МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ УКРАЇНСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ НАУКИ І ТЕХНОЛОГІЙ

Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису

СЕМЕНОВ ОЛЕКСАНДР ДМИТРОВИЧ

УДК 621.74.04:621.746.6

ДИСЕРТАЦІЯ

ВСТАНОВЛЕННЯ КІНЕТИКИ ФОРМУВАННЯ РІДКО-ТВЕРДОЇ ТА ТВЕРДО-РІДКОЇ ЗОН У ВИЛИВКАХ ІЗ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ ТА РОЗРІДЖЕННЯ В ТЕПЛОВИХ ВУЗЛАХ ВИЛИВКІВ

Спеціальність 136 – Металургія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело.

О.Д. Семенов

Науковий керівник: Куцова Валентина Зіновіївна, доктор технічних наук, професор

Іванова Людмила Харитонівна, доктор технічних наук, професор

Дніпро – 2023

АНОТАЦІЯ

Семенов О. Д. Встановлення кінетики формування рідко-твердої та твердо-рідкої зон у виливках із залізовуглецевих сплавів та розрідження в теплових вузлах виливків. - Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 136 – Металургія. – Український державний університет науки та технологій, Дніпро, 2023.

У дисертації узагальнено теоретичні уявлення процесів формування виливків і керування процесами їх затвердіння у рамках рішення науковотехнічної задачі встановлення кінетики твердіння фронтів виливання, солідус і ліквідус по товщині виливків із залізовуглецевих сплавів, що охолоджуються в кокілі і виливниці, розробки режимів впливу на твердіння металу в рідкотвердій зоні виливків, встановлення причин появи ливарного дефекту «утяжина» і розробленні рекомендацій його попередження.

Побудовані криві тривалості твердіння для фронтів виливання рідкого залишку металу, ліквідус та солідус в координатах відносної товщини затверділого шару металу x/R і параметричного критерію τ/R^2 для Fe-C сплавів з вмістом вуглецю 0,04...4,83%, розраховано кінетику фронтів твердіння для сталевих виливків, що містять вуглець 0,15%, 0,20%, 0,25%, 0,30%, 0,45%, 0,55%, 0,80%, 1,2%, 1,8%. Отримані результати дозволяють скоротити час находження виливків у чавунних кокілях та виливницях, збільшити зворотність кокільно-опокового оснащення, встановити час безпечного переміщення виливниці зі злитком з кесону до ділянки охолодження або вибивання виливка і переміщення його в термічну піч для реалізації технології гарячого посаду. Наведено приклади використання результатів роботи науковцями і технологами в ливарних цехах.

Встановлення границі виливання для сплавів Fe–C дозволяє реалізувати виробництво виливків і злитків за технологією, у якій: після твердіння

заданого робочого шару металу на виливниці, розраховується необхідна кількість модифікатора або розкислювача для введення в осьову частину виливка, яка ще не затверділа. Поступове розплавлення цих хімічних сполук забезпечить плавну зміну макро- і мікроструктури між робочим шаром і осьовою зоною.

Для розроблення режимів впливу на твердіння металу в осьовій зоні виливка запропоновано використати отримані в роботі результати про положення границі виливання, що більш точне, ніж за розрахунками по границі солідус. Обумовлено це відсутністю живлення усадки з центру виливка в зону мікроскопічних переміщень. Тому введення в осьову зону виливка модифікатора необхідно розраховувати по масі рідкої ділянки та рідко-твердої частини виливка.

Отримані за експериментальними дослідженнями розрахунки кінетики просування фронтів твердіння ліквідус, солідус і виливання рідкого металу від поверхні до центру виливків доцільно використовувати для оцінки точності комп'ютерного моделювання процесів твердіння сплавів Fe-C і подальшої адаптації математичних моделей завдяки корегуванню теплофізичних коефіцієнтів для металу виливків і матеріалу ливарної форми.

Розроблено методику розрахунку маси рідкої та рідко-твердої частини в чавунних прокатних валках різних розмірів після твердіння робочого шару на кокілі, що забезпечило введення в осьову зону виливків графітизуючого модифікатора (алюмінію). Практичне випробовування розробки при литті валка з чорновою масою 1619 кг в умовах ливарного цеху підтверджує доцільність розрахунку робочого шару по границі виливання у порівнянні з оцінкою формування робочого шару по температурі солідус, що раніше використовували. Також удосконалено процес розплавлення алюмінію і його розподіл по висоті валка за рахунок обертання електричним двигуном алюмінію і його переміщення відцентровими силами до фронту твердіння бочки і шийок прокатного валка. Перспективним напрямком подальшого розвитку отриманих результатів є розробка нових способів виготовлення чавунних виливків за рахунок фізичного, хімічного і механічного впливу на двофазову зону, розкислення і легування рідкої та рідко-твердої зон виливків в процесі твердіння для підвищення їх фізико-механічних і експлуатаційних властивостей.

Експериментально встановлено, що причиною виникнення ливарного дефекту «утяжина» є формування в масивних частинах виливків теплових вузлів, з центру яких розплав фільтрується для живлення усадки на всі найближчі поверхні виливка. При переміщенні розплаву з теплового вузла в його центрі утворюються усадкова раковина та розрідження. Тому атмосферний тиск спричиняє втягування і викривлення шару металу, що твердіє, на частині поверхні виливка з меншою міцністю. Розроблено пристрій для вимірювання розрідження в усадковій раковині, який засновано використанні голки медичної спинальної із неіржавіючої сталі, на встановлено кінетику утворення розрідження в усадковій раковині виливка у формі куля діаметром 120 мм та процес твердіння центру кулі у піщаноглинистій формі. Відповідно отриманим експериментальним результатам запропоновано провести корегування визначення ливарного дефекту «утяжина» в ДСТУ 9051:2020 (Виливки з чавуну і сталі. Дефекти. Терміни та визначення), що підтверджено актом від 24.04.2023 р. Технічного комітету стандартизації 177 «Ливарне виробництво» про прийняття к впровадженню.

Реалізацію виконаних досліджень проведено на прикладі виготовлення художнього виливку "Буйвол". Розрідження, що виникає в центрі теплового вузлу, усунули за рахунок переміщення атмосферного повітря по тонкій трубчастій голці із аустенітної нержавіючої сталі, яка використовується для медичних ін'єкцій. Голку із зовнішнім діаметром 0,80 мм і отвором діаметром 0,49 мм встановлювали одним кінцем в центрі термічного вузлу потовщеної частини виливка, а другим – в ливарній формі з боку не робочої поверхні, яка недоступна для огляду і не порушує естетичний вид художнього виливку. Нова литникова система без масивного живильника, який раніше підводили в тепловий вузол, дозволила усунути усадкові дефекти на зовнішній поверхні, зменшити витрати на литникову систему, карбування поверхні в місці з'єднання живильника з художнім виливком, уникнути формування утяжини.

В роботі вперше встановлені причини появи ливарного дефекту «утяжина», розроблені рекомендації для його попередження, які захищені патентом України № 127278 «Спосіб усунення утяжин у виливках з потовщеними частинами стінки».

Ключові слова: виливок, твердіння, кінетика, модифікування, рідкотверда зона, утяжина

SUMMARY

Semenov O.D. Establishing the kinetics of the formation of liquid-solid and solid-liquid zones in castings from iron-carbon alloys and rarefaction in thermal nodes of castings. - Qualifying scientific work on manuscript rights.

Dissertation for obtaining the scientific degree of Doctor of Philosophy in specialty 136 - Metallurgy. – Ukrainian State University of Science and Technology, Dnipro, 2023.

The dissertation summarizes the theoretical concepts of the processes of forming castings and controlling their solidification processes within the framework of solving the scientific and technical problem of establishing the kinetics of solidification of the casting fronts, solidus and liquidus along the thickness of castings made of iron-carbon alloys cooled in the mold and the mold, the development of modes of influence on metal hardening in liquid-solid zone of castings, establishing the causes of the "shrinkage depression" casting defect and developing recommendations for its prevention.

Curves of the duration of solidification are constructed for the fronts of pouring of the liquid metal residue, liquidus and solidus in the coordinates of the relative thickness of the solidified metal layer x/R and the parametric criterion τ/R^2 for Fe-C alloys with a carbon content of 0.04...4.83% were plotted, the kinetics of the fronts were calculated forsolidification of steel castings containing carbon 0.15%, 0.20%, 0.25%, 0.30%, 0.45%, 0.55%, 0.80%, 1.2%, 1.8%. The obtained results make it possible to reduce the time of finding castings in cast iron molds and foundries, to increase the reversibility of the mold and shell equipment, establish the time of safe movement of the foundry with the ingot from the caisson to the area of cooling or knocking out the casting and moving it to the thermal furnace for the implementation of the hot position technology. Examples of the use of the results of work by scientists and technologists in foundries are given.

Setting the pouring boundary for Fe–C alloys allows the production of ingots using a technology in which: after solidification of the given working layer of the metal on the casting, the necessary amount of modifier or deoxidizer is calculated for introduction into the axial part of the casting, which has not yet solidified. The gradual melting of these chemical compounds will ensure a smooth change of the macro- and microstructure between the working layer and the axial zone.

It is proposed to use the results obtained in the work on the position of the casting border, which is more accurate than based on calculations on the solidus borderto develop modes of influence on metal hardening in the axial zone of the casting. This happens due to the lack of shrinkage power from the center of the casting to the zone of microscopic movements. Therefore, the introduction of the modifier into the axial zone of the casting should be calculated based on the mass of the liquid section and the liquid-solid part of the casting.

Calculations of the kinetics of the advance of liquidus, solidus and liquid metal pouring fronts from the surface to the center of castings obtained from experimental studies should be used to assess the accuracy of computer modeling of Fe-C alloy solidification processes and further adaptation of mathematical models thanks to the correction of thermophysical coefficients for the metal of castings and material foundry mold. A method for calculating the mass of the liquid and liquid-solid part in cast iron rolling rolls of various sizes after solidification of the working layer on the mold was developed, which ensured the introduction of a graphitizing modifier (aluminum) into the axial zone of castings. Practical testing of the development during the casting of a roll with a rough mass of 1619 kg in the conditions of a foundry confirms the feasibility of calculating the working layer at the pouring boundary in comparison with the assessment of the formation of the working layer at the solidus temperature, which was previously used. The process of melting aluminum and its distribution along the height of the roll has also been improved due to the rotation of aluminum by an electric motor and its movement by centrifugal forces to the solidifying front of the barrel and the necks of the rolling roll.

A promising direction for the further development of the obtained results is the development of new methods of manufacturing iron castings due to physical, chemical and mechanical effects on the two-phase zone, deoxidation and alloying of the liquid and liquid-solid zones of castings during the solidification process to improve their physical, mechanical and operational properties.

It was experimentally established that the cause of the casting defect "shrinkage depression" is the formation of heat nodes in the massive parts of castings, from the center of which the melt is filtered to feed the shrinkage of the solidifying layer on all the nearest surfaces of the casting. When the melt is moved from the heat node, a shrinkage shell and rarefaction are formed in its center. Therefore, the atmospheric pressure causes the retraction and distortion of the solidifying layer of metal on the part of the surface of the casting with lower strength. A device for measuring rarefaction in the shrinking shell was developed, which is based on the use of a medical spinal needle made of stainless steel, the kinetics of rarefaction formation in the shrinking shell of a casting in the form of a ball with a diameter of 120 mm and the process of solidifying the center of the ball in a sand-clay mold were established. According to the obtained experimental results, it is proposed to correct the definition of the foundry defect "shrinkage

depression" in DSTU 9051:2020 (Iron and steel castings. Defects. Terms and definitions), which was confirmed by the act dated 04.24.2023 of the Technical Committee for Standardization 177 "Foundry Production" on acceptance for implementation.

The implementation of the performed research was carried out on the example of the production of artistic casting "Buffalo". The rarefaction that occurs in the center of the heat assembly was eliminated by moving atmospheric air through a thin tubular needle made of austenitic stainless steel, which is used for medical injections. A needle with an outer diameter of 0.80 mm and a hole with a diameter of 0.49 mm was installed with one end in the center of the thermal unit of the thickened part of the casting, and with the other - in the casting mold from the side of the non-working surface, which is not accessible for inspection and does not violate the aesthetic appearance of the artistic casting. The new sprue system without a massive feeder, which was previously fed into the heating unit, made it possible to eliminate shrinkage defects on the outer surface, to reduce the costs of the sprue system, coining the surface at the junction of the feeder with the art casting and to avoid the formation of shrinkage depression.

In the work, the causes of the appearance of the casting defect "shrinkage depression" were established for the first time, recommendations for its prevention were developed and protected by Ukrainian patent No. 127278 "Method of elimination of shrinkage depressions in castings with thickened wall parts".

Key words: casting, solidification, kinetics, modification, liquid-solid zone, shrinkage depression

Наукова новизна. Наукову новизну складають наведені нижче результати теоретичних і експериментальних досліджень.

1. Вперше теоретично визначено вплив хімічного складу залізовуглецевих сплавів у діапазоні 0,04...4,83 %С на кінетику просування фронтів твердіння виливання, солідус і ліквідус у циліндричних виливках за параметричним критерієм τ/R^2 і відносним розміром х/R, що дозволило встановити тривалість находження розплаву у рідко-твердій і твердорідкій зонах в процесі твердіння від поверхні до центру виливків різних розмірів, що охолоджуються у кокілі.

Експериментальні дослідження кінетики виливання рідкого залишку, що поєднані з введенням радіоактивних індикаторів ізотопів і об'єднані з вимірами процесу твердіння виливків, відомі тільки при вмістах вуглецю 0,04%; 0,10%; 0,40%; 0,93%; 1,42%; 2,44%; 3,28%; 4,45% та 4,83%, але відсутні дані про кінетику процесу твердіння для всього іншого діапазону хімічних складів. Отримані криві кінетики твердіння залізовуглецевих сплавів у діапазоні 0,04...4,83 %С дозволяють розрахувати масу рідкої та рідко-твердої зон металу і встановити масу графітизуючого модифікатора для ведення в осьову зону виливка, що підвищує його фізико-механічні властивості.

2. Вперше розрахунок процесу графітизуючого модифікування алюмінієм осьової зони чавунних прокатних валків встановлено по кількості рідкої та рідко-твердої фаз, що залишаються після твердіння робочого шару в бочках та шийках валків різних розмірів, розподілу алюмінію по висоті і радіусу виливків при відцентровому обертанні алюмінію в осьовій зоні.

Раніше при розрахунку по температурі солідус шару затверділого металу було неможливо точно встановити об'єм рідкого металу в осьовій зоні шийок і бочки валка, що унеможливлювало точний розрахунок маси графітизуючого модифікатора, а розміщення алюмінію в нижній частині виливка не забезпечувало його швидке спливання і проникнення до робочого

шару бочки. Отримані результати виконання процесу графітизуючого модифікування дозволять усунути утворення карбідів і карбідної сітки в осьовій зоні прокатних валків, підвищити їх експлуатаційні властивості, а в подальшому розробити нові способи виготовлення біметалевих валків за рахунок фізико-механічного впливу на рідко-тверду зону.

3. Вперше експериментально визначено та уточнено, що причиною появи на поверхні виливка ливарного дефекту «утяжина» є розрідження в усадковій раковині теплового вузла в потовщеній частині виливка поблизу дефекту і зсідання металу на частині поверхні виливка з меншою міцністю.

Виникнення утяжини раніше не пов'язували з утворенням теплового вузла і усадкової раковини. Отримані результати дозволяють скорегувати діючий термін в ДСТУ 9051:2020. з «Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, яка утворилася внаслідок зсідання металу під час твердіння» на «Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, який формувався поблизу теплового вузла і усадкової раковини, де виникає розрідження і зсідання металу на частині поверхні виливка з меншою міцністю».

4. Вперше попередження утворення «утяжин» у виливках здійснено при з'єднанні усадкової порожнини термічного вузла виливка з атмосферою навколишнього середовища по тонкій трубчастій голці, температура плавлення якої більша за температуру рідкого металу, що заливають у форму.

Раніше утворення «утяжин» у художніх виливках зменшували встановленням стрижня, але у виливках з невеликими розмірами зробити стрижень, який відображує конфігурацію внутрішній поверхні художнього виробу, та закріпити його у порожнині форми технологічно важко. Усунення утяжин у фасонних і художніх виливках зі збільшеною товщиною стінки забезпечує встановлення голки медичної трубчастої, один кінець якої розміщують в центрі теплового вузла, другий закріплюють в стінці ливарної форми з боку неробочої поверхні виливка і з'єднують з атмосферою.

Практичне значення одержаних результатів.

1. Розроблено рекомендації по підвищенню експлуатаційних властивостей чавунних прокатних валків за рахунок графітизуючого модифікування рідкої та рідко-твердої зон виливка після твердіння робочого шару, який розраховували по границі виливання за встановленими формулами.

2. Рекомендовано результати розрахунків кінетики просування від поверхні до центру виливка фронтів твердіння солідус, виливання і ліквідус у циліндричних виливках за параметричним критерієм τ/R^2 і відносним розміром х/R використовувати для оцінки точності комп'ютерного моделювання процесів твердіння сплавів Fe-C і подальшого корегування теплофізичних коефіцієнтів, які прийняті в розрахунках.

3. Запропоновано для усунення ливарного дефекту «утяжина» в виливках зі стінками різної товщини установлювати в центр усадкової раковини голку медичну із аустенітної неіржавіючої сталі, а другий кінець голки з'єднати з атмосферним повітрям і розміщувати в ливарній формі з боку не робочої поверхні, що недоступна для огляду і не порушує естетичний вид виливка. Розроблені рекомендації захищені патентом України № 127278 «Спосіб усунення утяжин у виливках з потовщеними частинами стінки».

4. Впроваджено результати дисертаційної роботи в учбовий процес кафедри ливарного виробництва ННІ ІПБТ Українського державного університету науки та технологій (акт від 03.05.2023 р.).

5. Прийнято для впровадження рекомендації щодо зміни в ДСТУ 9051:2020 (Виливки з чавуну і сталі. Дефекти. Терміни та визначення) діючого терміну "Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, яка утворилася внаслідок зсідання металу під час твердіння" на скорегований за результатами роботи: "Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, який формувався поблизу теплового вузла і усадкової раковини, де виникає розрідження і зсідання металу на частині поверхні виливка з меншою міцністю" (акт від 24.04.2023 р. Технічного комітету стандартизації 177 «Ливарне виробництво»).

Результати дисертаційної роботи опубліковано у 17 друкованих працях, в тому числі: у 2 виданнях, що індексуються у базі даних Scopus на англійській мові; у 4 фахових виданнях; у 3 патентах України на винахід; 1 видання, що не входить до переліку фахових; у 7 тезах доповідей на міжнародних науково–технічних та науково–практичних конференціях, одна з яких за кордоном.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Наукові праці, в яких опубліковані основні наукові результати дисертації:

Статті у виданнях, що включені до міжнародних науково-метричних баз (Scopus) та Web of Science:

1. V. Khrychikov, *O. Semenov*, H. Meniailo, Y. Aftandiliants, S. Gnyloskurenko. The Process of Vacuum Formation in the Shrinkage Cavity at Castings Crystallization. *Archives of Foundry Engineering*. Vol. 2022, Issue 4, 2022, P. 79-84. <u>The Katowice Branch of the Polish Academy of Sciences</u>. **Scopus.** DOI: <u>10.24425/afe.2022.143953</u>.

2. V.E. Khrychikov, H.V. Meniailo, *O.D. Semenov*, Y.G. Aftandiliants, S.V.Gnyloskurenko. Graphitizing modification of the axial zone of cast iron rolling rolls in the liquidus-solidus temperature range. *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu*. Dnipro, Ukraine. 2023, № 1. P. 67-73. Scopus. <u>https://doi.org/10.33271/nvngu/2023-1/067</u>

Статті у наукових фахових виданнях:

3. *Семенов О.Д.*, Хричиков В.Є., Куцова В.З., Меняйло О.В. Розрахунок кінетики просування фронту твердіння ізосолідус залізовуглецевих сплавів у кокільних циліндричних формах. *Процеси литя.* 2021. № 2 (144). С. 31-38. https://doi.org/10.15407/plit2021.02.023.

4. Хричиков В.Є., *Семенов О.Д.*, Меняйло О.В., Шалевська І.А., Мяновська Я.В. Усунення утяжини у художніх виливках з різною товщиною стінки. *Процеси литя.* 2021. № 4 (146). с. 14-21. https://doi.org/10.15407/plit2021.04.014.

5. Семенов О.Д., Хричиков В.Є., Меняйло О.В., Афтандилянц Є.Г., Гнилоскуренко С.В. Вплив вмісту вуглецю на тривалість твердіння фронту ізоліквідус сплавів Fe-C у кокільних циліндричних формах. *Теорія і практика металургії*. 2022. №3. с. 57-62. <u>https://nmetau.edu.ua/file/zh_03_2022_site.pdf</u>

6. *Семенов О.Д.*, Іванова Л.Х. Розрахунок процесу модифікування осьової зони прокатних валків із заевтектоїдної сталі з вмістом вуглецю 1,80%. *Теорія і практика металургії*. 2022. № 6 (137). С. 5-12. <u>https://nmetau.edu.ua/file/zh_06_2022_v1.pdf</u>

Статті у виданнях, що не входять до переліку фахових:

7. *Семенов А.Д.* Влияние кремния на формирование зародышей шаровидного графита в чугуне. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2015. № 4. С. 53-55. <u>http://nbuv.gov.ua/UJRN/MGRP_2015_4_15</u>

Патенти України на винахід:

8. Чавун для прокатних валків. Патент України № 116726. Іванова Л.Х., Колотило Є.В., Хричиков В.Є., *Семенов О.Д.* МПК7 С22С 37/08, С22С 37/10, заявл. 29.11.16. власник НМетАУ; опубл.25.04.18, Бюл. № 8. 4с. https://base.uipv.org/searchINV/search.php?action=viewdetails&IdClaim=246236&chapter=description

9. Чавун. Патент України № 116725. Іванова Л.Х., Колотило Є.В., Хричиков В.Є., *Семенов О.Д.* МПК7 С22С 37/10, заявл. 29.11.16. № а201612102; власник НМетАУ; опубл. 25.04.18, Бюл. № 8. 4с. https://base.uipv.org/searchINV/search.php?action=viewdetails&IdClaim=246235

10. Спосіб усунення утяжин у виливках з потовщеними частинами стінки. Патент України № 127278. Хричиков В.Є., *Семенов О.Д.*, Меняйло О.В. (in Ukrainian). Дата подання заявки 09.03.2021. МПК (2021.01) В22D 27/13 (2006.01), В22D 25/00. Опубл. 05.07.2023, Бюл. №27.

https://base.uipv.org/searchInvStat/showclaimdetails.php?IdClaim=336807&resId=1

Тези доповідей міжнародних науково-технічних та науково-практичних конференцій:

11. Семенов О.Д., Куцова В.З., Хричиков В.Є. Технологічні особливості формування утяжин у фасонних виливках. Збірник тез Міжнародної науково-технічної конференції «Литво-2021». XVII міжнародна науково-практична конференція «Литво-2021». Х міжнародна науково-практична конференція «Металургія-2021». 18-20 травня. Запоріжжя. Козак-Палац. с. 175. https://nmetau.edu.ua/file/lite._metallurgiya._2021.pdf

12. A. D. Semenov. Removal of shrinkage depression in art castings with different wall thickness. 15th INTERNATIONAL SYMPOSIUM OF CROATIAN METALLURGICAL SOCIETY. SHMD '2022, Croatia, Zagreb, March 22nd – 23rd 2022. pg. 564. https://hrcak.srce.hr/file/386178

13. Семенов О.Д. Теплофизические процессы ввода ФС75 в чугун, модифицированный магнием. Збірник тез Міжнародної науково-технічної конференції Литье-2015. *XI международная научно-практическая конференция. IV международная научно-практическая конференция Металлургия 2015.* 26-28 мая. Запорожье. Козак-Палац. с. 215-216. https://repository.kpi.kharkov.ua/bitstreams/85d00a37-3e22-4cb5-a07b-099df25cae4a/download.

14. Хричиков В.Є., Меняйло О.В., *Семенов О.Д.* Твердофазне гідродинамічне модифікування Fe-C сплавів. Збірник тез. *XV Міжнародна науково-технічна конференція «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах». Запоріжжя, 11–12 жовтня 2018 р.* ЗНТУ. 2018. С. 67-68.

http://eir.zp.edu.ua/bitstream/123456789/4347/4/Conf_non_metallic_inclusions_2 018.pdf.

15. *Семенов О.Д.* Тепловые эффекты ввода магния в чугун, для поглучения шаровидной формы графита. Материалы XII Международной научно-практической конференции «Литьё. Металлургия. 2016». 24-26 мая. Запорожье. ЗТПП. С. 445-446. https://repository.kpi.kharkov.ua/bitstream/KhPI-Press/30304/1/Litye_Metallurgiya_2016.pdf.

16. Семенов О.Д., Хричиков В.Є. Анализ кинетических кривых затвердевания с целью определения продолжительности затвердевания отливок из Fe-C сплавов. Перспективні технології, матеріали та обладнання у ливарному виробництві: матеріали VI Міжнародної науково-технічної конференції, 25–28 вересня 2017 р. / ред. А. М. Фесенка, М. А. Турчаніна. Краматорськ: ДДМА, 2017. С. 112-114. http://www.dgma.donetsk.ua/docs/kafedry/tolp/publication/tolpkonf/%D0%A2%D 0%B5%D0%B7%D0%B8%D1%81%D1%8B2017.pdf.

17. Хричиков В.Є., *Семенов О.Д.*, Іванова Л.Х., Меняйло О.В., Афтанділянц Є.Г., Гнилоскуренко С.Г. Обговорення доцільності корегування терміну утяжина в ДСТУ:2020. *Литво. Металургія. 2023*: Матеріали XIX Міжнародної науково-практичної конференції (10-12 жовтня 2023 р., м. Харків - м. Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. – Харків, НТУ «ХПІ». С. 220-221. <u>https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2023</u>.

3MICT

Вступ	18
Розділ 1. ВСТАНОВЛЕННЯ КІНЕТИКИ ПРОСУВАННЯ	
ГРАНИЦІ ВИЛИВАННЯ, ТЕМПЕРАТУР ЛІКВІДУС І СОЛІДУС У	
ПРОЦЕСІ ТВЕРДІННЯ СПЛАВІВ ЗАЛІЗО-ВУГЛЕЦЬ У КОКІЛЯХ ТА	
ВИЛИВНИЦЯХ ЦИЛІНДРИЧНОЇ ФОРМИ	25
1.1 Постановка проблеми та стан питання	25
1.2 Методи і методики досліджень	31
1.2.1 Оцифрування експериментальних кінетичних кривих	
затвердіння	31
1.2.2 Схема формування кристалічної структури, рідко-твердої та	
твердо-рідкої зон по товщині виливка	32
1.3 Розрахунок кінетики просування границі солідус у виливках із	
залізовуглецевих сплавів у кокільних циліндричних формах	35
1.4 Кінетика просування фронтів виливання та ліквідус від кокілю	
до центру виливка	40
1.5 Особливості кінетики твердіння сталей з вмістом вуглеця	
0,20%, 0,25%, 0,45%, 0,55%, 0,80%, 1,20%, 1,80%	46
1.6 Розрахунок часу модифікування осьової зони і маси	
модифікатору для прокатних валків із заевтектоїдної адамітової сталі	55
1.7 Обговорення границь використання отриманих результатів у	
ливарному виробництві	59
1.8 Висновки до першого розділу	64
1.9 Література до розділу 1	68
Розділ 2. РОЗРОБКА ПРОЦЕСУ ГРАФІТИЗУЮЧОГО	
МОДИФІКУВАННЯ РІДКОЇ ТА РІДКО-ТВЕРДОЇ ЧАСТИН	
ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ ПІСЛЯ ТВЕРДІННЯ РОБОЧОГО ШАРУ	74
2.1 Постановка проблеми та стан питання	74

- 2.5 Висновки до другого розділу..... 101
- 2.6 Література до розділу 2 104

 Розділ
 3.
 ДОСЛІДЖЕННЯ
 ПРОЦЕСУ
 УТВОРЕННЯ

 РОЗРІДЖЕННЯ
 В
 УСАДКОВІЙ
 РАКОВИНІ
 ПРИ
 ТВЕРДІННІ

 ВИЛИВКІВ
 110
 110
 110
 110

 3.1 Постановка проблеми та стан питання
 110
 110

 3.2 Методи і методики досліджень
 114

3.4 Усунення утяжини у художньому виливку з різною товщиною

- - 3.7 Література до розділу 3 139

ДОДАТОК А. Список опублікованих праць за темою дисертації 151

ДОДАТОК Б. Патент України на винахід «Спосіб усунення утяжи	Ŧ
у виливках з потовщеними частинами стінки»	155

ВСТУП

Актуальність теми. Ливарні підприємства України забезпечують металургійні і машинобудівні заводи виливками із залізовуглецевих сплавів, у тому числі для військово-промислового комплексу, але виснаження запасів багатих руд та доступних родовищ, постійне підвищення цін на енергоресурси та металеву шихту обумовлюють скорочення обсягів виробництва. Нівелювати ці негативні наслідки доцільно підвищенням якості та експлуатаційних властивостей виливків, що також дозволить освоїти нові ринки збуту.

Значна фізико-механічних властивостей частина V виливках формується при твердіння в інтервалі температур ліквідус-солідус, де співіснує рідка фаза в центрі, рідко-тверда зона, яка зберігає рідкотекучість, і твердо-рідка частина, що складається з зони локальних переміщень, в якій реалізується фільтрація розплаву між гілками дендритної фази, і зони мікроскопічних переміщень, в якій утворюється усадкова пористість. Температури ліквідує і солідує значної частини сплавів відомі, але кінетика зміни рідко-твердої та твердо-рідкої зон по товщині виливка, положення границі виливання між ЦИМИ зонами відомі тільки ДЛЯ окремих залізовуглецевих сплавів. Виконання таких досліджень потребує суміщення виміру температури по всій товщині виливку за допомогою термопар, які необхідно захищати від впливу рідкого металу, і виливання рідкої та рідкотвердої фази на різних етапах твердіння для встановлення положення фронтів виливання, ліквідус і солідус.

Відсутність даних про тривалість знаходження сплавів Fe-C у рідкотвердому та твердо-рідкому стані не дозволяє регулювати процеси спрямованого затвердіння виливків, розробляти методи фізичного та хімічного втручання в процес твердіння центральних зон виливків для подрібнення мікроструктури, модифікування і розкислення металу, що підвищить експлуатаційні властивості виливків. Крім того, при твердінні металу в інтервалі температур ліквідуссолідус у виливках виникає значна частина браку: усадкові раковини та пористість, гарячі тріщини, пригар, ситоподібні раковини, ливарні напруги, утяжини та інші. Так, в теорії ливарних процесів причини виникнення утяжини досі не з'ясовані. Тому попередити утворення дефектів та розробити рекомендації по їх зменшенню допоможе знання про кінетику твердіння сплавів.

Таким чином, робота, що направлена на встановлення кінетики твердіння фронтів виливання, солідус та ліквідус, зміни рідко-твердої та твердо-рідкої зон по товщині виливка, розробка режимів впливу на метал в осьовій зоні в процесі твердіння та усунення утяжин у виливках, є актуальною.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами темами. Робота є результатом закінченого циклу науково-дослідних робіт, що проводилися кафедрою ливарного виробництва Українського державного університету науки та технологій (раніше - Національної металургійної академії України) ДР 0121U109531. Автор дисертації був виконавцем цієї роботи.

Мета і завдання дисертаційної роботи. Мета роботи – встановити кінетику просування границь виливання, температур ліквідус і солідус у процесі твердіння сплавів залізо-вуглець у кокілях та виливницях циліндричної форми, встановити товщину двофазової рідко-твердої та твердо-рідкої зон у злитках та виливках, розробити режими впливу на твердіння металу в осьовій зоні та попередити утворення утяжин у виливках.

