M. Minor, A.K. Schmid, T. Duden, V. Radmilovic, Q.M. Ramasse, M. Watanabe, R. Erni, E.A. Stach, P. Denes, U. Dahmen, Detection of Single Atoms and Buried Defects in Three Dimensions by Aberration-Corrected Electron Microscope with 0.5-Å Information Limit, *Microscopy and Microanalysis* 14, 454–462, 2008. doi: 10.1017/S14319276080809025.
8. Material Handling Institute, *Education•Research•Training Serving•Industry Since 1945*, 8720 Red Oak Blvd., Suite 201, | Charlotte, NC 28217-3992 USA. <https://www.mapquest.com/us/north-carolina/m-h-i-352274470> or www.mhia.org
9. D. William, Jr. Callister, Fundamentals of Materials Science and Engineering, Fifth Edition, an Interactive e • Text, John Wiley & Sons, Inc. New York Chichester Weinheim Brisbane Singapore Toronto, ISBN 0-471-39551-X, Printed in the United States of America 10 9 8 7 6 5 4 3 2 1
10. A. S. Maneva, Thesis of PhD Investigating the structure and properties of castings from sub-eutectic aluminum alloys depending on the ratio of primary and secondary, Bulgarian academy sciences, Institute of metal science equipment and technologies with center of hydro- and aerodynamics, Sofia, 2013. (In Bulgarian)
11. S. Bushev, Thesis of PhD Controllability problems of crystallization process in casting, Technical University – Sofia, 1993.
12. S. Bushev, Knowledge Transfer Industry 4, *International Scientific Journal, Industry 4.0*, No 4, p. 51-54, Year 1, ISSUE 1/2016. ISSN (PRINT) 2543-8582

ВЛИЯНИЕ НА КОЛИЧЕСТВОТО КАРБИДНА ФАЗА И ВИДА НА ТЕРМИЧНАТА ОБРАБОТКА ВЪРХУ МЕХАНИЧНИТЕ СВОЙСТВА НА КАРБИДО-БЕЙНИТНИ СФЕРОГРАФИТНИ ЧУГУНИ

гл. ас. д-р Владимир Тодоров¹, инж. Милен Свиленов² доц. д-р Георги Рашев³,
катедра “Машиностроителна техника и технологии” ТУ-Габрово^{1,3}, България
“Осъм” АД - Ловеч², България

Abstract: Целта на настоящето изследване е да се установи влиянието на карбидната фаза и температурата на изотермично закаляване върху механичните свойства на карбидо-бейнитни сферографитни чугуни. Изследванията са проведени върху две групи чугуни: изотермично закалени при 300°, със структура долен бейнит и 400°, със структура горен бейнит. Определяни са: якостта на опън, границата на провлачване, относителното удължение, ударната жилавост и твърдостта.

KEYWORDS: CARBIDIC AUSTEMPERED DUCTILE IRON, MECHANICAL PROPERTIES, HEAT TREATMENT.

1. Въведение

Съчетаването на отлични леярски свойства с висок комплекс от механични характеристики, непрекъснато поддържат повишен интерес към чугуните със сфероидален графит (ЧСГ) [1].

С внедряването на изотермично закалените сферографитни чугуни (ADI) в практиката са постигнати стойности за якостния комплекс, които конкурират успешно по-голяма част от кованите въглеродни и нисколегирани стомани [2]. Оптималната комбинация от високовъглероден аустенит и бейнитен ферит гарантират отлични механични свойства на този вид чугуни.

