

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
НАЦІОНАЛЬНА МЕТАЛУРГІЙНА АКАДЕМІЯ УКРАЇНИ

Кваліфікаційна наукова  
праця на правах рукопису

**МЕНЯЙЛО ОЛЕНА ВАЛЕРІЇВНА**

УДК 669.18(075.8)

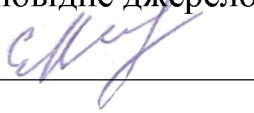
**ДИСЕРТАЦІЯ**

**НАУКОВІ І ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСНОВИ  
ПРОЦЕСІВ СПРЯМОВАНОГО ТВЕРДІННЯ МАСИВНИХ ВИЛИВКІВ  
ІЗ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ У КОМБІНОВАНИХ  
КОКІЛЬНО-ПІЩАНИХ ФОРМАХ**

Спеціальність 05.16.04 – Ливарне виробництво

Подається на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук

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

  
\_\_\_\_\_ О.В. Меньяйло

Науковий консультант:  
Пройдак Юрій Сергійович,  
доктор технічних наук, професор

Дніпро – 2020

## АНОТАЦІЯ

*Меняйло О.В.* Наукові і технологічні основи процесів спрямованого твердіння масивних виливків із залізовуглецевих сплавів у комбінованих кокільно-піщаних формах. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису. Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.16.04 «Ливарне виробництво». – Національна металургійна академія України, Дніпро, 2020.

Дисертація присвячена рішенням актуальної науково-технічної проблеми спрямованого твердіння масивних виливків із Fe-C сплавів, визначенню впливу комбінованої кокільно-піщаної форми на кінетику об'ємної усадки, встановленню тривалості електродугового-електрошлакового обігріву (ЕШО) надливу на різних етапах утворення твердої фази у прокатних валках і злитках. Запропоновано ступінчастий режим обігріву прокатних валків з найвищою витратою електроенергії на першому етапі, який відповідає затвердінню рідко-твердої фази бочки валка і супроводжується максимальною усадкою розплаву з надливу, і меншою – на етапі твердіння шийок. Встановлено вплив комбінованої кокільно-піщаної ливарної форми на умови утворення усадкових дефектів у бочці і шийках прокатних валків та розроблені заходи по спрямованому твердінню виливків.

Експериментально встановлено кінетику об'ємної усадки прокатних валків з високоміцного чавуну масою 3,6 т з різними розмірами бочки: діаметр першого у 1,31 раз більший, ніж у другого, а висота менша у 0,52 рази. Визначено, що при охолодженні у комбінованій кокільно-піщаній формі об'ємна усадка валка з меншим діаметром складає 2,4% , що обумовлено прискореним твердінням бочки ( $\tau_{S-B} = 112$  хв) у порівнянні з нижньою шийкою ( $\tau_{S-НШ} = 198$ хв) і передчасним припиненням живлення усадки з надливу. Об'ємна усадка валка з більшим діаметром бочки в 1,5 рази вище – 3,5%, у зв'язку з спрямованим твердінням нижньої шийки ( $\tau_{S-НШ} = 179$

хв) і бочки ( $\tau_{S-B} = 193$  хв). Максимальна усадка відбувається у процесі переміщення межі виливання від кокілю в осьову зону. У валка з більшим діаметром бочки 77,5% рідкого чавуну перейшло з надливу при  $\tau_{ВИЛ}=78$  хв, а у валка з меншим діаметром – 89% при  $\tau_{ВИЛ}=45$  хв. Невеликий вплив на кінетику усадки процесу тверднення шийок пояснюється низькою теплоакумуючою здатністю піщано-глинястої форми у порівнянні з кокілем і малою товщиною затверділого шару металу за цей час.

Експериментально встановлено об'ємну усадку прокатних валків з високоміцного чавуну масою: 8,86 т – 4,1% (363 кг), 14,12 т – 2,6% (369 кг) і 17,22 т – 3,9% (668 кг). Визначено, що максимальна усадка 76-99% відбувається при кристалізації рідко-твердої частини бочки і шийок. Температура шлакової і металеві ванни у надливі 1555...1520 °С забезпечила переміщення розплаву і живлення усадки робочого шару бочки та значної частини нижньої шийки, але не затримала твердіння верхньої шийки валків.

Встановлено, що продовжувати ЕШО до утворення 100% твердої фази у виливку недоцільно після роз'єднання залишкового розплаву на замкнуті ізольовані обсяги між дендритними гілками твердо-рідкої зони. На сучасному рівні розвитку науки встановити межу живлення не можливо, тому запропоновано момент відключення ЕШО надливу ( $\tau_{ЕШО}$ ) приймати рівним середньому значенню часу досягнення межі виливання і солідус центру верхньої шийки за експериментальними даними по формулі  $\tau_{ЕШО} = 0,996 \cdot 10^{-3} \cdot D_{П}^2$ . Перший етап обігріву, який супроводжується максимальною усадкою розплаву з надливу, необхідно проводити з найвищою витратою електроенергії ( $I \approx 1300 \dots 1600$  А,  $U \approx 45 \dots 50$  В) на протязі затвердіння рідко-твердої фази бочки валка. З використанням критерію Б.Б. Гуляєва встановлено тривалість першого етапу  $\tau = 0,17 \cdot 10^{-3} \cdot D_B^2$  при охолодженні бочки у кокілі з ливарною фарбою і  $\tau = 0,204 \cdot 10^{-3} \cdot D_B^2$  – у кокілі з теплоізоляційним покриттям. Нові режими для кожного окремого типорозміру прокатного валка скоротили тривалість обігріву в 1,5-2,5 рази у порівнянні з тривалістю

ЕШО, що діяла раніше, 5 годин для валків масою <10 т та 7 годин – для валків  $\geq 10$  т, і впроваджені на АТ «ДЗПВ».

Визначені особливості процесу твердіння і умови відсутності усадкових дефектів у прокатних валках нового типу з конічними шийками, циліндричними трефами і діаметром бочки в 2 рази більшим, ніж трефи. Запропоновано ступінчастий режим ЕШО надливу, який зменшив тривалість обігріву з 5 год до 112 хв (у 2,7 рази), кількість і розмір усадкових дефектів. Рекомендації апробовані і впроваджені у виробництво.

Встановлені умови спрямованого твердіння і відсутності усадкових дефектів у нижніх шийках прокатних валків. Дефекти відсутні, якщо час припинення живлення усадки бочки валка  $\tau_{Б-Ж}$  більше або дорівнює тривалості припинення живлення усадки нижньої шийки  $\tau_{НШ-Ж}$ . За критерієм  $\tau/R^2$  для бочки валка, що охолоджується у кокілі з ливарною фарбою, розраховано співвідношення  $D_{БФ} \geq 1,83 D_{НШ}$ , а у кокілі з теплоізоляційним покриттям  $D_{БТ} \geq 1,67 D_{НШ}$ .

Моделювання впливу конструкції ливарної форми нижньої шийки з метою запобігання утворенню усадкових дефектів дозволило встановити, що зовнішній кільцевий чавунний холодильник оптимальною товщиною  $\approx 20$  мм забезпечує прискорене твердіння металу нижньої шийки у порівнянні з бочкою. Тепло, що акумулюється, холодильник відводить не в довкілля, а у формувальну суміш з низькою теплопровідністю, а ступінчастий режим обігріву сприяє спрямованому твердінню бочки і верхньої шийки.

Досліджено вплив електродугового-електрошлакового обігріву на зміну хімічного складу флюсів АН-60 і АН-1 в шлаковій ванні і температуру їх фазових перетворень. Встановлено збільшення вмісту сірки у  $\approx 33$  рази (з 0,022% до 0,720%) через 60 хв обігріву; через 120 хв – у  $\approx 41$  раз (до 0,910%); через 180 хв – у  $\approx 38$  разів (до 0,830%). Це накладає обмеження на повторне використання флюсу при ЕШО прокатних валків з кулястою формою графіту, в яких підвищення вмісту сірки у розплаві більше 0,01% приводить до демодифікування.

Виконано теоретичне узагальнення дев'яти експериментальних температурних вимірів процесу твердіння виливків із Fe-C сплавів у циліндричному кокіллі з вмістом вуглецю 0,04%, 0,1%, 0,4%, 0,93%, 1,42%, 2,44%, 3,28%, 4,45%, 4,83%, які були отримані Б.Б. Гуляєвим, О.О. Магницьким, Л.М. Постновим та ін. Оцифровка та інтерполяція цих даних дозволила побудувати графоаналітичні залежності для визначення тривалості ( $\tau/R^2$ ) досягнення межі виливання, ліквідус та солідус центру виливків циліндричної, плоскої і кульової форми в інтервалі 0,04...4,83%С, а також встановити тривалість ЕШО.

Встановлено вплив вмісту вуглецю на критерій  $\tau/R^2$  при твердінні в кокіллі циліндричних, плоских і кульових виливків в рідко-твердій, твердо-рідкій зонах і в інтервалі температур ліквідус-солідус. Визначені зони з максимальною тривалістю знаходження у твердо-рідкому стані при  $x/R = 1$ , в яких утворюється усадкова шпаристість. Отримані результати дозволяють корегувати вміст хімічних елементів в сплаві у заданому інтервалі для зменшення усадкової шпаристості.

Розроблені залежності впливу вмісту вуглецю у сплавах Fe-C на критерій  $\tau/R^2$  порівнювали з відомими методами розрахунків по рівнянню квадратного кореня, за методом Н.І. Хворінова і інтегральним тепловим балансом А.І. Вейника. За методом А.І. Вейника найкращий збіг з експериментальними температурними вимірами при затвердінні 100% твердої фази мав місце тільки для сталі з 0,3...0,6% С і чавуну з 3,3...3,6% С, розрахунки по рівнянню квадратного кореня та за методом Н.І. Хворінова показали занижені значення, а зіставлення з експериментальними дослідженнями твердіння виливків Ø450 мм з високоміцного комплекснолегованого чавуну масою 2200 кг у кокіллі показало припустиму похибку розрахунків 10,1%.

Теоретично визначено та експериментально перевірено закономірності тривалості обігріву надливу по кінетиці усадки комплекснолегованих і модифікованих сплавів з різними температурно-часовими режимами

залиття і теплофізичними властивостями ливарної форми, за якими процес обігріву необхідно припинити з моменту закінчення переміщення електродів у надлив. Прийнято к розробленню та впровадженню у ВЛЦ АТ «ДЗПВ».

Встановлено тривалість електродугового-електрошлакового обігріву надливу прокатних валків із заевтектоїдної сталі 150ХНМ та вплив комбінованої кокільно-піщаної форми на об'ємну усадку. Тривалість першого етапу обігріву з максимальною силою струму і напруги розраховували за критерієм  $\tau/R^2$  для сплаву з 1,5%С. Загальну тривалість ЕШО встановлювали експериментально за часом припинення переміщення електроду у надлив, що обумовлено відсутністю даних про тривалість твердіння і об'ємну усадку сталі 150ХНМ. Результати промислових випробувань і рекомендованих технологічних режимів успішно випробувані і впроваджені у вальцеливарному цеху "ДЗПВ", що дозволило освоїти нову продукцію і зменшити тривалість обігріву на 2 год.

Визначено час електрошлакового обігріву сталевого злитка, який отримують з газодинамічним впливом на рідкий метал, що кристалізується. Поплавковий пристрій забезпечує стеження за зміною рівня розплаву і здійснює переміщення електроду слідом за опусканням шлакової ванни, а припинення усадки свідчить про закінчення обігріву.

Запропоновано гіпотезу процесу прискореного твердіння центральних зон виливків плоскої, циліндричної і кулястої форм по гетерогенному механізму, при якому гілки дендритів є додатковими центрами кристалізації. Виведені аналітичні залежності показали, що умові прискореного твердіння центральних зон виливків відповідають тільки результати, що отримані для розрахунку кількості центрів кристалізації на одиницю об'єму незатверділої частини виливка. Розроблені положення можливо використовувати з метою отримання заданих фізико-механічних властивостей, макро- і мікроструктур центральних зон масивних виливків.

Для попередження виникнення гарячих тріщин, зародження яких відбувається у твердо-рідкій зоні виливку, запропоновано створювати

дрібнозернисту макроструктуру сплаву шляхом нанесення ультрадисперсних модифікаторів SiC і TiCN у вигляді пасти або припику тільки на поверхневий шар форми, увігнутому всередину виливка. Незважаючи на меншу товщину затверділого металу у виступаючої частині ливарної форми, дрібнозерниста макроструктура матиме більшу міцність у порівнянні з ділянкою виливку, який затвердів на плоскій поверхні і має більшу товщину.

Результати експериментальних та теоретичних досліджень апробовано і впроваджено на АТ "ДЗПВ" і в учбовому процесі НМетАУ. Нові режими ЕШО дозволили скоротили тривалість обігріву в 1,5-2,5 рази для кожного окремого типорозміру прокатного валка у порівнянні з тривалістю ЕШО, що діяла раніше, 5 годин для валків масою <10 т та 7 годин – для валків  $\geq 10$  т. Потенційний економічний ефект у сумі 639 тис. грн. розраховано при роботі стаціонарної і мобільної установок ЕШО у вальцеливарному цеху ДЗПВ.

**Ключові слова:** прокатний валок, злиток, надлив, твердіння, усадка, електродуговий-електрошлаковий обігрів, усадкові дефекти

**Список публікацій здобувача за темою дисертації.**

**Статті у виданнях, що включені до міжнародних науково-метричних баз (Scopus):**

1. **Menyailo E. V.** Shrinkage Defects Elimination Methods in the Bottom Necks of Cast Iron Rolls // Metallurgical and Mining Industry, 2010, Vol. 2, No. 6. p. 397–400 (Scopus) – фахове.

2. 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, 2010, Vol. 2, No. 5. p. 341–347 (Scopus) – фахове.

3. 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, 2011, Vol. 3, No. 2. p. 39–43 (Scopus) – фахове.

4. **E.V. Menyailo** /Ph.D. (Eng.)/, V.E. Khrychikov /D.Sc. (Eng.)/, T. V. Semenova /Ph.D. (Econ.)/, Yu. A. Mushenkov /Ph.D. (Phys.&Math.)/, S.V. Menyailo. The Features of Using Recycled Material Scrap in Manufacture of High-Strength Cast-Iron Castings // Metallurgical and Mining Industry, 2009. No. 1. p. 25–28 (Scopus) – фахове.

**Статті у наукових фахових виданнях:**

5. **Меняйло Е.В.** Объемная усадка массивных отливок из высокопрочного чугуна / Меняйло Е.В., Пройдак Ю.С., Хрычиков В.Е.// Процессы литья. №3.– 2018.– ФТИМС НАН Украины.– С. 9–13.

6. **Меняйло Е.В.** Теплофизическая модель ускоренного затвердевания центральных зон отливки//Процессы литья. ФТИМС НАН Украины.–2012.–№6.– с.14–21.

7. **Меняйло Е.В.** Критерии оценки формирования усадочной раковины и пористости в нижней шейке чугунного прокатного валка // Теория и практика металлургии.– 2010.– №5–6.– С. 91–94.

8. **Меняйло Е.В.** Особенности процесса затвердевания чугунных прокатных валков соотношением диаметров бочки и шеек более двух // Металлургическая и горнорудная промышленность.– 2011.– № 6. – С. 22–25 (Index Copernicus).

9. **Меняйло Е.В.** Методы устранения усадочных дефектов в нижних шейках чугунных прокатных валков // Металлургическая и горнорудная промышленность.– 2010.– №6.– С. 44–46 (Index Copernicus).

10. **Меняйло Е.В.** Особенности использования лома возврата при производстве отливок из высокопрочного чугуна / Меняйло Е.В., Хрычиков В.Е., Семенова Т.В., Меняйло С.В., Мушенков Ю.А. // Металлургическая и горнорудная промышленность.– 2009.– № 6.– С. 47–49 (Index Copernicus).

11. **Меняйло Е.В.** Физическая модель процесса кристаллизации осевой зоны отливок шаровой, цилиндрической и плоской форм // Металлургическая и горнорудная промышленность.– 2013.– №4. – С. 36–39 (Index Copernicus).



12. **Меняйло Е.В.** Влияние макроструктуры сплавов на их прочность и пластические свойства / Меняйло Е.В., Пройдак Ю.С., Репях С.И., Хрычиков В.Е. //Металлургическая и горнорудная промышленность.– 2014.–№4.–С. 22–27 (Index Copernicus).

13. **Меняйло Е.В.** Инженерная методика расчета рациональной продолжительности обогрева прибылей чугунных прокатных валков // Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'.– 2014.– №5.– С. 17–21 (Index Copernicus).

14. **Меняйло Е.В.** Определение продолжительности питания из прибыли усадки массивных отливок // Металл и литье Украины.–2017.–№2–3.– С. 23–26.

15. Влас М.И. Модифицирование износостойких чугунов ультра- и нанодисперсными материалами / Влас М.И., Калинин В.Т., Хрычиков В.Е., Кривошеев В.А., **Меняйло Е.В.** // Системні технології. Регіональний міжвузівський збірник наукових праць. –Випуск №1(66). – Дніпропетровськ, 2010. С. 170–180.

16. Калинин В.Т. Теория и практика модифицирования чугуна ультра- и нанодисперсными материалами / Калинин В.Т., Хрычиков В.Е., Кривошеев В.А., **Меняйло Е.В.** // Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost' . – 2010. – № 5. – С. 41–45 (Index Copernicus).

17. Хрычиков В.Е. Оценка методов снижения расхода металла на прибыли отливок / Хрычиков В.Е., **Меняйло Е.В.**, Семенова Т.В., Мушенков Ю.А. // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії.– 2010. – №3(20). – С. 278–281.

18. Хрычиков В.Е. Влияние комбинированной кокильной и песчано-глинистой литейных форм на положение границы выливания высокопрочного чугуна / Хрычиков В.Е., **Меняйло Е.В.** // Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost' . – 2011. – № 1. – С. 27–30 (Index Copernicus).

19. Хрычиков В.Е. Температурные поля и границы выливания при затвердевании высокопрочного чугуна в комбинированной кокильно-

песчаной литейной форме / Хрычиков В.Е., **Меняйло Е.В.** // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2011. – № 2. – С. 45–48 (Index Copernicus).

20. Хрычиков В.Е. Адаптация модели LVMFLOV к процессу затвердевания чугунного прокатного валка / Хрычиков В.Е., Белый А.П., **Меняйло Е.В.**, Маркелова Д.В. // *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. –2011, №4. – с. 160–163.

21. Хрычиков В.Е. Особенности образования усадочной пористости в бочке чугунного прокатного валка / Хрычиков В.Е., **Меняйло Е.В.**, Мушенков Ю.А. Якимова Д.В.// *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2012. –№6. –С. 13-16 (Index Copernicus).

22. Репях С.И. К вопросу образования горячих трещин в литых изделиях и сварных швах / Репях С.И., **Меняйло Е.В.**, Пройдак Ю.С., Хрычиков В.Е. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2014. –№3. –С. 37–41 (Index Copernicus).

23. Кривошеев В.А.. Комплексная технология получения качественных отливок машиностроительного и металлургического назначения/ Кривошеев В.А., Калинин В.Т., **Меняйло Е.В.**, Селиверстов В.Ю., Доценко Ю.В., Мусиенко И.О., Фролов Э.А. // *Процессы литья*. –2019. –№2. с 65-71.

#### **Статті у закордонних виданнях:**

24. **Меняйло Е.В.** К расчету продолжительности питания усадки отливок из высокопрочного чугуна / **Меняйло Е.В.**, Пройдак Ю.С., Хрычиков В.Е. // *Литейное производство*. – №2. – 2016. – с. 18–19.

#### **Статті у виданнях, що не входять до переліку фахових:**

25. **Меняйло Е.В.** Инженерная методика расчета продолжительности питания усадки чугунных прокатных валков // *Процессы и технологии литья*. – Коллективная монография – 2015. – С. 106–135.

26. **Меняйло Е.В.** Исследование процесса перемещения расплава из прибыли для питания усадки отливки // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. –2016. –№1. –с. 48–53 (Index Copernicus).

27. **Меняйло Е.В.** Расчет рациональной продолжительности комбинированного электродугового-электрошлакового обогрева прибыли прокатного валка из заэвтектоидной стали 150ХНМ / **Меняйло Е.В.**, **Пройдак Ю.С.**, **Хрычиков В.Е.** // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2016. – №5. – С. 40–42 (Index Copernicus).

28. **Кривошеев В.А.** Технологические особенности производства отливок металлургического назначения повышенной эксплуатационной стойкости использованием рафинированного доменного чугуна и наномодификаторов / **Калинин В.Т.**, **Меняйло Е.В.**, **Хрычиков В.Е.** // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2017. – №3. – С. 37–42 (Index Copernicus).

29. **Меняйло Е.В.** Влияние процессов затвердевания центральной зоны отливки на формирование усадочной пористости / **Меняйло Е.В.**, **Пройдак Ю.С.**, **Хрычиков В.Е.** // *Теплотехника, энергетика и экология в металлургии. Коллективная монография.* – Днепро. – 2017. – С. 232–235

30. **Хрычиков В.Е.** Влияние регулируемого охлаждения в литейной форме на остаточные напряжения в сортопрокатных валках из отбеленного чугуна / **Хрычиков В.Е.**, **Белый А.П.**, **Иванова Л.Х.**, **Осипенко И.А.**, **Меняйло Е.В.** // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2017. – №2. – С. 28–30 (Index Copernicus).

31. **Хрычиков В.Е.** Влияние процессов затвердевания на распределение сульфидов магния и макроструктуру отливок из высокопрочного чугуна / **Хрычиков В.Е.**, **Меняйло Е.В.**, **Семенов А.Д.** // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2018. – № 1. – С. 18–27 (Index Copernicus).

#### **Патенти України на винахід:**

32. Патент України на корисну модель № 46128 U 2009 06107. Спосіб отримання виливків // **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.

33. Патент України на корисну модель № 91943 U 2009 06145. Пристрій для одержання виливків // Селівборстов В.Ю., Хричиков В.Є., Куцова В.З., **Меняйло О.В.** Заявл. 15.06.2009, опубл. 10.09.2010. Бюл. № 17, 2010 р.

34. Патент України на винахід №113331 Спосіб лиття прокатних валків // Хричиков В.Є., Білий О.П., **Меняйло О.В.**, Іванова Л.Х., Осипенко І.О. Заявл. №а201503784 від 21.04.2016; опубл. 10.01.2017, Бюл. № 1.

**Матеріали, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації на наукових конференціях:**

35. Пройдак Ю.С. Затвердевание прибыли и питание усадки отливок из чугуна с шаровидной формой графита / Пройдак Ю.С., **Меняйло Е.В.**, Хрычиков В.Е. // A collective monograph edited by Jarosiaw Boryca, Rafal Wyczolkowski. Series: Monografie Nr 56. XVII International Scientific Conference New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering. –2016. – Czestochowa. – С. 166–169.

36. Пройдак Ю.С. Температурно-временные режимы питания усадки массивных стальных отливок / Пройдак Ю.С., **Меняйло Е.В.**, Хрычиков В.Е. // A collective monograph edited by Jarosiaw Boryca, Dorota Musiai. Series: Monografie Nr 68. LXVIII International Scientific Conference New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering. –2017. – Czestochowa. – С. 65–69.

37. Хрычиков В.Е. Границы выливания в отливках из высокопрочного чугуна, затвердевающего в кокильно-песчаной форме / Хрычиков В.Е., **Меняйло Е.В.** // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве. Материалы II международной научно-технической конф. –Краматорск.– 2009. – С. 188.

38. Хрычиков В.Е. Влияние температуры заливки и теплоты фазового перегрева на затвердевание чугунных отливок / Хрычиков В.Е., **Меняйло Е.В.** // Материалы VI международной научно-практ. конф. «Литье 2010». – Запорожье.– 2010. – С. 95-97.

39. Хрычиков В.Е. Влияние температуры заливки и скрытой теплоты кристаллизации на затвердевание чугуновых отливок / Хрычиков В.Е., **Меняйло Е.В.** // Материалы VII международной научно-практ. конф. «Литье 2011». – Запорожье. – 17–21 мая 2011. – том 1. – С. 209-210.

40. Хрычиков В.Е. Особенности питания усадки при доливке чугуна в прибыль прокатного валка / Хрычиков В.Е., **Меняйло Е.В.**, Семенова Т.В. // Материалы VIII международной научно-практ. конференции «Литье 2012». – Запорожье. – 22–25 мая 2012. – том 1. – С. 261–263.

41. Хрычиков В.Е. Границы выливания высокопрочного чугуна в комбинированных кокильной и песчано-глинистой формах / Хрычиков В.Е., **Меняйло Е.В.**, Семенова Т.В., Мушенков Ю.А. // Материалы IX международной научно-практ. конф. «Литье 2013». – Запорожье 2013. – том 1. – С. 211-212.

42. Хрычиков В.Е. Особенности изменения изотерм и изохрон при выливании высокопрочного чугуна из кокиля / Хрычиков В.Е., **Меняйло Е.В.**, Щеглова И.С., Колодяжная Л.Ю. // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве. Материалы IV международной н-т конф. – Краматорск. – 2013. – С. 233–234.

43. **Меняйло Е.В.** Инженерная методика расчета продолжительности обогрева прибылей чугуновых прокатных валков / Материалы XI международной научно-практ. конф. «Литье 2015». – Запорожье. – 2015. – С.185–186.

44. **Меняйло Е.В.** Инженерная методика расчета продолжительности питания усадки отливок из высокопрочного чугуна / **Меняйло Е.В.**, Пройдак Ю.С., Хрычиков В.Е. // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве. Материалы V международной н-т конф. – Краматорск. – 21–25 сентября 2015. – С.123.

45. **Меняйло Е.В.** Формирование структур центральных зон отливок из Fe-C сплавов шаровой, цилиндрической и плоской формы / Материалы XII международной н-т конф. «Литье 2016». – Запорожье. – 2016. – С.151–163.

46. **Меняйло Е.В.** Инженерная методика расчета продолжительности затвердевания двухфазной зоны в отливках из Fe-C сплавов / Новые материалы и технологии в машиностроении. Материалы VIII международной н-т конф.– Киев.– 2016.– С.103–104.

47. Хрычиков В.Е. Исследование результативности питания усадки массивных прокатных валков методом доливки расплава в прибыль / Хрычиков В.Е., **Меняйло Е.В.**, Пройдак Ю.С. // Материалы XIII международной н-т конф. «Литье 2017».– Запорожье.– 23–25 мая 2017.– С. 198–200.

48. Пройдак Ю.С. Влияние электрошлакового обогрева на питание усадки чугуновых прокатных валков / Пройдак Ю.С., **Меняйло Е.В.**, Хрычиков В.Е. // Материалы XIII международной н-т конф. –Запорожье.– 2017.– С. 230–233.

49. **Меняйло Е.В.** Исследование процесса затвердевания и образования усадочных дефектов в прокатном валке из высокопрочного чугуна / **Меняйло Е.В.**, Хрычиков В.Е. // Новые материалы и технологии в машиностроении. Материалы IX международной н-т конф.– Киев.– 2017.– С.118–119.

50. **Меняйло Е.В.** Рациональная продолжительность комбинированного электродугового-электрошлакового обогрева прибылей слитков / **Меняйло Е.В.**, Хрычиков В.Е. // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве. Материалы VI международной н-т конф.– Краматорск.– 2017.– С. 91–92.

51. Хричиков В.Є. Твердофазне гідродинамічне модифікування Fe-C сплавів / Хричиков В.Є., **Меняйло О.В.**, Семенов О.Д. / Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах. Матеріали XV Міжнародної н-т конф. // Запоріжжя. – ЗНТУ. - 2018. - с. 67-68.

52. **Меняйло Е.В.** Влияние выделения скрытой теплоты кристаллизации на процесс затвердевания отливки в комбинированной кокильно-песчаной форме / **Меняйло Е.В.**, Пройдак Ю.С., Хрычиков В.Е. // Литье. Металлургия. 2018. Материалы XIV Международной научно-практ.

конф. // Под общ. ред. Пономаренко О.И.- Запорожье, ЗТПП.- 2018.-с. 194-195.

53. **Меняйло О.В.** Попередження утворення гарячих тріщин у поверхневому шарі чавунних прокатних валків / Проїдак Ю.С, Хричиков В.Є.// Литво. 2019: XV Міжнарод. науково-практ. конф. Запоріжжя.-ЗНТУ.- 2019.- с. 148-150.

54. **Меняйло О.В.** Дослідження кінетики живлення усадки чавунних валків масою 8860 кг із високоміцного чавуну / Меняйло О.В., Проїдак Ю.С., Хричиков В.Є. // Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві.- VII Міжнародна н-т конф. – Краматорськ: ДДМА, 2019. – С. 147.

#### **Навчальний посібник МОН України:**

55. Хричиков В.Є., **Меняйло О.В.** Ливарне виробництво чорних і кольорових металів / Навч. посібник. – Видання друге, доопрацьоване. Рекомендовано Міністерством освіти і науки України як навчальний посібник для студентів вищих навчальних закладів (лист № 1/11-5831 від 18.04.2014) - Дніпропетровськ: НМетАУ, 2015. – 89с.

#### **ABSTRACT**

*Menyailo E.V.* Scientific and technological bases of processes of directed solidification of massive castings from iron-carbon alloys in combined cinder-sand forms. - Qualifying scientific work on the rights of the handwritten. Dissertation for obtaining the scientific degree of the doctor of technical sciences in the specialty 05.16.04 "Foundry production". - National Metallurgical Academy of Ukraine, Dnipro, 2020.

The dissertation is devoted to the solution of the actual scientific and technical problem of directional solidification of massive castings from Fe-C alloys, determination of the effect of combined mold-sand form on the kinetics of bulk shrinkage, determination of the duration of arc-electroslag heating (ESH) overfilling at the stage of hardening in the solidification process. rolls and ingots.

A stepped mode of heating the rolling rolls with the highest power consumption in the first stage, which corresponds to the solidification of the liquid-solid phase of the roll barrel and is accompanied by the maximum shrinkage of the melt from the overflow, and less - in the phase of curing of the necks. The influence of the combined mold-sand casting mold on the conditions of formation of shrinkage defects in the barrel and neck of the rolling rolls and measures for the directional hardening of castings were established.

The kinetics of the volume shrinkage of rolling rolls made of high-strength iron 3600 kg with different barrel sizes were experimentally established: the diameter of the first one is 1.31 times larger than the second and the height less 0.52 times. It is determined that when cooling in the combined sand-and-sand form, the volume shrinkage of the roll with a smaller diameter is 2.4%, which is caused by the accelerated hardening of the barrel ( $\tau_{S-B} = 112$  min) compared to the lower neck ( $\tau_{S-NS} = 198$  min) and premature cessation of overflow shrinkage. The bulk shrinkage of the roll with the larger diameter of the barrel is 1.5 times higher - 3.5%, due to the directional hardening of the lower neck ( $\tau_{S-NS} = 179$  min) and the barrel ( $\tau_{S-B} = 193$  min). The maximum shrinkage occurs in the process of moving the pouring line from the mold to the axial zone. In a roll with a larger barrel diameter, 77.5% of the liquid pig iron was transferred from the overflow at  $\tau_{VIL} = 78$  min, and in a roll with a smaller diameter - 89% at  $\tau_{VIL} = 45$  min. The slight influence on the kinetics of shrinkage of the cervical curing process is explained by the low heat storage capacity of the sand-clay form compared to the mold and the small thickness of the hardened metal layer during this time.

The volume shrinkage of rolling rolls of high-strength cast iron was experimentally established: 8.86 t - 4.1% (363 kg), 14.12 t - 2.6% (369 kg) and 17.22 t - 3.9% (668 kg). It is determined that the maximum shrinkage of 76-99% occurs when the liquid-solid part of the barrel and neck is crystallized. The temperature of the slag and metal baths in the overflow of 1555 ... 1520 °C provided the movement of the melt and the feeding of the shrinkage of the working



layer of the barrel and a large part of the lower neck, but did not delay the hardening of the upper neck of the rolls.

It is found that it is impractical to continue ESO to form a 100% solid phase in the casting after separation of the residual melt into closed isolated volumes between the dendritic branches of the solid-liquid zone. It is not possible to set the power limit at the current level of scientific development, so it is suggested to disconnect the ESO overflow ( $\tau_{\text{ESO}}$ ) to equal the average time to reach the outflow limit and the solidus of the center of the upper cervix according to the experimental data by the formula  $\tau_{\text{ESO}} = 0,996 \cdot 10^{-3} \cdot D^2$ . The first stage of heating, accompanied by the maximum shrinkage of the melt from the overflow, should be carried out with the highest consumption of electricity ( $I \approx 1300 \dots 1600 \text{A}$ ,  $U \approx 45 \dots 50 \text{V}$ ) during the solidification of the liquid-solid phase of the roll barrel. Using the criterion B.B. Gulyayev set the duration of the first stage  $\tau = 0,17 \cdot 10^{-3} \cdot D_B^2$  when cooling the barrel in a mold with paint and  $\tau = 0,204 \cdot 10^{-3} \cdot D_B^2$  - in a mold with a heat-insulated coating. New modes for each individual rolling roll size reduced the heating duration by 1.5-2.5 times compared to the previous ESO duration, 5 hours for rolls weighing  $<10 \text{ t}$  and 7 hours for rolls  $\geq 10 \text{ t}$ , and introduced at JSC "DSPV".

Visibility of the process of solidity and understanding of the absence of shrinkage defects in rolling rolls of a new type with end shields, cylindrical clubs and barrel diameter 2 times greater, lower than the clubs. The step of the ESO was propounded by the overload, a certain change in the triviality of the repair from 5 years to 112 hv (2.7 times), the number and the shrinkage of shrinkage defects. Recommendations tested and tested in virobnitsvo.

Replaced the fixed hardness and the absence of shrinkage defects in the lower shafts of the rolls. Defects are present, at most an hour the blue shrink of the roll barrel shrinkage  $\tau_{\text{B-G}}$  is more and more expensive than the shale of the rolls shrinkage of the lower shrinkage of the shaft  $\tau_{\text{NS-G}}$ . For the criterion  $\tau/R^2$  for the roll barrel, it is necessary to cool off at the cockpit with a tin fishery, a separate

delivery of  $D_{BF} \geq 1.83 D_{NS}$  has been scrapped, and for a cockpit with heat-insulated coating  $D_{BT} \geq 1.67 D_{NS}$ .

The simulation of the influence of the design of the casting of the lower cervix to prevent the formation of shrinkage defects made it possible to establish that the outer annular cast iron refrigerator with an optimum thickness of  $\approx 20$  mm provides accelerated hardening of the metal of the lower cervix compared to the barrel. The accumulated heat is removed by the refrigerator not into the environment, but into a molding mixture with low thermal conductivity, and the stepped heating mode promotes the directional hardening of the barrel and the upper neck.

The influence of electric arc-electroslag heating on the change of chemical composition of AN-60 and AN-1 fluxes in a slag bath and the temperature of their phase transformations are investigated. An increase in sulfur content of  $\approx 33$  times (from 0.022% to 0.720%) was found after 60 min of heating; after 120 min - by  $\approx 41$  times (up to 0.910%); after 180 min -  $\approx 38$  times (up to 0.830%). This imposes a restriction on the reuse of flux with ESO rolling rolls with spherical graphite, in which an increase in the content of sulfur in the melt more than 0.01% leads to demodification.

The theoretical generalization of nine experimental temperature measurements of the process of hardening of castings of Fe-C alloys in a cylindrical mold with carbon content of 0.04%, 0.1%, 0.4%, 0.93%, 1.42%, 2, 44%, 3.28%, 4.45%, 4.83%, which were obtained by B.B. Gulyaev, O.O. Magnitsky, L.M. Postnov and others. Digitization and interpolation of these data made it possible to construct graphoanalytical dependences for determining the duration ( $\tau/R^2$ ) of reaching the pouring limit, liquidus and solidus of the center of castings of cylindrical, flat and spherical shape in the range of 0.04 ... 4.83% C, as well as to set the duration ESO.

The influence of carbon content on the criterion  $\tau/R^2$  for solidification in cylindrical, flat and spherical castings in liquid-solid, solid-liquid zones and in the temperature range of liquid-solidus is established. Areas with the maximum

duration of stay in the solid-liquid state at  $x/R = 1$ , in which shrinkage is formed are determined. The results obtained allow us to adjust the content of chemical elements in the alloy at a predetermined interval to reduce shrinkage.

The developed dependences of the influence of carbon content in Fe-C alloys on the criterion  $\tau/R^2$  were compared with known methods of calculating the square root equation, by the method N.I. Khvorinov and the integral heat balance of A.I. Veinika. According to the method of A.I. Veinika is the best match to the experimental temperature measurements when solidifying 100% of the solid phase occurred only for steel with 0.3 ... 0.6% C and cast iron with 3.3 ... 3.6% C, calculations by the equation of square root and by the NI method. Khvoryinov showed low values, and comparison with experimental studies of the hardening of castings  $\text{Ø}450$  mm from high strength alloy cast iron weighing 2200 kg in the mold showed a tolerable error of calculations of 10.1%.

The regularities of the duration of the overflow heating by the shrinkage kinetics of the shrinkage of alloyed and modified alloys with different temperature-time modes of casting and thermophysical properties of the casting, which have to be stopped from the moment of termination, have been theoretically determined and experimentally verified. Accepted for development and implementation in AT "DZPV".

The duration of electric arc-electro-slag heating of the overflow of rolling rolls made of 150XHM zevtektoid steel and the effect of the combined rock-sand form on the volume shrinkage were determined. The duration of the first stage of heating with maximum current and voltage was calculated by the criterion  $\tau/R^2$  for the alloy with 1.5% C. The total duration of ESO was determined experimentally by the time of termination of the electrode transfer to the overflow, which is due to the lack of data on the duration of curing and volume shrinkage of steel 150XHM. The results of industrial tests and recommended technological regimes have been successfully tested and implemented in the rolling mill "DZPV", which allowed to master new products and reduce the duration of heating by 2 hours.

The time of electroslag heating of a steel ingot, which is obtained with gas-dynamic influence on the crystallized liquid metal, is determined. The float device monitors the level of the melt and moves the electrode after lowering the slag bath, and the termination of shrinkage indicates the end of heating.

The hypothesis of the process of accelerated solidification of the central zones of castings of flat, cylindrical and spherical forms by a heterogeneous mechanism is proposed, in which the branches of dendrites are additional centers of crystallization. The analytical dependences shown showed that only the results obtained for calculating the number of crystallization centers per unit volume of the non-hardened part of the casting correspond to the condition of accelerated solidification of the central casting zones. The developed provisions can be used to obtain the specified physical and mechanical properties, macro- and microstructures of the central zones of massive castings.

To prevent the occurrence of hot cracks, the origin of which occurs in the solid-liquid zone of casting, it is proposed to create a fine-grained macrostructure of the alloy by applying ultra-fine SiC and TiCN modifiers in the form of paste or dust only on the surface layer of the concave. Despite the smaller thickness of the cured metal in the protruding part of the mold, the fine-grained macrostructure will have greater strength compared to the area of the casting, which is solidified on a flat surface and has a greater thickness.

The results of experimental and theoretical studies have been tested and implemented at “DZPV” and in the NMetAU educational process. The new ESO modes have reduced the heating duration by 1.5-2.5 times for each individual rolling roll size compared to the previous ESO duration of 5 hours for rolls weighing  $<10$  t and 7 hours for rolls  $\geq 10$  t. Potential economic effect in the amount of UAH 639 thousand. calculated at the work of stationary and mobile ESO installations in the rolling mill of the DZPV.

Keywords: rolling roll, ingot, overflow, hardening, shrinkage, electric arc-slag heating, shrinkage defects

## ЗМІСТ

	Стор.
ВСТУП .....	25
РОЗДІЛ 1 СТАН ПИТАННЯ І ПОСТАНОВКА ЗАВДАНЬ	
ДОСЛІДЖЕННЯ .....	35
1.1 Утворення усадкових дефектів в масивних виливках у процесі кристалізації .....	35
1.2 Розрахунково-експериментальні методи визначення розмірів усадкової шпаристості у виливках .....	41
1.3 Аналітичні способи вирішення задач спрямованого затвердіння виливків .....	50
1.4 Моделювання процесів утворення усадочної шпаристості у виливках .....	60
1.5 Технологічні особливості живлення усадки чавунних прокатних валків .....	65
<i>Висновки до першого розділу</i> .....	74
РОЗДІЛ 2 МЕТОДИ І МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ .....	78
2.1 Електродуговий-електрошлаковий обігрів масивних чавунних і сталевих виливків .....	78
2.2 Термічний аналіз твердіння масивних виливків у кокільних і піщаних формах .....	82
2.3 Побудова температурного поля, кінетичної діаграми твердіння, ізотерм і ізохрон .....	84
2.4 Графоаналітична методика обробки експериментальних кривих охолодження .....	87
2.5 Високотемпературний диференціальний термічний аналіз .....	91
2.6 Хімічний аналіз .....	92
2.7 Дослідження розподілу усадкових дефектів у прокатних валках .....	92
2.8 Металографічний аналіз .....	94
2.9 Розподіл сірки у чавунному виливку .....	94
2.10 Розрахунок тривалості твердіння виливків, що мають форму кулі, циліндра і плити .....	95
2.11 Моделювання процесу твердіння виливків .....	96
<i>Висновки до другого розділу</i> .....	103

РОЗДІЛ 3 ТЕРМОЧАСОВІ РЕЖИМИ КОМБІНОВАНОГО	
ЕЛЕКТРОДУГОВОГО-ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ОБІГРІВУ	
НАДЛИВІВ І УМОВИ СПРЯМОВАНОГО ТВЕРДІННЯ ЧАВУННИХ	
ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ ..... 105	
3.1	Дослідження кінетики живлення усадки чавунних валків з надливу ..... 105
3.1.1	Особливості об'ємної усадки валків масою 3,6 т різних типорозмірів ..... 105
3.1.2	Встановлення впливу комбінованої кокільно-піщаної ливарної форми на кінетику об'ємної усадки ..... 109
3.1.3	Кінетика живлення усадки валків масою 8,86 т, 14,12 т, 17,22 т з високоміцного чавуну ..... 118
3.2	Моделювання процесу твердіння і режимів електрошлакового обігріву валків нових типів з конічними підшипниками ..... 125
3.3	Розробка раціональних режимів електродугового-електрошлакового обігріву надливів чавунних прокатних валків .... 130
3.4	Розробка критеріїв спрямованого твердіння нижньої шийки, бочки, верхньої шийки і надливу чавунних валків ..... 139
3.5	Дослідження впливу електродугового-електрошлакового обігріву надливу на хімічний склад шлакової ванни ..... 145
	<i>Висновки до третього розділу</i> ..... 150
РОЗДІЛ 4 ТЕРМОЧАСОВІ РЕЖИМИ ТВЕРДІННЯ І ЖИВЛЕННЯ	
УСАДКИ ВИЛИВКІВ ІЗ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ У КОКІЛІ	
ЦИЛІНДРИЧНОЇ, КУЛЬОВОЇ І ПЛАСКОЇ ФОРМИ ..... 153	
4.1	Особливості спрямованого твердіння злитків з вуглецевої сталі 153
4.2	Вплив вмісту вуглецю в сталевих виливках, що твердіють в кокілі циліндричної, пласкої і кульової форми, за критерієм Б.Б. Гуляєва на межу солідус для $x/R=1$ ..... 160
4.3	Визначення впливу вмісту вуглецю в сталевих виливках, що твердіють в кокілі циліндричної, кульової і пласкої форми, за критерієм Б.Б. Гуляєва на межу виливання для $x/R=1$ ..... 168
4.4	Розрахунок раціональної тривалості обігріву надливу сталевих виливків ..... 172
4.5	Вплив вмісту вуглецю у чавунних виливках, що твердіють в

кокілі циліндричної, пласкої і кульової форми, за критерієм Б.Б.Гуляєва на межу солідус, виливання і тривалість обігріву для $x/R=1$ .....	176
4.6 Визначення тривалості твердіння Fe-C сплавів у рідко-твердій і твердо-рідкій зонах виливків циліндричної, кульової і пласкої форми при $x/R=1$ за критерієм Б.Б. Гуляєва .....	181
4.7 Розрахунок етапів твердіння виливків циліндричної, пласкої і кульової форми із Fe-C сплавів .....	192
4.8 Порівняння розрахунків за рівнянням квадратного кореня, методом Н.І. Хворінова і інтегрального теплового балансу А.І. Вейника .....	196
4.9 Встановлення тривалості електродугового-електрошлакового обігріву виливків по показнику кінетики усадки розплаву у надливі .....	205
4.10 Визначення тривалості електродугового-електрошлакового обігріву надливу валків із заевтектоїдної сталі 150ХНМ .....	208
4.11 Розрахунок тривалості електрошлакового обігріву сталевого злитка, що відливається з газодинамічною дією на метал, який кристалізується .....	211
<i>Висновки до четвертого розділу</i> .....	215
<b>РОЗДІЛ 5 ТЕПЛОФІЗИЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ТВЕРДІННЯ ЦЕНТРАЛЬНИХ ЗОН ВИЛИВКІВ</b> .....	218
5.1 Гіпотеза процесу прискореного твердіння центральних зон виливків кульової, циліндрової і пласкої форми .....	218
5.1.1 Особливості кінетики просування фронтів ізосолідус та ізоліквідус у виливках кульової, циліндрової і пласкої форми ...	218
5.1.2 Вплив прискореного твердіння осьової зони виливку на макро- і мікроструктуру .....	228
5.1.3 Гіпотеза прискореного твердіння центральних зон виливків .....	232
5.2 Вдосконалення технології графітизуючого модифікування осьової зони прокатного валка .....	239
5.3 Особливості твердіння робочого шару валків з литими калібрами .....	247
<i>Висновки до п'ятого розділу</i> .....	254
<b>ВИСНОВКИ</b> .....	256

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ .....	262
ДОДАТОК А Електрошлаковий обігрів надливу прокатного валка масою 18 т з підключенням електричного струму другої фази до сифонної литникової системи .....	290
ДОДАТОК Б Вихідні дані і сіткова область для розрахунку затвердіння нижній шийки валка з зовнішнім чавунним холодильником .....	291
ДОДАТОК В Вихідні дані і сіткова область для розрахунку затвердіння сталевого злитка масою 3000 кг без обігріву і з регульованим режимом обігріву дзеркала металу надливу .....	292
ДОДАТОК Г Основні етапи введення графітізуючого модифікатора у валок після твердіння робочого шару у бочці .....	294
ДОДАТОК Д Акт впровадження від 01.12.2015 р. результатів дисертаційної роботи докторанта Меньяйло О.В. на ПАТ "ДЗПВ" .....	295
ДОДАТОК Е Акт впровадження від 18.11.2016 р. результатів дисертаційної роботи доцента Меньяйло О.В. на ПАТ "ДЗПВ" .....	297
ДОДАТОК Ж Акт від 20.03.2017р. прийняття до розробки і наступному впровадженню результатів дисертаційної роботи доцента Меньяйло О.В. на ПАТ "ДЗПВ" .....	298
ДОДАТОК З Акт від 23.01.2020р.використання в учбовому процесі результатів дисертаційної роботи доцента Меньяйло О.В. ....	299
ДОДАТОК И Розрахунок потенційного екномічного ефекта від впровадження результатів дисертаційної роботи .....	300



## ВСТУП

**Актуальність теми.** Вальцеливарні підприємства України забезпечують металургійні і машинобудівні заводи валками листопрокатні, сортопрокатні і трубопрокатні стани, а також виготовляють валки та ролики бумаго- і картоноробні, гумотехнічні, мукомольні, маслобойні і фарботерочні. Чорнова маса валків становить від 0,5 до 49 т, а 68-70% відливають з високоміцного чавуну.

При виробництві прокатних валків, твердіння яких відбувається у комбінованих кокільно-піщаних формах, непродуктивні витрати металу на надливи 23-28% вище ніж у злитків з вуглецевої сталі. Це пов'язано з більшою густиною металу відбіленого шару бочки валка. В даний час для масивних виливків застосовують технологію електродугового-електрошлакового обігріву (ЕШО) надливу, яка забезпечує усунення усадкових дефектів у верхній шийці. На АТ "Дніпропетровський завод прокатних валків" (ДЗПВ) тривалість ЕШО встановлюють достатньо приблизно: для валків масою до 10 т – 5 год, і більшою – 7 год. При цьому не враховують розміри бочки та шийок, різну швидкість їх твердіння, усадки і охолодження в комбінованих кокільно-піщаних формах. Відсутність цих даних призводить до збільшення витрат на електроенергію, шихтові матеріали, електроди, флюси і зростання перепаду температур по висоті виливка.

Одиничне та дрібносерійне виробництво прокатних валків ускладнено тим, що згідно технічних умов основними параметрами валків є глибина і твердість робочого шару бочки та масова частка хімічних елементів у робочому шарі. В осьовій зоні бочки і шийок контроль здійснюють за мікроструктурою, а масова частка хімічних елементів не регламентується. Нез'ясованими залишилися особливості спрямованого твердіння прокатних валків, тривалість ЕШО надливів з регульованими режимами витрати електроенергії, вплив комбінованої кокільно-піщаної ливарної форми на кінетику усадки, тривалість перебування Fe-C сплавів в інтервалі температур

затвердіння, а також у рідко-твердій і твердо-рідкій зонах, в яких утворюються усадкові дефекти та гарячі тріщини. Крім того, технологію ЕШО можливо використовувати при виробництві масивних сталевих злитків для ковальського перероблення, що обумовлено утворенню усадкових дефектів в зв'язку з низькою тривалістю дії екзотермічних і теплоізолюючих сумішей у надливі. Твердінні виливків досліджували видатні вчені Б.Б.Гуляєв, М.І.Хворінов, А.І.Вейник, В.О.Ефімов, А.Є.Кривошеєв, М.П.Котешов та ін. Але до сьогодні не визначено для більшості виливків з різним вмістом вуглецю значення тривалості виливання, ліквідус, солідус, особливості процесів твердіння центральних зон виливків пласкої, циліндричної і кульової форми. Досі питання підвищення швидкості тверднення центральних зон виливків пласкої, циліндричної та кульової форм, зменшення кількості цементиту у структурі осьової зони прокатних валків і утворення гарячих тріщин у валках з литими калібрами, є дискусійними.

Таким чином, робота, яка направлена на встановлення наукових і технологічних процесів спрямованого твердіння масивних виливків із залізовуглецевих сплавів у комбінованих кокільно-піщаних формах, усунення усадкових дефектів, зменшення енергозатрат та перепаду температур по висоті виливка, є актуальною.

**Зв'язок роботи з науковими програмами, планами темами.** Робота є результатом закінченого циклу науково-дослідних робіт, що проводилися кафедрою ливарного виробництва Національної металургійної академії України (ДР 0210U001444, ДР 0110U003236, ДР 0105U000704, ДР 0115U003177, 0110U003264). Автор дисертації був виконавцем цих робіт.

**Мета і задачі дослідження.** Мета роботи – встановити закономірності процесів спрямованого твердіння масивних виливків із Fe-C сплавів у кокілях та комбінованих кокільно-піщаних формах, кінетику об'ємної усадки і тривалість електродугового-електрошлакового обігріву надливу, визначити час просування межі ліквідус, виливання, солідус до центру виливків

циліндричної, плоскої і кульової форми, знаходження розплаву в рідко-твердому і твердо-рідкому стані та визначити умови попередження утворення гарячих тріщин у чавунних валках з литими калібрами.

Для досягнення поставленої мети сформульовані наступні завдання:

1. Встановити кінетику об'ємної усадки прокатних валків з високоміцного чавуну і вплив комбінованої кокільно-піщаної ливарної форми на тривалість живлення усадки розплаву з надливів.

2. Встановити умови спрямованого твердіння чавунних та сталевих прокатних валків і призначити режими регульованого електродугового-електрошлакового обігріву надливу.

3. Встановити вплив вмісту вуглецю у Fe-C сплавах на тривалість твердіння циліндричних, плоских і кульових виливків, які охолоджуються у кокільних формі.

4. Встановити тривалість перебування Fe-C сплавів в інтервалі температур затвердіння, а також у рідко-твердій і твердо-рідкій зонах виливків, в яких утворюються усадкові дефекти і гарячі тріщини.

5. Установити умови збільшення швидкості твердіння центральних зон виливків плоскої, циліндричної і кульової форми.

6. Визначити масу графітуючого модифікатора і час його введення у рідко-тверду серцевину після затвердіння у кокілі шару металу заданої товщини з метою зменшення кількості цементиту і транскристалічності структури в осьовій зоні чавунних прокатних валків.

7. Розробити пропозиції щодо попередження утворення гарячих тріщин у валках з литими калібрами.

8. Провести випробовування режимів електродугового-електрошлакового обігріву надливів масивних виливків з Fe-C сплавів і впровадити результати досліджень у промислове виробництво і навчальний процес.

**Об'єкт дослідження.** Процес спрямованого твердіння прокатних валків і злитків із залізобуглецевих сплавів.

**Предмет дослідження.** Закономірності живлення усадки, утворення усадкових дефектів та твердіння чавунних і сталевих виливків у комбінованих кокільно-піщаних ливарних формах.

**Методи дослідження.** Для вирішення поставленої задачі в роботі були використані загальноприйняті та стандартні методи, методики і апаратура, оригінальні методики, які дозволили встановити об'єктивний взаємозв'язок між досліджуваними параметрами. Теоретичні дослідження процесів твердіння виливків в комбінованих кокільно-піщаних ливарних формах базуються на закономірностях теорії тепломасоперенесення і термічного аналізу. Лабораторні та промислові дослідження виконано з використанням сучасного обладнання та вимірювальних приладів, підданих метрологічній повірці. Спрямоване твердіння виливків у системі прокатний валок–надлив досліджували за допомогою методів математичного моделювання технологічних процесів; результати експериментальних досліджень опрацьовані з використанням методів математичної статистики.

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

**1. Вперше одержані експериментальні результати кінетики об'ємної усадки прокатних валків з високоміцного чавуну масою від 2,2 т до 17,2 т в процесі твердіння в комбінованих кокільно-піщаних формах дозволили встановити, що максимальна усадка відбувається при затвердінні рідко-твердої фази бочки і досягненні межі виливання центру виливку.** Раніше такі данні не були відомі. За результатами досліджень перший етап електродугового-електрошлакового обігріву надливу почали проводити з найвищою витратою електроенергії, а другий – з мінімальною силою струму та напруги.

**2. Вперше науково обґрунтовано та встановлено неможливість живлення усадки виливка вже після роз'єднання залишкового розплаву на замкнуті ізольовані обсяги в твердо-рідкій зоні.** Раніше такі данні не були відомі, а тривалість твердіння надливу дорівнювали тривалості

твердіння 100% твердої фази вилівка. Зменшення тривалості обігріву надливу забезпечило зниження витрати електроенергії, графітованих електродів, флюсів, термічних напружень по висоті вилівку і збільшення оборотності кокільного і опочного оснащення.

**3. Вперше теоретично визначено вплив вмісту вуглецю у сплавах Fe-C на критерій Гуляєва Б.Б. при твердінні рідко-твердої і твердо-рідкої зон вилівоків пласкої, циліндричної і сферичної форми кокілю, що дозволило прогнозувати процес живлення усадки з надливу і розподіл усадкової шпаристості у вилівках.** Такі дані відомі для декількох сплавів, але відсутні для діапазону 0,04...4,83%С. Отримані результати дозволяють корегувати вміст хімічних елементів в сплаві у заданому інтервалі для зменшення усадкової шпаристості, встановлювати зони з максимальною тривалістю перебування розплаву вилівка в рідко-твердому стані у порівнянні з твердо-рідким, в якому утворюється усадкова шпаристість.

**4. Вперше науково обґрунтовано та встановлено вплив хімічного складу Fe-C сплавів у діапазоні 0,04...4,83 %С на тривалість твердіння осьової зони масивних циліндричних, сферичних і пласких вилівоків для межі вилівання, ліквідус, солідус, що підвищило точність розрахунків і дозволило розробити умови спрямованого твердіння у системі вилівок – надлив.** Раніше такі данні були відомі для окремих найбільш поширених сплавів. Отримані залежності у критерії  $\tau/R^2$  дозволяють розрахувати тривалість різних етапів твердіння вилівоків пласкої, циліндричної і сферичної форм, а також проводити адаптацію математичних програм моделювання процесів твердіння.

**5. Вперше теоретично визначено та експериментально перевірено закономірності тривалості обігріву надливу по кінетиці усадки комплекснолегованих і модифікованих сплавів з різними температурно-часовими режимами заливання і теплофізичними властивостями ливарної форми, за якими процес обігріву необхідно припинити з моменту закінчення переміщення електродів у надлив.** Такі дослідження

раніше не проводилися для великої кількості сплавів через відсутність даних про об'ємну усадку і вплив на процес спрямованого твердіння температури, швидкості заливання, хімічних елементів, маси, товщини стінки та інше. Запропоновані закономірності дозволили скоротити тривалість обігріву, витрату електроенергії, зменшити перепад температур по висоті виливку і рівень залишкових ливарних напружень.

**6. Вперше встановлено залежності співвідношення розмірів різних частин прокатного валка з високоміцного чавуну на утворення усадкових дефектів по критерію  $\tau/R^2$  для межі живлення бочки і шийок при  $x/R=1$ , що встановлюють умови відсутності дефектів в нижній або верхній шийках і бочці, яка охолоджується у коклі з ливарною фарбою або з теплоізоляційним покриттям.** Раніше утворення прихованої усадкової шпаристості визначали тільки в осьовій зоні нижніх шийок валків з бочкою діаметром не більше 450 мм з моменту досягнення межі солідус центру виливка. Розроблені залежності, що розраховані по показнику проникнення межі живлення центру виливка, дозволяють більш точно прогнозувати виникнення усадкових дефектів та розробляти технологічні заходи для спрямованого твердіння виливків.

**7. Вперше запропоновано гіпотезу процесу прискореного твердіння центральних зон виливків пласкої, циліндричної і кулястої форми по гетерогенному механізму, при якому гілки дендритів є додатковими центрами кристалізації.** Раніше прискорене твердіння центральних зон виливків кулястої, циліндричної і пласкої форм було експериментально підтверджено, але для пласких виливків не пояснені причини цього процесу. Це дозволить цілеспрямовано впливати на процес затвердіння тільки центральних зон масивних виливків з метою отримання заданих фізико-механічних властивостей, макро- і мікроструктури.

#### **Практичне значення одержаних результатів.**

1. Розроблені режими комбінованого електродугового-електрошлакового обігріву надливів чавунних прокатних валків, які враховують

інерційність процесу охолодження металевої ванни, живлення усадки через двофазову зону, які забезпечують скорочення в 1,5-2,5 рази тривалість обігріву для кожного окремого типорозміру прокатного валка у порівнянні з тривалістю ЕШО, що діяла раніше, 5 годин для валків масою <10 т та 7 годин – для валків  $\geq 10$  т. Впроваджено у вальцеливарному цеху АТ «ДЗПВ» (м. Дніпро, акт від 01.12.2015 р).

2. При освоєнні нової технології лиття прокатних валків із заевтектоїдної сталі 150ХНМ успішно апробовані і впроваджені режими комбінованого електродугового-електрошлакового обігріву надливу, які забезпечили спрямовано твердіння виливків. Відсутність усадкових дефектів у валках підтверджено УЗК контролем. Впроваджено у вальцеливарному цеху АТ «ДЗПВ» (Акт від 18.11.2016 р).

3. Розроблено регульований режим обігріву надливів прокатних валків зі зменшенням максимальної сили току і напруги після досягнення межі виливання центру бочки валка, що забезпечило скорочення витрати електроенергії і тривалості охолодження вилівка (пропозиції внесені у технологічну інструкцію ТИ-00187375-Л-91-2017 і впроваджені на АТ «ДЗПВ»).

4. Розроблена технологія ЕШО надливу масивних виливків зі сплавів з різними температурно-часовими режимами заливання, теплофізичними властивостями ливарної форми і невідомою об'ємною усадкою, за якою процес обігріву необхідно припинити з моменту закінчення переміщення електродів у надлив. Прийнято к розробленню та впровадженню на АТ «ДЗПВ» (Акт від 20.03.2017р).

5. Використання розроблених графоаналітичних залежностей дозволило:

- встановити можливість утворення усадкових дефектів у нижній шийці прокатного валка і обґрунтувати розміщення кільцевого зовнішнього чавунного холодильника, мінімальна товщина якого прискорила твердіння

розплаву у нижній шийці порівняно з бочкою, а разом з ЕШО надливу забезпечити спрямоване твердіння виливку;

- зменшити усадкові дефекти у прокатних валках нових типів з конічними шийками, циліндричними трефами і діаметром бочки у два рази більше, ніж трефи за рахунок встановлення режимів ЕШО надливів;

- встановити час введення та масу графітуючого модифікатору у рідке осереддя валка після затвердіння робочого шару чавуну заданої товщини, що забезпечило зменшення кількості цементиту і транскристалічності структури в осевій зоні виливків різних типорозмірів.

6. Розроблено новий спосіб і пристрій (у співавторстві) для виробництва виливків і злитків з газодинамічним впливом на метал, що кристалізується, і одночасним електрошлаковим обігрівом надливу, тривалість якого розраховували за розробленою у роботі технологією: при відсутності переміщення електроду обігрів припиняли.

7. Розроблено рекомендації щодо попередження утворення гарячих тріщин у валках з литими калібрами, за якими на виступаючу частину ливарної форми необхідно нанести ультрадисперсний модифікатор для подрібнення мікроструктури тільки у заданій ділянці виливка.

8. Впроваджено в учбовий процес учбовий посібник і 6 практичних робіт, з них 5 одноосібно, без співавторів (акт Національної металургійної академії України від 23.01.2020 р).

**Особистий внесок здобувача.** У дисертації не використані ідеї співавторів. Всі наукові та теоретичні положення дисертаційної роботи сформульовані автором особисто і базуються на результатах проведених досліджень, промислових випробувань та подальшому їх впровадженні. Публікації [2, 6–9, 11, 13, 14, 26, 35, 43, 45] є одноосібними. Особистий внесок здобувача у публікаціях із співавторами полягає у наступному: [3,4,54] – узагальнення результатів експериментальних та теоретичних досліджень процесі в твердіння високоміцного чавуну у складних ливарних



формах; [2,15] – розробка методу попередження утворення гарячих тріщин; [5,35] – підготовка методики, проведення експериментів і встановлення впливу кокільно-піщаної ливарної форми на кінетику об'ємної усадки валків; [10,36,47] – встановлення теплофізичних процесів роботи надливу; [12,22] – узагальнення особливостей впливу макроструктури на зародження тріщин; [17,24] – розробка методики оцінки витрати металу на надлив; [38,39,52] – встановлення впливу термочасових режимів лиття на процеси твердіння чавунних валків; [18,19] – вплив комбінованої кокільної і піщаної ливарних форм на положення кордону виливання високоміцного чавуну; [37,41,42] – результати експериментальних досліджень і встановлення закономірностей процесів твердіння; [20] – обґрунтування та вибір початкових граничних даних для моделювання на ПК; [21,29,49] – теплофізичні умови утворення усадкової шпаристості; [27] – розрахунок раціонального часу ЕШО надливів сталевих валків; [30,44] – розрахунок часу ЕШО надливів чавунних валків; [31,40] – встановлення впливу процесу твердіння на розподіл неметалевих вкраплень у виливках; [32] – розробка особливостей конструкції надливу з графітовим пристроєм у вигляді поплавця; [33] – розрахунок тривалості ЕШО надливу та плавучості графітованих електродів; [34] – розрахунок температурних режимі процесу охолодження робочого шару бочки валка; [48,50] – розробка умов спрямованого твердіння чавунних прокатних валків; [16,23,28] – обґрунтування та формулювання процесів УДП модифікування частини виливка, де можливо утворення гарячої тріщини; [51,53] – обґрунтування теплофізичних процесів модифікування додатковими центрами кристалізації; [55] – розділи 6.3-6.6, 10.1, 10.2.