Для досягнення поставленої мети сформульовані наступні завдання:

1. Встановити кінетику твердіння фронтів виливання, солідус і ліквідус по товщині виливка із залізовуглецевих сплавів, що охолоджуються в кокілі і виливниці циліндричної форми.

2. Встановити вплив вмісту вуглецю у сплавах Fe-C на зміну розмірів рідко-твердої і твердо-рідкої зон від поверхні до центру виливка та тривалість їх твердіння. 3. Встановити причини появи ливарного дефекту «утяжина» і розробити рекомендації для його попередження.

4. Удосконалити режими впливу на метал в осьовій зоні виливка в процесі її твердіння.

5. Удосконалити розрахунок процесу графітизуючого модифікування осьової зони чавунних прокатних валків.

6. Провести лабораторні та експериментальні випробовування виконаних розробок і впровадити результати досліджень у навчальний процес.

Об'єкт дослідження – процес твердіння циліндричних виливків із залізовуглецевих сплавів від поверхні форми до центру при охолодженні в кокілі і розрідження в теплових вузлах виливків.

Предмет дослідження – кінетика, механізм та термо-часові режими впливу на твердіння металу в рідко-твердій зоні виливка.

Методи досліджень. В роботі використані стандартні методи, методики та апаратура, загальноприйняті та оригінальні методики, що об'єктивний взаємозв'язок між встановити параметрами дозволили досліджуваних процесів. Теоретичні та експериментальні дослідження твердіння виливків процесів В ливарних формах базуються на теорії тепломасоперенесення і термічного закономірностях аналізу. Лабораторні та промислові дослідження виконано з використанням сучасного обладнання та вимірювальних приладів, підданих метрологічній повірці. Результати експериментальних досліджень процесів твердіння сплавів Fe-C цифрували за допомогою програми AutoCAD 2010 з кроком $0.05 \ x/R$ просування фронтів твердіння з метою визначення відносного часу твердіння циліндричних виливків за параметричним критерієм τ/R^2 . Результати оцифрування вводили в таблицю Excel і інтерполювали в діапазоні залізовуглецевих складів з 0,04 ... 4,83%С. Вперше розроблено методику вимірювання розрідження в усадковій раковині, що утворюється в тепловому вузлі, з використанням голки медичної спинальної із неіржавіючої сталі з отвором Ø 0,56...0,44 мм, що виключає проникнення рідкого металу в середину, має мінімальну теплоакумулючу здатність і зменшує процес твердіння металу на її поверхні.

Наукова новизна отриманих результатів полягає в наступному:

1. Вперше теоретично визначено вплив хімічного складу залізовуглецевих сплавів у діапазоні 0,04...4,83 %С на кінетику просування фронтів твердіння виливання, солідус, і ліквідус у циліндричних виливках за параметричним критерієм τ/R^2 і відносним розміром х/R, що дозволило встановити тривалість находження розплаву у рідко-твердій і твердорідкій зонах в процесі твердіння від поверхні до центру виливків різних розмірів, що охолоджуються у кокілі.

Експериментальні дослідження кінетики виливання рідкого залишку, що поєднані з введенням радіоактивних ізотопів і об'єднані з вимірами процесу твердіння виливків, відомі тільки при вмістах вуглецю 0,04%; 0,10%; 0,40%; 0,93%; 1,42%; 2,44%; 3,28%; 4,45% та 4,83%, але відсутні дані про кінетику процесу твердіння для всього іншого діапазону хімічних складів. Отримані криві кінетики твердіння залізовуглецевих сплавів у діапазоні 0,04...4,83 %С дозволяють розрахувати масу рідкої та рідко-твердої зон металу і встановити масу модифікатора для ведення в осьову зону виливка, що підвищує його фізико-механічні властивості.

2. Вперше розрахунок процесу графітизуючого модифікування алюмінієм осьової зони чавунних прокатних валків здійснено по кількості рідкої та рідко-твердої фаз, що залишаються після твердіння робочого шару в бочках та шийках валків різних розмірів, розподілу алюмінію по висоті і радіусу виливків при відцентровому обертанні алюмінію в осьовій зоні.

Раніше при розрахунку по температурі солідус шару затверділого металу було неможливо точно встановити об'єм рідкого металу в осьовій зоні шийок і бочки валка, що унеможливлювало точний розрахунок маси

графітизуючого модифікатора, а розміщення алюмінію в нижній частині виливка не забезпечувало його швидке спливання і проникнення до робочого шару бочки. Отримані результати виконання процесу графітизуючого модифікування дозволять усунути утворення карбідів і карбідної сітки в осьовій зоні прокатних валків, підвищити їх експлуатаційні властивості, а в подальшому розробити нові способи виготовлення біметалевих валків за рахунок фізико-механічного впливу на рідко-тверду зону.

3. Вперше експериментально визначено та уточнено, що причиною появи на поверхні виливка ливарного дефекту «утяжина» є розрідження в усадковій раковині теплового вузла в потовщеній частині виливка поблизу дефекту і зсідання металу на частині поверхні виливка з меншою міцністю.

Виникнення утяжини раніше не пов'язували з утворенням теплового вузла і усадковою раковиною. Отримані результати дозволяють скорегувати діючий термін в ДСТУ 9051:2020. з «Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, яка утворилася внаслідок зсідання металу під час твердіння» на «Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, який формувався поблизу теплового вузла і усадкової раковини, де виникає розрідження і зсідання металу на частині поверхні виливка з меншою міцністю».

4. Вперше попередження утворення «утяжин» у виливках здійснено при з'єднанні усадкової порожнини термічного вузла виливка з атмосферою навколишнього середовища по тонкій трубчастій голці, температура плавлення якої більше температури металу, що заливають.

Раніше усунення утяжин виконували встановленням надливів, стрижнів з газовим зарядом, охолоджувачів зовнішніх і внутрішніх. Отримані результати дозволяють усунути утяжини у виливках з потовщеними частинами стінки і викривлення їх поверхні.

Практичне значення одержаних результатів.

1. Розроблено рекомендації по підвищенню експлуатаційних властивостей чавунних прокатних валків за рахунок графітизуючого модифікування рідкої та рідко-твердої зон виливка після твердіння робочого шару, який розраховували по границі виливання за встановленими формулами.

2. Рекомендовано результати розрахунків кінетики просування від поверхні до центру виливка фронтів твердіння солідус, виливання і ліквідус у циліндричних виливках за параметричним критерієм τ/R^2 і відносним розміром х/R використовувати для оцінки точності комп'ютерного моделювання процесів твердіння сплавів Fe-C і подальшого корегування теплофізичних коефіцієнтів, які прийняті в розрахунках.

3. Запропоновано для усунення ливарного дефекту «утяжина» в художніх і ювелірних виливках зі стінками різної товщини установлювати в центр усадкової раковини голку медичну із аустенітної неіржавіючої сталі, а другий кінець голки з'єднати з атмосферним повітрям і розміщувати в ливарній формі з боку не робочої поверхні, що недоступна для огляду і не порушує естетичний вид виливка.

4. Розроблено рекомендації щодо усунення ливарного дефекту «утяжина» в фасонних виливках завдяки визначенню місць утворення теплових вузлів і попередженню їх виникнення за допомогою охолоджувачів зовнішніх та внутрішніх, надливів та інших відомих технологічних методів.

5. Розроблено новий спосіб (патент UA №127278) усунення утяжин у виливках з потовщеними частинами стінки, в яких виникають теплові вузли, в їх центрах усадкова порожнеча і розрідження, що обумовлює викривлення поверхні виливка.

6. Впроваджено результати дисертаційної роботи в навчальний процес кафедри ливарного виробництва Українського державного університету науки та технологій (акт від 03.05.2023 р.).

7. Прийнято для впровадження рекомендації щодо зміни в ДСТУ 9051:2020 (Виливки з чавуну і сталі. Дефекти. Терміни та визначення) діючого терміну "Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, яка утворилася внаслідок зсідання металу під час твердіння" на скорегований за результатами роботи: "Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, який формувався поблизу теплового вузла і усадкової раковини, де виникає розрідження і зсідання металу на частині поверхні виливка з меншою міцністю" (акт від 24.04.2023 р.).

Особистий внесок здобувача. Всі наукові та теоретичні положення дисертаційної роботи сформульовані автором особисто і базуються на результатах проведених досліджень і промислових випробувань. У дисертації не використані ідеї співавторів, які сприяли виконанню роботи.

Особистий внесок здобувача в роботах, опублікованих у співавторстві (в порядку, представленому у списку публікацій здобувача): розробка методики, проведення досліджень, обробка отриманих результатів [1,3,4,17]; організація, планування та проведення експериментів, встановлення кінетики твердіння і обробка отриманих результатів [5,6,16]; розробка, обґрунтування та основні ознаки технічних рішень, захищених охоронними документами [8,9,10]; аналіз літературних даних, проведення промислових іспитів та узагальнення їх результатів [2,11,14]. Основні положення, висновки і рекомендації належать здобувачу. Автор узагальнив результати досліджень і виконав апробацію запропонованих технічних рішень.

Структура та обсяг дисертації. Дисертація викладена на 157 сторінках, складається зі вступу, 3 розділів, загальних висновків, списку використаних джерел з 101 найменувань, 3 додатків. Робота містить 43 рисунка, 3 таблиці.

Розділ 1. ВСТАНОВЛЕННЯ КІНЕТИКИ ПРОСУВАННЯ ГРАНИЦІ ВИЛИВАННЯ, ТЕМПЕРАТУР ЛІКВІДУС І СОЛІДУС У ПРОЦЕСІ ТВЕРДІННЯ СПЛАВІВ ЗАЛІЗО-ВУГЛЕЦЬ У КОКІЛЯХ ТА ВИЛИВНИЦЯХ ЦИЛІНДРИЧНОЇ ФОРМИ

1.1 ПОСТАНОВКА ПРОБЛЕМИ ТА СТАН ПИТАННЯ

Виробництво великої частки прокату для автомобільної, будівельної та машинобудівної галузей забезпечує спосіб безперервного лиття заготовок. Однак значна кількість марок сталі при виготовленні станків, обладнання для машинобудування, сільського господарства, військово-промислового комплексу, необхідність їх періодично ремонтувати та замінювати унеможливлює переналаштування машин безперервного лиття заготовок для одиничних і дрібносерійних виробів. Тому залишається затребуваним виробництво злитків у виливницях для ковальського переділу з підвищеними вимогами до їх якості.

Але при твердіння виливків і злитків із Fe-C сплавів в інтервалі температур ліквідус-солідус утворюються тріщини гарячі, холодні і міжкристалічні; раковини газові, усадкові і ситоподібні, пористість усадкова та газова, утяжини, напруги та інші дефекти [1], які призводять до браку або зменшують фізико-механічні властивості металу. В інтервалі температур ліквідус-солідус співіснує рідка фаза в центрі, рідко-тверда зона, яка зберігає текучість, і твердо-рідка зона, в якій реалізується фільтрація розплаву між гілками дендритної фази, а потім утворюється усадкова пористість.

Температури ліквідус і солідус значної частини сплавів встановлені, але кінетика зміни рідко-твердої та твердо-рідкої зон по товщині виливка, положення границі виливання між цими зонами відомі тільки для окремих залізовуглецевих сплавів, що охолоджуються в кокілях та виливницях. Виконання таких досліджень потребує суміщення виміру температури по всій товщині виливка за допомогою термопар, гарячі спаї яких необхідно захищати від впливу рідкого металу, і виливання рідко-твердої фази на різних етапах твердіння для встановлення положення фронтів виливання, ліквідус і солідус у цей момент. Відсутність даних про тривалість знаходження Fe-C сплавів у рідко-твердому та твердо-рідкому стані не дозволяє регулювати процеси твердіння виливків, розробляти методи втручання в процес твердіння центральних зон виливків для подрібнення мікроструктури, модифікування, легування і розкислення металу.

Відомі аналітичні розрахунки за рівнянням квадратного кореню для плаского напівнескінченного виливка, метод Фур'є, метод кінцевих інтегральних перетворень, операційний метод, метод функцій Гріна, інтегралу теплового балансу А.І. Вейника та Т. Гудмена дозволяють отримати рішення лише в першому наближенні [2-6]. У варіаційних методах використовується ідея кінцевої глибини проникнення теплового потоку і задана наперед форма рішення. Найбільше використання при розрахунках тривалості твердіння виливків і злитків знайшло рівнянні квадратного кореня $x = k \cdot \tau^{0.5}$ (один із видів вирішення задачі Стефана-Шварца) коефіцієнт k є корінням складного трансцендентного рівняння і залежить від зміни великої кількості теплофізичних коефіцієнтів, які змінюються в процесі твердіння. В задачі Стефана-Шварца прийняті допущення [2,8]:

- напівнескінченний виливок і напівнескінченна форма стикаються поверхнями у вигляді необмеженої площини;

- між виливком і формою встановлюється ідеальний контакт;

- температури їх стикання не змінюються в процесі тверднення;

- теплофізичні параметри матеріалу виливка і форми не залежать від температури, але в рідкому і твердому станах можуть мати різні значення;

- теплопередача в твердій і рідкій частинах виливка описується рівнянням Фур'є, конвекція не враховується;

- заливання сплаву у форму відбувається без перегрівання металу.

Крім того, закон квадратного кореня непридатний для розрахунку процесу твердіння осьової частини виливків, форма яких відрізняється від пласких стінок, і для розрахунку процесів тверднення виливків зі сплавів, що кристалізуються в широкому інтервалі температур [2]. М.І. Хворінов запропонував розраховувати коефіцієнт к також по формулі [11, 12, 2]:

k = 1,158
$$\frac{b_{f}(t_{kp}-t_{f})}{\rho_{1}[L+C_{1}^{1}(t_{zal}-t_{kp})]}$$
, M/c^{0,5}

де t_{кр} – температура кристалізації, К; b_f – коефіцієнт акумуляції тепла, Вт/м²К; t_f – температура форми, К; ρ_1 – щільність розплаву, кг/м³; L – питома теплота кристалізації, Дж/кг; t_{zal} – температура заливання, К; C_1^I – питома теплоємність розплаву, Дж/кг·К.

Використання цієї формули в рівнянні квадратного кореню дозволяє враховувати основні теплофізичні коефіцієнти сплавів Fe-C, але їх зміну в інтервалі температур кристалізації ліквідус-солідус не враховує. Тому коефіцієнт k визначають методом виливання рідкого залишку в різних інтервалах часу твердіння виливків в формах, що виготовлені з різних матеріалів і мають різну початкову температуру.

Для фасонних виливків зі складною конфігурацією найбільш точні і повні рішення задач твердіння, утворення усадкових дефектів, напруг можна одержати застосовуючи чисельні методи розрахунку, засновані на кінцеворізницевих схемах, що дозволяє використовувати ПК [2]. Сучасні програми комп'ютерного моделювання ProCast, AFSolid (SolidCast), Полігон, LVMFow (NovaFlow), Magma, Sitest (WinCast), Simulor (Pamcast), CastCAE та інші не дозволяють точно встановити процес відведення тепла від виливка в ливарну форму, вплив на кінетику твердіння теплопередачею контактом, конвекцією, випромінюванням, а залежність теплофізичних коефіцієнтів від температури встановлюють орієнтовно по літературним даним, які виконані в лабораторних умовах. Так, в [7] представлена найбільш сучасна тривимірна модель, що здатна прогнозувати утворення усадкових дефектів як функція взаємодіючих суцільних явищ, тобто вільного поверхневого потоку, тепла перенесення і затвердіння в складній тривимірній геометрії, що дозволяє ідентифікувати різницю між поверхневою усадкою та внутрішніми раковинами. Але, як зазначають автори [7], досі жодне комерційне програмне забезпечення не може точно імітувати процес твердіння і врахувати вплив всіх теплофізичних коефіцієнтів, які змінюються в інтервалі температур твердіння.

Тому експериментальні дослідження процесів затвердіння виливків різних хімічних складів є базовими для адаптації математичних моделей і отримання достовірних еталонних розрахунків. Але такі експериментальні дослідження кінетики твердіння фронтів виливання, ліквідус і солідус виконані тільки для окремих видів Fe-C сплавів, що обумовлено трудомісткістю їх проведення [8]. Для більшості сплавів Fe-C кінетика процесу твердіння залишається невизначеною.

Відомі фундаментальні експериментальні дослідження процесу твердіння виливків у циліндричних чавунних виливницях, в яких поєднані виміри температури термопарами з виливанням рідкої фази на різних етапах твердіння для встановлення положення границі виливання [8,9]. Датчики температури (термопари) розташовували на середньому рівні за висотою виливків по радіусу. У виливку діаметром 250 мм було встановлено 6 термопар, а у виливку діаметром 105 мм – 3 термопари. Показання термопар платинородій (30 % родію) – платинородій (6 % родію) записували електронним потенціометром ЕПП-09 з інтервалом між точками 5 і 3 сек. Точність вимірювань температур становила 2–3°C [8].

Гарячі спаї термопар захищали вогнетривкими трубками з технічного глинозему і додатково вкривали вогнетривкою пастою для попередження розтріскування в процесі заливання сплаву. Гарячий спай термопар вставляли в кварцовий наконечник з внутрішнім діаметром 3 мм, що виступав з вогнетривкої трубки на 10-15 мм. Також кварцовий наконечник захищали вогнетривкою пастою, щоб уникнути можливого руйнування. Для проведення дослідів з виливанням рідкого залишку виливницю встановлювали на платформі, яка дозволяє перекинути виливок у потрібний момент і вилити рідкий залишок металу (рис. 1.1).



Рисунок 3.1. Схема ливарної форми і розміщення термопар у циліндричній виливниці [9]

Дослідження процесу затвердіння за допомогою радіоактивних індикаторів проводили з ізотопами W¹⁸⁵, Ag¹¹⁰, Ca⁴⁵, Co⁶⁰, Zn⁶⁵, Zr⁹⁴. Автори використовували різні методи введення індикаторів. Встановлено, що найбільш вдалим є введення індикатора в рідкому вигляді разом з невеликою кількістю сплаву того ж складу, що й досліджуваний. Невелику порцію цього ізотопом готували окремо. Зіставлення методу введення металу з радіоактивних індикаторів з методом виливання показало, що найчастіше саму картину [8,9]. Радіоактивний індикатор вони виявляють TV поширюється як у рідкій області, так і в області затвердіння, але його переміщення за границю виливаємості не спостерігалося, за винятком сплавів, що кристалізуються у дуже великому інтервалі температур [8,9]. За такою методикою досліджували твердіння сплавів Fe-C з вмістом вуглецю 0,04%, 0,10%, 0,40%, 0,93%, 1,42%; 2,44%, 3,28%, 4,45%, 4,83% i 3 мінімальною кількістю домішок інших хімічних елементів (рис. 1.2).



Рисунок 1.2. Експериментальні криві кінетики твердіння в кокілі циліндричних виливків зі сплавів Fe-C, %: 0,10; 0,40; 0,93; 1,42; 2,44; 3,28; 4,45; 4,83 [10]:

1 - кінетика переміщення границі ліквідус; 2 - кінетика переміщення границі початку "стояння" солідус; 3 - кінетика переміщення границі закінчення "стояння" солідус; 4 - кінетика переміщення границі виливання; о - вимір температури; х - виливання; Δ - введення індикатору; $\tau/R^2 \cdot 10^{-3}$, хв/см² - параметричний критерій Б.Б. Гуляєва; х/R - відносна товщина металу, що твердіє

Результати досліджень представлені на рисунку 1.2 кінетичними кривими твердіння ліквідус (1), виливання рідкого залишку металу (3) та солідус (2) в координатах x/R і τ/R^2 , де x – товщина шару металу, що затвердів; R – радіус виливка; τ – час твердіння.

Таку схему обробки експериментальних температурних вимірів процесу твердіння вперше розробив Б.Б. Гуляєв [10], а потім її використовували чеські вчені наукової школи М.І. Хворінова [11,12], в СРСР В.В. Назаратін, П.Ф. Василевський [13,14], в Україні надруковано у 2009 р. підручник для ВНЗ «Тверднення металів і металевих композицій», який у 2014р. отримав державну премію в галузі науки і техніки, і на кафедрі ливарного виробництва Національної металургійної академії України [15,22,31,34,41,42]. Товщина чавунного кокілю або виливниці при масовому виробництві злитків і прокатних валків циліндричної форми приймається всіма дослідниками за формулою, що наведена у відомому довіднику Н.Г. Гіршовича [16]. Однак результати дев'яти експериментальних кінетичних кривих [10] не інтерпольовані для всіх хімічних сплавів в діапазоні 0,04 ... 4,83% С.

Тому в розділі 1 метою роботи є – оцифрування експериментальних термографічних вимірів процесів твердіння в кокілі циліндричних виливків із залізовуглецевих сплавів, їх інтерполяція для діапазону вмісту вуглецю 0,1...4,83%, встановлення кінетики просування фронтів твердіння і розрахунок процесів розкислення, модифікування, легування осьової зони виливків після затвердіння заданого шару металу в кокілі і виливниці.

1.2 МЕТОДИ І МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

1.2.1 ОЦИФРУВАННЯ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ КІНЕТИЧНИХ КРИВИХ ЗАТВЕРДІННЯ

Оцифрування експериментальних кінетичних кривих затвердіння (див. рис. 1.2) проводили після їх сканування і збільшення 10 разів за допомогою програми AutoCAD 2010. Відносну товщину затверділого шару металу *х*/*R*

проводили з кроком $0,05x/R \pm 0,001$, а для встановлення параметричного критерію τ/R^2 точність оцифрування дорівнювала $\pm 1\%$ шкали абсцис. Отриманий масив даних по 20 точок із кроком 0,05x/R і парними значеннями τ/R^2 вводили в програму Microsoft Excel, будували графіки для встановлення впливу вмісту вуглецю на параметричний критерій τ/R^2 процесів твердіння фронтів виливання, ліквідус, солідус, а потім інтерполювали результати на діапазон хімічних складів $0,04 \dots 4,83 \%$ С. Для прикладу на рисунку 1.3 наведена схема розрахунку параметричного критерію τ/R^2 кінетики просування границі солідус (3) для сплаву з 0,40% С.



Рисунок 1.3. Схема оцифрування значень параметричного критерію $(\tau/R^2, xB/cM^2)$ з кроком x/R=0,05 по кривій кінетики просування фронту солідус (3) у циліндричному виливку з 0,40 %С, що охолоджується у чавунній виливниці

1.2.2 СХЕМА ФОРМУВАННЯ КРИСТАЛІЧНОЇ СТРУКТУРИ, РІДКО-ТВЕРДОЇ ТА ТВЕРДО-РІДКОЇ ЗОН ПО ТОВЩИНІ ВИЛИВКА

Аналіз формування кристалічної структури і просування границь твердіння виконували за схемою Б.Б. Гуляєва (рис. 1.4), яку доповнили

значеннями температур та часу просування границь ліквідус, виливання, живлення і солідус від поверхні ливарної форми до центру.



Рисунок 1.4. Схема формування кристалічної структури і просування ділянки твердіння згідно Б.Б. Гуляєва [8]:

t_S і τ_S - температура (⁰C) та час (c) просування межі солідус у виливку; t_ж і $\tau_{ж}$ - температура (⁰C) та час (c) просування межі живлення; t_B і τ_B - температура (⁰C) та час (c) просування межі виливання; t_L і τ_L - температура (⁰C) та час (c) просування межі виливання; t_L і τ_L - температура (⁰C) та час (c) просування межі ліквідус

Наведена схема відповідає процесу твердіння на статичний момент часу т_і, що знаходиться в інтервалі від початку заливання ливарної форми (т₀)

до проникнення границь ліквідус, солідус і виливання ($\tau_0 > \tau_i > \tau_s$) в центр виливка (R=1). В рідко-твердій частині виливка поступове збільшення твердої фази приводить до появи границі виливання (див. рис. 1.4). В твердорідкій частині в зоні локальних переміщень розплав фільтрується між гілками дендритів до границі живлення. В зоні мікроскопічних переміщень залишки рідкого металу між гілками дендритів твердіють об'ємно і утворюється усадкова пористість.

Живлення усадки цих залишків рідкого металу неможливо виконати, що обумовлює неминуче формування пористості навіть за великого об'єму рідкого металу у центрі виливка і надливі в цей момент часу (τ_i). Усунути її звичайними ливарними технологіями неможливо. Лише процес герметизації виливка від навколишнього середовища та передавання підвищеного тиску на рідкий метал [17-22] збільшує переміщення розплаву між гілками дендритів і зменшує зону мікроскопічних переміщень (див. рис. 1.4). Але реалізація цієї технології потребує значних технічних і організаційних зусиль, що, поки, ускладнює її впровадження.

У виливках в зоні локальних переміщень (див. рис. 1.4) виникає макроліквація по товщині виливка, утворюються гарячі тріщини через дефіцит переміщення розплаву між гілками дендритів із рідкої ділянки і усадку металу, що твердіє.

Наведену схему формування кристалічної структури використовували в наступних розділах роботи, що дозволило оцінити у першому наближенні вплив хімічного складу сплавів Fe-C на процес твердіння, встановити тривалість находження розплаву в рідко-твердій зоні і зоні локальних переміщень від поверхні до центру виливків різних розмірів, які охолоджуються у кокілі, і розрахувати температуру і час введення в осьову зону виливка хімічних елементів модифікаторів, розкислювачів і легуючих комплексів після твердіння заданого шару металу на кокілі.

1.3 РОЗРАХУНОК КІНЕТИКИ ПРОСУВАННЯ ГРАНИЦІ СОЛІДУС У ВИЛИВКАХ ІЗ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ У КОКІЛЬНИХ ЦИЛІНДРИЧНИХ ФОРМАХ

Результати інтерполяції результатів оцифрованих експериментальних досліджень кінетики твердіння солідус сплавів з вмістом вуглецю від 0,04 % до 4,83 % [23] приведені на рис. 1.5.



Рисунок 1.5. Вплив вмісту вуглецю на параметричний критерій Б.Б.Гуляєва (τ/R^2) при твердінні в кокілі 100% твердої фази в циліндричних виливках із залізовуглецевих сплавів в діапазоні 0,04...4,83%С при кроці 0,05*х*/*R* товщини затверділого шару металу

Приклад використання отриманих графіків дозволяє у першому наближенні розраховувати по параметричному критерію τ/R^2 загальну тривалість твердіння виливка (τ_s) при R=1, наприклад, у виливку з 0,4 %С (див. рис. 1.3):

$$\tau/R^2 = 105 \cdot 10^{-3} \,\mathrm{xB/cm^2}, \text{ ado}$$
 (1.1)

$$\tau_{\rm S\,(0,4C)} = 105 \cdot 10^{-3} \cdot R^2 \,, \tag{1.2}$$

де *R* – радіус циліндричного виливка, см

При діаметрі циліндричного виливка 0,5 м (R = 22,5 см) тривалість твердіння солідус дорівнює:

$$\tau_{S(0,4C)} = 0,105 \cdot (22,5)^2 = 53,2 \text{ xB.}$$
(1.3)

Слід відзначити, що в [31] наведені результати твердіння тільки осьової зони Fe-C виливків, за якими неможливо встановити кінетику просування границі солідус по всьому радіусу виливку.

Для сплаву з 0,1% C (див. рис. 1.2) фронт затвердіння солідус для кривої (3) в центрі виливка дорівнює:

$$au/R^2 = 126 \cdot 10^{-3} \, \text{xB/cm}^2, \text{ або}$$
 (1.4)
 $au_{S(0,1C)} = 0,126 \cdot R^2,$
а при R = 22,5 см $au_{S(0,1C)} = 0,126 \cdot (22,5)^2 = 63,8 \, \text{xB}.$

Якщо проводити порівняння з розрахунком за відомим законом "квадратного кореня" ($\tau = R^2/k^2$) тривалість твердіння (τ) пласких виливків зі сталі з вуглецем до 2% дорівнює 68 ... 93 хв при коефіцієнтах твердіння k = 0,3-0,35 см/с^{0,5} [2]. Згідно М.І. Хворінову [11,12] співвідношення тривалості твердіння виливків пласкої, циліндричної і кулястої форм дорівнює 1:0,25:0,11. Тому тривалість твердіння циліндричного виливка R = 22,5 см за рівнянням квадратного кореню дорівнює:
$$\tau_{S k1} = (22,5 \text{ cm})^2 : (0,3 \text{ cm/c}^{0,5}) = 5625 \text{ c} = 93,75 \text{ xb} \cdot 0,25 = 23,4 \text{ xb},$$

 $\tau_{S k2} = (22,5 \text{ cm})^2 : (0,35 \text{ cm/c}^{0,5}) = 4133 \text{ c} = 68,88 \text{ xb} \cdot 0,25 = 17,2 \text{ xb}.$

Це менше у порівнянні з експериментальними вимірами для сталі з 0,1% С в 2,7-3,7 разів, а для сталі з 0,4% С в 2,3-3,1 рази. Така велика різниця обумовлена тим, що коефіцієнт твердіння к отримували методом виливання залишку розплаву із невеликих виливків, а температура солідус свідчить про твердіння 100% рідкої фази. Тому отримані результати доцільно використовувати для більш точного встановлення мінімального часу, з якого безпечно переміщувати виливницю зі злитком з робочого кесону до ділянки охолодження виливків, і реалізацію технології гарячого посаду виливка в термічну піч.

Наприклад, за даними інтерполяції для циліндричного злитка з Fe-0,3%C (див. рис. 1.5) час просування фронту твердіння ізосолідус (τ_s , хв) до центру (x/R=1) дорівнює:

$$\tau/R^2 = 107, 5 \cdot 10^{-3} \, \text{xB/cm}^2. \tag{1.5}$$

При радіусі злитка R = 22,5 см остання частина рідкої фази затвердіє через $\tau_{S(0,3C)} = 107,5 \cdot 10^{-3} \cdot (22,5)^2 = 54,4$ хв. Якщо розрахунок проводити по рівнянню квадратного кореню ($\tau = R^2/k^2$), то тривалість твердіння дорівнює для плаского виливка 68,88 - 93,75 хв, а для циліндричного $\tau = 23,4 \dots 17,2$ хв. Крім того, отримані криві (див. рис. 1.5) просування фронту твердіння 100% твердої фази для сплавів Fe-C з кроком 0,05x/R дозволяють розрахувати процес виробництва виливків і злитків за технологією у якій: після твердіння заданого робочого шару металу на виливниці необхідно вводити модифікатор, розкислювач або феросплав в центральну частину виливка, яка ще не затверділа. Поступове розплавлення цих добавок забезпечить плавну зміну хімічного складу, мікро- і макроструктури між робочим шаром і осьовою зоною. Наприклад, для розрахунку часу твердіння робочого шару циліндричного злитка з вмістом вуглецю 0,3% С, що охолоджується у чавунній виливниці, за даними рисунка 1.5 строїли по 20 точках кінетику просування фронту твердіння від поверхні до центру (рис. 1.6).



Рисунок 1.6. Кінетика просування фронту твердіння солідус у циліндричному виливку зі сплаву Fe–0,3%C, що охолоджується у чавунній виливниці:

т – час, хв; R – радіус, см; х – товщина шару металу, що затвердів

Для порівняння тривалості затвердіння виливків, що мають форму кулі, циліндра і плити, М.І. Хворіновим було введено поняття приведеної товщини [11,12]. Воно базується на результатах обробки експериментальних досліджень, а за допомогою середньої константи затвердіння можливо розрахувати тривалість затвердіння виливків різної форми, якщо у розрахунок ввести значення приведеної товщини виливка R = V/P, де V -об'єм виливка; P -поверхня виливка. Тоді співвідношення тривалості твердіння виливків форми плити, циліндра і кулі в однакових ливарних формах складе:

$$\tau_{\pi}: \tau_{\mu}: \tau_{\kappa} = 1: 0.25: 0.11.$$
(1.6)

Таким чином, за допомогою отриманих результатів (див. рис. 1.5) можливо розрахувати у першому наближенні тривалість твердіння виливків, що мають форму, наприклад, кулі, які використовують різні галузі промисловості в барабанних млинах для подрібнення руди, клінкеру, вугілля, порошків та інших матеріалів. Це дозволить уточнити час розкриття кокілю з кулею і скоротити цикл виготовлення виливків.