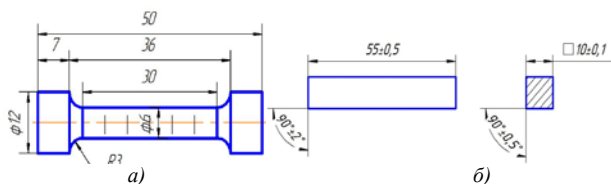
Друга разновидност на бейнитните сферографитни чугуни са т. наречените „карбидо-бейнитни“ ЧСГ (Carbide Austempered Ductile Iron - CAD). Крайната структура на CAD се формира в резултат на изотермично закаляване в бейнитната област на съдържащи лята карбидна фаза ЧСГ. Фиксира се бейнито-аустенитна метална матрица, съдържаща известно количество карбидна фаза и сферични графитни включвания. В сравнение с ADI тези чугуни притежават висока износостойчивост, за сметка на понижените удължение и жилавост [2,3,4].

Проведените изследвания в областта на CAD показват, че крайният комплекс от свойства се влияят силно от структуропрменящите фактори: температура на изотермично закаляване, време на задържане при тази температура и количество на карбидната фаза [5,6].

Цел на настоящата статия е да се изследва влиянието на количеството карбидната фаза и температурата на изотермично закаляване върху комплекса от механични свойства на CAD.

2. Изложение

За изследване влиянието на количеството на карбидната фаза и условията на изотермично закаляване върху механичните свойства на карбидо-бейнитните сферографитни чугуни, са отляти четири състава чугуни. Съдържание на карбидна фаза варира от 0 до 27%. Проведени са изпитания върху стандартни пробни тела (фиг.1). Определяни са якостните характеристики: якост на опън - Rm, граница на провлачване - Rp0.2, твърдост - HV, относително удължение - A5 и ударна жилавост - KC.



Фиг.1 Размери на пробни тела за изпитване якостта на опън - а и ударната жилавост - б

Изследванията са проведени за двете изотерми на изотермично закаляване – 300°C, с време на задържане 90min и 400°C, с времена на задържане 60 min, осигуряващи две групи бейнитни сферографитни чугуни; чугуни с горнобейнитна и долнобейнитна структура на металната основа.

Получената структура след изотермично закаляване на ЧСГ при 300°C е долнобейнитна. В този температурен интервал чугуните притежават високи якостни показатели, за сметка на понижените пластични. Характерно за тази изотермата е че бейнитният ферит е в значително по-висока степен преситен с въглерод, в сравнение с равновесното съдържание, което осигурява на сферографитния чугун висока якост и твърдост, при сравнително ниски относително удължение и жилавост. Удължението достига до около 5%, за без карбидния състав. Наличието на карбидна фаза в структурата на бейнитния ЧСГ води до значителна промяна на якостния комплекс.

Изследванията показват, че якостта се понижава приблизително два пъти с нарастване количеството на карбидната фаза, за сметка на повишаване на твърдостта. Последната е нараснала от 433 HV до 574 HV, за състава с 27% карбидна фаза – таблица 5. По-чувствително е понижението на относителното удължение: от 4,5% за състава не съдържащ карбиди, до 0,8% за състава с 27% карбиди. Изменението на ударната жилавост за двата състава е от приблизително 100 J/cm² на 5 J/cm² – таблица 4.

Резултатите от проведените изследвания са посочени в таблици 1 - 5 и на фигури от 1 до 5.

Таблица 1. Влияние на количеството на карбидната фаза върху якостта на опън на CAD, изотермично закален при 300°C

Тиз., °C	Състав №	Карбидна фаза, %	Якост на опън, Rm, МПа
300	1	0	1430
	2	9	930
	3	18	750
	4	27	690

Таблица 2. Влияние на количеството на карбидната фаза върху границата на провлачване на CAD, изотермично закален при 300°C

Тиз., °C	Състав №	Карбидна фаза, %	Граница на провлачване, Rp0.2, МПа
300	1	0	1265
	2	9	780
	3	18	726
	4	27	680

Таблица 3. Влияние на количеството на карбидната фаза върху относителното удължение на CAD, изотермично закален при 300°C

Тиз., °C	Състав №	Карбидна фаза, %	Относително удължение, A5, %
300	1	0	4.5
	2	9	1.5
	3	18	0.8
	4	27	0.5