**Апробація результатів дисертації.** Наукові положення та результати роботи представлені та обговорені на міжнародних конференціях у період з 2009 по 2019 рр: «Перспективні технології, матеріали та обладнання у ливарному виробництві» (м. Краматорськ, 2009 р.); «Литво 2010» (м. Запоріжжя, 2010 р.); «Литво 2011» (м. Запоріжжя, 2011 р.); «Литво 2012» (м. Запоріжжя, 2012 р.); «Перспективні технології, матеріали та обладнання у

ливарному виробництві» (м. Краматорськ, 2013 р.); «Литво 2013» (м. Запоріжжя, 2013 р.); «Литво 2015» (м. Запоріжжя, 2015 р.); «Перспективні технології, матеріали та обладнання у ливарному виробництві» (м. Краматорськ, 2015 р.); «Литво 2016» (м. Запоріжжя, 2016 р.), «Нові матеріали і технології в машинобудуванні» (м. Київ, 2016 р.); XVII International Scientific Conference «New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering» (Czestochowa, 2016); XVIII International Scientific Conference «New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering» (Czestochowa, 2017); «Литво 2017» (м. Запоріжжя, 2017 р.); «Нові матеріали і технології в машинобудуванні» (м. Київ, 2017 р.); «Перспективні технології, матеріали та обладнання у ливарному виробництві» (м. Краматорськ, 2017 р.), «Теплотехніка, енергетика та екологія в металургії» (м. Дніпро, 2017 р.), «Литво. 2018» (м. Запоріжжя, 2018 р.), Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах (м. Запоріжжя, 2018 р.), «Литво. Металургія. 2019» (м. Запоріжжя, 2019 р.), «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» (м. Краматорськ, 2019 р.).

**Публікації.** Основні положення дисертаційної роботи викладені у 55 друкованих працях: 23 статті у спеціалізованих фахових виданнях, з них 10 одноосібних, 4 англомовні статті – у виданнях, зареєстрованих у міжнародних наукометричних базах даних (Scopus), 3 патенти, 1 закордонне видання, 7 статей у виданнях, що не входять до переліку фахових, 1 посібник МОН України та 20 тез доповідей за матеріалами науково-технічних конференцій. Перераховані публікації не містять матеріалів кандидатської дисертації.

**Структура й обсяг дисертації.** Дисертаційна робота складається з вступу, 5 розділів, загальних висновків, списку використаних літературних джерел із 252 найменувань, 9 додатків і містить 213 сторінок основного машинописного тексту, у тому числі 82 рисунків та 18 таблиць.

## РОЗДІЛ 1 СТАН ПИТАННЯ І ПОСТАНОВКА ЗАВДАНЬ ДОСЛІДЖЕННЯ

### 1.1 Утворення усадкових дефектів в масивних виливках у процесі кристалізації

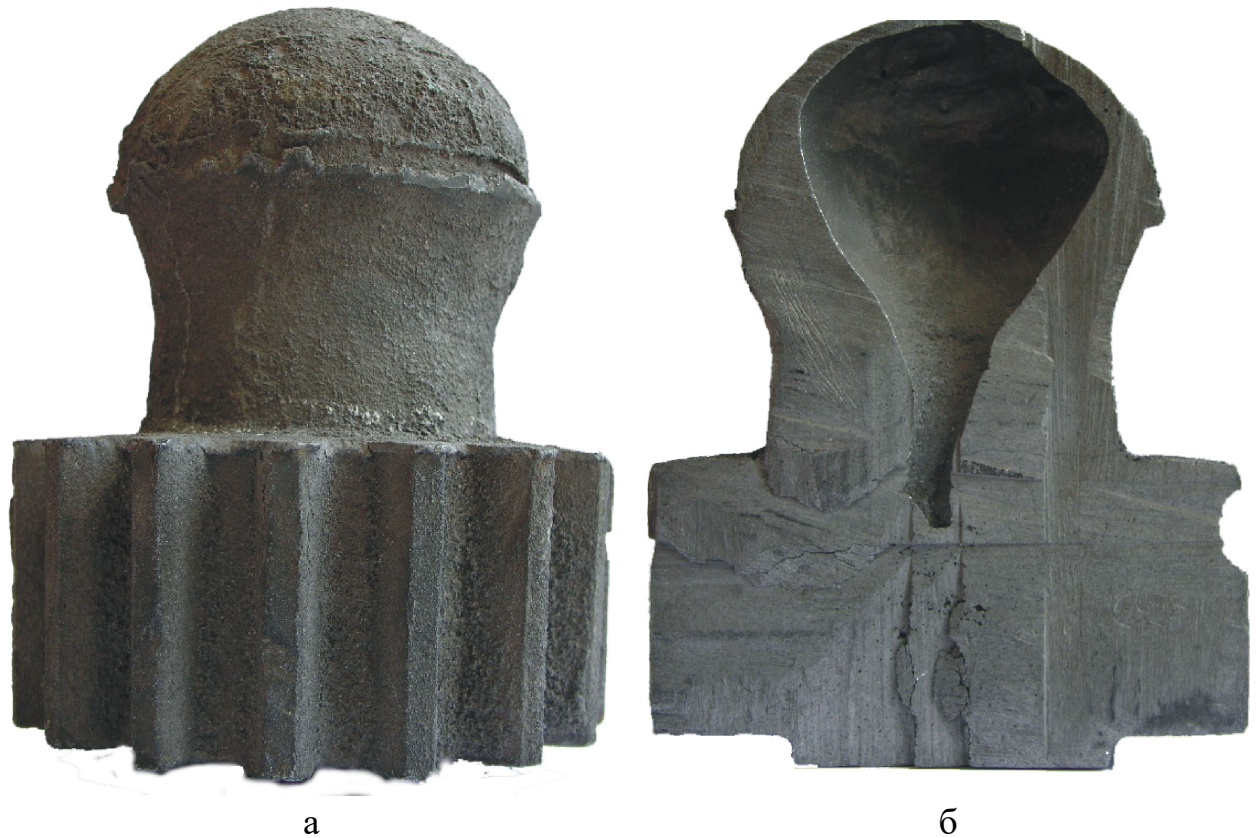
Ливарне виробництво є одною із основних заготівельних галузей для машинобудування і металургії. Тому завдання підвищення якості виливків і освоєння прогресивних ресурсозберігаючих технологій з високими техніко-економічними показниками залишаються актуальними постійно. При виробництві масивних фасонних деталей, прокатних валків і злитків відсутність усадкових раковин і шпаристості забезпечується використанням надливів. Причому, живлення усадки рідким металом з надливу здійснюється на протязі всього періоду кристалізації виливку [1-5].

Коли неправильно обрана форма і розмір надливу, виливки вражаються неприпустимими усадковими дефектами або виявляється надмірно висока витрата металу на надливи. Умовно усадкові дефекти розділяють на усадкову шпаристість, яка формується у твердо-рідкій частині виливка при відокремленні окремих об'ємів рідкої фази, і концентровану усадкову раковину.

Наприклад, у виливку масою 3,5 кг зі сплаву Zn-Al (рис. 1.1) [6] концентрована усадкова раковина займає більшу частину напівкульового надливу. Крім того, усадкова шпаристість і раковина проникають в осьову частину виливка (див. рис. 1.1б). Це вказує на необхідність зростання нераціональних витрат рідкого металу на надлив для запобігання проникненню усадкових дефектів у виливок. Одночасно з твердінням виливка проходить твердіння металу у надливі, що обумовлює зменшення маси розплаву на живлення усадки.

Найбільш значний вклад в теорію і практику отримання щільних бездефектних виливків внесли учені-металурги: Д.К. Чернов, Б.Б. Гуляєв, П.Н. Аксёнов, Ю.А. Нехендзі, А.А. Рижиков, П.Ф. Василевський, Б.А. Баум,

А.І. Вейник, І.Б. Куманін, В.О. Ефімов, М.І. Хворінов, Ю.А. Самойлович, А.В. Курдюмов, А.Є. Кривошеєв, Р.У. Раддл, Г.А. Анісович, О.М. Скребцов, Н.Г. Гіршович, Г.С. Єршов, М.П. Котешов, Т.Гудмен, О.Ю. Коцюбинський, А.А. Вертман, К. Флетчер, М.К. Флемінгс, В.М. Голод та інші.



а – загальний вигляд виливка – шестерня з напівкульовим надливом, б – розріз виливку з дрібною усадковою шпаристістю у центрі шестерні і концентрованою усадковою раковиною у надливі і верхній частині шестерні

Рисунок 1.1 – Виливок «шестерня»: діаметр – 140 мм, висота – 65 мм, діаметр напівкульового надливу – 105 мм, висота – 105 мм, загальна висота виливка з надливом – 178 мм. Матеріал – сплав Zn-Al, маса чорнова – 3,5 кг [6]

Для отримання виливка з мінімальною кількістю усадкових дефектів, необхідно правильно вирішити низку основних запитань:

- а) встановити тривалість твердіння виливка;
- б) вибрати місце розташування надливу у виливку;

- с) визначити вигляд надливу, його розмір, радіус дії, кількість надливів;
- д) вибрати режим заливання і живлення усадки металу виливка;
- е) тривалість твердіння надливу розрахувати більшим чи рівним тривалість твердіння виливку.

Спрямоване (послідовне) твердіння – технологічний прийом, який забезпечує умови для твердіння металу у надливі в останню чергу - лише після твердіння виливку. Це забезпечує утворення усадкових дефектів тільки у надливі, який відрізають і відправляють на переплавку. Надливи широко застосовують при виробництві виливків зі сплавів з підвищеною об'ємною усадкою. Для виливків із сірого чавуну, який має невелику усадку  $\approx 0,9-1,3\%$  і передусадкове розширення до  $\approx 0,3\%$ , надлив досить часто не встановлюють. Усадку різних сплавів оцінюють у відсотках за допомогою технологічних проб. Найбільшого поширення набули технологічні проби на вільну і утруднену лінійну усадку. Об'ємну усадку ( $\varepsilon_V$ ) у першому наближенні приймають рівною трьом лінійним ( $\varepsilon$ ):  $\varepsilon_V = 3\varepsilon$ .

Лінійна і утруднена усадка окремих сплавів наступна: вуглецева сталь – 2,0-2,4% і 1,8-2,0%; білий чавун – 1,6-2,3% і 1,5-1,8%; чавун з пластинчастою формою графіту – 0,9-1,3% і 0,8-1,0%; чавун з кульовою формою графіту – 0,7-1,2% і 0,5-1,0%. Досить великі інтервали приведених значень вказують на недостатні знання процесів усадки, що проходять при кристалізації в інтервалі температур ліквідус-солідус.

Концентровану усадкову раковину у виливках можна усунути правильним виконанням пунктів приведенного вище переліку а-е. Проте, формування усадкової шпаристості неминуче практично у всіх виливках, навіть при збільшених розмірах надливу. Це обумовлено тим, що швидкість фільтрації розплаву через дендрити незначна і при збільшенні кількості твердої фази відбувається відокремлення залишку розплаву на замкнуті ізольовані об'єми. Тому їх твердіння без живлення усадки призводить до утворення шпаристості у виливку.

Усадкову шпаристість у злитках можна практично повністю усунути обробкою металу тиском (ОМТ). Але усередині пори метал окислений, так що після ОМТ залишається дефект, який на мікрошліфі видно як неметалеве включення. Чим більше була пора у вихідному стані після твердіння та охолодження, тим більше буде довжина і глибина залягання неметалевого включення у результаті ОМТ. Тому однією з проблем ливарного виробництва є встановлення і розрахунок розподілу зон формування усадкової шпаристості у сплавах Fe-C.

У теорії ливарних процесів вважається, що максимальна шпаристість формується у сплавах, що мають більший інтервал температур твердіння ліквідус-солідус. Проте, при послідовному затвердінні від поверхні до центру виливку усадкова шпаристість починає утворюватися з моменту проникнення кордону виливання до центру виливка, а фільтрація розплаву з надливу у виливок проходить крізь гілки дендритів. Кількість твердої фази, при якій сплав переходить з рідко-твердого у твердо-рідкий стан, точно не встановлена [2, 7-15, 23]. Так, вміст твердої фази, при якій відбувається утворення усадкових дефектів (відповідає моменту початку «схоплювання» кристалів), змінюється від 0 до 60%. По Б.Б. Гуляєву [16] процес утворення усадкової шпаристості починається при досягненні межі виливання центру виливку, у пізнішій роботі [17] вказано, що межа виливання і живлення не збігаються. Відсутні достовірні дані про кількість твердої фази у момент роз'єднання рідини металу, що залишилася на ізольовані обсяги. Лише у роботах [11,12,18] отримані близькі за значеннями результати: відповідно 85-90% і 80-85% твердої фази. Тому експериментальні дані, що отримані методом виливання з одночасним виміром температури кристалізації за допомогою термопар, є більш надійним з точки зору визначення моменту початку утворення усадкових дефектів [16,19,20].

Процес живлення усадки автори [13,14] оцінювали за результатами досліджень реологічних властивостей сплавів в інтервалі температур кристалізації. У цій моделі процес живлення усадки умовно ділиться на три стадії:

течії розплаву, руху рідко-твердої суспензії і фільтрації рідкого ліквату між дендритами. У першій стадії відбувається безперешкодне живлення обсягів металу, що кристалізуються. У другій стадії рух металевої суспензії - суміші твердих кристалів і рідкої фази - є вже утрудненим і відбувається при певному перепаді тиску. У третій стадії сплав з рідинно-твердого переходить у твердо-рідкий стан (схоплювання кристалів або межа виливання) і переміщення рідкої фази через остов твердої фази відбувається за законом фільтрації Дарсі.

Дослідити процеси живлення усадки безпосередньо на Fe-C розплавах у даний час досить важко, тому автори [13,14] застосовували методи моделювання. За результатами досліджень встановлено критичний вміст твердої фази 50%-60%, при якому дендрити схоплюються і живлення усадки здійснюється тільки завдяки фільтрації рідкого ліквату між дендритами. Збільшення висоти металостатичного стовпу і зменшення розмірів зерен покращує умови живлення виливку [14].

Близькі за значенням результати отримані у роботах [12,14,15] для Al-Si сплавів. Дослідження фільтраційного руху ліквату між гілками дендритів на прикладі олов'яної бронзи показало [15], що швидкість руху ліквату не перевищує 0,3 мм/с, а в більшості випадків становить близько 0,1 мм/с. Ці дані можуть бути використані для визначення ширини зони шпаристості у виливках, але за умови, що відома тривалість затвердіння металу саме в цій зоні. На жаль, у технічній літературі відсутні такі дані.

Кількість твердої фази і динаміка її виділення у інтервалі температур кристалізації впливають на процеси формування усадкових дефектів [21]. Так, в системах з безперервним твердим розчином (Bi-Sb, Cu-Ni) при невеликому вмісті другого компонента (Sb і Ni) виділення значної частини твердої фази відбувається поблизу температури ліквідус. У доевтектичних сплавах кількість твердої фази, що виділяється поблизу температури ліквідус, зменшується при наближенні сплавів до евтектичних складів.

Кількість твердої фази, що виділяється, залежить не тільки від температурного інтервалу затвердіння, але і від концентраційного  $\Delta C_{\text{инт}}$  [21]. На рис. 1.2 представлено розрахункову кількість твердої фази ( $m$ ), що виділилася при температурі на  $5^{\circ}\text{C}$  нижче ліквідус [22].

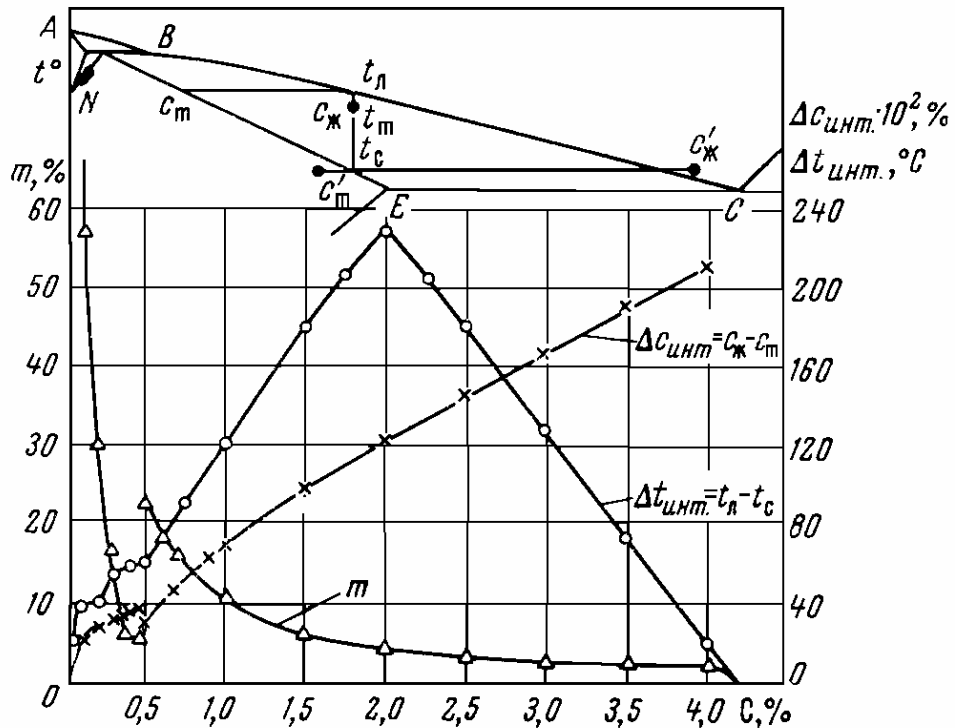


Рисунок 1.2 - Зміна температурного  $\Delta t_{\text{инт}}$  і концентраційного  $\Delta C_{\text{инт}}$  інтервалів затвердіння і кількості твердої фази  $m = \frac{T}{T + Ж}$ , що виділилася при температурі на  $5^{\circ}\text{C}$  нижче ліквідус у залежності від вмісту вуглецю у сплаві Fe-C ( $C_{\text{т}}^{\text{I}}$  і  $C_{\text{ж}}^{\text{I}}$  - схема визначення концентрації у нерівно важких лініях ліквідус і солідус для твердої та рідкої фаз) [22]

Так, для сталей з низьким вмістом вуглецю вже поблизу температури ліквідус випадає  $\approx 60\%$  твердої фази, що вказує на незадовільні ливарні властивості. При невеликому підвищенні вмісту вуглецю у межах перитектичних складів, кількість твердої фази, що виділяється, різко зменшується.

При подальшому збільшенні вмісту вуглецю і переході від сталей до доевтектичних чавунів кількість твердої фази монотонно зменшується незалежно від збільшення температурного інтервалу затвердіння, наприклад, при



$\approx 2\%C$ . Так, відповідно до цих даних чавуни з вуглецевим еквівалентом більше 3,5 при температурі на  $5^{\circ}C$  нижче температури ліквідус містять лише 2 - 3% твердої фази (див. рис. 1.2). Тому її вміст практично не уповільнює процес переміщення сплаву при литті і живленні усадки, а ливарні властивості евтектичних складів значно вищі, ніж у сталі.

Згідно з існуючими положеннями у теорії ливарних процесів максимальна шпаристість у сплаві Fe-C відповідає максимальному температурному інтервалу затвердіння  $\Delta t_{\text{инт}}$ . Тому сплав з 2% вуглецю має максимальну шпаристість, але мінімальний обсяг концентрованої усадкової раковини. Для евтектичного сплаву інтервал затвердіння  $\Delta t_{\text{инт}}$  мінімальний (див. рис. 1.2), так що усадкова шпаристість також мінімальна, а усадочна раковина - максимальна. Однак, утворення концентрованої усадочної раковини у виливках можна усунути за рахунок переміщення металу з надливу, а запобігти формуванню усадкової шпаристості практично неможливо через обмеженість фільтраційних умов живлення усадки через дендрити. Тому важливо знати зони розподілу усадкової шпаристості у виливках, а існуючі методи їх розрахунку наведені нижче.

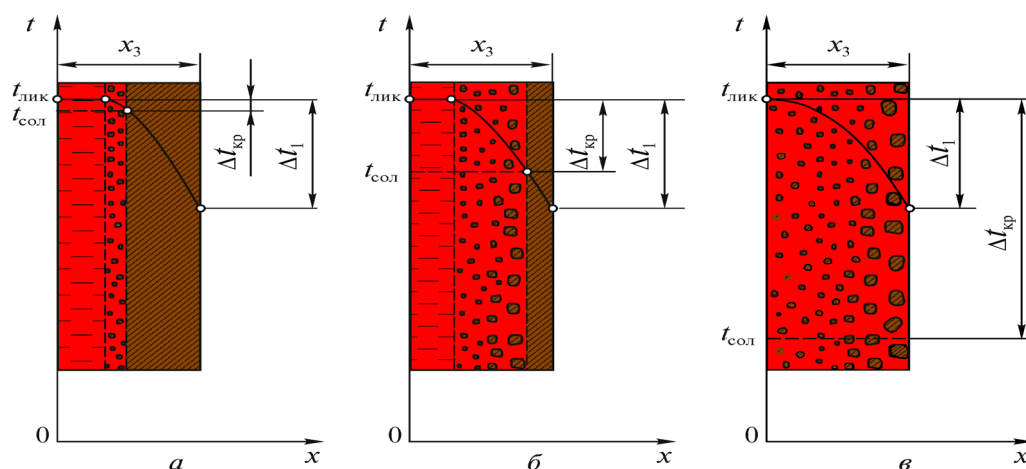
## **1.2 Розрахунково-експериментальні методи визначення розмірів усадкової шпаристості у виливках**

Утворення усадкових дефектів при затвердінні виливку умовно можна розділити на два види: концентрованої раковини і усадкової шпаристості. Їх обсяг залежить від фізико-хімічних властивостей розплаву, умов його охолодження і якості (піддатливості) ливарної форми [23-35]. Відома [36-39] велика схильність чавуну з кулястим графітом до утворення усадкових дефектів. Максимальний обсяг усадкових пустот у чавунних виливках з кулястим, вермикулярним і пластинчастим графітом спостерігається при вуглецевому еквіваленті (Сэ) 3,85, 3,7 і 3,6 відповідно [40]. Для чавунних виливків з пластинчастим графітом мінімальний обсяг раковин відповідає перегріву

40...60 °С. Для чавунних виливків з кулястим і вермикулярним графітом при  $C_{\text{э}} = 3,6-4,1\%$  мінімальний обсяг усадкових дефектів виявився при перегріванні на 150-180 °С, що пояснюється більшою можливістю виділення графіту у рідкій фазі [41].

Однак, всі дані [36-39, 41] отримані на технологічних пробах, які імітують реальні виливки, так що ці результати дозволяють визначити лише відносну схильність сплаву до утворення усадкових дефектів. У масивних чавунних виливках, якими є прокатні валки, при кристалізації виділяється значна кількість карбідної складової, що обумовлює зміну умов формування усадкових дефектів і їх обсягу, а це ускладнює використання розроблених раніше рекомендацій.

На утворення усадкових дефектів значний вплив оказує характер затвердіння металу виливку [2,6]: послідовне, послідовно-об'ємне, об'ємне твердіння (рис. 1.3).



а – послідовне; б – послідовно-об'ємне; в – об'ємне

Рисунок 1.3 – Схема процесу затвердіння виливку [2]

При низькій теплоакумуючій здатності ливарної форми ( $b_{\phi} = \sqrt{\lambda c \rho}$ , де  $c, \lambda$  – питома теплоємність і теплопровідність матеріалу форми,  $\rho$  – щільність)  $b_{\phi} < 1500 \text{ Втс}^{0,5}/\text{м}^2\text{К}$  і товстостінному литві має місце послідовно-об'ємна і об'ємна кристалізація (див. рис. 1.3 б,в). Максимальна частка усадкової шпаристості утворюється при об'ємній кристалізації. Матеріал ливарної

форми у цьому випадку виконують з спученого перліту, легкого вогнетриву, підігрітої піщаної суміші та ін. У разі використання металевої ливарної форми (кокілю) відбувається послідовне затвердіння металу (див. рис. 1.3а). Так, у чавунному кокілі  $b_{\phi} \approx 11000$ , алюмінієвому  $\approx 28000$ , мідному  $\approx 30000$   $\text{Вт} \cdot \text{с}^{0,5} / \text{м}^2 \cdot \text{К}$ . При послідовному затвердінні метал виливку більш щільний з мінімальною кількістю усадкової шпаристості. Схема процесу розподілу усадкових дефектів у литві наочно представлена на рис. 1.4 [8, 23].

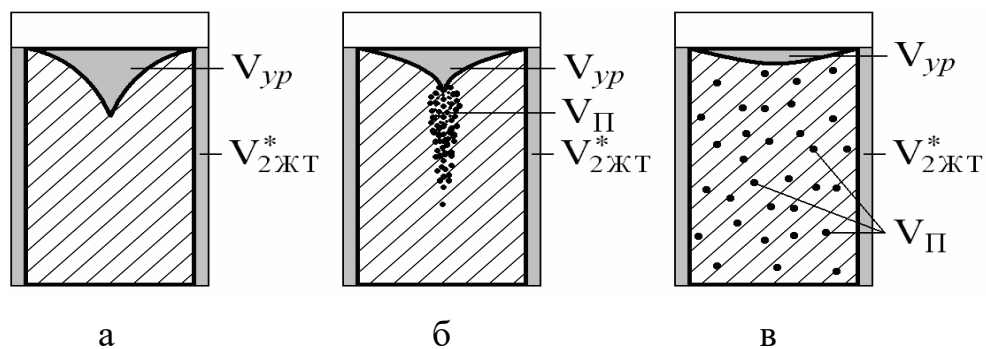


Рисунок 1.4 – Схеми розташування усадкових дефектів у вигляді усадкової раковини (а), усадкової раковини і осьової шпаристості (б), усадкової раковини і розосередженої усадкової шпаристості (в) [23]

Загальноприйнятою методикою, за допомогою якої проводиться аналіз процесів послідовного і послідовно-об'ємного твердіння і формування дефектів, є схема Б.Б. Гуляєва (рис. 1.5) [16, 23, 44], яка удосконалена С.І. Реп'яхом [8]. Перепад температури по товщині виливка, напрямки вертикального руху розплаву з надливу і переміщення через гілки дендритів для живлення усадки дають наочну уяву процесу утворення замкнутих мікроб'ємів металу, в яких утворюються усадкова шпаристість. Таким чином, практично всі виливки мають усадкові пори, розмір та глибина залягання яких залежить від процесів кристалізації сплаву в інтервалі температур ліквідус-солідус.

Загальну об'ємну усадку Fe-C сплаву у рідкому стані, при затвердінні і у твердому стані можна схематично розглянути на рис. 1.6. Вона дорівнює сумі усадки у рідкому стані, в інтервалі температур затвердіння і у твердому стані [22]:



Для розрахунку відносного обсягу усадкових дефектів ( $V_p$ ) частіше використовують формулу Нехендзі-Гіршовича, яка складається з усадки металу у рідкому стані, усадки в інтервалі температур затвердіння ліквідус  $t_L$ , солідус  $t_C$  і усадки при охолодженні виливку до температури навколишнього середовища  $t_T$ :

$$V_p = \alpha_{жс} (t_{жс} - t_L) + [0,5(\alpha_{жс} + \alpha_3)(t_L - t_C) + \varepsilon_\phi] - 3\beta\alpha_T (t_C - t_T) , \quad (1.1)$$

де  $t_{жс}$  – середня температура розплаву у виливку;  $\varepsilon_\phi$  – об'ємна усадка при фазовому перетворенні сплаву з рідкого стану у твердий;  $\alpha_{жс}, \alpha_3$  – коефіцієнти об'ємної усадки розплавленого металу і затверділого в інтервалі температур  $t_L - t_C$ ;  $\beta$  – коефіцієнт, що характеризує вплив маси затверділого металу на формування усадкової раковини ( $\sim 0,5$ );  $\varepsilon_T$  – коефіцієнт лінійної усадки твердого металу.

Причому, усадка у твердому стані, як правило, незначно зменшує обсяг усадкової шпаристості, яка сформувалася в інтервалі температур кристалізації. Проте, ця формула не враховує, що момент початку лінійної усадки у реальному литві починається ні при температурі солідус, а після утворення твердо-рідкого каркасу на її поверхні, однак методики розрахунку часу переходу Fe-C сплаву з рідинно-твердого в твердо-рідкий стан немає.

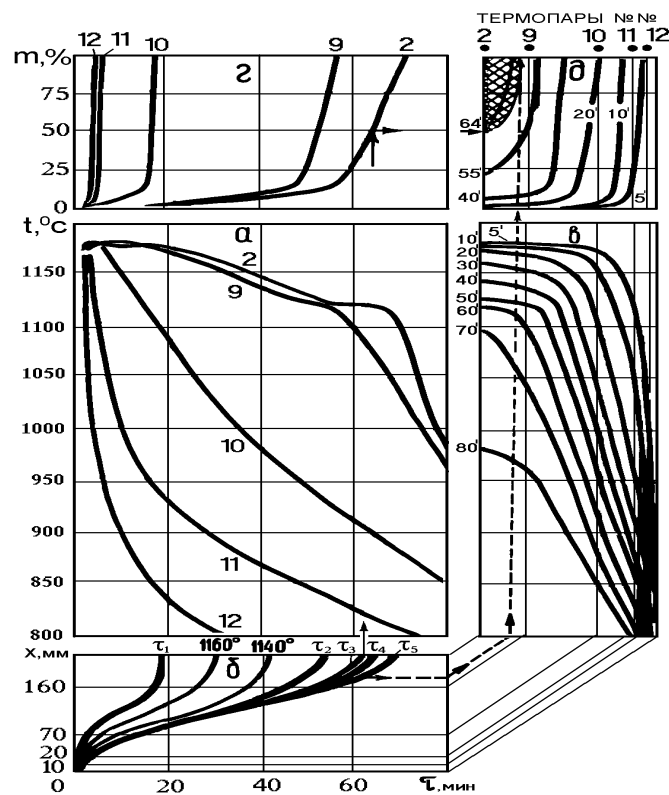
А.Е. Кривошеєв за допомогою цієї формули встановив, що, навіть, при швидкій появі затверділого шару металу на поверхні прокатного валка, обсяг надливу не повинен перевищувати 10-20% обсягу чавунного валка [42]. Проте, реальний обсяг надливу, як мінімум, у два рази більший [88].

Крім того, наведена вище формула не враховує передусадкове розширення чавунів, наближеним є визначення коефіцієнту об'ємної усадки при фазовому перетворенні сплаву з рідкого стану в твердий.

Уточнення формули Нехендзі-Гіршовича у роботі [43] з урахуванням даних про температурні градієнти у виливку і розподілі фаз при затвердінні дозволяє розрахувати у першому наближенні обсяг концентрованої раковини у тепловому вузлу та обсяг шпаристості. За аналогічною методикою в [44]

виконаний аналітичний розрахунок обсягу усадкових дефектів з використанням експериментальних кривих охолодження чавунного прокатного валка з вибіленого чавуну. Плавка металу проходила у коксовій вагранці, хімічний склад розплаву мас. %: C – 3,67; Si – 0,50; Mn – 0,51; P – 0,380; S – 0,122.

Автори [44], вивчивши експериментальні криві охолодження №№ 2, 9, 10, 11, 12 (рис. 1.7 а), показали, що вибілений чавун, залитий при температурі 1290 °С, практично не має перегріву розплаву після заповнення ливарної форми, що дуже швидко для масивних виливків і не враховується у класичних роботах [4, 7, 8, 16, 45, 46].



а – експериментальні криві охолодження (термопары №№ 2, 9, 10, 11, 12 встановлені на відстані 225, 160, 70, 20, 10 мм від внутрішньої поверхні кокілю, відповідно); б – кінетика затвердіння і ізотерми; в – температурне поле бочки валка; г – кінетика виділення твердої фази  $m$  у гарячих спаїв термопар; д – розподіл твердої фази по товщині виливка; б, г, д – стрілками вказана схема визначення зони усадкової шпаристості в осьовій зоні бочки при виділенні 50% твердої фази (заштрихована область)

Рисунок 1.7 – Затвердіння вибіленого чавуну у кокілі  $\text{Ø} 450 \text{ мм}$  [44]

Протягом  $\approx 1$  хв температура металу зменшується з  $1290^{\circ}\text{C}$  до температури ліквідус –  $1178\text{...}1179^{\circ}\text{C}$  (див. 2, 9, 10 на рис. 1.7а), тобто на  $101\text{...}102^{\circ}\text{C}$ . Аналогічні результати отримані при заливанні чавуну з кулястою формою графіту з температурою  $1320^{\circ}\text{C}$ , що на  $30^{\circ}$  вище у порівнянні з вибіленим чавуном [2]. Але збільшення температури заливки обумовлює збільшення тривалості затвердіння з 68 до 80 хв (в 1,18 рази). Однак, оцінку закінчення затвердіння 100% твердої фази у [44] проводили не по закінченню "стояння" температури солідус, а по перетинанню дотичних, проведених від температури солідус і спадною кривою охолодження. Така методика не може бути точною. Тому при використанні експериментальних досліджень різних авторів у розділах 3-4 цієї роботи, для підвищення точності їх зіставлення та аналізу, момент затвердіння 100% твердої фази оцінювали за часом закінчення температурної зупинки солідус.

Швидке зменшення температури розплаву у виливку в перші хвилини (див. рис. 1.7а) відбувається через інтенсивне його перемішування у ливарній формі в результаті використання сифонної тангенціальної ливникової системи і прискореної заливки розплаву. Крім того, бочка валка охолоджується у чавунному кокілі, що прискорює зняття температури перегріву розплаву, а уповільнюють реальний нагрів гарячих спаїв термопар термзахисні чохла і не дозволяють точно зафіксувати температуру перегріву.

За результатами температурних вимірів за термопарами 2 і 9, що встановлені в осьовій зоні виливку, температура евтектичної кристалізації у вибіленого чавуну складає  $\approx 1122^{\circ}\text{C}$ . Таке зниження температури у порівнянні зі значеннями, наведеними на діаграмі стану Fe-C, обумовлено, в основному, підвищеним вмістом фосфору – 0,380%. Фосфідна евтектика, що утворюється, не тільки знижує температуру евтектичної кристалізації розплаву, але і, з огляду на зворотну ліквідацію, заліковує мікротріщини у твердо-рідкій зоні виливка. Тому при виробництві вибілених прокатних валків допускається вміст фосфору до 0,5% [47], що досить не звично для лиття виливків та злитків зі сталі [48-50].

Виділення твердої фази у гарячих спаїв термопар і розподіл твердої фази по товщині виливку рахували [2, 44], використовуючи правило важеля. Послідовне виділення твердої фази від поверхні форми до центру виливку у початкові 20 хв потім переходить у прискорене, так що утворюється сітка дендритів, яка утруднить живлення усадки з надливу (див. рис. 1.7 г, д).

Наступне припущення у [2, 44] стосується переходу металу з рідинно-твердого у твердо-рідкий стан, яке відбувається при виділенні 50% твердої фази. З цього моменту часу живлення усадки здійснюється тільки фільтрацією розплаву між гілками дендритів, а потім формується усадкова шпаристість. Отоді розподіл твердої фази у центральній зоні виливка відповідає кривій 64<sup>1</sup> (див. рис. 1.7 д). Радіус цієї зони  $r_1$  визначали як відстань від вісі до фронту кінця затвердіння  $\tau_5$ , що складає  $\approx 40$  мм.

Потім для розрахунку загального обсягу усадкових дефектів у досліджуваній зоні визначали середню кількість рідкої  $m_{ж}$  і твердої  $m_{т}$  фаз і, знаючи наближені значення коефіцієнтів усадки для них і зменшення значень температур у цьому інтервалі часу за експериментальними кривими охолодження (див. рис. 1.7), використовувати відому формулу Нехендзі-Гіршовича (1.1). Середню кількість рідкої фази оцінювали по 1.2:

$$m_{жс} = \frac{2}{r_1^2} \int_0^{r_1} m(r) \cdot r \cdot dr \quad . \quad (1.2)$$

Вид кривої розподілу рідкої фази по радіусу осьової зони  $\{m(r)\}$  для всіх досліджуваних виливків відповідав кубічній параболі виду  $m_{ж} = ar^3 + b$ , так що після обчислення інтегралу (1.2) автори [2, 44] отримали:

$$m_{жс} = \frac{2}{5} ar_1^2 + b \quad , \quad (1.3)$$

де  $a, b$  – коефіцієнти, що визначаються за видом кривої  $\{m(r)\}$

Тоді відносний обсяг усадкових дефектів без урахування усадки у твердому стані (останній член в рівнянні Нехендзі-Гіршовича) автори [2, 44] розраховували по:



$$V_{\text{д}}^0 = \alpha_{\text{вжс}} (t_{\text{н}} - t_{\text{к}}) \cdot m_{\text{жс}}^0 + \alpha_{\text{вт}} (t_{\text{н}} - t_{\text{к}}) m_{\text{т}}^0 + \varepsilon_{\text{в}}^0 m_{\text{жс}}^0, \quad (1.4)$$

де  $\alpha_{\text{жс}}, \alpha_{\text{вт}}$  – коефіцієнти об'ємної усадки рідкого і твердого металу у інтервалі температур ліквідус-солідус, відповідно;  $m_{\text{жс}}^0, m_{\text{т}}^0$  – середня відносна кількість рідкої і твердої фаз, відповідно у центральній зоні виливки;  $t_{\text{н}}, t_{\text{к}}$  – початкова і кінцева температури у розглянутому інтервалі часу, відповідно, що отримана за експериментальними вимірами температури твердіння;  $\varepsilon_{\text{в}}^0$  – усадка при чисто фазовому перетворенні

Відповідно до рис. 1.7 радіус зони  $r_1$  усадкових дефектів дорівнює 40 мм,  $t_{\text{н}} = 1122^{\circ}\text{C}$ ,  $t_{\text{к}} = 1117^{\circ}\text{C}$ ,  $a = 1,89 \cdot 10^{-2}$ ,  $b = 50,1$ . Значення  $\alpha_{\text{вжс}} = 0,9 \cdot 10^{-4}$ ,  $\alpha_{\text{вт}} = 0,6 \cdot 10^{-4}$ ,  $\varepsilon_{\text{в}}^0 = 0,022$  автори [2, 44] приймали по даним [51].

Після підстановки значень у формули (1.3) і (1.4) і їх рішення загальний обсяг усадкових дефектів склав  $V_{\text{д}}^0 = 0,87 \cdot 10^{-2}$  або 0,87%.

Обсяг усадкової шпаристості визначали аналогічним чином, починаючи з моменту роз'єднання залишкової рідини на замкнуті ізольовані об'єми (див.  $\tau_4$  на рис. 1.7б). Розподіл твердої фази по товщині виливка відповідає кривій, що знаходиться всередині заштрихованої зони з усадковими дефектами (див. рис. 1.8д). Після підстановки експериментальних значень  $r_1=33$ мм,  $t_{\text{н}} = 1121^{\circ}\text{C}$ ,  $t_{\text{к}} = 1117^{\circ}\text{C}$ ,  $a = 4,02 \cdot 10^{-2}$ ,  $b = 44,5$  у формули (1.3) і (1.4) розраховали значення відносної шпаристості  $V_{\text{п}}^0 = 0,62 \cdot 10^{-2}$  або  $V_{\text{п}} = 0,62\%$ . Різниця між  $V_{\text{д}}$  і  $V_{\text{п}}$  дасть значення обсягу концентрованих усадкових дефектів в осьовій зоні бочки чавунного прокатного валка  $V_{\text{к}} = 0,87 - 0,62 = 0,25\%$ .

Похибка розрахунково-експериментального методу складає  $\approx 14\%$ , який автори [2, 44] оцінювали, зіставляючи щільність зразків чавуну методом їх зважування в чотирьохлористому вуглецю і на повітрі.

З викладеного вище виходить, що розрахунково-експериментальний метод [2, 44] визначення обсягу та місця зосередження усадкової шпаристості у литві є трудомістким, складним для реалізації в умовах ливарного цеху і має обмежене застосування.

### 1.3 Аналітичні способи вирішення задач спрямованого затвердіння виливків

Для дослідження процесів утворення усадкових дефектів необхідно оцінити відомі методи підходу до вирішення такого класу задач з тим, щоб використовувати їх основні положення для розробки методів визначення розмірів і обсягу усадкових дефектів у масивних чавунних виливках.

Для вирішення такого класу задач застосовують [52, 53]: метод Фур'є, метод кінцевих інтегральних перетворень, операційний метод, метод функцій Гріна, метод сіток, кінцевих різниць і кінцевих елементів.

Метод Фур'є або розділення змінних, є історично найбільш раннім і поширеним. Його застосування можливе при лінійності рівняння теплопровідності, граничних умов і наявності найпростішої області інтегрування. Метод кінцевих інтегральних перетворень можна застосовувати для вирішення того ж класу задач, і має ті ж обмеження, але дозволяє отримувати рішення більш коротким шляхом і в більш простому вигляді [54].

Операційний метод знайшов широке поширення і дозволяє вирішувати більш складні завдання, особливо для малих відрізків часу після початку процесу. Однак його використовують лише для задач з лінійними межовими умовами [54, 55]. Метод функцій Гріна також застосовують до лінійних рівнянь теплопровідності з лінійними граничними умовами і у найпростішій області зміни змінних. Застосування функцій Гріна дозволяє спростити рішення складних завдань, перетворюючи їх в менш складні.

Важливе прикладне значення мають наближені математичні методи, що застосовуються у сучасній теорії ливарних процесів [2, 4, 5, 44]. Великий комплекс розрахунків виконаний за допомогою інтегрального методу, у якому дані рішення, що задовольняють не рівняння теплопровідності, а інтегралу теплового балансу (метод А.І. Вейника, метод Т. Гудмена) [56, 57].

Всі ці задачі зазвичай об'єднують під назвою задачі Стефана, який ще у 1889 р. сформулював і вирішив задачу промерзання ґрунту для найпростіших

випадків. Детально історія розвитку теорії затвердіння виливків і "закон квадратного кореня" розглянуто у роботах [5, 59]. Більш загальне рішення задачі Стефана було отримано Ф. Нейманом. Однак, як показує аналіз [59, 60], алгоритм для аналітичного рішення задачі Стефана не знайдено. Є лише кілька задач, для яких отримані індивідуальні рішення [55, 57, 61].

Так, для задач зі сферичною або циліндричною симетрією рішення здійснюється шляхом зведення їх до одномірних. Г.П. Іванцов, вирішуючи спільно задачу Стефана і розподіл концентрації вуглецю перед фронтом затвердіння [62], зробив висновок про можливість концентраційного переохолодження. У роботах [7, 63] наведені формули, що враховують температурний інтервал затвердіння і інтенсивність відводу тепла, за якими можна у першому наближенні визначити ширину зони зосередження усадкових дефектів у виливках.

Згідно з [7] ширина зони шпаристості плаского нескінченного виливка, що охолоджується у піщано-глинистій формі, визначається як відстань від фронту солідус до фронту ліквідус у момент досягнення останнім центру виливку. Переміщення металу у виливку допускається тільки у першій стадії процесу, поки в її центрі зберігається перегрів. При досягненні центром виливку температури ліквідус передбачається, що переміщення металу повністю припиняється.

Зв'язок між теоретичними умовами затвердіння, інтервалом температури кристалізації і шириною  $2\psi$  зони шпаристості визначається, виходячи з розрахунку температурного поля виливка при рішенні диференціального рівняння теплопровідності [7]:

$$\frac{\partial v}{\partial \tau} = a_1' \frac{\partial^2 v}{\partial x^2} \quad (1.5)$$

з межовими умовами

$$[v_1]_{x_1=0} = v_{,l} ; \quad \tau = \tau_1 \quad (1.6)$$

$$[v^2]_{x=\psi} = v_{,c} , \quad \tau = \tau_1 , \quad (1.7)$$

де  $v$  – поточні значення температури перегріву сплаву;  $v_l, v_c$  – температури ліквідус і солідус сплаву, за вирахуванням початкової температури форми;  $x$  – половина товщини плаского виливку;  $a_1'$  – наведений коефіцієнт температуропровідності сплаву, що кристалізується, з врахуванням виділення прихованої теплоти кристалізації:

$$a_1' = \frac{\lambda}{\gamma \left( c_1 + \frac{\rho}{\Delta t_{кр}} \right)}, \quad (1.8)$$

де  $\rho$  – теплота кристалізації сплаву;  $\Delta t_{кр}$  – температурний інтервал кристалізації;  $c_1$  – теплоємність металу двофазної зони;  $\gamma$  – щільність металу двофазної зони

Наближено прийнято, що ефективні значення  $\lambda_1, c_1$  і  $\gamma$  не змінюються у період затвердіння сплаву, а теплота кристалізації рівномірно виділяється в інтервалі температур ліквідус ( $t_l$ ) – солідус ( $t_c$ ). Рішення вихідного рівняння (1.5) знайдено за допомогою парної функції косинусу з використанням першого члена цього ряду:

$$v_1 = \sum_{i=1}^{i=\infty} K_1 t^{-nia_1' \tau} \cos(n_i x). \quad (1.9)$$

Після підстановки граничних умов і ряду перетворень отримана формула для розрахунку ширини зони шпаристості виливка ( $2\psi$ ):

$$2\psi = \frac{2xP \arccos \frac{v_c}{v_l}}{\mu}, \quad (1.10)$$

де  $\mu$  - функція інтенсивності охолодження, яку необхідно розраховувати з формул:

$$Bi_{cp} = \mu \cdot tg \mu, \quad (1.11)$$

$$Bi_{cp} = \frac{\alpha_{1cp}}{\lambda_2}, \quad (1.12)$$

де  $Bi_{cp}$  – середня величина критерію Біо;

$\lambda_2$  – коефіцієнт теплопровідності для зони твердого металу;

$\alpha_{1cp}$  – середня величина умовного коефіцієнта теплопередачі на межі між виливком і ливарної формою.

Емпіричний коефіцієнт  $P$  автор вводить у формулу (1.10) для обліку експериментально не виявлених розрізнених пір, розташованих у зовнішній частині дефектної зони виливку, так що обсяг цієї зони виявляється менше розрахункового ( $P < 1,0$ ). Слід зазначити значний вплив коефіцієнта  $P$  на кінцевий результат і відсутність методики його визначення.

Так як вихідна передумова про припинення переміщення розплаву з моменту досягнення температури ліквідус центру виливки невірна, то у [9] прийнято, що переміщення металу у виливку зберігається до температури, при якій на його вісі випадає 35% твердої фази. Тому у кінцеву формулу (1.10) замість значення  $v_d$ , підставляли  $v_{035}$ . Однак реального зіставлення розрахункової методики з експериментальними даними не проводилося.

О.М. Скребцов досліджував процес затвердіння сталевих злитків, конвекцію розплаву, положення рідко-твердої зони і фільтрацію розплаву за допомогою радіоактивних ізотопів [102]. Отримані експериментальні дані унікальні для розуміння основних процесів теорії кристалізації сталевих злитків, але використовувати їх у виробничих умовах технологами цехів трудно.

Більш детально процес лінійної і об'ємної усадки розглянуто у роботах С.І. Реп'яха [103, 104]. Автор зазначає, що об'ємна усадка за формулою Ю.А. Нехендзі і Н.Г. Гіршовича, включає об'ємну усадку металу у рідкому стані, в інтервалі температур затвердіння і в твердому стані, але має дуже приблизний характер. Вона не дозволяє оцінити частку об'ємної усадки виливку або злитка, реалізованої у вигляді усадкової раковини або шпаристості. Тому запропонована методика розрахунку коефіцієнтів об'ємної усадки для литих виробів з металів і сплавів, що виготовляються у формах з неметалевих матеріалів, і виведені формули для визначення середньої величини усадкової шпаристості виливків.

Однак для масивних виливків, в яких швидкість охолодження змінюється від поверхні до центру, відбувається формування мікроструктури з різною щільністю. Тому кожен затверділий шар металу буде мати різну лінійну і об'ємну усадку, а розміри надливу залежать від щільності структури.

Наприклад, білий чавун у поверхні кокілю має об'ємну усадку значно більше, ніж сірий у центрі того ж вилівка. Проте, отримані залежності [103, 104] дозволяють у першому наближенні розрахувати коефіцієнти об'ємної усадки металів і ливарних сплавів при їх затвердінні і охолодженні, визначити зміну обсягу усадкової раковини і шпаристості від величини інтервалу кристалізації сплавів. Ці результати можуть бути покладені в основу подальших розробок моделювання процесів затвердіння на ПК.

У теорії ливарних процесів вважається класикою робота А.А. Бочвара і З.В. Свидерскої [64], в якій наведені значення ширини зони шпаристості для декількох двокомпонентних діаграм стану. Однак ці рисунки не мають на осях абсцис і ординат числових значень, що вказує на неможливість їх використання для технологічних розрахунків.

У [63] запропоновано розрахунок зони шпаристості для плаского вилівку проводити з умови рівності гідравлічної витрати  $U_r$ , що поповнює зменшення обсягу від усадки, і витрати, що визначається усадкою металу  $U_y$ .

$$\left( \frac{dq}{d\tau} \right)_{L=0} = v_r = v_y \quad (1.12)$$

$$U_r = CP = C(P_y + \gamma H), \quad (1.13)$$

де  $\frac{dq}{d\tau}$  – витрата рідини через елемент перетину у вісьовій частині вилівку у місці приєднання її до джерела живлення;  $P$  – тиск живлення;  $P_y$  – тиск у порожнині усадкової раковини надливу;  $\gamma$  – питома вага рідкого металу;  $\gamma H$  – гідростатичний напір;  $C$  – коефіцієнт витрати металу при живленні, що залежить від обсягу рідкої фази:

$$C = \varphi \left( \frac{\psi}{x} \right),$$

де  $2x$  – товщина виливку;  $2\psi$  – товщина шару рідкої фази, з якої формується шпаристість.

Коефіцієнт витрати металу при живленні наближено автори визначали по формулі:

$$C = \beta_2 \left( \frac{\psi}{x} \right)^2, \quad (1.14)$$

де  $\beta_2$  – постійна величина, що дорівнює для затвердіння середньовуглецевої сталі у піщаній формі  $\beta_2 = 0,95 \cdot 10^{-3}$  і в металевій формі  $\beta_2 = 3,0 \cdot 10^{-3}$ .

Витрата металу, що компенсує усадку, розраховували по формулі:

$$U_y = \alpha \kappa^2 \frac{L}{x - \psi}, \quad (1.15)$$

де  $L$  – довжина виливка;  $\alpha$  – коефіцієнт об'ємної усадки при затвердінні;  $\kappa$  – коефіцієнт з рівняння "квадратного кореня".

Прирівнюючи рівняння (1.13), (1.15), автор отримав формулу, яка дозволяє розраховувати конусність живлення і товщину зони шпаристості:

$$\kappa^2 \alpha \frac{L}{x - \psi} = (P_y + \gamma H) \left( \frac{\psi}{x} \right)^2 \beta_2. \quad (1.16)$$

Б.Б. Гуляєв, виходячи з тих же передумов, уточнив розрахунок і отримав наступну формулу для визначення ширини зони шпаристості [16]:

$$\psi = 3 \sqrt{\frac{3\alpha\eta\kappa^2 H}{(P_y + \gamma H)x}}, \quad (1.17)$$

де  $\eta$  – динамічна в'язкість.

У роботах А.І. Вейнику і співробітників вихідна передумова розрахунку розмірів зони шпаристості аналогічна розрахунку І.Б. Куманіна: ширина зони шпаристості пропорційна інтервалу температури затвердіння. Але методика вирішення поставленого завдання значно відрізняється від попередніх.

За А.І. Вейником [18] шпаристість утворюється в інтервалі температур  $t_c$  і  $t_{ц\ пор}$ . Це відповідає моменту припинення фільтрації з осьової зони у пери-

ферійні шари виливка і знаходиться нижче температури "схоплювання кристалів" ( $t'_{ц}$ ), коли рухом рідкої фази уздовж центру виливка можна знехтувати, і вище температури, відповідної моменту роз'єднання залишкової рідини на ізолювані обсяги ( $t''_{ц}$ ). До моменту  $t'_{ц}$  немає перешкоди живлення ділянок, що твердіють, рідким металом ззовні. У момент  $t'_{ц}$  починається живлення за допомогою фільтрації, яке припиняється з моменту  $t''_{ц}$ .

А.І. Вейник прийняв, що першій температурі  $t'_{ц}$  відповідає відносна кількість твердої фази  $m_1=0,2-0,4$ , а для другої температури ( $t''_{ц}$ )  $m_2=0,8-0,9$ . Далі по діаграмі стану сплавів, використовуючи правило важеля, і значення кількості твердої фази  $m_1$  і  $m_2$ , автор визначав температури  $t^I_{ц}$  і  $t^{II}_{ц}$ . Після роз'єднання залишкової рідини на ізолювані обсяги всяке живлення припиняється, кожен ізолюваний обсяг твердне в подальшому локально і дає невелику усадкову раковину або шпаристість.

Для визначення ширини зони шпаристості у виливку ( $2\psi$ ) А.І. Вейник пропонує наступну формулу [18]:

$$2\psi = 2x \frac{\Delta\rho}{\rho} n \sqrt{\frac{t'_y - t''_y}{t'_y - t_c} \left(1 + \frac{n}{Bi}\right)}, \quad (1.18)$$

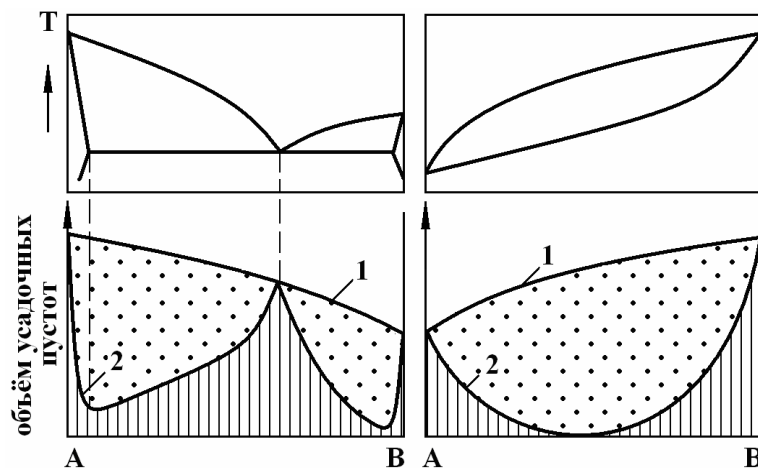
де  $n$  – показник ступеня параболи, що наближено характеризує розподіл температури по товщині виливку;  $\frac{\Delta\rho}{\rho}$  – відносна зміна щільності виливку в твердому і рідкому станах при температурі кристалізації

Даний розрахунок, як і попередні, не відображає реального стану процесів затвердіння виливків: автор імовірно задає кількість твердої фази для переходу сплаву з рідинно-твердого у твердо-рідкий стан і момент роз'єднання рідкої фази на замкнуті ізолювані обсяги. Потім, для визначення необхідних температур, використовує діаграму стану і правило важеля, не враховуючи, що реальний сплав має багато компонентів, які при затвердінні можуть як, наприклад, фосфор, збільшувати текучість і змінювати межу виливання у виливку.



Крім того, у цій роботі і роботах [9, 11, 65] для виведення формул використовується коефіцієнт проникності ( $k_0$ ), якій характеризує гідродинамічний опір скелету кристалів при фільтрації розплаву і залежить від умов кристалізації, гідродинамічних властивостей шпаристого дендритного середовища і багатьох інших факторів. Знайти його значення аналітичним або експериментальним шляхом не представляється можливим. Тому у розрахунках використовувалися наближені значення  $k_0$ , що отримані шляхом моделювання переміщення води у піщаній суміші.

Загальні принципи підходу до умов формування усадкової раковини і шпаристості узагальнені і сформульовані у [23]. Перш за все, утворення усадкових дефектів, формування макро- і мікроструктури обумовлено положенням сплаву на подвійній діаграмі (рис. 1.8).

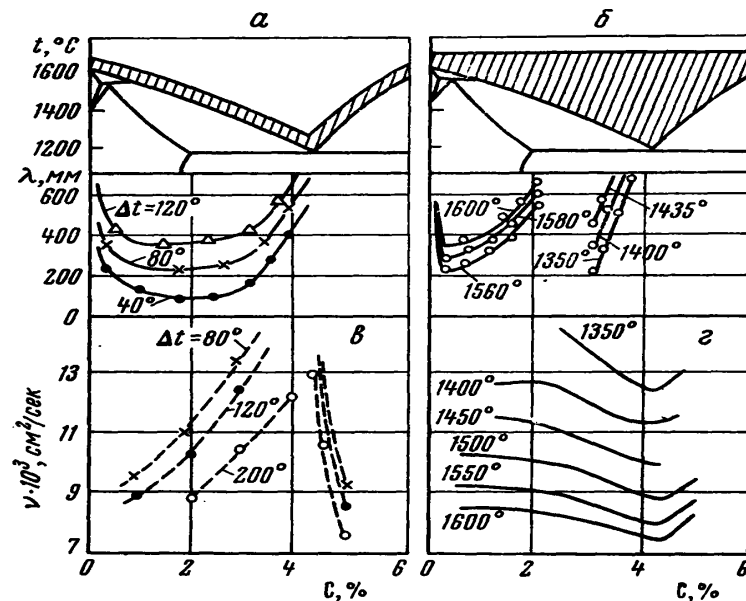


1 – загальний обсяг усадочних пустот; 2 – обсяг усадочної раковини

Рисунок 1.8 – Вплив температурного інтервалу кристалізації сплаву на розподіл усадкових пустот у литві згідно А.А. Бочвару [23]

Причому, для сплаву зі збільшеним інтервалом затвердіння ( $t_n - t_c$ ) обсяг усадкової шпаристості збільшується, а концентрованої раковини - зменшується. Тому у таких сплавах допускається зменшувати розміри надливу, оскільки усунути усадкову шпаристість, яка знаходиться у зоні мікроскопічних переміщень (твердо-рідка зона на рис. 1.5) практично дуже складно. Згідно А.А. Бочвару крива 2 (див. рис. 1.8) описує також залежність герметич-

ності від складу сплаву: чим менше інтервал кристалізації, тим вище герметичність сплаву. Аналогічним чином підвищення температурного інтервалу затвердіння зменшує рідиноплинність Fe-C сплаву ( $\lambda$  на рис. 1.9 а) [22].



а, в – при однаковій температурі перегріву ( $\Delta t$ ) щодо температури ліквідус (умовно-справжня рідиноплинність); б, г – при постійній температурі заливання від 1350 до 1600 °C (практична рідиноплинність)

Рисунок 1.9 – Вплив перегріву на рідиноплинність ( $\lambda$ ) і кінематичну в'язкість ( $\nu$ ) Fe-C сплавів [22]

Однак, мінімум рідиноплинності не відповідає складу сплаву Fe-C з 2% вуглецю. Наприклад, по експериментальним вимірам для перегріву  $\Delta t=120^\circ$  рідиноплинність мінімальна при вмісті вуглецю  $\approx 1,5\%$  (див. рис. 1.9 а).

Для евтектичного складу Fe-C сплаву рідиноплинність вища, ніж у чистого заліза, а у потрійній евтектиці, наприклад, при додаванні фосфору, рідиноплинність ще вище, ніж у подвійній евтектиці. Це правило порушується при дослідженні кінематичної в'язкості ( $\nu$  на рис. 1.9 в). Тому за значеннями кінематичної в'язкості не завжди можна оцінити рідиноплинність металу або сплаву. Вплив постійної температури заливання від 1350 до 1600 °C (див. рис. 1.9 б,г) на рідиноплинність і кінематичну в'язкість не відповідають наведеним вище висновкам, так як різний тепловміст вихідного складу Fe-C роз-

плаву ускладнює порівняння отриманих результатів (див. рис. 1.9 а, б). Відносна довжина зони стовпчастих кристалів у стінці виливку за А. А. Бочваром (рис. 1.10) також залежить від вмісту другого компонента у подвійній діаграмі сплаву [23].

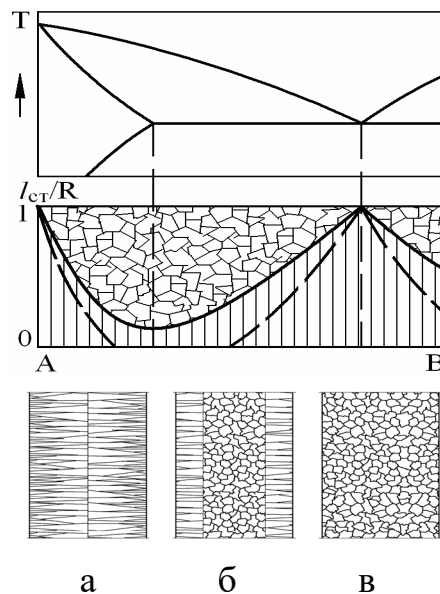


Рисунок 1.10 – Схема відносної протяжності зони стовпчастих кристалів у стінці виливку у подвійному сплаві (А.А. Бочвар): схеми транскристалічної (а), змішаної (б) і рівновісної (в) макроструктури у пласкій стінці [8]

Однак це тільки схема процесу, яка не враховує швидкості охолодження, наприклад, у кокілі або піщано-глинистої суміші. Тим більше, навіть механізм кристалізації твердої фази, наведений на рис. 1.11 [72, 73], вказує на складність формування макро- і мікроструктури сплаву.

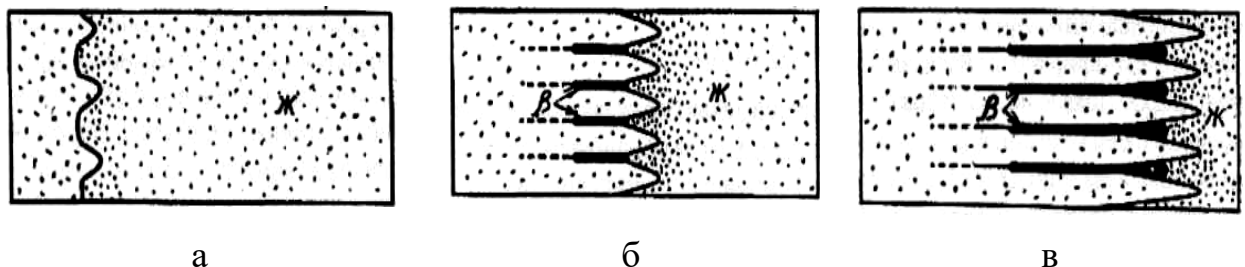


Рисунок 1.11 – Схема росту кристалів: а – у початковий період кристалізації; б – другий етап кристалізації; в – третій етап кристалізації [8]

Так, у початковий період на стійкому пласкому фронті кристалізації з'являються виступи твердої фази (рис. 1.11 а). На другому етапі кристаліза-

ції між виступами відбувається поява другої фази внаслідок виділення на їх поверхні домішок, що ліквують (див. рис. 1.11 б). У наступний період затвердіння різниця у термічному і концентраційному переохолодженні збільшується, настає період структурного переохолодження сплавів (див. рис. 1.11 в), починає утворюватися усадкова шпаристість.

Причому, на всіх цих схемах відсутні числові значення, так що розрахувати властивості виливка неможливо. Багатофакторність процесів формування виливків обумовлена також впливом складу вихідних шихтових матеріалів і їх спадкових властивостей, процесів плавлення, перегріву, рідкого стану і умов затвердіння на фізико-механічні властивості виливка [74-81].

Таким чином, наведені кількісні методи визначення обсягу усадкових дефектів при затвердінні сплавів у інтервалі температур кристалізації розраховані для плоских напівнескінчених виливків, що охолоджуються у піщано-глинистих формах або у кокілі, є наближеними і не враховують наявності фільтраційних процесів живлення усадки по висоті виливку. У деяких розрахунках, температурне поле виливка задається заздалегідь. Наприклад, І.Б. Куманін, приймає косинусоїдальний розподіл температур, А.І. Вейник – у вигляді параболи  $n$ -го ступеня, а розрахунок кількості твердої фази виконується за правилом важеля по діаграмі стану Fe-C, яка будувалася для низьких швидкостей охолодження, що не відповідає реальним умовам охолодження сплавів у кокілі або виливниці. Технологи ливарних цехів використовують для розрахунків тривалості затвердіння виливку, як правило, тільки рівняння квадратного кореня з поправкою Н.І. Хворінова або іншими уточнюючими коефіцієнтами.

#### **1.4 Моделювання процесів утворення усадочної шпаристості у виливках**

Реальний виливок має складну 3-х мірну конфігурацію, фронт затвердіння тільки в окремих випадках є плоским, теплофізичні коефіцієнти залежать від температури, складно врахувати вплив ливникової системи і швид-

кості заповнення розплавом форми, наявність холодильників, покриттів і фарби на ливарній формі, утеплювачів для надливу і т.п. Для вирішення такого класу задач застосовують чисельні методи розрахунку, засновані на кінцево-різницевих схемах, що дозволяє використовувати ПК [68, 69].

Сучасні програми комп'ютерного моделювання дозволяють імітувати процеси, що відбуваються при заповненні розплавом форми, кристалізації багатокомпонентного сплаву, утворення усадочних дефектів, розраховувати у першому наближенні напруги у виливку і шпаристість. Найбільш відомі системи ProCast, AFSolid (SolidCast) – США; Полігон, LVMFow (NovaFlow) – Росія; Magma, Sitest (WinCast) – Німеччина; Simulor (Pamcast) – Франція; CastCAE – Фінляндія та ін. Програми розрізняються функціональними можливостями і типом сітки, що генерується – способом розбиття геометричної моделі на елементарні обсяги. Метод кінцевих елементів дозволяє більш точно врахувати складну геометричну конфігурацію виливка і форми, що обумовлює більш складну схему розбиття на елементарні обсяги і збільшену тривалість розрахунку.