Для практичного використання розробленої методики наведено приклад розрахунок часу введення алюмінію в осьову зону циліндричного виливка радіусом 500 мм після затвердіння x = 225 мм робочого шару сплаву з 0,3%С з метою розкислення осьової зони.

Відносна товщина затверділого шару металу дорівнює:

$$x/R = 225/500 = 0.45. \tag{1.7}$$

За даними, що наведені на рисунку 1.6, для x/R=0,45 сплаву з 0,3% С значення параметричного критерію τ/R^2 дорівнює $\approx 0,05$ хв/см². Тому тривалість затвердіння шару металу завтовшки 22,5 см у виливку R=50 см, становить:

$$\tau = 0.05 \cdot R^2 = 0.05 \cdot 50^2 = 125 \text{ xB.}$$
(1.8)

Таким чином, діаметр центральної частині виливка, яка не затверділа, дорівнює 550 мм (1000 мм – 2·225 мм), що дозволяє розрахувати масу рідкого

металу, а потім визначити кількість алюмінію, який необхідно ввести для розкислення залишків розплаву.

Також за розробленою методикою можливо встановити, наприклад, товщину затверділого шару металу через 180 хв після заливання сплаву з 0,3% С у циліндричну чавунну виливницю діаметром 1000 мм.

Значення критерію τ/R^2 дорівнює:

$$\tau/R^2 = 180 \text{xB} / (50 \text{cm})^2 = 0,072 \text{ xB/cm}^2.$$
 (1.9)

Від осі ординат (див. рис. 1.6) проводимо пряму до перетину з кривою і перпендикуляр до осі абсцис. Відносна товщина затверділого шару металу складе $\approx 0,55 \ x/R$. Тоді при радіусі виливка 500 мм товщина шару металу, на яку просунеться границя солідус, дорівнює:

$$x = R \cdot 0,55 = 500 \cdot 0,55 = 275 \text{ MM}.$$
 (1.10)

Таким чином, товщина затверділого шару металу у виливку Ø1000 мм через три години охолодження складе ≈275 мм, а частина металу, яка не затверділа і знаходиться у центрі виливка, має Ø450 мм. Крім того, ці дані дозволять також більш точно розрахувати технологію, наприклад, газодинамічного тиску на рідкий залишок металу осьової зони виливка [17-22].

1.4 КІНЕТИКА ПРОСУВАННЯ ФРОНТІВ ВИЛИВАННЯ ТА ЛІКВІДУС ВІД КОКІЛЮ ДО ЦЕНТРУ ВИЛИВКА

На рисунку 1.7 наведено кінетику процесу затвердіння фронту виливання в сплавах Fe-C, яка розрахована за методикою наведеною вище: оцифровані графіки дев'яти експериментальних термографічних досліджень кінетики затвердіння фронту виливання, результати зведені в таблицю Excel, інтерпольовані в діапазоні 0,04 … 4,83%С і отримані 20 кривих із кроком відносної товщини затверділого шару металу 0,05 x/R – від найменшого до центру циліндричного виливка x/R=1.





 τ – час, хв; R - радіус циліндричного виливка, см; х/R - відносна товщина фронту виливання при кроці 0,05 х/R

Необхідність знань про кінетику твердіння фронту виливання обумовлено тим, що для розроблення режимів фізико-хімічної дії на метал в середині виливку після затвердіння робочого шару, більш точним є використання даних о находжені границі виливання в час початку впливу на розплав, а не розрахунок по границі солідус. Так, згідно схемі на рисунку 1.4, ніякого впливу на зону мікроскопічних переміщень із рідкої ділянки виливку вже не відбувається, а в зоні локальних переміщень – можлива лише часткова дія за рахунок фільтрації розплаву між гілками дендритів. Тому розрахунок маси модифікаторів, розкислювачів або феросплавів для введення в центральну частину виливка доцільно виконувати тільки по об'єму (масі) рідкої ділянки та рідко-твердої частини виливку, що кристалізується.

Наприклад, аналогічний вище приведеному розрахунку по температурі солідус, час введення алюмінію в осьову зону виливка діаметром 1000мм після затвердіння 225 мм робочого шару залізовуглецевого сплаву з 0,30% С дорівнює 125 хв (див. рівняння 1.6), що відповідає параметричному критерію $\tau/R^2 \approx 0,05$ хв/см². Але при розрахунку тривалості просування по границі виливання на глибину 225 мм (x/R = 225/500 = 0,45) параметричний критерій дорівнює $\tau/R^2 \approx 0,0419$ хв/см², а час введення алюмінію в осьову зону виливка R=50 см дорівнює 104,8 хв.

Таким чином, при розрахунку по границі солідус $\tau_{\rm S} = 125$ хв, значення для границі виливання менше на 16,8% і більш точне $\tau_{\rm B} = 104,8$ хв, а це забезпечить розподіл алюмінію в центральній частині виливка згідно розрахунку. При модифікуванні на 125 хв концентрація алюмінію буде підвищена, що може негативно вплинути на мікроструктуру.

На рисунку 1.8 наведено результати оцифровки кінетики процесу твердіння границі ліквідує в сплавах Fe-C і отримано 20 кривих із кроком відносної товщини затверділого шару металу 0,05x/R – від поверхні до центру циліндричних виливків x/R=1, що охолоджуються в чавунному кокілі або у виливниці [34].



Рисунок 1.8. Вплив вмісту вуглецю на параметричний критерій Б.Б.Гуляєва (т/R²) процесу затвердіння границі ліквідус в сплавах Fe-C в діапазоні 0,04...4,83%C при охолодженні в кокілі:

τ – час, хв; R – радіус циліндричного виливка, см; х/R – відносна товщина
 границі ліквідус при кроці 0,05 х/R

На відміну від попередніх результатів кінетики твердіння солідус (див. рис. 1.5), мінімальна тривалість відповідає сплавам евтектичного складу, а максимум – при ≈0,1%С і ≈1%С.

Отримані результати можливо пояснити тим, що в виливках зі сталі термопари фіксують тривалу температурну зупинку при температурі ліквідус, а при температурі солідус на кривій охолодження видно лише перегин. Це свідчить про більшу частку виділення прихованої теплоти твердіння при температурі ліквідус, яка збільшує тривалість охолодження при t_L . Тому має місто висновок про низькі ливарні властивості взагалі всіх сталей і, зокрема, з вуглецем $\approx 0,1\%$.

При збільшенні вмісту вуглецю у сплавах Fe-C від сталей до евтектичних чавунів кількість твердої фази при температурі на 5[°]C нижче ліквідус зменшується. Так, відповідно до цих даних чавуни з вуглецевим еквівалентом більше 3,5 містять лише 2 - 3% твердої фази і мають найбільш високу рідкотекучість (рис. 1.9).



Рисунок 1.9. Зміна кількості твердої фази m = T/(T+Ж) при температурі на 5⁰C нижче ліквідус, температурного Δt_{uht} і концентраційного ΔC_{uht} інтервалів затвердіння в залежності від вмісту вуглецю у сплавах Fe-C [24]

Експериментальні криві охолодження також фіксують незначну температурну зупинку при температурі ліквідус і велику – при солідус [25]. Тому виділення більшої частини прихованої теплоти твердіння відбувається при температурі солідус і загальна тривалість твердіння 100% твердої фази у чавунів значно більша ніж у сталі (див. рис. 1.5).

Отримані нами результати [23] показують, що максимальна тривалість твердіння (τ_s) виливків із найбільш поширених доевтектоїдних сталей встановлена для вмісту 0,10%С ($\tau_{s-0,1C}$) і значно менша на 16,8% ($\tau_{s-0,4C}$) – для вмісту 0,40%С:

$$\tau_{\text{S-0,1C}} = 12,575 \cdot 10^{-2} \cdot \text{R}^2 , \qquad (1.11)$$

$$\tau_{\text{S-0,4C}} = 10,462 \cdot 10^{-2} \cdot \text{R}^2 . \qquad (1.12)$$

Для чавунів з вмістом вуглецю 2,44% і 4,45% (див. рис. 1.5) максимальна тривалість твердіння (солідус – $\tau_{s-2,44C}$ і $\tau_{s-4,45C}$) більше, ніж у сталі з 0,4%C на 85% і 75%, відповідно:

$$\tau_{\text{S-2,44C}} = 19,324 \cdot 10^{-2} \cdot \text{R}^2 , \qquad (1.13)$$

$$\tau_{\text{S-4,45C}} = 18,342 \cdot 10^{-2} \cdot \text{R}^2 . \tag{1.14}$$

Технологам металургійних та ливарних цехів необхідно враховувати значну різницю загальної тривалості твердіння (t_s) циліндричних виливків з 0,1%C, 0,4%C, 2,44%C, 4,45%C, наприклад, у виливниці Ø400 мм:

$$\tau_{\text{S-0,1C}} = 12,575 \cdot 10^{-2} \text{xB/cm}^2 \cdot (20 \text{ cm})^2 = 50,3 \text{ xB}, \qquad (1.15)$$

$$\tau_{\text{S-0,4C}} = 10,462 \cdot 10^{-2} \text{xB/cm}^2 \cdot (20 \text{ cm})^2 = 41,8 \text{ xB}, \qquad (1.16)$$

$$\tau_{\text{S-2,44C}} = 19,324 \cdot 10^{-2} \text{xB/cm}^2 \cdot (20 \text{ cm})^2 = 77,4 \text{ xB}, \qquad (1.17)$$

$$\tau_{\text{S-4,45C}} = 18,342 \cdot 10^{-2} \text{xB/cm}^2 \cdot (20 \text{ cm})^2 = 73,4 \text{ xB} . \tag{1.18}$$

Тому ливарні властивості чавунів значно вищі, ніж у сталей. Але залишається незрозумілим максимум тривалості твердіння при 2,5% вуглецю у порівнянні з вмістом 4,0 ... 4,5%С, що вказує на доцільність подальшого експериментального дослідження цих процесів.

1.5 ОСОБЛИВОСТІ КІНЕТИКИ ТВЕРДІННЯ СТАЛЕЙ З ВМІСТОМ ВУГЛЕЦЯ 0,20%, 0,25%, 0,45%, 0,55%, 0,80%, 1,20%, 1,80%

Вище наведено дані про вплив вмісту вуглецю на параметричний критерій τ/R^2 тривалості затвердіння фронтів виливання (див. рис. 1.7), ліквідус (див. рис. 1.8) і солідус (див. рис. 1.5) по відносній товщині затверділого шару металу x/R. Обробка цих даних дозволяє аналізувати процес твердіння виливків з конкретним хімічним складом. Так, на рисунку 1.10 представлено кінетичні криві затвердіння в кокілі циліндричних виливків зі сплаву Fe-0,2%C.

Тривалість затвердіння 100% твердої фази (τ_S) в центрі виливку можливо розрахувати по значенню параметричного критерію τ/R^2 для солідус (3 на рис. 1.10) при x/R = 1, що дорівнює:

$$\tau/R^2 = 11,72 \cdot 10^{-2} \text{ xB/cm}^2$$
, (1.19)

а для виливка Ø400 мм (*R*=20 см) тривалість затвердіння складе:

$$\tau_{\rm S\,(0,2C)} = 11,72 \cdot 10^{-2} \cdot (20)^2 = 46,88 \text{ xB} \approx 47 \text{ xB}$$
 (1.20)

Таким чином, мінімальна тривалість находження злитку Ø400 мм у виливниці дорівнює \approx 47 хв, а по рівнянню квадратного кореню тривалість затвердіння дорівнює $\tau = 69 \dots 94$ хв, що в 1,5 … 2,0 рази вище.

Для виливків Ø400 мм у формі кулі (_b) і плити (_p) мінімальна тривалість твердіння $\tau_{S-b(0,2C)}$ і $\tau_{S-p(0,2C)}$ згідно співвідношення Хворінова М.І. [11,12] дорівнює:

$$\tau_{\text{S-b}(0,2\text{C})} = 0,44 \cdot \tau_{\text{S}(0,2\text{C})} \approx 21 \text{ xB}, \qquad (1.21)$$

$$\tau_{\text{S-p}(0,2\text{C})} = 4 \cdot \tau_{\text{S}(0,2\text{C})} \approx 188 \text{ xB} . \tag{1.22}$$



Рисунок 1.10. Розрахункові криві кінетики твердіння фронтів ліквідус (1), виливання (2) і солідус (3) у виливках зі сплаву Fe–0,2%C, що охолоджуються у циліндричній чавунній виливниці:

т – час, хв; R – радіус виливка, см; x – товщина шару металу, що затвердів

Відомо, що при твердіння металів розчинність газів у розплаві зменшується з температурою, вони об'єднуються, утворюючи бульбашки, раковини та інші дефекти [26-28]. У шарі металу поблизу кокілю (виливниці) їх кількість мінімальна через високу швидкість твердіння, а суцільний фронт твердіння витискує їх в рідкий метал. Можливо утворення лише екзогенних дефектів при проникненні газів у виливок з поверхневого шару ливарної форми внаслідок деструкції ливарної фарби або наявності іржі на поверхні кокілю. Тому ефективним способом усунення ендогенних дефектів є розкислення центральної зони виливка після заливання і твердіння шару металу на поверхні кокілю.

Реалізувати це можливо лише якщо відома маса рідкого металу, що залишається після твердіння заданого шару металу у формі, і тільки потім можливо розрахувати кількість розкислювача. Крім того, розрахунок необхідно проводити не по границі солідус (див. рис. 1.4), а по границі виливання і, таким чином, встановлювати час введення в осьову зону необхідного хімічного елементу.

Наприклад, для встановлення, часу розкислення осьової зони циліндричного злитка Ø400 мм зі сплаву Fe=0,2%C після затвердінні половини товщини виливка (X_{P-C} =100 мм) пропонуємо використовувати наведену послідовність розрахунку:

1. Встановити відносний розмір робочого шару, який технолог обґрунтовує для кожного виливка окремо. Розрахунок виконано для половини товщини:

$$\frac{X_{P-C}}{R} = \frac{100}{200} = 0.5 \ .$$

2. По кінетичній діаграмі твердіння (див. рис. 1.10) із осі абсцис від значення X/R=0,5 проводимо пряму до перетину з кривою 2, а на осі ординат отримаємо значення параметричного критерію:

$$\frac{\tau_B}{R^2} = 5,7149 \cdot 10^{-2} \, c \, / \, m^2$$

 Таки чином, фронт виливання (т_в) в злитку дістанеться товщини 100 мм через:

$$\tau_{\rm B} = 5,7149 \cdot 10^{-2} \cdot (20)^2 = 22,9 \text{ xB}$$

4. Діаметр осьової зони (D_M) і маса рідкого та рідко-твердого металу (m_M) в злитку висотою h=2000 мм після твердіння робочого шару через 22,9 хв складе:

$$D_{M} = 400 \text{ мм} - (100 \text{ мм} \cdot 2) = 200 \text{ мм},$$
$$m_{M} = V_{M} \cdot \rho_{C} = 439600 \text{ г} \approx 440 \text{ кг}$$
де ρ_{C} – густина рідкої сталі прийнято 7.0 г/см³ [2],
 V_{M} – об'єм рідкої та рідко-твердої фаз в осьовій зоні.

Таким чином, для попередження утворення бульбашок і газових раковин у злитку Ø400 мм і висотою 2000 мм, які виділяються за рахунок зменшення розчинності газів при твердіння половини товщини виливка, можливо ввести 0,1% алюмінію, що становить $m_{Al} = 0,440$ кг для розкислення рідкої та рідко-твердої зон виливка.

Використовуючи наведений вище приклад розрахунку, можливо також вводити в осьову зону різні види модифікаторів і легуючих елементів, які підвищать фізико-механічні властивості литих виробів.

За результатами оцифрування та інтерполяції даних переміщення фронтів ліквідус (див. рис. 1.8), виливання (див. рис. 1.7) і солідус (див. рис. 1.5) у виливках з вмістом вуглецю 0,04 ... 4,83% побудовані кінетичні криві фронтів твердіння ліквідус (1), виливання (2) і солідус (3) у виливках зі сплавів Fe – 0,25%C (рис. 1.11) і 0,45%C (рис. 1.12), що охолоджуються у циліндричній чавунній виливниці і мають перитектичне перетворення. Використовуючи отримані результати будь-які дослідники і технологи мають змогу побудувати аналогічні кінетичні криві фронтів твердіння сплавів необхідного хімічного складу для розробки і удосконалення процесів фізичного, хімічного і механічного впливу на рідкий метал, що кристалізується у ливарній формі.



Рисунок 1.11. Розрахункові криві кінетики твердіння фронтів ліквідус (1), виливання (2) і солідус (3) у виливках зі сплаву Fe–0,25%C, що охолоджується у циліндричній чавунній виливниці:

т – час, хв; R – радіус виливка, см; x – товщина шару металу, що затвердів



Рисунок 1.12. Розрахункові криві кінетики твердіння фронтів ліквідус (1), виливання (2) і солідус (3) у виливках зі сплаву Fe–0,45%C, що охолоджується у циліндричній чавунній виливниці:

т – час, хв; R – радіус виливка, см; x – товщина шару металу, що затвердів

Порівняння особливостей твердіння сплавів Fe–0,25%C і Fe–0,45%C, що є одними із поширених в сталеливарних цехах, показує, що рідко-тверда частина (див. рис. 1.4) – інтервал між кривими 1 і 2 в осьовій зоні мінімальний. Твердо-рідка зона у цих сплавів різниться (інтервал між кривими 2 і 3 в осьовій зоні) і становить:

$$\Delta \tau = 2,280 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$$
, хв для сплаву Fe-0,25%C і
 $\Delta \tau = 3,707 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$, хв для сплаву Fe-0,45%C.

Збільшення твердо-рідкої зони на 163% у сплаві з більшим вмістом вуглецю свідчить про наявністі більшої пористості. Крім того, в сплаві Fe– 0,25%C границя виливання в центрі виливку становить $\tau_{B 0,25} = 8,773 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$, хв, а в сплаві Fe–0,45%C раніше – $\tau_{B 0,45} = 6,919 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$. Це свідчить про більш тривалий час живлення усадки із рідкої зони і більшу густину сплаву з 0,25%C.



Рисунок 1.13. Розрахункові криві кінетики твердіння фронтів ліквідус (1), виливання (2) і солідус (3) у виливках зі сплаву Fe–0,55%C, що охолоджується у циліндричній чавунній виливниці:

т – час, хв; R – радіус виливка, см; x – товщина шару металу, що затвердів

Різницю між кінетикою твердіння доевтектоїдних (Fe–0,55%C), евтектоїдних (Fe–0,8%C) і заевтектоїдних сплавів (Fe–1,2%C) видно на рисунках 1.13, 1.14 і 1.15, відповідно.



Рисунок 1.14. Розрахункові криві кінетики твердіння фронтів ліквідус (1), виливання (2) і солідус (3) у виливку зі сплаву Fe–0,80%C, що охолоджується у циліндричній чавунній виливниці:

т – час, хв; R – радіус виливка, см; х – товщина шару металу, що затвердів



Рисунок 1.15. Розрахункові криві кінетики твердіння фронтів ліквідус (1), виливання (2) і солідус (3) у виливку зі сплаву Fe–1,2%C, що охолоджується у циліндричній чавунній виливниці:

т – час, хв; R – радіус виливку, см; x – товщина шару металу, що затвердів

Загальна тривалість твердіння цих сплавів суттєво збільшується з підвищенням вмісту вуглецю:

$$\tau_{\rm S} = 11,202 \cdot 10^{-2} \cdot {\rm R}^2$$
, хв для сплаву Fe–0,55%C,
 $\tau_{\rm S} = 13,009 \cdot 10^{-2} \cdot {\rm R}^2$, хв для сплаву Fe–0,8%C,
 $\tau_{\rm S} = 14,598 \cdot 10^{-2} \cdot {\rm R}^2$, хв для сплаву Fe–1,2%C.

Так, тривалість твердіння виливка Ø 500 мм з 0,55%С дорівнює 70 хв, з 0,80%С – 81,3 хв і з 1,20%С – 91,2 хв. Твердо-рідка зона у цих сплавів, де утворюється усадкова пористість (інтервал між кривими 2 і 3 в осьовій зоні), становить:

$$\Delta \tau_{\text{T-P}} = 3,674 \cdot 10^{-2} \cdot \text{R}^2$$
, хв для сплаву Fe–0,55%C,
 $\Delta \tau_{\text{T-P}} = 3,204 \cdot 10^{-2} \cdot \text{R}^2$, хв для сплаву Fe–0,8%C і
 $\Delta \tau_{\text{T-P}} = 4,807 \cdot 10^{-2} \cdot \text{R}^2$, хв для сплаву Fe–1,2%C.

З підвищенням вмісту вуглецю рідко-тверда зона також збільшується, що погіршує пересування рідкої фази для компенсації усадки:

> $\Delta \tau_{P-T} = 0,058 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$, хв для сплаву Fe–0,55%C, $\Delta \tau_{P-T} = 0,198 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$, хв для сплаву Fe–0,8%C i $\Delta \tau_{P-T} = 0,487 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$, хв для сплаву Fe–1,2%C.

1.6 РОЗРАХУНОК ЧАСУ МОДИФІКУВАННЯ ОСЬОВОЇ ЗОНИ І МАСИ МОДИФІКАТОРУ ДЛЯ ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ ІЗ ЗАЕВТЕКТОЇДНОЇ АДАМІТОВОЇ СТАЛІ

Литі прокатні валки із заевтектоїдних сталей поступово заміщують валки ковані, в яких вміст вуглецю не перевищує 0,85-0,95%. Найбільш відома сталь для лиття валків 150ХНМ (ГОСТ 9487-80) містить 1,4-1,6 %С; 0,25-0,50 %Si; 0,50-0,80 %Mn; 0,8-1,25 %Cr; 0,8-1,25 Ni; 0,1-0,3 %Mo. Завдяки більшій кількості вуглецю ці валки мають високу зносостійкість і дешевше кованих. Але недоліком литих валків є зменшення тимчасового опору, відносного подовження та ударної в'язкості [29]. Частково необхідні властивості валкам надають спеціальною термообробкою. Автори [29] відзначають, що при підвищенні вуглецю збільшується крихкість сталей, ліквація вуглецю і домішок посилюється від поверхні литого валка до його осі. У структурі валка спостерігається майже безперервна карбідна сітка за межами аустенітних зерен.

Дніпропетровський завод прокатних валків також виробляє валки з заевтектоїдної адамітової сталі 150ХНМ і 170ХНМ [30]. Так, сталь 170ХНМ має хімічний склад: 1,4-2,2 %C; 0,20-1,2 %Si; 0,50-1,3 %Mn; 0,5-2,5 %Cr; 0,5-2,0 Ni; 0,2-1,0 %Mo; P \leq 0,03%; S \leq 0,03%. Середнє значення вмісту вуглецю дорівнює 1,8%.

З підвищенням вмісту вуглецю в структурі осьової зони також встановлено утворення безперервної карбідної сітки за межами аустенітних зерен. Якість прокатних валків із заевтектоїдної сталі можливо покращити при зменшенні негативного впливу цементиту, карбідів хрому і молібдену на структуру осьової зони виливків за рахунок введення в осьову зону графітизуючих елементів. Але реалізувати це необхідно тільки після твердіння в кокілі робочого шару із заевтектоїдної сталі. Тому необхідно встановити тривалість твердіння робочого шару, розміри осьової зони з рідким та рідко-твердим металом і на цю масу металу розрахувати масу хімічних елементів-графітизаторів.

Мета досліджень у розділу 1.6 – встановити тривалість твердіння робочого шару в кокілі, розміри осьової зони з рідким та рідко-твердим металом і масу хімічних елементів-графітизаторів для введення в осьову зону і зменшення впливу карбідоутворюючих хімічних елементів на структуру заевтектоїдної сталі з 1,80% С.

Результати. Отримані в нашій роботі криві кінетики твердіння фронтів солідус (див. рис. 1.5), виливання (див. рис. 1.7) і ліквідус (див. рис. 1.8) в інтервалі хімічних складів 0,04 ... 4,83%С дозволили із масиву даних оцифрування і інтерполювання обрати по 20 точок з відносним розміром виливка 0,05 x/R для сплаву з 1,8% вуглецю і побудувати розрахункові криві кінетики твердіння (рис. 1.16) фронтів ліквідус (1), виливання (2) і солідус (3).





т – час, хв; R – радіус виливка, см; х – товщина шару металу, що затвердів

Розрахунок маси і часу введення графітизуючого модифікатора в осьову зону валка виконували відповідно до кількості рідкої та рідко-твердої фаз, які залишаються після твердіння робочого шару у бочках валків різних розмірів за послідовністю:

1. Визначити відносну товщину робочого шару бочки валка з врахуванням припусків на усадку і механічну обробку.

2. Розрахувати час проникнення границі виливання робочим шаром бочки до товщини, яка повинна відповідати вимогам замовника продукції.

3. Розрахувати товщину затверділого шару сталі, а потім об'єм і масу рідкої та рідко-твердої осьової зони в бочці валка.

4. Розрахувати товщину затверділого шару сталі в нижній і верхній шийках.

5. Розрахувати об'єм і масу рідкої та рідко-твердої осьової зони в нижній і верхній шийках на момент закінчення твердіння робочого шару бочки.

6. Розрахувати загальну масу сталі рідкої та рідко-твердої в осьовій зоні валка.

7. Розрахувати масу графітизуючого модифікатора для введення в осьову рідку та рідко-тверду зону бочки, нижньої і верхньої шийок валка.

Розміри бочки валка, яка охолоджується в кокілі, дорівнює: Ø 520 мм, висота h = 1400 мм. Товщину робочого шару в бочці необхідно отримати 50 мм. Тоді відносна товщина робочого шару складає:

$$x/R = 50 : 260 = 0,1923$$
.

На осі абсцис від значення x/R = 0,1923 (див. рис. 1.16) проводили перпендикуляр вгору до границі виливання 2, а від неї горизонтальну пряму до осі ординат і встановлювали значення параметричного критерію (τ/R^2) і час (τ) введення графітизуючого елементу в осьову зону прокатного валка:

$$\tau/R^2 = 0,7352 \cdot 10^{-2} \text{ xB/cm}^2$$
, (1.23)

$$\tau = 0,7352 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 0,7352 \cdot 10^{-2} \cdot (26)^2 = 4,97 \text{ xB}, \text{ abo } 4 \text{ xB } 58 \text{ c}$$
 (1.24)

На цей час діаметр зон рідкого та рідко-твердого металу у формі дорівнює: 520 мм – (2·50 мм) = 420 мм. При висоті бочки h = 1400 мм об'єм цих зон дорівнює V_{PP-T} = 193864 см³. Маса сталі у цих зонах становить:

$$m_{p \ p\text{-}T} = V_{P \ P\text{-}T} \ \rho_c = 193864 \ cm^3 \cdot 7 \ r/cm^3 = 1357048 \ r \approx 1357 \ kr.$$

Відомо, що модифікування сплавів Fe-C в литниковій системі забезпечує високі фізико-механічні властивості виливків [35-37]. Однак запропоновані технології призначені для фасонних дрібних виливків та їх неможливо використати для масивних виливків, якими є прокатні валки, тому що тривалість твердіння робочого шару в ливарній формі на порядок більша [15]. Процес графітизуючого модифікування прокатних валків в ливарній формі після твердіння робочого шару в бочці валка розроблено в [38]. Показано, що алюміній та лігатури на його основі дозволяють зменшити в осьовій зоні кількість цементиту. Тому для реалізації цієї технології доцільно використати наведений в [39] пристрій для введення алюмінію по центру виливка.

Наприклад, для бочки прокатного валка Ø520 мм, h = 1400 мм і масою 2080 кг, кількість алюмінію приймали 0,1% від маси рідкого та рідкотвердого сплаву (m_{p p-т} \approx 1357 кг). Таким чином, маса алюмінію для графітизуючого модифікування бочки валка із заевтектоїдної сталі з 1,80% С дорівнює m_{Al} \approx 1,357 кг.

Таким чином, використання кривих кінетики твердіння фронтів виливання, ліквідус і солідус дозволяє розраховувати технологічні процеси модифікування і розкислення осьової зони прокатних валків із заевтектоїдної сталі після твердіння робочого шару у кокілі [22, 23, 32, 34].

1.7 ОБГОВОРЕННЯ ГРАНИЦЬ ВИКОРИСТАННЯ ОТРИМАНИХ РЕЗУЛЬТАТІВ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

За класифікацією Б.Б. Гуляєва [8] наведені в розділі 1.1 аналітичні методи розрахунків твердіння виливків відносяться до класу інженерних методів. Трудність визначення коефіцієнту к призвела до необхідності визначати його методом виливання.

Чисельні експериментальні вимірювання температур твердіння виливків і їх суміщення з методом виливання у різні проміжку часу зумовило необхідність їх узагальнення і представлення у зручному і відносно простому вигляді. Б.Б. Гуляєв [10] вперше показав, що рівняння для визначення коефіцієнту твердіння можливо представити у вигляді залежності між безрозмірними величинами:

$$f(\frac{T}{T_0}; \frac{t}{T_0}; \frac{a\tau}{R^2}; \frac{cT_0}{L}; \frac{x}{R}) = 0 , \qquad (1.25)$$

де *R* – визначальний розмір тіла;

х – товщина шару металу, що затвердів;

- а температуропровідність сплаву;
- *т*-час твердіння;
- с питома теплоємність сплаву;
- L прихована теплота твердіння

Рівняння (1.25) у загальній формі застосовано для тіл кінцевих розмірів за умови їх подібності. За постійного матеріалу виливків, ливарних форм, теплоти перегрівання рівняння, що наведено вище, можна використати у вигляді [10]:

$$\varphi(\frac{x}{R};\frac{\tau}{R^2}) = 0 \quad . \tag{1.26}$$

Тут критерій Фур'є (*Fo*) замінений параметричним критерієм τ/R^2 , оскільки значення температуропровідності для однакових ливарних матеріалів можуть бути введені у масштабі відповідних діаграм кінетики просування фронту твердіння – ізоліквідус, ізосолідус та границі виливання [8]. Коефіцієнт температуропровідності (*a*) характеризує швидкість зміни (вирівнювання) температури речовини у нерівноважних теплових процесах,

яка чисельно дорівнює відношенню теплопровідності до об'ємної теплоємності при постійному тиску. Температуропровідність (*a*) і теплопровідність (λ) є двома з найбільш важливих параметрів речовин і матеріалів, оскільки вони описують процес перенесення теплоти і зміну температури у них. Таким чином, Б.Б. Гуляєв за наведеними нижче формулами запропонував розраховувати час твердіння за рівнянням 1.30:

$$Fo = \frac{a\tau}{R^2},\tag{1.27}$$

$$a = \frac{\lambda}{c\rho},\tag{1.28}$$

$$Fo\frac{c\rho}{\lambda} = \frac{\tau}{R^2},\tag{1.29}$$

$$\tau = Fo \frac{c\rho}{\lambda} R^2 = Gu \cdot R^2 , \qquad (1.30)$$

де *Gu* – коефіцієнт, що узагальнює теплофізичні властивості сплаву, які постійно змінюються при затвердінні шару металу *x/R* від 0 до 1.

У відомому рівнянні квадратного кореня, коефіцієнт затвердіння к постійний і не змінюється на протязі твердіння сплаву від поверхні до центру виливка. Рівняння квадратного кореню не дає точні данні для твердіння осьової зони, в якій швидкість твердіння збільшується [31]. Таким чином, значення коефіцієнту *Gu* у рівнянні (1.30) постійно змінюється при твердінні сплаву в інтервалі x/R від 0 до 1, що має принципову важливість для розрахунків тривалості твердіння.

Так, на рисунку 1.17 нами наведені криві кінетики твердіння фронтів ліквідус (1), виливання (2) і солідус (3) у виливку зі сплаву Fe–0,15%C, які будували по 20 точках за отриманими значеннями (див. рис. 1.5, 1.7, 1.8).