300	1	0		4,5
	2	9		2
	3	18		1,3
	4	27		0,8

Таблица 4. Влияние на количеството на карбидната фаза върху ударната жилавост на CADI, изотермично закален при 300°C

Тиз., °C	Състав №	Карбидна фаза, %	Ударна жилавост, КС, J/cm ²
300	1	0	100,65
	2	9	19,57
	3	18	8,42
	4	27	5,25

Таблица 5. Влияние на количеството на карбидната фаза върху твърдостта на CADI, изотермично закален при 300°C

Тиз., °C	Състав №	Карбидна фаза, %	Твърдост, HV, kgf/mm ²
300	1	0	433
	2	9	481
	3	18	505
	4	27	574

Характерно за сферографитните чугуни закалени в горнобейнитния температурен интервал 400°C, е високата им жилавост. Относителното удължение на тази група материали достига до 10 - 15%. Този комплекс се осигурява от свободна от карбиди и крехки фази – бейнито-аустенитна метална матрица.

Наличието на карбидна фаза, каквато притежават карбидо-бейнитните сферографитни чугуни (CADI), променя рязко якостния комплекс. Особено чувствителни в това отношение се явяват пластичните характеристики – относително удължение и ударна жилавост.

Резултатите от влиянието на количеството на карбидната фаза върху механичните характеристики на CADI, изотермично закалени при 400°C, са показани в таблици 6 до 10 и на фигури 1-5.

Таблица 6. Влияние на количеството на карбидната фаза върху якостта на опън на CADI, изотермично закален при 400°C

Тиз., °C	Състав №	Карбидна фаза, %	Якост на опън, Rm, МПа
400	1	0	969
	2	9	810
	3	18	699
	4	27	590

Таблица 7. Влияние на количеството на карбидната фаза върху границата на провлачване на CADI, изотермично закален при 400°C

Тиз., °C	Състав №	Карбидна фаза, %	Граница на провлачване, Rp0.2, МПа
400	1	0	760
	2	9	650
	3	18	630
	4	27	495

Таблица 8. Влияние на количеството на карбидната фаза върху относителното удължение на CADI, изотермично закален при 400°C

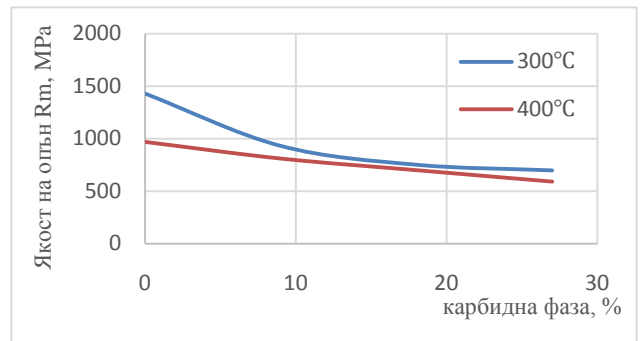
Тиз., °C	Състав №	Карбидна фаза, %	Относително удължение, A ₅ , %
400	1	0	11,8
	2	9	7
	3	18	4,2
	4	27	2,6

Таблица 9. Влияние на количеството на карбидната фаза върху ударната жилавост на CADI, изотермично закален при 400°C

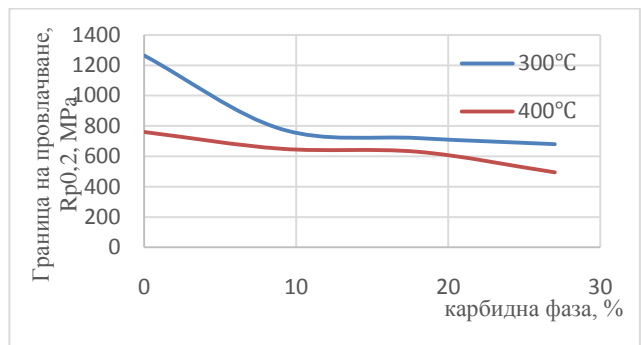
Тиз., °C	Състав №	Карбидна фаза, %	Ударна жилавост, КС, J/cm ²
400	1	0	152
	2	9	25,4
	3	18	14,6
	4	27	9,6