Метод кінцевих різниць дозволяє розбити виливок на кубики, сектори тощо, але радіуси поворотів у фасонних виливках відобразити складно. Помилку в геометричному подібні усувають за рахунок збільшення числа розрахункових осередків і зменшення їх розмірів [70]. Похибка апроксимації або, іншими словами, різниця між кінцево-різницевим виразом для рівняння теплопровідності і аналітичним прагне до нуля зі зменшенням кроків розрахунку за часом ( $\Delta t$ ) і відстані ( $\Delta x$ ). Якщо вибір  $\Delta x$  в якійсь мірі довільний, то величина для деяких звичайно-різницевих методів (явний метод) обмежена умовою стійкості розрахунку і збіжності. Причому, стійкість є більш сильною властивістю, ніж збіжність [67, 71].

Таким чином, розбиття виливка на сіткові області і метод прогонки дозволяють розрахувати затвердіння виливків, в яких відбувається виділення прихованої теплоти кристалізації, фазові перетворення у твердому стані і ін. Всі розробники сучасних програм комп'ютерного моделювання надають бази

даних по основним теплофізичним властивостям ливарних сплавів і матеріалів ливарних форм, холодильників і т.п. Однак, для розрахунку відносної шпаристості виливків необхідно знати швидкість фільтрації розплаву через двофазну зону, яка залежить від температури. Отримання цих даних для сплавів, що кристалізуються при температурах понад  $1000^{\circ}\text{C}$ , при сучасному рівні техніки поки неможливо. Тому при моделюванні задають приблизні значення, а отримані результати є орієнтовними. Незважаючи на недостатню точність, використання математичних моделей для визначення місць зосередження теплових вузлів і усадочних дефектів дозволяє значно прискорити процес відпрацювання технології лиття фасонних виливків.

Точність результатів розрахунку багато в чому залежить від адаптації моделі до реальних процесів затвердіння сплаву, отриманих найчастіше за допомогою експериментальних термографічних досліджень. На сьогоднішній день жодна комп'ютерна модель не обходиться без порівняння з результатами температурного виміру, а виявлені похибки виправляються за рахунок зміни основних теплофізичних властивостей сплавів, що впливають на розрахунок: коефіцієнтів теплопровідності, теплоємності, щільності, товщини ливарної фарби, усадочного зазору і ін. Ці значення при високих температурах точно не встановлені, так що доводиться чимало часу провадити регулюванню їх зміни для отримання задовільного збігу з експериментальними вимірами температур твердіння реального виливка. Тільки створивши при розрахунку на ПК еталонний виливок затвердіння певного сплаву можна вивчати процес затвердіння виливків різних конфігурацій.

Крім того, неможливо моделюванням визначити момент початку усадки виливка при кристалізації сплаву у кокілі і утворення усадкового зазору. Так, у [2, 44] наведені експериментальні криві нагрівання й наступного охолодження стінки кокілю товщиною 180 мм і внутрішнім діаметром 450мм. Показано, що інтенсивний нагрів внутрішнього поверхневого шару кокілю до температури  $450^{\circ}\text{C}$  у перші 2 ... 3 хвилини припиняється через утворення усадочного зазору між бочкою і кокілем. Відбувається навіть зменшення

температури на внутрішній поверхні кокілю. Це обумовлено припиненням теплопередачі контактом, а випромінювання і конвективний тепломасоперенос не забезпечують такого інтенсивного охолодження бочки прокатного валка. Моделюванням на ПК такі результати отримати неможливо.

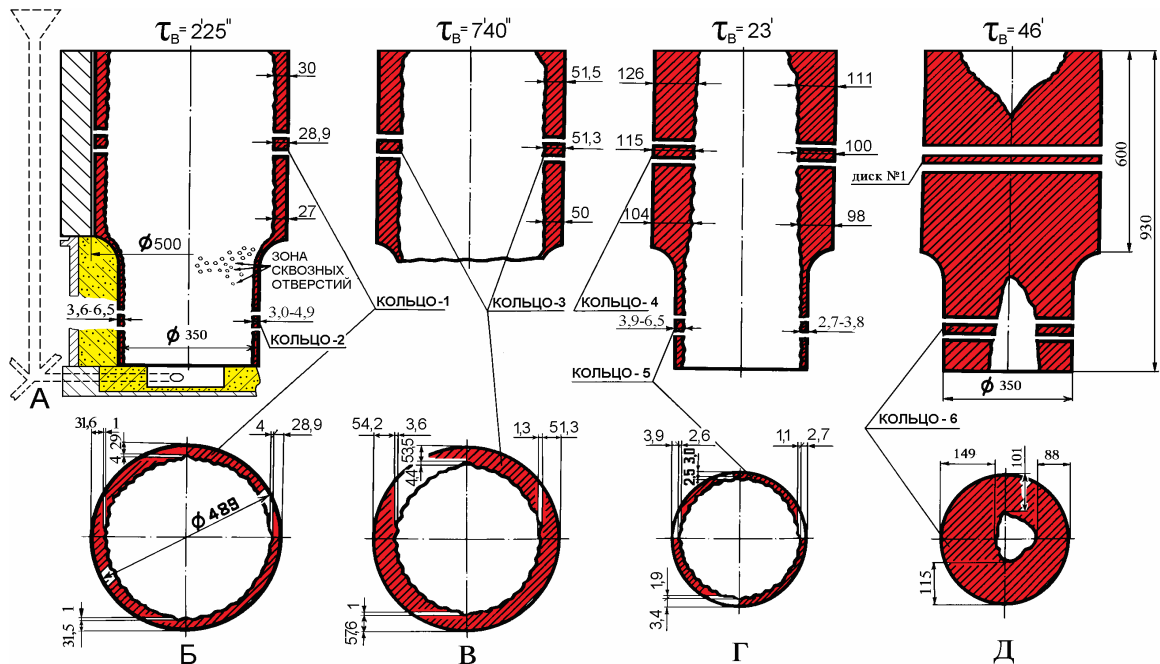
Тільки на  $\approx 25$  хвилині температура внутрішньої поверхні кокілю підвищиться до  $\approx 438$  °С - значення, яке було на 3-ій хвилині після закінчення заливання. Надалі відбувається поступове підвищення температури у поверхневому шарі кокілю до максимальних значень, які зафіксовані на 80...90 хв, в той час як затвердіння 100% твердої фази у бочки валка відбувається на 68 хв. Тому використовувати температурні виміри у ливарній формі для визначення особливостей затвердіння виливків не зовсім коректно через інерційність процесу тепломасопереносу у системі виливок-кокіль [44].

Температура внутрішньої поверхні кокілю змінюється протягом усього періоду затвердіння виливка. Однак, при використанні аналітичного розрахунку за допомогою рівнянь Стефана-Шварца приймається, що між виливком і формою встановлюється ідеальний контакт, а температури їхнього зіткнення не змінюються у процесі затвердіння. Тому цей розрахунок є лише першим наближенням до реального процесу затвердіння. Врахувати всі ці численні фактори практично неможливо. Крім того, при затвердінні реального виливку з Fe-C сплаву виділення прихованої теплоти кристалізації не відбувається рівномірно в інтервалі температур затвердіння ліквідус-солідус, як прийнято у більшості математичних моделей. Підтвердженням цього є дані про зміну кількості твердої фази ( $m$ ), яка розрахована за правилом важелів [22], при температурі на  $5^{\circ}\text{C}$  нижче ліквідус (див. рис. 1.2):

1. Fe з 0,05%С кількість твердої фази, що виділилася  $m \approx 75\%$ ;
2. Fe з 0,1%С –  $m \approx 54\%$ ;
3. Fe з 0,4%С –  $m \approx 9\%$ ;
4. Fe з 0,5%С –  $m \approx 28\%$ ;
5. Fe з 1,2%С –  $\approx 9\%$ ;
6. Fe з 3,5%С –  $m \approx 3\%$ .

Таким чином, хімічний склад Fe-C сплаву впливає на момент початку виділення прихованої теплоти кристалізації і положення межі виливання, а це не враховується при розрахунках на ПК.

Положення межі виливання у кокільній і піщано-глинистій формах (рис. 1.12) вказує на відсутність симетрії кордону затвердіння [116-117].



а – схема 4-х місцевої ливарної форми із загальною масою розплаву, що заливається 5100 кг; б – товщина затверділого шару при виливанні через 2 хв. 25с; в – через 7 хв. 40с; г – через 23 хв; д – через 46 хв

Рисунок 1.12 – Вплив комбінованої кокільної і піщано-глинистої ливарної форми на товщину затверділого шару високоміцного чавуну при виливанні не затверділого розплаву [116]

Встановлено, що процес затвердіння чавуну з кулястою формою графіту по радіусу виливку не є строго симетричним навіть у циліндричному кокілі  $\varnothing 500$  мм (див. рис. 1.12 б,в), а також в піщано-глинистій формі  $\varnothing 350$  мм (див. рис. 1.12 г,д). Крім того, через 7 хв. 40с розплавляється шар металу у піщано-глинистій формі, товщина якого на 2 хв. 25с становив  $\approx 28,9 \dots 31,6$  мм.

Таким чином, жоден математичний розрахунок не враховує всіх цих факторів, які впливають на тривалість затвердіння виливків. Тому для адаптації існуючих математичних моделей затвердіння виливків і розподілу у них



усадкової шпаристості, необхідно на базі результатів експериментальних термографічних досліджень встановити особливості затвердіння реальних виливків зі сплавів Fe-C і утворення у них усадкових дефектів.

### 1.5 Технологічні особливості живлення усадки чавунних прокатних валків

Загальноприйнятим фактом є умова отримання щільних виливків за рахунок установки надливів і створення спрямованого, послідовного затвердіння [48,58, 85-87]. Крім того, у надлив спливають неметалеві включення, газові бульбашки, а атмосферний тиск забезпечує переміщення розплаву з надливу у зону кристалізації. Останнє реалізується тільки за умови відсутності затверділого шару металу на поверхні надливу, який утворюється через прискорене затвердіння дзеркала металу. У фасонних виливках з сірого чавуну надливи не встановлюють, зі сталі можна виготовляти без надливів тільки тонкостінні виливки. Однак, при виробництві масивних виливків з вибіленого чавуну витрата металу на надливи вище, ніж у сталі [88, 89].

Так, аналіз 287 валків з усадковими дефектами на ДЗПВ показав [88], що витратний коефіцієнт для валків у середньому становить 27,8%. Причому, розміри надливів відповідали вимогам діючих технологічних інструкцій [90, 91]. Витрати металу на надливи не однакові для валків різної маси: до 500 кг збільшуються до 48%, а для виливків масою від 500 до 10000 кг – 24,8...28,4% (рис. 1.13).

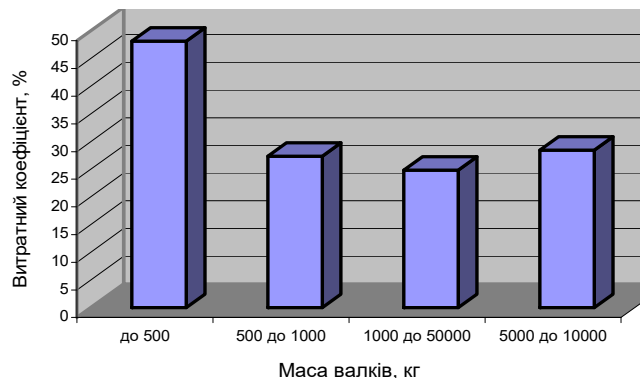


Рисунок 1.13 – Витратний коефіцієнт при виробництві різних вагових груп валків на Дніпропетровському заводі прокатних валків [88]

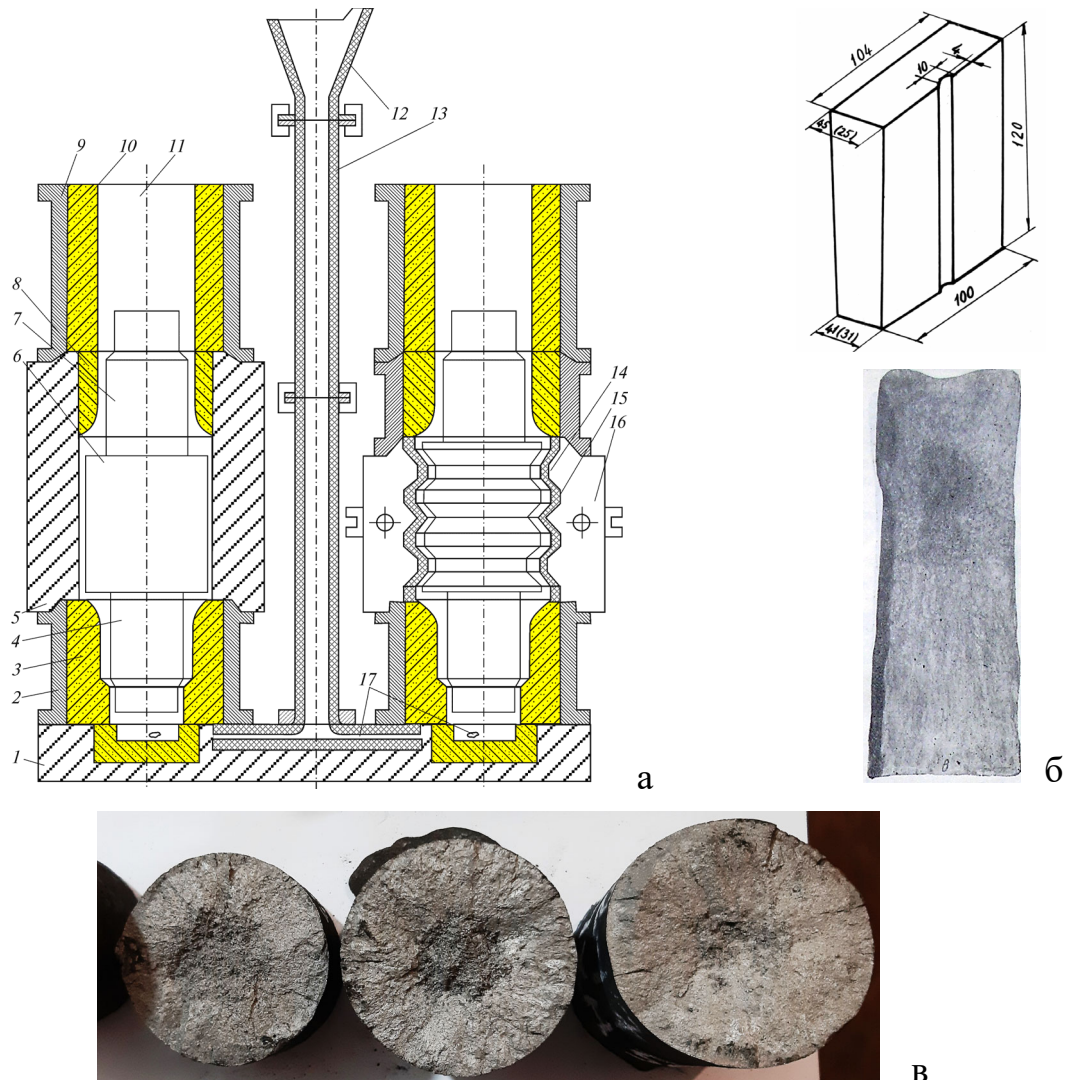
Однак, навіть підвищена витрата металу на надливи для ряду валків у порівнянні з діючими нормами [90,91] не запобігає утворенню усадкових дефектів у верхніх шийках [88]. Найчастіше усадкові дефекти фіксують у валків з кулястою формою графіту – 85% (244 з 287 валків).

Відливають валки у стаціонарні ливарні форми або відцентровим способом, з гладкою бочкою або з литими калібрами. Технологічна особливість лиття валків полягає у використанні сифонної ливникової системи з тангенціальним підведенням металу до нижньої шийки (17 на рис. 1.14), що забезпечує інтенсивне обертання розплаву у формі. За рахунок цього шлакові включення відтискуються з робочого шару бочки в осьову зону [6, 44, 90], а при обігріві надливу, спливають вгору.

Чавунний кокіль забезпечує інтенсивний тепловідвід у початковий період затвердіння робочого шару бочки валка і формування зносостійких, але тендітних цементитних структур. Після його нагрівання швидкість затвердіння зменшується і формуються структури з меншою кількістю цементиту. Затвердіння шийок в піщано-глинистих елементах форми сприяє зменшенню тепловідведення і, відповідно, швидкості кристалізації. Тому у структурі утворюється незначна кількість тендітної цементитної складової, що підвищує експлуатаційну стійкість шийок валків.

Основні типи валків: листопрокатні, сортопрокатні і трубопрокатні; папіро- і картоноробні; гумовотехнічні; борошномельні, маслоробні і фарборозтирочні. За формою включень графіту у структурі чавунні валки поділяють на: кулясту, пластинчасту і вермікулярну. Більше 50% валків виробляють із чавуну з кулястою формою графіту (високоміцний чавун). Велика кількість типів і типорозмірів валків навіть для однакових станів обумовлює їх одиничне і дрібносерійне виробництво. Важливим показником зносостійкості валків є твердість робочого шару бочки, що виражена в одиницях Шора, і його глибина в мм. Оцінку якості виплавленого металу проводять за технологічними пробам (рис. 1.14б). Показником якості валків прийнято рахувати

відношення глибини чистого відбілення до суми товщини чистого відбілення і перехідної зони.



1 – двомісний піддон; 2 – форма нижньої шийки; 3 – формувальна суміш; 4 – нижня шийка прокатного валка; 5 – кокілю; 6 – бочка прокатного валка; 7 – верхня шийка прокатного валка; 8 – «закладення» – формувальна суміш у кокілі; 9 – форма надливу; 10 – формувальна суміш надливу; 11 – надлив; 12 – воронка; 13 – стояк; 14 – виступ калібру кокілю; 15 – западина калібру кокілю; 16 – кокілю з литими калібрами і вертикальним роз'ємом; 17 – тангенціальний живильник

Рисунок 1.14 – Схема форм для лиття валків (а) з гладкою бочкою і з литими калібрами [6] та технологічні проби для визначення глибини (б) та твердості (в) вибіленого робочого шару і подальшого корегування [42]

Для різних типів і розмірів валків показник якості може мати значення від 0,25 до 0,45, а остаточне рішення про заливання розплаву у форму вико-

нують тільки після візуального визначення необхідній глибині вибіленого робочого шару та твердості на технологічних пробах (див. рис. 1.14 б,в). Також згідно діючим технічним умовам [47]: "... 3.3.5 ... хімічний склад металу може мати граничне відхилення  $\pm 5\%$ "; "3.3.6... масова частка хімічних елементів в серцевині, шейках і приводних частинах двошарових валків не регламентується"; "3.3.7 ...у валках допускається наявність легуючих елементів, не зазначених в таблицях Б.1-Б.5, внесених шихтою, які не погіршують експлуатаційні властивості валків"; "...вміст нікелю, молібдену, ванадію і міді більше верхньої межі у валках всіх типів з легованого чавуну не є бракувальною ознакою"; "...відхилення від нормативу за змістом кремнію, наведеним в таблицях Б.1-Б.5 не є бракувальною ознакою за умови дотримання вимог до твердості і механічних властивостей". Таким чином, хімічний склад робочого шару, згідно ТУ, не характеризує хімічний склад центральної зони бочки і шийок. Наприклад, технологія лиття двошарового листопрокатного валка в стаціонарну ливарну форму включає затвердіння робочого шару з легованого чавуну (рис. 1.15 а,б) і промивання центральної зони високоміцним або сірим чавуном (рис. 1.15 в,г).

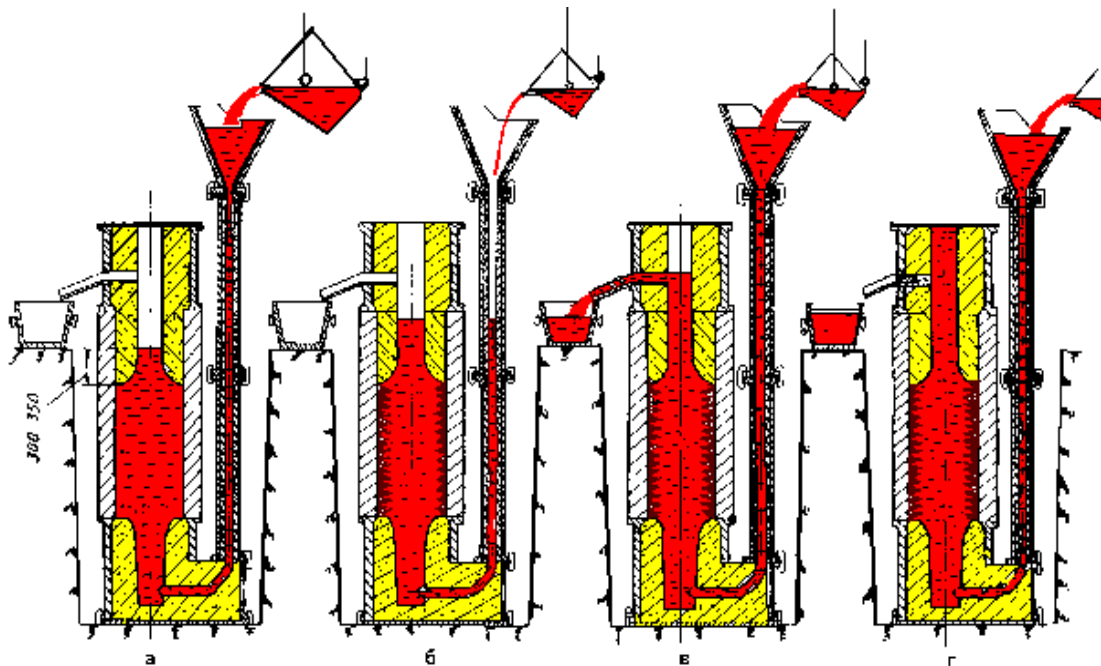
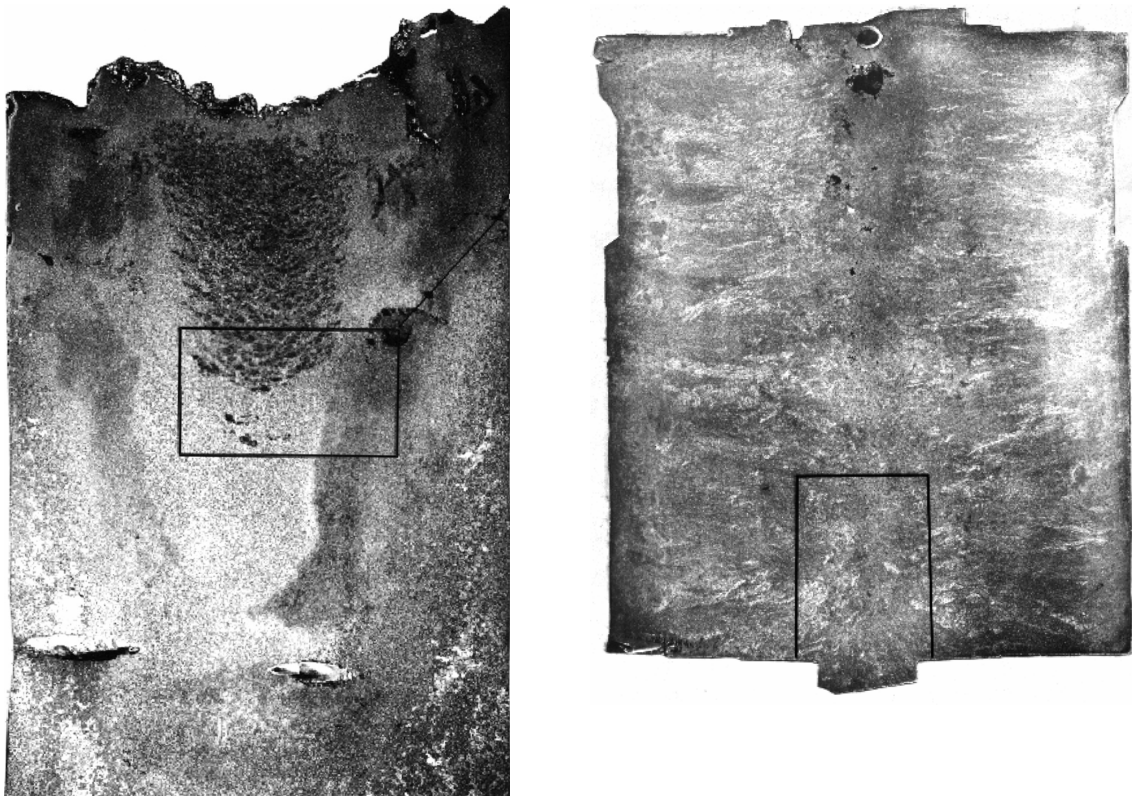


Рисунок 1.15 – Схема лиття двошарового листопрокатного валка в стаціонарну ливарну форму [6]

Розрахунок об'ємної усадки таких двошарових масивних валків ускладнює також неможливість точно встановити розміри перехідної зони між робочим шаром та центральною зоною. Це відноситься також до технології лиття з полупромиванням [42].

Сифонна ливникова система забезпечує усунення великих неметалевих включень у робочому шарі бочки валка. Однак у надлив надходить метал, температура якого зменшується через охолодження при заповненні розплавом нижньої шийки, кокілю і верхньої шийки. Це один з факторів, що обумовлює підвищені витрати металу на надлив. Утворення усадкових дефектів фіксується не тільки у надливі (рис. 1.16 а), а і верхній шийці (рис. 1.16 б), незважаючи на утеплення дзеркала металу надливу і дворазове доливання розплаву у надлив для живлення усадки [2].



а

б

Рисунок 1.16 – Макроструктура поздовжнього темплету надливу Ø330мм зі слідами двох термопар, встановлених на відстані 90 мм і в осьовій зоні (а) і темплету верхньої шийки з усадковою шпаристістю у нижньої частині і концентрованою раковиною – у верхній [2]

Екзотермічні вставки і суміші виявилися неефективними для виливків масою більше 1000 кг із-за високої тривалості твердіння виливків у порівнянні з тривалістю роботи екзотермічних сумішей [2, 110]. Добавка у надлив інфільтрату більш легкоплавкого в порівнянні з основним сплавом, технологія якого розроблена у Фізико-технологічному інституті металів і сплавів НАН України для алюмінієвих сплавів [158], обумовлює використання додаткового плавильного агрегату. Плавлення легкоплавкого інфільтрату і його періодична доливка у надлив забезпечує живлення усадки основного матричного сплаву, але неможливо використання цього процесу для масивних чавунних прокатних валків з тривалістю твердіння декілька.

Для зменшення непродуктивних втрат металу на надливи виливків, тривалість яких складає декілька годин, необхідно підводити додаткове тепло у надлив і зменшувати тепловідвід в довкілля. Для цієї мети були спроби використовувати струми високої частоти [128], однофазні і трифазні електричні дуги [129], електрошлаковий процес [130,131].

Електрошлаковий обігрів і електрошлакове підживлення у надливній частині виливків виявилися ефективнішими. Так, шлакова ванна, використовувана як джерело тепла, є активною фазою, здатною поглинати домішки, що ліквують у надлив. При цих способах обігріву з металу злитка інтенсивніше видаляється водень [132,133], знижується кількість неметалевих вкраплень, практично не відбувається вигорання легуючих елементів. Вміст азоту і водню не збільшується, як при обігріві електричною дугою [134].

Провідною організацією в цій області досліджень є інститут електрозварювання ім. Е.О. Патона [135-137]. Перша розробка використання електрошлакового процесу зафіксована в 90-х р.р. XIX століття Н.Г. Славяновим [148], який отримав золоту медаль на всесвітній виставці в Парижі у 1900р. за багат шаровий злиток. Проте цей спосіб виробництва злитків випередив свій час. Лише після другої світової війни Інститут електрозварювання ім. Е.О. Патона під керівництвом Б.Е. Патона почав використовувати процеси ЕШП і ЕШО на сучасному технічному рівні.

До досліджень підключилися учені багатьох країн. Так, електрошлаковий обігрів здійснюється одним графітовим електродом за однофазною схемою, двома електродами за біфілярною схемою або трьома електродами за трифазною схемою. Перша схема запропонована американською фірмою "Келлог", а друга і третя - в СРСР [131,135,149]. За кордоном ці процеси отримали назву ESHT (однофазна схема з надставкою, що футерована) і ESHT-1 (трифазна схема) [135].

Спосіб ESHT набув поширення у Західній Європі, а ESHT-1 у Японії. Вважається, що за рахунок інтенсифікації конвекції металу при трифазній схемі вірогідніше здобуття високої фізичної і хімічної однорідності виливка. Результати дослідження злитків масою 8...35 т, відлитих з електрошлаковим обігрівом, показали можливість зменшення маси надливних частин у 2...4 рази. Проте надії на підвищення хімічної однорідності злитків не виправдалися. Хімічна однорідність злитків, відлитих з електрошлаковим обігрівом і без нього, виявилися приблизно однаковими.

Більш того, при електрошлаковому обігріву виливків, що твердіють в піщаних формах, спостерігається велике скупчення лікватів у піднадливних частинах, унаслідок чого такий спосіб не рекомендується при виробництві фасонних виливків [131]. Дослідження показали, що як і обігрів електричною дугою, не забезпечує істотного підвищення фізичної щільності центральних об'ємів сталевих злитків і виливків. Тривалість обігріву надливів в проаналізованих роботах не вказується, що свідчить про відсутність наукового обґрунтування цих процесів, а перевищення тривалості обігріву і температури нагріву може привести до інтенсифікації процесів ліквації і виникнення термічних напруг по висоті виливків.

Практичне використання процесів електрошлакового переплаву і обігріву для підвищення фізико-механічних властивостей виливків і злитків у НМетАУ займалися кафедри електрометалургії [138-144] і ливарного виробництва [145-147]. При виготовленні чавунних прокатних валків в [145] встановлені граничні умови використання екзотермічних сумішей та форм над-

ливів з теплоізолюючих матеріалів. Для виливків масою більше 1000 кг, тривалість твердіння яких перевищує 180 хвилин, розроблена технологія електрошлакового обігріву надливів по біфілярній схемі живлення електродів, яка дозволяє усунути концентровану усадкову раковину у верхній шийці валка.

Технологія електрошлакового обігріву надливів чавунних прокатних валків впроваджена на Дніпропетровському (ДЗПВ) і Лутугинському (ЛЗПВ) заводах прокатних валків [150-153]. Її особливість полягає у тому, що легкоплавкий флюс вводять у воронку на струмінь розплаву, що заливають у воронку (див. рис. 1.13), і по сифонній ливниковій системі з тангенційним живильником попадає у нижню шийку валка. За рахунок температури перегріву чавуну флюс розплавляється і спливає через нижню шийку, бочку і верхню шийку у надлив, так що одночасно відбувається рафінування чавуну від неметалевих вкраплень [154-157].

Така технологія відрізняється від процесів ЕШП, в яких у спеціальних печах здійснюють попереднє розплавлення флюсів, в основному, окисно-сольових систем  $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$  типу АНФ-6 [135-137] з високою температурою плавлення. У діючих вальцеливарних цехах через обмеженість виробничих площ і технологічної трудомісткості ці методи складно реалізувати. Тому для наведення рідкої шлакової ванни використовують флюси АН-1 і АН-60 системи  $\text{SiO}_2\text{-MnO-CaO}$  з температурою плавлення  $\approx 1100^\circ\text{C}$ .

У подальшій роботі вальцеливарні заводи почали використовувати технологію комбінованого електродугового-електрошлакового обігріву (ЕШО) надливів чавунних прокатних валків. Її особливість полягає у тому, що після закінчення заливання валка у надлив опускають графітований електрод до зіткнення з розплавом, потім підводять його для запалення електричної дуги і засипають шлак. Тому дуга горить під шаром порошкоподібного флюсу. Після розплавлення флюсу відбувається перехід на електрошлаковий обігрів надливу [150-153]. Технологія комбінованого електродугового-електрошлакового обігріву (ЕШО) виключає операцію регульованого і дозованого введення флюсу на струмінь металу.



Встановлені технологічні особливості електрошлакового обігріву і властивості чавуну показали, що живлення усадки валка реалізується із металевий ванни (рис. 1.17), яка підтримується у рідкому стані за рахунок підігріву з шлакової ванни [88, 89, 145]. Розплав з надливу переміщується у виливок з металевий ванни до утворення каркасу дендритів в осьовій зоні валка, потім тільки за рахунок фільтрації через твердо-рідку зону. Тому спрямоване твердіння масивних виливків за рахунок тільки електрошлакового обігріву неможливо.

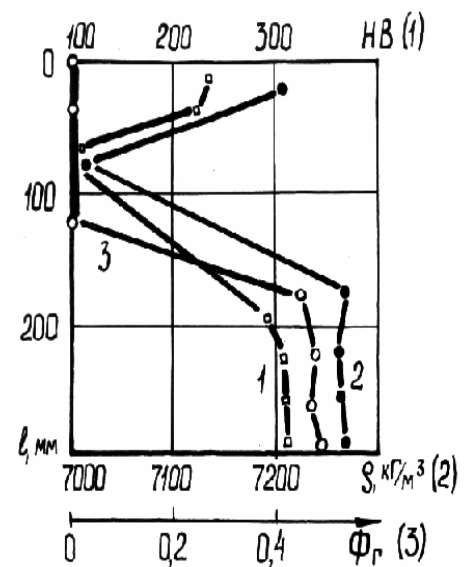
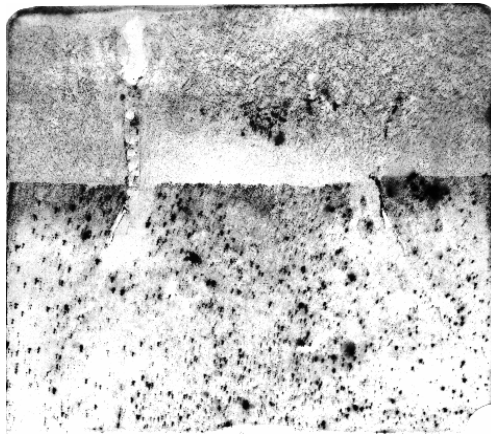


Рисунок 1.17 – Сірчаний відбиток з поздовжнього темплету надливу і верхньої шийки валка  $\varnothing$  330 мм, відлитого з ЕШО (а), і зміна твердості (1), щільності (2), фактора форми графіту (3) в осьовій зоні виливку (б) [145]

Заводи України почали освоювати технологію лиття прокатних валків із заевтектоїдної сталі, термочасові режими живлення усадки яких відсутні. Крім того, впроваджена нова технологія виробництва масивних листопрокатних валків способом лиття спочатку робочого і перехідного шару відцентровим способом з горизонтальною віссю обертання, а потім кокіль з виливком швидко встановлюють на стаціонарну ливарну форму і заливають осьовий шар через надлив без сифонної литникової системи. Причому, робочий шар виконують з високохромистого чавуну ( $\approx 12-14\%$  Cr), а вісь заливають сірим

або високоміцним чавуном. Технологія комбінованого ЕШО надливів такого типу валків не опрацьована.

Розроблена на кафедрі ливарного виробництва НМетАУ технологія обігріву надливу [88, 89] забезпечує спрямоване затвердіння бочки і верхньої шийки і зменшення непродуктивних втрат металу. Однак відсутні чіткі вказівки на тривалість і режими ЕШО валків різних типорозмірів, невідомим є вплив комбінованої кокільно-піщаної ливарної форми на об'ємну усадку і процеси переміщення розплаву з надливу у виливок через центральну (осьову) зону. У будь-якому випадку обігрів призводить до підвищення перепаду температур по висоті виливка і, отже, до збільшення термічних напружень. Тому важливим фактором є встановлення раціональної тривалості живлення усадки валка і мінімального, але регульованого режиму електрошлакового обігріву надливу.

### **Висновки до першого розділу**

1. У виливках утворення усадкових раковин, шпаристості, гарячих тріщин відбувається в інтервалі температур затвердіння ліквідус-солідус. Концентровану усадкову раковину можливо усунути з виливку за рахунок правильного розміщення надливу і встановлення маси металу, що живить усадку, то шпаристість видалити важко. Навіть при обробці металу тиском всередині усадочної шпаристості залишається окислений метал, який потім виявляється на мікрошліфі у вигляді неметалевого включення. Тому дослідження процесів спрямованого твердіння та живлення усадки у рідко-твердій і твердо-рідкій зонах дозволить попередити та зменшити утворення дефектів у виливках.

2. Аналітичні способи рішення задач затвердіння виливків за методом Фур'є, кінцевих інтегральних перетворень, функцій Гріна, рівняння квадратного кореня з уточненим розрахунком коефіцієнта затвердіння за Н.І. Хворіновим, А.І. Вейника, в якому шукане рішення задовольняють не рівняння теплопровідності, а інтегралу теплового балансу, мають широке

застосування для орієнтовних розрахунків. Вони мають різні припущення і складність розрахунків і дозволяють встановити тривалість твердіння виливку лише приблизно.

3. На теперішній день жодна комп'ютерна модель не обходиться без порівняння з результатами температурного виміру, а виявлені похибки виправляють за рахунок зміни основних чинників: коефіцієнту теплопровідності, теплоємності, щільності сплаву, прихованої теплоти кристалізації та ін. Врахувати всі ці фактори в сучасних математичних моделях поки неможливо, а при розрахунках твердіння масивних виливків навіть незначні похибки введених початкових даних призводять до значних помилок. Тому для встановлення умов спрямованого твердіння виливка необхідно проводити адаптацію моделі за експериментальними термографічними дослідженнями, але такі данні обмежені і потребують уточнення.

4. Чорнова маса прокатних валків, що виробляють вальцеливарні заводи України, становить від 0,5 до 49 т, а з високоміцного чавуну відливають  $\approx 68\%$  валків. При виробництві валків часто утворюються усадкові дефекти у верхніх шийках, усунути які не вдається навіть при підвищенні маси металу у надливі. Раніше виконаними дослідженнями встановлено доцільність використання екзотермічних сумішей та форм надливів з теплоізолюючих матеріалів лише для виливків масою до 1 т, тривалість твердіння яких не перевищує 180 хв. Маса надливів при литті чавунних прокатних валків досягає 40%, що обумовлено більшою щільністю металу вибіленої структури робочого шару валка  $\approx 7660 \text{ кг/м}^3$  у порівнянні зі щільністю вуглецевої сталі  $\approx 7500 \text{ кг/м}^3$  і сірого чавуну  $\approx 7200 \text{ кг/м}^3$ .

5. Технологія комбінованого електродугового-електрошлакового обігріву надливів дозволяє усунути концентровану усадкову раковину у верхній шийці валка. Однак на АТ "Дніпропетровський завод прокатних валків" тривалість ЕШО розраховується достатньо приблизно: для валків масою  $< 10 \text{ т}$  – 5 год і  $\geq 10 \text{ т}$  – 7 год. Не враховуються умови і фактори, які впливають на процеси утворення усадкових раковин та шпаристості, розміри бочки та

шийок, різна швидкість їх охолодження, усадка та ін. Тривалий обігрів призводить до збільшення перепаду температур по висоті виливка і термічних напружень, витрат електроенергії і чаду розплаву. Проблема спрямованого твердіння прокатних валків, встановлення впливу комбінованої кокільно-піщаної ливарної форми на об'ємну усадку і процеси переміщення розплаву з надливу у виливок через центральну зону, регульованого мінімального режиму витрати електроенергії, донині не вирішена.

6. Для забезпечення умови спрямованого твердіння необхідно встановити тривалість перебування сплаву в інтервалі температур затвердіння, а також у рідко-твердій і твердо-рідкій зонах виливку, в яких утворюються усадкові дефекти і гарячі тріщини. Для Fe-C сплавів такі данні обмежені і потребують уточнення.

7. Заводи України почали освоювати технологію лиття прокатних валків із заевтектоїдної сталі, термочасові режими живлення усадки яких відсутні. Крім того, впроваджена нова технологія виробництва масивних листопркатних валків відцентровим способом лиття з робочим шаром з високохромистого чавуну. Тривалість і режими електрошлакового обігріву надливів такого типу валків не опрацьована.

8. Одиначне та дрібносерійне виробництво прокатних валків ускладнено тим, що згідно ТУ основними параметрами валків є глибина робочого шару бочки, твердість на контрольній глибині та масова доля хімічних елементів у робочому шарі. Крім того, визначення глибини та твердості вибіленого робочого шару і подальшого корегування розплаву проводять візуально за технологічними пробам. В серцевині і шийках здійснюється контроль мікроструктури, а масова доля хімічних елементів не регламентується. Тому неможливо встановити кореляційну залежність об'ємної усадки від хімічного складу.

Таки чином, мета роботи – встановити закономірності та формалізувати умови спрямованого твердіння у кокілях та комбінованих кокільно-піщаних формах масивних виливків із Fe-C сплавів, кінетику об'ємної усадки

і тривалість електродугового-електрошлакового обігріву надливу, визначити час просування межі виливання, ліквідус, солідус до центру виливків циліндричної, плоскої і кульової форми, знаходження розплаву в рідко-твердому і твердо-рідкому стані та визначити умови попередження утворення гарячих тріщин у чавунних валках з литими калібрами.

Для досягнення поставленої мети сформульовані наступні наукові та практичні задачі:

1. Встановити кінетику об'ємної усадки прокатних валків з високоміцного чавуну і вплив комбінованої кокільно-піщаної ливарної форми на тривалість живлення усадки розплаву з надливів.

2. Встановити умови спрямованого твердіння чавунних та сталевих прокатних валків і призначити режими регульованого електродугового-електрошлакового обігріву надливу.

3. Встановити вплив вмісту вуглецю у Fe-C сплавах на тривалість твердіння циліндричних, плоских і кульових виливків, які охолоджуються у кокільних формі.

4. Встановити тривалість перебування Fe-C сплавів в інтервалі температур затвердіння, а також у рідко-твердій і твердо-рідкій зонах виливків, в яких утворюються усадкові дефекти і гарячі тріщини.

5. Установити умови збільшення швидкості твердіння центральних зон виливків плоскої, циліндричної і кульової форми.

6. Визначити масу графітуючого модифікатора і час його введення у рідко-тверду серцевину після затвердіння у кокілі шару металу заданої товщини з метою зменшення кількості цементиту і транскристалічності структури в осьовій зоні чавунних прокатних валків.

7. Розробити пропозиції щодо попередження утворення гарячих тріщин у валках з литими калібрами.

8. Провести випробовування режимів електродугового-електрошлакового обігріву надливів масивних виливків з Fe-C сплавів і впровадити результати досліджень у промислове виробництво і навчальний процес.

## РОЗДІЛ 2 МЕТОДИ І МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

### 2.1 Електродуговий-електрошлаковий обігрів масивних чавунних і сталевих виливків

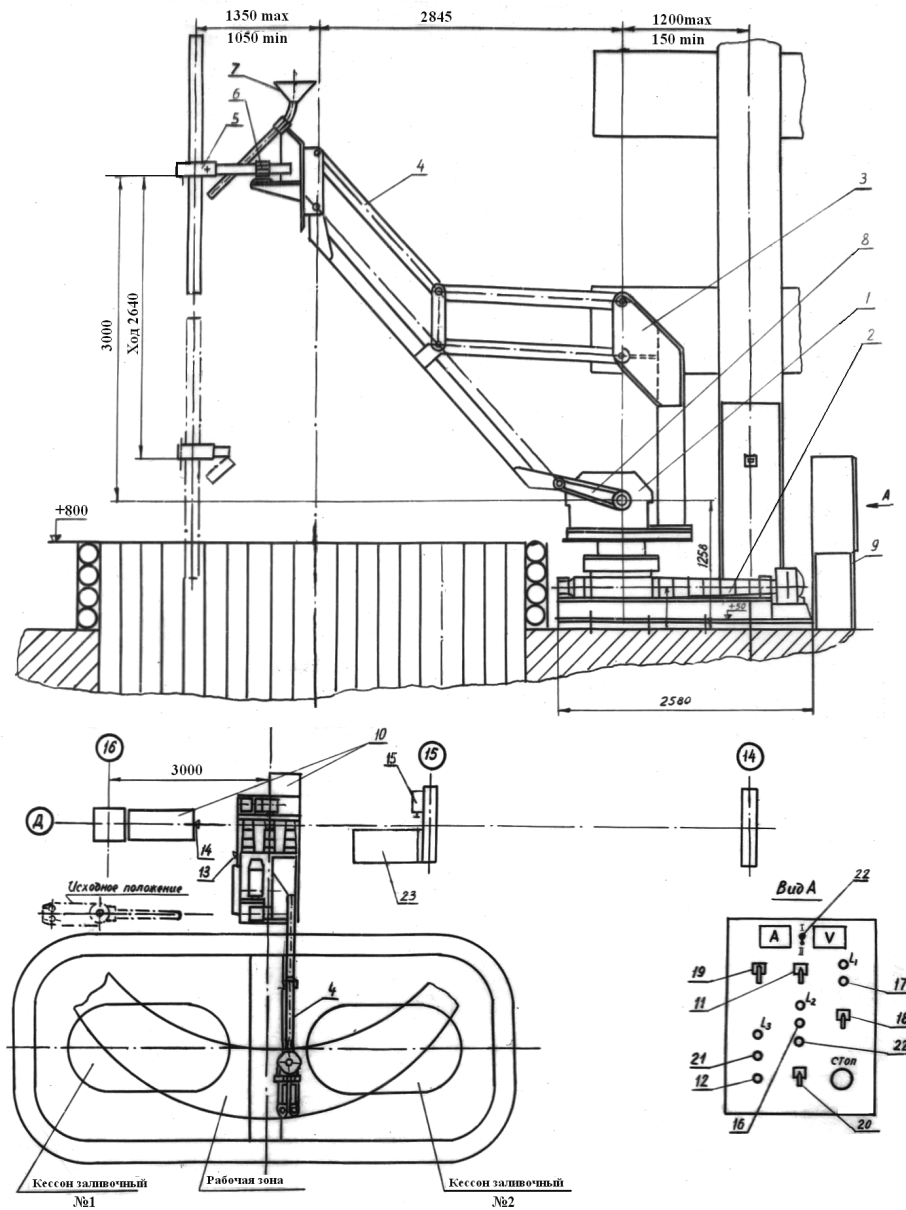
Реалізацію процесу обігріву надливів здійснювали на стаціонарному пристрою, який розроблено у 1982 р спільно кафедрою ливарного виробництва ДМетІ (Хричиков В.Є., Камкін В.П., Головський Л.П.) і НВО Черметмеханізація (Ушпик І.С., Ткачов О.М., Морголін Ф.М., Філіпченко Г.Т.). Розроблений пристрій являє собою систему важеля шарнірного механізму 4 (рис. 2.1), що перетворює обертальний рух важеля 8 в поступальний рух кронштейна з двома електродами уздовж осі надливу на глибину 2640 мм. Система важелів шарнірно укріплена на стійці 3 [2, 145].

Для послідовного обігріву декількох валків у кесонах №1 і №2 передбачено обертання установки на кут більше  $150^{\circ}$  за допомогою черв'ячного редуктора 13 через пластинчастий ланцюг. Система кулачків утримує механізм від мимовільного повороту. Гвинт 2 пересуває всю установку за допомогою гайки вперед або назад на відстань 1350 мм. На кронштейні системи важелів 4 закріплена воронка 7 для підсипки флюсу у шлакову ванну.

Управління механізмами відбувається з пульта управління (див. вид А на рис. 2.1). Електроапаратура комутації і захисту розміщені в шафі. Два електроди графітовані типу ЕГО діаметром 75, 100 або 150 мм фіксуються в електродотримачах 5, закріплених в затискачах 6. Подача напруги здійснюється змінним двофазним струмом по біфілярній схемі на електроди зі зварювального трансформатору 23 типу ТДФЖ 2002УЗ.

При подальшій експлуатації стаціонарного пристрою встановлено, що в процесі ЕШО масивних валків фіксується різне виділення тепла у електродів, а з боку "холодного" електроду виникають "настилі" металу у надливі (рис. 2.2), які утруднюють механічну обробку валків. Тому нами запропоновано вводити у надлив один електрод діаметром 150 мм, а інший – у литни-

кову систему після закінчення заливання розплаву та зняття ливарної воронки (рис. А.1).



1 – привід переміщення електродів; 2 – механізм переміщення пристрою; 3 – стійка; 4 – система важелів; 5 – електротримач; 6 – затиск; 7 – воронка; 8 – важіль; 9 – пульт управління; 10 – електрошафа; 11 – рукоятка перемикачності потужності; 12 – тумблер перемикачності блоків автоматики; 13 – черв'ячний редуктор; 14 – рубильник; 15 – головний рубильник; 16 – пуск зварювального трансформатора; 17 – загальний пуск; 18 – рукоятка переміщення установки; 19 – рукоятка переміщення електродів; 20 – рукоятка переключення роду роботи; 21 – пуск автоматичного режиму; 22 – стоп зварювального трансформатора; 23 – зварювальний трансформатор

Рисунок 2.1 – Схема розміщення стаціонарної установки електрошлакового обігріву в вальцеливарному цеху ДЗПВ [145]

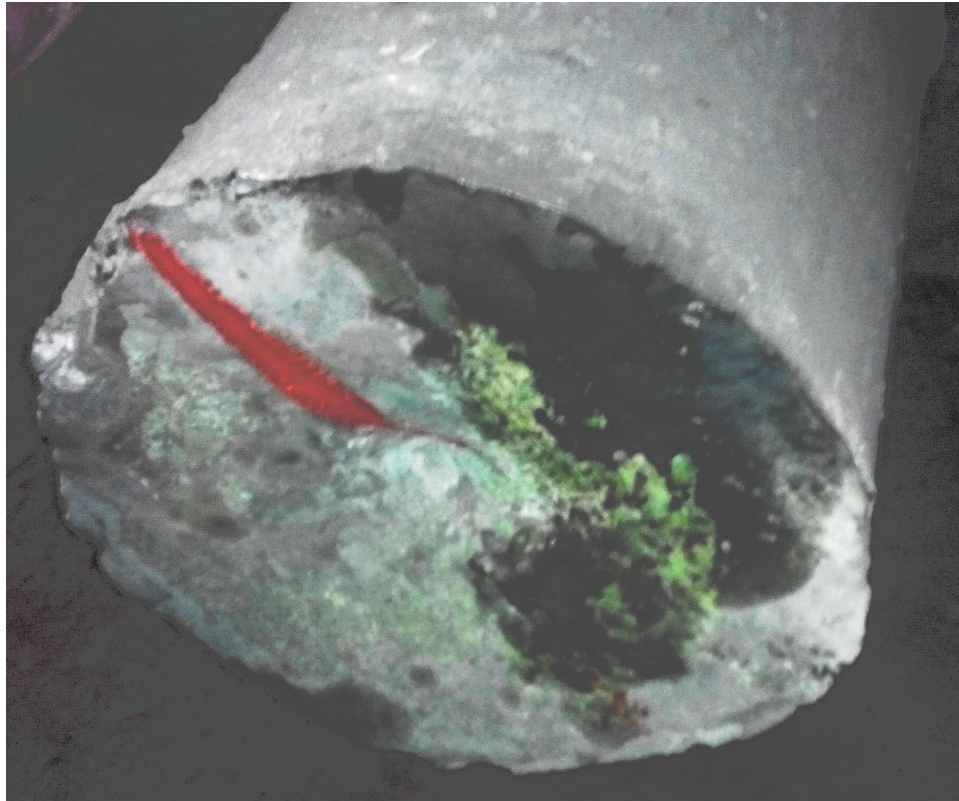


Рисунок 2.2 – Вигляд торця надливу з "настилами" металу після ЕШО

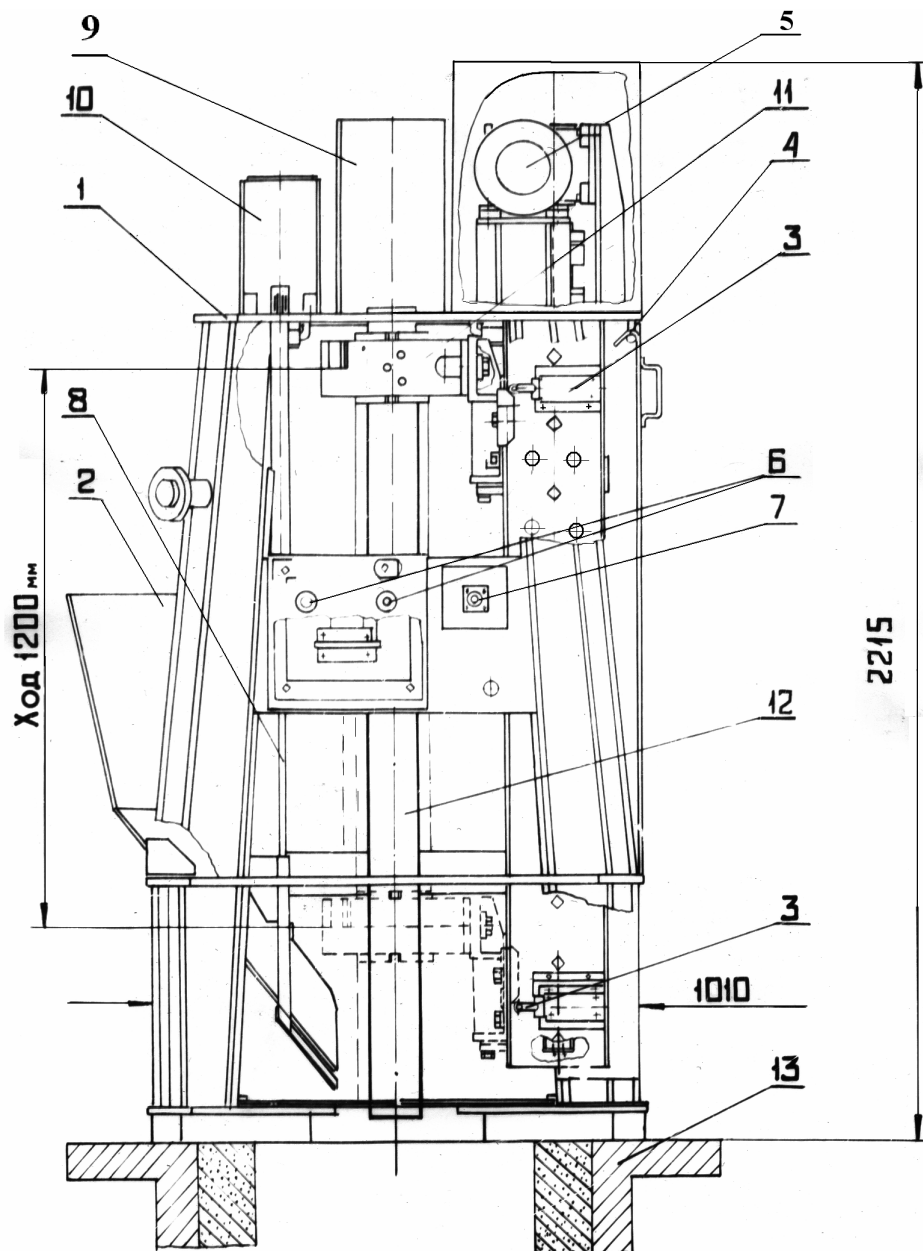
Підведення електричного струму через другу фазу виконувати за допомогою сталевого прокату  $\varnothing 30\text{мм}$  і довжиною  $\approx 1,5$  м, на верхньому Г-образному кінці якого закріплювали кабель (див. рис. А.1). Після закінчення ЕШО електричний кабель від'єднувати, а частина сталевого прокату, що залишилася, надходить разом з літником в переплав.

Реалізація цієї пропозиції з 2010 р. забезпечила відсутність "настилів" і пласку циліндричну поверхню на торці надливу валків, а також скорочення витрат електродів. У науково-технічній літературі є публікації, що вказують на позитивний вплив змінної частоти електричного струму на мікроструктуру сплавів, але дослідження впливу частоти 50 герц на осьову частину валка не проводили. У подальшому планується проведення таких досліджень аспірантами кафедри ливарного виробництва.

З 2011 р. у вальцеливарному цеху ДЗПВ впроваджена конструкція мобільної пересувної установки з максимальним ходом переміщення електродів 1200 мм (рис. 2.3). У порівнянні зі стаціонарною вона займає в три рази мен-



ше площі і має значно більшу зону обслуговування в кесонах за рахунок кількох точок підключення електричного живлення.



1 – рама; 2 – бункер для флюсу; 3 – верхній і нижній кінцеві вимикачі переміщення електродоутримача; 4 – теплозахисний кожух; 5 – електродвигун і редуктор; 6 – підключення силової лінії; 7 – підключення кабелю управління; 8 – заслінка бункера для флюсу; 9 – захисний кожух електрода; 10 – привід переміщення дозатору бункера; 11 – електродотримач; 12 – електрод

Рисунок 2.3 – Схема конструкції мобільної установки електрообігріву надливів валків [145]

Два електроди графітовані типу ЕГО діаметром 100 мм фіксуються в електроутримачах 11 і переміщуються двигуном 12, редуктором 13 і гвинтом 14. Екран 16 захищає від випромінювання і нагріву устаткування, а верхній і нижній кінцеві вимикачі 3 переміщення електродоутримача забезпечують безпечну роботу.

Всі установки працюють по схемі комбінованого електродугового-електрошлакового обігріву надливів.

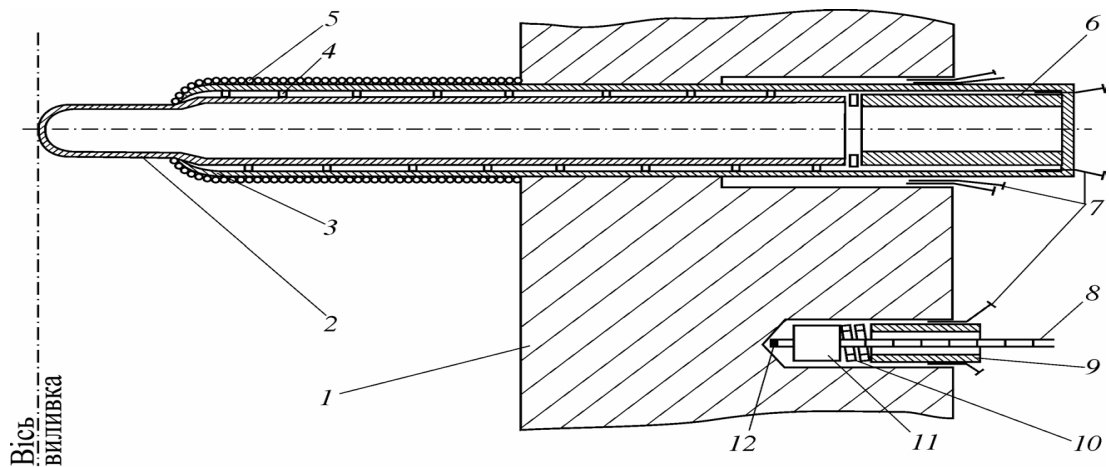
Реєстрацію зміни рівня розплаву у надливі і об'ємної усадки в процесі затвердіння виливка фіксували по переміщенню електродоутримувача установки електрошлакового обігріву. На мобільній установці ЕШО реохорд закріплювали на несучій рамі, а рухливий контакт – на боковій поверхні електродоутримувача. Результати виміру кінетики переміщення у часі записували з точністю  $\pm 0,25$  мм на двокоординатному потенціометрі ПДС-021.

На стаціонарній установці ЕШО переміщення електроду фіксували по лінійці, яку закріплювали на опорі і формі надливу. Роль рухливого контакту по шкалі лінійки виконував ізолюваний дріт, закріплений на графітованому електроді. Результати виміру записували через 3 ... 5 хв. з точністю  $\pm 0,5$  мм. Контроль кінетики усадки валка масою 14,12 т виконували лазерним далекоміром BOSCH GLM 150 з точністю вимірювання  $\pm 1,0$  мм.

## **2.2 Термічний аналіз твердіння масивних виливків у кокільних і піщаних формах**

Чавунні прокатні валки твердіють у комбінованих кокільно-піщаних ливарних формах. Для встановлення температур перегріву розплаву у формах, фазових перетворень ліквідус і солідус використовували хромель-алюмелеві термопари, у яких максимальна межа короточасного процесу вимірювання дорівнює  $1370^{\circ}\text{C}$  [2, 82, 83]. Для виливків масою більш 1000 кг на кафедрі ливарного виробництва НМетАУ розроблено конструкцію термоза-

хисного блоку гарячого спаю (рис. 2.4), що забезпечує його захист при заливанні чавуну з температурою  $1320^{\circ}\text{C}$  [83]. В наших дослідженнях для підвищення термічного захисту термопар при заливанні розплаву через сифонну ливникову систему з тангенціальним живильником тонкостінну сталеву трубку (3 на рис. 2.4) замінили на трубку з нержавіючої сталі на основі нікелю, що виробляє ДП «НДТІ» Трубний інститут ім. Я. Ю. Осади.



1 – стінка чавунного кокілю; 2 – кварцова трубка з подовженим кінцевим виступом для гарячого спаю термопар; 3 – завальцьована тонкостінна сталева трубка; 4 – ущільнювальний азбестовий шнур; 5 – теплоізоляційний шар азбестового шнура; 6, 9 – запірні втулки; 7 – розклинювальні шпильки; 8 – двоканальна «соломка» діаметром 2,5–2,8 мм; 10 – пружина діаметром 8 мм; 11 – двоканальна «соломка» діаметром 10 мм; 12 – гарячий спай термопар

Рисунок 2.4 – Схема термозахисного блоку і кріплення термопар в кокілі [2]

Прийнята конструкція термозахисного блоку і кріплення термопар в кокілі унеможливорює переміщення кварцової трубки (2 на рис. 2.4) під час установлення термопар й заливання металу. Термопар у стінці кокілю і піщано-глинистій формі закріплюють за допомогою формувальних шпильок

(7 на рис. 2.4) або спеціальних пружин (10 на рис. 2.4), які забезпечують контакт гарячого спаю з поверхнею, що підлягає вимірюванню [2, 83].

Термо-ЕДС записували потенціометрами КСП-4 з 12 точками підключення термопар і інтервалом кожного виміру 4 с. Припустиму сумарну інструментальну похибку ( $G_{\Sigma}$ ) термоелектричного комплексу (термопара, компенсаційні дроти і прилади) визначали за формулою [101]:

$$G_{\Sigma} = \sqrt{G_T + G_K + G_{\Pi}} , \quad (2.1)$$

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

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

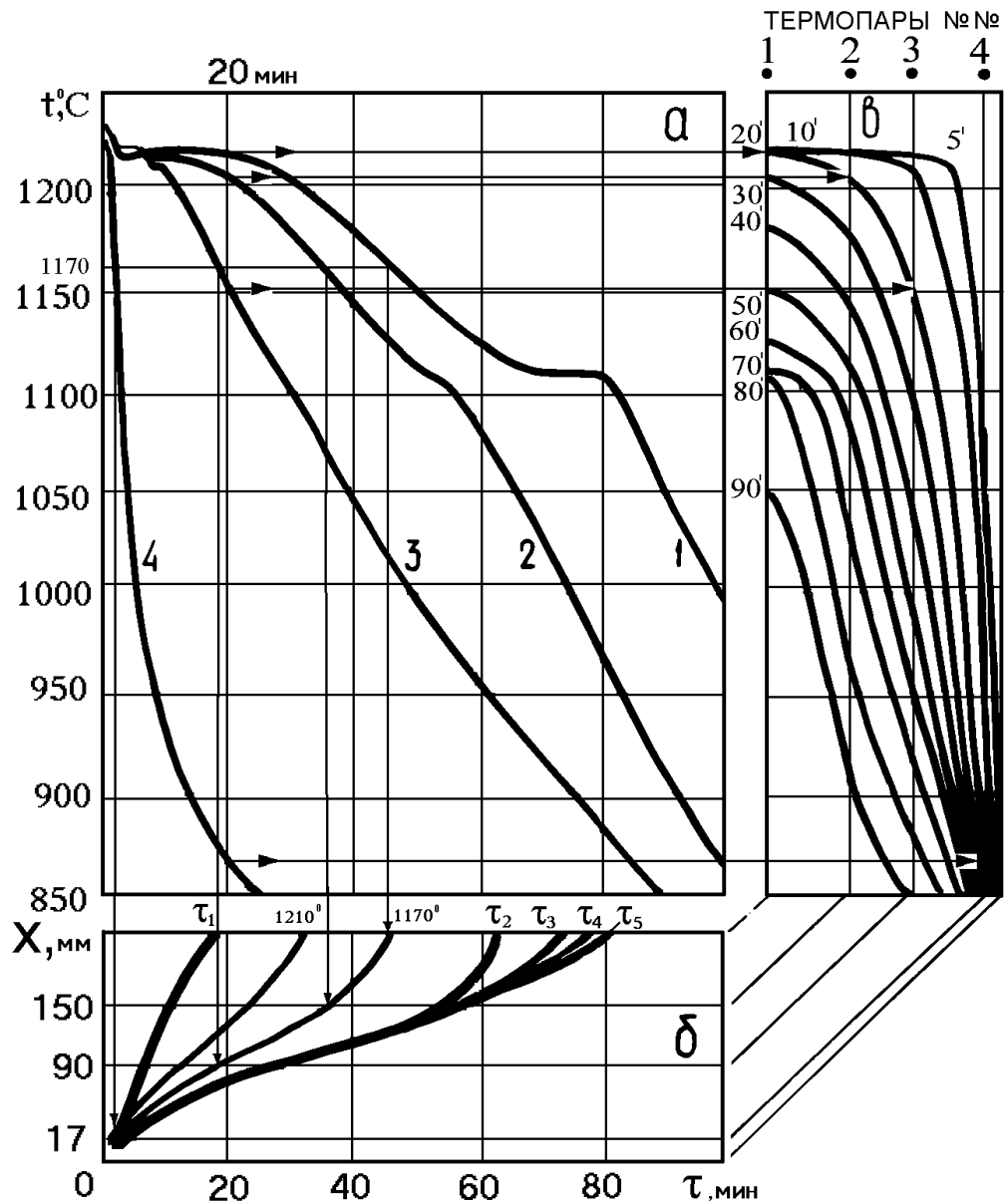
$G_{\Pi}$  – приведена погрішність вимірювального приладу

При використанні потенціометра КСП- 4 з класом точності 0,25 зі шкалою 700 ... 1370  $^{\circ}\text{C}$  у комплекті з термопарою ХА мали наступні значення припустимих похибок:  $G_{\Pi} = 1,5$   $^{\circ}\text{C}$ ,  $G_K = 0$  і  $G_T = 8$   $^{\circ}\text{C}$ , а сумарне значення –  $G_{\Sigma} = 8,14$   $^{\circ}\text{C}$ . Похибку, зумовлену відмінністю термо-Е.Д.С. термопари і компенсаційних дротів ( $G_K$ ), приймали рівною нулю, оскільки термопари кріпили безпосередньо до клем потенціометра.