Рисунок 1.17. Розрахункові криві кінетики твердіння фронтів ліквідус (1), виливання (2) і солідус (3) у виливку зі сплаву Fe–0,15%C, що охолоджується у циліндричній чавунній виливниці:

т – час, хв; R – радіус виливка, см; x – товщина шару металу, що затвердів

Для кожного відносного розміру х/R шару металу на осі абсцис відповідає конкретне значення коефіцієнта $Gu = \tau/R^2$. Причому, розміри виливка можуть змінюватися у широких межах, але товщина циліндричного чавунного кокілю або виливниці $\delta_{\rm K}$ при виконанні експериментальних досліджень Б.Б.Гуляєв приймав за формулою, що наведена у відомому довіднику Н.Г. Гіршовича [32]:

$$\delta_{\rm K} = 0.18 \, \mathrm{D}_{\rm B} + \Delta \mathrm{h} \quad , \tag{1.31}$$

63

де D_Б – діаметр виливка, мм;

Δh – технологічний припуск на переточку, який дорівнює 80...120 мм.

Однак Б.Б. Гуляєв підкреслює, що наведені рівняння (1.25-1.30) є першим наближенням, а для підвищення точності розрахунку необхідно враховувати критерій Біо та інші співвідношення [8, 10].

Слід відзначити, що оцифрування експериментальних кривих твердіння Б.Б. Гуляєва, О.Н. Магницького, Л.М. Постнова та інших авторів [8,9] наведено в [31] тільки для відносного розміру х/R=1, тобто для осьової зони циліндричного виливка. В нашій роботі для отримання кривих кінетики процесу твердіння оцифрування виконали зі значеннями х/R 0,05 до 0,95, а також включені значення х/R=1.

Наведені вище криві кінетики твердіння сплавів Fe-C (без домішок інших елементів) можливо використовувати для реальних сплавів за допомогою відомих формул для вуглецевого еквіваленту, який встановлює положення хімічного складу по відношенню до евтектичної точки [2, 32, 33, 40]. Наприклад, для сталей:

$$C_E = C + Mn/6 + (Cr + V + Mo)/5 + (Ni + Cu)/15,$$

і чавунів

$$C_E = C + 0.3 \text{ Si} + 0.33 \text{ P} - 0.027 \text{ Mn} + 0.4 \text{ S}$$
.

Таким чином, доцільно хімічний склад реального сплаву корегувати по формулам вуглецевого еквіваленту (С_Е) і проводити розрахунки процесів твердіння у виливках у першому наближенні.

Отримані за експериментальними дослідженнями розрахунки кінетики просування фронтів твердіння ліквідус, солідус і виливання рідкого металу від поверхні до центру виливків за параметричним критерієм τ/R^2 і відносним розміром х/R доцільно використовувати для оцінки точності комп'ютерного

моделювання процесів затвердіння сплавів Fe-C і подальшої адаптації математичних моделей завдяки корегуванню теплофізичних коефіцієнтів для металу виливків і матеріалу ливарної форми.

1.8 ВИСНОВКИ ДО ПЕРШОГО РОЗДІЛУ

1. Температури ліквідує і солідує значної частини сплавів встановлені, але кінетика зміни рідко-твердої та твердо-рідкої зон по товщині виливка, положення границі виливання між цими зонами відомі тільки для окремих залізовуглецевих сплавів, що охолоджуються в кокілях та виливницях. Виконання таких досліджень потребує суміщення виміру температури по всій товщині виливка за допомогою термопар, гарячі спаї яких необхідно захищати від впливу рідкого металу, і виливання рідко-твердої фази на різних етапах твердіння для встановлення положення фронтів виливання, ліквідує і солідує у цей момент часу. Відсутність даних про тривалість находження сплавів у рідко-твердому та твердо-рідкому стані не дозволяє регулювати процеси спрямованого затвердіння виливків, розробляти методи фізичного та хімічного втручання в процес твердіння центральних зон виливків для подрібнення мікроструктури, модифікування, легування і розкислення металу.

2. Виконано оцифровку дев'яти експериментальних досліджень затвердіння Fe-C сплавів в кокілі циліндричних виливків з вмістом вуглецю 0,04%, 0,1%, 0,4%, 0,93%, 1,42%; 2,44%, 3,28%, 4,45%, 4,83%, які наведені в роботах Б.Б. Гуляєва, О.Н. Магницького, Л.М. Постнова та інших. Результати оцифровки в координатах відносної товщини затверділого шару металу x/R і параметричного критерію τ/R^2 інтерполювали на діапазон хімічних складів 0,04 ... 4,83%C.

3. Побудовані криві тривалості твердіння з кроком 0,05*х/R* для фронтів ліквідус, виливання рідкого залишку металу та солідус, за якими отримали кінетичні криві для окремих Fe-C сплавів з вмістом вуглецю 0,15%, 0,20%, 0,25%, 0,45%, 0,55%, 0,80%, 1,20%, 1,80%. Зіставлення отриманих

результатів розрахунку тривалості твердіння 100% твердої фази виливків зі сталі з розрахунками за рівнянням квадратного кореню показало, що останні дають завищені в 1,27 ... 1,73 рази результати у порівнянні з експериментальними. Застосовування розрахункових кінетичних кривих твердіння дозволить скоротити час находження виливків у чавунних кокілях та виливницях, збільшити частоту використання кокільно-опокового оснащення, яке має високу вартість. Також більш точне встановлення мінімального часу находження виливка у формі забезпечить безпечне переміщення виливниці зі злитком з кесону до ділянки охолодження або вибивання виливків з форми і переміщення в термічну піч для виконання технології гарячого посаду.

4. Отримані криві просування границі виливання для сплавів Fe-C дозволяють реалізувати виробництво виливків і злитків за технологією у якій: після твердіння заданого робочого шару металу на виливниці розраховується необхідна кількість модифікатору, розкислювача або феросплаву для введення в центральну рідку та рідко-тверду зони виливка. Поступове розплавлення цих хімічних сполук забезпечує плавну зміну мікроі макроструктури між робочим шаром і осьовою зоною.

5. Встановлено, що для розроблення режимів фізичної, хімічної і механічної дії на метал в осьовій зоні виливка після затвердіння робочого шару, більш точним є використання отриманих даних про находження границі виливання, а не розрахунок по границі солідус, що використовували раніше. Це обумовлено тим, що розплав із рідкої ділянки виливка не проникає в зону мікроскопічних переміщень з усадковою пористістю, а в зоні локальних переміщень – можливо лише часткове живлення усадки за рахунок фільтрації рідкого металу між гілками дендритів, що підтверджує розподіл радіоактивних ізотопів W¹⁸⁵, Ag¹¹⁰, Ca⁴⁵, Co⁶⁰, Zn⁶⁵, Zr⁹⁴ в роботах Б.Б. Гуляєва. Тому розрахунок маси модифікаторів, розкислювачів або феросплавів для введення в осьову зону виливка доцільно виконувати тільки за об'ємом (масою) рідкої ділянки та рідко-твердої частини виливка.

6. Максимальна тривалість твердіння ліквідус у виливків встановлена для вмісту вуглецю $\approx 0,1\%$, що можливо пояснити наведеними розрахунками виділення максимальної кількості твердої фази при температурі на 5⁰ нижче температури ліквідус. Це підтверджують також вимірювання температури термопарами, які фіксують тривалу температурну зупинку при ліквідус, а при температурі солідус на кривій охолодження видно лише перегин. Тому виділення більшої частини прихованої теплоти твердіння при температурі ліквідус збільшує тривалість охолодження при t_L і має місце висновок про низькі ливарні властивості сталей з вмістом вуглецю $\approx 0,1\%$.

7. При збільшенні вмісту вуглецю від сталей до доевтектичних чавунів кількість твердої фази при температурі на 5⁰ нижче ліквідус зменшується. Так, чавуни з вуглецевим еквівалентом більше 3,5 містять лише 2 - 3% твердої фази, а експериментальні криві охолодження фіксують незначну температурну зупинку при температурі ліквідус і велику – при солідус. Тому виділення більшої частини прихованої теплоти твердіння відбувається при температурі солідус і загальна тривалість твердіння 100% твердої фази у чавунів значно більша, ніж у сталі. Але залишається незрозумілим максимум тривалості твердіння при 2,5% вуглецю у порівнянні з вмістом 4,0 ... 4,5%C, що вказує на доцільність подальшого експериментального дослідження цих процесів.

8. Отримані за експериментальними дослідженнями розрахунки кінетики просування фронтів твердіння ліквідус, солідус і виливання рідкого металу від поверхні до центру виливків за параметричним критерієм τ/R^2 і відносним розміром х/R доцільно використовувати для оцінки точності комп'ютерного моделювання процесів затвердіння сплавів Fe-C і подальшої адаптації математичних моделей завдяки корегуванню теплофізичних коефіцієнтів для металу виливків і матеріалу ливарної форми.

9. Литі прокатні валки із заевтектоїдних сталей поступово замінюють валки ковані, в яких вміст вуглецю не перевищує 0,85-0,95%. Завдяки більшій кількості вуглецю литі валки мають високу зносостійкість і дешевше

кованих. Але недоліком литих валків є зменшення тимчасового опору, відносного подовження та ударної в'язкості осьових зон виливків. У структурі валків спостерігається майже безперервна карбідна сітка за межами аустенітних зерен, що призводить до їх руйнування при роботі на прокатному стані.

10. Підвищити якість прокатних валків із заевтектоїдної сталі можливо при зменшенні негативного впливу цементиту, карбідів хрому і молібдену на структуру осьової зони виливків за рахунок введення в осьову зону графітизуючих елементів. Але реалізувати це необхідно тільки після твердіння в кокілі робочого шару із заевтектоїдної сталі з високою зносотійкостью. Тому необхідно спочатку встановити тривалість твердіння робочого шару, потім розміри осьової зони з рідким та рідко-твердим металом і на цю масу металу розрахувати масу хімічних елементів-графітизаторів.

11. Вперше отримано криві кінетики твердіння фронтів виливання, солідус та ліквідус з кроком по відносному розміру виливка 0,05 x/R для заевтектоїдної сталі з 1,80% С. Запропоновано методику розрахунку маси і часу введення графітизуючого модифікатора в осьову зону валків різних розмірів відповідно до кількості рідкої та рідко-твердої фаз, які залишаються після твердіння робочого шару у бочці. З використанням кривих кінетики твердіння сплаву Fe–1,8%С виконано розрахунок для бочки прокатного валка 0520 мм, h = 1400 мм і масою 2080 кг. Після твердіння через 4 хв 58 с робочого шару в кокілі залишається в осьовій зоні 1357 кг рідкого та рідкотвердого сплаву. Для графітизуючого модифікування осьової зони бочки валка із заевтектоїдної сталі з 1,80% С доцільно ввести 0,1% алюмінію масою 1,357 кг. Для реалізації цієї технології наведено спосіб лиття і схему ливарної форми для введення алюмінію по центру виливка.

1.9 ЛІТЕРАТУРА ДО РОЗДІЛУ 1

1. ДСТУ 9051:2020. Виливки з чавуну і сталі. Дефекти. Терміни та визначення понять. Чинний від 2021-04-01. Вид. офіц. Київ : УкрНДНЦ, 2021. 16 с.

2. Лейбензон В.О., Пілюшенко В.Л., Кондратенко В.М., Хричиков В.Є., Недопьокін Ф.В., Білоусов В.В., Дмитрієв Ю.В. Тверднення металів і металевих композицій: Підручник для ВУЗів – Видання друге, доопр. Київ: Наукова думка, 2009. 447 с.

https://nmetau.edu.ua/file/tverdinnya_metaliv_i_metalevih_kompozitsiy._pidruchn ik..pdf

3. E. Moumeni, N.S.Tiedje and J.H.Hattel, "Effect of titanium on the near eutectic grey iron", 12th International Foundrymen Conference, Sustainable Development in Foundry Materials and Technologies, May 2012, Opatija, Croatia, published in the journal International Foundry. 27 (2011) 012062. P. 1–6. doi:10.1088/1757-899X/27/1/012062.

4. Doru M. Stefanescu, The Ohio State University and The University of Alabama, Roxana Ruxanda, Emerson Climate Technologies. The Liquid State and Principles of Solidification of Cast Iron. Fundamentals of the Metallurgy of Cast Iron. 2017 ASM International. P. 46–58.

5. Малишев В. А., Шинский О. И., Соколовская Л. А. Физикохимические аспекты улучшения температурних условий кристаллизации Fe-С сплавов в полости песчаных форм. Сообщение 5 // Металл и литье Украины. 2015. № 11 (270). С. 19–23.

6. B.I., Дихта Л.М., Л.П. Андреев Клименко Математичне процесів твердіння моделювання та охолодження порожнинного циліндричного виливка при відцентровому литті в масивний кокіль. Миколаївський державний гуманітарний університет ім. Петра Могили. Наукові праці. Том 35. Випуск 22. 2004. С. 59-69.

7. Reisa, A., Xub, Z., Tolb, R.V., Netoc R. Modelling feeding flow related shrinkage defects in aluminum castings // *Journal of Manufacturing Processes*. 14(2012) 1-7. (in English). doi:10.1016/j.jmapro.2011.05.003.

8. Гуляев Б.Б. Литейные процессы. Москва-Ленинград: Машгиз, 1960. 416 с.

9. Гуляев Б.Б., Магницький О.Н. Физико-химические процессы затвердевания слитка. *Физико-химические основы производства стали*. Труды III конференции по физико-химическим основам производства стали. Изд. Академия наук СССР. Институт металлургии имени А.А. Байкова: Москва, 1957. С. 659–682.

10. Гуляев Б.Б. Затвердевание и неоднородность стали. М-Л.: Металлургиздат. 1950. – 227 с.

11. Хворинов Н.И. Кристаллизация и неоднородность стали. Москва: перевод с чешского. Машгиз, 1958. 392 с.

12. Хворинов Н.И. Затвердевание отливок. Москва: перевод с нем. и чешского. Иностранная литература, 1955. 141 с.

13. Назаратин В.В., Василевский П.Ф. Экспериментальное исследование процесса затвердевания стальных отливок при различных условиях охлаждения. Москва: ЦНИИТМАШ, 1968. №183. С. 111–121.

14. Назаратин В.В., Василевский П.Ф., Квятковский А.Ф., Бельцов П.Ф. Кинетика процесса формирования стальных отливок при различных условиях охлаждения. Сборник трудов: *Литейные свойства сплавов*. Киев: ИПЛ АН УССР, 1972. С. 111–121.

15. Khrychikov, V. E., & Menyailo E. V. Temperature Patterns and Pouring Limits of High-Strength Cast Iron during Solidification in the Combined Chill-Sandy Mold Box. Metallurgical and Mining Industry, Vol. 3, 2011, №2, p. 39–43.

16. Справочник по чугунному литью: коллек. моногр. под ред.Н.Г. Гиршовича. Изд. 3-е. Ленинград: Машиностроение, 1978. 758 с.

17. Селиверстов В.Ю. Теоретические и технологические основы газодинамического воздействия на затвердевающий металл в литейной форме: Дис. д-ра техн. наук: спеціальність 05.16.04. Дніпропетровськ, НМетАУ, 2011. – 289 с.

18. Селівьорстов В.Ю. Дослідження газодинамічного впливу на властивості литої вуглецевої сталі. *Теорія і практика металургії*. - №4-5.- 2007.– С. 22–25.

19. Селиверстов В.Ю. Технология газодинамического воздействия на расплав в литейной форме – один из перспективных способов повышения качества металла отливок. *Сучасні проблеми металургії*. Том 10, 2007. С. 25–35.

20. Спосіб отримання виливків: пат. 46128 Україна: Селівьорстов В.Ю., Хричиков В.Є., Куцова В.З., Меняйло О.В., Савега Д.О. Заявл. 10.12.2009; опубл. 10.12.2009. Бюл. № 23, 2009 р.

Пристрій для одержання виливків: пат. 91943 Україна:
 Селівьорстов В.Ю., Хричиков В.Є., Куцова В.З., Меняйло О.В. Заявл.
 15.06.2009; опубл. 10.09.2010. Бюл. № 17, 2010 р.

22. *Семенов О.Д.*, Іванова Л.Х. Розрахунок процесу модифікування осьової зони прокатних валків із заевтектоїдної сталі з вмістом вуглецю 1,80%. *Теорія і практика металургії*. 2022. № 6. –С. 15-18.

23. *Семенов О.Д.*, Хричиков В.Є., Куцова В.З., Меняйло О.В. Розрахунок кінетики просування фронту твердіння ізосолідус залізовуглецевих сплавів у кокільних циліндричних формах. *Процеси литя*. 2021. № 2 (144). С. 31–38. <u>https://doi.org/10.15407/plit2021.02.023</u>.

24. Нехендзи Ю.А. Литейные свойства сплавов. Тр. X1 сов. по теории литейных процессов: *Литейные свойства металлов и сплавов*. М., Наука, 1967. С. 25–38.

25. Хрычиков В.Е. Термокинетические условия образования усадочных дефектов в чугунных прокатных валках. *Процессы литья*. № 1, 1996. С. 24–31. 26. Вейник А.И. Теория затвердевания оливок. Москва: Машгиз, 1960. 435 с.

27. Раддл Р.У. Затвердевание отливок. Москва: перевод с английского. Машгиз. 1960. 392 с.

28. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. М., Металлургия, 1976. 552 с.

29. Шестакова Е.Н., Потапов А.И., Орлов Г.А. Пути повышения качества кованых прокатных валков. Уральский Федеральный Университет, Институт машиноведения УрОРАН, г. Екатеринбург, 2014. с. 483–486. https://elar.urfu.ru/bitstream/10995/33343/1/itvmim_2014_103.pdf

30. ТУ У 28.9-00187375-106:2018. Валки чавунні та сталеві для гарячого прокатування металів. Дніпро: Дніпропетровський завод прокатних валків. 2018. 36 с. <u>https://nmetau.edu.ua/file/ty_y_28.9-00187375-106-2018_rollers_cast_iron_and_steel.pdf</u>.

31. Меняйло О.В. Наукові і технологічні основи процесів спрямованого твердіння масивних виливків із залізовуглецевих сплавів у комбінованих кокільно-піщаних формах. Дис. д-ра техн. наук 05.16.04. НМетАУ. Захищено у спец. раді ФТІМС НАН України, Київ, 2020. – 289 с.

32. Семенов О.Д., Хричиков В.Є. Анализ кинетических кривых затвердевания с целью определения продолжительности затвердевания отливок из Fe-C сплавов. Перспективні технології, матеріали та обладнання у ливарному виробництві: матеріали VI Міжнародної науково-технічної конференції, 25–28 вересня 2017 р. / ред. А. М. Фесенка, М. А. Турчаніна. Краматорськ: ДДМА, 2017. С. 112-114. http://www.dgma.donetsk.ua/docs/kafedry/tolp/publication/tolpkonf/%D0%A2%D 0%B5%D0%B7%D0%B8%D1%81%D1%8B2017.pdf

33. Гиршович Н.Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. М.: Машиностроение, 1966. 565 с.

34. *Семенов О.Д.*, Хричиков В.С., Меняйло О.В., Афтандилянц Є.Г., Гнилоскуренко С.В. Вплив вмісту вуглецю на тривалість твердіння фронту

ізоліквідус сплавів Fe-C у кокільних циліндричних формах. *Теорія і* практика металургії. 2022. №3. С. 57–62.

35. Fesenko, E.V., Mogylatenko, V.G., Fesenko, A.N., Kosyachkov, V.A., Fesenko, M.A. Manyfacture of two-layers and double-sided iron castings with differential structure and properties. «EUREKA: Physical Sciences and Engineering», 2015, №1, 55-59 c. https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/maksym_fesenko.pdf. Scopus.

36. Kalinin, V.T., Khrychikov, V.E., Krivosheev, V.A., Menyailo, E.V. Theory and practice of cast-iron inoculation by ultra - and nanodispersed materials. Metallurgical and Mining Industry. 2(5), 2010.- c. 341-347. https://www.scopus.com/sourceid/21100197765?origin=resultslist

37. Fesenko M.A., Fesenko A.M.. In-mould graphitizing, spheroidizing, and carbide stabilizing inoculation of cast iron melt Progress in Physics of Metals. 2020. 21(1), c. 83-101. https://doi.org/10.15407/ufm.21.01.083

38. Хитько О.Ю., Іванова Л.Х., Хричиков В.Є. Модифікатор для внутрішньоформенного модифікування осьової зони прокатних валків. *Теорія і практика металургії*. 2021. №3. С. 26–30. https://doi.org/1034185/tpm.3.2021.04

39. Спосіб виготовлення виливків для одержання двошарових листопрокатних валків, ливарна форма і модифікатор для здійснення способу: пат. 80101, Україна: Хричиков В Є., Хитько О.Ю., Кліменко Ф.К., Бойко Л.Г.. Опубл. 27.08.07, Бюл. № 13. https://base.uipv.org/searchINV/search.php?action=viewdetails&IdClaim=23788.

40. Як Розрахувати Вуглецевий Еквівалент. Міжнародний інститут зварювання (IIW). URL: http://ua.worldironsteel.com/news/how-to-calculate-the-carbon-equivalent-

43475318.html#:~:text=%D0%92%D1%83%D0%B3%D0%BB%D0%B5%D1%86%D0%B5%D0%B2%D0 %B8%D0%B9%20%D0%B5%D0%BA%D0%B2%D1%96%D0%B2%D0%B0%D0%BB%D0%B5%D0%B5 D%D1%82%20%D1%81%D1%82%D0%B0%D0%BB%D1%96%20%2D%20%D1%86%D0%B5%20%D 0%BF%D0%B5%D1%80%D0%B5%D1%82%D0%B2%D0%BE%D1%80%D0%B5%D0%BD%D0%BD D1%8F,%D0%B7%D0%B0%D0%B3%D0%B0%D1%80%D1%82%D1%83%D0%B2%D0%B0%D0%B5 %D0%BD%D1%8F%2C%20%D1%85%D0%BE%D0%BB%D0%BE%D0%B4%D0%BD%D0%B5%20%
D1%80%D0%BE%D0%B7%D1%82%D1%80%D1%96%D1%81%D0%BA%D1%83%D0%B2%D0%B0% D0%BD%D0%BD%D1%8F%20%D1%96%20%D0%B7%D0%BB%D0%BE%D1%8F%D1%81%D0%BB %D0%B5%D0%BD%D0%BD%D1%8F (дата звернення: 18.07.2023).

41. Хрычиков В.Е. Теплофизические процессы направленного затвердевания чугунных прокатных валков. Дис. д-ра техн. наук: 05.16.04 Ливарне виробництво. Киев: ИПЛ НАН Украины. 1993. 350 с.

42. V.E.Khrychikov, H.V.Meniailo, O.D.Semenov, Y.G.Aftandiliants, S.V.Gnyloskureno. Graphitizing modification of the axial zone of cast iron rolling rolls in the liquidus-solidus temperature range. Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu. Dnipro, Ukraine. 2023, № 1. P. 67-73. https://doi.org/10.33271/nvngu/2023-1/067.

Розділ 2. РОЗРОБКА ПРОЦЕСУ ГРАФІТИЗУЮЧОГО МОДИФІКУВАННЯ РІДКОЇ ТА РІДКО-ТВЕРДОЇ ЧАСТИН ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ ПІСЛЯ ТВЕРДІННЯ РОБОЧОГО ШАРУ

2.1 ПОСТАНОВКА ПРОБЛЕМИ ТА СТАН ПИТАННЯ

експлуатаційні характеристики багатьох литих виробів Основні визначаються, в основному, фізико-механічними властивостями ïχ поверхневих шарів [1,2], макро- і мікроструктурою [3,4]. Так, основний об'єм буріння виконують тришарові шарошки [5]; виливки у формі плити використовують, в основному, в млинах середнього і тонкого помолу на гірничозбагачуваних комбінатах; бронеплити, які не мають явно виражених виступів або ліфтерів, забезпечують захист внутрішніх стінок барабану млина, "підняття" кулі, що меле, під час обертання млина, сортування помольних куль в млині по величині і "просування" подрібнюваного матеріалу на вивантаження. Виливки у формі кулі застосовують для подрібнювання корисних копалин різних видів на збагачувальних комбінатах для виготовлення портландцементу, гіпсу, порошку необхідної дисперсності для використання в фарбах, піротехнічних засобах, в кераміці, а чавунні валки – для розмолу борошна або прокату куль.

Найбільш поширеним матеріалом, який забезпечує високу твердість робочого шару у помольних кулях та прокатних валках у порівнянні зі сталлю, є чавун [6-9], проте підвищення експлуатаційної стійкості таких виливків залежить також від міцності та в'язкість шарів металу, які розташовані після зносостійкого робочого шару. Для чавунних валків незадовільна макро- і мікроструктура осьової зони є причиною поломки в процесі експлуатації. За даними А.Є. Кривошеєва [8] прокатний валок повинен мати твердий зносостійкий робочий шар, властивості якого визначаються, в основному, кількістю цементиту і мікротвердістю матриці, а починаючи з перехідної зони і в осьовій зоні має бути структура з мінімальною кількістю крихких структурних складників, які зменшують міцність валка при роботі на прокатному стані.

Тому при виробництві чавунних прокатних валків обмежують наявність карбідної сітки в шийках і трефах, а також карбідів в осьовій зоні, які знижують міцність валків [9]. Однак відомо утворення внутрішнього відбілу в центральних частинах чавунних виливків різного хімічного складу. Так, при охолодженні в кокілі діаметром 431 мм бочки прокатного валка з робочим шаром з вибіленим чавуном (С – 3.75%; Si – 0.44%; Mn – 0.39%; P – 0.38%; S – 0.14%; Cr – 0.73%; Ni – 1.81%, температура заливання 1305 °C) встановлено утворення відбілу (рис. 2.1) в осьовій зоні [10].



Рисунок 2.1. Макроструктура бочки прокатного валка з сірого чавуну із вибіленим робочим шаром на поверхні і карбідами в осьовій зоні при охолодженні у чавунному кокілі Ø431 мм [10]

В виливках із чавуну з кулястою формою графіту (С – 3.10%; Si – 1.41%; Mn – 0.58%; P – 0.214%; S – 0.010%; Cr – 0.34%; Ni – 0.91%, Mg – 0.04%, температура заливання 1320° C) утворюється стовпчаста макроструктура не тільки в робочому шарі, а і в осьовій зоні (рис. 2.2), що зменшує міцність валка при його експлуатації [11].



Рисунок 2.2. Стовпчаста макроструктура бочки прокатного валка з високоміцного чавуну, що охолоджується в кокілі Ø450 мм [11]

Крім того, кількісний аналіз структурних складових по глибині бочки валка показав збільшення площі цементиту з 18% на глибині 130 мм до 22% в центрі виливка незважаючи на нагрів ливарної форми у процесі твердіння виливку і зменшення швидкості охолодження сплаву в інтервалі температур ліквідус-солідус. Твердіння шийок і трефів валків в піщано-глинистих елементах ливарної форми сприяє утворенню в структурі незначної кількості крихкої цементитної складової.

Для різних прокатних станів і клітин валки повинні мати різну твердість, мікро- і макроструктуру [8,9], які забезпечують максимальну експлуатаційну стійкість в умовах сил тертя при високотемпературній дії, ударних і вигинаючих навантажень, що циклічно змінюються. Відомі технології плавлення металу з метою одержання робочого шару бочки з необхідними фізико-механічними властивостями забезпечують, в першу чергу, високу зносостійкість робочого шару [10]. Тому тільки після заливання розплаву в ливарну форму і твердіння заданої товщини робочого шару можливо втручатися в процес твердіння осьової зони для зменшення транскристалічності макроструктури і кількості цементиту.

Ефективним процесом отримання заданої структури чавуну є модифікування розплаву [12,13] у тому числі в литниковій системі в процесі заливання ливарної форми для отримання двошарових виливків. Однак, запропоновані технології призначені для фасонних дрібних виливків і їх неможливо використати для масивних виливків, якими є чавунні прокатні валки, тому що тривалість твердіння робочого шару на порядок більша. Розрахувати кінетику твердіння таких виливків методом математичного моделювання не завжди можливо [11,14].

В Національній металургійній академії України досліджували модифікування осьової зони валка [15-17] при введенні графітизуючих модифікаторів на основі алюмінію в осереддя валка. На рисунку 2.3 наведена схема розміщення алюмінію в сталевій трубі (5), яку закріплювали у формі нижньї шийки (2). В процесі заливання чавуну у форму і затвердіння відбіленого робочого шару в бочці (3) алюміній нагрівався, плавився і спливав вгору.



Рисунок 2.3. Ливарна форма прокатного валка масою 534 кг з пристроєм для модифікування, який розміщено в торці нижньої шийки: 1 – кокіль; 2 – піщана форма нижньої шийки; 3 – бочка валка; 4 – піщана форма верхньої шийки та надливу; 5 – пристрій для модифікування [15]

Експериментальне дослідження в умовах АТ «Дніпропетровський завод прокатних валків» (ДЗПВ) проведене О.Ю. Хитько показало, що модифікування чавуну алюмінієм у ливарній формі дозволило усунути транскристалічність і зменшити кількість цементиту. Злам бочки дослідного валка масою 534 кг (рис. 2.46) має виражену «двошаровість», а злам

контрольного валка (рис. 2.4а) – однаковий характер по всьому перетину бочки.



Рисунок 2.4. Макроструктура валків контрольного (а) і дослідного (б), відлитого з модифікуванням алюмінієм осьової зони [17]

Кількість цементиту в центрі бочки дослідного валка на 10% менше, ніж в контрольному, а механічні властивості ($\sigma_{B}{}^{BH}$, $\sigma_{B}{}^{p}$) матеріалу бочок валків, які модифікували за новою технологією, на 3...18%, а верхніх і нижніх шийок – на 10...30% вище в порівнянні з валками серійного виробництва. Вміст цементиту в нижній шийці на глибині 60 мм зменшується на $\approx 3\%$. У верхній шийці зменшення цементиту починається з глибини 80 мм і досягає $\approx 2,5\%$ на глибині 100 мм від поверхні [15-17].

У подальшому [18] було удосконалено спосіб введення алюмінію у ливарну форму валка (рис. 2.5). Спливання алюмінію повинно відбуватися після затвердіння робочого шару на кокілі. Якщо спливання відбудеться

раніше, то графітизуюча дія алюмінію зменшить глибину відбиленого робочого шару, що призведе до браку валка.



Рисунок 2.5. Ливарна форма для одержання двошарових листопрокатних валків з пристроєм для модифікування, який занурюють в нижню шийку [18]:

 1 – литникова система; 2 – рідкий метал, що залишився після твердіння робочого шару; 3 – пристрій для введення модифікатора; 4 – напрямна труба;
 5 – штанга з модифікатором на нижній частині; 6 – опора; 7 – фіксатор переміщення штанги В процесі заливання металом порожнини ливарної форми починається кристалізація робочого шару в бочці валка, яка прискорено охолоджується в кокілі. Після утворення робочого шару необхідної товщини фіксатор 7 виключали, а штанга 5 з модифікатором у нижній частині занурювалась всередину рідкого металу до фіксації обмежувача на верхній частині штанги 5. Легкоплавкий модифікатор розплавлявся і, маючи меншу густину, підіймався в стовпі рідкого металу, забезпечуючи його модифікування. Після розплавляння модифікатора штангу 5 видаляли з виливку.

Проте результати досліджень [15-18] не реалізуються через відсутність даних про кількісну оцінку тривалості твердіння нижньої і верхньої шийок для валків з різними розмірами шийок і бочки. Не знаючи об'єму рідкого металу в осьовій зоні шийок і бочки валка на момент закінчення твердіння робочого шару необхідної товщини згідно замовлення споживача, неможливо розрахувати кількість модифікатору. Крім того, встановлено (проф. Луньовим В.В.), що перевищення кількості алюмінію вище 0,1% призводить до появи газових раковин у чавунних виливках. Тому для запобігання виникнення раковин необхідно точно розраховувати масу рідкого чавуну, що залишився після твердіння робочого шару на кокілі валка.