Таблица 10. Влияние на количеството на карбидната фаза върху твърдостта на CADI, изотермично закален при 400°C

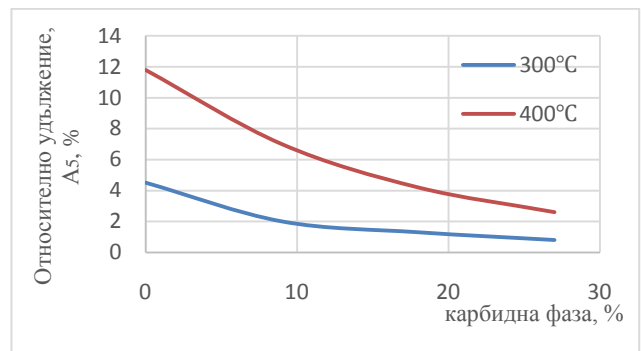
Тиз., °C	Състав №	Карбидна фаза, %	Твърдост, HV, kgf/mm ²
400	1	0	396
	2	9	442
	3	18	462
	4	27	496



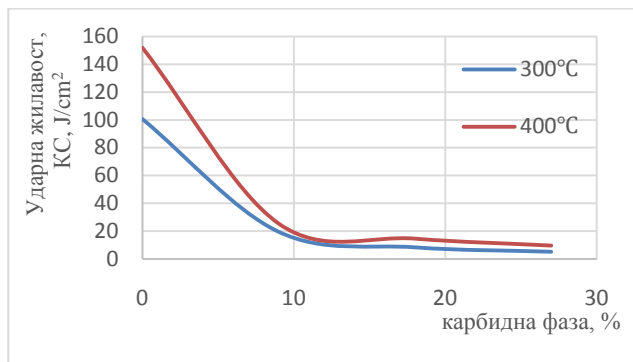
Фиг. 1. Влияние на количеството карбидна фаза върху якостта на опън



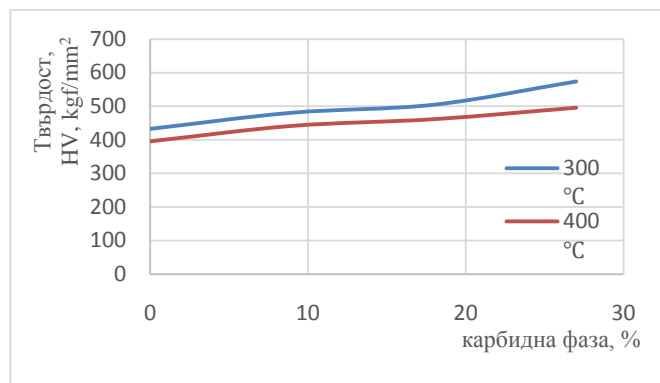
Фиг. 2. Влияние на количеството карбидна фаза върху границата на провлачване



Фиг. 3. Влияние на количеството карбидна фаза върху относителното удължение



Фиг. 4. Влияние на количеството карбидна фаза върху ударната жилавост



Фиг. 5. Влияние на количеството карбидна фаза върху твърдостта

3. Изводи

Установено е влиянието на количеството карбидна фаза до 27%, върху якостния комплекс на карбидо-бейнитен сферографитен чугун, при две температури на изотермично закаляване: 300 и 400°C.

С промяна на количеството на карбидната фаза, якостните характеристики на CADI се изменят съществено. С нарастване процентното ѝ съдържание се понижава целия якостен комплекс. Понижават се якостта на опън, граница на провлачване, относителното удължение и ударната жилавост, единствено се увеличава твърдостта. Особено чувствително на наличието на карбидна фаза са характеристиките – удължение и жилавост.