### **2.3 Побудова температурного поля, кінетичної діаграми твердіння, ізотерм і ізохрон**

Експериментальні криві охолодження, які отримують за допомогою термопар, не дають наочного уявлення про особливості твердіння виливків. Тому на рис. 2.5 наведена схема обробки кривих охолодження на прикладі твердіння бочки чавунного прокатного валка, мас. %: С – 3,10; Si – 1,41; Mn – 0,58; P – 0,214; S – 0,010; Cr – 0,34; Ni – 0,91; Mg – 0,04.

Криві охолодження 1, 2, 3, 4 (див. рис. 2.5 а) встановлені на відстані 225, 150, 90, 17 мм відповідно від внутрішньої поверхні чавунного кокілю діаметром 450 мм і завтовшки стінки 180 мм.



а – експериментальні криві охолодження 1, 2, 3, 4, що отримані за допомогою термопар, встановлених на відстані 225, 150, 90 і 17 мм від поверхні кокілю; б – кінетика твердіння  $\tau_1, \tau_2, \tau_3, \tau_4, \tau_5$ , і ізоТЕРМИ  $1210^\circ\text{C}, 1170^\circ\text{C}$ ; в – температурне поле бочки валка через 5', 10', 20', 30', 40', 50', 60', 70', 90' хвилин після заливання

Рисунок 2.5 – Схема графічної побудови ізоТЕРМИ ( $1170^\circ\text{C}$ ) і ізоХРОНИ (20 хв) по експериментальним кривим твердіння у радіальному напрямі бочки прокатного валка з високоміцного чавуну, що охолоджується у кокілі діаметром 450 мм

За кривими охолодження строїмо температурне поле (див. рис. 2.5 в) і кінетичну діаграму твердіння (див. рис. 2.5 б). Температурне поле – це зміна температури по товщині вилівка або форми в заданий момент часу. Отримані криві називають ізохронами [2, 84], а схема їх будови показана стрілками на прикладі ізохрони на 20 хвилині (див. 20<sup>1</sup> на рис. 2.5 а, б, в послідовно).

За показаннями ізохрони можна визначити перепад температур по товщині вилівка і оцінити, у першому наближенні, термічну напругу, встановити товщину затверділого металу у заданий проміжок часу і розміри двофазної зони.

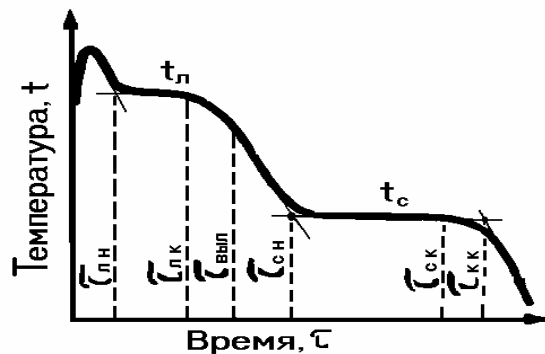
Кінетична діаграма твердіння вилівка – це зміна у часі постійної температури по товщині вилівка. Отримані криві – ізотерми [2, 84] будували за наступною методикою. На графіку кривих охолодження (див. рис. 2.5 а) проводили горизонтальну пряму, яка відповідає, наприклад, температурі 1170<sup>0</sup>С. У точках її перетину з кривими охолодження № 1, 2, 3, і 4 проводили вниз прямі до перетину на кінетичній діаграмі (див. рис. 2.5 б) з прямими, що вказують відстань 225,150,90 і 17 мм, на яких встановлені термопари. По ізотермах можна визначити конкретний час фазового перетворення сплаву по усій товщині вилівка, встановити кінетику просування кордонів ізоліквідус та ізосолідус.

На кінетичній діаграмі також будували криві просування фронту твердіння і межі виливання. На рис. 2.6 наведена прийнята у [44] схема графічного аналізу кривої охолодження.

У [2, 17, 44, 92, 93] приймали, що твердіння 100% твердої фази знаходиться в точці перетину дотичних від горизонтальної і спадаючої ділянок кривої охолодження (див.  $\tau_{\text{кк}}$  на рис. 2.6).

Проте процес виділення питомої теплоти кристалізації закінчується у момент початку перегину вниз температурної зупинки солідус [247]. Отже, з цього моменту рідка фаза відсутня і припиняється утворення твердої фази. Тому у нашій роботі приймали, що твердіння 100% твердої фази відповідає закінченню температурної "зупинки" солідус  $\tau_{\text{ск}}$ . Відповідно до схеми на рис.

2.5 прийняли наступну схему аналізу експериментальних кривих охолодження:  $\tau_1$  – відповідає закінченню температурної зупинки ліквідус  $\tau_{\text{ЛК}}$ ;  $\tau_2$  – початок температурної зупинки солідус  $\tau_{\text{СН}}$ ;  $\tau_3$  – положення межі виливання  $\tau_{\text{ВИЛ}}$ ;  $\tau_4$  – час твердіння 100% твердої фази  $\tau_{\text{СК}}$ .



$t_{\text{л}}$  і  $t_{\text{с}}$  – температури ліквідус і солідус відповідно;  $\tau$  – час твердіння метала в зоні гарячого спаю термопар

Рисунок 2.6 – Схема експериментальної кривої охолодження та графічного аналізу [145]

Температури ліквідус ( $t_{\text{л}}$ ) і солідус ( $t_{\text{с}}$ ) визначали по термопарі, встановленій у центрі виливка. Ці термопари чітко фіксують температурні зупинки, на відміну від термопар, встановлених у поверхні кокілю (див. рис. 2.5).

Відсутність перетинів на кривій охолодження обумовлено тим, що кокіль, маючи високу теплоакumuлюючу здатність, швидко відводить питому теплоту кристалізації, наприклад, від термопарі №4 (див. рис. 2.5 а), і не завжди представляється можливим визначити значення температури ліквідус і солідус.

## 2.4 Графоаналітична методика обробки експериментальних кривих охолодження

Всі відомі розрахунки тривалості твердіння металі і сплавів по закону квадратного кореня, формулі М.І. Хворінова, що уточнює розрахунок коефі-

цієнту твердіння, інтегральним тепловим балансом по А.І. Вейнику, побудови температурного поля вилівка і піщаної ливарної форми, за класифікацією Б.Б. Гуляєва [16] відносяться до класу інженерних методів. Обумовлено такий підхід неможливістю врахування ефекту течії розплаву по ливниково-живлячій системі та заповнення форми, зміни теплофізичних коефіцієнтів сплаву і ливарної форми в процесі охолодження вилівка, недостатності даних о теплопередачі у усадковому зазорі та ін. Тому всі розрахунки адаптуються за результатами експериментальних термочасових вимірів твердіння вилівоків різних сплавів.

Дослідження процесів кристалізації злитків і вилівоків за допомогою термопар зумовило необхідність їх узагальнення і представлення у зручному і відносно простому вигляді. Закон квадратного кореня неприйнятний для обчислення процесу твердіння осьової частини вилівоків, форма яких відрізняється від плоских стінок, а також для розрахунку процесів твердіння вилівоків зі сплавів, що кристалізуються у широкому інтервалі температур.

Б.Б. Гуляєв [17] вперше показав, що рівняння для визначення коефіцієнту твердіння можливо представити у вигляді залежності між безрозмірними величинами:

$$f\left(\frac{T}{T_0}; \frac{t}{T_0}; \frac{a\tau}{R^2}; \frac{cT_0}{L}; \frac{x}{R}\right) = 0, \quad (2.2)$$

де  $R$  – визначальний розмір тіла;

$x$  – товщина шару металу, що затвердів;

$a$  – температуропровідність сплаву;

$\tau$  – час твердіння;

$c$  – питома теплоємність сплаву;

$L$  – прихована теплота кристалізації

Розроблену Б. Б. Гуляєвим методику успішно використовували чеські вчені наукової школи М.І. Хворінова [4, 176], В.В. Назаратін, П.Ф. Василев-



ський [87], потім на кафедрі ливарного виробництва НМетАУ і прийняли у нашій роботі.

Рівняння 2.2 у загальній формі, що наведено вище, застосовано не лише для напівпростору, але і для тіл кінцевих розмірів за умови їх подібності. При постійному матеріалі виливків, ливарних форм, теплоти перегрівання, рівняння, що наведена вище, можна використати у вигляді:

$$\varphi\left(\frac{x}{R}; \frac{\tau}{R^2}\right) = 0 \quad (2.3)$$

Тут критерій Фур'є ( $Fo$ ) замінений критерієм  $\tau/R^2$ , оскільки значення температуропровідності для однакових ливарних матеріалів може бути введені у масштаб відповідних діаграм кінетики просування фронту твердіння – ізоліквідус, ізосолідус та границі виливання. 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 ( $\lambda$ ) є двома з найбільш важливих параметрів речовин і матеріалів, оскільки вони описують процес перенесення теплоти і зміну температури у них. Таким чином:

$$Fo = \frac{a\tau}{R^2}, \quad (2.4)$$

$$a = \frac{\lambda}{c\rho}, \quad (2.5)$$

або

$$Fo \frac{c\rho}{\lambda} = \frac{\tau}{R^2}, \quad (2.6)$$

де  $\rho$  – густина сплаву

Експериментальні криві, що представлені у нашій роботі в координатах відносної товщини затверділого шару  $x/R$  і критерію  $\tau/R^2$ , визначають кінетику просування кордонів затвердіння 100% твердої фази (солідус), виливання і закінчення температурної зупинки ліквідус. Тому для розрахунку часу твердіння використовували формулу:

$$\tau = Fo \frac{c\rho}{\lambda} R^2 = AR^2, \quad (2.7)$$

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

У відомому рівнянні квадратного кореня, яке наведено у першому розділі, коефіцієнт затвердіння постійний і не змінюється на протязі кристалізації сплаву від поверхні до центру виливка. Значення першого члену рівняння 2.6 і коефіцієнту  $A$  у рівнянні 2.7 постійно змінюється при твердінні сплаву в інтервалі  $x/R$  від 0 до 1, що має принципову важливість для розрахунків тривалості твердіння.

Для значення відносного часу ( $\tau/R^2$ ) просування фронту твердіння ліквідус, солідус і виливання в інтервалі  $x/R$  ми будемо використовувати термін "критерій Гуляєва".

Слід мати на увазі, що опис теплових процесів рівняннями 2.2 і 2.3 є першим наближенням. При строгішому аналізі необхідно було б враховувати критерій Біо і інші співвідношення [17]. Проте, як показали експерименти, для інженерних розрахунків цей метод досить точний [4,20,29,44,110,115-117,145,176].

Обробка експериментальних даних по твердінню виливків з різних металів і сплавів, залитих в піщано-глинисті, металеві та інші форми, що зроблена Б.Б. Гуляєвим, показала плідність застосування безрозмірних координат виду  $x/R$  і  $\tau/R^2$ . Причому, розміри виливка можуть змінюватися у широких межах. Товщина чавунного кокілю або виливниці  $\delta_K$  при виробництві прока-

тних валків та злитків циліндричної форми приймається всіма дослідниками за формулою, що наведена у відомому довіднику Н.Г. Гіршовича [26]:

$$\delta_k = 0,18 D_B + \Delta h , \quad (2.8)$$

де  $D_B$  – діаметр виливка, мм;

$\Delta h$  – технологічний припуск на переточку, який дорівнює 80...120 мм

Розрахунок твердіння виливків у кокілі і піщано-глинистих формах за наведеною методикою припустимо, якщо початкова температура форми становить від 20 до 90 °С. Низька теплоакumuлююча здатність піщаної форми дозволяє використовувати розрахунок критерію Б.Б. Гуляева без урахування товщини формувальної суміші при литті масивних виливків, приймаючи напівнескінчену товщину ливарної форми.

## 2.5 Високотемпературний диференціальний термічний аналіз

Температури ліквідус, солідус і фазових перетворень точніше можна визначити методом диференціального термічного аналізу [94-96]. Для досліджень використали високотемпературний диференціальний термічний аналізатор ВДТА-8М. Зразок металу діаметром до 5 мм, заввишки до 7 мм і вольфрамовий еталон завантажували у алундові тиглі, які поміщали у вольфрамовий термостат. Температуру зразків контролювали еталонними вольфрам-ренієвими термопарами. Критичні точки фазових перетворень досліджуваних сплавів визначали у нейтральному середовищі гелію. За допомогою програмного пристрою, що включає регулятор температури, забезпечували необхідну швидкість нагріву і охолодження (80, 60, 40 або 20° С/хв.).

Після нагрівання зразка до заданої температури охолодження починали після його витримки впродовж 15 хвилин. Чутливість методу по координаті X складала 6 °С/мм, по координаті Y( $\Delta t$ ) – 0,5 °С/мм. Точність виміру температури  $\pm 5$  °С.

## 2.6 Хімічний аналіз

Хімічний аналіз проводили з метою визначення хімічного складу сплавів. У промислових умовах експрес-аналіз хімічного складу у процесі дослідних плавок здійснювали в умовах ЦЗЛ "Дніпропетровського заводу прокатних валків" на спектрометрі GDS500A LECO, який сертифіковане Держстандартом. Проби для хімічного аналізу чавуну відбирали з плавильного агрегату після розплавлення чавуну до модифікування магнієм, з розливного ковша після модифікування і зразків металу сколів бочки валків.

З метою підвищення надійності результатів окремі аналізи дублювали у лабораторії НВО "Сітон" (м. Дніпро) за допомогою універсального рентгенофлуоресцентного експрес-аналізатора "EXPERT 3L", який має діапазоні вимірюваних елементів від  $^{12}\text{Mg}$  до  $^{92}\text{U}$ .

Хімічний аналіз шлаків, що використовували при рафінуванні металу в ливарній формі і наступному електрошлаковому обігріву, проводили стандартними методами, що застосовують при хімічному аналізі руди [103-110].

Результати хімічного аналізу наведені у наступних розділах.

## 2.7 Дослідження розподілу усадкових дефектів у прокатних валках

Вивчення особливостей розподілу усадкових дефектів у чавунних прокатних валках проводили за допомогою дефектоскопу ультразвукового УД4-76.76005454.04.01.06РЭ спільно із співробітниками ЦЗЛ Дніпропетровського заводу прокатних валків. Встановлювали розміри усадкових дефектів в різних зонах вилівка, їх глибину залягання і координати. Діапазон частот ультразвукових коливань від 0,4 МГц до 5 МГц, а можливість встановлюваних значень частот: 0,4; 1,25; 1,8; 2,5; 5; 10; 15 МГц. Контакт випромінювача з поверхнею металу валка забезпечувала машинна олія.

Межі основної абсолютної похибки дефектоскопу, що припускається, при вимірі глибини залягання дефекту  $H$ , складають  $\pm (0,1 + 0,005H_x)$  мм, де

$H_X$  - чисельне значення вимірної глибини залягання дефекту, виражене у мм. Межі основної абсолютної похибки, що припускається, при вимірі координат залягання дефектів складають  $\pm (0,2 + 0,01X)$  мм і  $\pm (0,2 + 0,01Y)$  мм, де  $X, Y$  - чисельні значення вимірних координат дефектів дефектоскопа, що виражені у міліметрах.

Межі відносної похибки дефектоскопу, що припускається, при вимірі еквівалентної площі відбивача  $\delta_S$  (еквівалентного діаметру  $\delta_D$ ) з використанням ПЭП типу П111 складають  $\pm 15\%$ .

Крім того, розподіл усадкових дефектів встановлювали спільно з інженерами-дефектоскопістами ДЗПВ системою інтегрованого контролю фірми "Datames", яка закріплена на супорті вальцетокарного верстату і забезпечує автоматичну подачу вимірювальної головки з вбудованими датчиками до валку (рис. 2.7). Поєднання обертання валка і поздовжнього переміщення вимірювальної головки забезпечує спіральне сканування раковин, шпаристості, тріщин, а також глибину робочого шару.



а



б

Рисунок 2.7 – Розміщення системи ультразвукового контролю DATAMES COMBI на вальцетокарному верстаті (а) і дисплей ПК для автоматичної подачі вимірювальної головки з вбудованими датчиками до валку, що обертається

Щільність металу в різних зонах виливка визначали гідростатичним зважуванням зразків в чотирьохлористому вуглеці і на повітрі за відомими методиками [111,112].

## 2.8 Металографічний аналіз

Дослідження мікроструктури проводили на оптичних мікроскопах МИМ-8М і " Neofot" при збільшеннях 12 ... 400 в умовах ЦЗЛ «ДЗПВ». Підготовку шліфів виконували згідно з методикою [97]. В якості полірувального засобу застосовували алмазну пасту з різним розміром зерен. Шліфи вивчали до і після труєння. В якості основного травильника використали 2%-ний розчин азотної кислоти в етиловому спирті (ніталь), а для виявлення хімічної неоднорідності по кремнію зразок піддавали гарячому труїнню спиртовим розчином пікрату натрію [97]. Кількість структурних складових визначали точковим методом Глаголева у 20...195 полях зору при збільшенні 400, що забезпечувало абсолютну похибку до 1% і достовірність 0,95 [98].

Структуру матриці валкових чавунів оцінювали по ГОСТ 3443-87, а аномальність перліту - за шкалою [99], чинник форми кулястого графіту - за шкалою [100], визначаючи середній двомірний чинник форми графіту ( $\Phi_f$ ), що є відношенням периметра круга, рівновеликого площі досліджуваної фігури, до периметра цієї фігури. Для ідеального круга значення  $\Phi_f$  дорівнює одиниці, для інших фігур воно тим менше, чим більше відхиляється форма графіту від ідеально круглої.

## 2.9 Розподіл сірки у чавунному виливку

Розподіл сірки у чавунних виливках досліджували на сірчаних відбитках, які знімали по методу Баумана [97]. Для цього поверхню зразка металу шліфували і очищали від забруднень тампоном, змоченим спиртом. Фотопа-

пір (нефіксований) при денному світлі просочували сірчаною кислотою (4 - 5 %) на протязі 2 ... 3 хв. Зайву кислоту видаляли за допомогою фільтрувального паперу. Після чого фотопапір притискували емульсійним шаром до поверхні макрошліфа. Кінці фотопаперу фіксували по краях зразків за рахунок їх перегину, а газові бульбашки, що виникають у результаті виділення водню, виштовхували з поверхні зразка за допомогою тампона, змоченого у розбавленій сірчаній кислоті. При цьому стежили, щоб фотопапір під час хімічної реакції залишався у тісному контакті з поверхнею зразка. Тривалість зняття сірчаного відбитку залежить від концентрації кислоти, якості фотопаперу (матовий чи глянцевий), насиченості його сірчаною кислотою і вмісту сірки у чавуні. Тому час витримки фотопаперу на макрошліфі оцінювали по закінченню виділення газових бульбашок, який складав 5 ... 8 хв.

Отриманий відбиток промивали від кислоти у кюветі з проточною водою на протязі 15 ... 20 хв, а потім переносили у кювету з фіксажем. Через 30 хв. фотопапір знову промивали у проточній воді і сушили на повітрі.

## **2.10 Розрахунок тривалості твердіння виливків, що мають форму кулі, циліндра і плити**

Для порівняння тривалості затвердіння виливків, що мають форму кулі, циліндра і плити, М.І. Хворіновим і Р. Владовером введено поняття приведеної товщини [4, 106]. Експериментально чеський вчений М.І. Хворінов встановив, що за допомогою середньої константи затвердіння можна розрахувати тривалість затвердіння виливків різної форми, якщо у розрахунок ввести значення приведеної товщини виливку:

$$R = V/P , \quad (2.9)$$

де V – об'єм виливка;

P – поверхня виливка

Тоді для кулі:  $R_{ш} = V_{ш}/P_{ш} = R/3$  при  $V_{ш} = \pi R^3 \cdot 4/3$ ,  $P_{ш} = 4\pi R^2$ .

Для циліндра напівнескінченних розмірів  $R_{ц} = V_{ц}/P_{ц} = R/2$  при  $V_{ц} = \pi R^2 h$ ,  $P_{ц} = 2\pi R h$ .

Для плити напівнескінченних розмірів  $R_{п} = V_{п}/P_{п} = R$  при  $V_{п} = 2Rha$ ,  $P_{п} = 2ah$ ,

де  $h$  – висота виливка;

$a$  – довжина плити;

$R$  – половина товщини плити або радіус виливка кулі і циліндра

Таким чином, співвідношення тривалості твердіння виливків форми плити, циліндра і кулі в однакових ливарних формах складе:

$$\tau_{п} : \tau_{ц} : \tau_{ш} = 1 : 0,25 : 0,11 \quad (2.10)$$

Отже, фасонний виливок можна умовно розбити на елементи, що складаються з плити, циліндра і кулі і зіставити тривалість їх твердіння, якщо знати тривалість твердіння одного з елементів. Ця методика є загальноприйнятою у теорії ливарних процесів.

## 2.11 Моделювання процесу твердіння виливків

Для вивчення процесів твердіння виливків використали математичну модель, розроблену в НМетАУ [2, 44, 111]. На відміну від відомих математичних моделей ProCast, AFSolid (SolidCast) - США; Полігон, LVMFow (NovaFlow) - Росія; Magma, Sitest (WinCast) - Німеччина; Simulor (Pamcast) - Франція; CastCAE - Фінляндія і інших, модель НМетАУ адаптована відповідно до експериментальних даних температурних вимірів [106-121], виконаних упродовж багатьох років під керівництвом А.Є. Кривошеєва, М.П. Котешова і В.Є. Хричикова.



У моделі можливо:

1. Послідовно змінювати потужність обігріву дзеркала металу надливу (електрошлаковий обігрів) впродовж усього часу твердіння виливка.

2. Змінювати кінетику виділення прихованої теплоти кристалізації в інтервалі температур твердіння, враховуючи долю твердої фази, що виділилася, при температурі ліквідус і солідус.

3. Вводити поправку, що враховує виділення теплоти фазового переходу при евтектоїдному перетворенні. Її значення і інтервал температур виділення встановлювали з урахуванням результатів, отриманих за допомогою експериментальних кривих охолодження.

4. Враховувати зміну усадкового проміжку при твердінні виливка у кокільні залежно від товщини затверділого шару металу.

У розрахункових об'ємах температурне поле і фронт твердіння визначали відповідно до рівняння теплопровідності :

$$\rho(r, z, T) C(r, z, T) \frac{\partial T(r, z, \tau)}{\partial \tau} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( \lambda(r, z, T) r \frac{\partial T(r, z, T)}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \lambda(r, z, T) \frac{\partial T(r, z, T)}{\partial z} \right) \quad (2.11)$$

У рівнянні (2.11) і надалі використовуються наступні позначення і символи:  $\rho$  – щільність,  $C$  – питома теплоємність,  $r, z$  – координати по радіусу і висоті розрахункової області,  $T$  – температура,  $\tau$  – час,  $\lambda$  – коефіцієнт ефективною теплопровідності,  $\chi$  – теплота фазового перетворення,  $\psi$  – відносна доля твердої фази,  $\chi_{кр}$  – товщина шару фарби,  $\lambda_{кр}$  – коефіцієнт теплопровідності шару фарби,  $\Delta r, \Delta z, \Delta \tau$  – шаг по  $r, z, \tau$ ;  $Q$  – питома щільність джерел тепла (електрошлакового обігріву),  $\Delta$  – товщина проміжку між виливком і кокільною частиною форми,  $\varepsilon$  – міра чорноти,  $a$  – коефіцієнт температуропровідності,  $\alpha$  – коефіцієнт тепловіддачі,  $G_0$  – постійна Стефана–Больцмана,  $T_z, \Delta T_{пер}$  – температура заливання і нагріву, відповідно, індекси

ж, ж-т, м – рідка, рідко-тверда і тверда фази, К – кокіль, ф – піщана форма,  $n/ш$  – нижня шийка, г – газовий проміжок між виливком і кокілем, э – евтектоїдний інтервал фазового перетворення, в – повітря,  $i, j$  – номер вузлових точок по  $r$  і  $z$ ;  $L, S$  – ліквідус і солідус, 0 – початкові значення при  $\tau = 0$ ; с – навколишня середа,  $n$  – номер тимчасового слою.

Модель заснована на зв'язаному чисельному рішенні двовимірного нестационарного рівняння теплопровідності в областях рідкого і металу, який твердіє у комбінованій ливарній формі, що складається з семи елементів з різними теплофізичними властивостями і джерела тепла ( $Q$ ) обігріву верхньої частини надливу впродовж усього періоду твердіння виливка [2, 44].

Процес твердіння описується у рамках квазірівноважної теорії двофазної зони. Прихована теплота кристалізації  $\chi$  враховується ефективним коефіцієнтом теплоємності  $C$  :

$$C(r, z, T) = \begin{cases} c_{жс} \\ c_m + \frac{\partial \varphi}{\partial T} \chi \text{ при } T_s \leq T \leq T_L, \\ c_{(кбн)} \end{cases} \quad (2.12)$$

де

$$\begin{aligned} \chi &= \chi_1 + \chi_2 + \chi_3; \\ \chi_1 &= \kappa_1 \chi \quad \text{при} \quad T_1 < T \leq T_L; \\ \chi_2 &= \kappa_2 \chi \quad \text{при} \quad T_2 < T \leq T_1; \\ \chi_3 &= \kappa_3 \chi \quad \text{при} \quad T_s < T \leq T_2; \\ \kappa_1 + \kappa_2 + \kappa_3 &= 1 \end{aligned}$$

Для підвищення точності розрахунку у порівнянні зі свідченнями термомпар, кінетику виділення прихованої теплоти кристалізації  $\chi$  у інтервалі температур ліквідус-солідус ( $T_L - T_S$ ) розділили на три ділянки  $\kappa_1, \kappa_2, \kappa_3$ , в яких долю твердої фази, що виділилася, встановлювали згідно з результатами експериментальних вимірів твердіння реальних виливків і досліджень, виконаних на ВДТА [2].

За даними [44] для чавунних валків з кулястою формою графіту ( $T_L = 1230^{\circ}\text{C}$  і  $T_S = 1125^{\circ}\text{C}$ ) розрахункові криві охолодження наближаються до експериментальних, якщо 20% твердої фази виділяється в інтервалі "температурної зупинки" ліквідус  $T_L = 1230^{\circ}\text{C}$  ( $1230\dots1210^{\circ}\text{C}$ ); в інтервалі твердіння  $1209\dots1155^{\circ}\text{C}$  - виділяється 10% твердої фази і прихованої теплоти кристалізації; в температурному інтервалі евтектичної кристалізації  $T_S = 1125^{\circ}\text{C}$  ( $1154\dots1125^{\circ}\text{C}$ ) - виділяється 70% прихованої теплоти кристалізації. Обумовлено таке припущення тим, що при твердіння чавунних виливків "температурна зупинка" солідус максимальна.

Для виливків зі сталі навпаки приймали, що більша частина прихованої теплоти кристалізації виділяється при температурі ліквідус, що зумовило зміну цих співвідношень для кожного конкретного хімічного складу.

Термографічними дослідженнями [2] виявлене прискорене на 20...30% твердіння нижньої шийки прокатного валка у порівнянні з верхньою. У моделі НМетАУ масоперенесення, що викликане "дощем кристалів" у нижню шийку, враховували відповідним зменшенням значень теплоти фазового переходу частини об'єму металу, який знаходиться у нижній шийці ( $\chi_{ш}$ ). Крім того, введена поправка, що враховує виділення теплоти фазового переходу при евтектоїдному перетворенні ( $\chi^e$ ).

Рівняння (2.11) вирішується за наступних початкових умов:  $T_0 = T_{зал.}$ ,  $T_k = T_{ко}$ ,  $T_\phi = T_{\phi_0}$ ,  $T_\epsilon = T_c$ .

Умови на кордоні виливка з кокілем з урахуванням усадкового проміжку, що утворюється у результаті усадки металу, визначали:

$$-\lambda_k \frac{\partial T_m}{\partial r} = \lambda_k \frac{\partial T}{\partial r} \frac{1}{\chi_{sp} + \frac{\Delta}{\lambda_r}} (T_k - T_m) + \frac{\epsilon_m \epsilon_k}{\epsilon_m + \epsilon_k - \epsilon_m \epsilon_k} G_0 [T_k^4 - T_m^4] \quad (2.13)$$

Зміна проміжку залежно від товщини затверділого шару металу у кокілі визначали за даними М.П. Котешова. Умови на межі кокілю з доквіллям приймали наступні:

$$-\lambda_{\kappa} \frac{\partial T}{\partial r} = a_{\kappa} (T_c - T_{\kappa}) + \varepsilon_{\kappa} G_0 [T_c^4 - T_{\kappa}^4] . \quad (2.14)$$

Умова на межі металу надливу з довкіллям:

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial z} = a_m (T_c - T_m) + \varepsilon_m G_0 (T_c^4 - T_m^4) + Q_{(r,z,T)}, \quad (2.15)$$

$$\text{при } Z = H; \quad 0 \leq r \leq R_{II}$$

Теплообмін на зовнішніх межах іншої частини форми з довкіллям розраховували за законом Ньютона при відповідних значеннях  $\alpha_{\phi}$  і  $\alpha_{\kappa}$ . На межі вилівка - піщана форма тепловий опір не враховували, оскільки допускали, що пориста суміш щільно стикається з поверхнею вилівка, а водень, що виділяється з вилівка і піщаної форми, підвищує теплопровідність газу у порах суміші до значення, близького до  $\lambda_{\phi}$ .

Теплоперенесення від рідкого розплаву до затверділого шару вилівка (конвекційне перемішування) врахований за допомогою ефективного коефіцієнта теплопровідності ( $\lambda_{\phi}$ ). Для визначення  $\lambda_{\phi}$  використано рівняння:

$$Nu = c Cr^n Pr^{0,4}, \quad (2.16)$$

$$\text{де при } Cr = 10^2 \dots 10^9 \quad c = 0,52, n = 0,33$$

Після перетворень для турбулентного режиму перемішування розплаву отримаємо:

$$\lambda_{\phi} = A_1 \sqrt[3]{\Delta t_n \Delta r}, \quad (2.17)$$

де  $\Delta t_n$  – перегрів металу вище температури ліквідус;

$\Delta r$  – визначальний розмір (шаг просторової сітки);

$A_1$  – коефіцієнт пропорційності, залежний від теплофізичних властивостей сплаву

Систему диференціальних рівнянь і граничних умов вирішували методом кінцевих різниць з використанням локально-одномірної схеми.

При розрахунку твердіння чавунних прокатних валків різних типорозмірів у комбінованих кокільних і піщаних ливарних формах початкові теплофізичні коефіцієнти приймали відповідно до наступних даних [2, 44, 110]:  $T_3 = 1320^{\circ}\text{C}$ ,  $T_L = 1230^{\circ}\text{C}$ ,  $T_S = 1125^{\circ}\text{C}$ ,  $\lambda_{ж} = 20 \text{ Вт/мК}$ ,  $\lambda_{ж-г} = 25 \text{ Вт/мК}$ ,  $\lambda_m = 28 \text{ Вт/мК}$ ,  $\lambda_k = 36 \text{ Вт/мК}$ ,  $C_{ж} = 837 \text{ Дж/кг К}$ ;  $C_m = 750 \text{ Дж/кгК}$ ,  $C_k = 500 \text{ Дж/кгК}$ ,  $C_{\phi} = 1080 \text{ Дж/кгК}$ ,  $\rho_{ж} = 7000 \text{ кг/м}^3$ ,  $\rho_{ж-г} = 7100 \text{ кг/м}^3$ ,  $\rho_m = 7200 \text{ кг/м}^3$ ,  $\rho_k = 7300 \text{ кг/м}^3$ ,  $S_{\phi} = 1650 \text{ кг/м}^3$ ,  $\lambda_{кр} = 0,2 \text{ Вт/мК}$ ,  $\chi_{кр} = 7 \cdot 10^{-4} \text{ м}$ ,  $\lambda_r = 5 \cdot 10^{-2} \text{ Вт/мК}$ ,  $\chi = 300 \text{ кДж/кг}$ ,  $\chi''/ш = 247 \text{ кДж/кг}$ , у т.ч.  $0,2 \lambda$  при  $T_L \dots T_L - 19^{\circ}$ ;  $0,1 \chi$  при  $247 \text{ кДж/кг}$ ;  $T_L - 20 \dots T_L - 84^{\circ}$ ;  $0,7 \chi$  при  $T_S + 20 \dots T_S$ ;  $\chi^{\circ} = 140 \text{ кДж/кг}$  при  $760^{\circ} \dots 840^{\circ}\text{C}$ ;  $\lambda_{\phi} = 0,90 \text{ Вт/мК}$ ;  $T_{\phi} = 90^{\circ}\text{C}$ .

Порівняння розрахункових і експериментальних даних показують задовільний збіг результатів [44]. Відхилення значень температур в осьовій зоні вилівка обумовлене тим, що при моделюванні не враховані гідродинамічні умови заливки, перемішування розплаву у сифоновій ливниковій системі з тангенціальним живильником, і формі, а також зменшення при цьому теплоти перегрівання. За даними [2, 44] відносна погрішність розрахункових даних у порівнянні з експериментальними вимірами складає для бочки валка діаметром 450 мм у момент закінчення її твердіння на 80 хвилині – 1,4%, для нижньої шийки діаметром 330 мм на 130 хвилині – 1,3% і для верхньої шийки діаметром 330 мм на 180 хвилині – 0,9%. Розроблена модель була адаптована згідно з експериментальними даними температурних вимірів по моменту закінчення температурної зупинки солідус у центрі циліндричного вилівка [145].

Таким чином, у роботі використовували еталонну модель твердіння валку [2, 44], у якій змінювали геометричні розміри валка, ливарної форми, теплофізичні коефіцієнти, термочасові режими моделювання процесу підведення тепла до дзеркала металу надливу (рис. 2.8) для встановлення ефекти-

вності розроблених технологічних процесів спрямованого твердіння виливків.

KN=5;		
28E0 25E0 20E0 36E0 0.90 0 0 0	- LAMBDA	
750 750 837 500 1080 0 0 0	- CC	
7200 7100 7000 7300 1650 0 0 0	- RO	
LG=5E-2, LAK=2E-1, XK= 7E-4 ;		
TL=1220, TS=1125, T6=760, T7=840, T33=1320, TO=90 ;		
XA1=247E3, XA2=300E3, XA7=140E3;		
KE1=0.70, KE2=0.10, KE3=0.20;	KE1+KE2+KE3=1 !	
TE1=20, TE2=65, TE3=20 ;	TE1+TE2+TE3=TL-TS !	
Q = 00E3, TAUN=180 ;	Q - [ВАТТ] TAUN - [МИН]	
R=4050E-4, ZO=3050E-3, DT=5 ;		
333333335555555444	41	
33333333555555544	40	ОБОЗНАЧЕНИЯ
33333333555555544	39	
33333333555555544	38	1 (+) - ЗАТВЕРДЕВШИЙ МЕТАЛЛ
33333333555555544	37	2 (\$) - ДВУХФАЗНАЯ ЗОНА
33333333555555544	36	3 (.) - ЖИДКИЙ МЕТАЛЛ
33333333555555544	35	4 (/) - КОКИЛЬ
33333333555555544	34	5 (*) - ФОРМОВОЧНАЯ СМЕСЬ
33333333555555544	33	6 (-) -
33333333555555544	32	7 (: ) -
333333335555555444	31	8 (" ) -
3333333355544444444444	30	9 - ПУСТЫЕ ОБЪЕМЫ ВНУТРИ
3333333355544444444444	29	ФОРМЫ
3333333355544444444444	28	0 - ПУСТАЯ ОБЛАСТЬ
3333333355544444444444	27	
3333333355544444444444	26	
3333333333554444444444	25	
3333333333334444444444	24	
3333333333334444444444	23	
3333333333334444444444	22	
3333333333334444444444	21	
3333333333334444444444	20	
3333333333334444444444	19	
3333333333334444444444	18	
3333333333334444444444	17	
3333333333334444444444	16	
3333333333334444444444	15	
3333333333334444444444	14	
33333333335555555444	13	
3333333355555555544	12	
3333333355555555544	11	
3333333355555555544	10	
3333333355555555544	9	
3333333355555555544	8	
3333333355555555544	7	
3333333355555555544	6	
3333333355555555544	5	
3333333355555555544	4	
555555555555555544	3	
555555555555555544	2	
555555555555555544	1	

Рисунок 2.8 – Вихідні дані і сіткова область для розрахунку затвердіння і охолодження циліндричних виливків в комбінованих кокільно-піщаних ливарних формах [2,44]

## Висновки до другого розділу

1. Наведено особливості конструкцій стаціонарного і мобільного пристроїв для комбінованого електродугового-електрошлакового обігріву надливів. При біфілярній схемі обігріву масивних валків фіксується різне виділення тепла у електродів. Тому з боку "холодного" електроду виникають настилі металу у надливі, які утруднюють механічну обробку валків. Запропоновано на стаціонарному пристрої ЕШО вводити у надлив один електрод діаметром 150 мм, а інший – у литникову систему після закінчення заливання розплаву. Підведення електричного струму через другу фазу виконували за допомогою сталевого прокату  $\varnothing 30$  мм і довжиною  $\approx 1,5$  м, на верхньому Г-образному кінці якого закріплювали кабель.

2. Реєстрацію зміни рівня розплаву у надливі, а потім об'ємної усадки в процесі затвердіння вилівка, фіксували по переміщенню електродоутримувача установки електрошлакового обігріву. На мобільній установці ЕШО результати виміру кінетики переміщення у часі записували з точністю  $\pm 0,25$  мм, на стаціонарній – з точністю  $\pm 0,5$  мм.

3. Температуру розплавів та термічний аналіз твердіння масивних вилівок проводили хромель-алюмельовими або вольфрам-ренієвими термопарами. Побудову температурного поля, кінетичної діаграми тверднення, ізо-терм та ізохрон здійснювали стандартними графічними методами, які наведені у розділі.

4. Температури ліквідус, солідус і фазових перетворень окремих флюсів визначали методом високотемпературного диференціального термічного аналізу. Чутливість методу по координаті X складала  $6$   $^{\circ}\text{C}/\text{мм}$ , по координаті  $Y(\Delta t)$  –  $0,5$   $^{\circ}\text{C}/\text{мм}$ . Точність виміру температури еталонними вольфрам-ренієвими термопарами  $\pm 5$   $^{\circ}\text{C}$ .

5. Експериментальні результати термографічних досліджень оцифрували за критерієм Б.Б. Гуляєва, який заснован на використанні критерію Фур'є, в якому  $a\tau/R^2$  замінено критерієм  $\tau/R^2$ . Температуропровідність  $a$  вве-

дена у кінцеве значення чисельного результату вимірювання у зв'язку із застосуванням ливарної форм з постійним значенням коефіцієнту температуропровідності (чавунного кокілю або піщаної форми), а на осі ординат відкладений відносний розмір  $x/R$ . Тому для розрахунку часу твердіння використовували формулу  $\tau = Fo \frac{c\rho}{\lambda} R^2 = AR^2$ , де  $A$  – коефіцієнт, що узагальнює теплофізичні властивості сплаву, які безперервно змінюються на протязі затвердіння шару металу  $x/R$  від 0 до 1. Це принципово відрізняється від рівняння квадратного кореню, у якому коефіцієнт твердіння постійний.

6. Співвідношення часу твердіння напівнескінчених виливків форми "плита", "циліндр" "куля" приймали як 1:0,25:0,11 згідно закону Н.І. Хворінова.

7. Моделювання процесів тверднення виливків виконували за допомогою математичної моделі, яка була раніше розроблена на кафедрі ливарного виробництва НМетАУ та адаптована згідно з експериментальними даними температурних вимірів по моменту закінчення температурної зупинки солідус у центрі циліндричного виливка, який охолоджується у кокільно-піщаній формі.

8. Сірчані відбитки з темплетів та дисків дослідних виливків виконували за методом Баумана. Густина металу досліджували методом гідростатичного зважування зразків у чотирьоххлористому вуглеці і на повітрі, мікроструктуру чавунів – на оптичних мікроскопах і кількісним аналізом складових мікроструктури; хімічний аналіз – на спектрометрі GDS500A LECO і експрес-аналізаторі "EXPERT 3L".

9. Розподіл усадкових дефектів у валках і глибини їх залягання встановлювали за допомогою системи інтегрованого контролю фірми "Datames", яка закріплена на супорті вальцетокарного верстату і забезпечує автоматичну подачу вимірювальної головки з вбудованими датчиками до валку, що обертається. Реєстрація результатів вимірів і їх обробка проводиться на ПК інженерами-дефектоскопістами ДЗПВ.



### РОЗДІЛ 3 ТЕРМОЧАСОВІ РЕЖИМИ КОМБІНОВАНОГО ЕЛЕКТРОДУГОВОГО-ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ОБІГРІВУ НАДЛИВІВ І УМОВИ СПРЯМОВАНОГО ТВЕРДІННЯ ЧАВУННИХ ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ

#### 3.1 Дослідження кінетики живлення усадки чавунних валків з надливу

##### 3.1.1 Особливості об'ємної усадки валків масою 3,6 т різних типорозмірів

Досліджували об'ємну усадку прокатних валків, що мають практично однакову масу  $\approx 3,6$  т (рис. 3.1 а, б), але різне співвідношення діаметрів і висоти бочки, шийок та надливів (табл. 3.1).

Таблиця 3.1 – Основні розміри валків, у яких вимірювали кінетику усадки

Номер валка	Бочка, мм		Нижня шийка, мм		Верхня шийка та надлив, мм	
	Діаметр	Висота	Діаметр	Висота	Діаметр	Висота
№1	675	870	320-360	650	362	1050
№2	514	1680	310-358	585	342	960
№1/№2	1,31	0,52	1,03-1,01	1,11	1,06	1,09

Розміри валків відрізняються, в основному, за бочками: діаметр валка №1 на 31% більший, ніж у №2, а висота менша у 0,52 рази. Вважали, що для масивних виливків діаметри і висота нижніх і верхніх шийок та надливів практично однакові. Експериментальні валки виготовляли згідно технологічних інструкцій вальцеливарного цеху ДЗПВ [90, 122]: формовка шийок, надливів, бочки, опок литникових труб, сушка та нанесення ливарної фарби виконували за ВТИ-00187375-Л-110-2011; шихтовка, плавлення чавуну у печі ІЧТ-6, випуск розплаву у 10 тонний ківш, модифікування магнієм за ВТИ-00187375-Л-180-2014.

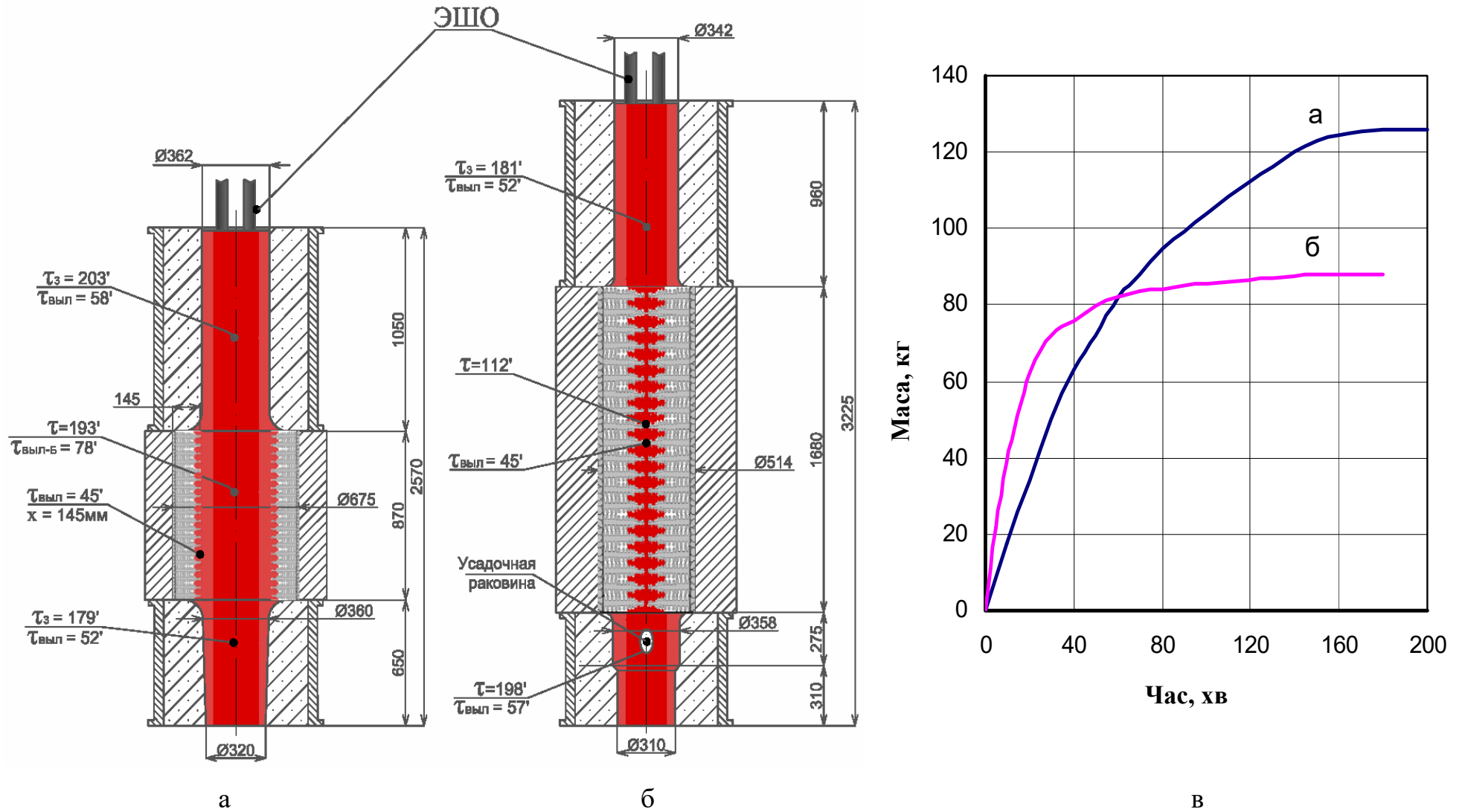


Рисунок 3.1 – Кінетика переміщення розплаву з надливу (в) для компенсації усадки прокатних валків різних типорозмірів (а, б) масою 3600 кг

Хімічний склад валків складав, мас. %:

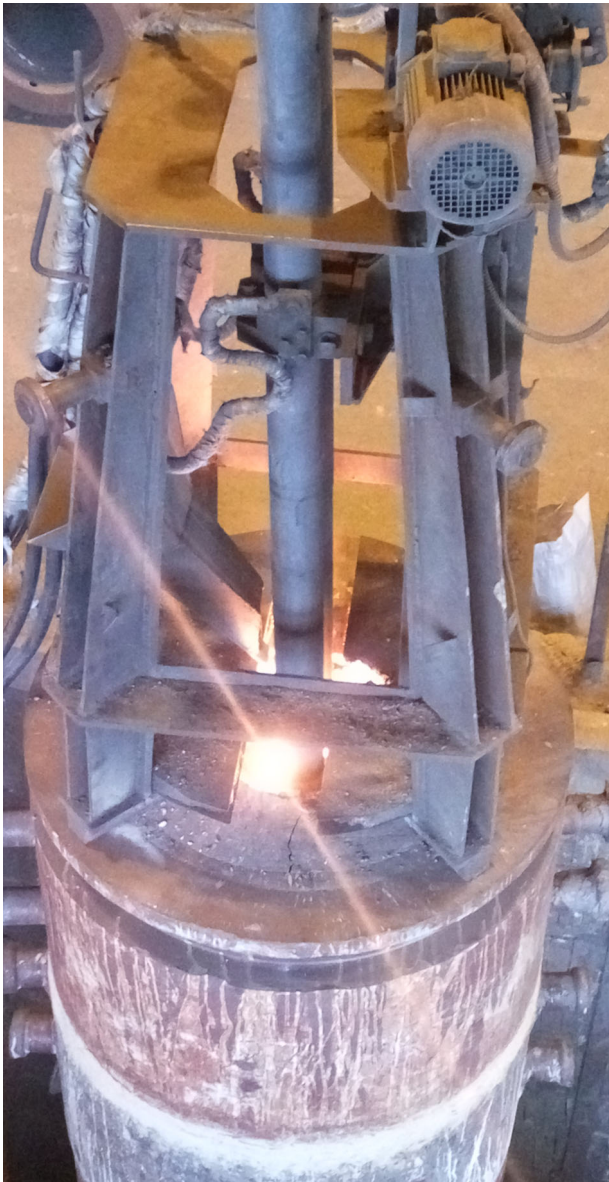
- №1 на рис. 3.1а – С-2,99; Si-1,00; Mn-0,22; P-0,120; S-0,017; Cr-0,20; Ni-2,50; Mo-0,35; Mg-0,040;
- №2 на рис. 3.1б – С-2,96; Si-1,16; Mn-0,21; P-0,160; S-0,020; Cr-0,22; Ni-0,69; Mg-0,040.

Процес електродугового-електрошлакового обігріву (рис. 3.2а) починали через  $\approx 2$  хв після закінчення заливання чавуну з температурою  $1320^{\circ}\text{C}$ . Масу металу, який перемістився з надливу для компенсації усадки вилівка, визначали перемноженням величини переміщення електродоутримувача з точністю  $\pm 0,25$  мм на площу надливу і щільність рідкого чавуну  $\approx 6900\text{кг/м}^3$ . Такий підхід полягав у припущенні, що дзеркало металу у надливці пласке і без настилів затверділого шару металу на її стінках. Підтвердженням цього є торець надливу валка на рис. 3.2б.

У проведеному експерименті оцінювали тривалість живлення усадки з надливу. Так, для першого валка, який має діаметр у 1,31 раз більший, ніж у другого, а висота меншу у 0,52 рази, за перші 80 хв обігріву витрата металу з надливу склала 95 кг або 76% від всього об'єму металу, що забезпечив живлення усадки валка (див. криву а на рис. 3.1в). При подальшому електрошлаковому обігріві валка №1 з 80 хв до 200 хв, з надливу у вилівок перемістилося 29,5 кг розплаву або 24% від всього об'єму металу.

На 160 хв витрата металу з надливу досягає 124,5 кг і надалі припиняється. Невелике переміщення електродоутримувача донизу в інтервалі 160–200 хв обумовлено чадом компонентів шлакової ванни, температура якої складала  $1550 \dots 1530^{\circ}\text{C}$ .

Для валка тієї ж маси 3,6 т, але з більшою загальною висотою, кінетика усадки значно відрізняється (див. криву б на рис. 3.1в). За 45 хв обігріву з надливу у вилівок №2 перемістилося 78 кг розплаву або 89% від всього об'єму металу. На 120–130 хв витрата металу з надливу досягає 88 кг і надалі припиняється [124].



а



б

Рисунок 3.2 – Загальний вигляд мобільної установки для електрошлакового обігріву надливу валків з високоміцного чавуну (а) і плаский торець надливу валка масою 3,6 т після обігріву (б)

Таким чином, об'ємна усадка валка №1 (див. рис. 3.1а) складає 3,5%, а валка №2 такої ж маси (див. рис. 3.3б) значно менше – 2,4%. Підвищений вміст нікелю у першому валку в порівнянні з другим не може призвести до підвищення об'ємної усадки, оскільки нікель є графітізуючим, а не вибілюючим елементом.

Для встановлення причин виникнення такої розбіжності для прокатних валків однакової маси необхідно оцінити особливості процесу твердіння шийок, бочки і надливу, що розглянуто у наступному підрозділі.

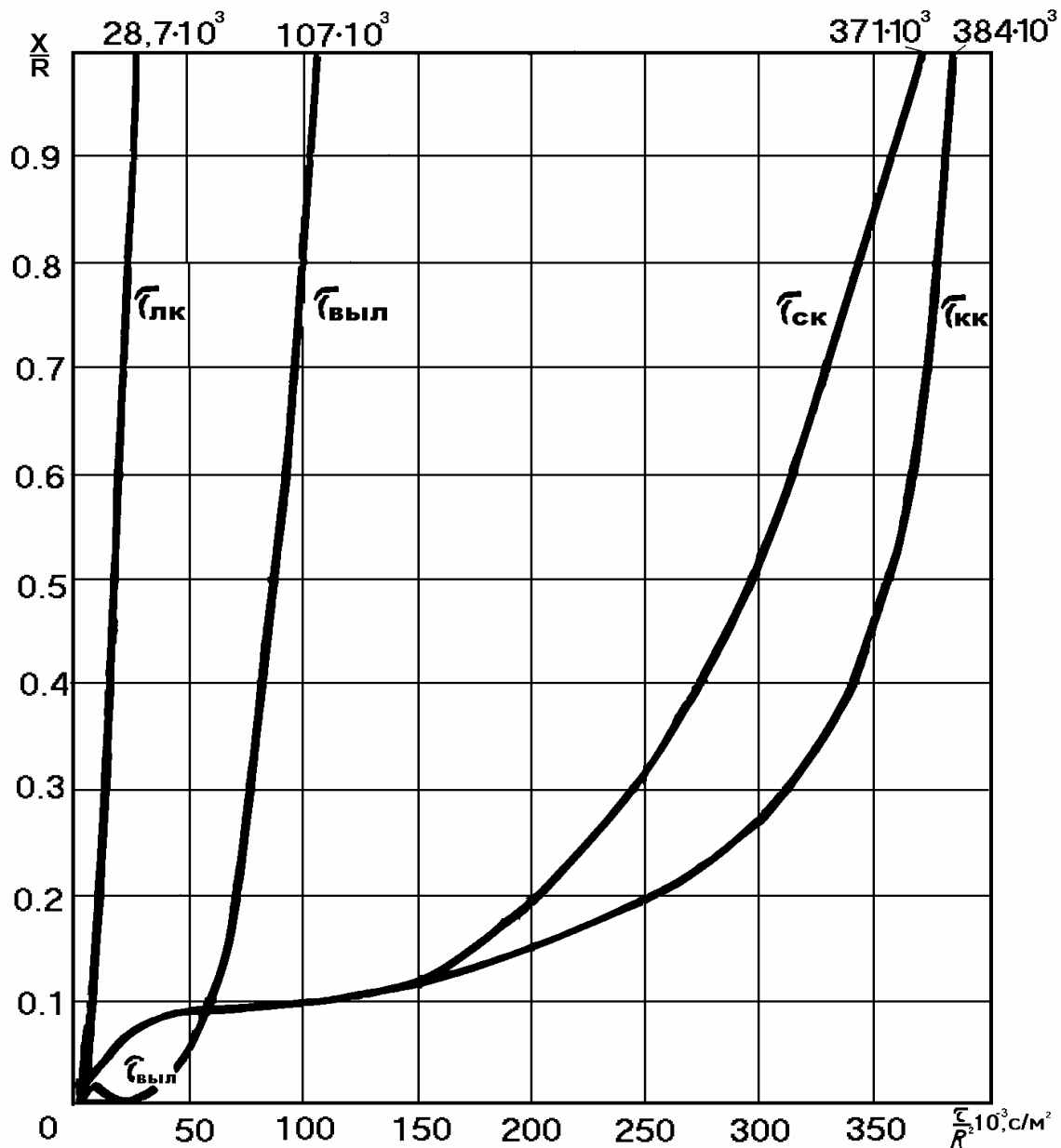
### 3.1.2 Встановлення впливу комбінованої кокільно-піщаної ливарної форми на кінетику об'ємної усадки

Для розрахунку процесу твердіння експериментальних виливків застосували графоаналітичну методику, засновану на використанні критерію Фур'є ( $Fo = a\tau/R^2$ ), у якому значення температуропровідності ( $a$ ) для однакових матеріалів ливарних форм введена в масштаб відповідних діаграм ( $Fo/a$ ) і замінена критерієм Б.Б. Гуляєва ( $\tau/R^2$ ). Таким чином, час твердіння визначали за формулою 2.7 ( $\tau = AR^2$ , де  $R$  – радіус виливка, м;  $A$  – коефіцієнт, який узагальнює теплофізичні властивості сплаву  $Fo \cdot c \cdot \rho / \lambda$ ,  $c/m^2$ , які безперервно змінюються при затвердінні шару металу  $x/R$  від 0 до 1 (див. розділ 2.3).

Це принципово відрізняється від рівняння квадратного кореню, у якому коефіцієнт твердіння постійний. Тому результати експериментальних термографічних досліджень представлені у вигляді: по вісі абсцис відкладається значення критерію Б.Б. Гуляєва –  $\tau/R^2$ , а по вісі ординат – відносна товщина затверділого шару металу  $x/R$ .

Розрахунок часу твердіння нижньої і верхньої шийок валків (див. рис. 3.1) виконували за допомогою кінетичних кривих твердіння циліндричних чавунних виливків, що мають кулясту форму графіту (рис. 3.3), і охолоджуються у піщано-глинястій формі [115,116,145].

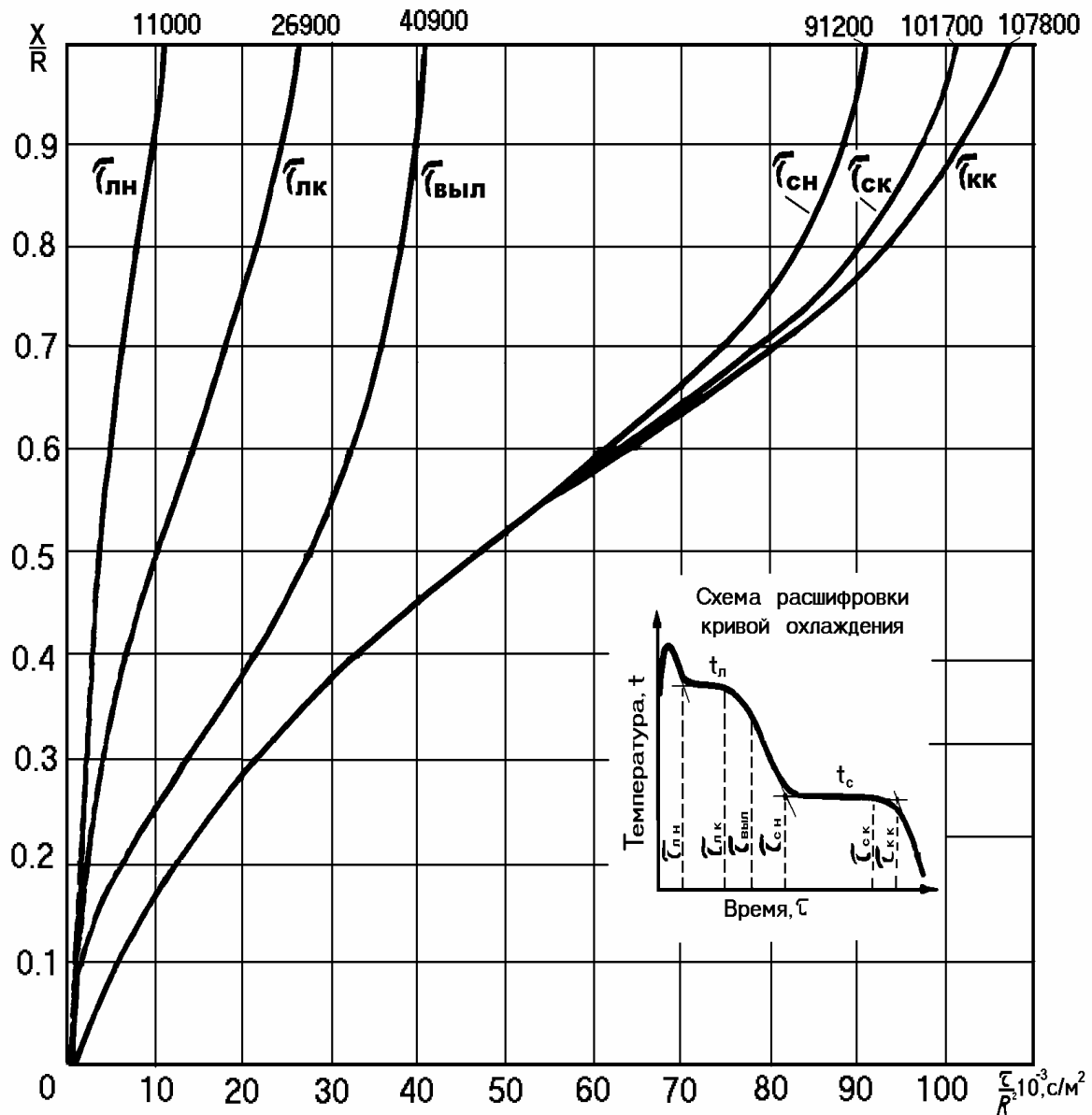
Час твердіння бочки прокатних валків, які охолоджуються у кокілі з сірого чавуну, встановлювали також за графоаналітичною методикою Б.Б. Гуляєва по результатам експериментальних термографічних досліджень (рис. 3.4) [115,116,145].



$\tau_{лик}$  – закінчення температурної «зупинки» ліквідус;  $\tau_{вил}$  – межа виливання;  $\tau_{ск}$  – закінчення температурної «зупинки» солідус; кк – закінчення твердіння (100% твердої фази)

Рисунок 3.3 – Кінетика твердіння циліндричних чавунних виливків з кулястою формою графіту, охолодження яких проходило у ПГФ [145]

Наведені кінетичні криві в координатах  $\tau/R^2$  і  $X/R$  використовували для оцінки тривалості твердіння робочого шару чавуну у бочки і осьовій зоні вилівка, що відповідає відносній товщині  $X/R = 1$ .