Розміщення алюмінію концентровано у нижній частині валка не забезпечує його розплавлення точно в час закінчення твердіння робочого шару в бочці, а розрахувати час спливання алюмінію поступово в нижню шийку, бочку і верхню шийку неможливо через відсутність даних о швидкості конвекційних потоків, що опускаються донизу поблизу фронту твердіння і підіймаються вгору по центру виливка. Крім того, під час спливання алюмінію з нижньої шийки продовжується кристалізація бочки валка, збільшується глибина робочого шару і зменшується об'єм рідкого металу в осередку валку, який необхідно модифікувати.

Тому мета розділу – розробити методику розрахунку тривалості твердіння зносостійкого робочого шару чавунних прокатних валків в комбінованих кокільно-піщаних формах і вдосконалити технологію графітизуючого модифікування алюмінієм незатверділої рідко-твердої зони для зменшення транскристалічністі макроструктури і кількості цементиту в центрі масивних виливків.

2.2 РОЗРАХУНОК МАСИ РІДКОГО ТА РІДКО-ТВЕРДОГО ОСЕРЕДКУ В ЧАВУННИХ ПРОКАТНИХ ВАЛКАХ ПІСЛЯ ТВЕРДІННЯ РОБОЧОГО ШАРУ

Для встановлення температурних і часових режимів процесу графітизуючого модифікування використовували методику розрахунку тривалості твердіння зносостійкого робочого шару чавунних прокатних валків в чавунних кокілях і шару металу в шийках, які охолоджуються у піщано-глинистих формах [19].

В запропонованому нами процесі графітизуючий модифікатор – алюмінієвий дріт (7 на рис. 2.6), розподілили по висоті осьової зони на сталевій арматурі (5), а після затвердіння робочого шару (Х_{Р-С}) виконували занурення сталевої арматури в осьову зону через надлив. Для гарантованого забезпечення переміщення алюмінію, що розплавився, к фронту твердіння сталеву арматуру обертали електродвигуном (6).

Для встановлення маси і часу введення графітизуючого модифікатора у відповідності до кількості рідкої фази, що залишається після твердіння робочого шару в бочці та шийках валків різних розмірів, була розроблена методика розрахунку, яка складається із етапів:

1. Визначити відносну товщину робочого шару бочки валка з врахуванням припусків на усадку і механічне оброблення.

2. Розрахувати час проникнення границі виливання на задану товщину робочого шару бочки.

3. Розрахувати товщину затверділого шару чавуну, а потім об'єм і масу рідко-твердої двофазової осьової зони в бочці валка.



Рисунок 2.6. Схема процесу затвердіння робочого шару в ливарній формі і введення алюмінію в осьову зону валка к фронту твердіння [21]: 1 – кокіль; 2 – форма нижньої шийки; 3 – шар чавуну (Х_{Р-С}), що затвердів в бочці валка; 4 – форма верхньої шийки і надливу; 5 – сталева арматура; 6 – електричний двигун; 7 – алюмінієвий дріт розподілений по висоті осьової зони на сталеві арматурі; Х_{Р-В}, Х_{Р-Т} – шар затверділого металу в нижній і верхній шийках, відповідно

4. Розрахувати товщину затверділого шару чавуну в нижній і верхній шийках.

5. Розрахувати об'єм і масу рідко-твердої двофазної осьової зони в

нижній і верхній шийках на момент закінчення твердіння робочого шару бочки.

6. Розрахувати загальну масу рідко-твердого металу в осьовій зоні валка.

7. Розрахувати масу графітизуючого модифікатора (алюмінію) для введення в осьову зону бочки, нижньої і верхньої шийок валка.

Час твердіння робочого шару (X_{P-C}) в бочці валка, яка охолоджується в кокілі, визначили по кривим кінетики твердіння в координатах x/R і τ/R^2 (рис. 2.7) отриманим по результатам термографічних досліджень, поєднаних з виливанням незатверділого металу в різні часи твердіння виливків [6,7].



виливків в кокілі [6]:

 τ_{Ls} і τ_{Le} – початок і закінчення температурної «зупинки» ліквідус, с; τ_{pour} – границя виливання, с; τ_{Ss} і τ_{Se} – початок і закінчення температурної «зупинки» солідус, с; τ_{Ce} – закінчення твердіння 100% твердої фази по схемі кривої охолодження, с; R – радіус циліндричного виливку, м

В шийках валка твердіння відбувається значно повільніше у зв'язку з тим, що охолодження здійснюється у піщано-глинистій ливарній формі, а її теплоакумулююча здатність ≈ 1377 Вт·с^{0,5}/м²К в ≈ 8 разів менша, ніж у чавунному кокілі (≈ 11000 Вт·с^{0,5}/м²К). Тому для розрахунку шару металу в нижній і верхній шийках (Х_{P-B}, Х_{P-T} на рис. 2.6) використовували криві кінетики твердіння (рис. 2.8), що отримані за результатами експериментальних температурних досліджень [6,7].





 τ_{Le} – час закінчення температурної «зупинки» ліквідус, с; τ_{pour} – границя виливання, с; τ_{Se} і τ_{Ce} – час закінчення температурної «зупинки» солідус і твердіння 100% твердої фази, с; R – радіус циліндричного виливку,

2.3. ПРИКЛАД РОЗРАХУНКУ ЧАСУ МОДИФІКУВАННЯ ОСЬОВОЇ ЗОНИ І МАСИ МОДИФІКАТОРА ДЛЯ ПРОКАТНОГО ВАЛКА МАСОЮ 1,044 кг

Розрахунок зроблено для валка чистовою масою 1044 кг, чорновою – 1619 кг (рис. 2.9а) з діаметром бочки 450 мм, заввишки 630 мм, виконання СПХН-65 [9]. Згідно з технічними умовами твердість робочого шару на бочці необхідно отримати 65 – 75 HSD (466 – 577 HB), а хімічний склад становить в межах, мас. %: 2,7-3,8 C; 0,4-0,8 Si; 0,3-0,8 Mn; P \leq 0,50; S \leq 0,12; 0,5-1,3 Cr; 0,8-2,5 Ni. Температура заливання чавуну 1320 °C. За нормами ливарного цеху ДЗПВ діаметр нижньої шийки з врахуванням припусків і ливарних ухилів прийнятий 250 мм, верхньої шийки – 260 мм.

Приклад послідовності розрахунку:

I. В бочці валка робочий шар дорівнює 50 мм згідно вимогам замовника продукції, а з врахуванням припуску на усадку і механічну обробку 10 мм приймали $X_{P-C} = 60$ мм. При радіусі бочки R = 235 мм, відносний розмір робочого шару складе:

$$\frac{X_{P-C}}{R} = \frac{60}{235} = 0.255$$

II. По кінетичній діаграмі твердіння бочки валка (див. рис. 2.7) із осі ординат (X/R=0,255) проводимо пряму до перетину з кривою τ_{POUR} і на осі абсцис отримаємо значення:

$$\frac{\tau_{pour}}{R^2} = 70000$$



Рисунок 2.9. Чистові і чорнові розміри прокатного валка (а) чистовою масою 1044 кг, чорновою – 1619 кг та загальний вигляд сталевої арматури з алюмінієвим дротом масою 0,887 кг (б), призначеного для графітизуючого модифікування осьової рідкої та рідко-твердої зони

III. Таким чином, фронт виливання в бочці досягне товщини 60 мм через: $\tau_{pour} = (0,255)^2 \cdot 9800 = 637 \text{ c} = 10 \text{ xb } 37 \text{ c}.$

IV. Діаметр осьової зони (D_M) в бочці висотою 71 см (див. рис. 2.9а) після твердіння робочого шару через 10 хв 37 с складе:

$$D_M = 470 \text{ MM} - (60 \text{ MM} \cdot 2) = 350 \text{ MM}.$$

V. У рідко-твердій зоні розрахункова маса металу (m_M), який необхідно модифікувати, при $D_M = 35$ см, висоті 71 см і густині рідкого чавуну 6,9 г/см³, дорівнює $m_M \approx 471,1$ кг.

VI. За кінетичною діаграмою твердіння чавуну у піщано-глинистій формі (див. рис. 2.8) розрахували положення границі виливання для значення $\tau_B/R^2=9800 \text{ с/m}^2$, яке відповідає параметричному критерію Б.Б. Гуляєва для робочого шару бочки. На осі абсцис відкладали вгору перпендикуляр до перетину з кривою τ_{pour} , а потім – горизонтальну криву до перетину з віссю ординат в X/R=0,01. Тоді шар затверділого металу в нижній шийці (див. X_{P-B} на рис. 2.6) з середнім радіусом R_{P-B} = 125 мм складе: X_{P-B} = 0,01·125 = 1,25 мм.

VII. Діаметр осьової рідко-твердої зони (D_{M-B}) в нижній шийці заввишки 70 см після твердіння робочого шару в бочці складе:

$$D_{M-B} = 250$$
 мм - (1,25 мм · 2) = 247,5 мм.

VIII. Маса рідко-твердого металу в нижній шийці через 10 хв 37 с за розрахунком дорівнює т_{м-в} = 232,3 кг.

IX. Границя виливання у верхній шийці (див. X_{P-T} на рис. 2.6) з середнім радіусом R = 130 мм досягне глибини $X_{P-T} = 0,01 \cdot 130 = 1,3$ мм.

Х. Діаметр рідко-твердої осьової зони $D_{M-T} = 260 \text{ мм} - (1,3 \text{ мм} \cdot 2) = 257,4$ мм, а маса металу у верхній шийці (m_{M-T}) висотою 45,5 см після твердіння робочого шару бочки складе $m_{M-T} = 163,3 \text{ кг}$.

XI. Таким чином, в осьовій зоні валка загальна маса (m) рідко-твердого металу, який необхідно модифікувати, дорівнює 866,7 кг:

$$m = m_M + m_{M-B} + m_{M-T}.$$

XII. Для графітизуючого модифікування рідко-твердого чавуну в осьовій зоні прокатного валка кількість алюмінію прийняли 0,1% за [17], а також враховували, що збільшення алюмінію до 0,3% приводить до появи газових раковин у чавунних виливках. Тому маса алюмінію (m_{Al}), яку необхідно ввести в осьову зону після твердіння робочого шару в бочці завтовшки 60 мм і з урахуванням шару металу на піщаних елементах ливарної форми, складе $m_{Al} = 0,887$ кг.

Реалізацію розробленої методики виконували в умовах ливарного цеху при литті прокатного валка з основними розмірами, що наведені на рис. 2.9а. На сталеву арматуру Ø14 мм закріплювали алюмінієвий дріт (брухт), який розподіляли по висоті 1760 мм чистових розмірів валка (див. рис. 2.9б). Після твердіння робочого шару у бочці валка через 10 хв 37 с здійснювали занурення в осьову зону виливка сталевої арматури з алюмінієм.

Далі включали електричний двигун (3 на рис. 2.10), який забезпечував обертання і переміщення алюмінію відцентровими силами до шару металу, що кристалізується.

На металеву конструкцію пристрою для модифікування (4 на рис. 2.10) встановлювали теплозахисний екран (5), який попереджував нагрів електричного двигуну від рідкого металу. Після розплавлення алюмінію сталеву арматуру виймали із розплаву (2 на рис. 2.10) і в подальшому використовували як компонент шихти при виробництві прокатних валків.

В розробленому методу розрахунку робочий шар встановлювали по положенню границі виливання (див. τ_{pour} на рис. 2.7 та 2.8), а не по закінченню температурної «зупинки» солідус (див. τ_{Se} на рис. 2.7 та 2.8), що раніше використовували в [19, 36]. Це дозволило підвищити точність розрахунку робочого шару, що доведено на прикладі валка СПХН-65 з чистовою масою 1044 кг, чорновою – 1619 кг. Так, робочий шар в бочці при розрахунку по границі виливання утворюється за 10 хв 37 с, а при розрахунку по закінченню температурної «зупинки» солідус – через 15 хв 39 с, що значно більше.



Рисунок 2.10. Модифікування алюмінієм масою 0,887 кг за допомогою пристрою з електродвигуном осьової зони чавунного прокатного валка чистовою масою 1044 кг, чорновою – 1619 кг :

1 – ливарна форма; 2 – сталева арматура з алюмінієм; 3 – електричний двигун; 4 – металева конструкція пристрою для модифікування; 5 – теплозахисний екран

Після механічної обробки валків на торці бочки діаметром 450 мм (див. рис. 2.9а) відбілений робочий шар дорівнював 54 мм – лише на ≈8% більше у порівнянні з розрахунком по границі виливання, що підтверджує доцільність прийнятої методики [21].

Реалізація запропонованої технології графітизуючого модифікування осьової зоні в ливарній формі потребує мінімальних капітальних і організаційних затрат, а використання параметричного критерію Б.Б. Гуляєва (τ/R^2 та X/R) для різних розмірів чавунних прокатних валків дозволяє у першому наближенні встановити час затвердіння робочого шару в бочці, яка охолоджується в кокілі, і товщину затверділого шару металу в шийках, що охолоджуються у піщаній суміші. Запропонований розрахунок залишку рідко-твердої зони в центрі виливку дозволяє встановити кількість алюмінію для графітизуючого модифікування чавунних прокатних валків.

На відміну від легування дія модифікатора обмежена в часі [11-13]. Тому доцільно наблизити момент модифікування до заливки металу у ливарну форму, що реалізовано у литті за інмолд-процесом. Модифікування відбувається в литниковій системі, в якій лігатура знаходиться в спеціальній реакційній камері з відцентровим шлаковловлювачем. В процесі заливання струм металу розплавляє лігатуру, неметалеві включення спливають у верхню частину реакційної камери, а метал, що промодифікований, через живильник у нижній частині реакційної камери потрапляє у виливок. При инмолд-процесі знижується витрата модифікатора, виключається піроефект і кипіння металу, а куляста форма графіту забезпечує підвищення фізикомеханічних властивостей виливків. Однак недоліком цієї технології є збільшення непродуктивних витрат металу на реакційну камеру.

Наведена у роботі методика розрахунку об'єму і маси рідкої та рідкотвердої зони в центрі виливку забезпечує можливість фізико-механічного впливу на метал, наприклад, перемішування. При цьому уламки дендритів стають центрами твердіння, якість макро- і мікроструктури підвищується. Одночасно неметалеві вкраплення спливають у надлив.

Крім того, реалізація наведеної на рисунку 2.6 схеми та методики впливу на двофазову зону може забезпечити розкислення і легування центральних зон виливів в інтервалі температур твердіння. Це дозволить у подальшому отримати біметалеві вироби в стаціонарній ливарній формі і підвищити експлуатаційні властивості прокатних валків.

2.4 ПІДВИЩЕННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ РОБОЧОГО ШАРУ ЧАВУННИХ ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ І КУЛЬ В МЛИНАХ

Згідно даним А.Є. Кривошеєва [8] прокатний валок повинен мати твердий зносостійкий робочий шар, властивості якого визначаються, в основному, кількістю цементиту і мікротвердістю матриці, а починаючи з перехідної зони і в осьовій має бути структура з мінімальною кількістю крихких структурних складових, які зменшують міцність валка при роботі на прокатному стані. В розділах 2.1-2.3 наведено результати досліджень по зменшенню карбідної сітки в шийках і трефах, а також карбідів в осьовій зоні, які знижують міцність валків. Підвищити фізико-механічні властивості робочого шару чавунних прокатних валків запропоновано модифікуванням розплаву в ковші [22], що не порушує діючий технологічний процес на вальцеливарних підприємствах України.

Відомий склад чавуну [23] для підвищення властивостей робочого шару містить мас. %: вуглець 1,8-3,2; кремній 1,5-2,5; марганець 0,4-0,9; хром 0,3-1,0; нікель 0,3-1,2; мідь 0,01-3,0; ванадій 0,05-1,0; ітрій 0,05-0,15; церій 0,04-0,08; залізо решта.

Недоліками наведеного чавуну є високий модуль пружності та низькі термостійкість і відносне подовження. Високий модуль пружності чавуну є причиною виникнення високих напружень у бочці валка, що призводить до відвалу торців робочого шару бочки. Низькі термостійкість і відносне подовження, які В умовах експлуатації прокатних валків, ШО характеризуються термоциклічними динамічними великими та навантаженнями, є причиною їх передчасного виходу з ладу на переточки та за поперечними поломками. Тому поставлена задача одержання чавуну з

підвищеними характеристиками термостійкості та відносного подовження, а також зменшеним модулем пружності чавуну, яких потребує сучасне виробництво.

Вплив окремих елементів на структуру і властивості чавуну дуже різноманітний [24], і так само є багато додаткових факторів, які можуть змінювати вплив того або іншого елементу. Змінний якісний і кількісний вплив різних елементів на структуроутворення сплавів ускладнює можливість їхньої класифікації за ознакою інтенсивності цього впливу, тим більше, що в багатьох випадках, наявність у сплаві двох карбідоутворюючих елементів не обов'язково посилює їх окремий вплив, а іноді нівелює його. Тому задача з підбирання легуючого комплексу, зводилася до того, щоб нейтралізувати небажаний вплив окремих елементів і посилити їх спільний вплив.

Вміст хімічних елементів у розробленому чавуні для прокатних валків обґрунтовується наступним.

Вуглець у границях 2,8-3,2 % забезпечує одержання необхідної кількості цементиту у структурі чавуну для підвищення експлуатаційної стійкості валків, одержання необхідного ступеня його евтектичності та досягнення високих ливарних властивостей: високої рідкотекучості, малої усадочної раковини. Зменшення вмісту вуглецю менше за 2,8 % призводить до підвищення модулю пружності, зниження зносостійкості та погіршення ливарних властивостей. Підвищення концентрації вуглецю більше за 3,2 % супроводжується збільшенням розмірів і кількості включень графіту у структурі шийок валків, що веде до зменшення міцності та відносного подовження.

Кремній у границях 1,5-2,5 % нейтралізує карбідизуючу дію ванадію, хрому та марганцю, тобто, сумісно з нікелем та міддю, забезпечує одержання необхідного ступеня графітизації чавуну (Кг), який є регулятором твердості (оброблюваності) шийок валків. Кремній також збільшує перерозподіл хрому між аустенітом і цементитом, що сприяє одержанню «інвертованої структури» та підвищенню мікротвердості цементиту за рахунок легування його хромом. При зменшенні вмісту кремнію менше за 1,5 % параметр графітизації чавуну (Кг) низький, а тому в структурі шийок валків, не вважаючи на низьку швидкість охолодження затверділого в них металу, є багато цементиту та спостерігається пухкість металу. Збільшення вмісту кремнію понад 2,5 % призводить до збільшення анормальності перліту та появи крихкого силікокарбіду, що є причиною зменшення відносного подовження та термостійкості.

Марганець у границях 0,4-0,6 % дозволяє регулювати структуру матриці шляхом зміни ступеня дисперсності продуктів евтектоїдного перетворення аустеніту. Такий його вплив до концентрації 0,4 % не виявляється. Однак, марганець при вмісті його понад 0,6% розтягує перехідну макроструктурну зону у бочках валків, збільшує транскристалічність, підвищує кількість цементиту у шийках валків, тому зменшує термостійкість та відносне подовження.

Хром у границях (0,3-0,5 %) забезпечує необхідну твердість робочого шару за рахунок легування та підвищення мікротвердості цементиту. До концентрації 0,3% його вплив на твердість незначний, а при вмістах понад 0,5%, через сильний відбілюючий вплив хрому, збільшується кількість цементиту, що супроводжується зменшенням відносного подовження, а також збільшенням модулю пружності.

Нікель у границях 0,8-1,2 % підвищує ступінь дисперсності продуктів евтектоїдного перетворення аустеніту та сумісно з кремнієм та міддю компенсує відбілюючий вплив хрому, ванадію та марганцю, зменшуючи їх негативний вплив на пластичність. Підвищуючи розчинність міді, нікель зменшує її демодифікуючий вплив. При підвищенні концентрації нікелю понад 1,2 % вплив його на дисперсність продуктів евтектоїдного перетворення аустеніту виявляється малим, але зменшує термостійкість та відносне подовження. Мідь у границях 0,8-1,5 %, аналогічно нікелю, підвищує ступінь дисперсності продуктів евтектоїдного перетворення аустеніту, що сприяє підвищенню термостійкості та відносного подовження. Однак на відміну від нікелю вона має обмежену розчинність, а тому такий її вплив носить не монотонний, а екстремальний характер з екстремумом у границях 0,8-1,5 %. З обмеженою розчинністю міді пов'язано й її демодифікуючий вплив у чавуні з кулястим графітом.

Ванадій у границях 0,15-0,30 % збільшує розгілкованість дендритів передевтектичного аустеніту, що сприяє усуненню транскристалічності та зменшенню безперервності карбідної мікроструктурної складової. Це забезпечує підвищення термостійкості та пластичності чавуну. При вмісті ванадію менше за 0,15 % його вплив виявляється малим, а при вмісті більше за 0,30 %, аналогічно хрому, ванадій виявляє відбілюючу дію та збільшує кількість крихкого цементиту, що призводить до зменшення відносного подовження, а також збільшення модуля пружності.

Ітрій у границях 0,05-0,08 %, сумісно з церієм 0,05-0,08 %. забезпечують зміну карбідної фази, зменшення умовного розміру карбідів, збільшення протяжності границь карбідної фази та одержання кулястої форми графіту, що сприяє підвищенню термостійкості та відносного пружності подовження, зменшенню модуля чавуну. При a також концентраціях, менших запропонованих, карбідна фаза не змінюється, а при більших вмістах, ніж запропоновані, у структурі виділяється велика кількість неметалевих включень, які зменшують термостійкість чавуну.

Гадоліній найсильнішим елементом-модифікатором. При € 0,06-0,18 модифікуванні чавуну % гадолінія відбувається повне пригнічування твердіння ледебуриту, підвищення дисперсності продуктів розпаду аустеніту, збільшення мікротвердості матриці та карбідної фази. Збільшення вмісту гадолінію вище верхньої границі призводить до утворення великої кількості неметалевих включень, які зменшують фізико-механічні та службові властивості, а в процесі експлуатації валків неметалеві включення легко розрушуються і на прокаті з'являються подряпини. При вмісті гадолінію нижче 0,06 % кристалізація ледебуриту повністю не пригнічується, тому термостійкість такого чавуну зменшується.

Підтвердження наведених вище обґрунтувань досліджували в ливарній лабораторії Національної металургійної академії України. Метал масою 25 кг виплавляли в індукційній печі ЛПЗ-67. З метою підвищення точності хімічного складу чавуну, що виплавляли, та виключення впливу різнорідної шихти, використовували шихтові болванки, котрі попередньо були одержані з єдиного розплаву. Метал у печі нагрівали до температури 1500 °C, контроль температури виконували вольфрам-ренієвими термопарами занурення [25], їх гарячі спаї захищали кварцовими наконечниками [11].

Феросплави просушували до 100-120 °С, вводили дзвоником із нержавіючої сталі в перегрітий розплав, розмішували для розчинення і випускали у нагрітий ківш з необхідними кількостями лігатур: ітрій-церієвої з вмістом ітрію 15 %, церію 20 %, вуглецю 0,4%, кальцію 0,45 %, кремнію 35 %; залізо решта; та гадолінієвою ∑РЗМ 38, з них гадолінію 28,4 % (решта тербій, ербій та ін.); кремнію 34,0 %; алюмінію 2,0 %; залізо решта.

Розливали чавун в сухі форми з піщано-глинистої суміші при температурі 1320-1330 °С. Відлиті проби мали діаметр 50 мм, довжину – 200 мм. З них вирізали зразки для визначення хімічного складу, фізикомеханічних властивостей та термостійкості. Випробування відносного подовження проводили за стандартною методикою [26-28]. Термостійкість сплаву визначали на автоматичній установці [24]. Зразки підлягали циклічному нагріванню до температури 650 ± 10 °C та охолодженню у водяній ванні при температурі 20 ± 2 °C, максимально наближуючись до теплової роботи валків в умовах прокатного стану. Модуль пружності визначали ультразвуковим методом на приладі УЗ1С-ЛЕТІ. Дослідні склади чавунів та результати випробувань наведені у таблиці 4.1.

Таблиця 2.1.

Хімічний склад і властивості чавуну, що пропонується [22], та відомий [23]

	N⁰	Вміст хімічних елементів, мас. %										Властивості			
	вар	С	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	V	Y	Ce	Gd	Fe	Кіль-	Від-	Модуль
~													кість	носне	пруж-
Лај													термо-	подо	ності,
Ц.													цикл1В	вжен-	MIIa
\cup													до	ня,	
													руйнув	%	
													ання		
													зразка		
Чавун,	1	2,8	1,5	0,4	0,3	0,6	0,8	0,15	0,05	0,05	0,06		129	5,4	154.
шо															10 ³
пропо-	2	3,0	2,0	0,5	0,4	0,4	1,0	0,21	0,07	0,06	0,12		142	5.8	153.
нуєть-												П			10 ³
cg	3	3,2	2,5	0,6	0,5	0,4	1,2	0,30	0,08	0,08	0,18	сеп	137	5.6	158.
СЛ												I			10 ³
Чавун	4	3,0	2,1	0,5	0,4	0,5	1,0	0,22	0,10	0,06	-		112	4,9	174.
відо-															10 ³
мий															

Як видно з таблиці 2.1, за експериментальними даними термостійкість запропонованого чавуну вище, ніж відомого [23], на 15-27 %, відносне подовження на 10-18 %, а зменшення модуля пружності склало 9-12 %.

Таким чином, для чавунних прокатних валків пропонується наступний хімічний склад чавуну, мас. %: вуглець 2,8-3,2; кремній 1,5-2,5; марганець 0,4-0,6; хром 0,3-0,5; нікель 0,8-1,2; мідь 0,8-1,5; ванадій 0,15-0,30; ітрій 0,05-0,08; церій 0,05-0,08; гадоліній 0,06-0,18; залізо решта [22], який забезпечив підвищення термостійкісті на 15-27 %, відносного подовження на 10-18 %, а модулю пружності менший на 9-12 % від відомого [23].

Крім того, для наведеного вище хімічного складу чавуну нами запропоновано виконувати вторинне модифікування феросиліцієм марки ФС75 у порошкоподібному вигляді в процесі заливання розплаву у лійку литникову [30,31]. Крім підвищення вмісту кремнію до заданих 1,5-2,5 % забезпечується отримання більшої кількості графіту кулястої форми [32]. Технологія вторинного модифікування успішно використовується у вальцеливарному цеху Дніпропетровського заводу прокатних валків. Однак використання ФС20 ... ФС65 не забезпечує необхідну ступінь кулястості

97

включень графіту. Тому нами запропонована теплофізична модель впливу вторинного модифікування порошкоподібного феросиліцію Φ C-75 на чавуну, що кристалізується, у ливарній формі [33]. Виведені розрахункові формули для визначення температури охолодження чавуну при вторинному модифікуванні порошкоподібним феросиліцієм марки Φ C75 прокатних валків з кулястою формою графіту показали зниження температури чавуну після вторинного модифікування на 11 °C. Це дозволить зменшити швидкість розплавлення зародка кулястого включення графіту, що утворився при первинному модифікуванні, і уповільнити процес демодифікування. Крім того, відомо, що при введенні Φ C75 у сталь проходить екзотермічна реакція при з'єднанні кремнію з киснем. Однак в розробленому чавуні для прокатних валків [22] введення ітрію, церію і гадолінію забезпечить зв'язування кисню, переведення його в шлакову фазу і видалення з ковшу перед заливанням металу у форму. Тому висновок в роботі [30] про охолодження мікрооб'ємів чавуну при введенні порошкоподібного феросиліцію Φ C75 є обґрунтованим.

Розроблений легований чавун для прокатних валків [22] має підвищений вміст дорогих компонентів нікель, мідь, ванадій, які забезпечують високі експлуатаційні властивості валків і збільшують тривалість безперервної роботи стану. Але кулі в млинах для подрібнювання портландцементу, гіпсу, порошку необхідної дисперсності для використання в фарбах, піротехнічних засобах і в кераміці доцільно використовувати більш дешевий нелегований білий чавун. Тому нами розроблено склад чавуну з високою зносостійкістю.

Відомий склад чавуну [34], який для підвищення властивостей містить, мас. %: вуглець – 3,0 - 3,5; кремній – 0,80 - 1,50; марганець – 0,40 - 0,60; лантан – 0,05 - 0,10; самарій – 0,10 - 0,25; залізо – решта. Недоліками цього чавуну є низькі показники зносостійкості, термостійкості та міцності.

Тому була поставлена задача одержання чавуну з підвищеними характеристиками зносостійкості, термостійкості та міцності, яких потребує сучасне виробництво куль для млинів. Технічний результат полягає в тому,

чавун, додатково модифікований гадолінієм, кристалізується шо за метастабільною дозволяє підвищити зносостійкість, системою, ЩО термостійкість та міцність чавуну [35]. Розроблено наступний хімічний склад чавуну, мас. %: вуглець – 2,8.- 3,4; кремній – 0,8 - 1,8; марганець – 0,5 - 0,8; лантан – 0,04 - 0,06; самарій – 0,04 - 0,06; гадоліній – 0,05 - 0,14; залізо – решта, який забезпечив підвищення зносостійкості на 12-28%, границі міцності при вигині на 16-23%, а термостійкості – на 45-50% у порівнянні з Вміст хімічних елементів у розробленому відомим [34]. чавуні обґрунтовується наступним.

Вуглець – є основним елементом, що визначає кількість карбідної фази, а також структуру металевої матриці. При концентраціях його у межах 2,8 -3,4% забезпечується необхідна структура і підвищення міцності чавуну. Верхня практична границя вмісту вуглецю у більшості випадків обумовлюється евтектичним складом, тому що при більш високому вмісті вуглецю з'являється надлишкова карбідна фаза (первинний цементит), що відповідно призводить до окрихчування чавуну і зменшенню його міцності. При вмісті вуглецю менше нижньої границі, що рекомендується, значно зменшується кількість карбідної фази, що приводить до зниження твердості і зносостійкості.

Кремній в обраних границях нейтралізує карбідизуючу дію марганцю, тобто забезпечує одержання необхідного ступеня графітизації чавуну (Кг). При зменшенні вмісту кремнію нижче 0,8% параметр графітизації чавуну Кг низький, а тому такий чавун має недостатню міцність. Збільшення вмісту кремнію вище верхньої границі, що рекомендується, призводить до зменшення фізико-механічних властивостей.

Марганець у межах 0,5-0,8% сприяє зменшенню сірки та розкисленню чавуну, дозволяє регулювати структуру металевої матриці. При збільшенні вмісту марганцю вище за 0,8% збільшується розмір зерна, з'являється транскристалічність у макроструктурі, а при вмісту марганцю менше за 0,5% знижуються фізико-механічні властивості чавуну. Лантан та самарій у вказаних межах сприяють підвищенню дисперсності матриці, зменшенню умовного розміру карбідів, що підвищує зносостійкість. При збільшенні вмісту лантану та самарію вище верхніх границь виділяється велика кількість неметалевих включень, які зменшують термостійкість та зносостійкість чавунів. При вмістах нижче за нижні границі лантан та самарій витрачаються тільки на рафінування розплаву.

Гадоліній є найсильнішим елементом-модифікатором. Модифікування гадолінієм призводить до повного пригнічування твердіння ледебуриту, продуктів розпаду підвищенню дисперсності аустеніту, збільшенню мікротвердості матриці та карбідної фази. Збільшення вмісту гадолінію вище верхньої границі призводить до утворення великої кількості неметалевих включень, які зменшують фізико-механічні та службові властивості. При вмістах гадолінію нижче нижньої границі формується недостатня дисперсність пластиноподібної евтектики та зносостійкість, а міцністні властивості такого чавуну зменшуються.

Підтвердження наведених вище обгрунтувань досліджували у ливарній лабораторії Національної металургійної академії України. Експериментальні плавки проводили в індукційній печі з кислою футеровкою, вага шихти 40 кг. Після розплавлення шихти потужність печі знижували до 30-40% від максимальної, очищували шлак, заміряли температуру. При температурі 1500±5°C чавун випускали у розігрітий ківш з необхідними наважками модифікаторів: лантану металевого, самарію металевого та гадолінієвої лігатури такого складу, мас. %: ∑РЗМ 38, з них гадоліній 28, (решта тербій, ербій та ін.); кремній 34,0; алюміній 2,0; залізо решта).