Изменението за двете изотерми е както следва:

- При температура на изотермично закаляване 400°C :

Якостта намалява от 969MPa, за състава без карбидна фаза, на 590MPa при 27% карбидна фаза. По-чувствително е изменението на пластичните характеристики ударна жилавост и относително удължение. Удължението се понижава от приблизително 12% за изходния състав до 2,6%, а ударната жилавост от 152 J/cm² на 9,6 J/cm², за състава с 27% карбиди.

- При температура на изотермично закаляване 300°C :

Якостта намалява от 1430MPa, за състава без карбидна фаза, на 696MPa при 27% карбидна фаза. Удължението се понижава от 4,5% до 0,8%, а ударната жилавост от приблизително 100 J/cm² на 5,25 J/cm².

4. Литература

[1] Рашев Г., Тодоров В., 2008. Сферографитни чугуни - нови възможности. Международна научна конференция „Унитех'08”, Габрово, 21-22 ноември, в.П, стр. 190-194.

[2] В. Тодоров, 2016. Бейнитни сферографитни чугуни - възможности и проблеми. „Металоеене 2016”, 13-15 април 2016, Плевен, Научни известия на научно-технически съюз по машиностроене, година XXIV, април 2016, стр. 65-68

[3] В. Тодоров, Г. Дунчева, М. Атанасова, Г. Рашев, 2016. Моделиране, изследване и оптимизиране на износостойчивостта на карбидо-бейнитни чугуни при абразивно износване и сухо триене. „Известия” на ТУ-Габрово, бр.53, (2016).

[4] www.aditreatments.com/wp-content/uploads/2011/10/FTJ-March-06-p58-59.pdf

[5] Vaško A., 2012. Microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron. International Journal Of Engineering. X, 1584 – 2665

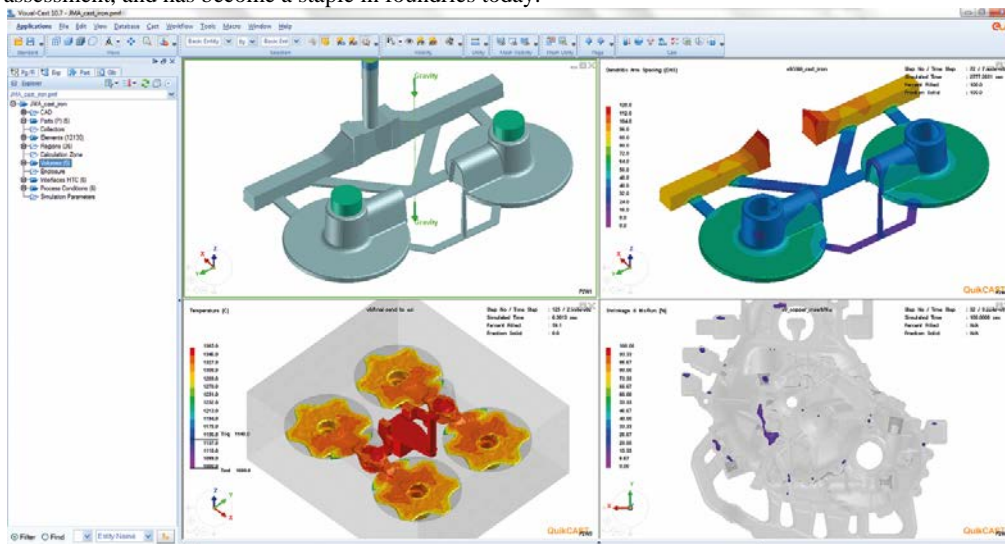
[6] Peng Yun-Cheng, Jin Hui-Jin, Liu Jin-Hai, Li Guo-Lu., 2012. Influence of cooling rate on the microstructure and properties of a new wear resistant carbidic austempered ductile iron (CADI). Journals of Materials characterization, Vol. 7, 53– 58.