$\tau_{\text{ЛН}}$  і  $\tau_{\text{ЛК}}$  – початок і закінчення температурної «зупинки» ліквідус;  
 $\tau_{\text{Вил}}$  – межа виливання;  $\tau_{\text{СН}}$  і  $\tau_{\text{СК}}$  – початок і закінчення температурної «зупинки» солідус;  $\tau_{\text{КК}}$  – закінчення кристалізації при оцінці по дотичних прямих, приведених на схемі розшифровки кривих охолодження

Рисунок 3.4 – Кінетика твердіння циліндричних чавунних виливків з кулястою формою графіту, охолодження яких проходило у кокілі з сірого чавуну [145]

Виходячи з цих даних, для розрахунку часу досягнення межі виливання (індекс в) осьової зони бочки (індекс б) валка [227], яка охолоджується у

кокілі, використовували формулу 3.1, а загальну тривалість твердіння 100% твердої фази (індекс з) – по формулі 3.2:

$$\tau_{Б-В} = A_{Б-В} \cdot R^2_{Б} , \quad (3.1)$$

$$\tau_{Б-З} = A_{Б-З} \cdot R^2_{Б} , \quad (3.2)$$

де  $\tau$  – час твердіння, с;

$R$  – радіус виливка, м;

$A_{Б-В} = 40900 \text{ с/м}^2$  – коефіцієнт, що узагальнює теплофізичні властивості сплаву в момент досягнення межі виливання осьової зони циліндричного виливку  $x/R=1$ ;

$A_{Б-З} = 101700 \text{ с/м}^2$  – коефіцієнт, що узагальнює теплофізичні властивості сплаву у момент закінчення температурної зупинки солідус в осьовій зоні циліндричного виливка  $x/R=1$

У подальшому у розрахункових формулах коефіцієнт  $A$  буде наведено тільки у числовому вигляді. Для встановлення часу досягнення межі виливання до осьової зони шийки валка, яка охолоджується у ПГФ, використовували формулу 3.3, а розрахунок загальної тривалості твердіння – по формулі 3.4:

$$\tau_{Ш-В} = 107000 \cdot R^2_{ПГ} , \quad (3.3)$$

$$\tau_{Ш-З} = 371000 \cdot R^2_{ПГ} \quad (3.4)$$

Наприклад, у центрі бочки валка №1  $\varnothing 675$  мм (див. рис. 3.1а) перехід сплаву з рідко-твердого у твердо-рідкий стан відбувається на 78 хв:

$$\tau_{Б-В} = 40900 \text{ с/м}^2 \cdot (0,3375 \text{ м})^2 = 4659 \text{ с} \approx 78 \text{ хв}$$

Цьому моменту відповідає переміщення з надливу 3/4 об'єму металу, який забезпечив компенсацію усадки виливку. Отриманий результат обумов-



лений прискореним твердінням бочки валка в чавунному кокілі і формуванням вибіленої структури робочого шару, щільність металу якого складає згідно [2]  $\approx 7660 \text{ кг/м}^3$ . Ця щільність більша ніж у вуглецевої сталі  $\approx 7500 \text{ кг/м}^3$ . Тому надливи у сталевих виливків менші, ніж у чавунних валків.

Для верхньої шийки валка №1  $\varnothing 362 \text{ мм}$  (див. рис. 3.1а) час переходу сплаву з рідко-твердого в твердо-рідкий стан дорівнює 58 хв:

$$\tau_{\text{Ш-В}} = 107 \cdot 10^3 \cdot R^2 = 107 \cdot 10^3 \text{ с/м}^2 \cdot (0,181\text{м})^2 = 3505\text{с} \approx 58 \text{ хв.}$$

Таким чином, загальна об'ємна усадка прокатних валків масою 3,6 т (див. рис. 3.1в) для валка №1 складає 3,5% (124,5 кг), а №2 – 2,4% (88,0 кг). При цьому маса металу в бочці валка №2 трохи більше ( $m_2=1,1 \cdot m_1$ ), що повинне сприяти його більшій об'ємній усадці при твердінні.

Таку істотну відмінність значень об'ємної усадки при однаковій масі неможливо пояснити лише підвищеним вмістом нікелю і молібдену у першому валку – графітизуючого і карбідоутворювального елементів. Тому різна кінетика переміщення розплаву з надливу і неоднаковий час припинення усадки обумовлені особливостями процесу твердіння прокатних валків [126]. Так, для валка №2 (див. рис. 3.1б) час досягнення межі виливання осьової зони бочки  $\varnothing 514 \text{ мм}$  дорівнює 45 хв:

$$\tau_{\text{ВИЛ}} = 40900 \cdot R^2 = 40900 \text{ с/м}^2 \cdot (0,257\text{м})^2 = 2701\text{с} \approx 45 \text{ хв.} \quad (3.5)$$

Цьому часу відповідає переміщення 77,8 кг розплаву з надливу або 89% всього об'єму металу, який перемістився для компенсації усадки валка №2 (див. криву б на рис. 3.1 в), що значно більше у порівнянні з валком №1 за той же проміжок часу. Більш інтенсивне переміщення розплаву для компенсації усадки валка №2 обумовлене тим, що об'єм затверділого металу в бочці більший, у порівнянні з №1. Це підтверджує приведений нижче розрахунок:

1. За період часу від початку твердіння до 45 хв (2700 с) в бочці валка №1 критерій  $\tau/R^2$ , відповідний переміщенню межі виливання, складе  $23704\text{с}/\text{м}^2$ :

$$\tau/R^2 = 2700 \text{ с} / (0,3375\text{м})^2 = 23704 \text{ с}/\text{м}^2.$$

2. На рис. 3.4 для  $\tau_{\text{вил}}$  цей результат відповідає значенню  $X/R=0,43$  або товщині затверділого шару металу на кокілі 145 мм:

$$X = 0,43 \cdot 0,3375 = 0,145\text{м} = 145 \text{ мм}.$$

3. Тоді об'єм кільця металу завтовшки 0,145 м, який затвердів в бочці, і заввишки 0,870 м для валка №1 (див. рис. 3.1а) складе  $0,2099\text{м}^3$ .

4. У валку №2 (див. рис. 3.1б) за 45 хв твердіння об'єм металу в бочці заввишки 1,680 м становить  $0,3484 \text{ м}^3$ , що в 1,66 разу більше в порівнянні з валком №1.

Таким чином, підвищена витрата металу з надливу у початкові 45 хв електродугового-електрошлакового обігріву обумовлена більшим в 1,66 раз об'ємом (масою) металу, що твердіє в бочці валка №2 в порівнянні з валком №1 (див. рис. 3.1).

Проте, потім живлення усадки валка №2 зменшується, в порівнянні з валком №1. Причиною цього є порушення живлення усадки нижньої шийки з надливу. Так, розрахунки показали, що загальна тривалість твердіння бочки  $\text{Ø}514$  мм у валка №2 складає (див. формулу 3.2):

$$\tau_{\text{Б-З}} = 101700 \cdot R_{\text{Б}}^2 = 101700 \text{ с}/\text{м}^2 \cdot (0,257\text{м})^2 = 6717 \text{ с} \approx 112 \text{ хв}.$$

Нижня шийка  $\text{Ø}358$  мм затвердіє (див. формулу 3.4) через 198 хв:

$$\tau_{\text{НШ-З}} = 371000 \cdot R^2 = 371000 \text{ с}/\text{м}^2 \cdot (0,179\text{м})^2 = 11887\text{с} \approx 198 \text{ хв}.$$

Таким чином, відсутність живлення усадки з надливу на протязі 86 хв призведе до утворення усадкових дефектів в нижній шийці валка №2, так що для компенсації усадки в процесі твердіння валка необхідно менше маси металу у надливі у порівнянні з валком №1.

Для валка №1 тривалість твердіння бочки Ø675 мм дорівнює 193 хв (див. формулу 3.2):

$$\tau_{Б-3} = 101700 \cdot R^2 = 101700 \text{ с/м}^2 \cdot (0,3375\text{м})^2 = 11584\text{с} \approx 193 \text{ хв.} \quad (3.6)$$

Тривалість твердіння нижньої шийки Ø320...360 мм складає для середнього значення Ø340 мм 179 хв (див. формулу 3.4):

$$\tau_{Ш-3} = 371000 \cdot R^2 = 371000 \text{ с/м}^2 \cdot (0,170\text{м})^2 = 10722\text{с} \approx 179 \text{ хв.} \quad (3.7)$$

Таким чином, у нижній шийці валка №1 утворюється мінімальний обсяг усадкових дефектів, оскільки тривалість твердіння бочки і нижньої шийки практично однакова.

Отже, не дивлячись на однакову масу валків, у валку №2 живлення усадки закінчується значно раніше із-за прискореного твердіння бочки, яка порушує переміщення металу з надливу у нижню шийку. Тому у нижній шийці валка №2 (див. рис. 3.1б) неминуче утворення усадкових дефектів, які послабляють міцність валка і можуть призвести до його поломки у період експлуатації на прокатному стані.

За результатами аналізу твердіння валків у комбінованих кокільно-піщаних формах встановлено, що максимальна усадка розплаву з надливу для живлення валка відповідає тривалості переміщення межі виливання від поверхні кокілю до осьової зони бочки. Так, у валку №1 за 78 хв (див. рис. 3.1а для  $\tau_{ВИЛ}$  бочки) з надливу перейшло у виливок 77,5% рідкого чавуну, а у валку №2 (див. рис. 3.3б для  $\tau_{ВИЛ} = 45$  хв) – 89%.

Проте залишається нез'ясованим вплив процесу кристалізації чавуну у нижній і верхній шийках на усадку в цей проміжок часу. Тому нижче приведено розрахунок товщини затверділого шару металу (100% твердої фази) у шийках валків №1 за 78 хв (4680 с) і №2 – за 45 хв (2700 с).

I. Валок №1 (нижня шийка з середнім радіусом  $\approx 170$  мм).

1) Знаходимо значення критерію Б.Б. Гуляєва:

$$\tau/R^2 = 4680 \text{ с} / (0,170 \text{ м})^2 = 161938 \text{ с/м}^2.$$

2) По графіку на рис. 3.3 на осі абсцис відкладаємо значення  $161938 \text{ с/м}^2$  і проводимо перпендикуляр до пересічення з кривою  $\tau_{СК}$ , а потім на осі ординат знаходимо відносну товщину металу, який затвердів:

$$X/R = 0,132.$$

3) Тоді у валка №1 товщина затверділого шару металу в нижній шийці радіусом 170 мм через 78 хв складе:

$$X = 170 \text{ мм} \cdot 0,132 = 22,4 \text{ мм}$$

II. Валок №1 (верхня шийка з радіусом 181 мм).

1) Значення критерію Б.Б. Гуляєва становить:

$$\tau/R^2 = 4680 \text{ с} / (0,181 \text{ м})^2 = 1442853 \text{ с/м}^2.$$

2) По графіку на рис. 3.3 на осі абсцис відкладаємо  $1442853 \text{ с/м}^2$  і проводимо перпендикуляр до перетину з кривою  $\tau_{СК}$ , а потім на осі ординат знаходимо відносну товщину металу, який затвердів:

$$X/R = 0,114.$$

3) Тоді у валку №1 товщина затверділого шару металу у верхній шийці радіусом 181 мм через 78 хв складе 20,7 мм:

$$X = 181 \text{ мм} \cdot 0,114 = 20,7 \text{ мм}$$

III. Валок №2 (нижня шийка з радіусом  $\approx 179$  мм).

1) Знаходимо значення критерію Б.Б. Гуляєва:

$$\tau/R^2 = 2700 \text{ с} / (0,179 \text{ м})^2 = 84267 \text{ с/м}^2.$$

2) По графіку на рис. 3.4 на осі абсцис відкладаємо значення  $84267 \text{ с/м}^2$  і проводимо перпендикуляр до пересічення з кривою  $\tau_{СК}$ , а потім на осі ординат знаходимо відносну товщину металу, який затвердів у нижній шийки валку №2:  $X/R = 0,095$ .

3) Тоді у валку №2 товщина затверділого шару металу в нижній шийці радіусом 179 мм через 45 хв складе 17,0 мм:

$$X = 179 \text{ мм} \cdot 0,095 = 17,0 \text{ мм}$$

IV. Валок №2 (верхня шийка з радіусом 171 мм).

1) Знаходимо значення критерію Б.Б. Гуляєва:

$$\tau/R^2 = 2700 \text{ с} / (0,171 \text{ м})^2 = 92336 \text{ с/м}^2.$$

2) По графіку на рис. 3.3 на осі абсцис відкладаємо  $92336 \text{ с/м}^2$  і проводимо перпендикуляр до пересічення з кривою  $\tau_{СК}$ , а потім на осі ординат знаходимо величину відносну товщину металу, який затвердів:

$$X/R = 0,097.$$

3) Тоді у валку №2 товщина затверділого шару металу у нижній шийці радіусом 171 мм через 45 хв складе:

$$X = 171 \text{ мм} \cdot 0,0966 = 16,5 \text{ мм}$$

Таким чином, за 78 хв, що відповідає часу проникнення межі виливання до осьової зони бочки, в нижній шийці валка №1 товщина затверділого шару металу (100% твердої фази) склала лише 22,4 мм, а у верхній - 20,7 мм. У валку №2 (див. рис. 3.1б), на етапі переміщення межі виливання до осьової зони через 45 хв, в нижній шийці затвердіє шар металу завтовшки 17,0 мм, у верхній – лише 16,5 мм. Тому незначна товщина затверділого шару металу у шийках практично не впливає на кінетику усадки.

Крім того, менша швидкість охолодження шийок у піщано-глинистій формі сприяє зменшенню кількості цементиту у порівнянні з бочкою. Тому щільність чавуну у шийках складає 7,3-7,4 г/см<sup>3</sup>, а робочого шару в бочці 7,60-7,65 г/см<sup>3</sup> [2]. Це обумовлює переміщення з надливу більшого об'єму розплаву при твердінні металу саме у бочки.

Таким чином, встановлено різке зменшення об'ємної усадки після досягнення межі виливання осьової зони бочки. Тому доцільно зменшити силу струму і напруги на останньому етапі електрошлакового обігріву надливу, що дозволить скоротити витрати не тільки електроенергії, а також різницю температур між надливом і нижньою шийкою, термічні напруги та можливість утворення тріщин.

### **3.1.3 Кінетика живлення усадки чавунних валків масою 8,86 т, 14,12 т, 17,22 т з високоміцного чавуну**

На АТ "Дніпропетровський завод прокатних валків" було проведено дослідження кінетики живлення усадки чавунних валків масою 8,86 т виконання СШХНМ-51; 14,12 т виконання СШХН-41 і 17,22 т виконання СШХНМ-55. Основні розміри литої заготовки прокатного валка масою 8,86 т

склали: бочка  $\text{Ø}744 \times 1710$  мм, нижня шийка  $\text{Ø}455 \times 1400$  мм, верхня шийка з надливом  $\text{Ø}454 \times 1210$  мм (рис. 3.5а).

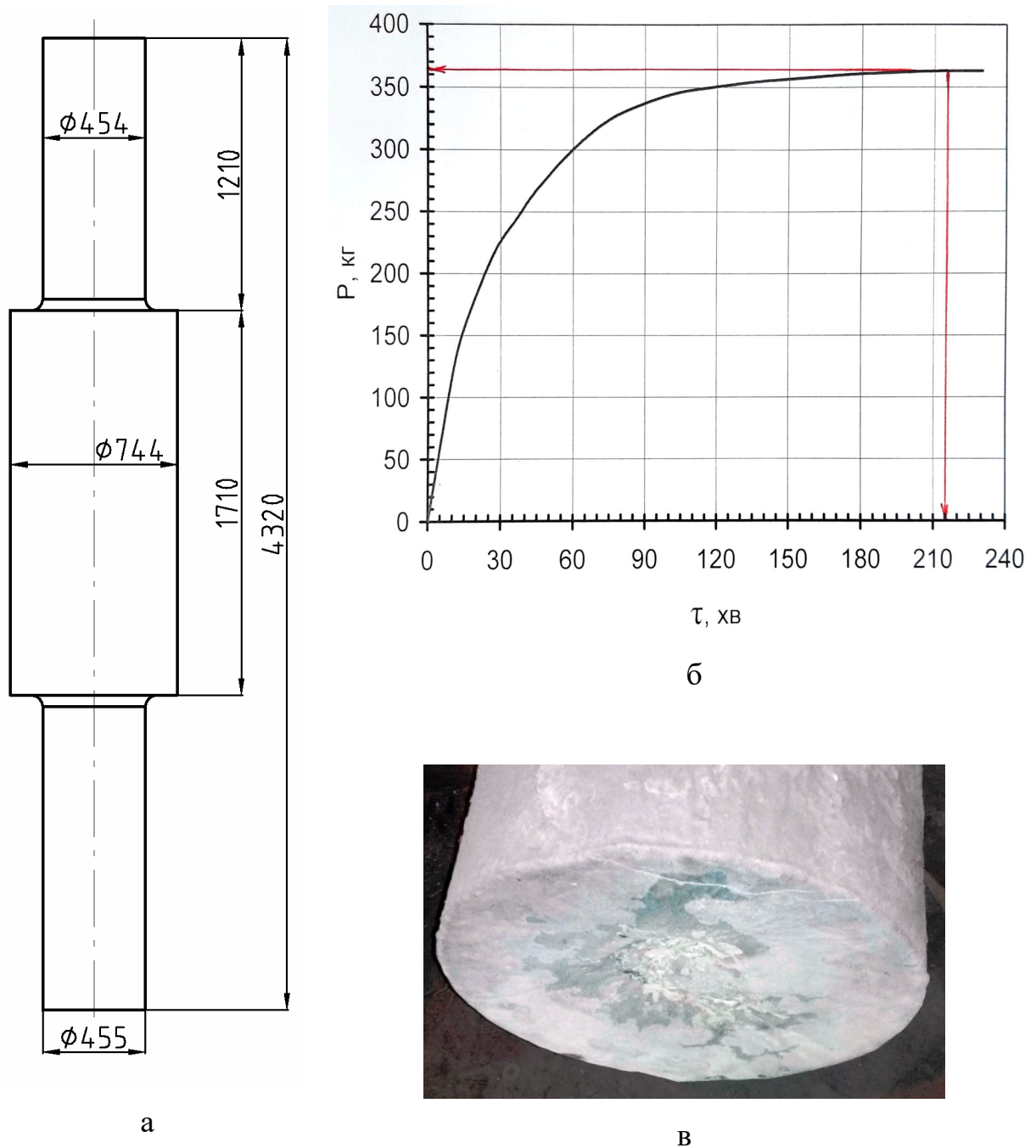


Рисунок 3.5 – Основні розміри литої заготовки прокатного валка масою 8,86 т (а) виконання СШХНМ-51, кінетика живлення усадки (б) з надливу  $\text{Ø}454$  мм і торець надливу (в) після ЕШО

Внутрішня поверхня кокілю була вкрита шаром теплоізоляції завтовшки 8...9 мм [90]. Плавлення металу виконували у 25-т індукційній печі за

технологічними інструкціями ДЗПВ, температура заливання складала  $1320^{\circ}\text{C}$ , хімічний склад чавуну, мас., %: C-3,00; Si-1,43; Mn-0,68; P-0,036; S-0,012; Cr-0,51; Ni-2,53; Mo-0,45; Cu-0,30; V-0,004; Mg-0,043. На вимогу замовника валки виконання СШХНМ-51 (креслення 1-168093-2) повинні мати твердість 49-55 HSD (336...381 HB) на робочому шарі глибиною 120-130 мм, спад твердості по глибині робочого шару не більше 7 HSD.

Після закінчення заливання дзеркало металу надливу засипали флюсом АН-1 і починали процес електродугового обігріву ( $I \approx 1400\text{...}1500\text{ А}$ ,  $U \approx 40\text{...}50\text{ В}$ ), який забезпечував живлення усадки, а також розплавлення флюсу і наведення шлакової ванни. Через 45 хв включали автоматичний режим обігріву, силу струму поступово зменшували до 750 ... 850 А, напругу до  $\approx 40\text{ В}$ .

Загальна маса розплаву, яка перейшла з надливу у валок, складала 363 кг, а об'ємна усадка  $\approx 4,1\%$ .

З метою встановлення впливу процесу затвердіння і спрямованого твердіння валка на кінетику об'ємної усадки виконували розрахунки тривалості твердіння 100% твердої фази і положення межі виливання у бочці, нижній та верхній шийках за методикою, що наведена у розділі 3.1.2.

Час просування межі виливання і солідус у центр нижньої шийки  $\varnothing 455\text{ мм}$  становить 93 хв і 282 хв, а у центр бочки  $\varnothing 744\text{ мм}$  – 113 хв і 332 хв, відповідно. У першому наближенні за даними о виливанні це свідчить о послідовному твердінні виливку. Але за температурою солідус час твердіння нижньої шийки більше на 50 хв, що указує на можливість утворення усадкової шпаристості у її осьовій зоні.

У верхній шийці межа виливання досягне центру виливку через 92 хв, що на 21 хв раніше, ніж у бочці, а це свідчить о порушенні спрямованого твердіння валку. Фільтрація розплаву з металеві ванни ( $t=1520^{\circ}\text{C}$  на 60 хв) крізь дендрити твердо-рідкої зони забезпечить живлення усадки тільки в зоні локальних переміщень. В зоні мікроскопічних переміщень до межі солідус залишкова рідина розплаву в процесі кристалізації утворює усадкову шпаристість. Якщо прийняти час утворення межі живлення рівним середньому зна-



ченню часу між межею виливання (92 хв) і солідус (330 хв), то можливо розрахувати глибину просування розплаву з металеві ванни у виливок.

Для верхньої шийки  $\varnothing 454$  мм межа виливання досягне центру виливку за  $0,5 \cdot (330 \text{ хв} + 92 \text{ хв}) = 211$  хв. При швидкості фільтрації розплаву  $1,2 \dots 1,6$  мм/хв [2] в проміжок часу між межею живлення і виливання (119 хв) розплав пройде на глибину лише 143-190 мм. Тому, при висоті верхньої частини валка 1210 мм (див. рис. 3.5а), утворення усадкових дефектів в осьовій зоні бочки у зв'язку з порушенням живлення розплаву з надливу на кінцевому етапі твердіння можливо [251].

Час просування межі виливання у центр бочки валка масою 8,86 т за розрахунками становить 113 хв. Це відповідає переміщенню з надливу у виливок 347 кг розплаву з 363 кг (див. рис. 3.5б), або  $\approx 96\%$ .

Припинення живлення усадки валка з надливу відбувається на 215 хв (див. рис. 3.5б), незважаючи на те, що тільки на 330 хв закінчується твердіння верхньої шийки ( $\tau_{S-VII}$ ).

Тому припустимо, що в процесах живлення усадки прокатних валків, які мають різну глибину та твердість робочого шару, спад твердості по глибині робочого шару та різні співвідношення діаметрів нижньої шийки, бочки і верхньої шийки, необхідно оцінювати тривалість ЕШО по часу припинення переміщення розплаву з надливу у виливок.

Основні розміри прокатного валка масою 14,12 т склали: бочка  $\varnothing 940 \times 2270$  мм, нижня шийка  $\varnothing 503 \times 750$  мм, верхня шийка з надливом  $\varnothing 495 \times 1740$  мм (рис. 3.6а).

Внутрішня поверхня кокілю була вкрита шаром теплоізоляції завтовшки 8...9 мм [90]. Плавлення металу виконували у 30-т індукційній печі за технологічними інструкціями ДЗПВ, хімічний склад чавуну, мас.,%: С-2,92; Si-1,67; Mn-0,63; P-0,038; S-0,009; Cr-0,41; Ni-1,46; Mo-0,24; Cu-0,17; V-0,006; Mg-0,039.

На вимогу замовника валки виконання СШХН-41 (креслення 25022-8) повинні мати твердість робочого шару 41-55 HSD (275...381 НВ) і додаткове

леговані молібденом  $\approx 0,25\%$ . Загальна маса чавуну, яка перейшла з надливу у виливок, склала 371 кг, об'ємна усадка  $\approx 2,6\%$ , а рівень розплаву зменшився на 271 мм.

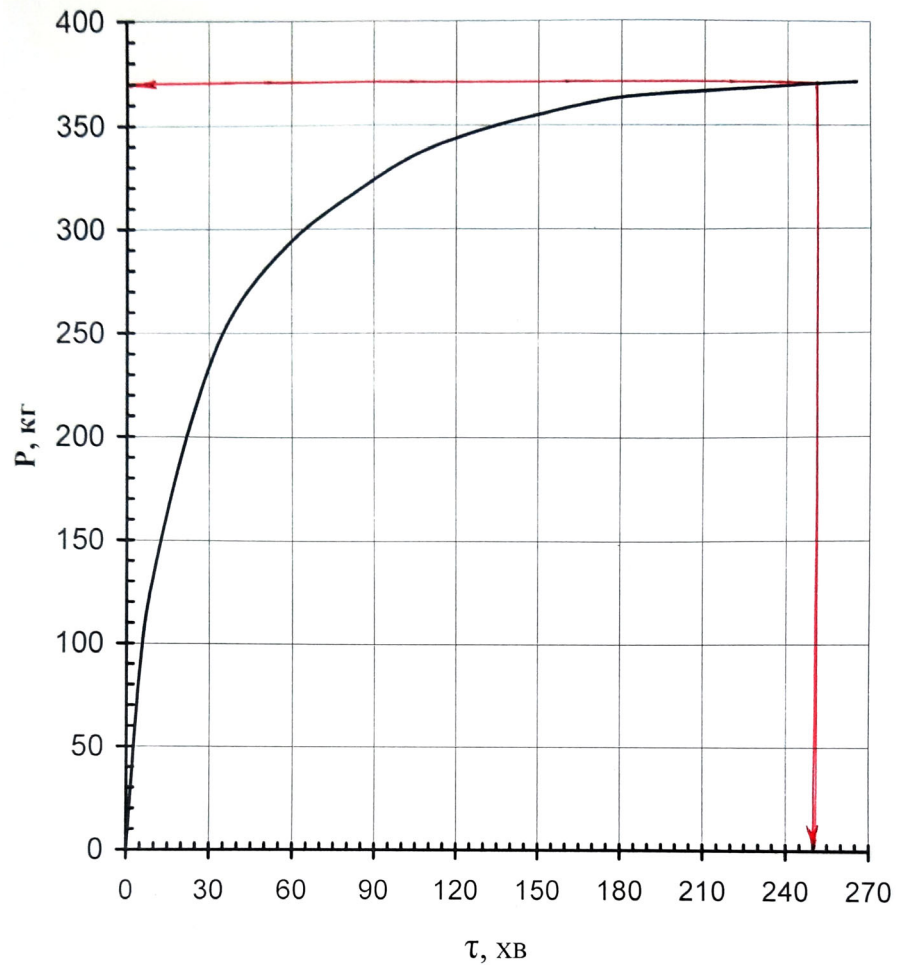
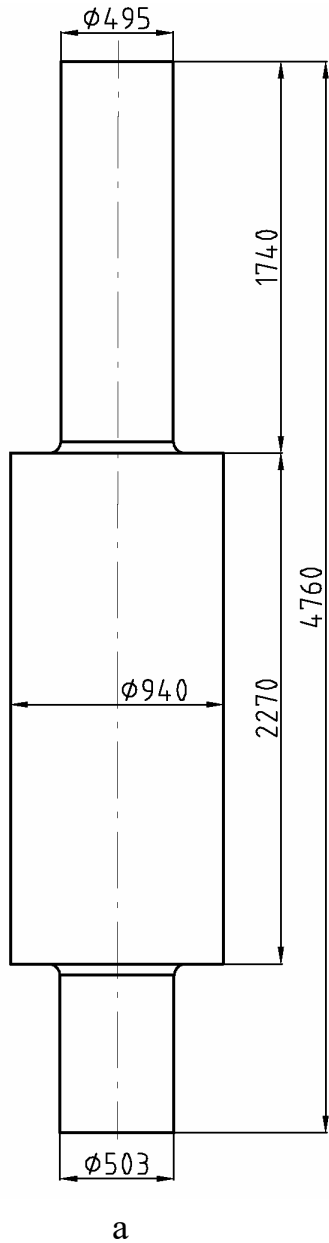


Рисунок 3.6 – Основні розміри прокатного валка масою 14,12 т (а) виконання СШХН-41 і кінетика живлення усадки (б) з надливу  $\phi 495$  мм

Час просування межі виливання у центр бочки валка масою 14,12 т становить 181 хв. Це відповідає переміщенню 369 кг розплаву з надливу у

виливок, або 98%. Зіставлення тривалості твердіння межі виливання нижньої шийки (113 хв) і бочки (181 хв) свідчить про їх спрямоване і послідовне твердінні. Але у верхній шийці межа виливання ( $\tau_{\text{ВИЛ-ВШ}}$ ) досягне центру виливку через 110 хв, що на 71 хв раніше, ніж у бочці. Висока температура шлакової ванни  $\approx 1550$  °С і металевої  $\approx 1530$  °С у надливу не припинила твердіння верхньої шийки. Тому неминуче утворення усадкових дефектів в бочці у зв'язку з порушенням живлення розплаву з надливу, а це пояснює зменшення зафіксованої об'ємної усадки до 2,6%. Загальна тривалість ( $\tau_{\text{Ж}}$ ) живлення усадки валку з надливу дорівнювала  $\approx 265$  хв (див. рис. 3.6б), хоча повне твердіння верхньої шийки ( $\tau_{\text{S-ВШ}}$ ) закінчується лише на 392 хв.

Основні розміри прокатного валка масою 17,22 т склали: бочка  $\text{Ø}1020 \times 2110$  мм, нижня шийка  $\text{Ø}454/473 \times 2310$  мм, верхня шийка з надливом  $\text{Ø}470 \times 1155$  мм (рис. 3.7 а).

Плавлення металу виконували у 30-т індукційній печі за технологічними інструкціями ДЗПВ, хімічний склад чавуну, мас.,%: С-2,95; Si-1,31; Mn-0,70; P-0,043; S-0,012; Cr-0,62; Ni-2,86; Mo-0,52; Cu-0,28; V-0,003; Mg-0,052. На вимогу замовника валки виконання СШХНМ-55 повинні мати твердість 58-63 HSD (391...432 НВ) на робочому шарі глибиною 190 мм.

Об'ємна усадка чавуну валка масою 17,22 т виконання СШХНМ-55 склала  $\approx 3,9\%$ . Час просування межі виливання ( $\tau_{\text{ВИЛ-Б}}$ ) у центр бочки валка масою 17,22 т становить 212 хв. Це відповідає переміщенню 658 кг розплаву з надливу у вилівок, або  $\approx 99\%$ .

Твердіння верхньої шийки ( $\tau_{\text{S-ВШ}}$ ) закінчується на 354 хв. Але на  $\approx 274$  хв відбувається припинення усадки розплаву з надливу. Загальна маса чавуну, який перемістився з надливу у валок ( $\tau_{\text{Ж}}$ ) склала 668 кг (див. рис. 3.7 б). У подальшому обігріві рівень розплаву не знижувався, а плаский торець надливу  $\text{Ø}470$  мм після ЕШО (рис. 3.7 в) свідчить про відсутність усадкової раковини у верхній шийці. Тобто не має підстави обігрівати надлив більше ніж 274 хв.

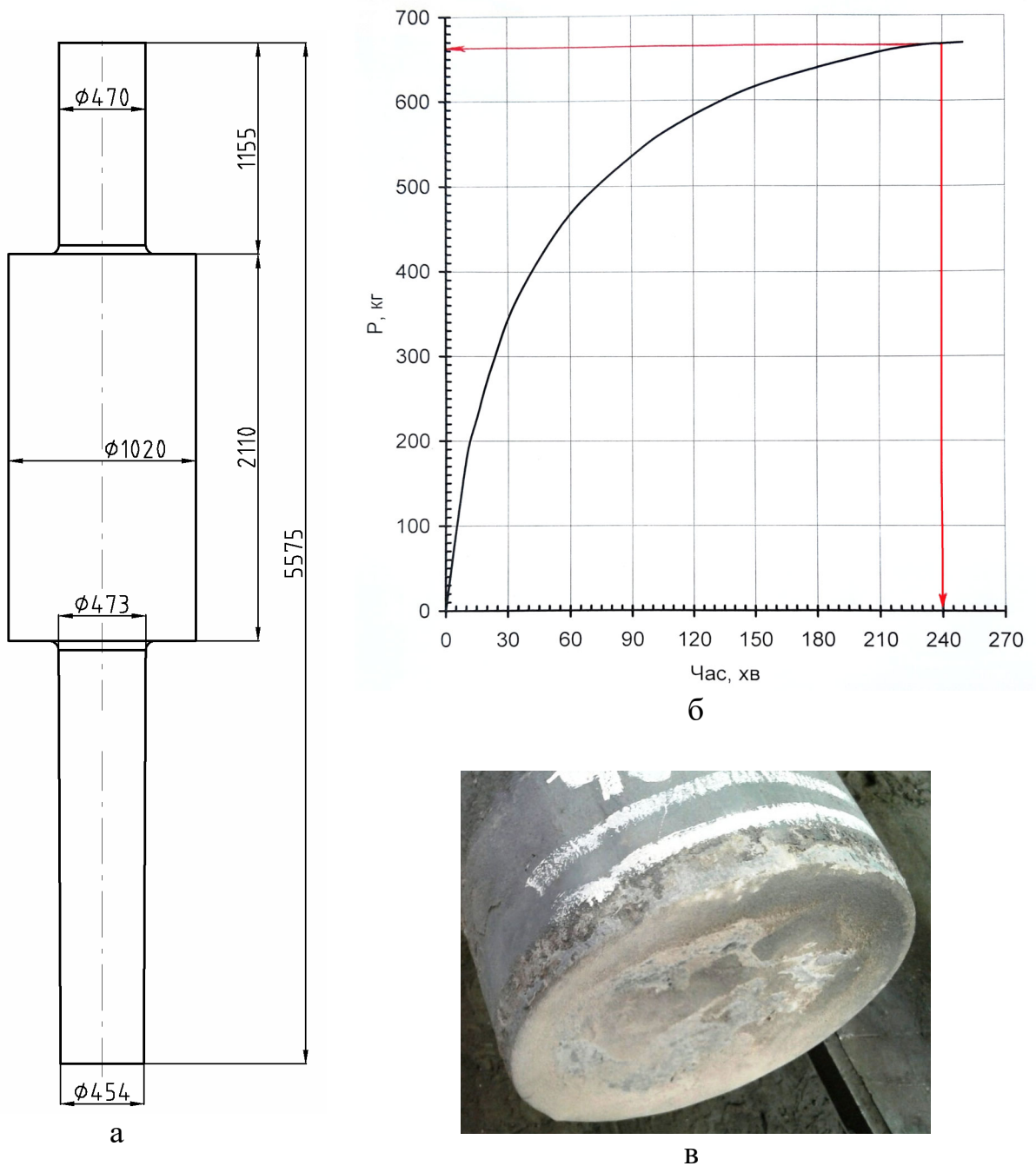


Рисунок 3.7 – Основні розміри прокатного валка виконання СШХНМ-55 масою 17,22 т (а), кінетика живлення усадки з надливу (б) та торець надливу  $\phi 470$  мм (в) після ЕШО

Зіставлення тривалості твердіння межі виливання в нижній шийці ( $\tau_{\text{вил-ниш}} = 100$  хв) і бочці ( $\tau_{\text{вил-б}} = 212$  хв) свідчить про їх спрямоване і послідовне твердіння. Але у верхній шийці межа виливання досягне центру виливу через 99 хв, що на 113 хв раніше, ніж у бочці. Висока температура шла-

кової  $\approx 1555$  °C і металевої ванни  $\approx 1540$  °C у надливі також, як у попередніх експериментах на валках масою 8,86 т і 14,12 т, не зупинила твердіння верхньої шийки.

Дрібносерійне та одиничне виробництво чавунних прокатних валків різних типорозмірів, особливі вимоги замовників по твердості та глибині робочого шару бочки, спаду твердості по глибині робочого шару навіть для валків однакового виконання згідно технічних умов, утворення прихованих усадкових дефектів в окремих частинах валків – ускладнює можливість однозначного встановлення об'ємної усадки.

Експериментальні дослідження кінетики усадки масивних виливків (3,6...17,22 т) у комбінованих кокільно-піщаних формах показали, що максимальна усадка чавуну 76-99% відбувається при твердінні рідко-твердої частини валків. Після припинення усадки чавуну навіть підвищення тривалості електрошлакового обігріву надливу не впливає на твердіння глибинних шарів металу нижче металевої ванни. Тому визначати тривалість ЕШО надливу за твердінням 100% твердої фази або температурою солідус у верхній шийці не коректно.

### **3.2 Моделювання процесу твердіння і режимів електрошлакового обігріву валків нових типів з конічними підшипниками**

Проблемою останніх років виробничих відділів АТ "Дніпропетровський завод прокатних валків" і НПО "Лутугінське об'єднання по виробництву прокатних валків" є велика кількість типорозмірів валків навіть для однакових по сортаменту прокатних станів. Це обумовлює необхідність зростання витрат на кокільно-опочне оснащення, збільшується цикл виготовлення продукції. Така різноманітність прокатних валків пояснюється тим, що їх проектування здійснюється різними країнами і проектними організаціями. Крім того, на нових прокатних станах замість циліндричних застосовують конічні підшипники, а трефи валків залишилися циліндричними [122].

Так, для нових прокатних станів проектують валки, в яких діаметр бочки у два рази більше діаметру трефа. Найбільш характерний приклад валків такого типу є на стані 550-2, побудованому на Дніпровському металургійному заводі: бочка має діаметр 732 мм, конічну верхню і нижню шийку і циліндричні трефи діаметром 305мм у нижній частині і 336 мм у верхній частині. Висота верхньої шийки валка з надливом складає 1944 мм (рис. 3.9). Причому, на стані 550-2 використовують 15 видів валків з бочкою  $\varnothing 680$  до 850 мм, але з однаковими розмірами шийок і трэфів, що ускладнює процес їх лиття.

Тому для розробки процесу спрямованого твердіння використовували відому математичну модель [145], вихідні дані у якої відповідали теплофізичним властивостям матеріалів і геометричним розмірам прокатного валка для стану 550-2 з діаметром бочки в два рази більше порівняно з діаметром трефа.

Метод кінцевих різниць не дозволив точно виконати галтелі переходу від бочки до конічних шийок, але аналіз розрахункових кривих охолодження в цих місцях вилівка показав відсутність різких змін температур вже через 10 хв (див.  $10^I$  на рис. 3.8), що вказує на достовірність результатів моделювання і їх відповідність даним еталону [145].

Положення отриманих кривих ізосолідус показало, що в бочці валка відбувається прискорене твердіння чавуну у робочому шарі (див.  $10^I$ ,  $30^I$  на рис. 3.8). Далі просування фронту твердіння сповільнюється і, на відміну від результатів роботи [145], тепловий вузол і усадкові дефекти утворюються у зоні з'єднання нижньої шийки і бочки, у осьовій зоні бочки, а також у верхній шийці в зоні її з'єднання з бочкою. Закінчується твердіння чавуну у нижньому тепловому вузлі на 220 хв, а у верхній частині валку – на 250 хвилині (див.  $220^I$  та  $250^I$  на рис. 3.8).

Прискорене твердіння дзеркала металу надливу обумовлює утворення ізольованого теплового вузлу, у якому формуються усадкові дефекти [215]. Для наочності зона розташування дефектів на рис. 3.8 зафарбована червоним кольором.

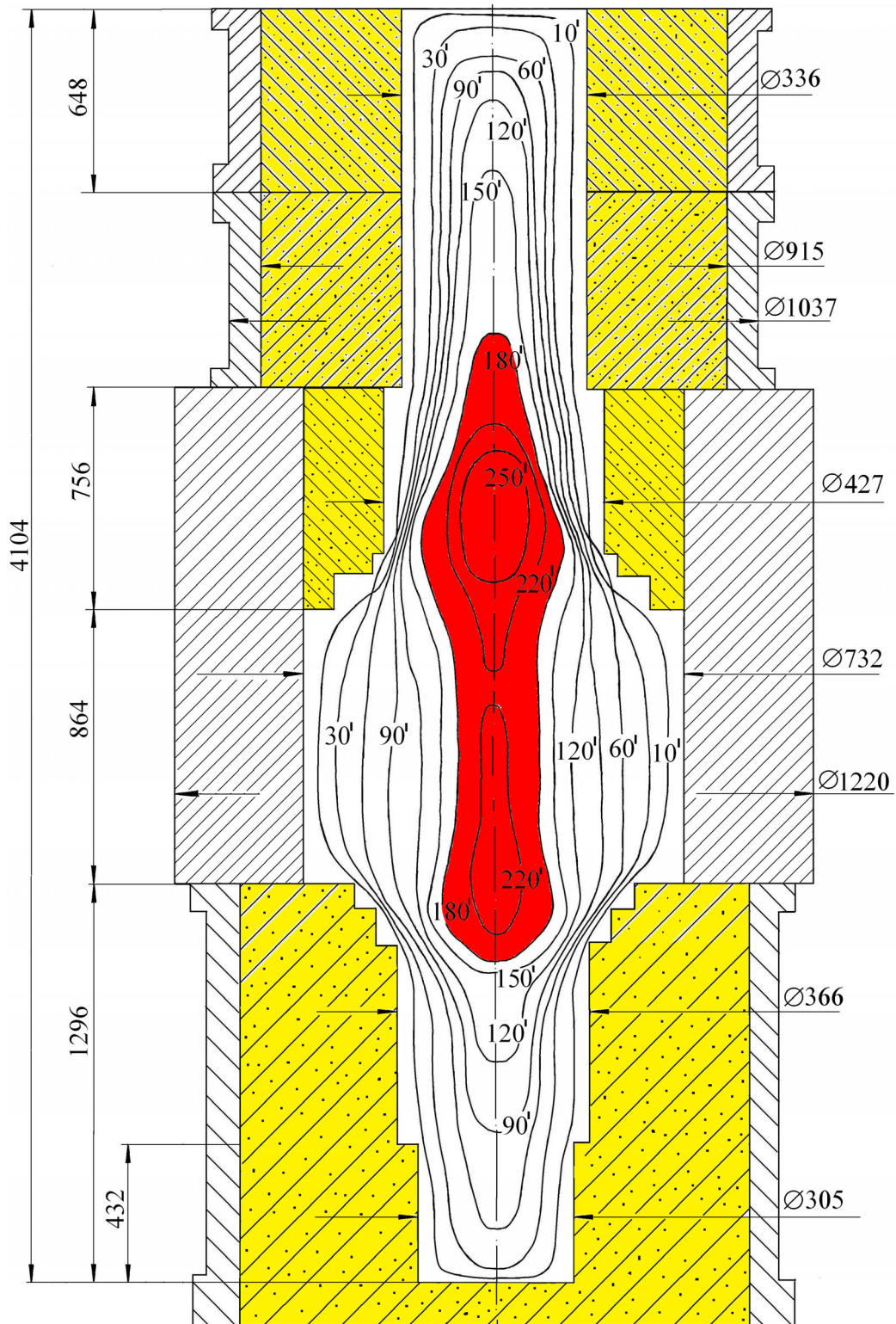


Рисунок 3.8 – Моделювання процесу твердіння чавунного прокатного валка масою 7,5 т у комбінованій кокільно-піщаній ливарній формі за технологією АТ "ДЗПВ": 10<sup>l</sup>, 30<sup>l</sup>, 60<sup>l</sup>, 90<sup>l</sup>, 120<sup>l</sup>, 150<sup>l</sup>, 180<sup>l</sup>, 220<sup>l</sup>, 250<sup>l</sup> – ізосолідус, хв; області виливку, що обмежені кривою 180<sup>l</sup>, мають усадкові раковини і шпаристість

У середині області, обмеженої кривою ізосолідус  $180^I$ , усадкові раковини і шпаристість займають значний об'єм. Тому експлуатаційна стійкість валків з діаметром бочки більше в два рази, ніж у шийок, може бути обмежена при високих зусиллях обтискання. Виявити усадкові дефекти при зовнішньому огляді валка неможливо. Для створення умов спрямованого твердіння вилівка моделювали процес живлення усадки при використанні технології електродугового-електрошлакового обігріву надливу (рис. 3.9).

Аналіз просування фронту твердіння ізосолідус показав, що відповідно до даних про твердіння валка, відлитого за серійною технологією (див. рис. 3.8), загальна тривалість твердіння валка для стану 550-2 складає  $\approx 250$  хв. Тому при подальшому моделюванні дослідного валка загальну тривалість обігріву обмежили також 250 хв, а для зменшення витрати енергії застосували ступінчастий режим обігріву: 15 кВт від 1 до 229 хв і 5 кВт з 230 до 250 хв (рис. 3.9).

Зміна режимів обігріву надливу не вплинула на твердіння робочого шару бочки прокатного валка (див.  $10^I$ ,  $30^I$  на рис. 3.8 і 3.9).

Замкнутий тепловий вузол у валку серійного виробництва починає формуватися на самому початку процесу охолодження у зв'язку з прискореним твердінням дзеркала металу надливу (див.  $10^I$ ,  $30^I$ ,  $60^I$  на рис. 3.8). За розробленим процесом обігрів дзеркала металу забезпечив живлення усадки з металеві ванни до 180 хв (див.  $150^I$  і  $180^I$  на рис. 3.9). У результаті усадкові раковини і шпаристість зосередилися в менших за розміром областях усередині прокатного валка, що обмежені кривими ізосолідус  $220^I$  і  $250^I$  (див. рис. 3.9 – зона, яка забарвлена червоним кольором).

Повністю усунути усадкові дефекти за рахунок ЕШО надливу не вдалося, але зона їх залягання значно зменшилась, а, отже, знизилась можливість поломки при експлуатації унаслідок наявності прихованих усадкових дефектів [233]. Крім того, результати моделювання показали недоцільність продовження ЕШО надливу після затвердіння верхньої шийки, оскільки нагрів металеві ванни не забезпечує переміщення перегрітого розплаву у вилівок.



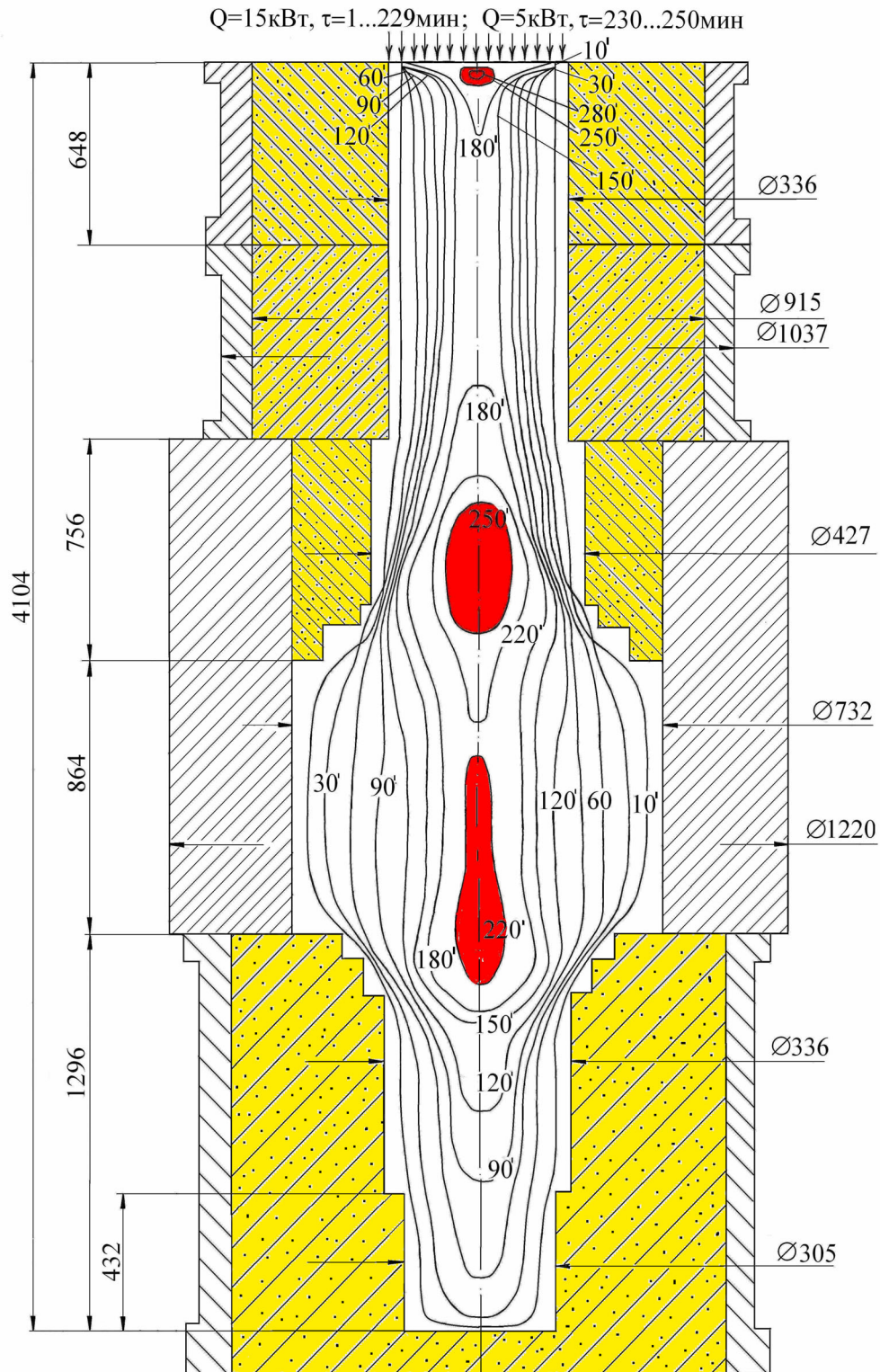


Рисунок 3.9 – Вплив регульованого обігріву дзеркала металу надливу на твердіння чавунного прокатного валка масою 7,5 т у комбінованій кокільно-піщаній ливарній формі:  $10^{\text{I}}$ ,  $30^{\text{I}}$ ,  $60^{\text{I}}$ ,  $90^{\text{I}}$ ,  $120^{\text{I}}$ ,  $150^{\text{I}}$ ,  $180^{\text{I}}$ ,  $220^{\text{I}}$ ,  $250^{\text{I}}$  – ізосолідус, хв; області, що обмежені кривими  $220^{\text{I}}$  и  $250^{\text{I}}$ , мають усадкові дефекти

Перевірку результатів математичного моделювання процесу утворення усадкових дефектів проводили на валках виконання СШХН-47 для стану 550-2, відлитих 16.02.2015 р з чавуну однієї плавки №1-265, мас., %: С-3,00; Si-1,39; Mn-0,62; P-0,056; S-0,012; Cr-0,54; Ni-0,98; Mo-0,084; Cu-0,15; V-0,042; Mg-0,038.

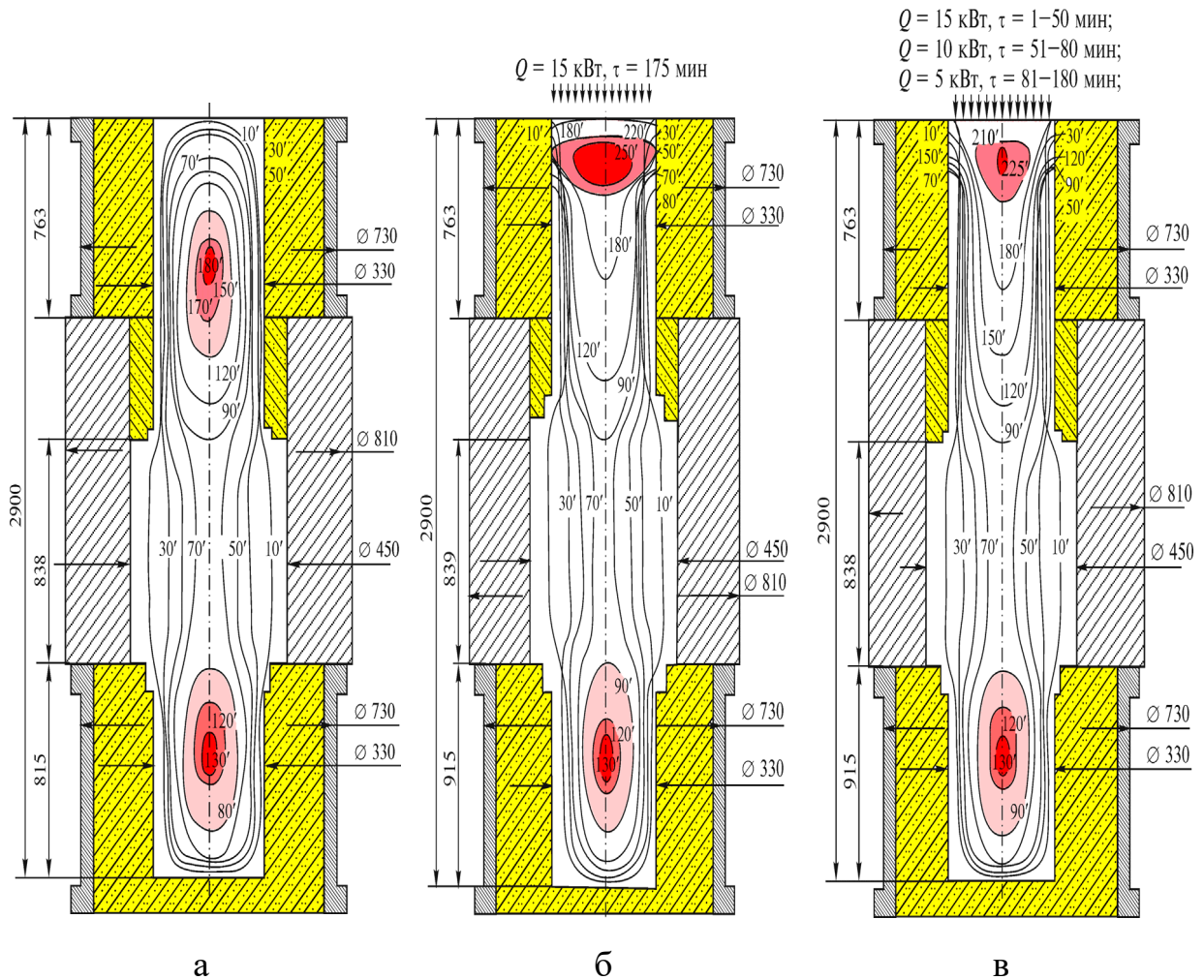
У вальцеливарному цеху валок №29982 утеплювали шаром екзотермічної суміші і доливали перегрітим чавуном з індукційної печі ІСТ-05, а валок №29981 обігрівали за допомогою стаціонарної установки ЕШО. Електричний струм обігріву на першому етапі складав 1500 ... 1600 А, на другому – 750 ... 800 А, а температура шлакової ванни – 1540 ... 1550 °С. Вивчення особливостей розподілу усадкових дефектів у чавунних прокатних валках проводили після механічної обробки валків за допомогою ультразвукового дефектоскопа УД4-76 та системи УЗК контролю DATAMES COMBI, яка встановлена на вальцетокарному верстаті. Максимальний діаметр дефектів у валках без ЕШО складав 0,5 мм, а у валку, надлив якого обігрівали ЕШО, дорівнював 0,2 мм. Конфігурація і розміри залягання дефектів відповідали розрахунковим даним (див. рис. 3.8 і 3.9).

Слід зазначити, що за результатами математичного моделювання, обігрів подовжувати не раціонально починаючи з 180 хв у зв'язку з затвердінням верхньої шийки (див. 180<sup>1</sup> на рис. 3.9). Обґрунтування раціональних режимів тривалості ЕШО валків різних типорозмірів дозволить також зменшити термічні напруги, що обумовлені перепадом температур між нижньою шийкою і надливом.

### **3.3 Розробка раціональних режимів тривалості електродугового-електрошлакового обігріву надливів чавунних прокатних валків**

Математична модель, яка була розроблена у НМетАУ і наведена у розділі 2.11, дозволяє регулювати процес теплообміну на дзеркалі металу надливу, задавати потужність джерела тепла обігріву впродовж усього періоду

твердіння вилівка, розраховувати різні режими твердіння валку. Моделювання різних варіантів процесу впливу обігріву на твердіння чавунних прокатних валків (рис. 3.10) дозволило у першому наближенні встановити доцільність ступінчастого режиму підведення тепла до дзеркала металу надливу [2, 157].



а – твердіння валка-еталону без обігріву надливу; б – обігрів надливу  $Q=15\text{кВт}$  на протязі  $\tau=1-175$  хв; в – розроблений регульований режим підведення тепла і тривалості обігріву:  $Q=15 \text{ кВт}, \tau=1-50$  хв;  $Q=10 \text{ кВт}, \tau=51-80$  хв;  $Q=5 \text{ кВт}, \tau=81-180$  хв;  $10^1 \dots 225^1$  – положення фронту твердіння ізосолідус (100 % твердої фази) в хв

Рисунок 3.10 – Вплив тривалості ( $\tau$ ) і потужності обігріву дзеркала металу надливу ( $Q$ ) на спрямоване твердіння чавунного прокатного валка масою 2200 кг за результатами моделювання [2]

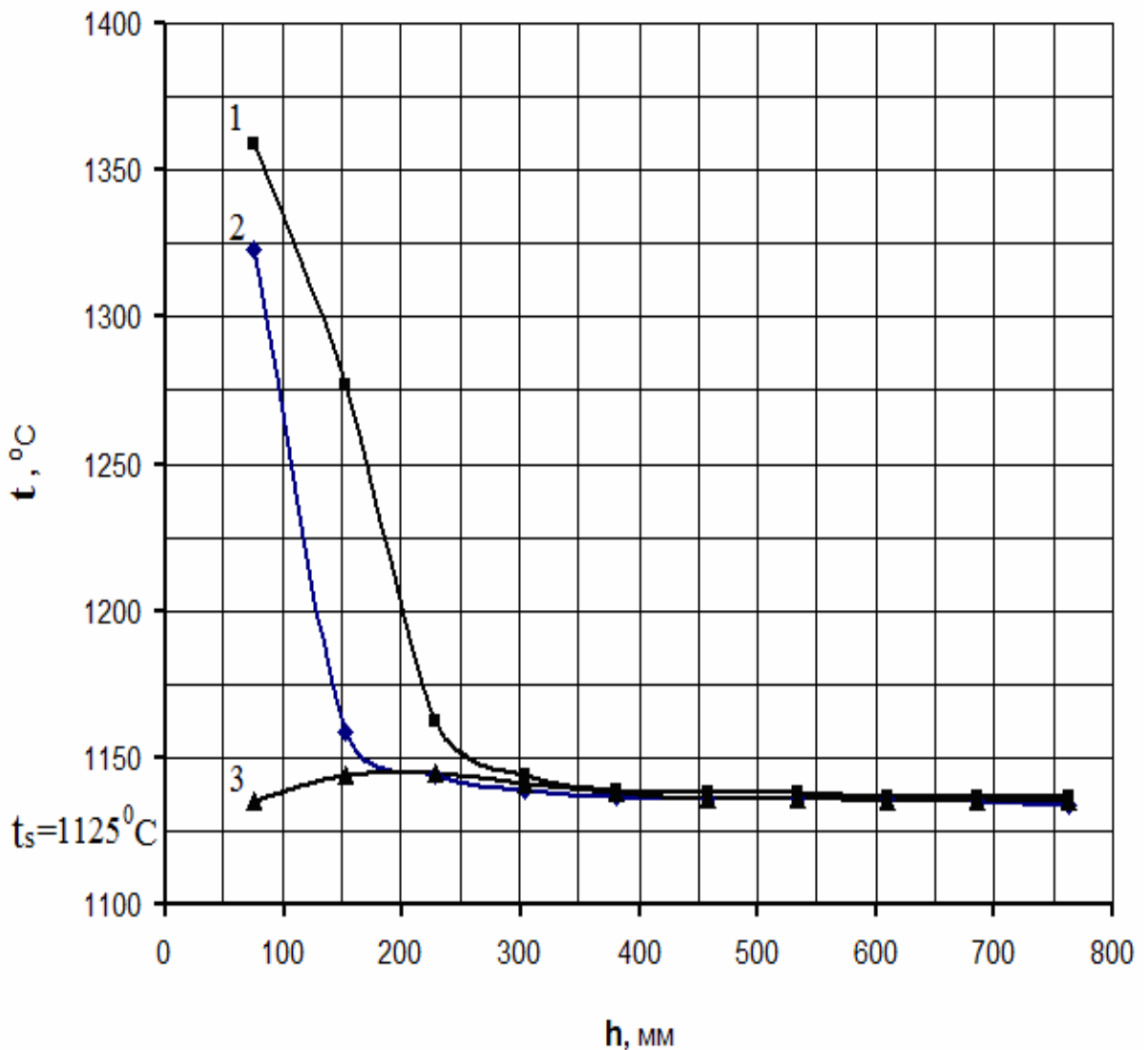
Так, підведення тепла  $Q=15\text{кВт}$  до дзеркала металу надливу протягом 175 хв (рис. 3.10б) забезпечує спрямоване твердіння і живлення усадки бочки і верхньої шийки. Проте, після відключення обігріву тривалість твердіння надливу із-за перегріву шлакової і металеві ванн збільшується з 180 до 250 хв або на 39 %. Отже, крім термічних напруг також збільшується тривалість витримки ливарної форми у кесоні і необхідність у додатковому кокільно-опочному оснащенні.

За результатами моделювання досліджували вплив щільності теплового потоку  $175,4\text{ кВт/м}^2$ ,  $117,0\text{ кВт/м}^2$  та  $58,0\text{ кВт/м}^2$  при ЕШО дзеркала металу надливу на температуру по висоті осьової частини валка на 170 хв (рис. 3.11). Температуру солідус для чавуну, який модифікують магнієм, прийняли  $t_s = 1125\text{ }^\circ\text{C}$  за результатами вимірювання на високотемпературному диференціальному аналізаторі [44].

Підвищена щільність обігріву  $175,4\text{ кВт/м}^2$  (1 на рис. 3.10) та  $117,0\text{ кВт/м}^2$  (2 на рис. 3.10) забезпечує більш високі температури нагріву металеві ванни. Але при загальній тривалості твердіння валка 180 хв мінімальна щільність обігріву  $58,0\text{ кВт/м}^2$  (3 на рис. 3.10) навіть на 170 хв забезпечує живлення усадки верхньої шийки з надливу. Тому раціонально зменшувати наприкінці обігріву струм для скорочення непродуктивних витрат енергії і перепаду температури по висоті виливку.

Таким чином, при рекомендованому [2,157] регульованому процесі обігріву, кількість тепла, що підводиться, зменшується у три рази – з 15 кВт до 10 кВт і на останньому етапі – до 5 кВт, а мінімальне підведення тепла здійснюється після 80 хв. Не дивлячись на це відключення обігріву на 180 хв також призводить до збільшення тривалості твердіння до 225 хв (див. 225<sup>1</sup> на рис. 3.10в). У порівнянні з валком-еталоном (див. рис. 3.10а) тривалість твердіння виливка після відключення ЕШО збільшується на 25%. Таким чином, після закінчення обігріву на 180 хв у момент повного твердіння верхньої

шийки  $\text{Ø}330$  мм має місце інерційність процесу охолодження металеві ванни і переходу тепла у виливок (див. рис. 3.10в).



1 –  $175,4 \text{ кВт/м}^2$ ; 2 –  $117,0 \text{ кВт/м}^2$ ; 3 –  $58,0 \text{ кВт/м}^2$ ;  $t_s = 1125^\circ\text{C}$  – температура солидусу чавуну з кулястою формою графіту

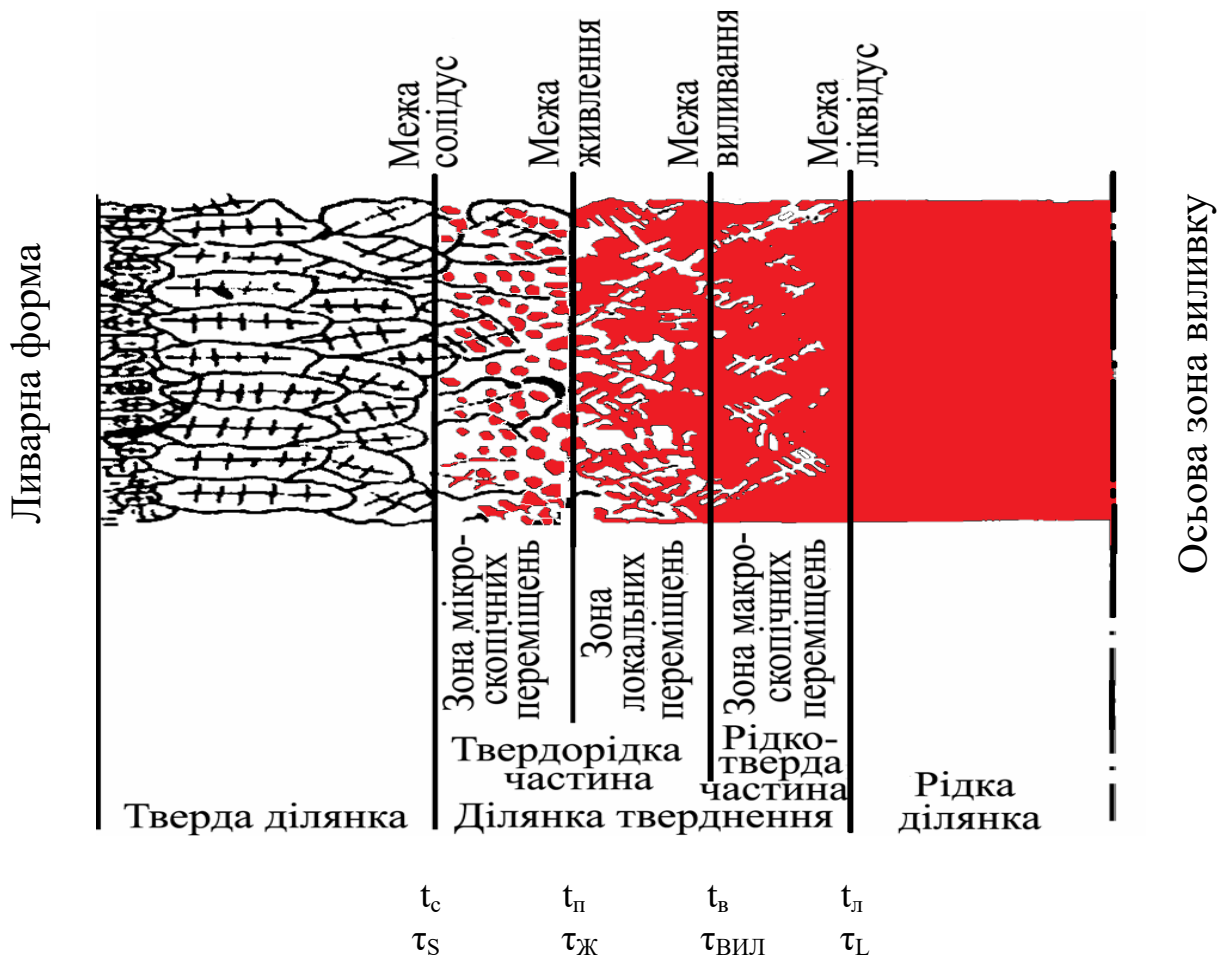
Рисунок 3.11 – Моделювання впливу щільності теплового потоку при ЕШО надливу  $\text{Ø}330$  мм на температуру по висоті валка масою 2,2 т

Отримані результати обумовлені тим, що дзеркало металу надливу закрито шаром розплавленого флюсу (шлакова ванна), який зменшує втрати тепла у довкілля і збільшує тривалість твердіння надливу на  $\approx 25\%$  [228,229]. Крім того, для скорочення втрат тепла в навколишнє середовище нами впро-

ваджено додаткове утеплення дзеркала шлакової ванни сухими пилоподібними відходами формувальної суміші після відключення ЕШО.