При досягненні температури 1330...1340°С розплав заливали у кокільні форми. Виливки мали розміри, мм: діаметр – 50, висота – 150. З цих виливків вирізали зразки для хімічного аналізу, металографічних досліджень, випробування границі міцності при вигині, зносостійкості та термостійкості. Випробування границі міцності при вигині чавуну проводили за стандартним методом. Зносостійкість сплаву визначали на установці СМЦ-2 при терті ковзання з зусиллям 700 МПа. Термостійкість сплаву визначали на автоматичній установці. Зразки підлягали циклічному нагріванню до температури $650 \pm 10^{\circ}$ C та охолодженню у водяній ванні при температурі $20 \pm 2^{\circ}$ C. Хімічний аналіз та властивості дослідних чавунів наведені у таблиці.

Таблиця 2.2

			Xi	мічни	Властивості						
	N⁰								Зносо-		Термо-
Сплав	варі								стій-	$\sigma^{\scriptscriptstyle {\scriptscriptstyle {BU2}}}_{\scriptscriptstyle {B}},$	стій-
	анту	С	Si	Mn	La	Sm	Gd	Fe	кість,	МΠа	кість
									Г		MM/CM^2
Чавун,	1	28	18	0.8	0.04	0.04	0.05	реш	0.028	705	5 5
що		2,8	1,0	0,8	0,04	0,04	0,05	та	0,028	195	5,5
заявля	2	3,5	2,5	0,8	0,06	0,06	0,10	«	0,023	845	4,95
ється	3	3,1	1,3	0,6	0,05	0,05	0,14	*	0,026	820	5,05
Ч _{авун}											
віло-	4	3.2	1.14	0.50	0.07	0.17	_	«	0.032	685	10.0
мий		-,-	-,	0,00	5,07				5,5 0	0.00	10,0

Хімічний склад і властивості чавуну, що пропонується [35], та відомий [34]

Як видно з таблиці, поставлена мета досягнута. Зносостійкість запропонованого чавуну вище, ніж відомого, на 12-28%, границя міцності при вигині на 16-23%, а термостійкість – на 45-50%.

2.5 ВИСНОВКИ ДО ДРУГОГО РОЗДІЛУ

1. Експлуатаційні властивості чавунних прокатних валків обумовлені, переважно, зносостійкістю робочого шару бочки і міцністю центральних зон, на які впливають сили обтискання при прокатуванні металу. Необхідну твердість і структуру робочого шару забезпечує хімічний склад чавуну і висока швидкість охолодження бочки в кокілі. Однак в осьовій зоні також часто утворюються карбіди і карбідна сітка, що може привести до поломки валка на стані.

2. 3a дослідно-промислових результатами лабораторних та експериментів, виконані раніше, цементиту i ЩО зменшення транскристалічністі макроструктури осьової валків зони забезпечує модифікування алюмінієм до 0,1%, а перевищення кількості алюмінію приводить до появи газових раковин у чавунних виливках. Проте результати досліджень не реалізуються через відсутність даних про об'єм рідкого металу в осьовій зоні шийок і бочки валка на момент закінчення твердіння робочого шару в кокілі, що унеможливлює точний розрахунок необхідної кількості модифікатору для різних розмірів прокатних валків.

3. В роботі розроблено методику розрахунку об'єму і маси рідкої та рідко-твердої зон після твердіння заданої товщини робочого шару у кокілі і піщаних формах шийок з використанням експериментальних даних границь виливання в координатах відносної товщини затверділого шару металу x/R і параметричного критерію τ/R^2 для різних розмірів прокатних валків, що підвищило точність розрахунку у порівнянні з оцінкою формування робочого шару по температурі солідус.

4. Практичне випробування розробки виконано при литті валка виконання СПХН-65 з чорновою масою 1619 кг в умовах ливарного цеху. Введення графітизуючого модифікатору – алюмінію в рідку та рідко-тверду зони, за розрахунком по границі виливання через 10 хв 37 с після заливання розплаву у форму дозволило усунути транскристалічність, зменшити кількість цементиту в осьовій зоні і відправити валок замовнику для експлуатації на прокатному стані. Після механічної обробки дослідних валків відбілений робочий шар лише на ≈8% більше у порівнянні з розрахунком по границі виливання, що підтверджує доцільність прийнятої методики.

5. Удосконалено процес розплавлення алюмінію і його розподілу по висоті валка за рахунок обертання електричним двигуном алюмінію і його переміщенню відцентровими силами к фронту твердіння бочки і шийок. Встановлення об'єму рідкої та рідко-твердої зон по відносній товщині шару твердого металу в бочки і шийках дозволило підвищити точність початку модифікування в ≈1,5 рази у порівнянні з розрахунком по закінченню температурної «зупинки» солідус, який використовували раніше.

6. Розроблено та отримано патент на чавун для робочого шару прокатних валків, що має наступний хімічний склад, мас. %: вуглець 2,8-3,2; кремній 1,5-2,5; марганець 0,4-0,6; хром 0,3-0,5; нікель 0,8-1,2; мідь 0,8-1,5; ванадій 0,15-0,30; ітрій 0,05-0,08; церій 0,05-0,08; гадоліній 0,06-0,18; залізо решта, який забезпечив підвищення термостійкісті на 15-27 %, відносного подовження на 10-18 %, а модулю пружності менший на 9-12 % ніж відомого. Крім того, запропоновано виконувати вторинне модифікування феросиліцієм марки ФС75 у порошкоподібному вигляді в процесі заливання розплаву у лійку ливникову, що забезпечить підвищення вмісту кремнію до заданих 1,5-2,5 % і отримати більшу кількість графіту кулястої форми.

7. Розроблений легований чавун для прокатних валків має підвищений вміст дорогих компонентів нікелю, міді, ванадію, які забезпечують високі експлуатаційні властивості валків і збільшують тривалість безперервної роботи стану. Але кулі в млинах для подрібнювання портландцементу, гіпсу, порошку необхідної дисперсності для використання в фарбах, піротехнічних засобах і в кераміці доцільно використовувати більш дешевий нелегований білий чавун. Тому нами розроблено склад чавуну мас. %: вуглець – 2,8.- 3,4; кремній – 0,8 - 1,8; марганець – 0,5 - 0,8; лантан – 0,04 - 0,06; самарій – 0,04 - 0,06; гадоліній – 0,05 - 0,14; залізо –решта, який забезпечив підвищення зносостійкості на 12-28%, границі міцності при вигині на 16-23%, а термостійкості – на 45-50% у порівнянні з відомим.

8. Таким чином, вперше розрахунок процесу графітизуючого модифікування алюмінієм осьової зони чавунних прокатних валків здійснено по кількості рідкої та рідко-твердої фаз, що залишаються після твердіння робочого шару в бочках та шийках валків різних розмірів, розподілу алюмінію по висоті і радіусу виливків при відцентровому обертанні алюмінію в осьовій зоні. Раніше при розрахунку шару затверділого металу по температурі солідус було неможливо точно встановити об'єм рідкого металу

в осьовій зоні шийок і бочки валка, що унеможливлювало точний розрахунок маси графітизуючого модифікатора, а розміщення алюмінію в нижній частині виливка не забезпечувало його швидке спливання і проникнення до робочого шару бочки.

9. Отримані результати виконання процесу графітизуючого модифікування прокатного валка чорновою масою 1619 кг в умовах ливарного цеху дозволили усунути утворення карбідів і карбідної сітки в осьовій зоні, підвищити експлуатаційні властивості, а в подальшому розробити нові способи виготовлення біметалевих валків за рахунок фізикомеханічного впливу на рідко-тверду зону.

2.6 ЛІТЕРАТУРА ДО РОЗДІЛУ 2

1. Скобло, Т.С., Клочко, О.Ю., Белкин, Е.Л., Сидашенко, А.И.. Новые подходы в изучении неоднородности гетерогенных структур. *Металлофизика. Новейшие Технології,* 2018 (40). № 2. С. 255–280. **DOI:** https://doi.org/10.15407/mfint.40.02.0255. (Scopus).

2. Fesenko, E.V., Mogylatenko, V.G., Fesenko, A.N., Kosyachkov, V.A., Fesenko, M.A.. Manyfacture of two-layers and double-sided iron castings with differential structure and properties. *«EUREKA: Physical Sciences and Engineering»*, 2015, №1, 55-59. https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/maksym_fesenko.pdf. (Scopus).

3. Yamshinskij, M., Fedorov, G., Verkhovliuk, A. / The development of new casting alloys intended for operation under extreme conditions and some techniques of making castings from them. *«EUREKA: Physical Sciences and Engineering»*, 2016, №2(3), 51-60. https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/33-175-1-pb.pdf. (Scopus).

4. Мовчан, А.В., Черноіваненко, Е.А. Фазові та структурні перетворення високовуглецевого стопу системи Fe–V–C при хімікотермічному обробленні та деформації. *Металофізика та новітні* *технології*, 2019 (41), № 2, 251–261. https://doi.org/10.15407/mfint.41.02.0251. (Scopus).

5. Яким, Р.С., Петрина, Д.Ю. Аналіз причин та шляхів попередження передчасної втрати роботоздатності шарошок гірничорудних тришарошкових бурових доліт. *Металофізика та новітні технології*. 2020 (42). № 5. 731-751. DOI: https://doi.org/10.15407/mfint.42.05.0731. (Scopus).

6. Doru M. Stefanescu, Roxana Ruxanda. (). The Liquid State and Principles of Solidification of Cast Iron. *ASM Handbook*, Volume 1A, Cast Iron Science and Technology. The Ohio State University and The University of Alabama. Emerson Climate Technologies, 2017, 46-58. https://www.asminternational.org/documents/10192/22533690/05924G_SampleAr ticle.pdf/1aef72fd-eb5f-094d-7450-c9c7b7bbe90c.

7. Kostryzhev, A.G., Slater, C.D., Marenych, O.O., & Davis, C.L. Effect of solidifi cation rate on microstructure evolution in dual phase microalloyed steel. *Scientifi c Reports*, 2016.- 6, 1-7. https://doi.org/10.1038/srep35715.

8. Кривошеев А.Е. Литые валки. М.: Металлургиздат. 1957. 360 с.

9. ТУ У 28.9-00187375-106:2018. (2018). Валки чавунні та сталеві для гарячого прокатування металів. Дніпро: Дніпропетровський завод прокатних валків. 2018. 36 с. <u>https://nmetau.edu.ua/file/ty_y_28.9-00187375-106-2018_rollers_cast_iron_and_steel.pdf</u>.

10. Кутафин А.К. Исследование процесса затвердевания чугунных отливок. *Теория и практика металлургии*. 2000. №6 (20). с. 56–58. <u>https://nmetau.edu.ua/file/kutafin_a.k._investigation_of_the_solidification_process</u> <u>of_cast_iron_castings.2000.pdf</u>.

11. Лейбензон В.О., Пілюшенко В.Л., Кондратенко В.М., Хричиков В.Є., Недопьокін Ф.В., Білоусов В.В., Дмитрієв Ю.В. Тверднення металів і металевих композицій. Підручник для ВУЗів. Видання друге, доопрацьоване. Київ: Наукова думка. 2009. 447 с. <u>https://nmetau.edu.ua/file/tverdinnya_metaliv_i_metalevih_kompozitsiy.pidruchn</u> <u>ik..pdf</u>

12. Lukianenko I.V., Fesenko M.A., Kosiachkov V.O., Fesenko. E.V. The time factor in the spheroidizing and grafitizing modification and cast iron cristallization. International scientific jornal. "*Materials science. Non-equilibrium phase transformations*". 2016. № 2. C. 25–29. https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/ms-2016-2-25-the-time-factor-in-the-spheroidizing-and-graphitizing-modification-and-cast.pdf.

13. Fesenko, M.A., Fesenko, A.M. (2020). In-mould graphitizing, spheroidizing, and carbide stabilizing inoculation of cast iron melt. *Progress in Physics of Metals*. 21(1), 83-101. https://doi.org/10.15407/ufm.21.01.083.

14. Moumeni Elham. Solidification of cast iron – A study on the effect of microalloy elements on cast iron. *Technical University of Denmark*. 2013.
Denmark: Department of Mechanical Engineering.
https://backend.orbit.dtu.dk/ws/portalfiles/portal/77801669/Elham_Moumeni_Thes is. pdf.

15. Хрычиков В.Е., Хитько А.Ю. Внутриформенное модифицирование чугуна прокатных валков. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2004. № 1. – С. 73 – 76. https://www.metaljournal.com.ua/read/ru/2004/1/

16. Хитько О.Ю., Іванова Л.Х., Хричіков В.Є. Модифікатор для внутрішньоформенного модифікування осьової зони прокатних валків. *Теорія і практика металургії*. 2021. №3. С. 26–30. <u>https://doi.org/1034185/tpm.3.2021.04</u>

17. Хитько О.Ю. Графітизуюче модифікування чавунних прокатних валків в ливарній формі. Автореферат дис. канд. техн. наук: 05.16.04 Ливарне виробництво. Національна металургійна академія України. – Дніпропетровськ, 2009. 22 с. http://www.irbis-nbuv.gov.ua > cgiirbis_64

18. Спосіб виготовлення виливків для одержання двошарових листопрокатних валків, ливарна форма і модифікатор для здійснення способу: пат. 80101 Україна: МПК (2006) В 22 D 7/06 (2007.01); В 22 D 15/00; В 22 D 27/20 (2007.01); С 21 С7/04; С 21 С 7/076 (2007.01); С 22 С 35/00.

 Хричиков В Є., Хитько О.Ю., Кліменко Ф.К., Бойко Л.Г.; заявл. 21.06.04;

 опубл.
 27.08.07,
 Бюл.
 №
 13.

 https://base.uipv.org/searchINV/search.php?action=viewdetails&IdClaim=23788&

 chapter=description

19. Хрычиков В.Е. Теплофизические процессы направленного затвердевания чугунных прокатных валков. Дис. д-ра техн. наук: 05.16.04 Ливарне виробництво. Киев: ИПЛ НАН Украины. 1993. 350 с.

20. Khrychikov, V.E., & Menyailo E.V. Temperature Patterns and Pouring Limits of High-Strength Cast Iron during Solidification in the Combined Chill-Sandy Mold Box. Metallurgical and Mining Industry, Vol. 3, 2011, №2, c. 39–43. https://www.metaljournal.com.ua/assets/Uploads/attachments/Khrychikov39.pdf

21. V.E.Khrychikov, H.V.Meniailo, *O.D.Semenov*, Y.G.Aftandiliants, S.V.Gnyloskurenko. Graphitizing modification of the axial zone of cast iron rolling rolls in the liquidus-solidus temperature range. Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu. Dnipro, Ukraine. 2023, № 1. P. 67-73. https://doi.org/10.33271/nvngu/2023-1/067

22. Чавун для прокатних валків: пат. 116726 Україна: МПК7С 22 С
37/08, С 22 С 37/10. Іванова Л.Х., Колотило Є.В., Хричиков В.Є., *Семенов О.Д.* заявл. 29.11.16; опубл. 25.04.18, Бюл. № 8. 4 с.

23. . А. с. 985124 СССР, МКИ С22С 37/10. Чугун. Опубл. Бюл. № 48, 1982г.

24. Іванова Л.Х. Теоретичні основи і практичні методи отримання литих прокатних валків з комплексномодифікаваних чавунів: дис. д-ра техн. наук: 05.16.04 Ливарне виробництво. Дніпропетровськ, 2007. Національна металургійна академія України. 494с.

25. Рогельберг И.Л., Бейлин В.М. Сплавы для термопар (справочник).-М.: Металлургия, 1983. 360 с.

26. ДСТУ ISO 6892-1:2019. Металеві матеріали. Випробування на розтяг. Частина 1. Метод випробування за кімнатної температури (ISO 6892-

1:2016, IDT). На заміну ДСТУ EN 10002-1:2006. Дата початку дії 01.07.2020. 38 с.

27. ДСТУ 8781:2018. Виливки зі сталі. Загальні технічні умови. Київ: ДП УкрНДНЦ, 2018. 41 с.

28. ДСТУ 7305:2013. Метали. Метод випробування на розтяг металів і сплавів. На заміну ГОСТ 11150-84, ГОСТ 22706-7. Розробник: Інститут проблем міцності Національної Академії Наук України. Дата початку дії 01.01.2014. 43 с.

29. Чугун: Справочник / Под ред. А.Д. Шермана и А.А. Жукова. М.: Металургія, 1991. 576 с.

30. Семенов О.Д. Теплофизические процессы ввода ФС75 в чугун, модифицированный магнием. XI международная научно-практическая конференція Литье-2015. IV международная научно-практическая конференция Металлургия 2015: Збірник тез. м. Запоріжжя. 26-28 мая. Козак-Палац. с. 215–216. <u>https://repository.kpi.kharkov.ua/bitstreams/85d00a37-3e22-</u>4cb5-a07b-099df25cae4a/download.

31. Хричиков В.Є., Меняйло О.В., *Семенов О.Д.* Твердофазне гідродинамічне модифікування Fe-C сплавів. *XV Міжнародна науковотехнічна конференція «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах».* Збірник тез. м. *Запоріжжя, 11–12 жовтня 2018 р.* ЗНТУ. 2018. С. 67–68. http://eir.zp.edu.ua/bitstream/123456789/4347/4/Conf_non_metallic_inclusions_2 018.pdf.

32. *Семенов А. Д.* Влияние кремния на формирование зародышей шаровидного графита в чугуне. Металлургическая и горнорудная промышленность. 2015. № 4. С. 53–55. http://nbuv.gov.ua/UJRN/MGRP_2015_4_15.

33. *Семенов О.Д.* Тепловые эффекты ввода магния в чугун, для получения шаровидной формы графита. *Литье - Металлургия 2016*. Материалы XII Международной научно-практической конференции: 24–26
мая. г. Запорожье. ЗТПП. С. 445–446. <u>https://repository.kpi.kharkov.ua/bitstream/KhPI-</u> <u>Press/30304/1/Litye_Metallurgiya_2016.pdf</u>

34. А. с. 1114705 СССР, МКИ С22С 37/00. Чугун. Опубл. Бюл. № 35, 1984 р.

35. Чавун: пат. 116725: Україна: МПК7 С22С 37/10. Іванова Л.Х., Колотило Є.В., Хричиков В.Є., *Семенов О.Д.* Опубл. 25.04.18, Бюл. № 8. 4 с. <u>https://base.uipv.org/searchINV/search.php?action=viewdetails&IdClaim=246235</u>.

36. Меняйло О.В. Наукові і технологічні основи процесів спрямованого твердіння масивних виливків із залізовуглецевих сплавів у комбінованих кокільно-піщаних формах. Дис. д-ра техн. наук 05.16.04. НМетАУ. Захищено у спец. раді ФТІМС НАН України, Київ, 2020. – 289 с.

Розділ З. ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ УТВОРЕННЯ РОЗРІДЖЕННЯ В УСАДКОВІЙ РАКОВИНІ ПРИ ТВЕРДІННІ ВИЛИВКІВ

3.1 ПОСТАНОВКА ПРОБЛЕМИ ТА СТАН ПИТАННЯ

При отриманні виробів способом лиття часто утворюється утяжина, яка згідно ДСТУ 9051:2020 характеризується – «... дефект у вигляді заглиблення із заокругленими гладкими краями на поверхні виливка, який виник внаслідок зсідання металу під час твердіння» [1-3]. В теорії ливарних процесів причини виникнення утяжини досі не з'ясовані [4-8], але пов'язують їх розміщення поряд з термічними вузлами і закритими усадковими раковинами. Так, на рисунку 3.1 приведено виливок зі сталі, що має утяжину із заглибленими заокругленими краями і внутрішню усадкову раковину із шорсткою поверхнею і слідами дендритів [8].



Рисунок 3.1. Виливок зі сталі, що має утяжину (1) в верхній частині та внутрішню усадкову раковину (2) [8]

Одночасно відзначаємо відмінність утяжини від усадкової раковини, яка, згідно термінам ДСТУ 9051:2020 [1], це «Дефект у вигляді відкритої чи закритої порожнини з шорсткою, інколи окисненою поверхнею, яка утворилася внаслідок зменшення об'єму під час тверднення металу має шорстку поверхню, іноді зі слідами дендритів.

При виробництві чавунних прокатних валків після електрошлакового обігріву надливу (рис. 3.2) також часто утворюється утяжина на верхньому торці надливу (рис. 3.3 і рис. 3.4 а, б) [9, 23].



Рис. 3.2. Схема процесу електрошлакового обігріву [9] надливу (а) і утворення утяжини після його відключення (б): 1 – розплавлена шлакова ванна; 2 – графітовий електрод; 3 – утяжина; 4 – усадкова раковина; 5 - металева ванна з усадковою раковиною.

В роботі [23] встановлено утворення в металевій ванні усадкової раковини, яка розміщується під шлаковою ванною. Електрошлаковий обігрів нагріває металеву ванну до температури ~1550 °C, а після закінчення обігріву

металева ванна твердіє об'ємно і в її центрі утворюється усадкова раковина. Тому в [23] пропонується відрізати частину надливу з дефектом і відправляти його в переплав. Це незначна втрата металу при електрошлаковому обігріву, який дозволяє зменшити масу надливу в 1,5 – 3,0 рази [23].



Рис. 3.3. Утяжина на торці надливу виливка з високоміцного чавуну масою 18000 кг, відлитого з електрошлаковим обігрівом



Рис. 3.4. Утяжина на торці надливу валку масою 12100 кг після електрошлакового обігріву

В роботі [16] ми припустили, що причиною виникнення утяжин (1 на рис. 3.5) є формування в масивних частинах виливка теплових вузлів, з центру яких розплав фільтрується для живлення усадки затверділого шару на всі найближчі поверхні виливка. При переміщенні розплаву з теплового вузла в його центрі утворюється усадкова раковина (2 на рис. 3.5) та розрідження (P₀). Тому атмосферний тиск (P_{at}) призводить до втягування і викривлення затверділого шару металу (1 на рис. 3.5) на частині поверхні виливка з меншою міцністю.



Рисунок 3.5. Типовий вигляд утяжини (1) у потовщеній частині виливка з усадковою раковиною (2): Р₀ – розрідження в усадковій раковині; Р_{at} – атмосферний тиск

Аналіз літератури показав, що у 1954 р. R. P. Dunphy, C. G. Akerlind, W. S. Pellini [11] досліджували живлення усадки із надливу чавунних виливків з пластинчастим графітом і кулястою формою графіту та зафіксували розрідження в усадковій порожнині виливків розміром 4^{II}·4^{II}·12^{II} (101,6·101,6·294 мм) і надливом 3^{II} тільки у чавуну з кулястою формою графіту. Це дозволила авторам обґрунтувати збільшення розмірів надливу і забезпечити живлення усадки виливка. Утворення утяжини автори не досліджували.

В роботі [11] водяний манометр з'єднали з двома кварцовими трубками, які встановлювали в центр утворення порожнини. Одна з трубок була закрита, а друга – відкрита і заповнена піщаною суміщу для попередження проникнення чавуну. Закрита трубка забезпечувала стабілізацію початкового тиску, обумовленого розширенням повітря при нагріванні трубок, як вважали автори. Але у відкритій трубці повітря знаходиться в проміжках між частинками піщаної суміші і займає об'єм ≈30%. Розрахунок середньозваженого коефіцієнту акумуляції тепла (b = $\lambda^{0.5} \cdot c^{0.5} \cdot \rho^{0.5}$) повітря (_A) і піщаної суміші (_S) у трубці в першому наближенні дорівнює: $b_{A-S} \approx 438,0 \text{ Bt} \cdot c^{0.5}/\text{M}^2 \cdot \text{K}$, при значенні коефіцієнту акумуляції тепла піску $b_S \approx 623,5 \text{ Bt} \cdot c^{0.5}/\text{M}^2 \cdot \text{K}$, $\lambda_A = 0,0257 \text{ Bt}/\text{M} \cdot \text{K}$; $c_A = 1005 \text{ Дж/кг} \cdot \text{K}$; $\rho_A = 1,205 \text{ кг/M}^3$ і повітря $b_A \approx 5,6 \text{ Bt} \cdot c^{0.5}/\text{M}^2 \cdot \text{K}$ [13].

Таким чином, коефіцієнт акумуляції тепла трубкою з пористою піщаною сумішшю у \approx 78 разів більше, ніж трубкою з повітрям (b_{S-A}/b_A), що порушує точність виміру розрідження в усадковій порожнині. Однак, це не заперечує унікальні результати в роботі [11], але потребує уточнення методики виконання експерименту за рахунок мінімізації впливу вимірювальних пристроїв великих розмірів на процес твердіння.

Сучасні математичні моделі прогнозують утворення усадкових дефектів, перенесення тепла та затвердіння в складній тривимірній геометрії, що дозволяє ідентифікувати різницю між поверхневою усадкою, порожнинами, з'єднаними з поверхнею, та внутрішніми порожнинами [5]. Однак, як зазначають автори [5], досі жодне комерційне програмне забезпечення не може імітувати явище повністю. Тому наведені нами експериментальні дослідження процесу формування утяжини в алюмінієвих виливках можуть підвищити точність розрахунків математичних моделей.

Мета розділу 3 – розробити методику експериментального дослідження кінетики утворення розрідження в усадковій раковині, встановити причини виникнення утяжини та розробити спосіб попередження її утворення.

3.2 МЕТОДИ І МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Об'єктом дослідження було обрано виливок у форми куля, який забезпечує концентрацію усадкової раковини практично в геометричному центрі з невеликим зсувом вгору. Діаметр моделі прийняли рівним 120 мм, заливали Al-Si-Mg сплав, який охолоджували у піщано-глинистій формі. Використовували литникову систему горизонтальну з підведенням металу по роз'єму трапецієподібним живильником площею 6,2 см², дотичним до нижній

частини кулі, шлаковловлювачем у верхній напівформі площею 6,3 см², стояком діаметром 3,2 см² і литниковою чашою.

Контроль температури до 800 ⁰С виконували хромель-алюмелевими (ХА) термопарами Ø 0,5 мм, а термо-ЕДС записували цифровим вимірювачем моделі АТ4208 з інтервалом запису 1 с та роздільною здатністю 0,1 К. Припустиму сумарну інструментальну похибку (G_{Σ}) термоелектричного комплекту (термопара, компенсаційні дроти і вимірювач) визначали за формулою [12]:

$$G_{\Sigma} = \sqrt{G_T + G_K + G_{\Pi}} \quad , \tag{3.1}$$

де G_T – припустима похибка внаслідок відхилення термо-е.д.с. від стандартного градуювання;

G_K – похибка, що обумовлена відмінністю термо-е.д.с. термопари і компенсаційних дротів;

G_П – зведена погрішність вимірювального приладу

Похибку, зумовлену відмінністю термо-Е.Д.С. термопари і компенсаційних дротів (G_K), приймали рівною нулю, оскільки термопари кріпили безпосередньо до клем вимірювача. Похибка цифрового вимірювача складала G_П = 1,1 K, повірка XA дроту з використанням зразкових засобів вимірювання показала похибку G_T = 1,0 K, а сумарне значення похибки G_{Σ} = 1,4 ± 0,5 K.

ХА термопару розміщували в мулітокремнеземистій трубці із зовнішнім Ø 2,8 мм і двома внутрішніми отворами – Ø 0,7 мм. Гарячий спай термопари зварювали лазерним пристроєм Квант-12 і захищали наконечником з кварцу із зовнішнім Ø 7,0 мм та внутрішнім отвором Ø 4,0 мм.

Пристрій для виміру розрідження в усадковій раковині (рис. 3.6) було розроблено на основі голки медичної із неіржавіючої сталі довжиною 90 мм,

зовнішнім Ø 0,7 мм та отвором Ø 0,44 мм [10], що виключало можливість проникнення розплаву в середину її порожнини.



Рисунок 3.6. Пристрій для вимірювання розрідження в усадковій раковині:

1 – голка медична спінальна Ø 0.7 мм, довжиною 90 мм; 2 – трубка сталева із зовнішнім Ø 8 мм та товщиною стінки 1 мм; 3 –трубка; 4 – дріт Ø 0,2 мм; 5 – пробка сталева; 6 – зона зварювання голки 1 із пробкою сталевою; 7 – зона герметизації керамікою зазору між мулітокремнеземистою трубкою 3 та голкою 1; 8 – частина голки без теплоізоляції; R – глибина заглиблення пристрою в метал 60 мм

Після видалення від голки пластикової голівки виконували зварювання голки (1) зі сталевою пробкою (5), яку після того зварили з трубкою (2) за допомогою лазерного пристрою Квант-12. Дріт (4) в середину голки (1) встановлювали тимчасово в період проведення зварювання, а також перевіряли герметичність пристрою.

На голку (1) насунули мулітокремнеземисту трубку (3) із зовнішнім Ø 2,5 мм та внутрішнім отвором Ø 1,0 мм для попередження можливого викривлення голки через гідро- і термоудар при заливанні рідким металом. Крім того, для попередження виходу повітря із проміжку між голкою (1) та трубкою (3) у виливку при заливанні металу виконували герметизацію зазору (7) керамікою стоматологічною, яку спікали у печі при температурі 760 ^оС на протязі 5 хв.

В рідкому металі виливка знаходилася частина голки (8 див. рис. 3.6) без теплоізоляції довжиною 12 мм, а її кінець розміщували у геометричному центрі кулі R = 60 мм зі зміщенням вгору на 8 мм.

Загальний вид обладнання, що використовували в експерименті наведено на рисунку 3.7. U-подібний манометр (4) виконували з кварцових трубок із внутрішнім отвором Ø 5,5 мм, які заповнювали дистильованою водою і фіксували у вертикальному положенні. Похибка вимірювання з урахуванням змочуваності водою кварцового скла та градуюванням шкали прийняли $\pm 0,4$ мм. Силіконовою трубкою (5) з внутрішнім отвором Ø 7,5 мм, товщиною стінки 2,0 мм та довжиною 1,0 м з'єднували U-образний манометр з пристроєм для вимірювання розрідження в усадковій раковині (див. рис. 3.6).

Плавлення металу (хімічний склад, мас. %: Al – 85,392; Si – 3,034; Mg – 9,002; Cu – 0,611; Fe – 0,920; Mn – 0,247; Zn – 0,650; Ni – 0,069; Ti – 0,056; Cr – 0,019) здійснювали в індукційній печі у графітовому тиглі, поверхню розплаву захищали деревним вугіллям, а після витримки розплаву протягом 1-2 хв і зчищення шлаку заливали його за температури \approx 740 ^oC.

Температура ливарної форми дорівнювала 28 °С, а ливарну фарбу не використовували для зменшення можливості потрапляння газів у розплав в результаті деструкції фарби. Всі етапи заливання металу і переміщення води в U-образному манометрі фіксували на відеокамеру (6 на рис. 3.7).



Рисунок 3.7. Схема ливарної форми кулі Ø 120 мм з ХА термопарою, голкою для вимірювання розрядження (а) та загальний вид обладнання в дослдженні (б):

1 – ливарна форма; 2 – вантаж; 3 – лійка для заливання металу; 4 – Uобразний манометр водяний; 5 – силіконова трубка, що з'єднує манометр з голкою; 6 – відео фіксація показань манометру; 7 – пристрій для вимірювання температури AE4808; 8 - голка медична спінальна Таким чином, пристрій для виміру розрідження в усадковій раковині було розроблено на основі голки медичної із неіржавіючої сталі, розміри якої були на порядок менше кварцових трубок, одна з яких заповнена піщаною сумішшю, яка попереджала проникнення чавуну [11]. Голка медична із ніержавіючої сталі з отвором Ø 0,44 мм також виключала можливість проникнення розплаву в середину, а частина голки без теплоізоляції довжиною 12 мм мала мінімальну теплоакумулючу здатність і зменшувала процес твердіння металу на її поверхні.

3.3 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ КІНЕТИКИ УТВОРЕННЯ РОЗРІДЖЕННЯ В УСАДКОВІЙ РАКОВИНІ

Після заливання сплаву Al-Si-Mg при температурі 740 ^оС у ливарну форму вже через 10 с було зафіксовано початок розрідження в центрі кулі Ø120 мм (рис. 3.8).