ESI PROCAST - POWERFUL AND PRECISE VIRTUAL OPTIMIZATION TOOL FOR ALL CASTING TECHNOLOGY

Vlastimil Kolda
MECAS ESI s.r.o., Plzeň, Czech Republic

ESI's Casting Simulation Suite, ProCAST, provides a complete set of solutions for the foundry industry. An advanced tool which is the result of more than 25 years of collaboration with major industrial partners and academic institutions across the world, ProCAST offers an extensive suite of modules and foundry tools to meet today's challenging industrial requirements. Based on the powerful Finite Element Technology, ProCAST enables predictive evaluations of the entire casting process, including filling and solidification defects, mechanical properties and complex part distortion. It enables rapid visualization of effects of design changes and provides a basis for correct decision-making, from the earliest stages of the manufacturing process. ProCAST enables the modeling of all casting processes for all castable alloys, and also addresses other foundry relevant manufacturing process like core blowing & heat treatment. ProCAST solvers, fast and efficient solutions to address the basic of any casting process - filling, solidification, porosity prediction - are available in the ProCAST environment. Optimization Solvers & Die Design Tools complete the ProCAST suite and are all offered under one single graphical user interface, Visual-Environment, aided by standard & intuitive workflows. ESI's Casting Simulation Suite has proven to be an indispensable tool for foundries to validate decisions during prototyping, improve yield, and reduce manufacturing cost.

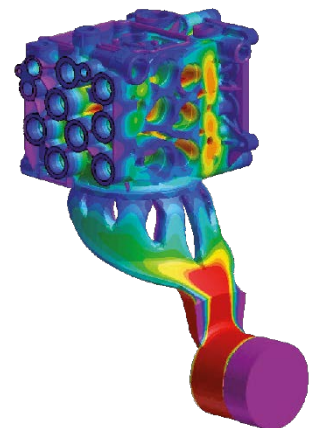
Originally created in 1985 by foundry professionals from Aluminum Pechiney, ESI's QuikCAST is today fully integrated into ESI's ProCAST and available in the Visual-Environment. ESI's ProCAST meets industrial needs delivering rapid and realistic predictions, allowing foundrymen the ability to simulate the entire casting process from filling to solidification, including defects prediction. Air back pressure, filters, mold roughness, thermal exchanges, die coatings and gravity are accounted for to accurately simulate most casting processes ranging from sand to gravity, high and low pressure die casting, for all kinds of castable alloys. Its validated technology is based on powerful solvers with efficient self-correction features which result in comprehensive, realistic results without mesh dependence. ESI's ProCAST has proven to be an indispensable tool in the foundry. It is also used at an early stage for mold and process development for cast part quality assessment, and has become a staple in foundries today.



Gravity casting done by ProCAST

Most gravity casting processes, including sand mold, permanent mold and tilt pouring, can be quickly modeled with ESI's ProCAST. Exothermic sleeves, chills and filters (porous or extruded foam filters) are easily and automatically set up according to the process parameters. The embedded thermodynamic database in VisualCAST offers graphite precipitation, thereby accurately predicting the shrinkage porosity, taking into account the expansion of cast irons. Misrun, Gate balancing, Thermal Modulus and Hot Spots results can be visualized to validate the size and the position of the risers. With the use of ESI's ProCAST you can easily simulate gravity die casting including tilt pouring processes and can freely define the axis and velocity of rotation.

The key to success in a Sand Casting foundry is the optimization of the gating system and eliminating the risk of shrinkage porosity. ESI's ProCAST allows comprehensive modeling of any sand casting process, including the high pressure molding lines, and allows users to study effects of feeder locations, filters, chills, insulation & exothermic sleeves on the casting process and quality. Different aspects, including filling, solidification & residual stresses can also be studied. The standard porosity model of ProCAST also accounts for the effect of expansion of cast iron during solidification and mold rigidity which allows or restricts this expansion. A more comprehensive approach consists of running coupled, thermal microstructure and porosity calculations, including inoculation. The microstructure solver computes the evolution of different phases and predicts local density variations which provide more realistic porosity results. Specific microstructure models exist for different cast irons: GI, SGI, CGI and Ni-Resist.