Затверділий піщано-шлаковий шар зменшує випромінювання в довкілля і збільшує тривалість твердіння металеві ванни, з якої розплав фільтрується через двофазну зону для живлення усадки виливка.

Тривалість твердіння надливу повинна дорівнювати або бути вище тривалості твердіння виливка згідно вимог теорії ливарних процесів [16,34,56]. Але при досягненні сплавом межі живлення ( $\tau_{\text{ж}}$  на рис. 3.12) припиняється фільтрація розплаву із центру виливка, між гілками дендритів утворюється усадкова шпаристість і продовжувати ЕШО не має сенсу.



$t_{\text{л}}$  і  $t_{\text{с}}$  – температури ліквідус і солідус;  $t_{\text{в}}$  і  $t_{\text{п}}$  – температури межі виливання і початку утворення усадкової шпаристості

Рисунок 3.12 – Схема формування кристалічної структури і просування фронту твердіння від поверхні виливку до осьової зони по Б.Б. Гуляєву

Встановити точно температуру і час переходу сплаву із зони локальних переміщень в зону утворення усадкової шпаристості не представляється можливим на сучасному рівні розвитку науки. Тому, використовуючи значення критерію Б.Б. Гуляєва, момент відключення ЕШО ( $\tau_{\text{ЕШО}}$ ) приймали рівним середньому значенню часу між межею виливання (див. рис. 3.12) і затвердінням 100% твердої фази у надливі. Вище встановлено час досягнення межі виливання осьової частини верхньої шийки валка в піщаній формі за критерієм Б.Б. Гуляєва, який складає  $\tau_{\text{Ш-В}}/R_{\text{ПГ}}^2 = 107000 \text{ с/м}^2$ , а закінчення твердіння (100% твердої фази) –  $\tau_{\text{Ш-З}}/R_{\text{ПГ}}^2 = 371000 \text{ с/м}^2$  (див. формулу 3.3 і 3.4) або  $0,5 \cdot (107 \cdot 10^3 + 371 \cdot 10^3) = 239 \cdot 10^3 \text{ с/м}^2$ . Таким чином, для визначення тривалості ЕШО надливу прокатного валка, розрахункова формула набере остаточного вигляду:

$$\tau_{\text{ПР}} = 239 \cdot 10^3 \text{ с/м}^2 \cdot R_{\text{ПГ}}^2, \quad (3.8)$$

де  $\tau_{\text{ПР}}$  – тривалість обігріву надливу, с;

$R_{\text{ПГ}}$  – радіус верхньої шийки, яка охолоджується у ПГФ, м

Для зручності використання в умовах діючого виробництва масивних прокатних валків всі складові у формулі 3.8 перевели у хвилини і мм:

$$\tau_{\text{ЕШО}} = 0,996 \cdot D_{\text{ПГ}}^2 \approx D_{\text{ПГ}}^2 \cdot 10^{-3}, \quad (3.9)$$

де  $\tau_{\text{ЕШО}}$  – тривалість обігріву надливу чавунного прокатного валка, хв;

$D$  – діаметр верхньої шийки, яка охолоджується у ПГФ, мм.

Наприклад, для прокатного валка №1 з верхньою шийкою  $\varnothing 362$  мм (див. рис. 3.1а) тривалість твердіння, а, отже, і тривалість обігріву надливу за теорією ливарних процесів, повинна закінчуватись після твердіння 100% твердої фази, що дорівнює (див.  $\tau_{\text{КК}}$  на рис. 3.3):

$$\tau_{\text{КК}} = 384 \cdot 10^3 \text{ с/м}^2 \cdot (0,181\text{м})^2 = 12580\text{с} \approx 209 \text{ хв} \quad (3.10)$$

Згідно з нашими рекомендаціями закінчення обігріву надливу по формулі 3.9 складе 131 хв:

$$\tau = D_{\text{ПГ}}^2 \cdot 10^{-3} = (362 \text{ мм})^2 \cdot 10^{-3} = 131 \text{ хв}$$

Інерційність процесу охолодження металеві ванни і переходу тепла у виливок, що встановлено вище, обумовлює збільшення тривалості твердіння надливу на  $\approx 25\%$  після відключення ЕШО. Тому фактична тривалість переміщення металу з надливу у прокатний валок №1 складе 164 хв. Ці розрахункові дані [213,219] відповідають результатам експериментального дослідження кінетики переміщення рідкого чавуну з надливу для компенсації усадки прокатного валка масою 3,6 т (див. рис. 3.1а,в).

Тривалість ЕШО надливу з максимальною потужністю обігріву розраховували по часу переходу бочки валка з рідко-твердого в твердо-рідкий стан (межа виливання, див.  $t_b$  на рис. 3.12), що складає для прокатного валка №1 масою 3,6 т (див. рис. 3.1а):

$$\tau_{b-v} = 40900 \cdot R^2 = 40900 \text{ с/м}^2 \cdot (0,3375\text{м})^2 = 4659 \text{ с} \approx 78 \text{ хв}$$

Розрахувати зменшення тривалості обігріву для інших розмірів валків за умови твердіння 100% твердої фази у верхній шийці можливо по формулі:

$$\tau_{\text{КК}}/R^2 - \tau_{\text{ПР}}/R^2 = 384000 - 239000 = 145000 \text{ с/м}^2$$

або

$$\tau_{\Delta} = 145 \cdot 10^3 \text{ с/м}^2 \cdot R^2, \quad (3.11)$$

де  $\tau_{\Delta}$  – час, на який скорочується тривалість обігріву до утворення 100% твердої фази, с;

$R$  – радіус виливку, м



Для зручності використання наведених вище формул в умовах ливарного цеху всі складові у формулі 3.11 представили у хвиликах, а замість радіусу – діаметр  $D$ , мм:

$$\tau_{\Delta 1} = 6,042 \cdot 10^{-4} \cdot D^2, \quad (3.12)$$

де  $\tau_{\Delta 1}$  – скорочення тривалості обігріву надливу чавунного прокатного валка, хв;

$D$  – діаметр верхньої шийки, яка охолоджується у ПГФ, мм

ЕШО валка масою 8,86 т (див. рис. 3.5) з надливом  $\varnothing 454$  мм за формулою 3.9 складе  $\approx 211$  хв (3 год 31 хв), за інструкціями вальцеливарного цеху ДЗПВ повинна бути 5 годин, а згідно діючим положенням теорії ливарного виробництва – на протязі 330 хв (до температури солідус).

ЕШО валка масою 14,12 т (див. рис. 3.6) з надливом  $\varnothing 495$  мм за формулою 3.9 складе  $\approx 251$  хв (4 год 11 хв). Тривалість обігріву валків масою більше 10 т на ДЗПВ становила 7 годин, а за нашими рекомендаціями ЕШО скоротився на 2 год 49 хв. ЕШО валка масою 17,22 т (див. рис. 3.7) з надливом  $\varnothing 470$  мм за формулою 3.9 складе  $\approx 227$  хв (3 год 47 хв), а тривалість обігріву зменшиться на 2 год 13 хв.

Розрахунки тривалості твердіння бочки та шийок прокатних валків масою 3,6 т, 8,86 т, 14,12 т, 17,22 т за критерієм Гуляєва Б.Б., тривалості усадки валку з надливу та розрахунок часу припинення ЕШО приведено у таблиці 3.2.

Таким чином, розроблені режими дозволять зменшити час ЕШО. Розрахунки тривалості обігріву співпадають з часом припинення переміщення електроду у надлив (див. рис. 3.5, 3.6, 3.7). Тому рекомендовано розробити апаратуру для реєстрації кінетики усадки дзеркала металу у надливі, яка забезпечить можливість лиття валків різних типорозмірів і хімічних складів з невідомою об'ємною усадкою і тривалістю твердіння.

Таблиця 3.2. Тривалість твердіння ( $\tau$ ) бочки та шийок прокатних валків масою 3,6 т, 8,86 т, 14,12 т, 17,22 т за критерієм Гуляєва Б.Б., тривалість живлення усадки валку з надливу та розрахунок часу припинення ЕШО

Валок масою, т	Об'ємна усадка валка,% (Витрата металу з надливу, кг)	$\tau_{\text{вил-б}}$ у центрі бочки, хв (Витрата металу з надливу,%)	$\tau_{\text{с-б}}$ солідус у центрі бочки, хв	$\tau_{\text{вил-нш}}$ у центрі нижньої шийки,хв (Витрата металу з надливу,%)	$\tau_{\text{с-нш}}$ солідус у центрі нижньої шийки, хв	$\tau_{\text{вил-вш}}$ у центрі верхньої шийки, хв (Витрата металу з надливу,%)	$\tau_{\text{с-вш}}$ солідус у центрі верхній шийки, хв	Тривалість ( $\tau_y$ ) усадки валку з надливу, хв (Витрата металу з надливу,%)	Розрахунок часу припинення ЕШО $[0,5(\tau_{\text{с-вш}} + \tau_{\text{вил-вш}})]$ , хв (Витрата металу з надливу,%)	Зменшення тривалості ЕШО у порівнянні з $\tau_{\text{с-вш}}$ солідус у верхній шийки, хв (%)
3,6 т (рис. 3.1а)	3,5 % (124,5 кг)	78 хв (76%)	193 хв	52 хв (63%)	179 хв	58 хв (68%)	203 хв	160 хв (100%)	131 хв (95%)	72 хв (35%)
3,6 т (рис. 3.1б)	2,4 % (88,кг)	45 хв (89%)	112 хв	57 хв (93%)	198 хв	52 хв (92%)	181 хв	181 хв (100%)	117 хв (98%)	64 хв (35%)
8,86 т (рис. 3.5)	4,1 % (363 кг)	113 хв (96%)	282 хв	93 хв (93%)	332 хв	92 хв (92%)	330 хв	215 хв (100%)	205 хв (99%)	125 хв (39%)
14,12 т (рис. 3.6)	2,6 % (371 кг)	181 хв (98%)	450 хв	113 хв (92%)	405 хв	110 хв (91%)	392 хв	250 хв (100%)	244 хв (99%)	148 хв (38%)
17,22 т (рис. 3.7)	3,9 % (668 кг)	212 хв (99%)	530 хв	100 хв (83%)	358 хв	99 хв (83%)	354 хв	240 хв (100%)	220 хв (99%)	134 хв (38%)

З 2015 р в технологічну інструкцію з експлуатації установки комбінованого електродугового-електрошлакового обігріву ТІ-00187375-Л-91-2015 внесені розроблені в роботі рекомендації і отримано акт впровадження (Додаток Д). Формули для розрахунку тривалості першого етапу з максимальним обігрівом, який відповідає тривалості переміщення межі виливання у бочці, внесено у ТІ-00187375-Л-91-2017 і отримано акт впровадження (Додаток Е).

Контроль розподілу усадкових дефектів у чавунних прокатних валках дефектоскопами УД4-76.76005454.04.01.06РЭ і системою УЗ контролю DATAMES COMBI на вальцетокарному станку (див. розділ 2.7), який виконували спеціалісти ЦЗЛ і ОТК ДЗПВ, показав відсутність концентрованої усадкової раковини у бочці, верхній шийці та надливу після ЕШО. Проте, в окремих валках встановлено наявність усадкових дефектів в нижніх шийках. Тому необхідно розробити умови спрямованого (послідовного) твердіння прокатного валка.

#### **3.4 Розробка критеріїв спрямованого твердіння нижньої шийки, бочки, верхньої шийки і надливу чавунних валків**

Утворення усадкових дефектів у нижніх шийках прокатних валків обумовлено прискореним твердінням бочки в порівнянні з тривалістю твердіння нижньої шийки [88,109,110]. Тому розплав з надливу перестає переміщуватись у нижню шийку, що порушує живлення її усадки. Розрахунки співвідношення діаметрів бочки і нижньої шийки, при яких утворюються усадкові дефекти, вперше були виконані у роботі [145] для кокілів діаметром до 450мм, внутрішня поверхня яких захищена ливарною краскою [90]. У вальцеливарному цеху ДЗПВ кокілі валків масою більше  $\approx 7$  т захищають шаром теплоізоляційної суміші завтовшки 8...10 мм. Розрахунки співвідношення процесів твердіння для таких масивних виливків раніше не виконували.

У [145] наведено два варіанти розрахунку: при затвердінні 100% твердої фази в осьовій зоні бочки і шийки і після досягнення межі виливання до центру бочки діаметром до 450мм, яка охолоджується у чавунному кокілі з ливарною краскою. Але це не зовсім точно – живлення усадки припиняється з моменту проникнення межі живлення центру виливка.

Таким чином, умова відсутності усадкових дефектів виконується якщо тривалість твердіння бочки більше або дорівнює тривалості твердіння нижньої шийки [216, 217]. За допомогою критерію Б.Б. Гуляєва у розділі 3.3 нами визначено межу живлення, як середнє значення часу між межею виливання (див. рис. 3.12) і затвердінням 100% твердої фази:

$$\tau_{Б-Ж} \geq \tau_{Ш-Ж} \quad , \quad (3.13)$$

де  $\tau_{Б-Ж}$  та  $\tau_{Ш-Ж}$  – час досягненні межі живлення центру бочки та шийки, відповідно

Для бочки валка, яка охолоджується у кокілі з ливарною фарбою,  $\tau_{Б-Ж}$  дорівнює (див. рис. 3.4):

$$\tau_{Б-Ж} = 0,5 \cdot (40900 + 101000) \cdot R_{Б}^2 = 71300 \cdot R_{Б}^2 .$$

де  $\tau$  – час твердіння, с;

$R$  – радіус виливка, м;

Для нижньої шийки  $\tau_{Ш-Ж}$  складе (див. рис. 3.3):

$$\tau_{Ш-Ж} = 0,5 \cdot (107 \cdot 10^3 + 371 \cdot 10^3) \cdot R_{Н-Ш}^2 = 239000 \cdot R_{Н-Ш}^2$$

Підставляючи в (3.13) ці значення отримаємо критерій умови відсутності усадкових дефектів у нижній шийці по причині порушення живлення усадки з надливу через центр бочки:

$$71300 \cdot R_{\text{БФ}}^2 \geq 239000 \cdot R_{\text{Н-Ш}}^2 ; R_{\text{БФ}} \geq 1,83 \cdot R_{\text{Н-Ш}}$$

або для діаметрів

$$D_{\text{БФ}} \geq 1,83 \cdot D_{\text{Н-Ш}} , \quad (3.14)$$

Таким чином, якщо діаметр бочки валка, що охолоджується в кокілі, внутрішня поверхня якого вкрита ливарною фарбою, більший у 1,83 рази діаметру нижньої шийки, яка охолоджується в піщано-глинистій суміші, то живлення усадки нижньої шийки з надливу не порушується і усадкові дефекти не утворюються [232]. Для бочки валка, що охолоджується в кокілі з теплоізоляційним покриттям [90], тривалість твердіння збільшується в 1,2 рази [92], а критерій умови відсутності усадкових дефектів у нижній шийці розраховуємо за формулою 3.15:

$$85560 \cdot R_{\text{БТ}}^2 \geq 239000 \cdot R_{\text{Н-Ш}}^2 ; R_{\text{БТ}} \geq 1,67 \cdot R_{\text{Н-Ш}} ,$$

або для діаметрів

$$D_{\text{БТ}} \geq 1,67 \cdot D_{\text{Н-Ш}} , \quad (3.15)$$

де  $D_{\text{БТ}}$  – діаметр бочки валка в кокілі з теплоізоляційним покриттям;

$D_{\text{Н-Ш}}$  – діаметр нижньої шийки валка

Наприклад, для валка №1 масою 3,6 т (див. рис. 3.1), бочка якого охолоджується у кокілі з ливарною фарбою, усадкові дефекти відсутні при умові  $D_{\text{БФ}} \geq 1,83 \cdot D_{\text{Н-Ш}}$ . Якщо значення  $D_{\text{БФ}} = 675$  мм і  $D_{\text{Н-Ш}} \approx 340$  мм, то маємо  $675 \text{ мм} > 622$  мм, тобто виконується спрямоване твердіння нижньої шийки, а бочка не затримує живлення усадки з надливу. Для валка №2 на рис. 3.1 при  $D_{\text{БФ}} = 514$  мм і  $D_{\text{Н-Ш}} = 358$  мм, маємо  $514 \text{ мм} < 665$  мм. Таким чином, бочка валка затвердіє раніше нижньої шийки, в якій виникнуть усадкові дефекти.

Моделювання впливу тривалості ( $\tau$ ) і потужності обігріву дзеркала металу надливу ( $Q$ ) на спрямоване твердіння чавунного прокатного валка масою 2200 кг (див. рис. 3.5) показало утворення теплового вузла у нижній шийці  $\varnothing 330$  мм. Згідно формули 3.14 при  $D_B = 450$  мм і  $D_{H-III} = 330$  мм, маємо співвідношення  $450 \text{ мм} < 604 \text{ мм}$ . Тобто умова спрямованого твердіння не виконується, бочка валка затвердіє раніше шийки, в якій виникнуть усадкові дефекти.

Прискорити твердіння металу у нижній шийці можливо встановленням холодильників – внутрішніх або зовнішніх. Встановлення внутрішнього холодильника потребує проведення додаткових робіт: підготовки поверхні холодильнику, захист від окислення при встановленні у нагріту форму, розробки механізму закріплення холодильника у формі, обумовлену неможливістю використання жеребейок і виконання знакової частини у торці нижньої частини форми. Крім того, при експлуатації валків на прокатному стані нижні шийки є приводними і до них пред'являють підвищені вимоги щодо фізико-механічних властивостей чавуну. Тому запропоновано використовувати зовнішній холодильник, який більш зручний і забезпечує прискорення процесу твердіння металу у нижній шийці валку тільки на етапі переходу сплаву з рідкого в твердий стан. У подальшому швидкість охолодження повинна бути ідентична охолодженню чавуну у піщаній формі, що виключить виділення вторинного і третинного цементиту.

За допомогою ПК моделювали конструкцію нижньої шийці з кільцевим зовнішнім холодильником, закріпленим формувальною сумішшю в опоці. У моделі еталонного валку змінювали початкові дані на сітковій зоні (індекс 44 на рис. 1 додаток Б), послідовно збільшуючи товщину чавунного холодильнику до моменту, коли нижня шийка затвердіє раніше, ніж бочка прокатного валка.

На рис. 3.13 б приведено узагальнені результати моделювання процесу обігріву дзеркала металу надливу прокатного валка, в нижній шийці якого встановлено кільцевий чавунний холодильник завтовшки 20 мм, і валка-

еталону, відлитого за прийнятою технологією (рис. 3.13 а). Зони утворення теплових вузлів і усадкових дефектів відмічені червоним кольором, холодильник – блакитним.

Встановлено, що твердіння нижньої шийки закінчилось на 70 хв (див. рис. 3.13б), а у валка-еталону – на 130 хв (див. 130<sup>1</sup> рис. 3.13а). Бочка валка затверділа пізніше – на 80 хв (див. 80<sup>1</sup> на рис. 3.8б), у порівнянні з бочкою валка-еталону (див. 70<sup>1</sup> на рис. 3.13а).

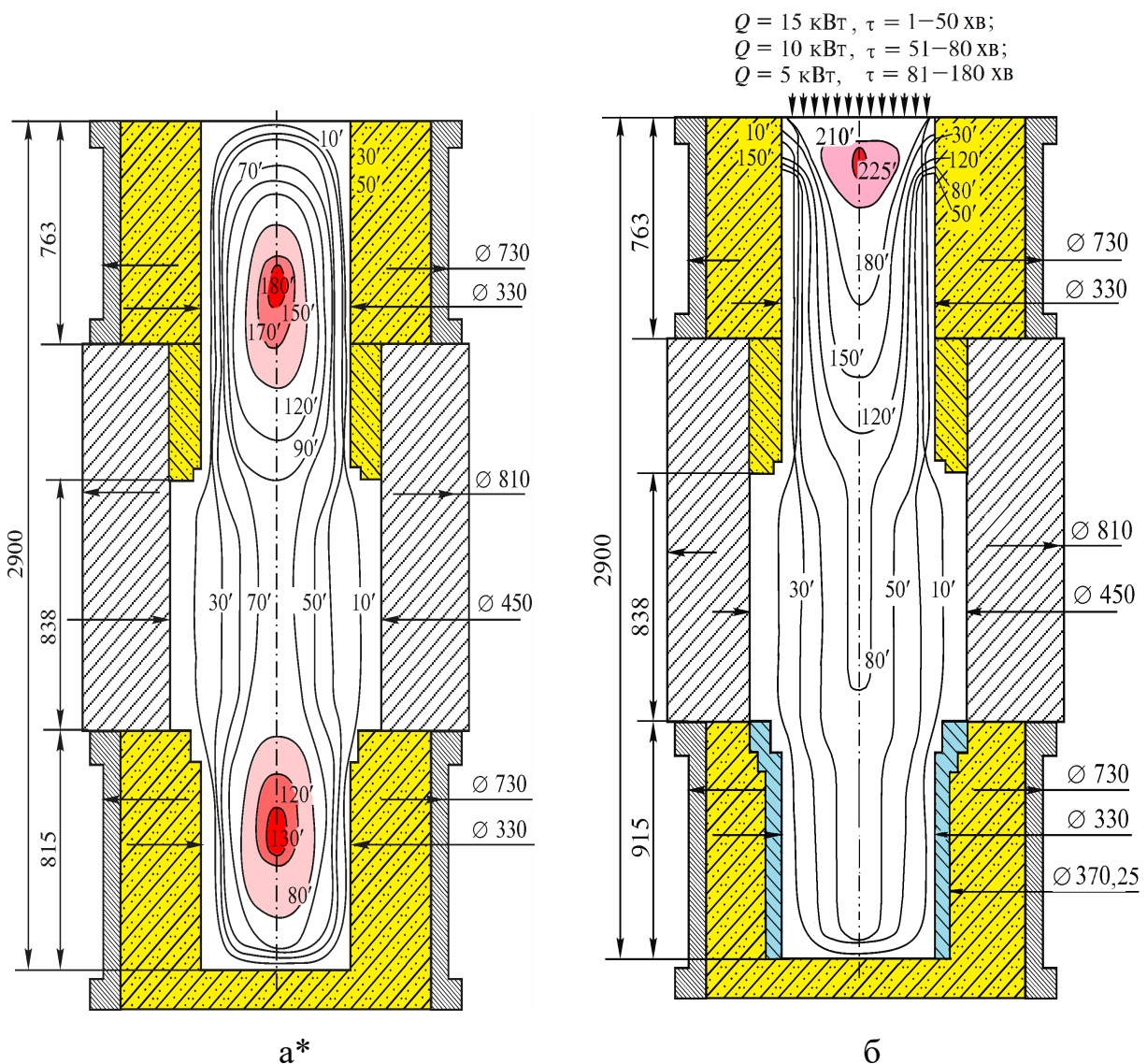


Рисунок 3.13 – Моделювання процесу обігріву дзеркала металу надливу прокатного валка, в нижній шийці якого встановлено кільцевий чавунний холодильник завтовшки 20 мм (б), і валка-еталона, відлитого за прийнятою технологією (а); 10<sup>1</sup>...225<sup>1</sup> – положення фронту твердіння ізосолідус, хв

\* За літературними джерелами

Моделюванням на ПК різної товщини зовнішнього холодильнику встановлено, що для даного типорозміру прокатного валка товщина холодильнику 20 мм є достатньою для забезпечення живлення усадки нижньої шийки розплавом з надливу і усунення усадкових дефектів [218, 220].

Акумуляоване тепло холодильник відводить не в навколишнє середовище, а в формувальну суміш товщиною 130 мм, низька теплопровідність якої обумовлює відпал і розкладання крихких цементитних складових, які утворюються в інтервалі температур ліквідус-солідус у зовнішньому шарі нижньої шийки.

Спрямоване затвердіння бочки та верхньої шийки забезпечив ступінчастий режим комбінованого електродугового-електрошлакового обігріву надливу ( $Q = 15$  кВт,  $\tau = 1 - 50$  хв;  $Q = 10$  кВт,  $\tau = 51 - 80$  хв;  $Q = 5$  кВт,  $\tau = 81 - 180$  хв. див. рис. 3.13 б).

Таким чином, для розрахунку спрямованого твердіння чавунних прокатних валків необхідно використовувати формули і критерії (табл. 3.3), які отримані за розділами 3.2 - 3.4.

Таблиця 3.3 – Формули для розрахунку спрямованого твердіння чавунних прокатних валків

№ п/п	Найменування області використання формули	Розрахункова формула: $\tau$ , с; $R$ , м	Розрахункова формула: $\tau$ , хв; $D$ , мм
1	2	3	4
1	Тривалість твердіння (100% твердої фази) верхньої шийки і надливу валка ( $\tau_{II}$ )	$\tau_{II} = 384 \cdot 10^3 \cdot R^2_{II}$	$\tau_{II} = 1,6 \cdot 10^{-3} \cdot D^2_{II}$
2	Тривалість обігріву надливу за новою технологією	$\tau_{III} = 239 \cdot 10^3 \cdot R^2_{II}$	$\tau_{III} = 0,996 \cdot 10^{-3} \cdot D^2_{II}$
3	Тривалість обігріву на першому етапі з максимальною потужністю тепла, що підводилося до надливу:		
3.1	– бочка валка (Б) охолоджується у кокілі з ливарною фарбою;	$\tau_{III1} = 40,9 \cdot 10^3 \cdot R^2_B$	$\tau_{III1} = 0,17 \cdot 10^{-3} \cdot D^2_B$



Подовження таблиці 3.3

1	2	3	4
3.2	– бочка валка охолоджується у кокілі з теплоізоляційним покриттям	$\tau_{ПР1}=59,08 \cdot 10^3 \cdot R^2_B$	$\tau_{ПР1}=0,204 \cdot 10^{-3} \cdot D^2_B$
4	Тривалість твердіння (100% твердої фази) бочки валка:		
4.1	– бочка валка (Б) охолоджується у кокілі з ливарною фарбою;	$\tau_B=101,7 \cdot 10^3 \cdot R^2_B$	$\tau_B = 0,424 \cdot 10^{-3} \cdot D^2_B$
4.2	– бочка валка охолоджується у кокілі з теплоізоляційним покриттям	$\tau_B=122,0 \cdot 10^{-3} \cdot R^2_B$	$\tau_B = 0,509 \cdot 10^{-3} \cdot D^2_B$
5	Умова відсутності усадкових дефектів у нижній шийці (Н-Ш) із-за прискореного твердіння бочки:		
5.1	– бочка валка охолоджується у кокілі з ливарною фарбою;	$D_{БФ} \geq 1,83 D_{Н-Ш}$	
5.2	– бочка валка охолоджується у кокілі з теплоізоляційним покриттям	$D_{БТ} \geq 1,67 D_{Н-Ш}$	
6	Умова відсутності усадкових дефектів у бочці валка з конічними верхніми шийками і циліндричним треном:		
6.1	– бочка валка охолоджується у кокілі з ливарною фарбою;	$D_{БФ} \leq 1,83 D_{ВШ}$	
6.2	– бочка валка охолоджується у кокілі з теплоізоляційним покриттям	$D_{БТ} \leq 1,67 D_{ВШ}$	

### 3.5 Дослідження впливу електродугового-електрошлакового обігріву надливу на хімічний склад шлакової ванни

Згідно з дослідженнями співробітників кафедри ливарного виробництва НМетАУ у 1985 р. було рекомендовано використання флюсів АН-60 і АН-1 при обігріві надливів [111, 161-163].

Ці флюси відносять до кислих висококремністих марганцевих систем. Хімічний склад флюсу АН-60 за ГОСТ 9087-81 складає, мас. %: 42,5...46,5 SiO<sub>2</sub>; 36...41 MnO; 3...10 CaO; 5...9 CaF<sub>2</sub>; ≤6 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; ≤3 MgO; ≤0,9 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>;

$\leq 0,05$  P;  $\leq 0,05$  S. Хімічний склад флюсу АН-1: 36...40 SiO<sub>2</sub>; 14...18 MnO; 19...21,5 CaO; 4...6 CaF<sub>2</sub>; 13...16 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>;  $\leq 0,05$  P;  $\leq 0,05$  S; 1,6-3,5 K<sub>2</sub>O+Na<sub>2</sub>O.

Якщо порівняти їх основність (В) з флюсом АНФ-6, який використовують у процесах ЕШП, за приведеною формулою [164],

$$B = \frac{CaO + MgO + BaO + SrO + K_2O + Na_2O + CaF_2 + 0,5(MnO + FeO)}{SiO_2 + 0,5(TiO_2 + ZrO_2)},$$

то отримаємо для АНФ-6  $B \approx 3,88$ ; для флюсу АН-60  $B \approx 0,72$  і для АН-1  $B \approx 0,61$ .

Проте, не дивлячись на високі адгезійні властивості флюсів типу АНФ-6, їх температура плавлення 1400 – 1420 °С [165] на 80 – 120 °С перевищує температуру заливання валкових чавунних розплавів. Тому неможливе їх розплавлення за рахунок теплоти перегріву при введенні порошкоподібного флюсу в воронку на струмінь металу, що заливається. Мати окремі плавильні агрегати для попереднього розплавлення флюсів з метою їх заливання у надлив для вальцеливарного цеху виявилось неможливим із-за високої вартості устаткування і витрат по його обслуговуванню.

У зв'язку із збільшенням ціни флюсів, які використовують при комбінованому електродуговому-електрошлаковому обігріві надливів чавунних прокатних валків у вальцеливарному цеху ДЗПВ, встановлювали можливість повторного використання флюсу. Досліджували зміни хімічного складу флюсу АН-60 у процесі електрошлакового обігріву надливу прокатного валка з кулястою формою графіту. Відбір проб шлаку виконували методом занурення сталеві арматури Ø10-12 мм у шлакову ванну до затвердіння шару шлаку. Після охолодження шлак відбивали для дослідження його хімічного складу.

Відбір проб проводили при ЕШО валка з хімічним складом, мас. %: 3,10 С; 1,41 Si; 0,58 Mn; 0,214 P; 0,010 S; 0,34Cr; 0,91 Ni; 0,04 Mg. Температуру шлакової ванни вимірювали ВР термпарою занурення через 60 хв обігріву – 1560 °С, через 120 хв – 1555 °С, через 180 хв – 1560 °С.

Діаметр надливу складав 330 мм, маса валку 2200 кг, тривалість обігріву 180 хв. Порошкоподібний флюс АН-60 вводили в ливарну воронку через спеціальну трубу на струмінь металу, що заливався, при температурі 1320 °С. Порівнювали хімічні склади вихідного флюсу, через 60, 120 і 180 хв після закінчення заливання прокатного валка (табл. 3.4).

Таблиця 3.4 – Хімічний склад флюсу АН-60 у процесі електродугового-електрошлакового обігріву прокатного валка з кулястою формою графіту

№ п/п	Час відбору проби, хв	Хімічний склад, мас, %									
		SiO <sub>2</sub>	CaO	MnO	CaF <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	FeO	P	S	C
1.	До обігріву	47,12	9,47	32,15	7,03	1,36	2,27	0,54	0,019	<b>0,022</b>	0,011
2.	60	50,35	9,60	28,42	2,07	2,43	4,47	1,41	0,031	<b>0,720</b>	0,480
3.	120	52,82	9,52	25,12	2,25	2,55	5,12	1,43	0,029	<b>0,910</b>	0,270
4.	180	53,53	9,28	23,94	2,87	2,63	5,45	1,24	0,020	<b>0,830</b>	0,210

Примітка. ППП – втрати при прожарюванні – інше.

Встановлено збільшення вмісту сірки через 60 хв з початкового 0,022% до 0,720% у  $\approx 33$  рази, через 120 хв до 0,910% у  $\approx 41$  рази і через 180 хв до 0,830% у  $\approx 38$  раз (табл. 3.4).

На початковому етапі підвищення вмісту сірки пов'язано з тим, що при модифікуванні чавуну магнієм утворюється неметалеве включення – сульфід магнію, значна частина якого спливає у верхню шийку і надлив [235]. Але наприкінці процесу ЕШО при температурі шлакової ванни  $>1550$  °С відбувається розкладання сульфідів магнію і чад магнію.

Підвищення вмісту сірки у розплаві більше 0,01% призводить до демодифікування високоміцного чавуну [235]. Тому повторне використання флюсу при електрошлаковому обігріві чавунних прокатних валків з кулястою фо-

рмою графіту є недоцільним у зв'язку з підвищеним вмістом сірки в шлаковій ванні.

Збільшення вуглецю у шлаковій ванні з 0,011% до 0,480% (у 44 рази) через 60 хв обігріву, а потім зменшення до 0,270% на 120 хв і до 0,210% на 180 хв обумовлено його спливанням внаслідок меншої щільності у порівнянні з залізом, а потім взаємодією з оксидами шлакової ванни при температурах  $\approx 1550$  °С.

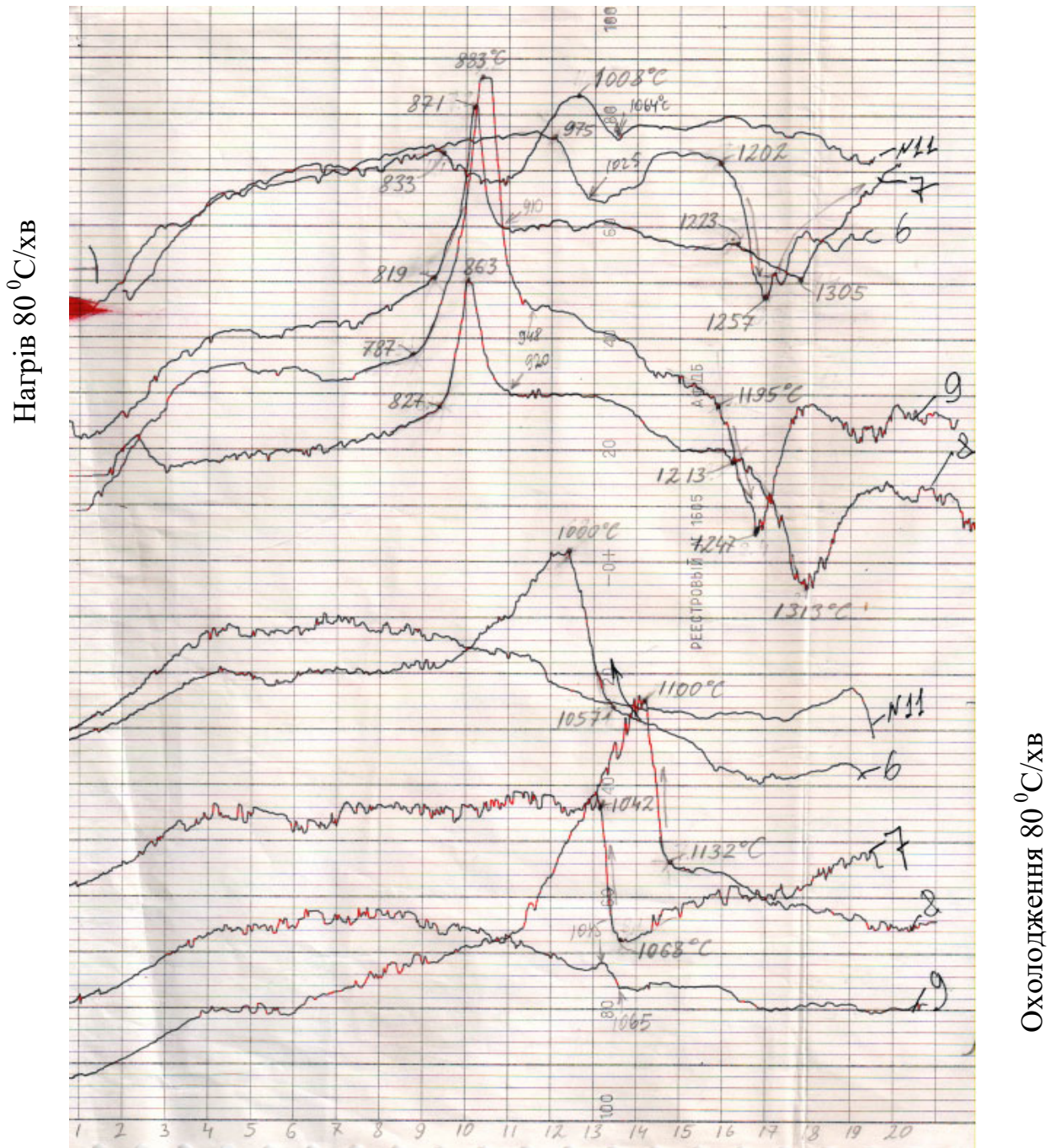
Збільшення діоксиду кремнію у шлаковій ванні через 60 хв обігріву на 6,9%, через 120 хв – на 12,1%, через 180 хв – на 13,6% обумовлено як тим, що футерування опок надливу, нижньої і верхньої шийок виконано формувальною сумішшю ( $\text{SiO}_2$ ) з глиною, яка є зв'язуючим [12], зменшенням кількості  $\text{CaF}_2$  через чад і відновленням  $\text{MnO}$  вуглецем з розплаву чавуну. Зміна вмісту  $\text{CaO}$ ,  $\text{MnO}$ ,  $\text{CaF}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{FeO}$  не лімітує процес обігріву надливу чавунного валка, оскільки основне завдання флюс виконує на протязі всього часу ЕШО, забезпечує виділення теплоти в шлаковій ванні (згідно закону Джоуля–Ленца:  $Q=I^2Rt$ ) та усунення «настилів» металу на стінках надливу.

На рис. 3.14 приведені результати дослідження температур фазових перетворень флюсів АН-60 і АН-1 ( $\text{SiO}_2$  – 40,0%;  $\text{CaO}$  – 20,3%;  $\text{MnO}$  – 18,0%;  $\text{CaF}_2$  – 4,80%;  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – 14,2%;  $\text{FeO}$  – 0,70; P – 0,05%; S – 0,020%;  $\text{K}_2\text{O}+\text{Na}_2\text{O}$  – 1,90%; ППП – останнє.

Аналіз результатів вимірів за допомогою високотемпературного диференціального термічного аналізу показує, що плавлення проб флюсів АН-60 починається вже при температурі 787...883 °С, а плавлення флюсу АН-1 закінчується при значно більшій температурі – 1008 °С. Тому для наведення шлакової ванни у надливі при введенні порошкоподібного флюсу на струмінь металу, що заливається, його розплавлення за рахунок перегріву розплаву, перевагу віддаємо флюсу АН-60 перед флюсом АН-1.

Таким чином, повторне використання флюсу для поповнення шлакової ванни можливо лише на останніх етапах обігріву при виробництві вибілених

валків з пластинчастим графітом з моменту, коли межа виливання досягне центральної зони бочки валка.



7 – відбір проби флюсу в процесі ЕШО через 60 хв; 8 – через 120 хв; 9 – через 180 хв; 6 – через 240 хв; 11 – вихідний склад флюсу АН-1

Рисунок 3.14 – Температури фазових перетворень флюсів АН-60 (6, 7, 8, 9) і АН-1 (11), отриманих за допомогою високотемпературного диференціального термічного аналізу

## Висновки до третього розділу

1. Експериментально встановлено кінетику об'ємної усадки прокатних валків з високоміцного чавуну масою 3,6 т з різними розмірами бочки: діаметр першого у 1,31 раз більший, ніж у другого, а висота менша у 0,52 рази. Визначено, що при охолодженні у комбінованій кокільно-піщаній формі об'ємна усадка валка з меншим діаметром складає 2,4%, що обумовлено прискореним твердінням бочки ( $\tau_{S-B} = 112$  хв) у порівнянні з нижньою шийкою ( $\tau_{S-НШ} = 198$  хв) і передчасним припиненням живлення усадки з надливу. Об'ємна усадка валка з більшим діаметром бочки в 1,5 рази вище – 3,5%, у зв'язку з спрямованим твердінням нижньої шийки ( $\tau_{S-НШ} = 179$  хв) і бочки ( $\tau_{S-B} = 193$  хв).

2. Встановлено, що максимальна усадка відбувається у процесі переміщення межі виливання від кокілю в осьову зону. У валка з більшим діаметром бочки 77,5% рідкого чавуну перейшло з надливу при  $\tau_{ВИЛ} = 78$  хв, а у валка з меншим діаметром – 89% при  $\tau_{ВИЛ} = 45$  хв. Невеликий вплив на кінетику усадки процесу тверднення шийок пояснюється низькою теплоакумлюючою здатністю піщано-глинистої форми у порівнянні з кокілем і малою товщиною затверділого шару металу за цей час.

3. Експериментально встановлено об'ємну усадку прокатних валків з високоміцного чавуну масою: 8,86 т – 4,1% (363 кг), 14,12 т – 2,6% (369 кг) і 17,22 т – 3,9% (668 кг). Визначено, що максимальна усадка 76-99% відбувається при кристалізації рідко-твердої частини бочки і шийок. Температура шлакової і металеві ванни у надливі 1555...1520 °С забезпечила переміщення розплаву і живлення усадки робочого шару бочки та значної частини нижньої шийки, але не затримала твердіння верхньої шийки валків.

4. Відповідно до вимог теорії ливарних процесів тривалість твердіння надливу повинна дорівнювати або бути вище тривалості твердіння вилівка, але в роботі обґрунтована необхідність припинення живлення усадки раніше

– при досягненні сплавом межі живлення, коли припиняється фільтрація розплаву через центр виливка. На сучасному рівні розвитку науки встановити точно межу живлення неможливо, тому запропоновано момент відключення ЕШО надливу ( $\tau_{\text{ЕШО}}$ ) приймати рівним середньому значенню часу досягнення межі виливання і солідус центру верхньої шийки за експериментальними даними за формулою  $\tau_{\text{ЕШО}} = 0,996 \cdot 10^{-3} \cdot D_{\text{П}}^2$ . Нові режими для кожного окремого типорозміру прокатного валка скоротили тривалість обігріву в 1,5-2,5 рази у порівнянні з тривалістю ЕШО, що діяла раніше, 5 годин для валків масою <10 т та 7 годин – для валків  $\geq 10$  т, і впроваджені на АТ «ДЗПВ» (акт від 01.12.2015 р).

5. Встановлено, що перший етап обігріву, який супроводжується максимальною усадкою розплаву з надливу, необхідно проводити з найвищою витратою електроенергії ( $I \approx 1300 \dots 1600 \text{ А}$ ,  $U \approx 45 \dots 50 \text{ В}$ ) на протязі затвердіння рідко-твердої фази бочки валка. За критерієм Б.Б. Гуляєва тривалість першого етапу становить  $\tau = 0,17 \cdot 10^{-3} \cdot D_{\text{Б}}^2$  при охолодженні бочки у кокілі з ливарною фарбою і  $\tau = 0,204 \cdot 10^{-3} \cdot D_{\text{Б}}^2$  – у кокілі з теплоізоляційним покриттям. Зменшення тривалості обігріву надливу з найвищою витратою електроенергії забезпечило зниження витрати електроенергії і термічних напружень по висоті виливка, зменшення витрат графітованих електродів і флюсів, збільшення оборотності кокільного і опочного оснащення (пропозиції внесені у технологічну інструкцію ТИ-00187375-ЛІ-91-2017 і впроваджені на АТ «ДЗПВ»).

6. Визначені особливості процесу твердіння і умови відсутності усадкових дефектів у прокатних валках нового типу з конічними шийками, циліндричними трефами і діаметром бочки в 2 рази більшим, ніж трефи. Запропоновано ступінчастий режим ЕШО надливу, який зменшив тривалість обігріву з 5 год до 112 хв (у 2,7 рази), кількість і розмір усадкових дефектів. Рекомендації апробовані і впроваджені у виробництво.

7. Встановлені умови спрямованого твердіння і відсутності усадкових дефектів у нижніх шийках прокатних валків. Дефекти відсутні, якщо час припинення живлення усадки бочки валка  $\tau_{\text{Б-Ж}}$  більше або дорівнює тривало-

сті припинення живлення усадки нижньої шийки  $\tau_{\text{нш-ж}}$ . За критерієм Б.Б. Гуляєва  $\tau/R^2$  для бочки валка, що охолоджується у кокілі з ливарною фарбою, розраховано співвідношення  $D_{\text{БФ}} \geq 1,83 D_{\text{нш}}$ , а у кокілі з теплоізоляційним покриттям  $D_{\text{БТ}} \geq 1,67 D_{\text{нш}}$ .

8. Моделювання впливу конструкції ливарної форми нижньої шийки з метою запобігання утворенню усадкових дефектів дозволило встановити, що зовнішній кільцевий чавунний холодильник оптимальною товщиною  $\approx 20$  мм забезпечує прискорене твердіння металу нижньої шийки у порівнянні з бочкою. Тепло, що акумулюється, холодильник відводить не в довкілля, а у формувальну суміш з низькою теплопровідністю, а ступінчастий режим обігріву сприяє спрямованому твердінню бочки і верхньої шийки.

9. Досліджено вплив електродугового-електрошлакового обігріву на зміну хімічного складу флюсів АН-60 і АН-1 в шлаковій ванні і температуру їх фазових перетворень. Встановлено збільшення вмісту сірки у  $\approx 33$  рази (з 0,022% до 0,720%) через 60 хв обігріву; через 120 хв – у  $\approx 41$  раз (до 0,910%); через 180 хв – у  $\approx 38$  разів (до 0,830%). Це накладає обмеження на повторне використання флюсу при ЕШО прокатних валків з кулястою формою графіту, в яких підвищення вмісту сірки у розплаві більше 0,01% приводить до демодифікування.

10. Результати всіх виведених формул і критеріїв для розрахунку спрямованого твердіння чавунних прокатних валків зведені у таблицю 3.3.



## **РОЗДІЛ 4. ТЕРМОЧАСОВІ РЕЖИМИ ТВЕРДІННЯ І ЖИВЛЕННЯ УСАДКИ ВИЛИВКІВ ІЗ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ У КОКЛІ ЦИЛІНДРИЧНОЇ, КУЛЬОВОЇ І ПЛАСКОЇ ФОРМИ**

### **4.1 Особливості спрямованого твердіння злитків з вуглецевої сталі**

Виробництво сталевих злитків і виливниць поступово зменшується [167-171] через розширення обсягів виробництва заготовок за допомогою машин безперервного литва (МБЛЗ). Незважаючи на розвиток цієї технології, виробництво злитків у виливницях для ковальського переділу в фасоносталеливарних цехах машинобудівних і металургійних заводів залишається затребуваним [168]. Це обумовлено великою різноманітністю використовуваних марок сталі у машинобудуванні і відносно невеликим об'єм їх споживання, що утрудняє перенастроювання процесу МБЛЗ для одиничного і дрібносерійного виробництва.

При литві у МБЛЗ на робочій поверхні кристалізатора, який виготовлено з міді та з водяним охолодженням, швидко утворюється шар затверділого металу, який витягується з кристалізатора роликками. З цієї миті швидкість охолодження заготовок різко зменшується. Внаслідок цього двофазна рідко-тверда зона тягнеться на глибину до 10-12 м [172], а компенсація усадки тверднення металу на великій глибині заготовки ускладнена із-за низької швидкості фільтрації розплаву з кристалізатору.

Крім того, при твердінні металу розчинність газів зменшується, вони виділяються, утворюючи окремі включення. Їх спливання вгору у надлив швидше здійснюється у злитку з меншої висоти, чим в установці МБЛЗ з глибини 10-12 м. Тому до якості сталі в МБЛЗ пред'являють підвищені вимоги, зокрема, застосовують продування аргоном високої чистоти, вакуумування, технологію піч-ківш, захищають струмінь металу при розливанні нейтральними газами. Ці додаткові витрати значно збільшують собівартість продукції, так що усі сучасні виробництва, як правило, зберегли у своєму складі невеликі ділянки розливання злитків у виливниці, а також ділянки по

невеликі ділянки розливання злитків у виливниці, а також ділянки по виробництву виливниць для власних потреб.

Технологія безперервного литва має більш високі техніко-економічні показники, проте слід пам'ятати, що при виробництві спокійних марок сталі у невеликі виливниці якість металу злитка порівняна із заготовок МБЛЗ тих же розмірів. Це обумовлено тим, що у злитку усі неметалеві включення і гази спливають у надлив, який після твердіння металу відрізається.

Для злитків спокійних марок сталі застосовують надливні надставки, які відливають з сірого чавуну або вуглецевої сталі. Внутрішню частину надливної надставки викладають вогнетривкою цеглиною або набивають теплоізолюючою сумішшю. Сталь, що знаходиться у надливній надставці, повинна затвердіти після кристалізації злитка, забезпечити живлення усадки, спливання газів і неметалічних включень. Для зменшення витрат на форму надливної надставки останнім часом застосовують теплоізоляційні вставки, які закріплюють на стінках виливниці.

У процесі заливки сталевих злитків, робочу поверхню виливниці захищають суміші шлаків, які розплавляються за рахунок температури перегріву розплаву. Частина такої суміші, у вигляді рідкого шлаку, після спливання вгору утепляє дзеркало металу надливу і зменшує непродуктивні втрати металу на надлив.

Екзотермічні суміші, а згори них теплоізолюючі суміші, які засипають після закінчення заливки, повинні забезпечувати уповільнення тривалості твердіння розплаву у надливі. Проте при збільшенні маси злитка збільшується тривалість його твердіння. Так, злиток масою 18,8 т твердне  $\approx 6$  год 12 хв; 36,5 т –  $\approx 9$  год; 71,5 т –  $\approx 14$  год 39 хв (розрахунки виконані нами для злитків ПАО "Энергомашпецсталь" при твердінні 100% твердої фази за методикою [116-117]).

Жодна екзотермічна суміш не може ефективно виділяти тепло впродовж декількох годин [173-175]. Тому для масивних злитків стають не ефек-

тивними технології утеплення надливу екзотермічними і теплоізолюючими сумішами.

Таким чином, усадкова шпаристість поширюється на половину висоти злитка. Частина дрібних дефектів заварюється у процесі кування, але при окисленні внутрішньої поверхні усадкової шпаристості ці дефекти мнутья, а після кування виявляються ультразвуковим контролем у вигляді смуг і рядків. Проведення УЗК злитка до кування, дозволяє чітко виявити наявність усадкової шпаристості майже до половини висоти злитка.

Так, згідно з дослідженнями ЦЗЛ ПАО " Энергомашспецсталь", із злитка масою 55,3 т (С-0,40%; Si-0,28%; Mn-1,49%; P-0,009%; S - 0,003; Cr-1,92%; Ni-1,06%; Mo-0,20%; Cu-0,16%; V-0,006%; Al-0,005%; As-0,009%; Sn - 0,011; Pb-0,002%), залитого сифонним способом у захисному середовищі аргону з використанням вогнетривкого припасу виробництва Німеччини, після кування була отримана плита розміром 3390x1530 мм (рис. 4.1).

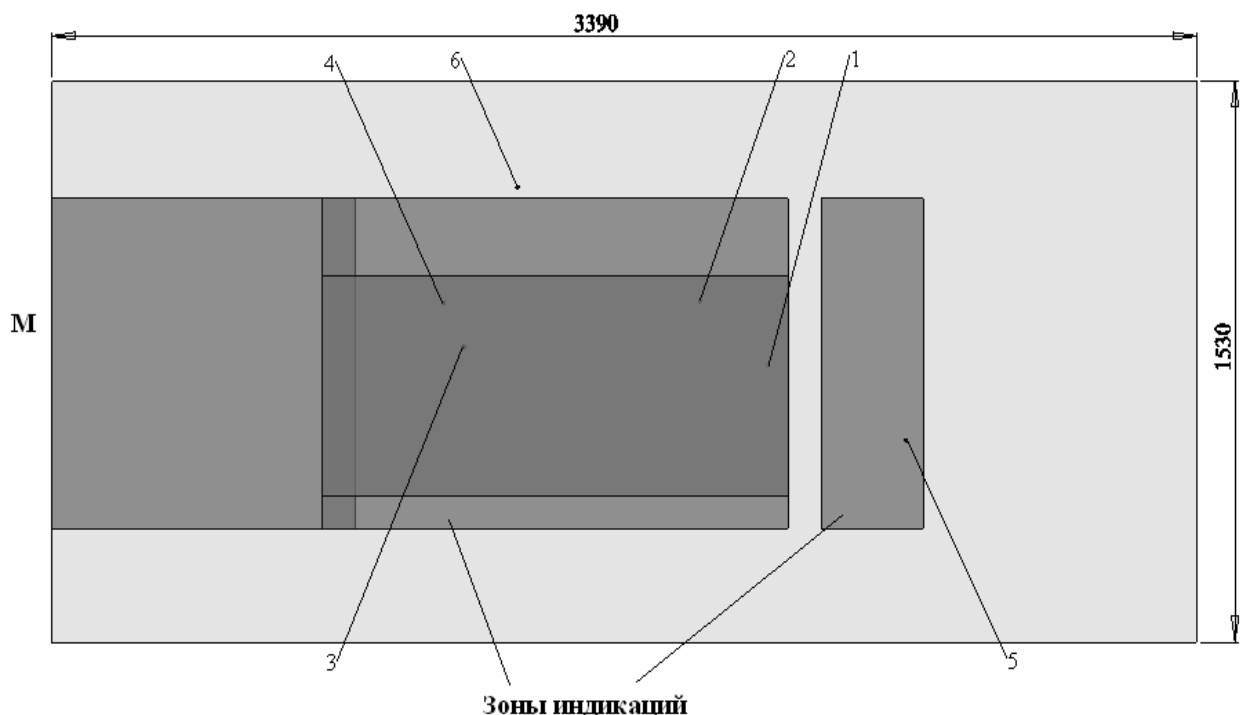


Рисунок 4.1 – Дефектограма УЗК плити, отриманої після кування із злитка масою 55,3 т, із зонами дефектів розміром 5,2...5,3 мм, що залягають на глибину більше половини висоти злитка

Після термічної обробки плити (загартування і відпустка) УЗК виявлено велика область індикацій, у тому числі з еквівалентними діаметрами більше 5,0 мм, що є неприпустимим згідно технічної специфікації (SEP 1921 гр.3 клас D/d). У результаті проведеного дослідження ЦЗЛ ПАО "Енергомашспецсталь" встановлено, що виявленим дефектам відповідають великі плівкоподібні ендогенні неметалеві включення. Як ліквідаційні ділянки, так і метал біля них містить численні пори, напевно, усадкового походження (рис. 4.2).



Рисунок 4.2 – Мікроструктура ділянки зразка від плити з усадковими порами,  $\times 100$

У висновку ЦЗЛ вказано, що протяжність області зі скупченнями таких дефектів складає практично  $2/3$  частини виготовленої поковки плити, що є браком. Крім того, такі дефекти зафіксовані на злитках різних марок сталей, маса яких більше 18 т. Наприклад, у [2] приведено сірчаний відбиток з дрібною усадковою шпаристістю у осьовій зоні майже до половини висоти зливка масою 12,5 т (рис. 4.3).

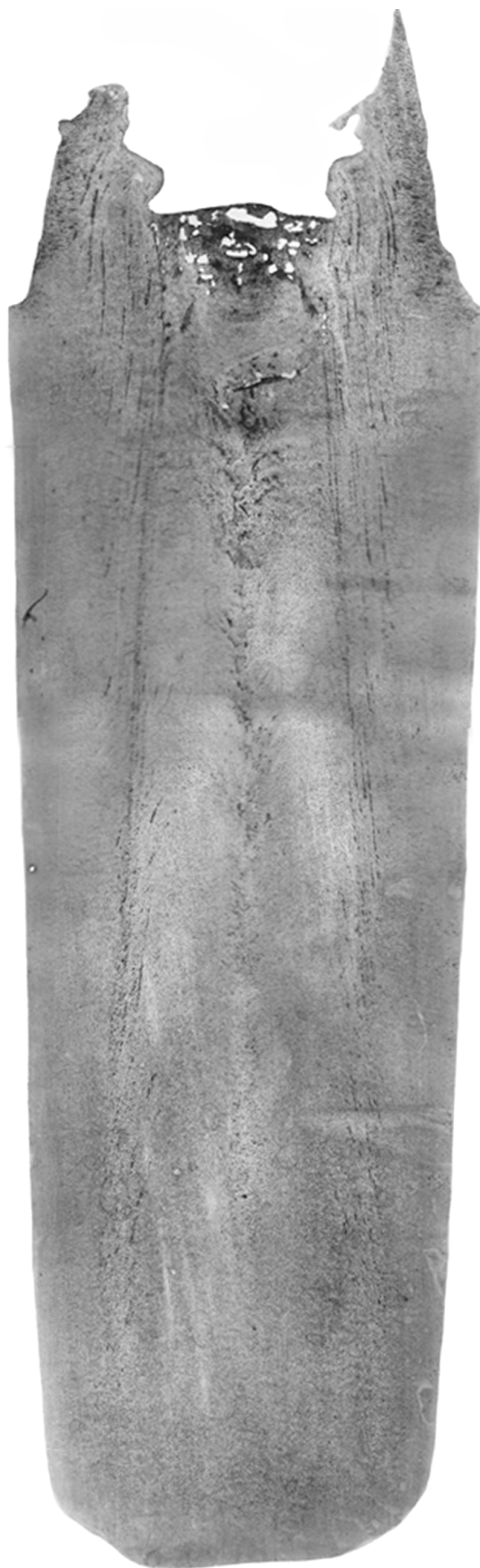


Рисунок 4.3 – Сірчаний відбиток поперечного перерізу злитка масою 12,5 т марганцево-кременистої сталі 08Г2С з дрібними усадковими дефектами до половини висоти злитка [2]

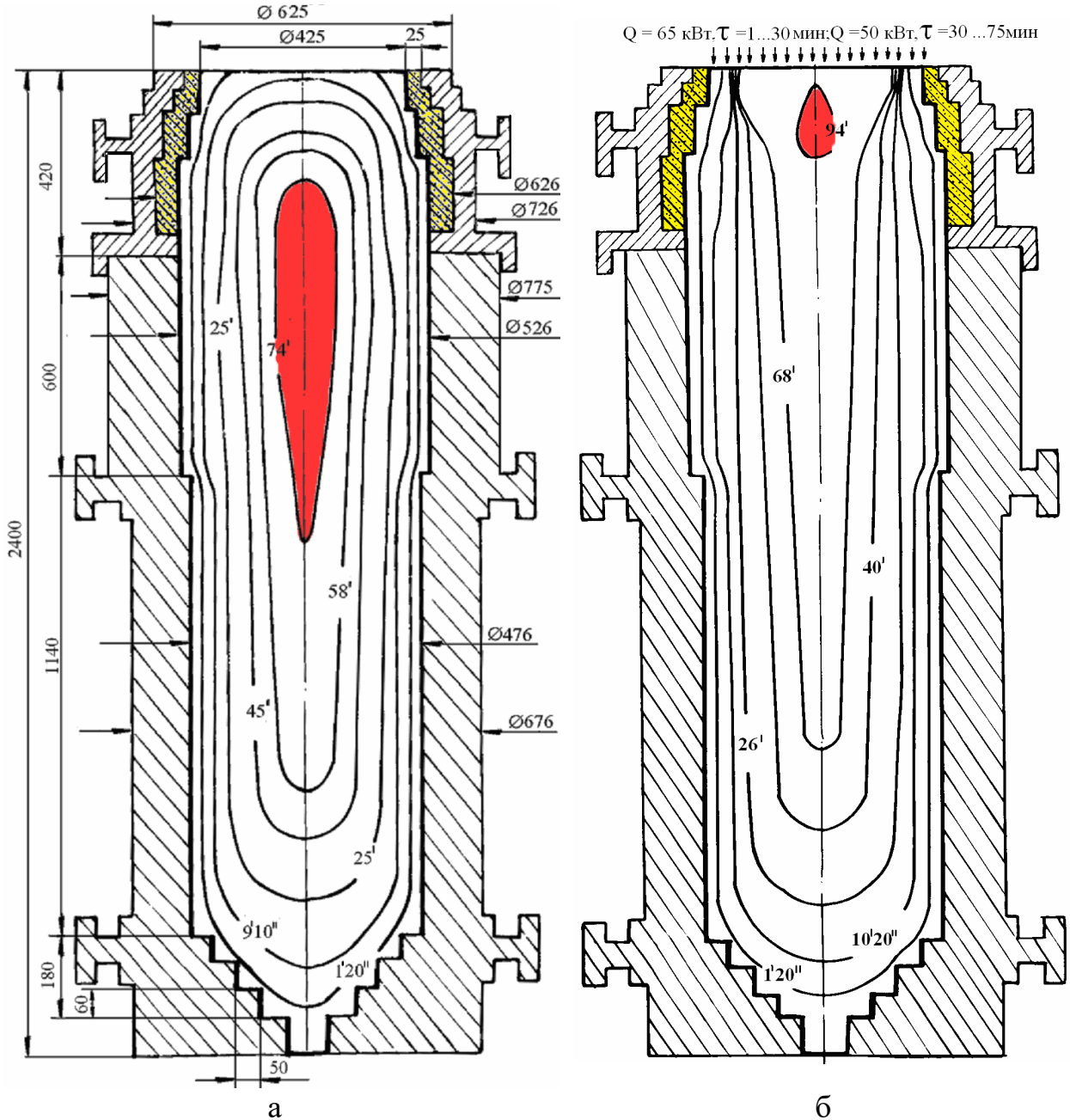
Для оцінки глибини залягання усадкової шпаристості в осьовій зоні під надливом нами проведено моделювання процесу твердіння сталевого злитка масою 3000 кг з використанням моделі [2] і наступними прийнятими початковими даними:  $T_3 = 1575^{\circ}\text{C}$ ,  $T_L = 1505^{\circ}\text{C}$ ,  $T_S = 1450^{\circ}\text{C}$ ,  $\lambda_{ж} = 23 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$ ,  $\lambda_{ж-т} = 25 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$ ,  $\lambda_M = 55 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$ ,  $\lambda_{к} = 36 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$ ,  $C_{ж} = 920 \text{ Дж/кг}\cdot\text{К}$ ,  $C_M = 753 \text{ Дж/кг}\cdot\text{К}$ ,  $C_{к} = 500 \text{ Дж/кг}\cdot\text{К}$ ,  $C_{\phi} = 1046 \text{ Дж/кг}\cdot\text{К}$ ,  $\rho_{ж} = 7000 \text{ кг/м}^3$ ,  $\rho_{ж-т} = 7100 \text{ кг/м}^3$ ,  $\rho_M = 7500 \text{ кг/м}^3$ ,  $\rho_{к} = 7300 \text{ кг/м}^3$ ,  $\rho_{\phi} = 1800 \text{ кг/м}^3$ ,  $\lambda_{кр} = 0,2 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$ ,  $X_{кр} = 7 \cdot 10^{-4}$ ,  $\lambda_r = 5 \cdot 10^{-2} \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$ ,  $\lambda_{\phi} = 0,93 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$ ;  $T_{\phi} = 90^{\circ}\text{C}$ .