До 30 с середня швидкість підвищення розрідження становила 0,15 мм/с, а з 30 с до 60 с – підвищилась до 0,57 мм/с і набула максимального значення на протязі всього періоду вимірювання [13]. Отримані результати співпадають з відомими [14] результатами кінетики твердіння розплаву у формі куля, коли на першому етапі відбувається прискорене твердіння шару металу на поверхні ливарної форми і герметизація внутрішньої частини виливка від навколишнього середовища.

Далі почалося поступове зменшення середньої швидкості розрідження до 0,28 мм/с в інтервалі ≈60 с – 120 с, з 121 с до 240 с – до 0,16 мм/с, а в останній період з 420 с до 470 с – 0,05 мм/с.

Таким чином, манометр зафіксував максимальне розрідження 80 мм водяного стовпа (785 Па) на 7 хв 50 с. На експериментальній кривій охолодження центральної частини кулі цей момент відповідав температурі 618 ⁰C (рис. 3.9), що була на 18 ⁰C нижчою температури ліквідус ($t_L = 631$ ⁰C).



Рисунок 3.8. Зміна різниці рівня висоти водяних стовпів (X, мм) у манометрі з часом (т, с) в центрі усадкової раковини кулі Ø120 мм

Припинення утворення усадкової раковини поблизу температури ліквідус у центрі кулі було обумовлено виділенням більшої частини твердої фази в сплаві при температурі ліквідус, що можливо оцінити за тривалістю зупинки охолодження (227 с - 131 с = 96 с), а при температурі солідус зупинка охолодження в 2,3 рази менша (1069 с - 1027 с = 42 с). Об'єм усадкової раковини (V_{vac}) у першому наближенні розраховували по об'єму зміни рівня води від первісного положення ($\Delta h = 4$ см див. рис. 3.8) в Uподібній кварцовій трубці с внутрішнім діаметром отвору 0,55 см, що дорівнює $V_{vac} = 0,95$ см³.



Рисунок 3.9. Експериментальна крива охолодження (1) центру кулі Ø120мм зі сплаву Al-Si-Mg у піщано-глинистій формі:

 t_{L0} , t_L та t_{S0} , t_S – температури початку (₀) та закінчення температурної зупинки ліквідус (_L) та солідус (_S), відповідно; τ – час, хв

При зменшенні температури переохолодження розплаву з 712 ^оС до початку температурної зупинки ліквідус $t_{L0} = 629,9$ ^оС (див. рис. 3.9) фіксували спочатку незначне переохолодження, а потім відбувалось зростання температури до $t_{L0} = 631$ ^оС. Отримані результати знаходяться в

межах похибки використаних засобів вимірювання, але відповідають відомим процесам твердіння сплавів [14,15]. При температурі солідус переохолодження було ще меншим $t_{s0} = 526,2$ ⁰C і $t_s = 526,8$ ⁰C і їх використовувати не доцільно.

Розрідження в усадковій раковині (*P*vac) розраховували за формулою:

$$P_{\rm vac} = P_{\rm a-p} - h\rho_{\rm w}g, \qquad (3.2)$$

де *P*_{а-р} – атмосферний тиск;

h – різниця рівнів стовпів води в U-подібній кварцовій трубці;

ρ_w – густина дистильованої води при температурі на час проведення експерименту;

g – прискорення вільного падіння в місті проведення дослідження

Атмосферний тиск в місті Дніпро в день проведення експерименту 01.07.2022 р. о 12^{00} становив 101192 Па за даними державної метеостанції, густина дистильованої води при температурі 28 ⁰С дорівнювала 996,2 кг/м³, прискорення вільного падіння у м. Дніпрі становило 9,8090 м/сек². Таким чином, розрідження в усадковій раковині виливка існує і дорівнює $P_{\text{vac}} = 100410.2$ Па.

Нагрівання повітря до температури 618 ^оС (див. рис. 3.9) на момент закінчення переміщення атмосферного повітря (28 ^оС) в усадкову порожнину було зафіксовано манометром на 470 с, що зменшило різницю рівнів стовпів води у манометрі, але збільшило об'єм порожнини до:

$$V_t = V_{vac} (1+\beta t) = 0,95 (1+0,003661 \cdot (618-28)) = 3,0 \text{ см}^3,$$
 (3.3)
де β – коефіцієнт об'ємного розширення повітря.

Після охолодження лінійна усадка на половині висоти кулі дорівнює 0,76 % = [(120 мм – 119,1 мм) / 119,1 мм] ·100%. Складно підвищити точність розрахунку об'єму усадкової раковини з урахуванням впливу усадки виливка

на 0,76 %, нагріву повітря, що поступає в порожнину із силіконової трубки і манометру, з одночасним витисненням нагрітого повітря із усадкової раковини в силіконову трубку і охолодженням до температури навколишнього середовища. Крім того, незважаючи на мінімальні розміри пристрою для вимірювання розрідження рух повітря через медичну голку в усадкову раковину зменшує рівень розрідження і розміри утяжини, впливає на процес живлення усадки металу, що твердіє, через двофазну твердо-рідку зону.



Рисунок 3.10. Вид зверху виливка куля Ø 120 мм з литниковою системою (1), утяжиною (2) та залишками випору (3) після очищення від формувальної суміші

Але, незважаючи на вище сказане, проведене експериментальне дослідження підтверджує припущення, що у виливку під утяжиною утворюється усадкова раковина (див. 2 на рис. 3.5) та розрідження (P₀). Тому атмосферний тиск (P_{at}) призводить до втягування і викривлення затверділого шару металу (див. 1 на рис. 3.5) на частині поверхні виливка з меншою міцністю, що підтверджує відлита куля з утяжиною (2 на рис. 3.10).

Згідно діючим термінам та визначенням [1, ДСТУ 9051:2020. Виливки з чавуну і сталі. Дефекти. Терміни та визначення; номер 4.4.16]: "Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, яка утворилася внаслідок зсідання металу під час твердіння". Відповідно отриманим експериментальним результатам пропонуємо скорегувати це визначення: «Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, яка формувалася поблизу теплового вузла і усадкової раковини, де виникло розрідження і зсідання металу на частині поверхні виливка з меншою міцністю» [24].

Тому, для усунення утяжини у виливках необхідно попередити утворення усадкової раковини за допомогою охолоджувачів зовнішніх або внутрішніх, надливів, які забезпечують живлення усадки за рахунок підігріву екзотермічними сумішами, утеплення теплоізоляційними сумішами, підвищення атмосферного тиску стрижнем з газовим зарядом та іншими відомими технологічними методами [14, 15]. Але, у фасонних виливках зі складною конфігурацією поверхні іноді неможливо усунути раковину всередині виливка навіть використовуючи наведені вище технології. Тому для художніх виливків, де усадкові раковини і пористість в середині виливка не контролюються на відміну від високих вимог до точності форми поверхні, нами запропонована технологія забезпечення переміщення атмосферного повітря в тепловій вузол. Останнє реалізовано в наведеному нижче розділі за рахунок тонкої трубчастої голці із аустенітної неіржавіючої сталі, яка використовується для медичних ін'єкцій [10].

3.4 УСУНЕННЯ УТЯЖИНИ У ХУДОЖНЬОМУ ВИЛИВКУ З РІЗНОЮ ТОВЩИНОЮ СТІНКИ

Об'єктом дослідження було обрано художній виливок "Буйвол" (рис. 3.11), який виготовляли, згідно діючої технології, литтям по моделям, що витоплюються.



Рисунок 3.11. Загальний вигляд форми при литті по моделям, що витоплюються (а), і виливок "Буйвол" з литниково-живлючею системою (б): 1 – виливок "Буйвол"; 2 – стояк; 3 – живильник в нижню частину виливка; 4 – живильник в центральну масивну частину "Буйвола"; 5 – живильник в верхню частину виливка; 6 – живильники до рогів

Живлення теплового вузла в центральній масивній частині виливка реалізується за рахунок додаткового литника Ø12 мм (4 на рис. 3.11 б), який у 1,5 рази більший за стандартний (3 на рис. 3.11 а). Масивний стояк 2, як надлив, забезпечував живлення усадки всіх виливків [16].

Підведення металу виконували литником 3 до нижньої частини виливка, масивним ливником 4 до центральної частини, а зверху – литником

5 з випорами Ø5 мм до рогів 6. Однак незважаючи на підвищені витрати на ливниково-живлючу систему в зоні теплового вузла (4 на рис. 3.11 б) після видалення масивного литника зафіксовано утворення усадкової раковини і пористості (рис. 3.12), яка призвела до браку виливка.



Рисунок 3.12. "Буйвол" після видалення литника Ø12 мм (а) і збільшене зображення (б) усадочної пористості в центрі масивної частини виливка: 4 – залишки живильника до масивної частини виливка; 8 – усадочна пористість в центрі з'єднання живильника з виливком

Виникнення усадкової раковини і пористості обумовлено наявністю теплового вузла в масивній частині виливка. Варіанти усунення виявлених дефектів у художньому виливку "Буйвол" згідно діючим рекомендаціям [1, 2, 20] розглянуті нижче:

1. Встановити стрижень або внутрішній охолоджувач у тепловий вузол, що забезпечить прискорене твердіння і усунення термічного вузла. Але у виливку з невеликими розмірами зробити стрижень, який відображує конфігурацію поверхні художнього виробу, та закріпити його у порожнині форми – технологічно важко.

2. Збільшити діаметр центрального живильника 4 і забезпечити достатню тривалість живлення розплавом зі стояку. Але після охолодження при видаленні литника поверхню художнього виливка буде порушено.

3. Відмовитись від встановлення живильника 4 у масивну частину, а заповнення розплавом виливка забезпечать живильники 3 і 5. Але в процесі твердіння поверхні виливка в центрі теплового вузла утворюється усадкова раковина. Тому, переміщення розплаву для живлення усадки поверхні виливка зумовить виникнення розрідження і утяжини, яка спотворить зовнішню поверхню художнього виливка.

Особливістю отримання художніх литих виробів із металів є високі вимоги до точності виготовлення форми поверхні. Наявність усадкових раковин і пористості в середині виливка не контролюється, а незначне зменшення фізико-механічних властивостей металу не впливає на їх використання.

Усунути усадкові дефекти на зовнішній поверхні за новою технологією пропонується за рахунок з'єднання усадкової порожнини у центрі виливка з атмосферою навколишнього середовища. Розрідження, що виникає у центрі теплового вузлу, планується зняти за рахунок переміщення атмосферного повітря по тонкій трубчастій голці із аустенітної неіржавіючої сталі, яка використовується для медичних ін'єкцій. Причому, температура плавлення голки суттєво більша за температуру бронзи, що заливають у форму.

Для реалізації нової розробки трубку із зовнішнім діаметром 0,80 мм і порожниною діаметром ≈0,49 мм [10] встановлювали в прес-формі моделі виливка "Буйвол" таким чином, щоб один кінець голки трубчастої знаходився в центрі термічного вузла потовщеної частини виливка (рис. 3.13). Другий кінець трубки встановлювали в ливарній формі з боку не робочої поверхні виливка, яка недоступна для огляду, а її порожнина з'єднується з атмосферним повітрям.



Рисунок 3.13. Розміщення трубки голчастої діаметром 0,8 мм з отвором діаметром 0,49мм в центрі теплового вузла в прес-формі

Нову литниково-живлячу систему (рис. 3.14) з живильниками до нижньої (3) і верхньої (5) частин моделі зробили без масивного центрального литника, який раніше підводили в тепловий вузол (див. 4 на рис. 3.11 б).

Виготовлення виливка "Буйвол" за новою технологією реалізували в лабораторії Національної металургійної академії України. Плавку олов'яної бронзи марки БрО5Ц5С5 ГОСТ 613-79 з 30% литниками власного виробництва виконували у графітовому тиглі в печі Таммана. Дзеркало металу захищали деревним вугіллям, розплав перегрівали до 1180 °С, потім розкисляли міддю фосфористою МФ-9, а після витримки 1-2 хв і зчищення шлаку заливали при температурі 1140 °С. Температура керамічної форми при заливанні становила ≈910 °С.



Рисунок 3.14. Нова схема підведення живильників до нижньої (3) і верхньої (5) частин моделі без масивного центрального ливника в тепловий вузол

При заливанні бронзи в ливарну форму, в якій встановлено голку трубчасту, також починається твердіння металу на поверхні виливка, що обумовлює переміщення розплаву з центру термічного вузла для живлення усадки шару металу, що кристалізується. Тому утворюється усадкова раковина, в якій виникає розрідження, але по отвору трубки повітря має змогу переміщуватись з навколишнього середовища в центр виливка. Це вирівнює тиск в порожнині термічного вузла з атмосферним тиском, запобігає розрядженню і, як наслідок, утворенню утяжини на поверхні художнього виливка (рис. 3.15).



Рисунок 3.15. "Буйвол" без утяжини і усадочних дефектів на поверхні, отриманий із застосуванням нової литниково-живлячою системою і голкою трубчастою, що забезпечує переміщення атмосферного повітря в усадочну раковину в центрі

Таким чином, виливок "Буйвол" отримано без дефектів на поверхні. Однак в центрі масивної частини усадкова раковина залишається, але побачити її не можливо. Залишок трубки Ø 0,8 мм на не робочій поверхні художнього виливка легко усунути карбуванням. На поверхні виливка (див. рис. 3.15) усадкова раковина і пористість відсутні, конфігурація виливка не порушена утяжиною, що підтверджує доцільність розробленої методики лиття художніх виробів [16,17].

Крім того, усунення розрідження в центрі теплового вузла забезпечить краще переміщення розплавленого металу до зовнішньої поверхні виливка і підвищить щільність шару металу, що кристалізується. Це положення підтверджує робота надливу з атмосферним тиском, де стрижень встановлюють в верхній частині надливу таким чином, щоб одна його частина знаходилась у розплаві, а інша з'єднувалась з атмосферою [15]. Стрижень виконують, наприклад, з формувальної суміші, що має високу газопроникність. Тому при затвердінні дзеркала металу у надливі розрідження в тепловому вузлі надливу не виникає завдяки фільтрації атмосферного повітря через формувальну суміш.

3.5 СПОСІБ ПОПЕРЕДЖЕННЯ УТВОРЕННЯ УТЯЖИН У ХУДОЖНІХ ВИЛИВКАХ

В розділах 3.3 і 3.4 приведені результати експериментальних досліджень кінетики утворення розрідження в усадковій раковині, виникнення утяжин і опрацювань деяких методів їх попередження. Як встановлено, причиною виникнення утяжин в більш масивних стінках виливку є теплові вузли (2 див. рис. 3.5), з центру яких розплав фільтрується для живлення усадки затверділого шару, у тому числі тонких стінок. Тепловий вузол у виливку – це ділянка потовщення стінки виливка, яка після заливки металу охолоджується повільніше, ніж інші ділянки. При переміщенні розплаву для живлення усадки затверділого шару, в центрі теплового вузла виникає порожнеча і розрідження, що призводить до втягування і викривлення затверділого шару металу на частині поверхні виливку з меншою міцністю.

Для художніх виливків порожнеча всередині стінки не є ознакою браку, але викривлення робочої поверхні внаслідок виникнення утяжини – неприпустимо.

Відомо утворення утяжин також при виробництві литих моделей з воскоподібних модельних складів. В роботі [18] вважають, що утворювання утяжини починається в результаті об'ємної усадки розплаву, що залишився в термічному вузлі моделі до моменту припинення його живлення за умови знаходження затверділого шару модельного складу на поверхні прес-форми в термічному вузлі в пластичному стані і низькій міцності. З метою воскоподібних попередження утворення утяжин В ЛИТИХ моделях пропонується підвищувати тиск запресовування розплаву модельного складу в прес-форму, збільшувати тривалість витримки модельного складу в пресформі під тиском і, таким чином, забезпечувати живлення усадки термічного вузла з литника, який служить надливом. Але неможливо це здійснити, якщо масивна частина моделі виливка знаходиться далеко від литнику-надливу. Тому даний спосіб не є ефективним для усунення утяжин у виливках з потовщеними частинами стінки. Це особливо стосується моделей виливків фасонних з неоднаковою товщиною стінки і розвиненою поверхнею.

Відомий спосіб отримання сталевих виливків [19] пропонує для усадкової раковини i пористості забезпечити усунення передачу атмосферного тиску в порожнину надливу шляхом установки в верхній частині надливу газопровідного стрижня і заливки металу в форму. Крім того, всередині газопровідного стрижня виконують порожнину, яку заповнюють екзотермічним зарядом, при цьому відношення діаметрів надливу і газопровідного стрижня дорівнює 1/(0,1-0,25), а газопровідного стрижня і екзотермічного заряду дорівнює 1/(0,7-0,25). Недоліком цього способу лиття є неможливість встановлення надливу над всіма масивними частинами виливків, які мають різну товщину стінки. Тому у потовщеній частині фасонного виливка неминуче утворюється тепловий вузол і розрідження, що зумовлює виникнення утяжини.

Так, згідно відомого способу, при діаметрі масивної частини виливка 100 мм, діаметр газопровідного стрижня дорівнює 10-25 мм, а разом з екзотермічним зарядом 25-75 мм, а це займає більшу частину виливка. Вилучити цей пристрій, який виконано з неметалевих матеріалів на основі SiO₂, неможливо без руйнування поверхні художнього виливка. Тому відомий спосіб забезпечує усунення утяжини тільки в місці встановлення надливу, а інші частини фасонного виливка з потовщеними частинами стінки мають усадкові раковини і утяжини. Для усунення утяжин у фасонних і художніх виливках [17] ми пропонуємо в частину форми зі збільшеною товщиною стінки встановлювати щонайменше одну голку трубчасту, температура плавлення якої більше температури розплаву, при цьому один кінець голки розміщувати в центрі теплового вузла, другий закріплювати в стінці ливарної форми з боку неробочої поверхні виливка і з'єднувати з атмосферою, а відношення діаметра отвору трубчастої голки до діаметра кола, що вписано в тепловий вузол в збільшеній частині виливка, вибирати в межах 0,0320 – 0,0030 (рис. 3.16).

Крім того, запропонований спосіб лиття вирішується також тим, що в термічному вузлі встановлюють дві голки трубчасті, а після охолодження і вибивання виливка через одну з голок вводять розплав, який заповнює усадкову порожнечу, витіснює атмосферне повітря і твердіє. При цьому через отвір другої трубки атмосферне повітря виходить з усадкової порожнини, що забезпечує її заповнення рідкою сумішшю і підвищення щільність виливку. Запропонований винахід має спільну ознаку з прототипом – з'єднання з атмосферою теплового вузла.

Запропонований винахід має наступні відмінні ознаки:

• в частину форми зі збільшеною товщиною стінки встановлюють голку трубчасту, температура плавлення якої більше температури розплаву;

• один кінець голки розміщують в центрі теплового вузла;

• другий кінець голки закріплюють в стінці ливарної форми з боку неробочої поверхні виливка;

 відношення діаметра отвору трубчастої голки до діаметра кола, що вписано в тепловий вузол в збільшеній частині виливка, вибирають в межах 0,0320 – 0,0030;

• в тепловому вузлі встановлюють дві голки трубчасті;

• після охолодження і вибивання виливка, в нього через одну з голок вводять розплав в усадкову порожнечу, а через другу виходить повітря і не заважає заповненню.



Рисунок 3.16. Спосіб усунення утяжин у виливках з потовщеними частинами стінки [17]:

1 – утяжина; 2 – виливок; 3 – тепловий вузол; 4 – порожнеча в центрі теплового вузла; 5 – голка трубчаста; 6 – головка голки; 7 – трубка голки; 8 – зріз голки; 9 – порожнеча в центрі теплового вузла, що заповнена затверділим матеріалом; 10 – ливарна форма; D_{TU} – діаметр теплового вузла у потовщеній частині виливка

Для реалізації запропонованого способу необхідно в процесі виготовлення ливарної форми встановлювати голку трубчасту із аустенітної неіржавіючої сталі з діаметром отвору від 0,089 мм до 0,95 мм. Причому, головку голки 6 формувати у піщаній суміші або встановлювати по роз'єму ливарних форм, між опоками, а трубку голки 7 розміщювати таким чином, щоб зріз голки 8 знаходився в центрі термічного вузла потовщеної частини виливка. Тепловий вузол визначається за допомогою відомого методу вписаних кіл (див. D_{TU} на рис. 3.16), який використовують в ливарному виробництві для розрахунку розмірів надливів.

Параметри запропонованого способу лиття встановлювали при литті модельного складу КС-107-Б [18] методом вільної заливки у форму, яка має тепловій вузол діаметром $D_{TU} = 30$ мм. Експерименти показали, що заливання модельного складу без застосування запропонованого способу призводить до утворення утяжини максимальною глибиною 7 мм на пласкій зовнішній робочій поверхні виливка (табл. 3.1).

Таблиця 3.1

NºNº	Діаметр отвору	Відно-	
Bapi-	трубчастої	шення	Якість робочої поверхні виливка
анту	голки, D _I , мм	D_I/D_{TU}	
1	Трубка відсутня	-	Утяжина з максимальною глибиною 7 мм
2	0,95	0,0320	Без дефектів
3	1,1	0,0367	Утяжина з максимальною глибиною 8 мм
4	0,5	0,0167	Без дефектів
5	0,089	0,0030	Без дефектів
6	0,07	0,0023	Утяжина з максимальною глибиною 4 мм
7	Дві трубки	0,0167	Утяжина відсутня. Через першу трубку
	$D_I = 0,5$ MM		усадкова порожнеча заповнюється
			розплавом парафіну до початку його
			витікання з другої трубки

Результати оцінки якості робочої поверхні виливка

Після встановлення в центр теплового вузла голки трубчастої із аустенітної нержавіючої сталі з діаметром отвору $D_I = 0,95$ мм і відношенням $D_I/D_{TU} = 0,0320$, заливання модельного складу і його твердіння утяжина на пласкій зовнішній поверхні виливка не утворюється (див. №2 табл. 3.1).

При встановленні в центр теплового вузла голки трубчастої з діаметром отвору 1,1 мм при відношенні $D_I/D_{TU} = 0,0367$, заливання модельного складу і його твердіння утяжина на пласкій зовнішній поверхні виливка утворюється у зв'язку з проникненням модельного складу в отвір трубки і порушенням з'єднання термічного вузла з атмосферою. Глибина утяжини навіть збільшується до 8 мм за рахунок заповнення розплавом порожнини трубки, а її витікання припиняється через затвердіння.

При встановленні в центр теплового вузла голки трубчастої з діаметром отвору 0,089 мм при відношенні $D_I/D_{TU} = 0,0030$, заливання модельного складу і його твердіння утяжина на пласкій зовнішній поверхні виливку не утворюється.

Діаметр отвору трубки 0,07 мм при $D_{TU}/D_I = 0,0023$ забезпечив низьку швидкість фільтрації повітря у тепловий вузол і не дозволив повністю усунути утяжину.

При встановленні в центр термічного вузла двох трубок з діаметрами отворів 0,5 мм при відношенні $D_I/D_{TU} = 0,0167$ утяжина не утворюється. Після охолодження виливка здіснювали заповнення усадкової порожнини парафіном, перегрітим до 100 °C, через одну з трубок. Припиняли заповнення з початком витікання парафіну з другої трубки, що підтверджує реалізацію запропонованого способу.

Спроба заповнення порожнини розплавом при встановленні в центр термічного вузла однієї трубки не була реалізована з-за повітряної пробки, стиснення якої трудно виконати.

Таким чином, розроблений спосіб лиття засновано на теоретичних розробках, підтверджених експериментальними даними, може бути багаторазово відтворений у виробництві.

3.6 ВИСНОВКИ ДО ТРЕТЬОГО РОЗДІЛУ

1. Зроблені уточнення щодо природи появи ливарного дефекту – утяжина. Причиною виникнення утяжин є формування в масивних частинах виливка теплових вузлів, з центру яких розплав фільтрується для живлення усадки затверділого шару на всі найближчі поверхні виливка. При переміщенні розплаву з теплового вузла в його центрі утворюється усадкова раковина та розрідження. Тому атмосферний тиск приводить до втягування і викривлення затверділого шару металу на частині поверхні виливка з меншою міцністю.

2. Розроблено пристрій для вимірювання розрідження в усадковій раковині, який засновано на використанні голки медичної спинальної з неіржавіючої сталі з зовнішнім Ø 0,7 мм та отвором Ø 0,44 мм, що виключає проникнення розплаву в середину, а частина голки без теплоізоляції довжиною 12 мм має мінімальну теплоакумулючу здатність і зменшує процес твердіння металу на її поверхні.

3. Досліджено кінетику утворення розрідження в усадковій раковині виливка у формі куля Ø 120 мм та процес твердіння центру кулі зі сплаву Al-Si-Mg у піщано-глинистій формі. Зміна різниці рівня висоти водяних стовпів у U-образному водяному манометрі в центрі усадкової раковини виливка становить 80 мм. На виливку після охолодження та очищення від залишків формувальної суміші зафіксовано утворення утяжини у верхній частині.

4. Згідно діючому державному стандарту Україні "Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, яка утворилася внаслідок зсідання металу під час твердіння". Відповідно отриманим експериментальним результатам пропонуємо скорегувати це визначення на: «Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, який формувався поблизу теплового вузла і усадкової раковини, де виникає розрідження і зсідання металу на частині поверхні виливка з меншою міцністю».

5. Для усунення утяжини необхідно попередити утворення усадкової раковини за допомогою охолоджувачів зовнішніх та внутрішніх, надливів та інших відомих технологічних методів.

6. В процесі виготовлення художніх виливків з різною товщиною стінки нерідко виникає дефект – утяжина. Для <u>ïï</u> попередження використовують стрижні, що зменшують різнотовщинність стінки художнього виливка, надливи, потовщені ливники для живлення усадки термічного вузла виливка, охолоджувачі внутрішні та зовнішні. Але не завжди можливо встановити надливи через порушення конфігурації поверхні художнього виливка, внутрішні стрижні для невеликих виливків виготовити і закріпити у ливарній формі важко. Тому на прикладі виготовлення художнього виливка "Буйвол" запропонована нова методика усунення дефекту – утяжини.

7. Наведено діючу технологію лиття по моделям, що витоплюються, з литниковою системою, в якій живлення усадки центральної масивної частини виливка "Буйвол" забезпечує живильник зі збільшеною товщиною для переміщення розплаву із стояку в термічний вузол. Однак після видалення живильника в місці його підведення зафіксовано утворення усадкового дефекту, а для ліквідації залишків живильника, карбування і відновлення поверхні художнього виливка необхідно докласти занадто багато роботи.

8. В новій розробці враховували, що усадкові раковини і пористість в середині виливка не контролюються на відміну від високих вимог до точності форми поверхонь художніх литих виробів.

9. Причиною виникнення утяжини є утворення в масивних частинах виливка теплових вузлів, з центру яких розплав фільтрується для живлення усадки затверділого шару на поверхні виливка. Тому при переміщенні розплаву з теплового вузла, в його центрі утворюється пустота та розрідження, що призводить до втягування і викривлення більш гарячого шару металу на частині поверхні виливка з меншою міцністю. Розрідження, що виникає в центрі теплового вузла, в роботі усунули за рахунок переміщення атмосферного повітря по тонкій трубчастій голці із аустенітної неіржавіючої сталі, яка використовується для медичних ін'єкцій.

10. Трубку із зовнішнім діаметром 0,80 мм встановлювали в пресформі одним кінцем в центрі термічного вузла потовщеної частини виливка, а другим - в ливарній формі з боку не робочої поверхні, яка недоступна для огляду, і з'єднується з атмосферним повітрям. Нова литникова система без масивного центрального живильника, який раніше підводили в тепловий вузол, дозволила усунути усадкові дефекти на зовнішній поверхні, зменшити витрати на литникову систему, карбування поверхні художнього виливка і уникнути формування утяжини.

11. По результатам експериментальних досліджень розроблено і отримано патент України на винахід «Спосіб усунення утяжин у виливках з потовщеними частинами стінки», в якому попередження утворення «утяжин» у виливках здійснено при з'єднанні усадкової порожнини термічного вузла виливка з атмосферою навколишнього середовища по тонкій трубчастій голці, температура плавлення якої більше температури металу, що заливають. При цьому один кінець голки трубчастої розміщують в центрі теплового вузла, другий закріплюють в стінці ливарної форми з боку неробочої поверхні виливка. Крім того, після охолодження і вибивання виливка, в усадкову порожнину виливка через одну з голок вводять рідку хімічну сполуку, яка заповнює усадкову порожнину і твердіє, а через другу голку трубчасту повітря витісняється в атмосферу.

3.7 ЛІТЕРАТУРА ДО РОЗДІЛУ З

 ДСТУ 9051:2020. Виливки з чавуну і сталі. Дефекти. Терміни та визначення. Чинний від 2021-04-01. Вид. офіц. Київ: УкрНДНЦ, 2021. 15 с.
http://ptima.kiev.ua > IRONSTEEL > dstu19200-80. 2. American Foundry Society. International Atlas of Casting Defects. American Foundry Society. ASM International. Pages: 340, 2007.- ISBN: 978-0874330533. (in English). <u>https://www.asminternational.org/web/tss/search/-</u> /journal_content/56/10192/74494G/PUBLICATION.

3. ГОСТ 19200-80. Отливки из чугуна и стали. Термины и определения дефектов. 1980, 13 с. https://docs.cntd.ru> document.

4. Атлас литейных дефектов / 136 Summit avenue. Montvale, NJ 07645-1720. Институт литья по выплавляемым моделям. // Технопарк.- 2004.C. 23. <u>http://ultracast.ru> Atlas-litejnyh-defektov.</u>

5. Reisa, A., Xub, Z., Tolb, R.V., Netoc R. Modelling feeding flow related shrinkage defects in aluminum castings. *Journal of Manufacturing Processes*. 14(2012) 1-7. (in English). doi:10.1016/j.jmapro.2011.05.003.

6. Воронин Ю.Ф., Камаев В.А. Атлас литейных дефектов. М.: Машиностроение, 2005. 327 с. https://www.twirpx.com/file/914318/

7. B. Chokkalingam & S.S. Mohamed Nazirudeen, "Analysis of Casting Defect Through Defect Diagnostic Study Approach", Journal of Engineering Annals of Faculty of Engineering Hunedoara, Vol. 2, pg no. 209-212, 2009. https://www.researchgate.net/publication/266967400_New_Approach_to_Casting_ Defects_Classification_and_Analysis_Supported_by_Simulatio.

Peter Beeley. Foundry Technology. Second edition. 2001, pg 719. (fig.
5.18. pg. 272). ISBN 0 7506 4567 9. (in English).

https://www.academia.edu/4161769/foundry_technology_by_peter_beeley/

9. Хричиков В.Е., Меняйло О.В. Ливарне виробництво чорних і кольорових металів: Навч. посібник. 2-е вид., доопр. Дніпропетровськ. НМетАУ. 2015. 89 с.

10. ГОСТ Р ИСО 9626-2020. Труби игольные из нержавеющей стали для изготовления медицинских изделий. Требования и методы испытаний.-Дата введения 2021-02-01.- 28 с. https://docs.cntd.ru/document/1200174801. 11. Dunphy R.P., Akerlind C.G., Pellini W. S. Solidification, feed characteristics of gray cast irons and nodular cast irons. Foundry, 1954. v. 82 (6), p. 106.

12. Рогельберг И.Л., Бейлин В.М. Сплавы для термопар (справочник).М.: Металлургия, 1983. 360 с. (с. 76-77).

https://metrology.com.ua/knigi/drugaya-literatura-po-metrologii/splavy-dlyatermopar/

13. V. Khrychikov, *O. Semenov*, H. Meniailo, Y. Aftandiliants, S. Gnyloskurenko. The Process of Vacuum Formation in the Shrinkage Cavity at Castings Crystallization. *Archives of Foundry Engineering*. Vol. 2022, Issue 4, 2022, P. 79-84. <u>The Katowice Branch of the Polish Academy of Sciences</u>. DOI: <u>10.24425/afe.2022.143953</u>.