Low & High-Pressure Die Casting done by ProCAST

ESI's ProCAST has a complete set of dedicated tools to model the low pressure die casting process. During solidification simulation, the evolution of the solid fraction is calculated and used to predict shrinkage locations. Air back pressure calculations together with appropriate user-defined pressure conditions allow the simulation of vacuum casting processes.

ESI's ProCAST allows you to perfectly simulate the piston displacement during the first phase injection as well as its influence on porosities during the third phase. Visual-CAST allows the definition of the mold cycling sequence, cooling and heating devices through specific menus of the user interface, allowing faster pre-processing times. Advanced post-processing features, like particle tracing, are available to facilitate visualizing the metal flow.

Allows for the reproduction of shop floor conditions by performing several production cycles to obtain steady state die temperatures and thereby study filling, solidification, intensification pressure effect, cooling channel design & process parameters optimization. Vacuum process, gas porosity - due to undissolved hydrogen, stresses in casting, stress release on die removal & part ejection and die life can all be predicted in order to reduce manufacturing costs and assess in-service part performance. Specific needs including squeeze, semi-solid materials, shot sleeve modeling for cold chamber, goose neck modeling for hot chamber machines and riser tube modeling in low pressure die castings can be achieved.

Investment Casting & Shell Molding done by ProCAST

ProCAST is able to automatically generate a mesh representing the shell mold suitable for Investment Castings & Shell Molding processes. Furthermore, it has dedicated features to address the specific needs of investment casting foundries like allowing for non-uniform shell thickness to be blended and multiple shell layers to be created. Also, radiation with view factors, including shadowing effects, which are critical for high temperature alloys, are taken into account.



Additional processes

ProCast provides a complete solution for continuous and semi-continuous casting process. The software can simulate steady-state conditions as well as the initial and final stages of continuous casting process.

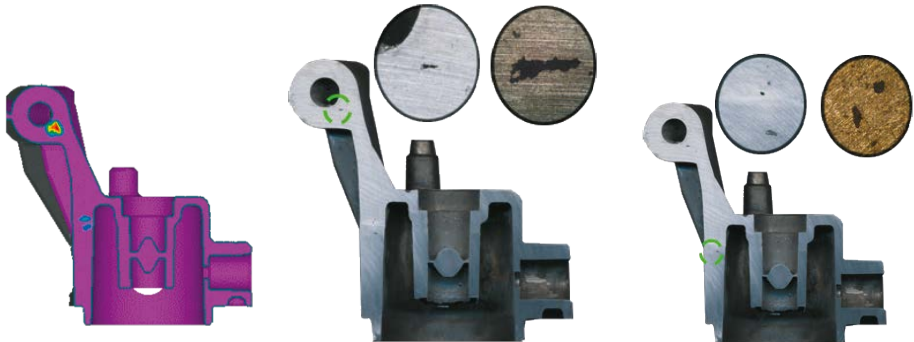
ProCAST is also capable to model vertical centrifugal castings, including the effect of these forces on porosity prediction.

ProCAST includes all the required features to take into account the effects of liquid metal and foam interaction during a lost foam casting process.

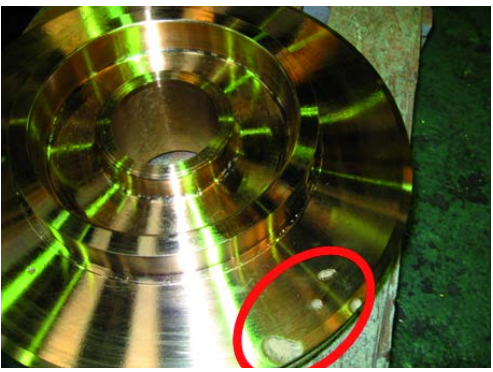
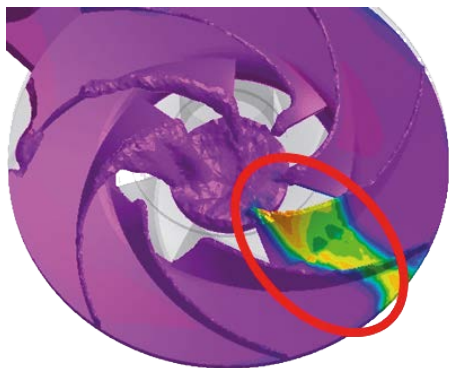
One can find here also specific features for simulation of semi-solid modeling and core blowing module, which predicts blowing and gassing defects including incomplete fills, low compaction and poorly hardened areas.