Теплоту фазового переходу сталі з рідкого в твердий стан прийняли  $\chi = 259 \text{ кДж/кг}$ , за умови, що  $0,2\chi$  виділяється в інтервалі температур  $T_L - (T_L - 10^{\circ})$ ,  $0,2\chi$  в інтервалі температур від  $(T_L - 10^{\circ})$  до  $(T_L - 30^{\circ})$ ,  $0,6\chi$  до  $(T_S + 15)$  до  $T_S$ . У евтектоїдному інтервалі температур при  $760^{\circ}\dots 780^{\circ}\text{C}$  виділення теплоти складає  $\chi_3 = 140 \text{ кДж/кг}$ . Матеріал кокілью і опок – сірий чавун, внутрішня поверхня надливної надставки виконана із шамоту. У сітковій області кількість осередків по радіусу – 20, по висоті – 41, розрахунковий крок за часом – 5 с (рис. Б.1).

Аналіз результатів показав утворення великого теплового вузла у зоні, що обмежена ізосолідус  $74^{\text{I}}$  (рис. 4.4а). Відсутність спрямованого твердіння і живлення усадки з надливу вказує на формування усадкової шпаристості навіть в нижній частині цієї зони. Оскільки маса злитка відносно не велика, то кількість усадкових дефектів теж невелика і в процесі кування вони частково заваряться, так що при не занадто високих вимогах до якості металу окислена плівка всередині усадкової мікропори виявиться у вигляді невеликої зігнутої смужки. Для забезпечення спрямованого від низу до верху твердіння злитка моделювали різні режими підведення тепла до дзеркала металу надливу.

На рис. 4.4б приведений остаточний варіант розрахунку найбільш раціонального режиму обігріву: з першої до 30 хвилини – 65 кВт, з 31 до 75 хвилини – 50 кВт (рис. Б.2). Спрямоване твердіння злитка підтверджують ізосолідус  $40^{\text{I}}$ ,  $68^{\text{I}}$ , а останні порції розплаву твердіють у верхній частині надливу

на 94 хвилині (червоним кольором показана зона утворення теплових вузлів). Таким чином, обігрів надливу забезпечує усунення усадкових дефектів у вилівку, проте дані про раціональну тривалість обігріву сталевих вилівок відсутні.



$t_i$  і  $t_{ii}$  – час у хвиликах і секундах положення фронту твердіння ізосолідус (100% твердої фази);  $Q=65$  кВт,  $\tau=1...30$  хв і  $Q=50$  кВт,  $\tau=31...75$  хв – розрахунковий режим підведення тепла до дзеркала металу надливу

Рисунок 4.4 – Процес твердіння сталевого злитка масою 3000 кг за прийнятою технологією (а) і з ступінчастим обігрівом дзеркала металу надливу (б)

## 4.2 Вплив вмісту вуглецю в сталевих виливках, що твердіють в кокілі циліндричної, плоскої і кульової форми, за критерієм Б.Б. Гуляєва на межу солідус для $x/R=1$

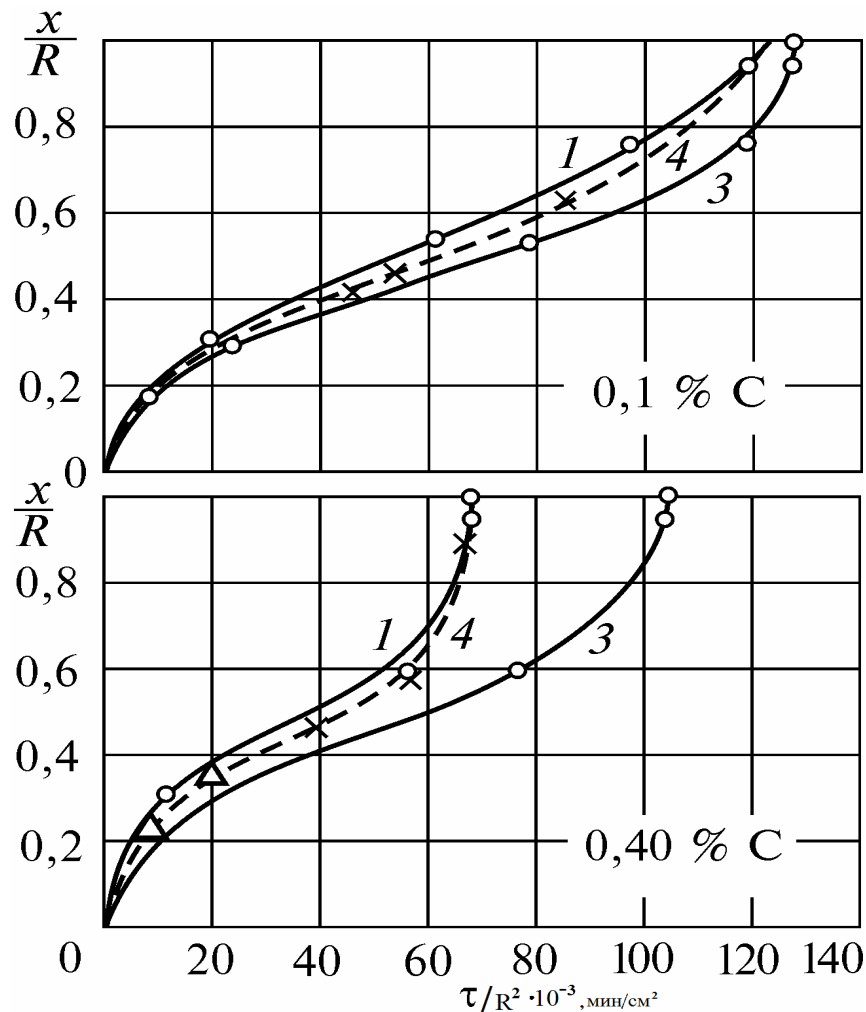
Для розрахунків використали експериментальні виміри твердіння у кокілі циліндричних виливків зі сплавів Fe-C з вмістом вуглецю 0,04%; 0,1% і 0,4% (рис. 4.5); 0,93% і 1,42% (рис. 4.6); 2,44%; 3,28%; 4,45%; 4,83%, які приведені у роботах Б.Б. Гуляєва, О.Н. Магницького, Л.М. Постнова та ін. [17]. Проведено оцифровку тривалості твердіння осьової зони виливку ( $X/R=1$ ) за критерієм Б.Б. Гуляєва ( $\tau/R^2$ ) для положення межі виливання, ліквідус та солідус. Отримані результати дев'яти експериментальних досліджень інтерполювали в діапазоні складів 0,04 ... 4,83%С, їх аналіз наведено для сталі у розширеному масштабі кривих на графіках у розділах 4.2 та 4.3, для чавуну – у розділах 4.4 та 4.5, а загальні висновки для тривалості твердіння в інтервалі температур ліквідус-солідус, межі виливання та ЕШО виливків зі сплавів Fe-C – у розділах 4.6 та 4.7.

Як зазначено вище, спрямоване твердіння виливка залежить від живлення усадки з надливу через центральну (осьову) зону. Від температури ліквідус до межі виливання розплав може здійснювати макроскопічне переміщення з надливу до частини виливку, де проходить кристалізація металу. В рідко-твердому інтервалі в'язкість сплаву підвищується поступово, що не перешкоджає руху розплаву.

Після переходу сплаву межі виливання до температури солідус утворюється дендритний каркас, який утруднює живлення усадки. В цьому рідко-твердому інтервалі можливо переміщення тільки по капілярах між дендритними гілками до границі живлення (див. рис. 3.12). Визначення глибини руху і динаміки фільтрації розплаву по капілярах в процесі кристалізації для встановлення температури та часу переходу до границі живлення з урахуванням змочування розплавом твердої фази, хімічний склад яких постійно змінюється



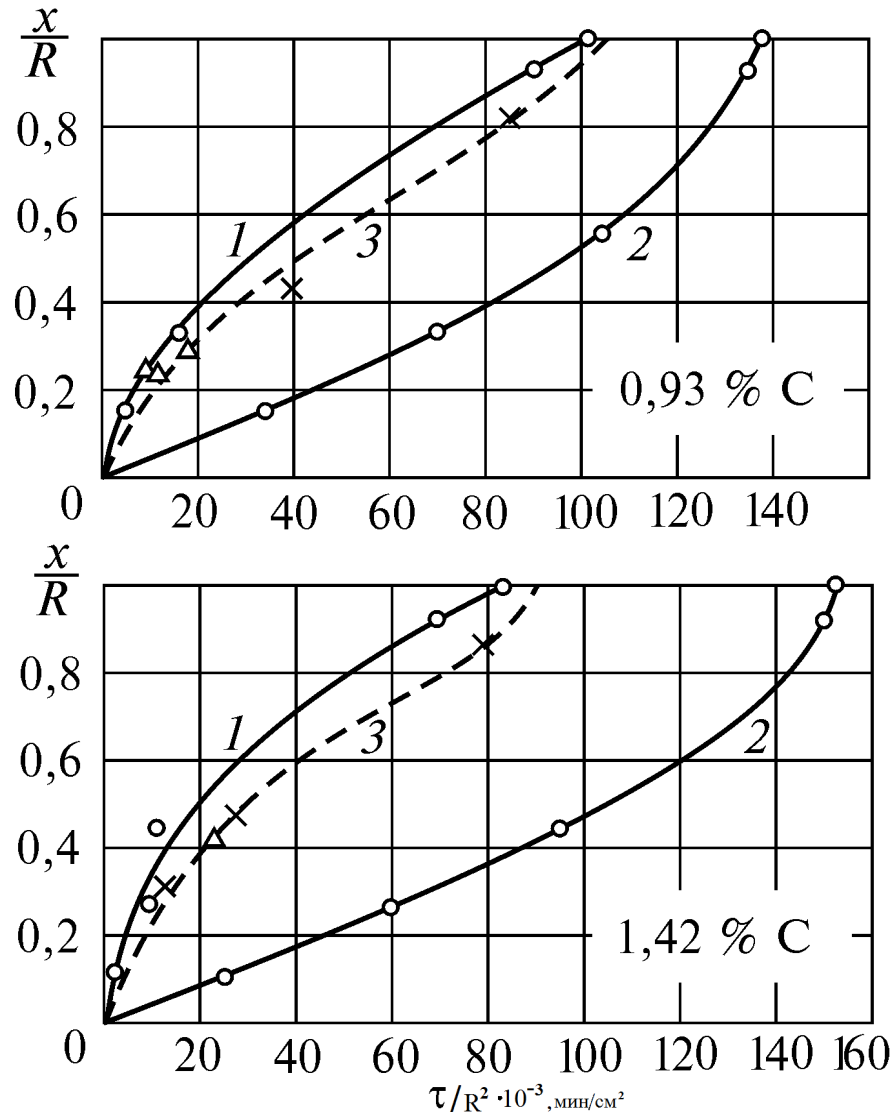
ся – являє собою складну науково-технічну проблему, яка не має рішення сьогодні.



1 – межа закінчення "стояння" температури ліквідус; 3 – межа закінчення "стояння" температури солідус; 4 – межа виливання; о – вимір температури термопарою; х – виливання розплаву;  $\Delta$  – введення індикатору; шкала абсцис –  $\tau/R^2 \cdot 10^{-3}$ , хв/см<sup>2</sup>; шкала ординат –  $x/R$

Рисунок 4.5 – Кінетика твердіння у кокоті циліндричних виливків із сплавів Fe-C з перитектичним перетворенням з 0,1% і 0,4% вуглецю [17]

В зоні мікроскопічних переміщень розплав, що залишився, відокремлюється на окремі об'єми. В них утворюється усадкова шпаристість, оскільки живлення усадки таких об'ємів відсутня (див. рис. 3.12).



1 – межа закінчення "стояння" температури ліквідус; 3 – межа закінчення "стояння" температури солідус; 4 – межа виливання; о – вимір температури термопарою; х – виливання розплаву; Δ – введення індикатору; шкала абсцис –  $\tau/R^2 \cdot 10^{-3}$ , хв/см<sup>2</sup>; шкала ординат –  $x/R$

Рисунок 4.6 – Кінетика твердіння у коклілі циліндричних виливків зі сплавів Fe-C з вмістом вуглецю 0,93% і 1,42% (типу твердих розчинів) [17]

Для зручності використання результатів обробки експериментальних термографічних досліджень у сталеливарних цехах наведено приклади розрахунку тривалість твердіння у коклілі циліндричного виливку. Так, для вуглецевої сталі з 0,1% С потрібно оцінити момент, коли фронт твердіння солі-

дус (100% твердої фази) досягне осі виливка  $x/R=1$ . Згідно результатам оцифровки значення тривалості твердіння солідус за критерієм Б.Б. Гуляєва дорівнює  $\tau/R^2 \cdot 10^{-3} = 126$  хв/см<sup>2</sup> (див. 3 на рис. 4.5) або за формулою:

$$\tau_{S(0,1C)} = 0,126 \cdot R^2 \text{ [хв]}.$$

Аналогічним чином розраховали загальну тривалість твердіння у кокоті циліндричних виливків з відносною товщиною  $X/R=1$  зі сплавів Fe-C з вмістом вуглецю 0,04%, 0,4%, 0,93% і 1,42% за формулами:

$$\tau_{S(0,04C)} = 10,10 \cdot 10^{-2} \cdot R^2, \quad (4.1)$$

$$\tau_{S(0,1C)} = 12,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2, \quad (4.2)$$

$$\tau_{S(0,4C)} = 10,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2, \quad (4.3)$$

$$\tau_{S(0,93C)} = 13,70 \cdot 10^{-2} \cdot R^2, \quad (4.4)$$

$$\tau_{S(1,42C)} = 15,20 \cdot 10^{-2} \cdot R^2, \quad (4.5)$$

де  $R$  – радіус, см;  $\tau_S$  – час твердіння 100% твердої фази (солідус), хв

Відомо [5,17,176], що співвідношення тривалості твердіння виливків у ливарних формах "плита", "циліндр" і "куля" рівної товщини і радіусів складає по М.І. Хворінову 1: 0,25: 0,11. Тоді орієнтуючись на результати експериментального розрахунку тривалості тверднення виливку у циліндричній формі ( $\tau_{Ц}$ ) можливо перерахувати за коефіцієнтами  $k_{Ц-Пл}$  і  $k_{Ц-К}$  час твердіння виливку у пласкій ( $\tau_{Пл}$ ) і кульовій ( $\tau_{К}$ ) формах:

$$\tau_{Пл} = k_{Ц-Пл} \cdot \tau_{Ц} = 4 \cdot \tau_{Ц},$$

$$\tau_{К} = k_{Ц-Ш} \cdot \tau_{Ц} = 0,44 \cdot \tau_{Ц},$$

Для визначення умов спрямованого твердіння необхідно порівняти тривалість твердіння окремих елементів виливка. Наприклад, розрахуємо тривалість твердіння фасонного сталевого виливка (40Л ГОСТ 977-88), який скла-

дається з вертикально встановлених елементів: плити завтовшки 100 мм, циліндра Ø300 мм і кулі Ø350 мм.

Тривалість твердіння плити завтовшки 100 мм ( $R = 5$  см) складе:

$$1. \tau_{S(0,4C)} = 4 \cdot 10,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 42,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 42,00 \cdot 10^{-2} \cdot (5)^2 = 10,5 \text{ хв.}$$

2. Тривалість твердіння циліндра Ø300 мм ( $R = 15$  см) складе:

$$\tau_{S(0,4C)} = 10,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 10,50 \cdot 10^{-2} \cdot (15)^2 = 23,6 \text{ хв.}$$

3. Тривалість твердіння кулі Ø350 мм ( $R = 17,5$  см) складе:

$$\tau_{S(0,4C)} = 0,44 \cdot 10,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 4,62 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 4,62 \cdot 10^{-2} \cdot (17,5)^2 = 14,1 \text{ хв.}$$

За результатами приведенного розрахунку куля Ø350 мм затвердіє раніше ніж циліндрична частина виливка Ø300 мм. Це вказує на відсутність спрямованого тверднення і утворення усадкових дефектів у циліндрі.

Для усунення таких дефектів необхідно збільшити діаметр кулі таким чином, щоб тривалість її тверднення дорівнювала або перевищувала тривалості тверднення циліндричної частини. Для цього достатньо виконати розрахунок по формулі:

$$R = \sqrt{\frac{\tau_{Ц}}{4,62 \cdot 10^{-2}}} = \sqrt{\frac{23,6}{4,62 \cdot 10^{-2}}} = 22,6 \text{ см}$$

Загальний час твердіння усього виливку складе 23,6 хв. Визначення загальної тривалості твердіння виливку дозволить виключити прорив рідкого металу у процесі транспортування ливарної форми.

Таким чином, достатньо швидко можливо оцінити вірогідність утворення усадкових дефектів, скорегувати технологію лиття виливку відносно простої конфігурації і визначити загальну тривалість твердіння. Більш точне удосконалення конструкції ливарної форми потребує моделювання процесів на ПК.

Перерахування тривалості твердіння для кулі і плити виконували за коефіцієнтами  $k_{Ц-К}$  та  $k_{Ц-Пл}$ , а загальні результати зведені у таблицю 4.1.

Таблиця 4.1 – Тривалість твердіння за температурою солідус сталевих виливків кульової, циліндричної і плоскої форми при  $x/R=1$  у кокілі за критерієм Б.Б. Гуляєва

Ливарна форма виду	Тривалість твердіння $\tau_S$ (хв) при вмісті вуглецю в сплаві, %				
	0,04	0,1	0,4	0,93	1,42
Плита	$\tau_{S(0,04C)} = 40,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(0,1C)} = 50,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(0,4C)} = 42,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(0,93C)} = 55,20 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(1,42C)} = 60,80 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
Циліндр	$\tau_{S(0,04C)} = 10,10 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(0,1C)} = 12,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(0,4C)} = 10,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(0,93C)} = 13,70 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(1,42C)} = 15,20 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
Куля	$\tau_{S(0,04C)} = 4,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(0,1C)} = 5,54 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(0,4C)} = 4,62 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(0,93C)} = 6,07 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(1,42C)} = 6,69 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$

Примітка.  $R$  – половина товщини виливку виду "плита" або радіус "циліндра" і "кулі", см

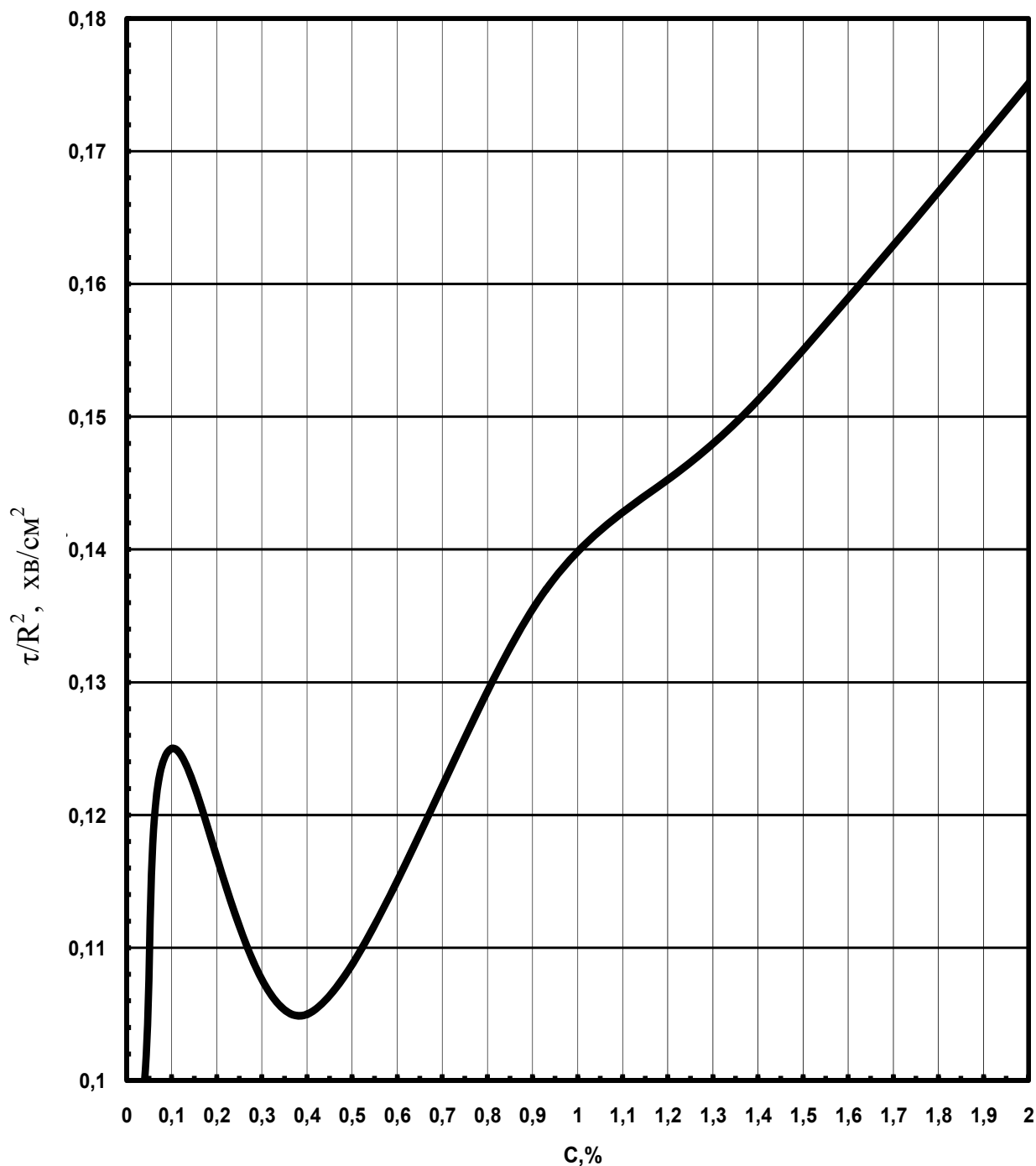
На рис. 4.7 – 4.9 побудовано графіки впливу вмісту вуглецю в сталевих виливках, що твердіють в кокілі циліндричної, плоскої і кульової форми на межу солідус за критерієм Б.Б.Гуляєва для  $x/R=1$ , користуючись якими можливо для різного складу вуглецю, конфігурацій і розмірів виливку встановити тривалість твердіння 100% твердої фази.

Наприклад, для сталі з 1,0% вуглецю тривалість твердіння виліву у циліндричному кокілі згідно рис. 4.7 складе:

$$\tau_{S(1,0C)} = 0,140 \cdot R^2 \text{ [хв].}$$

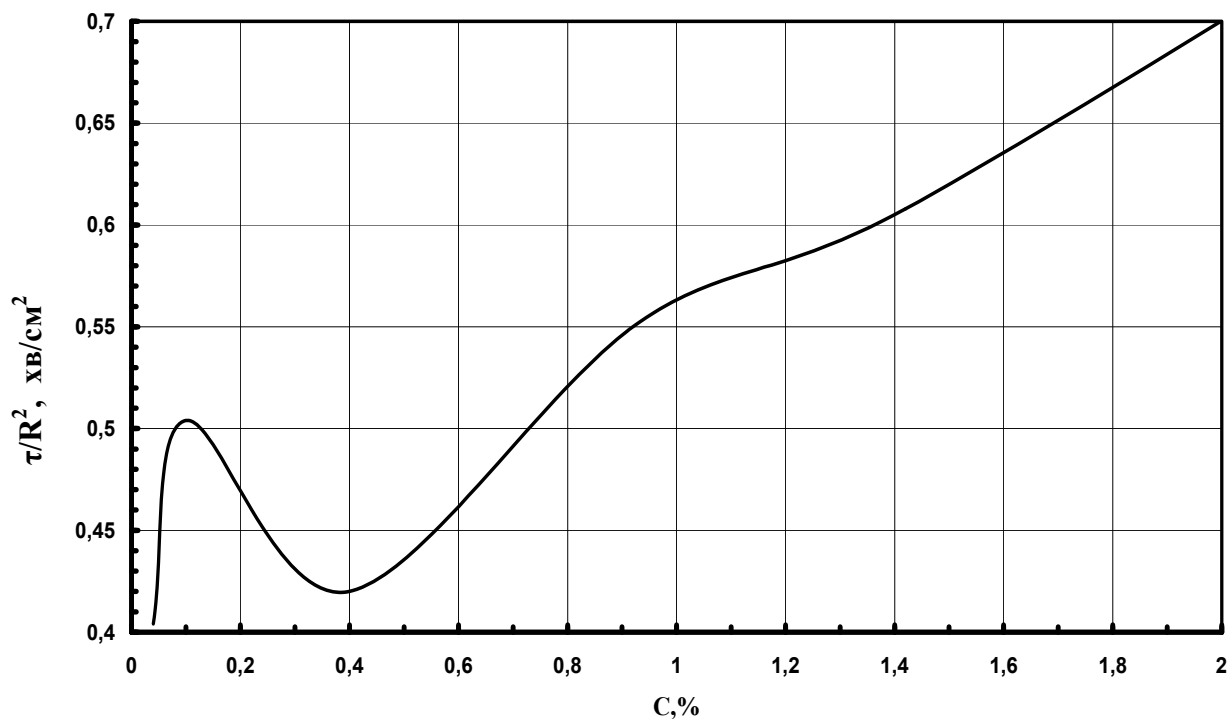
Якщо радіус виливку 22,5 см, то  $\tau_{S(l,0C)}$  дорівнює:

$$\tau_{S(l,0C)} = 0,140 \cdot (22,5)^2 = 70,9 \text{ хв} \approx 71 \text{ хв}$$



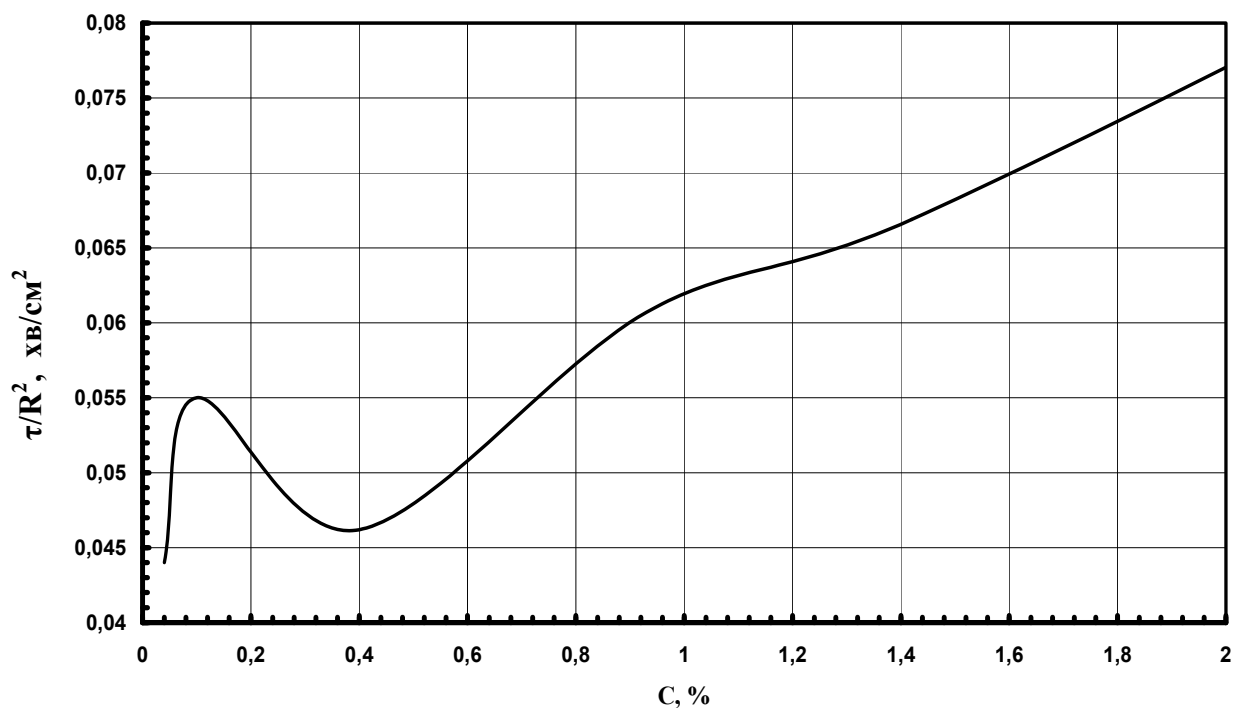
R – радіус циліндричного виливка, см;  $\tau$  – час твердіння (100% солідус), хв

Рисунок 4.7 – Вплив вмісту вуглецю в сталевих виливках, що твердіють в кокоті циліндричної форми на межу солідус за критерієм Б.Б.Гуляєва



$R$  – половина товщини виливку, см;  $\tau$  – час твердіння (100% солідус), хв

Рисунок 4.8 – Вплив вмісту вуглецю в сталевих виливках, що твердіють в кокільній плоскій формі на межу солідус за критерієм Б.Б.Гуляєва



$R$  – радіус, см;  $\tau$  – час твердіння (100% солідус), хв

Рисунок 4.9 – Вплив вмісту вуглецю в сталевих виливках, що твердіють в кокільній кульовій формі на межу солідус за критерієм Б.Б.Гуляєва

### 4.3 Визначення впливу вмісту вуглецю в сталевих виливках, що твердіють в кокілі циліндричної, кульової і пласкої форми, за критерієм Б.Б. Гуляєва на межу виливання для $x/R=1$

Згідно рис. 4.5-4.6 встановлювали час, коли межа виливання досягне осі виливку ( $x/R=1$ ) і сплав перейде з рідко-твердого у твердо-рідкий стан. Для циліндричних виливків із сплавів Fe-C з вмістом вуглецю 0,04%, 0,4%, 0,93% і 1,42% при охолодженні у кокілі після оцифровки отримали наступні формули:

$$\tau_{B(0,04C)} = 9,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2, \quad (4.6)$$

$$\tau_{B(0,1C)} = 12,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2, \quad (4.7)$$

$$\tau_{B(0,4C)} = 6,91 \cdot 10^{-2} \cdot R^2, \quad (4.8)$$

$$\tau_{B(0,93C)} = 10,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2, \quad (4.9)$$

$$\tau_{B(1,42C)} = 9,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2, \quad (4.10)$$

де  $R$  – радіус, см;

$\tau_B$  – час досягнення межі виливання осі виливку, хв

Враховуючи, що співвідношення тривалості твердіння виливків у ливарних формах "плита", "циліндр" і "куля" рівної товщини і радіусу складають 1: 0,25: 0,11, формули 4.6-4.10 зведені у таблицю 4.2.

Наприклад, необхідно визначити час, коли межа виливання досягне осі фасонного сталевого виливка (40Л ГОСТ 977-88), який складається з декількох характерних елементів: пласкої стінки завтовшки 100 мм, циліндра  $\varnothing 300$  мм і кулі  $\varnothing 350$  мм.



Тоді межа виливання досягне центру плити завтовшки 100 мм через:

$$\tau_{B(0,4C)} = 27,64 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 0,2764 \cdot (5)^2 = 6,9 \text{ хв}$$

Межа виливання досягне осі циліндра Ø 300 мм через:

$$\tau_{B(0,4C)} = 6,91 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 0,0691 \cdot (15)^2 = 15,5 \text{ хв}$$

Межа виливання досягне осі кулі Ø 350 мм через:

$$\tau_{B(0,4C)} = 3,04 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 0,0304 \cdot (17,5)^2 = 9,3 \text{ хв.}$$

Максимальний час досягнення межі виливання є у циліндричній частині фасонного виливка Ø300 мм – 15,5 хв. Тому живлення усадки і макропереміщення розплаву з надливу можливо лише до цього часу. Для умов спрямованого твердіння необхідно збільшити розмір кулі і тривалість твердіння до 15,5 хв.

Таблиця 4.2 – Тривалість проникнення межі виливання центру виливку зі сталі, що твердіє у кокілі циліндричної, плоскої і кульової форми за критерієм Б.Б. Гуляєва

Ливарна форма виду	Тривалість досягнення межі виливання до центру виливку $\tau_B$ (хв) при вмісті вуглецю у сплаві, %				
	0,04	0,1	0,4	0,93	1,42
Плита	$\tau_{B(0,04C)} = 38,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(0,1C)} = 48,80 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(0,4C)} = 27,64 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(0,93C)} = 41,90 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(1,42C)} = 36,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
Циліндр	$\tau_{B(0,04C)} = 9,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(0,1C)} = 12,20 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(0,4C)} = 6,91 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(0,93C)} = 10,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(1,42C)} = 9,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
Куля	$\tau_{B(0,04C)} = 4,22 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(0,1C)} = 5,37 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(0,4C)} = 3,04 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(0,93C)} = 4,62 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(1,42C)} = 3,96 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$

Примітка. R – половина товщини виливку виду "плита" або радіус "циліндра" і "кулі", см

На рис. 4.10 – 4.12 побудовано графіки впливу вмісту вуглецю в сталевих виливках, що твердіють в кокілі циліндричної, кульової і плоскої форми на межу виливання за критерієм Б.Б.Гуляєва для  $x/R=1$ .

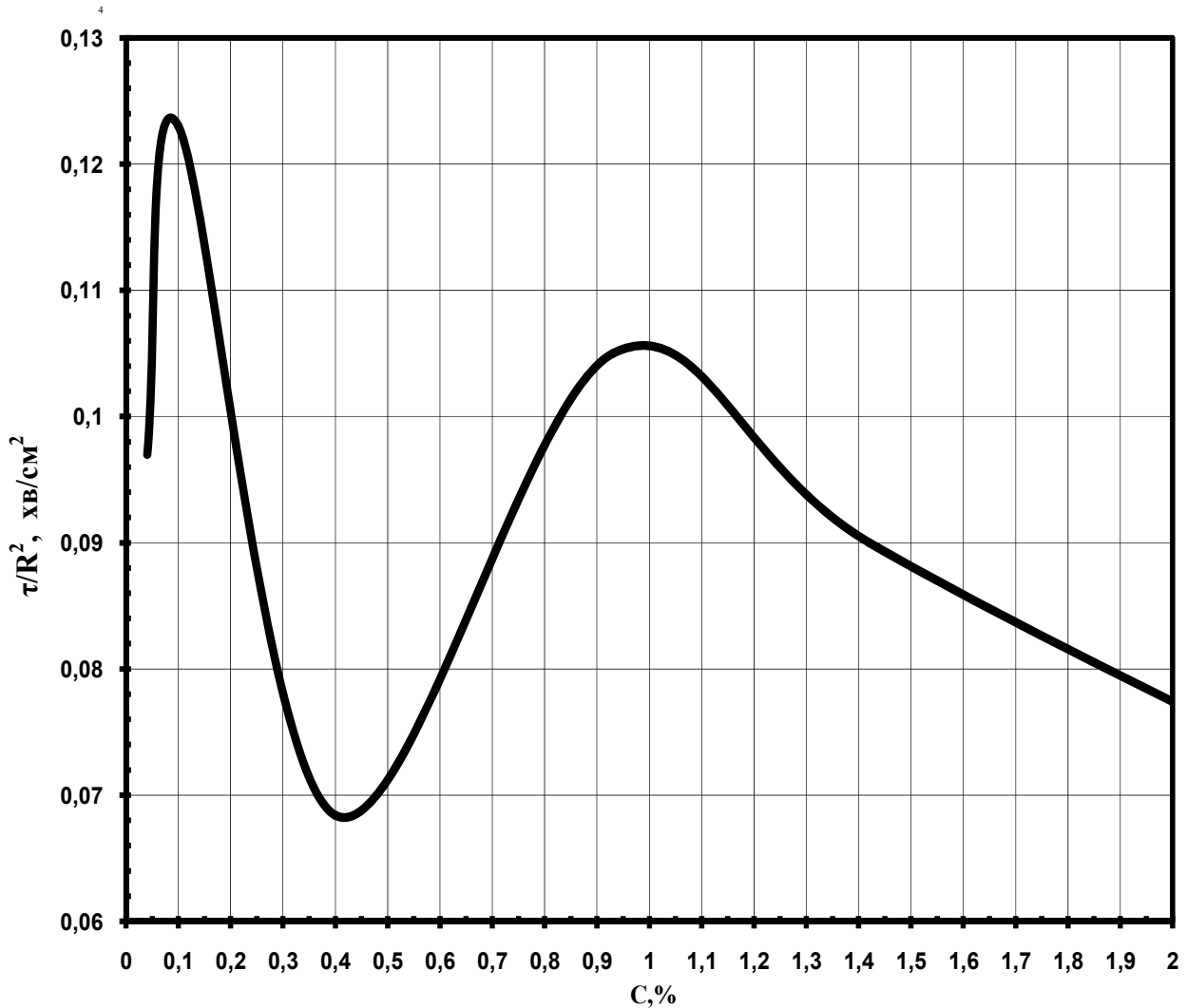


Рисунок 4.10 – Вплив вмісту вуглецю в сталевих виливках, що твердіють в кокілі циліндричної форми на межу виливання за критерієм Б.Б.Гуляєва для  $x/R=1$ :  $\tau$ , хв,  $R$ , см

Наприклад, для сталі з 0,2% С тривалість досягнення межі виливання для  $x/R=1$ , що охолоджується у циліндричному кокілі або виливниці, складе згідно рис. 4.10:

$$\tau_{B(0,2C)} = 0,10 \cdot R^2 \text{ [хв]}.$$

Якщо радіус виливку 20 см, то межа виливання досягне центру через:

$$\tau_{B(0,2C)} = 0,10 \cdot (20)^2 = 40 \text{ хв}$$

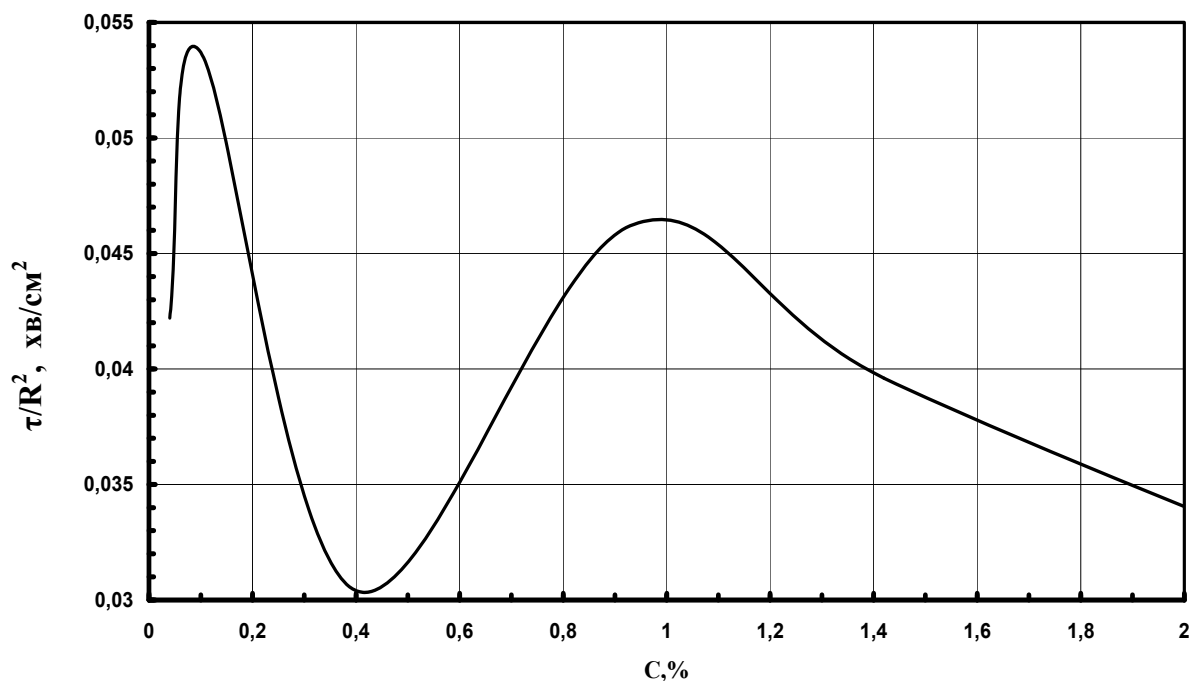


Рисунок 4.11 – Вплив вмісту вуглецю в сталевих виливках, що твердіють в кокілі кульової форми на межу виливання за критерієм Б.Б.Гуляєва для  $x/R=1$

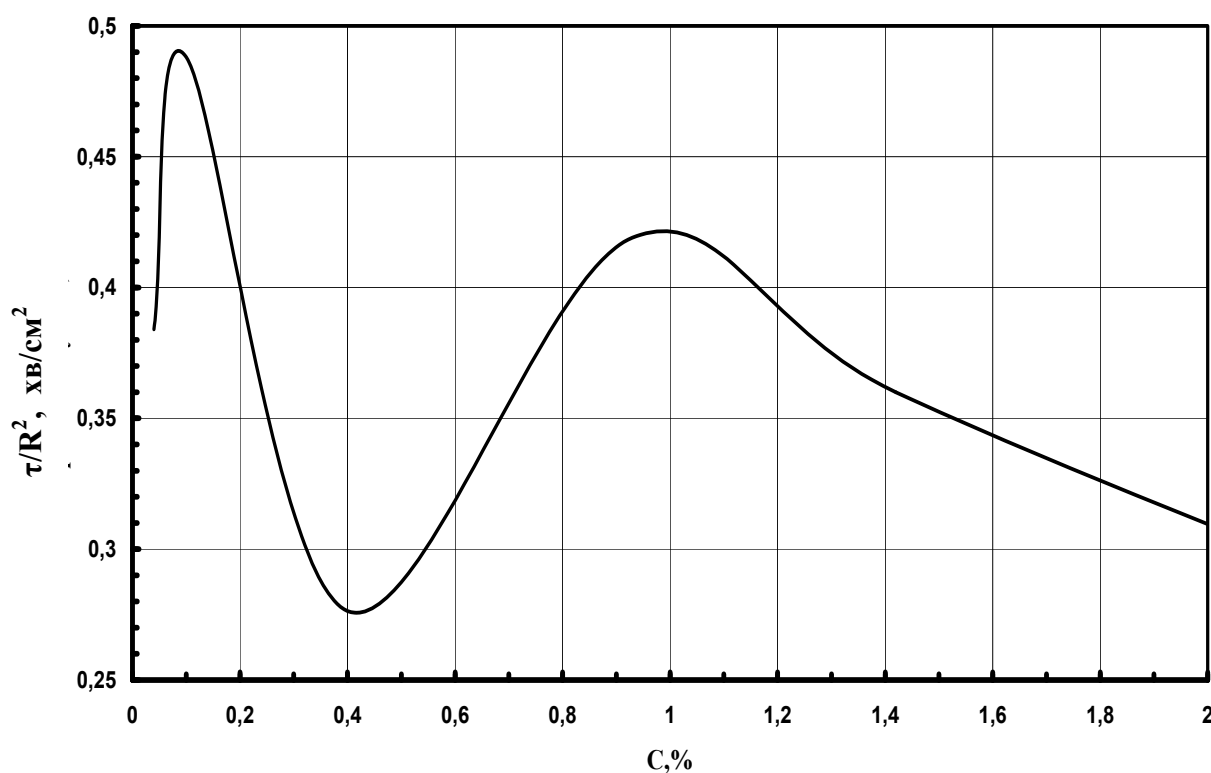


Рисунок 4.12 – Вплив вмісту вуглецю в сталевих виливках, що твердіють в кокілі плоскої форми на межу виливання за критерієм Б.Б.Гуляєва для  $x/R=1$ :  $R$  – половина товщини виливку, см;  $\tau$  – час, хв

#### 4.4 Розрахунок раціональної тривалості обігріву надливу сталевих виливків

Розрахунки тривалості обігріву чавунних прокатних валків, які наведені у розділі 3, були успішно апробовані і впроваджені на діючому виробництві. Тому і для сталевих виливків момент відключення обігріву надливу приймали, як середнє значення часу між межею виливання і твердінням 100% твердої фази. Обумовлено це тим, що встановити температуру і час переходу сплаву із зони локальних переміщень в зону утворення усадкової шпаристості (рис. 3.12) не представляється можливим. Для циліндричного виливку радіусом  $R$  (см) зі сталі з 0,4%С згідно формул (4.8) і (4.3) тривалість обігріву ( $\tau_{\text{Э}}$ , хв) дорівнює:

$$\tau_{\text{Э}(0,4\text{C})} = 0,5 (\tau_{\text{В}(0,4\text{C})} + \tau_{\text{S}(0,4\text{C})}) = 0,5 (6,91+10,50) \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 8,71 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 \quad (4.11)$$

Наприклад, у сталевому злитку (40Л) діаметром 800 мм усадкова раковина буде відсутня, якщо тривалість обігріву надливу становить:

$$\tau_{\text{Э}(0,4\text{C})} = 8,71 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 0,0871 \cdot (40)^2 = 139,4 \text{ хв} \approx 140 \text{ хв}$$

Але відповідно до теорії ливарних процесів тривалість обігріву надливу повинна припинятися тільки після охолодження злитка або виливку до температури солідус, що складає:  $\tau_{\text{S}(0,4\text{C})} = 10,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 0,1050 \cdot (40)^2 = 168 \text{ хв}$ .

Таким чином, тривалість обігріву можливо зменшити на 28 хв. Окрім скорочення непродуктивних втрат електроенергії, флюсу, циклу використання опок і кокілів, забезпечується зниження перепаду температур між нижньою і верхньою частинами виливку, а, отже, і зменшується рівень залишкових напруг. Усі виведені формули для розрахунку тривалості обігріву надливу сталевих виливків циліндричної, пласкої і кульової форми, які твердіють у кокілі зведені у таблицю 4.3.

На рисунках 4.13 – 4.15 приведено вплив вмісту вуглецю в сталевих виливках, що твердіють у циліндричному, кульовому та пласкому кокілі, на тривалість обігріву надливу за критерієм Б.Б.Гуляєва для  $x/R=1$ .

Таблиця 4.3 – Тривалість обігріву надливу ( $\tau_{\text{Э}}$ , хв) сталевих виливків циліндричної, пласкої і кульової форми, які твердіють у кокілі

Ливарна форма виду	Тривалість обігріву надливу $\tau_{\text{Э}}$ (хв) при вмісті вуглецю у сплаві, %				
	0,04	0,1	0,4	0,93	1,42
Плита	$\tau_{\text{Э}(0,04\text{C})} = 39,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{Э}(0,1\text{C})} = 49,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{Э}(0,4\text{C})} = 34,84 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{Э}(0,93\text{C})} = 48,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{Э}(1,42\text{C})} = 48,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
Циліндр	$\tau_{\text{Э}(0,04\text{C})} = 9,85 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{Э}(0,1\text{C})} = 12,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{Э}(0,4\text{C})} = 8,71 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{Э}(0,93\text{C})} = 12,10 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{Э}(1,42\text{C})} = 12,10 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
Куля	$\tau_{\text{Э}(0,04\text{C})} = 4,33 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{Э}(0,1\text{C})} = 5,46 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{Э}(0,4\text{C})} = 3,83 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{Э}(0,93\text{C})} = 5,32 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{Э}(1,42\text{C})} = 5,32 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$

Примітка. R – половина товщини виливку виду "плита" або радіус "циліндра" і "кулі", см

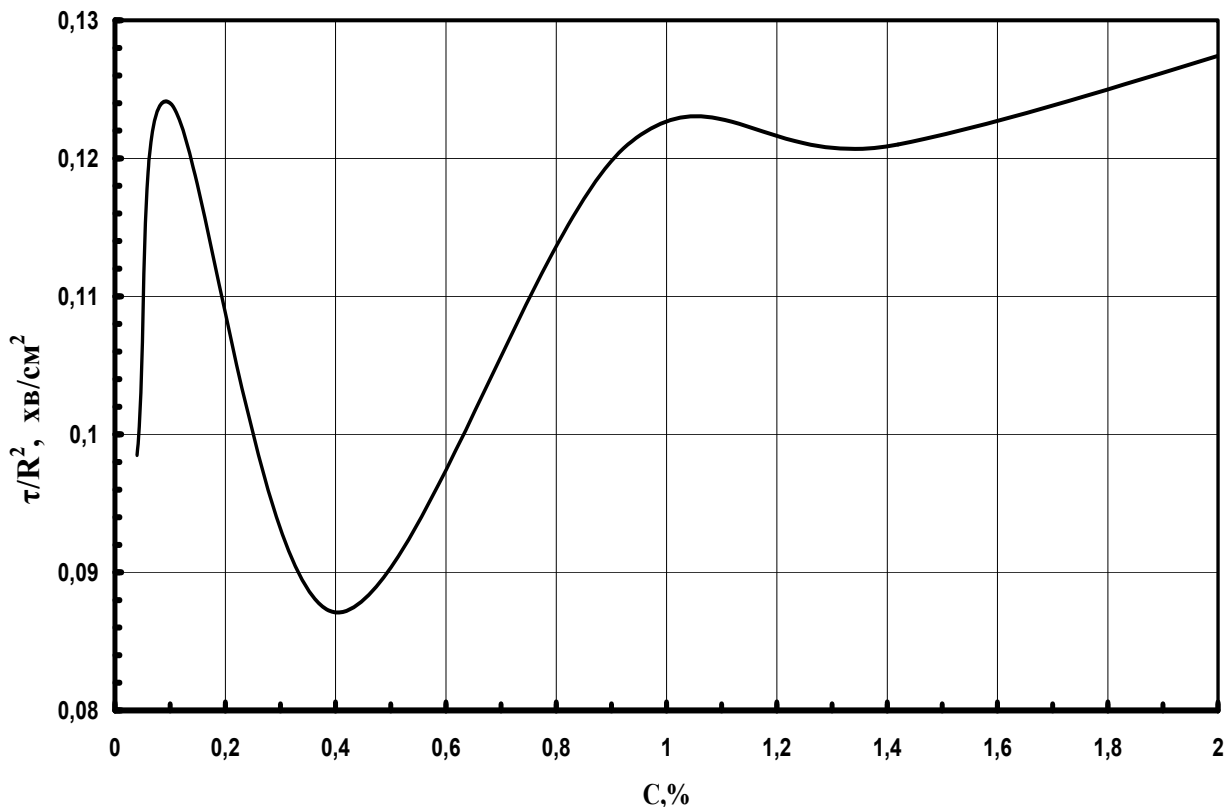


Рисунок 4.13 – Вплив вмісту вуглецю в сталевих виливках, що твердіють у циліндричному кокілі, на тривалість обігріву надливу ( $\tau$ , хв) за критерієм Б.Б.Гуляєва для  $x/R=1$

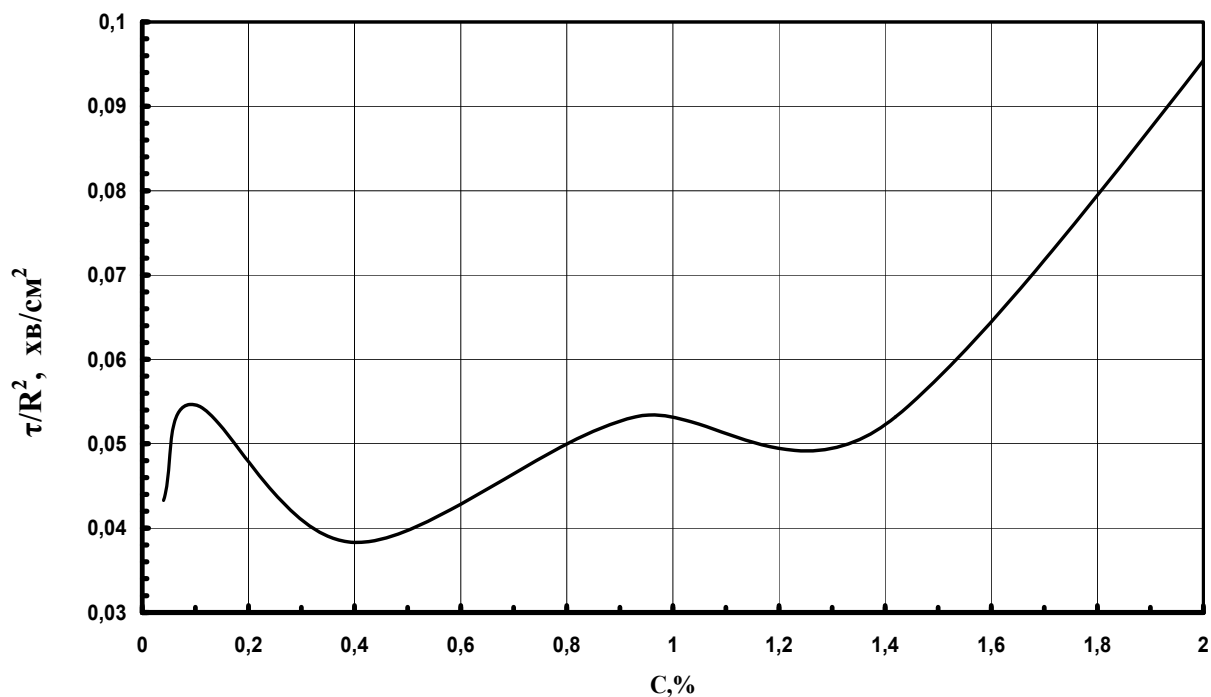


Рисунок 4.14 – Вплив вмісту вуглецю в сталевих виливках, що твердіють у кульовому коклі, на тривалість обігріву надливу ( $\tau$ , хв) за критерієм Б.Б.Гуляєва для  $x/R=1$

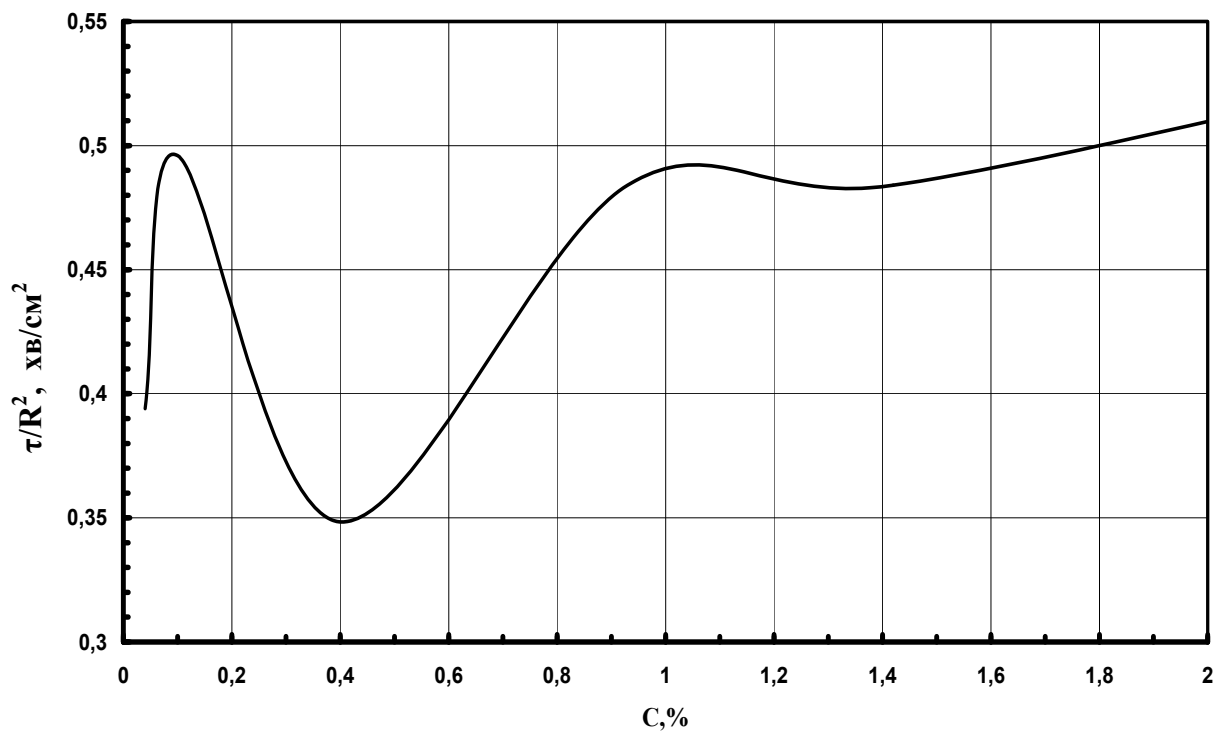


Рисунок 4.15 – Вплив вмісту вуглецю в сталевих виливках, що твердіють у плоскому коклі, на тривалість обігріву надливу ( $\tau$ , хв) за критерієм

Б.Б.Гуляєва для  $x/R=1$

Наприклад, для сталі з 0,9% С, що охолоджується в циліндричному кокілі або виливниці, тривалість обігріву надливу складе згідно рис. 4.13:

$$\tau_{\text{Э}(0,9\text{C})} = 0,12 \cdot R^2 \text{ [хв]}$$

Якщо  $R = 20$  см, то час живлення усадки дорівнює:

$$\tau_{\text{Э}(0,9\text{C})} = 0,12 \cdot (20)^2 = 48 \text{ хв}$$

Раніше рекомендували припиняти обігрів після твердіння 100% твердої фази. У таблиці 4.4 наведено формули, за якими можливо розрахувати зменшення тривалості обігріву надливу сталевих виливків циліндричної, пласкої і кульової форми, що твердіють у кокілі у порівнянні з раніше діючою технологією.

По графіку на рис. 4.16 можливо встановити для будь якого складу вуглецю у сталевому виливку, зменшення тривалості обігріву надливу сталевих виливків циліндричної, пласкої і кульової форми, що твердіють у кокілі.

Таблиця 4.4 – Зменшення тривалості ( $\tau_{\text{м-Э}}$ , хв) обігріву надливу сталевих виливків циліндричної, пласкої і кульової форми, що твердіють у кокілі у порівнянні з раніше діючою технологією

Ливарна форма виду	Зменшення тривалості обігріву надливу $\tau_{\text{м-Э}}$ (хв) при вмісті вуглецю у сплаві, %				
	0,04	0,1	0,4	0,93	1,42
Плита	$\tau_{\text{м-Э}(0,04\text{C})} = 1,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{м-Э}(0,1\text{C})} = 0,80 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{м-Э}(0,4\text{C})} = 7,16 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{м-Э}(0,93\text{C})} = 6,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{м-Э}(1,42\text{C})} = 12,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
Циліндр	$\tau_{\text{м-Э}(0,04\text{C})} = 0,25 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{м-Э}(0,1\text{C})} = 0,20 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{м-Э}(0,4\text{C})} = 1,79 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{м-Э}(0,93\text{C})} = 1,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{м-Э}(1,42\text{C})} = 3,10 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
Куля	$\tau_{\text{м-Э}(0,04\text{C})} = 0,11 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{м-Э}(0,1\text{C})} = 0,04 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{м-Э}(0,4\text{C})} = 0,09 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{м-Э}(0,93\text{C})} = 0,70 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\text{м-Э}(1,42\text{C})} = 1,36 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$

Примітка. R – половина товщини виливку виду "плита" або радіус "циліндра" і "кулі", см

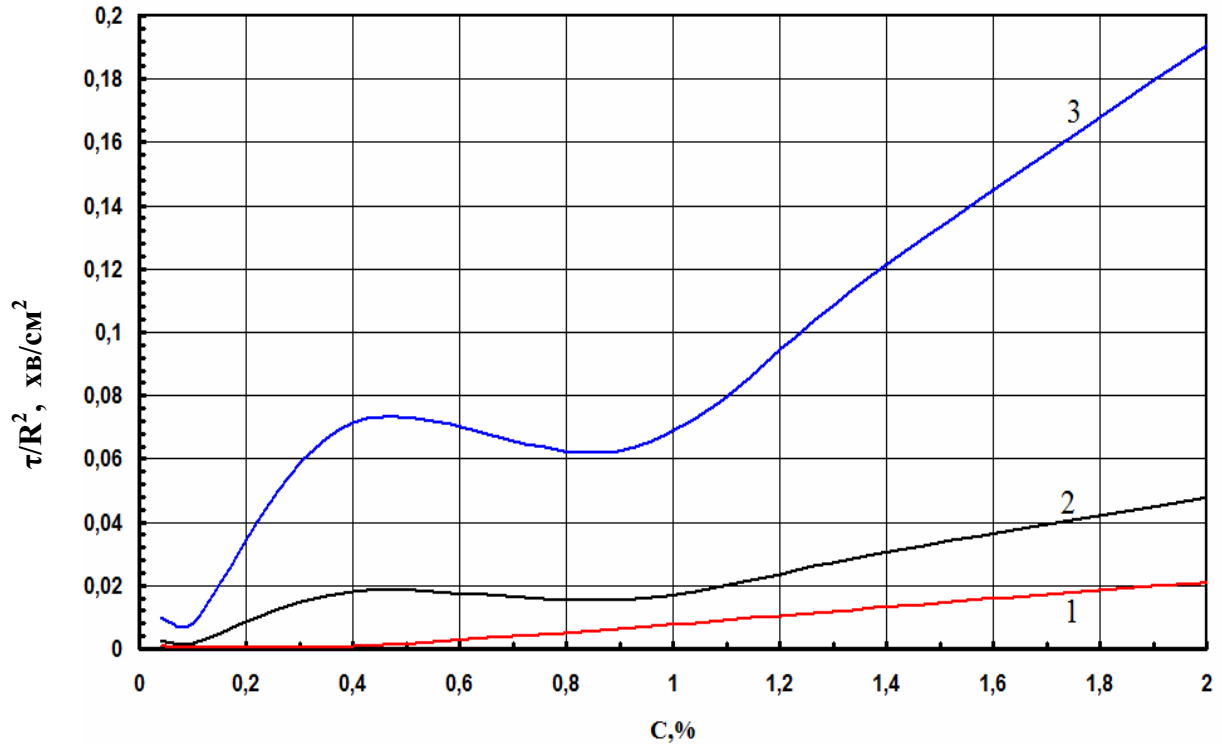


Рисунок 4.16 – Зменшення тривалості обігріву надливу ( $\tau$ , хв) сталевого виливку при охолодженні у кокілі кульової (1), циліндричної (2) і плоскої (3) форми у порівнянні з раніше діючою технологією

Наприклад, для циліндричного виливку з вмістом 1,3%С зменшення тривалості обігріву надливу складе:

$$\tau_{m-\text{Э}(1,3C)} = 0,024 \cdot R^2 \quad [\text{хв}].$$

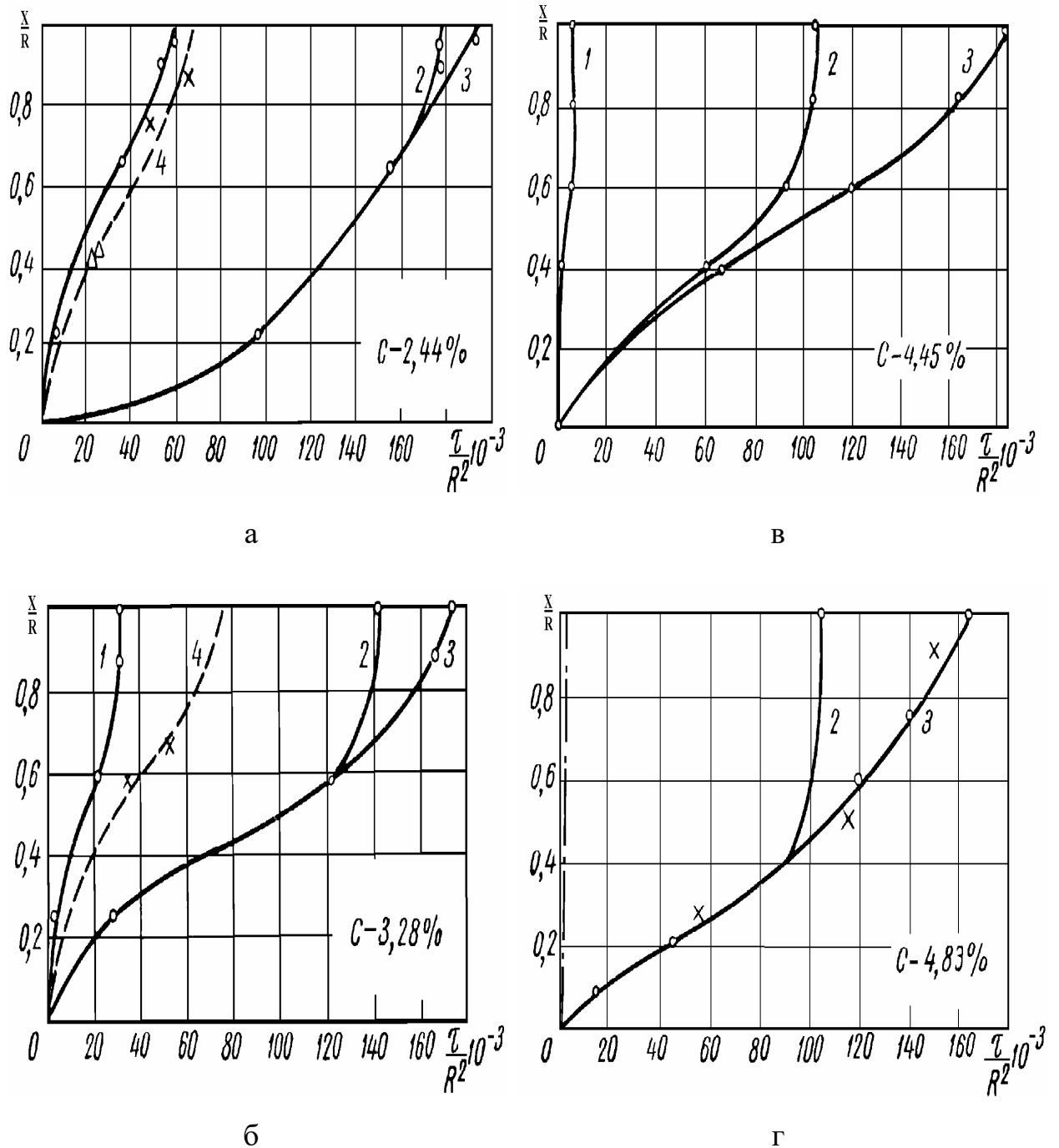
При  $R = 50$  см обігрів надливу зменшиться на:

$$\tau_{m-\text{Э}(1,3C)} = 0,024 \cdot 50^2 = 60 \text{ хв}.$$

#### 4.5 Вплив вмісту вуглецю у чавунних виливках, що твердіють в кокілі циліндричної, плоскої і кульової форми, за критерієм Б.Б.Гуляєва на межу солідус, виливання і тривалість обігріву для $x/R=1$

Розрахунки проводили за експериментальними кривими твердіння [17] циліндричних виливків зі сплавів Fe-C з вмістом вуглецю 2,44%; 3,28%, 4,45% і 4,83% (рис. 4.17).