14. Гуляев Б.Б. Литейные процессы. Москва-Ленинград: Машгиз, 1960. 416 с.

15. Лейбензон В.О., Пілюшенко В.Л., Кондратенко В.М., Хричиков В.Є., Недопьокін Ф.В., Білоусов В.В., Дмитрієв Ю.В. Тверднення металів і композицій Підручник для ВУЗів. металевих / Видання друге, доопрацьоване. Київ. Наукова думка. 2009.-447 c. https://nmetau.edu.ua/file/tverdinnya metaliv i metalevih kompozitsiy. pidruchn ik..pdf

16. Хричиков В.Є., *Семенов О.Д.*, Меняйло О.В., Шалевська І. А., Мяновська Я. В. Усунення утяжини у художніх виливках з різною товщиною стінки. ISSN 0235-5884. *Процеси лиття*. 2021. № 4 (146). с. 14-21. <u>https://doi.org/10.15407/plit2021.04.014</u>. <u>https://plit-periodical.com.ua/arhiv/usunennya-utyazhyny-u-hudozhnih-vylyvkah-z-riznoyu-tovshchynoyu-stinky</u>.

17. Спосіб усунення утяжин у виливках з потовщеними частинами стінки. Патент України № 127278. Хричиков В.Є., *Семенов О.Д.*, Меняйло О.В. (in Ukrainian). Дата подання заявки 09.03.2021. МПК (2021.01) В22D 27/13 (2006.01), В22D 25/00. Опубл. 05.07.2023, Бюл. №27.

https://base.uipv.org/searchInvStat/showclaimdetails.php?IdClaim=336807&resId =1

18. Реп'ях С. І. Критерій утворення утяжин в моделях виливків в литті по витоплюваним моделям. *Металургійна та гірничорудна промисловість*. 2008. № 4. С. 32-34.

19. Патент РФ № 2192331. В22D27/06. Способ получения стальних отливок. Опубл. 10.11.2002. Бюл. №31.

20. PN-85 H-83105 Виливки. Класифікація та термінологія дефектів. Польський комітет зі стандартизації, мірам і якості. Замість PN-66/H-83105. Розробник: Інститут Ливарної Справи, Краків. Введено 01.08.1986 р. Щоденник Стандартів та Мір, № 1/1986, поз. 2.

21. A. D. Semenov. Removal of shrinkage depression in art castings with different wall thickness. 15th INTERNATIONAL SYMPOSIUM OF CROATIAN METALLURGICAL SOCIETY. SHMD '2022, Croatia, Zagreb, March 22nd – 23rd 2022. pg. 564. https://hrcak.srce.hr/file/386178.

22. Семенов О.Д., Куцова В.З., Хричиков В.Є. Технологічні особливості формування утяжин у фасонних виливках. Збірник тез Міжнародної науково-технічної конференції «Литво-2021». XVII міжнародна науково-практична конференція «Литво-2021». Х міжнародна науково-практична конференція «Металургія-2021». 18-20 травня. Запоріжжя. Козак-Палац. с. 175. https://nmetau.edu.ua/file/lite._metallurgiya._2021.pdf.

23. Хрычиков В.Е. Теплофизические процессы направленного затвердевания чугунных прокатных валков. Дис. д-ра техн. наук: 05.16.04 Ливарне виробництво. Киев: ИПЛ НАН Украины. 1993. 350 с.

24. Хричиков В.Є., *Семенов О.Д.*, Іванова Л.Х., Меняйло О.В., Афтанділянц Є.Г., Гнилоскуренко С.Г. Обговорення доцільності корегування терміну утяжина в ДСТУ:2020. Литво. Металургія. 2023: Матеріали XIX Міжнародної науково-практичної конференції (10-12 жовтня 2023 р., м. Харків - м. Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. – Харків, НТУ «ХПІ». С. 220-221. <u>https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2023</u>.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

У дисертації узагальнено теоретичні уявлення процесів формування виливків і керування процесами їх затвердіння у рамках рішення науковотехнічної задачі встановлення кінетики твердіння фронтів виливання, солідус і ліквідус по товщині виливків із залізовуглецевих сплавів, що охолоджуються в кокілі і виливниці, розробки режимів впливу на твердіння металу в осьовій зоні виливків, встановлення причин появи ливарного дефекту «утяжина» і розробленні рекомендацій його попередження.

1. Температури ліквідус і солідус значної частини сплавів встановлені, але кінетика зміни рідко-твердої та твердо-рідкої зон по товщині виливка, положення границі виливання між цими зонами відомі тільки для окремих залізовуглецевих сплавів, що охолоджуються в кокілях та виливницях. Виконання таких досліджень потребує суміщення виміру температури по всій товщині виливка за допомогою термопар, гарячі спаї яких необхідно захищати від впливу рідкого металу, і виливання рідко-твердої фази на різних етапах твердіння для встановлення положення фронтів виливання, ліквідус і солідус у цей момент. Відсутність даних про тривалість передування сплавів у рідко-твердому та твердо-рідкому стані не дозволяє регулювати процеси спрямованого затвердіння виливків, розробляти методи фізичного та хімічного втручання в процес твердіння центральних зон виливків для подрібнення мікроструктури, модифікування, легування і розкислення металу.

2. Виконано оцифровку дев'яти експериментальних досліджень затвердіння Fe-C сплавів в кокілі циліндричних виливків з вмістом вуглецю 0,04%, 0,10%, 0,40%, 0,93%, 1,42%; 2,44%, 3,28%, 4,45%, 4,83%, які наведені в роботах Б.Б. Гуляєва, О.Н. Магницького, Л.М. Постнова та інших. Результати оцифрування в координатах відносної товщини затверділого шару металу x/R від поверхні до центру виливка і параметричного критерію τ/R^2 інтерполювали на весь діапазон хімічних складів 0,04 ... 4,83%C.

3. Побудовані криві тривалості твердіння з кроком 0,05*х/R* для фронтів виливання рідкого залишку металу, ліквідує та солідує, за якими будували по 20 точках кінетичні криві для окремих Fe-C сплавів. Порівняння отриманих результатів розрахунку тривалості затвердіння 100% твердої фази виливків зі сталі з розрахунками по рівнянню квадратного кореню показало, що останні дають завищені в 1,27 ... 1,73 рази результати, а це призводить до зменшення зворотності кокільно-опокового оснащення, яке має високу вартість. Отримані результати доцільно також використовувати для більш точного встановлення мінімального часу, з якого можливо безпечно переміщувати виливницю зі злитком з кесону до ділянки охолодження виливків або для реалізації технології гарячого посаду виливка в термічну піч.

4. Отримані криві просування границі виливання для сплавів заліза з вмістом вуглецю 0,15%, 0,20%, 0,25%, 0,45%, 0,55%, 0,80%, 1,20%, 1,80%, які дозволяють реалізувати виробництво виливків і злитків за технологією у якій: після кристалізації заданого робочого шару металу на виливниці розраховують необхідну кількість модифікатору, розкислювача або феросплаву для введення в рідко-тверду і рідку зону виливка, яка ще не затверділа. Поступове розплавлення цих хімічних сполук забезпечує плавну зміну мікро- і макроструктури між робочим шаром і осьовою зоною.

5. Встановлено, що для розроблення режимів фізико-хімічної дії на метал в середині виливка після затвердіння робочого шару, більш точним є використання даних про находжені границі виливання, а не розрахунок по границі солідус, що використовували раніше. Це обумовлено тим, що в зону мікроскопічних переміщень з усадковою пористістю розплав із рідкої ділянки виливка не проникає, а в зоні локальних переміщень – можливо лише часткове живлення усадки за рахунок фільтрації рідкого металу між гілками дендритів. Тому розрахунок маси модифікаторів, розкислювачів або феросплавів для введення в центральну частину виливка доцільно
виконувати тільки по об'єму (масі) рідкої ділянки та рідко-твердої частини виливка.

тривалість твердіння ліквідус 6. Максимальну y виливків встановлено для вмісту вуглецю ≈0,1%, що можливо пояснити наведеними відомими розрахунками виділення максимальної кількості твердої фази при температурі на 5⁰ нижче температури ліквідус. Це підтверджують також вимірювання температури термопарами, які фіксують тривалу температурну зупинку при ліквідус, а при температурі солідус на кривій охолодження видно лише перегин. Тому виділення більшої частини прихованої теплоти твердіння відбувається при температурі ліквідус, що збільшує тривалість охолодження при t_L і має місто підтвердження висновку про низькі ливарні властивості сталей з вмістом вуглецю $\approx 0,1\%$.

7. При збільшенні вмісту вуглецю від сталей до чавунів кількість твердої фази при температурі на 5°С нижче ліквідус зменшується. Так, чавуни з вуглецевим еквівалентом більше 3,5 містять лише 2 - 3% твердої криві фази, a експериментальні охолодження фіксують незначну температурну зупинку при температурі ліквідус і велику – при солідус. Тому виділення більшої частини прихованої теплоти твердіння відбувається при температурі солідус і загальна тривалість твердіння 100% твердої фази у чавунів значно більша, ніж у сталі. Але залишається незрозумілим максимум тривалості твердіння при 2,5% вуглецю у порівнянні з вмістом 4,0 ... 4,5%С, що вказує на доцільність подальшого експериментального дослідження цих процесів.

8. Отримані за експериментальними дослідженнями розрахунки кінетики просування фронтів твердіння ліквідус, солідус і виливання рідкого металу від поверхні до центру виливків за параметричним критерієм τ/R^2 і відносним розміром х/R доцільно використовувати для оцінки точності комп'ютерного моделювання процесів твердіння сплавів Fe-C і подальшої адаптації математичних моделей завдяки корегуванню теплофізичних коефіцієнтів для металу виливків і матеріалу ливарної форми.

9. Експлуатаційні властивості чавунних прокатних валків обумовлені, переважно, зносостійкістю робочого шару бочки і міцністю центральних зон, на які впливають сили обтискання при прокатуванні металу. Необхідну твердість і структуру робочого шару забезпечує хімічний склад чавуну і висока швидкість охолодження бочки в кокілі. Однак в осьовій зоні також часто утворюються карбіди і карбідна сітка, що може привести до поломки валка на стані.

10. За результатами лабораторних та дослідно-промислових експериментів, що виконані раніше, зменшення цементиту і транскристалічності макроструктури осьової зони валків забезпечує модифікування алюмінієм до 0,1%, але перевищення кількості алюмінію призводить до появи газових раковин у чавунних виливках. Проте результати досліджень не реалізуються через відсутність даних про об'єм рідкого металу в осьовій зоні шийок і бочки валка на момент закінчення твердіння робочого шару в кокілі, що унеможливлює точний розрахунок необхідної кількості модифікатору для різних розмірів прокатних валків.

11. В роботі розроблено методику розрахунку маси рідкої ділянки та рідко-твердої частини в чавунних прокатних валках після твердіння робочого шару на кокілі по границі виливання в координатах відносної товщини затверділого шару металу х/R і параметричного критерію τ/R^2 для різних розмірів прокатних валків. Це підвищило точність розрахунку введення в центральну частину виливка графітизуючого модифікатору (алюмінію) у порівнянні з оцінкою твердіння шару металу по температурі солідус. Удосконалено процес розплавлення алюмінію і його розподілу по висоті валка за рахунок обертання електричним двигуном алюмінію і його переміщенню відцентровими силами к фронту твердіння бочки і шийок прокатного валку.

12. Практичне випробування розробки виконано при литті валка виконання СПХН-65 з чорновою масою 1619 кг в умовах ливарного цеху. Введення модифікатору – алюмінію в рідко-тверду зону за розрахунком через 10 хв 37 с після заливання розплаву у форму дозволило усунути транскристалічність, зменшити кількість цементиту в осьовій зоні і відправити валок замовнику для експлуатації на прокатному стані. Після механічної обробки дослідних валків відбілений робочий шар лише на $\approx 8\%$ більше у порівнянні з розрахунком по границі виливання, що підтверджує доцільність прийнятої методики у порівнянні з розрахунком по границі солідус, яка дорівнювала 15 хв 39 с, що в $\approx 1,5$ рази більше.

13. Перспективним напрямком подальшого розвитку отриманих результатів є розробка нових способів виготовлення чавунних виливків за рахунок фізичного, хімічного і механічного впливу на двофазову зону, розкислення і легування центральних зон виливів в процесі твердіння з метою підвищення фізико-механічних і експлуатаційних властивостей литих виробів.

14. Розроблено та отримано патент на чавун для робочого шару прокатних валків, що має наступний хімічний склад, мас. %: вуглець 2,8-3,2; кремній 1,5-2,5; марганець 0,4-0,6; хром 0,3-0,5; нікель 0,8-1,2; мідь 0,8-1,5; ванадій 0,15-0,30; ітрій 0,05-0,08; церій 0,05-0,08; гадоліній 0,06-0,18; залізо решта, який забезпечив підвищення термостійкісті на 15-27 %, відносного подовження на 10-18 %, а модулю пружності менший на 9-12 % від відомого. Крім того, запропоновано виконувати вторинне модифікування феросиліцієм марки ФС75 у порошкоподібному вигляді в процесі заливання розплаву у лійку литникову, що забезпечить підвищення вмісту кремнію до заданих 1,5-2,5 % і отримати більшу кількість графіту кулястої форми.

15. Розроблений легований чавун для прокатних валків має підвищений вміст дорогих компонентів нікелю, міді, ванадію, які забезпечують високі експлуатаційні властивості валків і збільшують тривалість безперервної роботи стану. Але кулі в млинах для подрібнювання портландцементу, гіпсу, порошку необхідної дисперсності для використання в фарбах, піротехнічних засобах і в кераміці доцільно використовувати більш дешевий нелегований білий чавун. Тому нами розроблено склад чавуну мас.

%: вуглець – 2,8.- 3,4; кремній – 0,8 - 1,8; марганець – 0,5 - 0,8; лантан – 0,04 - 0,06; самарій – 0,04 - 0,06; гадоліній – 0,05 - 0,14; залізо –решта, який забезпечив підвищення зносостійкості на 12-28%, границі міцності при вигині на 16-23%, а термостійкості – на 45-50% у порівнянні з відомим.

16. Зроблені уточнення щодо природи появи ливарного дефекту – утяжина. Вперше встановлено, що причиною виникнення утяжин є формування в масивних частинах виливка теплових вузлів, з центру яких розплав фільтрується для живлення усадки затверділого шару на всі найближчі поверхні виливка. При переміщенні розплаву з теплового вузла в його центрі утворюється усадкова раковина та розрідження. Тому атмосферний тиск призводить до втягування і викривлення затверділого шару металу на частині поверхні виливка з меншою міцністю.

17. Розроблено пристрій для вимірювання розрідження в усадковій раковині, який засновано на використанні голки медичної спинальної з нержавіючої сталі з зовнішнім Ø 0,7 мм та отвором Ø 0,44 мм, що виключає проникнення розплаву в середину, а частина голки без теплоізоляції довжиною 12 мм має мінімальну теплоакумулючу здатність і зменшує процес твердіння металу на її поверхні.

18. Досліджено кінетику утворення розрідження в усадковій раковині виливка у формі куля Ø 120 мм та процес твердіння центру кулі зі сплаву Al-Si-Mg у піщано-глинистій формі. Зміна різниці рівня висоти водяних стовпів у U-образному водяному манометрі в центрі усадкової раковини виливка становить 80 мм у порівнянні з атмосферним тиском. На виливку після охолодження та очищення від залишків формувальної суміші утворюється утяжина у верхній частині, що підтверджує факт розрідження в усадковій раковині.

19. Згідно діючому державному стандарту Україні "Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, яка утворилася внаслідок зсідання металу під час твердіння". Відповідно отриманим експериментальним результатам пропонуємо скорегувати це визначення на: «Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, який формувався поблизу теплового вузла і усадкової раковини, де виникає розрідження і зсідання металу на частині поверхні виливку з меншою міцністю». Для усунення утяжини необхідно попередити утворення усадкової раковини за допомогою холодильників зовнішніх та внутрішніх, надливів та інших відомих технологічних методів.

20. Ливарний дефект утяжина нерідко виникає при виготовленні художніх виливків з різною товщиною стінки. Для її попередження використовують стрижні, що зменшують різнотовщинність стінки художнього виливка, надливи, потовщені литники для живлення усадки термічного вузла виливка, охолоджувачі внутрішні та зовнішні. Але не завжди можливо встановити надливи через порушення конфігурації поверхні художнього виливка, внутрішні стрижні для невеликих виливків виготовити і закріпити у ливарній формі важко. Тому на прикладі виготовлення художнього виливка "Буйвол" запропонована нова методика усунення утяжини.

21. Наведено діючу технологію лиття по моделям, що витоплюються, з литниковою системою, в якій живлення усадки центральної масивної частини виливка "Буйвол" забезпечує живильник зі збільшеною товщиною для переміщення розплаву із стояка в термічний вузол. Однак після видалення живильника в місці його підведення зафіксовано утворення усадкового дефекту, а для ліквідації залишків живильника, карбування і відновлення поверхні художнього виливка необхідно докласти занадто багато роботи.

22. В новій розробці враховували, що усадкові раковини і пористість в середині виливка не контролюються на відміну від високих вимог до точності форми поверхонь художніх литих виробів.

23. Як встановлено нами експериментально, причиною виникнення утяжини є утворення в масивних частинах виливка теплових вузлів, з центру яких розплав фільтрується для живлення усадки затверділого шару на поверхні виливка, а при переміщенні розплаву з теплового вузла, в його центрі утворюється пустота та розрідження, що призводить до виникнення утяжини. Тому для художніх виливків розроблено технологію усунення розрідження в центрі теплового вузлу за рахунок переміщення атмосферного повітря по тонкій трубчастій голці із аустенітної неіржавіючої сталі, яка використовується для медичних ін'єкцій.

24. Трубку із зовнішнім діаметром 0,80 мм встановлювали в пресформі одним кінцем в центрі термічного вузлу потовщеної частини виливка, а другим – в ливарній формі з боку не робочої поверхні, яка недоступна для огляду, і з'єднується з атмосферним повітрям. Це дозволило усунути усадкові дефекти і утяжину на зовнішній поверхні художнього виливка. Крім того, зменшено витрати на литникову систему за рахунок усунення масивного центрального живильника, який раніше підводили в тепловий вузол, і карбування поверхні художнього виливка. Розроблено новий спосіб (патент UA №127278) усунення утяжин у виливках з потовщеними частинами стінки, в яких виникають теплові вузли, в їх центрах усадкова порожнеча і розрідження, що обумовлює викривлення поверхні виливка. ДОДАТОК А. Список опублікованих праць за темою дисертації

Наукові праці, в яких опубліковані основні наукові результати дисертації:

Статті у виданнях, що включені до міжнародних науково-метричних баз (Scopus) та Web of Science:

1. V. Khrychikov, *O. Semenov*, H. Meniailo, Y. Aftandiliants, S. Gnyloskurenko. The Process of Vacuum Formation in the Shrinkage Cavity at Castings Crystallization. *Archives of Foundry Engineering*. Vol. 2022, Issue 4, 2022, P. 79-84. <u>The Katowice Branch of the Polish Academy of Sciences</u>. **Scopus.** DOI: 10.24425/afe.2022.143953.

2. V.E.Khrychikov, H.V.Meniailo, *O.D.Semenov*, Y.G.Aftandiliants, S.V.Gnyloskurenko. Graphitizing modification of the axial zone of cast iron rolling rolls in the liquidus-solidus temperature range. *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu*. Dnipro, Ukraine. 2023, № 1. P. 67-73. **Scopus.** https://doi.org/10.33271/nvngu/2023-1/067.

Статті у наукових фахових виданнях:

3. *Семенов О.Д.*, Хричиков В.Є., Куцова В.З., Меняйло О.В. Розрахунок кінетики просування фронту твердіння ізосолідус залізовуглецевих сплавів у кокільних циліндричних формах. *Процеси литя.* 2021. № 2 (144). С. 31-38. <u>https://doi.org/10.15407/plit2021.02.023</u>.

4. Хричиков В.Є., *Семенов О.Д.*, Меняйло О.В., Шалевська І.А., Мяновська Я.В. Усунення утяжини у художніх виливках з різною товщиною стінки. *Процеси литя.* 2021. № 4 (146). с. 14-21. <u>https://doi.org/10.15407/plit2021.04.014</u>.

5. Семенов О.Д., Хричиков В.Є., Меняйло О.В., Афтандилянц Є.Г., Гнилоскуренко С.В. Вплив вмісту вуглецю на тривалість твердіння фронту ізоліквідус сплавів Fe-C у кокільних циліндричних формах. *Теорія і практика металургії*. 2022. №3. с. 57-62. <u>https://nmetau.edu.ua/file/zh_03_2022_site.pdf</u>

6. *Семенов О.Д.*, Іванова Л.Х. Розрахунок процесу модифікування осьової зони прокатних валків із заевтектоїдної сталі з вмістом вуглецю

1,80%. *Теорія і практика металургії*. 2022. № 6 (137). С. 5-12. https://nmetau.edu.ua/file/zh_06_2022_v1.pdf

Статті у виданнях, що не входять до переліку фахових:

7. *Семенов А.Д.* Влияние кремния на формирование зародышей шаровидного графита в чугуне. Металлургическая и горнорудная промышленность. 2015. № 4. С. 53-55. http://nbuv.gov.ua/UJRN/MGRP_2015_4_15.

Патенти України на винахід:

8. Чавун для прокатних валків. Патент України № 116726. Іванова Л.Х., Колотило Є.В., Хричиков В.Є., *Семенов О.Д.* МПК7 С22С 37/08, С22С 37/10, заявл. 29.11.16. власник НМетАУ; опубл.25.04.18, Бюл. № 8. 4с. <u>https://base.uipv.org/searchINV/search.php?action=viewdetails&IdClaim=246236&chapter=description</u>

9. Чавун. Патент України № 116725. Іванова Л.Х., Колотило Є.В., Хричиков В.Є., *Семенов О.Д.* МПК7 С22С 37/10, заявл. 29.11.16. № a201612102; власник НМетАУ; опубл.25.04.18, Бюл. № 8. 4с. https://base.uipv.org/searchINV/search.php?action=viewdetails&IdClaim=246235

10.Спосіб усунення утяжин у виливках з потовщеними частинами стінки. Патент України № 127278. Хричиков В.Є., *Семенов О.Д.*, Меняйло О.В. (in Ukrainian). Дата подання заявки 09.03.2021. МПК (2021.01) В22D 27/13 (2006.01), В22D 25/00. Опубл. 05.07.2023, Бюл. №27.

https://base.uipv.org/searchInvStat/showclaimdetails.php?IdClaim=336807&resId=1

Тези доповідей міжнародних науково-технічних та науково-практичних конференцій:

11. Семенов О.Д., Куцова В.З., Хричиков В.Є. Технологічні особливості формування утяжин у фасонних виливках. Збірник тез Міжнародної науковотехнічної конференції «Литво-2021». XVII міжнародна науково-практична конференція «Литво-2021». Х міжнародна науково-практична конференція «Металургія-2021». 18-20 травня. Запоріжжя. Козак-Палац. с. 175. https://nmetau.edu.ua/file/lite._metallurgiya._2021.pdf. 12.A. D. Semenov. Removal of shrinkage depression in art castings with different wall thickness. 15th INTERNATIONAL SYMPOSIUM OF CROATIAN METALLURGICAL SOCIETY. SHMD '2022, Croatia, Zagreb, March 22nd – 23rd 2022. pg. 564. https://hrcak.srce.hr/file/386178

13.*Семенов О.Д.* Теплофизические процессы ввода ФС75 в чугун, модифицированный магнием. Збірник тез Міжнародної науково-технічної конференції Литье-2015. *XI международная научно-практическая конференция. IV международная научно-практическая конференция Металлургия 2015.* 26-28 мая. Запорожье. Козак-Палац. с. 215-216. https://repository.kpi.kharkov.ua/bitstreams/85d00a37-3e22-4cb5-a07b-099df25cae4a/download.

14.Хричиков В.Є., Меняйло О.В., *Семенов О.Д.* Твердофазне гідродинамічне модифікування Fe-C сплавів. Збірник тез. *XV Міжнародна науково-технічна конференція «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах». Запоріжжя, 11–12 жовтня 2018 р.* ЗНТУ. 2018. С. 67-68. http://eir.zp.edu.ua/bitstream/123456789/4347/4/Conf_non_metallic_inclusions_2 018.pdf.

15.*Семенов О.Д.* Тепловые эффекты ввода магния в чугун, для поглучения шаровидной формы графита. Материалы XII Международной научно-практической конференции «Литьё. Металлургия. 2016». 24-26 мая. Запорожье. ЗТПП. С. 445-446. https://repository.kpi.kharkov.ua/bitstream/KhPI-Press/30304/1/Litye_Metallurgiya_2016.pdf

16.*Семенов О.Д.*, Хричиков В.Є. Анализ кинетических кривых затвердевания с целью определения продолжительности затвердевания отливок из Fe-C сплавов. *Перспективні технології, матеріали та обладнання у ливарному виробництві: матеріали VI Міжнародної науково-технічної конференції, 25–28 вересня 2017 р. / ред. А. М. Фесенка, М. А. Турчаніна. Краматорськ: ДДМА, 2017. С. 112-114. http://www.dgma.donetsk.ua/docs/kafedry/tolp/publication/tolpkonf/%D0%A2%D 0%B5%D0%B7%D0%B8%D1%81%D1%8B2017.pdf.* 17. Хричиков В.Є., *Семенов О.Д.*, Іванова Л.Х., Меняйло О.В., Афтанділянц Є.Г., Гнилоскуренко С.Г. Обговорення доцільності корегування терміну утяжина в ДСТУ:2020. Литво. Металургія. 2023: Матеріали XIX Міжнародної науково-практичної конференції (10-12 жовтня 2023 р., м. Харків - м. Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. – Харків, НТУ «ХПІ». С. 220-221. <u>https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2023</u>.



СПОСІБ УСУНЕННЯ УТЯЖИН У ВИЛИВКАХ З ПОТОВЩЕНИМИ ЧАСТИНАМИ СТІНКИ

Видано відповідно до Закону України "Про охорону прав на винаходи і корисні моделі".

Зареєстровано в Державному реєстрі України винаходів 05.07.2023.

В.о. директора Державної організації «Український національний офіс інтелектуальної власності та інновацій»

VKPHO1B

І.В. Паренчук

ДОДАТОК В. Акт від 03.05.2023 р. впровадження в навчальний процес результатів дисертаційної роботи

«Затверджую» Перший проректор Українського державного університету науки та технологій Анатолій РАДКЕВИЧ

АКТ

про впровадження в навчальний процес результатів дисертаційної роботи на здобуття ступеня доктора філософії (PhD) за спеціальністю 136 – Металургія аспіранта Семенова О.Д.

Комісія в складі: керівника навчального відділу В.Б. Пульпінського, декана факультету електромеханіки та електрометалургії, проф., д.т.н. Селівьорстова В.Ю., в.о. завідувача кафедри ливарного виробництва, доц., к.т.н. Білого О.П., склали даний акт про наступне.

Результати дисертаційної роботи на тему «Встановлення кінетики формування рідко-твердої та твердо-рідкої зон у виливках із залізовуглецевих сплавів та розрідження в теплових вузлах виливків», що виконана аспірантом Семеновим Олександром Дмитровичем, з 3 квітня 2023 р. впроваджено в учбовий процес кафедри ливарного виробництва «Інституту промислових та бізнес технологій» і використовуються при виконанні кваліфікаційних робіт бакалаврів та магістрів.

Керівник навчального відділу БАЛ Володимир ПУЛЬПІНСЬКИЙ Декан факультету електромеханіки та Вадим СЕЛІВЬОРСТОВ електрометалургії В.о. завідувача кафедри ливарного виробництва **ДОДАТОК Г.** Акт від 24.04.2023 р. Технічного комітету стандартизації 177 «Ливарне виробництво» про прийняття к впровадженню результатів дисертаційної роботи

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

03142, Київ, бул. Акад. Вернадського, 34/1 Тел.: (044) 424-35-15; Факс: (044) 424 -12-10



ТЕХНІЧНИЙ КОМІТЕТ СТАНДАРТИЗАЦІЇЇ 177 «ЛИВАРНЕ ВИРОБНИЦТВО»

03142, Київ, бул. Акад. Вернадського, 34/1 Тел.: (044) 424-12-50; Факс: (044) 424 -12-10

АКТ

про прийняття до впровадження результатів дисертаційної роботи аспіранта Семенова Олександра Дмитровича в «ДСТУ 9051:2020. Виливки з чавуну і сталі. Дефекти. Терміни та визначення» щодо корегування визначення терміну «Утяжина»

Комісія у складі голови технічного комітету стандартизації (ТК 177) «Ливарне виробництво», кандидата технічних наук Клименко С.І. та відповідального секретаря ТК 177 "Ливарне виробництво" Стригун В.О. склали акт про те, що в «ДСТУ 9051:2020. Виливки з чавуну і сталі. Дефекти. Терміни та визначення» існує термін 4.4.16 УТЯЖИНА (стор. 6) з таким визначенням: «Дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, яка утворилася внаслідок зсідання металу під час твердіння», а в дисертаційній роботі О. Д. Семенова обгрунтовано та експериментально доведено необхідність корегування визначення терміну «Утяжина» в такій редакції: «Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, який формувався поблизу теплового вузла і усадкової раковини, де виникає розрядження і зсідання металу на частині поверхні виливку з меншою міцністю». Необхідні зміни в діючий «ДСТУ 9051:2020. Виливки з чавуну і сталі. Дефекти. Терміни та визначення» будуть внесені при черговому корегуванні ДСТУ 9051:2020.

Результати дослідження процесу утворення та попередження ливарного дефекту "утяжина" обговорені на трьох міжнародних науково-технічних конференціях, опубліковані в "фаховому" журналі Процеси лиття і в журналі «Архів ливарного виробництва» Катовіцького філіалу Польської академії наук, який включено до міжнародної науковометричної бази Scopus.

1. Семенов О.Д., Хричиков В.С., Меняйло О.В. Дослідження причин виникнення утяжин у художніх виливках. Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві: матеріали VIII міжнародної науково-технічної конференції, 21–24 вересня 2021 р. / під заг. ред. А. М. Фесенка, М. А. Турчаніна. – Краматорськ: ДДМА, 2021. – 162 с.

2. Семенов О.Д., Куцова В.З., Хричиков В.Є. Технологічні особливості формування утяжин у фасонних виливках. Литво. Металургія. 2021: Матеріали XVII Міжнародної науково-практичної конференції. (18-20 травня 2021 р., м. Запоріжжя). ЗНТУ.- с. 175.

3. A. D. Semenov. Removal of shrinkage depression in art castings with different wall thickness. 15th INTERNATIONAL SYMPOSIUM OF CROATIAN METALLURGICAL SOCIETY. SHMD '2022, Croatia, Zagreb, March 22nd-23rd 2022. pg. 564.

4. Хричиков В.С., Семенов О.Д., Меняйло О.В., Шалевська І. А., Мяновська Я. В. Усунення утяжини у художніх виливках з різною товщиною стінки. ISSN 0235-5884. Процеси лиття. 2021. № 4 (146). с. 14-21. <u>https://doi.org/10.15407/plit2021.04.014</u>

5. V. Khrychikov, O. Semenov, H. Meniailo, Y. Aftandiliants, S. Gnyloskurenko. The Process of Vacuum Formation in the Shrinkage Cavity at Castings Crystallization. Archives of Foundry Engineering. Vol. 2022, Issue 4, 2022, P. 79-84. The Katowice Branch of the Polish Academy of Sciences. Scopus. DOI: 10.24425/afe 2022, 143953.

кадемія Голова технічного комітету стандартизації (Тизияся) «Ливарне виробництво» к т н Клименко С.І. «Ливарне виробництво», к.т.н. 24. 04. НСТИТУТ МЕТАЛІВ 23p. ТА СПЛАВІВ Відповідальний секретар ТК 177 "Ливирис виробницітв Стригун В.О. M. KNIB