Designed by foundry experts to solve foundry problems

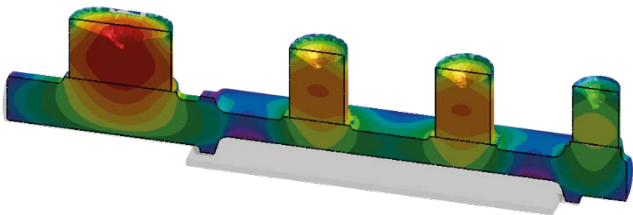
You can solve with ProCAST issues that could occur in the casting processes. Some critical processing conditions such as cold mold, slow filling, and low casting temperature can lead to problems during filling. The fully coupled thermal and flow computation enables the designer to assess the temperature drop of the melt during mold filling. Premature solidification adversely influences flow behavior: by capturing these phenomena, ESI's ProCAST also predicts when and where incomplete filling or cold shuts may occur. The necessary design changes can be tested and validated, at very low cost, directly on the computer. Next to this cold shuts and misruns ProCAST provides a dedicated module to model gas porosity by accurately computing interdendritic shrinkage and accounting for gas content.



Also among very often and intensive foundry problems occur air bubbles, or oxide layers, trapped in areas where fluid flow is restricted may locally weaken the component in service. Turbulence during filling may lead to inclusions. These defects can be precisely analyzed in software which helps designers optimize their gating system and better position the vents & flow offs. ProCAST provides useful qualitative criteria like age, length and colored flow to help design & balance the running system, like in the case of multiple ingates. Thermal modulus is a useful output to redesign the feeding system.



The simulation can uniquely couple thermal, flow and stress calculations. The full analysis is performed simultaneously on the same mesh. Therefore, you can investigate the thermal shock on the tooling during mold filling as well as the influence of gap formation between the casting and the mold during solidification. Hot tears, plastic deformations, residual stresses and distortions are some of the issues which are being tested by our customers.



What actually does Optimization Mean for Casting?

The answer could be as simple as that – with the optimization you can drive the best design and process conditions and therefore reach the optimal manufacturing conditions and product quality. Not mentioning that obviously to get the right process the first time saves you not only the time but as well the money. Numerical software runs an automated trial and error approach instead of real physical test. Then the computer performs the best chosen trials and makes decisions to improve process conditions and materials properties. This is all based on user-defined goals. Visual-Environment, which is fully integrated with ProCAST and allows interoperability and chaining between casting software and other simulation disciplines, provides a set of guided work flows so that users can set-up these computer trials with ease. Several types of calculations can be set to drive the manufacturing decisions, such as Design of Experiment, Optimization, Process Robustness and Inverse Modeling.

Design of Experiment allows users to identify the sensitivity of the most influential process variables (e.g. increasing the shell temperature vs. adding insulation wrap). It also allows users an opportunity to compare these influential variables to the economical (e.g. energy costs for maintaining higher melt temperatures could be more than production losses) and manufacturable aspects (e.g. creating a specific tool for feeding could be difficult) during production. This output could also be used to determine the optimization goals, in-line with the known production constraints of a foundry.

With the design optimization you can automatically find the best design for example for riser locations & dimensions, chill locations, ingate positions or runner dimensions. As far as process optimization the software finds the best process variables such as pouring temperature, pouring rate or die temperature.