1 – межа закінчення "стояння" температури ліквідус; 2 – межа початку "стояння" температури солідус; 3 – межа закінчення "стояння" температури солідус; 4 – межа виливання; о – результати вимірювання температури термopами; х – виливання розплаву; Δ – введення індикатору;  $\tau/R^2 \cdot 10^{-3}$ , хв/см<sup>2</sup>

Рисунок 4.17 – Кінетика твердіння циліндричних виливків Fe-C сплавів з вмістом вуглецю 2,44%, 3,28%, 4,45% і 4,83% [17]

Обробку експериментальних кривих проводили аналогічно, як і для сталевих виливків (див. розділи 4.2, 4.3) за критерієм Б.Б. Гуляєва. У таблиці 4.5 приведені формули для розрахунку тривалості твердіння у кокілі чавунних виливків, які мають форму кулі, циліндра і плити при  $x/R=1$ .

Таблиця 4.5 – Тривалість твердіння у кокілі чавунних виливків, які мають форму кулі, циліндра і плити за критерієм Б.Б. Гуляєва при  $x/R=1$

Ливарна форма виду	Тривалість твердіння $\tau_S$ (хв) при вмісті вуглецю у сплаві, %			
	2,44	3,28	4,45	4,83
Плита	$\tau_{S(2,44C)} = 77,24 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(3,28C)} = 69,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(4,45C)} = 73,84 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(4,83C)} = 65,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
Циліндр	$\tau_{S(2,44C)} = 19,31 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(3,28C)} = 17,35 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(4,45C)} = 18,46 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(4,83C)} = 16,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
Куля	$\tau_{S(2,44C)} = 8,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(3,28C)} = 7,63 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(4,45C)} = 8,12 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{S(4,83C)} = 7,22 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$

Примітка. R – половина товщини виливку виду "плита" або радіус "циліндра" і "кулі", см

У таблиці 4.6 наведено формули для розрахунку часу досягнення межі виливання чавунного виливку, що твердіє у кокілі циліндричної, плоскої і кульової форми, а у таблиці 4.7 – тривалість обігріву надливу при  $x/R=1$ .

По виведених формулах на рис. 4.18 побудовано графік впливу вмісту вуглецю у сплавах Fe-C на тривалість твердіння 100% твердої фази в циліндричних виливках, які охолоджуються у кокілі, тривалість обігріву надливу, час досягнення межі виливання і ліквідус при  $x/R=1$ .

Таблиця 4.6 – Час досягнення межі виливання центру чавунного вилив-  
ку, що твердіє у кокілі циліндричної, плоскої і кульової форми за критерієм  
Б.Б. Гуляєва

Ливарна форма виду	Тривалість $\tau_B$ (хв) проникнення межі виливання до центру вилив- ка при вмісті вуглецю у сплаві, %			
	2,44	3,28	4,45	4,83
Плита	$\tau_{B(2,44C)} = 27,28 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(3,28C)} = 30,56 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(4,45C)} = 72,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(4,83C)} = 62,44 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
Циліндр	$\tau_{B(2,44C)} = 6,82 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(3,28C)} = 7,64 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(4,45C)} = 18,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(4,83C)} = 15,61 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
Куля	$\tau_{B(2,44C)} = 3,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(3,28C)} = 3,36 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(4,45C)} = 7,92 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{B(4,83C)} = 6,87 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$

Примітка. R – половина товщини виливку виду "стінка" або радіус "циліндра" і " кулі", см

Таблиця 4.7 –Тривалість обігріву надливу  $\tau_{\Delta}$  (хв), що твердіє у кокілі  
циліндричної, плоскої і кульової форми за критерієм Б.Б. Гуляєва при  $x/R=1$

Ливарна форма виду	Тривалість обігріву надливу $\tau_{\Delta}$ (хв) при вмісті вуглецю у сплаві, %			
	2,44	3,28	4,45	4,83
Стінка	$\tau_{\Delta(2,44C)} = 52,28 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\Delta(3,28C)} = 50,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\Delta(4,45C)} = 72,92 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\Delta(4,83C)} = 64,04 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
Циліндр	$\tau_{\Delta(2,44C)} = 13,07 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\Delta(3,28C)} = 12,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\Delta(4,45C)} = 18,23 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\Delta(4,83C)} = 16,01 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
Куля	$\tau_{\Delta(2,44C)} = 5,75 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\Delta(3,28C)} = 5,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\Delta(4,45C)} = 8,02 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$\tau_{\Delta(4,83C)} = 7,04 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$

Примітка. R – половина товщини виливку виду "стінка" або радіус "циліндра" і " кулі", см

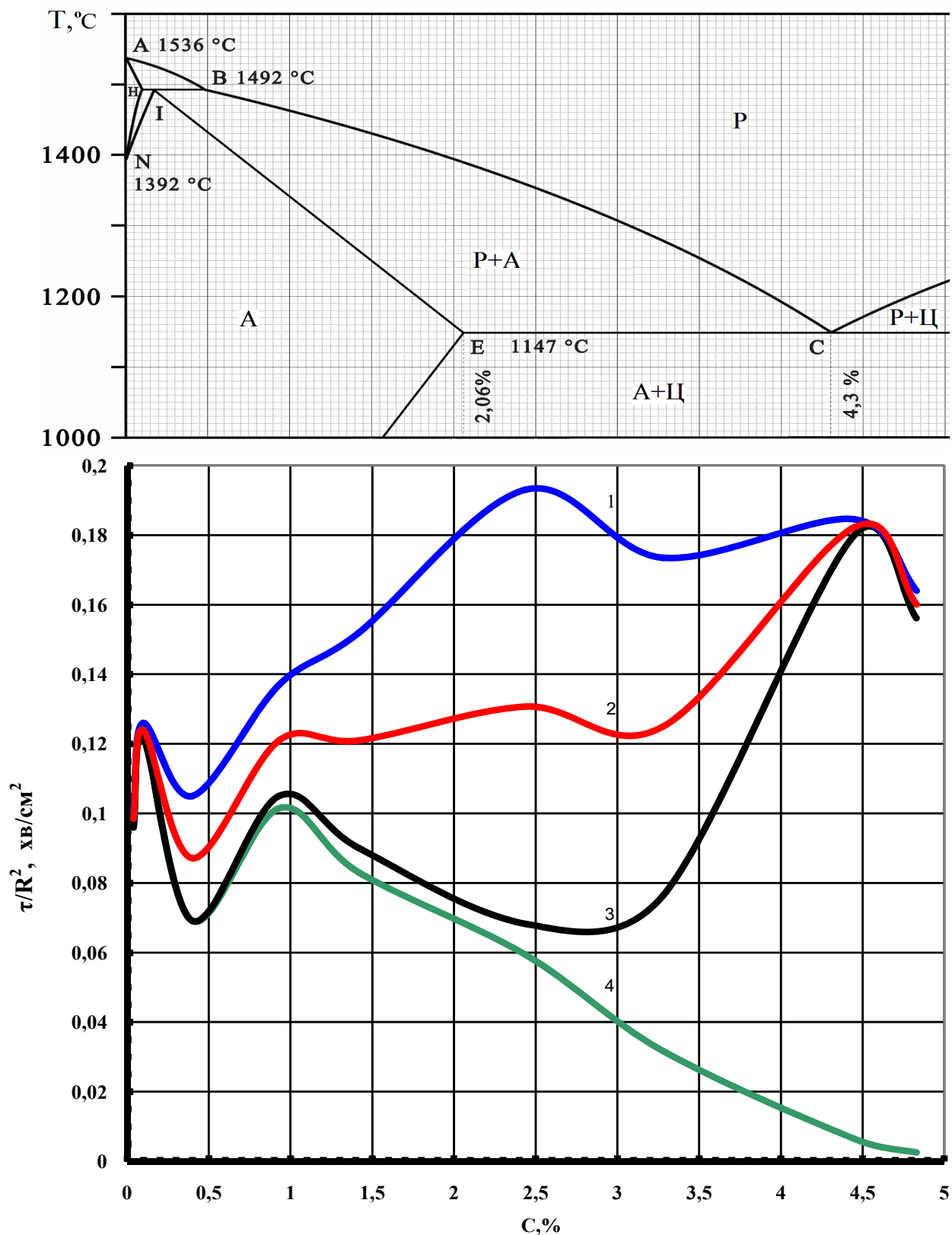


Рисунок 4.18 – Вплив вмісту вуглецю у сплавах Fe-C на тривалість ( $\tau$ , хв) затвердіння 100% твердої фази (1) в циліндричних виливках, які охолоджуються у кокілі, тривалість обігріву (2) надливу, час досягнення межі виливання (3) і ліквідус (4) при  $x/R=1$

Наприклад, для сплаву з 2% С тривалість твердіння можливо розрахувати по формулі:

$$\tau_{S(2,0C)} = 0,1785 \cdot R^2,$$

а обігрів надливу по:

$$\tau_{\Delta(2,0C)} = 0,1275 \cdot R^2.$$

Таким чином, при  $R = 50$  см тривалість обігріву надливу (319 хв) менша, ніж загальна тривалість твердіння виливка (447 хв) на 128 хвилин:

$$\tau_{S(2,0C)} = 0,1785 \cdot (50)^2 = 446,25 \approx 447 \text{ хв},$$

$$\tau_{\Delta(2,0C)} = 0,1275 \cdot (50)^2 = 318,75 \approx 319 \text{ хв}.$$

#### **4.6 Визначення тривалості твердіння Fe-C сплавів у рідко-твердій і твердо-рідкій зонах виливків циліндричної, кульової і пласкої форми при $x/R=1$ за критерієм Б.Б. Гуляєва**

Згідно з існуючими положеннями у теорії ливарних процесів утворення усадкових раковин, шпаристості, а також макроліквация (сегрегація) хімічних елементів відбуваються при кристалізації сплавів в інтервалі температур ліквідус-солідус. Зі збільшенням інтервалу температур кристалізації  $t_L - t_S$  збільшується ліквация хімічних елементів і усадкова шпаристість у виливках. Значення температур кристалізації можна розрахувати по діаграмі Fe-C, проте раніше ніким не було встановлено час знаходження сплаву у рідко-твердій і твердо-рідкій зонах виливку, в яких відбувається формування цих дефектів [223-226].

Через рідко-тверду зону виливку здійснюється переміщення розплаву з надливу для живлення металу, що кристалізується, оскільки виділення твердої фази спочатку тільки трохи підвищує в'язкість розплаву. При переході сплаву у твердо-рідкий стан макропереміщення розплаву з надливу неможливе, а реалізується тільки процес фільтрації розплаву через дендрити до

фронту твердіння, що розглянуто вище у розділі 4.2, а утворення усадкової шпаристості відбувається тільки у твердо-рідкій зоні. Тому, відповідно до приведених вище експериментальних даних, нами виведені формули за критерієм Б.Б. Гуляєва для визначення тривалості знаходження сплаву у двофазному стані по значеннях часу досягнення межі ліквідус ( $\tau_L$ ), солідус ( $\tau_S$ ) і виливання ( $\tau_B$ ) для  $x/R=1$ .

Наприклад, для Fe-C сплаву з вмістом 3,28% C час досягнення межі ліквідус  $\tau_{L(3,28C)}$ , виливання  $\tau_{B(3,28C)}$  і солідус  $\tau_{S(3,28C)}$  для  $x/R=1$  складає відповідно:

$$\tau_{L(3,28C)} = 3,17 \cdot 10^{-2} \cdot R^2, \quad (4.12)$$

$$\tau_{B(3,28C)} = 7,64 \cdot 10^{-2} \cdot R^2, \quad (4.13)$$

$$\tau_{S(3,28C)} = 17,35 \cdot 10^{-2} \cdot R^2, \quad (4.14)$$

де  $R$  – радіус виливку, см;

$\tau$  – час, хв

Відтак, тривалість  $\tau_{LS}$  знаходження осьової зони виливку у інтервалі температур кристалізації  $t_L-t_S$  дорівнює:

$$\tau_{LS(3,28C)} = \tau_{S(3,28C)} - \tau_{L(3,28C)} = 17,35 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 - 3,17 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 14,18 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 \quad (4.15)$$

Тривалість твердіння розплаву у рідко-твердій  $\tau_{LB}$  і твердо-рідкій  $\tau_{BS}$  зонах циліндричного виливку розраховували по 4.16 і 4.17:

$$\tau_{LB(3,28C)} = \tau_{B(3,28C)} - \tau_{L(3,28C)} = 7,64 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 - 3,17 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 4,47 \cdot 10^{-2} \cdot R^2, \quad (4.16)$$

$$\tau_{BS(3,28C)} = \tau_{S(3,28C)} - \tau_{B(3,28C)} = 17,35 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 - 7,64 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 9,71 \cdot 10^{-2} \cdot R^2. \quad (4.17)$$

Аналогічно чином виконані розрахунки тривалості твердіння у кокілі циліндричних виливків радіусом  $R$  (см) у рідко-твердій ( $\tau_{LB}$ , хв), твердо-рідкій ( $\tau_{BS}$ , хв) зонах і в інтервалі температур ліквідус-солідус ( $\tau_{LS}$ , хв) для сплавів Fe-C з вмістом вуглецю 0,04%, 0,1%, 0,4%, 0,93%, 1,42%, 2,44%, 3,28%, 4,45%, 4,83%, які зведені у таблицю 4.8.

Формули 4.15-4.17 для Fe-C сплаву з вмістом 3,28% C виділені напівжирним шрифтом у таблиці 4.8. Для розрахунку тривалості затвердіння у виливках рідко-твердої і твердо-рідкої зон у всьому діапазоні складів Fe-C сплавів побудовані графіки, що наведені на рис. 4.19.

На діаграмі Fe-C встановлені зони з мінімальною і максимальною тривалістю твердо-рідкого стану при кристалізації центральної (осьової) частини виливка. При збільшенні часу знаходження металу у твердо-рідкому стані, збільшується усадкова шпаристість. Прогнозування за цими результатами дозволяє припустити, що найбільша усадкова шпаристість відповідає значенню 2,4...2,7 % вуглецю. Ці дані потребують подальшого уточнення дослідниками, оскільки максимальна шпаристість згідно літературних даних перебуває при максимальному значенні різниці температур ліквідус-солідус  $\approx 2$  % C. Пояснення отриманого результату може бути обумовлено тим, що ширина двофазної зони у виливку залежить також від концентраційного інтервалу твердіння.

При збільшенні ширини концентраційного інтервалу хімічний склад первинного дендриту більше відрізняється від розплаву, що залишився. Тому змочування між розплавом і дендритом зменшується, що обумовлює меншу глибину фільтрації рідкої фази по капілярах дендритів. Взаємний вплив цих двох чинників – температурного і концентраційного інтервалів твердіння, раніше ніхто не брав до уваги.

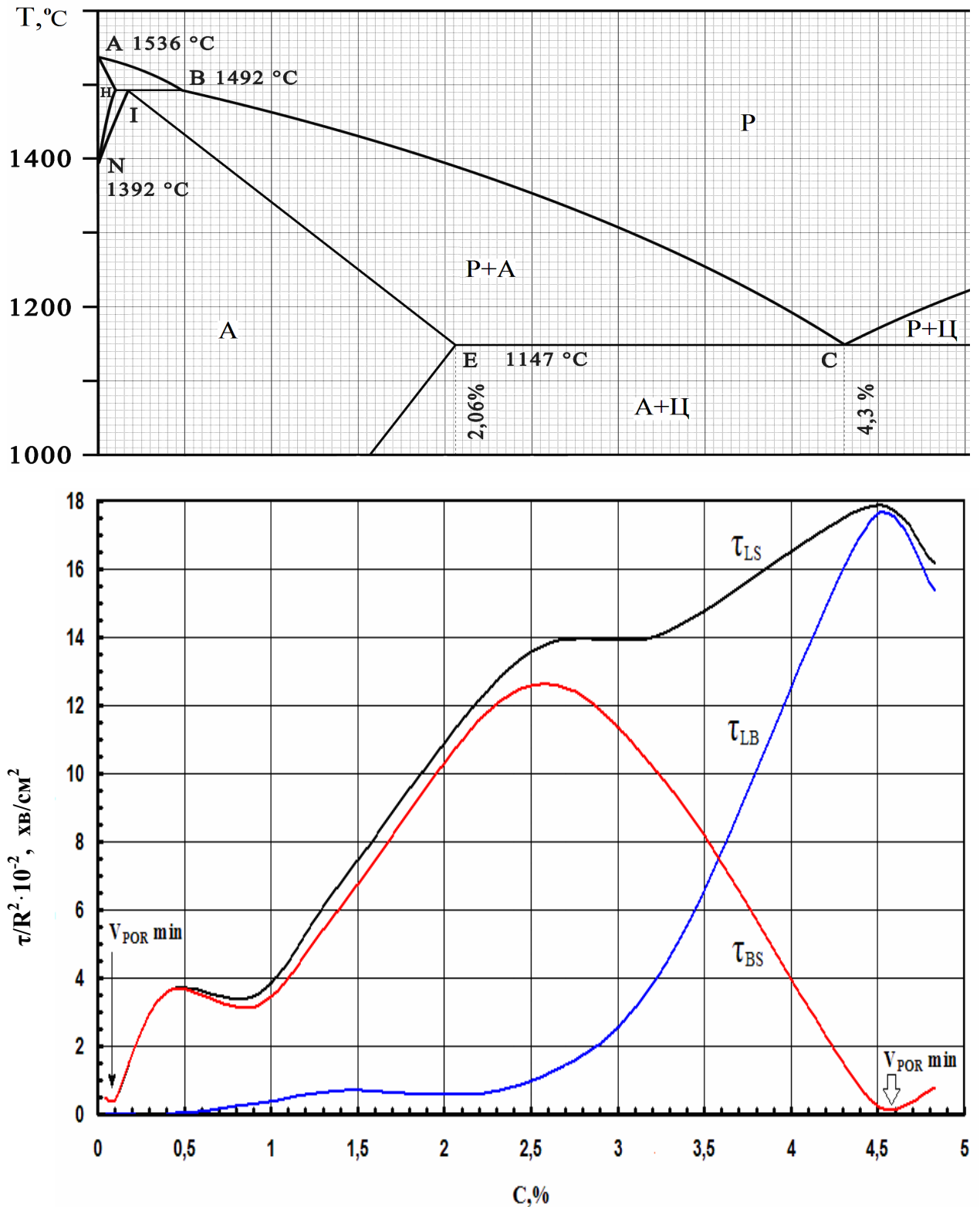
Ці дані дозволяють у подальшому корегувати хімічний склад за рахунок інших елементів у заданому інтервалі вимог до виливка, і зрушувати несприятливу зону, в якій формується усадкова шпаристість.

Таблиця 4.8 – Тривалість твердіння ( $\tau$ ) в циліндричному кокілі сплавів Fe-C у рідко-твердій ( $\tau_{LB}$ ), твердо-рідкій ( $\tau_{BS}$ ) зонах і в інтервалі температур ліквідус-солідус ( $\tau_{LS}$ ) при  $x/R=1$  за критерієм Б.Б. Гуляєва

Вміст вуглецю, %	Тривалість $\tau$ (хв) перебування Fe-C сплаву в інтервалі температур ліквідус-солідус ( $\tau_{LS}$ ), у рідко-твердій ( $\tau_{LB}$ ) і твердо-рідкій ( $\tau_{BS}$ ) зонах в центрі циліндричного виливка радіусом $R$ (см)					
	$\tau_L$	$\tau_B$	$\tau_S$	$\tau_{LS}$	$\tau_{LB}$	$\tau_{BS}$
0,04	$9,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$9,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$10,10 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$0,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	0	$0,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
0,1	$12,20 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$12,20 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$12,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$0,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	0	$0,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
0,4	$6,91 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$6,91 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$10,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$3,59 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	0	$3,59 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
0,93	$10,15 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$10,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$13,70 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$3,55 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$0,35 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$3,20 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
1,42	$8,30 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$9,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$15,20 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$6,90 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$0,70 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$6,20 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
2,44	$5,93 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$6,82 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$19,31 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$13,38 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$0,89 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$12,49 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
<b>3,28</b>	<b><math>3,17 \cdot 10^{-2} \cdot R^2</math></b>	<b><math>7,64 \cdot 10^{-2} \cdot R^2</math></b>	<b><math>17,35 \cdot 10^{-2} \cdot R^2</math></b>	<b><math>14,18 \cdot 10^{-2} \cdot R^2</math></b>	<b><math>4,47 \cdot 10^{-2} \cdot R^2</math></b>	<b><math>9,71 \cdot 10^{-2} \cdot R^2</math></b>
4,45	$0,64 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$18,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$18,46 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$17,82 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$17,36 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$0,46 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
4,83	$0,25 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$15,61 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$16,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$16,15 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$15,36 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$0,79 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$

Примітка:  $\tau_B$ ,  $\tau_L$ ,  $\tau_S$  – тривалість досягнення межі виливання, ліквідус і солідус при  $x/R=1$  для циліндричного виливку





$R$  – радіус виливку, см;  $\tau$  – час твердіння, хв;  $V_{POR \min}$  – мінімальний об'єм усадкової шпаристості

Рисунок 4.19 – Тривалість твердіння ( $\tau$ ) в коклілі циліндричних виливків зі сплавів Fe-C в рідко-твердій ( $\tau_{LB}$ ), твердо-рідкій ( $\tau_{BS}$ ) зонах і в інтервалі температур ліквідус-солідус ( $\tau_{LS}$ )

Так, для сплаву Fe-C з 2,06 %C до 2,60 %C зміна концентраційного ( $\Delta C$ ) інтервалу затвердіння при температурі ліквідус збільшиться з 1,51 % до 1,60%С, а температурний інтервал тверднення  $\Delta t$  зменшиться з 242<sup>0</sup> до 202<sup>0</sup>. Для фактичного визначення взаємного впливу цих двох показників на формування усадкової шпаристості необхідно у подальшому проведення спеціальних додаткових досліджень.

Мінімальна тривалість знаходження сплаву у твердо-рідкій зоні і мінімальний обсяг усадкової шпаристості ( $V_{POR \min}$ ) відповідає сплаву з вмістом вуглецю 4,5...4,6%. Переміщення розплаву з надливу і живлення усадки відбувається, в основному, в рідко-твердому стані. Однак в сплавах з вуглецем до 0,4% рідко-твердий стан відсутній, а живлення усадки можливо тільки фільтрацією через сітку дендритів в твердо-рідкій зоні до моменту роз'єднання розплаву на замкнуті ізольовані об'єми, що необхідно враховувати при виконанні умов спрямованого тверднення виливків [231,240].

Аналогічно були виведені формули для визначення тривалості затвердіння кулі в кокілі у рідко-твердій ( $\tau_{LB}$ , хв), твердо-рідкій ( $\tau_{BS}$ , хв) зонах і в інтервалі температур ліквідус-солідус ( $\tau_{LS}$ , хв) сплавів Fe-C з вмістом вуглецю 0,04%, 0,1%, 0,4%, 0,93%, 1,42%, 2,44%, 3,28%, 4,45%, 4,83% (табл. 4.9), а на рис. 4.19 побудовано відповідний графік.

Треба відзначити, що виливки у формі кулі використовують для подрібнювання корисних копалин різних видів на збагачувальних комбінатах, для виготовлення портландцементу, гіпсу, порошку необхідної дисперсності для використання в фарбах, піротехнічних засобах, в кераміці. Спеціальні конструкції млинів з чавунними литими кулями забезпечують подрібнення матеріалу до частинок розміром менш десятих часток міліметра. Тому розрахунок загальної тривалості затвердіння кулі у кокілі, час утворення рідко-твердої і твердо-рідкої зон у всьому діапазоні складів Fe-C сплавів буде затребуваний виробниками куль.

Таблиця 4.9 – Тривалість твердіння кулі у кокілі радіусом  $R$  (см) зі сплавів Fe-C у рідко-твердій ( $\tau_{LB}$ ), твердо-рідкій ( $\tau_{BS}$ ) зонах і в інтервалі температур ліквідус-солідус ( $\tau_{LS}$ ) за критерієм Б.Б. Гуляєва

Вміст вуглецю, %	Тривалість $\tau$ (хв) перебування Fe-C сплаву у інтервалі температур ліквідус-солідус ( $\tau_{LS}$ ), у рідко-твердій ( $\tau_{LB}$ ) і твердо-рідкій ( $\tau_{BS}$ ) зонах кулі радіусом $R$ (см)					
	$\tau_L$	$\tau_B$	$\tau_S$	$\tau_{LS}$	$\tau_{LB}$	$\tau_{BS}$
0,04	$4,22 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$4,22 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$4,44 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$0,22 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	0	$0,22 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
0,1	$5,37 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$5,37 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$5,54 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$0,18 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	0	$0,18 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
0,4	$3,04 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$3,04 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$4,62 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$1,58 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	0	$1,58 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
0,93	$4,47 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$4,62 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$6,03 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$1,56 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$0,15 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$1,41 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
1,42	$3,65 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$3,96 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$6,69 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$3,04 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$0,31 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$2,73 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
2,44	$2,61 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$3,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$8,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$5,89 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$0,39 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$5,50 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
3,28	$1,39 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$3,36 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$7,63 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$6,24 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$1,97 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$4,27 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
4,45	$0,28 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$7,92 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$8,12 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$7,84 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$7,64 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$0,20 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
4,83	$0,11 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$6,87 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$7,22 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$7,11 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$6,76 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$0,35 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$

Примітка:  $\tau_B$ ,  $\tau_L$ ,  $\tau_S$  тривалість досягнення межі виливання, ліквідус і солідус при  $x/R=1$  для кулі

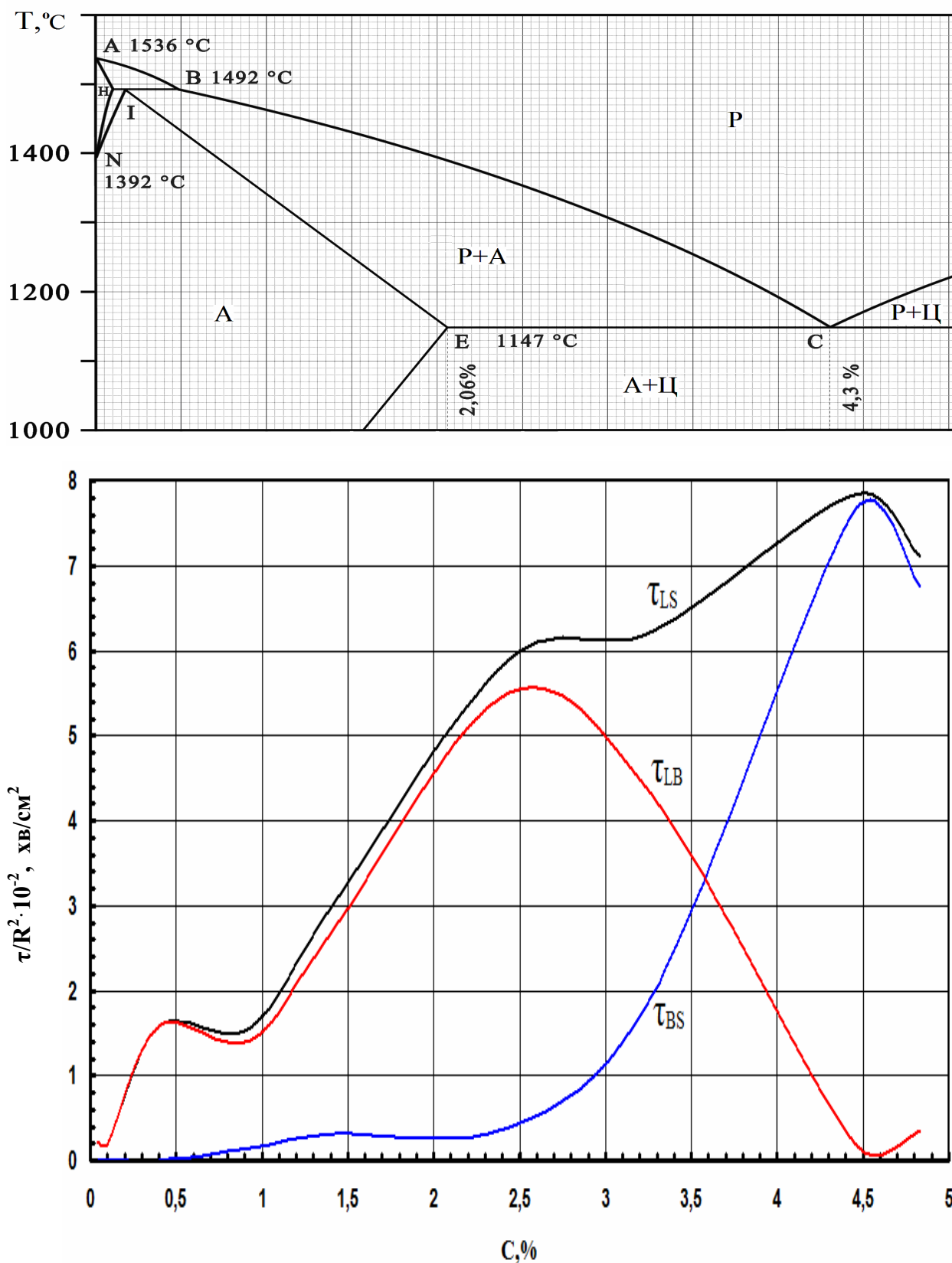


Рисунок 4.20 – Тривалість твердіння ( $\tau$ , хв) в кокiлі кулі зі сплавів Fe-C у рiдко-твердiй ( $\tau_{LB}$ ), твердо-рiдкiй ( $\tau_{BS}$ ) зонах i в iнтервалi температур лiквiдус-солiдус ( $\tau_{LS}$ ) за критерiєм Б.Б. Гуляєва: R – рiдiус вилivка, см

За аналогічною схемою виведені формули для визначення тривалості твердіння плити в кокіль сплавів Fe-C з вмістом вуглецю 0,04%, 0,1%, 0,4%, 0,93%, 1,42%, 2,44%, 3,28%, 4,45%, 4,83% (табл. 4.10).

Встановлено тривалість знаходження сплаву у рідко-твердій ( $\tau_{LB}$ , хв), твердо-рідкій ( $\tau_{BS}$ , хв) зонах і в інтервалі температур ліквідус-солідус ( $\tau_{LS}$ , хв). На рис. 4.20 наведено графік, за яким можливо встановити особливості твердіння вилівка у формі плити.

Виливки у формі плити використовуються, в основному, в млинах середнього і тонкого помолу на горнозбагачуваних комбінатах. Так, бронеплита, яка не має явно виражених виступів або ліфтерів забезпечує захист внутрішніх стінок барабана млина, "підняття" кулі, що меле, під час обертання млина, сортування помольних куль в млині по величині і "просування" подрібнюваного матеріалу на вивантаження.

Приведені графіки для встановлення розмірів і тривалості твердіння в рідко-твердій і твердо-рідкій зонах у виливках зі сплавів Fe-C можуть бути використані також для корегування хімічного складу за рахунок інших елементів у заданому інтервалі вимог до виливка. Наприклад, використовуючи відомі формули вуглецевого еквіваленту (показник положення складу чавуну по відношенню до евтектичної точки [24, 26, 177]) можливо збільшити або зменшити хімічний склад окремих хімічних елементів, не виходячи за рамки ДСТУ або ГОСТ. Для сірого чавуну найчастіше використовують формулу, згідно якої, підвищивши зміст кремнію, припустимо зрушити загальний стан сплаву у системі Fe-C до евтектики:

$$C_{\Sigma} = C + 0,3 \text{ Si} + 0,33 \text{ P} - 0,027 \text{ Mn} + 0,4 \text{ S}.$$

Для сталей аналогічних формул декілька, наприклад, одна з них:

$$C_{\Sigma} = C + \text{Mn}/6 + \text{Cr}/5 + \text{V}/5 + \text{Mo}/4 + \text{Ni}/15 + \text{Ca}/15 + \text{Cu}/13 + \text{P}/2.$$

Таким чином, регулюючи вміст хімічних елементів в сплаві у заданому інтервалі можливо зменшувати несприятливу зону, в якій формується усадкова шпаристість.

Таблиця 4.10 – Тривалість твердіння у кокілі виливків форми "плита" завтовшки  $2R$  (см) зі сплавів Fe-C у рідко-твердій ( $\tau_{LB}$ ), твердо-рідкій ( $\tau_{BS}$ ) зонах і в інтервалі температур ліквідус-солідус ( $\tau_{LS}$ ) за критерієм Б.Б. Гуляєва

Вміст вуглецю, %	Тривалість $\tau$ (хв) перебування Fe-C сплаву в інтервалі температур ліквідус-солідус ( $\tau_{LS}$ ), у рідко-твердої ( $\tau_{LB}$ ) і твердо-рідкої ( $\tau_{BS}$ ) зонах плоского виливка завтовшки $2R$ (см)					
	$\tau_L$	$\tau_B$	$\tau_S$	$\tau_{LS}$	$\tau_{LB}$	$\tau_{BS}$
0,04	$38,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$38,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$40,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$2,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	0	$2,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
0,1	$48,80 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$48,80 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$50,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$1,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	0	$1,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
0,4	$27,64 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$27,64 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$42,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$14,36 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	0	$14,36 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
0,93	$40,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$42,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$54,80 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$14,20 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$1,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$12,80 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
1,42	$33,20 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$36,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$60,80 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$27,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$2,80 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$24,80 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
2,44	$23,72 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$27,28 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$77,24 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$53,52 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$3,56 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$49,96 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
3,28	$12,68 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$30,56 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$69,40 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$56,72 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$17,88 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$38,84 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
4,45	$2,56 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$72,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$73,84 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$71,28 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$69,44 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$1,84 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$
4,83	$1,00 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$62,44 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$65,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$64,60 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$61,44 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$	$3,16 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$

Примітка:  $\tau_B$ ,  $\tau_L$ ,  $\tau_S$  тривалість досягнення межі виливання, ліквідус і солідус при  $x/R=1$  плити завтовшки  $2R$

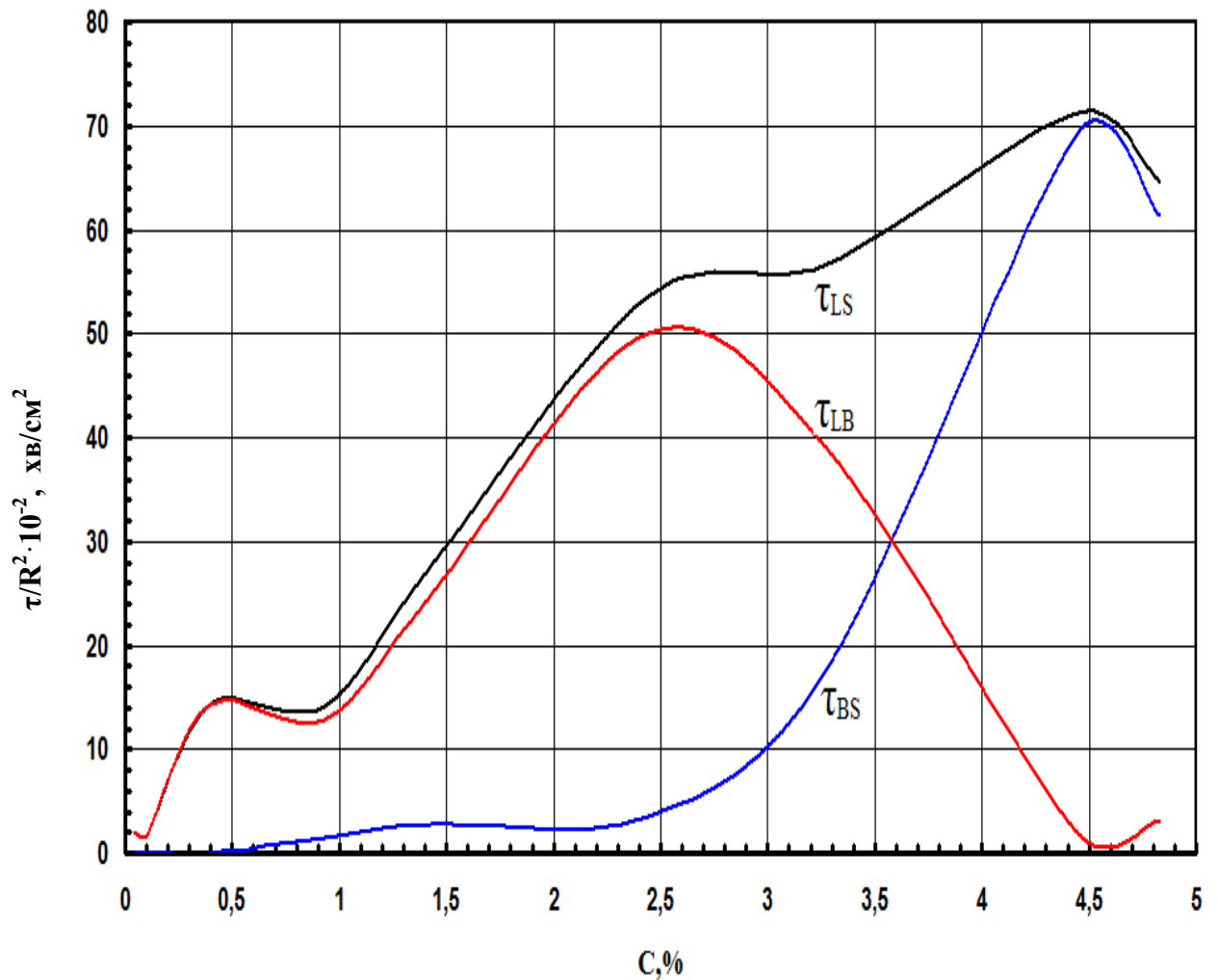
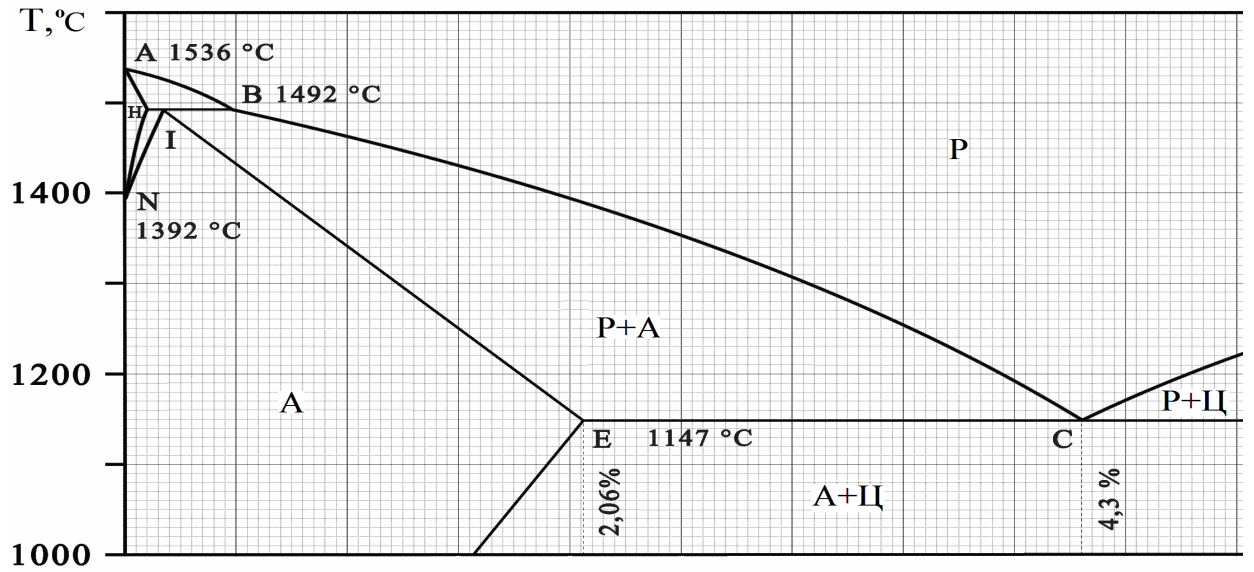


Рисунок 4.21 – Тривалість твердіння ( $\tau$ , хв) у кокiлi плити зi сплавiв Fe-C у рiдко-твердiй ( $\tau_{LB}$ ), твердо-рiдкiй ( $\tau_{BS}$ ) зонах i в iнтервалi температур лiквiдус-солiдус ( $\tau_{LS}$ ) за критерiєм Б.Б. Гуляєва: R – половина товщини плити, см

#### 4.7 Розрахунок етапів твердіння виливків циліндричної, пласкої і кульової форми із Fe-C сплавів

Будь-який фасонний виливок може бути умовно розділено на окремі частини, що складаються з пласких, циліндричних або кульових елементів. Для швидкої оцінки тривалості твердіння достатньо зробити прості розрахунки. Наприклад, для встановлення загальної тривалості твердіння сплаву з 1,5% вуглецю у виливку Ø450 мм ( $R = 22,5$  см) що охолоджується у кокілі, необхідно за графіком (див. рис. 4.18) по осі абсцис від значення 1,5% C провести лінію до перетину з кривою 1 ( $\tau_S$ ), а потім горизонтальну лінію до перетину з віссю ординат. Отримане чисельне значення критерію  $\tau/R^2 = 0,155$  хв/см<sup>2</sup> дозволяє розрахувати тривалості твердіння виливка  $R = 22,5$  см:

$$\tau_S = 0,155 \cdot R^2 = 0,155 \cdot (22,5)^2 = 78,5 \text{ хв} \approx 79 \text{ хв.}$$

Таким чином, час, після якого можливе переміщення ливарної форми з робочого плацу в кесон для подальшого охолодження виливка, має бути не менше 79 хв.

Для визначення моменту досягнення межі виливання  $x/R=1$  необхідно за графіком (див. рис. 4.18) від осі абсцис провести лінію до перетину з кривою 3 ( $\tau_B$ ), а потім горизонтальну лінію до перетину з віссю ординат. Отримане чисельне значення критерію  $\tau/R^2 = 0,088$  хв/см<sup>2</sup> дозволяє розрахувати тривалість твердіння  $\tau_B$ :

$$\tau_B = 0,088 \cdot R^2 = 0,088 \cdot (22,5)^2 = 44,6 \text{ хв} \approx 45 \text{ хв.}$$

Для визначення моменту досягнення межі ліквідус  $x/R=1$  необхідно за графіком (див. рис. 4.18) від осі абсцис провести лінію до перетину з кривою 4 ( $\tau_L$ ), а потім горизонтальну лінію до перетину з віссю ординат. Отримане чисельне значення критерію  $\tau/R^2 = 0,081$  хв/см<sup>2</sup> дозволяє розрахувати тривалості твердіння  $\tau_L$  виливку  $R = 22,5$  см:



$$\tau_L = 0,081 \cdot R^2 = 0,081 \cdot (22,5)^2 = 41,0 \text{ хв}$$

Для усунення усадкової раковини у виливку  $\varnothing 450$  мм, що охолоджується у кокілі, необхідно визначати тривалість електрошлакового обігріву надливу. За рис. 4.18 від осі абсцис необхідно провести лінію до перетину з кривою 2 ( $\tau_{\text{Э}}$ ), а потім горизонтальну лінію до перетину з віссю ординат. Отримане значення критерію  $\tau/R^2 = 0,122 \text{ хв/см}^2$  дозволяє розрахувати тривалість обігріву надливу:

$$\tau_{\text{Э}} = 0,122 \cdot R^2 = 0,122 \cdot (22,5)^2 = 62,8 \text{ хв} \approx 63 \text{ хв.}$$

Окрім загальних показників твердіння центральної зони виливка  $\tau_L$ ,  $\tau_S$ ,  $\tau_B$ ,  $\tau_{\text{Э}}$  можливо оцінити формування усадкової шпаристості у виливку. Для цього спочатку необхідно визначити тривалість находження сплаву з 1,5% С в інтервалі температур ліквідус-солідус. За графіком рис. 4.19 по осі абсцис від значення 1,5% С потрібно провести лінію до перетину з кривою  $\tau_{LS}$ , а потім горизонтальну лінію до перетину з віссю ординат. Отримане значення критерію Б.Б. Гуляєва  $\tau/R^2 = 7,48 \cdot 10^{-2} \text{ хв/см}^2$  показує, що в двофазному інтервалі температур сплав з 1,5% С знаходиться на протязі 38 хв, і це вказує на можливість формування усадкової шпаристості.

$$\tau_{LS} = 7,48 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 7,48 \cdot 10^{-2} \cdot (22,5)^2 = 37,9 \text{ хв} \approx 38 \text{ хв}$$

Для визначення тривалості находження сплаву у рідко-твердому стані в інтервалі від температури ліквідус до межі виливання необхідно на графіку (див. рис. 4.19) по осі абсцис від значення 1,5%С провести лінію до перетину з кривою  $\tau_{LB}$ , а потім горизонтальну лінію до перетину з віссю ординат. Чисельне значення критерію Б.Б. Гуляєва  $\tau/R^2 = 0,75 \cdot 10^{-2} \text{ хв/см}^2$  показує незначну тривалість находження сплаву у рідко-твердому стані  $\tau_{LB} = 3,8 \text{ хв}$ , так що

переміщення розплаву з надливу може не забезпечити усунення концентрованих усадкових дефектів.

$$\tau_{LB} = 0,75 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 0,75 \cdot 10^{-2} \cdot (22,5)^2 = 3,8 \text{ хв}$$

У твердо-рідкій зоні сплав з 1,5% С буде знаходитись значно більший час:  $38 \text{ хв} - 3,8 \text{ хв} = 34,2 \text{ хв}$ , але фільтрація розплаву крізь гілки дендритів має обмежену швидкість, тому можливо утворення усадкової шпаристості.

Наприклад, сплав з 3,5% С знаходиться у рідко-твердому стані значно більше  $\tau_{LB} = 6,22 \cdot 10^{-2} \cdot (22,5)^2 = 31,5 \text{ хв}$ , що свідчить про можливість тривалого переміщення розплаву з надливу в процесі кристалізації виливка і уникнення усадкової раковини.

Тривалість знаходження сплаву у твердо-рідкому стані в інтервалі від температури виливання до межі солідус також необхідно розраховувати по графіку на рис. 4.19: по осі абсцис від значення 1,5% С проводимо лінію до перетину з кривою  $\tau_{BS}$ , а потім горизонтальну лінію до перетину з віссю ординат ( $\tau/R^2 = 6,7 \cdot 10^{-2} \text{ хв/см}^2$ ):

$$\tau_{BS} = 6,7 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 6,7 \cdot 10^{-2} \cdot (22,5)^2 = 33,9 \text{ хв}$$

У рідко-твердому стані ( $\tau_{LB}$ ) сплав ще може переміщатися з надливу для живлення усадки виливка, що кристалізується, незважаючи на появу твердої фази. У твердо-рідкому стані ( $\tau_{BS}$ ) живлення усадки здійснюється тільки фільтрацією через скелет дендритів, що обумовлює формування усадкової шпаристості у зоні мікроскопічних переміщень (див. рис. 3.7).

У виливках з вуглецевих і низьколегованих сталей значення швидкості фільтрації через двофазну зону вказані В.А. Єфімовим [160] приблизно  $1,17 \cdot 10^{-4} \dots 1,67 \cdot 10^{-4} \text{ м/с}$ . У виливках з високоміцного чавуну [2, 145] швидкість фільтрації нижча і приблизно дорівнює  $2,0 \cdot 10^{-5} \dots 2,6 \cdot 10^{-5} \text{ м/с}$ . Розрахувати глибину проникнення ( $h_C$ ) розплаву для живлення усадки виливка з 1,5%С, який кристалізується у твердо-рідкій зоні, можливо по формулі:

$$h_C = V_F \cdot \tau_{BS} = 1,42 \cdot 10^{-4} \text{ м/с} \cdot 33,9 \text{ хв} \cdot 60 \text{ с} = 0,29 \text{ м},$$

де  $V_F = 1,42 \cdot 10^{-4} \text{ м/с}$  – середня швидкість фільтрації розплаву через двофазну зону у виливків з вуглецевих і низьколегованих сталей.

У виливках з високоміцного чавуну за цей же період часу можливо проникнення розплаву на глибину:

$$h_{\text{ч}} = V_F \cdot \tau_{BS} = 2,3 \cdot 10^{-5} \text{ м/с} \cdot 33,9 \text{ хв} \cdot 60 \text{ с} = 0,047 \text{ м},$$

де  $V_F = 2,3 \cdot 10^{-5} \text{ м/с}$  – середня швидкість фільтрації розплаву через двофазну зону у виливках з високоміцного чавуну.

За допомогою таких розрахунків технолог може оцінити можливість формування усадкової шпаристості у виливках різних розмірів. Отримані результати можливо розповсюдити на виливки, що мають форму плити і кулі, використовуючи співвідношення Н.І. Хворінова [4, 176] тривалості твердіння виливків однакової товщини  $\tau_{\text{пл}}:\tau_{\text{ц}}:\tau_{\text{ш}} = 1,0 : 0,25 : 0,11$ . Перерахунок часу твердіння кулі ( $\tau_{\text{ш}}$ ) та плити ( $\tau_{\text{пл}}$ ) відносно циліндру виконано по коефіцієнтах  $k_{\text{ц-пл}}$  і  $k_{\text{ц-ш}}$ :  $\tau_{\text{ш}} = k_{\text{ц-ш}} \cdot \tau_{\text{ц}} = 0,44 \cdot \tau_{\text{ц}}$ ;  $\tau_{\text{пл}} = k_{\text{ц-пл}} \cdot \tau_{\text{ц}} = 4 \cdot \tau_{\text{ц}}$ .

Таким чином, якщо для циліндричного виливка  $\text{Ø}450 \text{ мм}$  ( $R=225 \text{ мм}$ ), що охолоджується у кокілі, тривалість твердіння межі ліквідус ( $L$ ) дорівнює:  $\tau_{L-\text{ц}} = 41 \text{ хв}$ ; солідус ( $S$ ) –  $\tau_{S-\text{ц}} \approx 79 \text{ хв}$ ; виливання ( $B$ ) –  $\tau_{B-\text{ц}} \approx 45 \text{ хв}$ ; електрошлакового обігріву ( $\text{Э}$ ) –  $\tau_{\text{Э-ц}} \approx 63 \text{ хв}$ , то показники твердіння плити завтовшки  $450 \text{ мм}$  складуть:

$$\tau_{L-\text{пл}} = 4 \cdot \tau_{L-\text{ц}} = 4 \cdot 41 \text{ хв} = 164 \text{ хв};$$

$$\tau_{S-\text{пл}} = 4 \cdot \tau_{S-\text{ц}} \approx 4 \cdot 79 \text{ хв} \approx 316 \text{ хв};$$

$$\tau_{B-\text{пл}} = 4 \cdot \tau_{B-\text{ц}} \approx 4 \cdot 45 \text{ хв} \approx 180 \text{ хв};$$

$$\tau_{\text{Э-пл}} = 4 \cdot \tau_{\text{Э-ц}} \approx 4 \cdot 63 \text{ хв} \approx 252 \text{ хв}.$$

Для виливку, якій твердне у кокілі, що має форму кулі  $\text{Ø}450 \text{ мм}$  ( $R = 225 \text{ мм}$ ), тривалість проникнення до центру фронту ліквідус, солідус і межі виливання складе відповідно:

$$\tau_{L-III} = 0,44 \cdot \tau_{L-II} = 0,44 \cdot 41 \text{ хв} \approx 18 \text{ хв};$$

$$\tau_{S-III} = 0,44 \cdot \tau_{S-II} = 0,44 \cdot 79 \text{ хв} \approx 35 \text{ хв};$$

$$\tau_{B-III} = 0,44 \cdot \tau_{B-II} = 0,44 \cdot 45 \text{ хв} \approx 20 \text{ хв}.$$

Тривалість живлення усадки виливка  $\varnothing 450$  мм у формі кульові з легко відокремлюваним надливом [6, 166], який обігривається ЕШО або іншим способом, складає:

$$\tau_{\text{Э-III}} = 0,44 \cdot \tau_{\text{Э-II}} = 0,44 \cdot 63 \text{ хв} \approx 28 \text{ хв}.$$

Таким чином, для фасонних виливків, що мають окремі елементи у вигляді плити, кулі або циліндра, можливо встановити у першому наближенні основні температурно-часові режими їх твердіння.

#### **4.8 Порівняння розрахунків за рівнянням квадратного кореня, методом Н.І. Хворінова і інтегрального теплового балансу А.І. Вейника**

Наведені вище результати оцінки тривалості твердіння (100% твердої фази) порівнювали з результатами розрахунку за законом "квадратного кореня" [5, 14], по формулі Н.І. Хворінова для коефіцієнта твердіння ( $k$ ) [106, 176] і з методом розрахунку інтегральним тепловим балансом по А.І. Вейнику [45, 178 ] для виливків з Fe-C сплавів, що твердіють у циліндричному кокілі радіусом  $R$ . За законом "квадратного кореня" тривалість твердіння ( $\tau$ ) складає:

$$\tau = R^2/k^2, \quad (4.18)$$

де  $k$  – коефіцієнт твердіння;  $R$  – радіус виливку

Значення коефіцієнта твердіння за [2] для виливків зі сталі у всьому діапазоні хімічних складів дорівнює  $0,30-0,35 \text{ см/с}^{0,5}$ , а для чавунних виливків –  $0,25-0,30 \text{ см/с}^{0,5}$ . При радіусі виливку  $R$  (см) і значеннях коефіцієнта твер-

діння  $k = 0,30 \text{ см/с}^{0,5}$  та  $k = 0,35 \text{ см/с}^{0,5}$  отримаємо тривалість твердіння плоского і циліндричного виливків зі сталі при перерахунку у хв:

$$\begin{aligned}\tau_{\text{СТ-ПЛ}} &= (R)^2 / (0,30)^2 \cdot 60 = 0,1852R^2 \text{ [хв]}, \\ \tau_{\text{СТ-Ц}} &= 0,25 \cdot 0,1852R^2 = 0,0463R^2 \text{ [хв]}.\end{aligned}$$

При значенні коефіцієнта твердіння  $k = 0,35 \text{ см/с}^{0,5}$  отримуємо:

$$\begin{aligned}\tau_{\text{СТ-ПЛ}} &= (R)^2 / (0,35)^2 \cdot 60 = 0,1361R^2 \text{ [хв]}, \\ \tau_{\text{СТ-Ц}} &= 0,25 \cdot 0,1361R^2 = 0,0340 R^2 \text{ [хв]}.\end{aligned}$$

Тривалість твердіння виливку з чавуну при  $k = 0,25 \text{ см/с}^{0,5}$  і перерахунку у хвилини складе:

$$\begin{aligned}\tau_{\text{Ч-ПЛ}} &= (R)^2 / (0,25)^2 \cdot 60 = 0,2667R^2 \text{ [хв]}, \\ \tau_{\text{Ч-Ц}} &= 0,25 \cdot 0,2667R^2 = 0,0667R^2 \text{ [хв]},\end{aligned}$$

При значенні коефіцієнта твердіння виливку для чавуну  $k = 0,30 \text{ см/с}^{0,5}$  отримаємо:

$$\begin{aligned}\tau_{\text{Ч-ПЛ}} &= (R)^2 / (0,30)^2 \cdot 60 = 0,1852R^2 \text{ [хв]}, \\ \tau_{\text{Ч-Ц}} &= 0,25 \cdot 0,1852R^2 = 0,0463R^2 \text{ [хв]}.\end{aligned}$$

Коефіцієнт  $k$  розраховували також по формулі Н.І. Хворінова:

$$k = 1,158 \frac{b_f (t_{\text{кр}} - t_f)}{\rho_1 [L + C_1 (t_{\text{зал}} - t_{\text{кр}})]}, \text{ м/с}^{0,5} \quad (4.19)$$

де  $t_{\text{кр}}$  – температура кристалізації, К;

$b_f$  – коефіцієнт акумуляції тепла, Вт/м<sup>2</sup>К;

$t_f$  – температура форми, К;

$\rho_1$  – щільність розплаву, кг/м<sup>3</sup>;

$L$  – питома теплота кристалізації, Дж/кг;

$t_{\text{зал}}$  – температура заливання, К;

$C_1'$  – питома теплоємність розплаву, Дж/кг·К.

Розрахунки проводили для Fe-C сплавів з вмістом вуглецю 0,04%, 0,1%, 0,4%, 0,93%, 1,42%, 2,44%, 3,28%, 4,45%, 4,83%, а теплофізичні коефіцієнти прийняті по [2, 5]. Результати розрахунків зведені у таблицю 4.11.

Значення коефіцієнту твердіння  $k$  [м/с<sup>0,5</sup>] підставляли у формулу  $\tau = R^2/k^2$ , а для порівняння з раніше отриманими результатами представляли у одиницях:  $R$  – радіус виливка, см;  $\tau$  – хв.

Наприклад, при вмісті вуглецю 0,04% коефіцієнт твердіння дорівнює  $k=0,00929$  м/с<sup>0,5</sup> (див. табл. 4.11) або  $k=0,929$  см/с<sup>0,5</sup>, тоді тривалість твердіння плити складе:

$$\tau_{0,04\text{С Пл}} = (R)^2/(0,929)^2 \cdot 60 = 0,0193R^2 \text{ [хв]}.$$

Тривалість твердіння в кокільі циліндричного виливка зі вмістом вуглецю 0,04% складе:

$$\tau_{0,04\text{Ц}} = 0,25 \cdot 0,0193R^2 = 0,0048R^2 \text{ [хв]}$$

Розрахунок за методом інтегрального теплового балансу А.І. Вейника проводили за формулами [2, 45]:

1. Умовний коефіцієнт тепловіддачі через проміжок  $\beta$  від виливку до кокілью визначали по:

$$\beta = \frac{\lambda_{\text{кр}}}{\chi_{\text{кр}}} \text{ [Вт/м}^2\text{К]},$$

де  $\lambda_{\text{кр}}$  – коефіцієнт теплопровідності ливарної фарби на кокільі;

$\chi_{\text{кр}}$  – товщина шару фарби

Таблиця 4.11 – Початкові дані і результати розрахунку коефіцієнту твердіння за формулою Н.І. Хворінова і тривалість твердіння плоского і циліндричного виливків, які охолоджуються у кокiлi

Вміст вуглецю, %	Теплофізичні властивості сплаву Fe-C							Коефіцієнт твердіння для плити $k$ , $\text{м/с}^{0,5}$	Тривалість твердіння плити, $\tau = y \cdot R^2$ , хв; $R$ - половина товщини плоского виливку, см	Тривалість твердіння циліндричного виливка, $\tau = y \cdot R^2$ , хв; $R$ - радіус виливка, см
	Температура кристалізації $T_{кр}$ , К.	Температура форми початкова $T_{\phi}$ , К	Щільність розплаву $\rho$ , $\text{кг/м}^3$	Тепло-акумулююча здатність $b_{\phi}$ , $\text{Вт} \cdot \text{с}^{0,5} / \text{м}^2 \text{К}$	Питома теплоємність, $C_1$ , Дж/кгК	Питома теплота кристалізації $L$ , Дж/кг	Температура заливання $T_{зал}$ , К			
0,04	1798	373	7000	13013	920	264000	1870	0,00929	$0,0193R^2$	$0,0048R^2$
0,1	1784	373	7000	13013	920	264000	1866	0,00895	$0,0208R^2$	$0,0052R^2$
0,4	1744	373	7000	13013	920	259000	1788	0,00986	$0,0172R^2$	$0,0043R^2$
0,93	1683	373	7000	13013	920	255000	1802	0,00774	$0,0278R^2$	$0,0070R^2$
1,42	1624	373	7000	13013	920	251000	1775	0,00691	$0,0349R^2$	$0,0087R^2$
2,44	1526	373	6950	13013	838	263000	1696	0,00617	$0,0438R^2$	$0,0110R^2$
3,28	1486	373	6950	13013	838	263000	1617	0,00647	$0,0398R^2$	$0,0099R^2$
4,45	1430	373	6950	13013	838	263000	1504	0,00705	$0,0335R^2$	$0,0084R^2$
4,83	1449	373	6950	13013	838	263000	1542	0,00684	$0,0356R^2$	$0,0089R^2$

Примітка. Для наближених розрахунків прийняли  $T_{кр} = 0,5(T_L + T_S)$

2. Час відведення теплоти перегрівання визначали по:

$$\tau_{\text{пер}} = \frac{V_1 \cdot \rho_1 \cdot C_1' \cdot (t_{\text{зал}} - t_{\text{лик}})}{\beta \cdot F_1 \cdot (t_{\text{зал}} - t_{2\text{ср}}^1)}, \quad [\text{с}],$$

де  $V_1$  – об'єм виливка;

$\rho_1$  – щільність матеріалу виливка;

$C_1'$  – питома теплоємність розплаву;

$t_{\text{зал}}$  і  $t_{\text{лик}}$  – температури заливання розплаву і ліквідус, відповідно;

$F_1$  – площа поверхні контакту виливка і кокілю;

$t_{2\text{ср}}^1$  – середнє значення температури по перерізу стінки кокілю за цей проміжок часу розраховували по:

$$t_{2\text{ср}}' = \frac{t_{2\text{нач}}' + t_{2\text{кон}}'}{2}, \quad [\text{К}]$$

де  $t_{2\text{нач}}'$  – середнє значення температури по перерізу стінки кокілю до початку відведення теплоти перегрівання розплаву;

$t_{2\text{нач}}' = t_{\text{ф}}$ ;  $t_{2\text{кон}}'$  – середнє значення температури по перерізу стінки кокілю у кінці стадії відведення теплоти перегрівання розплаву:

$$t_{2\text{кон}}' = \frac{V_2 \cdot \rho_2 \cdot C_2 \cdot t_{2\text{нач}}' + V_1 \cdot \rho_1 \cdot C_1' \cdot (t_{\text{зал}} - t_{\text{лик}})}{V_2 \cdot \rho_2 \cdot C_2}, \quad [\text{К}]$$

де  $V_2$  – об'єм кокілю;

$\rho_2$  – щільність матеріалу кокілю;

$C_2$  – питома теплоємність матеріалу кокілю



Тривалість твердіння виливка визначали по:

$$\tau_{затв} = \frac{V_1 \cdot \rho_1 \cdot (C_{cp} \cdot \Delta t_{кр} + L)}{\beta \cdot F_1 \cdot (t_{лик} - t_{2cp}^{//})}, [c]$$

де  $C_{cp}$  – середнє значення теплоємності сплаву у інтервалі температур ліквідус-солідус ( $C_{cp} = \frac{C_1' + C}{2}$ );

$\Delta t_{кр}$  – температурний інтервал кристалізації сплаву ( $\Delta t_{кр} = t_{лик} - t_{сол}$ );

$L$  – питома теплота кристалізації сплаву;

$t_{2cp}^{//}$  – середнє значення температури по перерізу стінки кокілю за цей проміжок часу розраховували:

$$t_{2cp}^{//} = \frac{t_{2кон}^I + t_{2кон}^{//}}{2}, [K]$$

де  $t_{2кон}^{//}$  – середнє значення температури по перерізу стінки кокілю у кінці стадії твердіння виливка розраховували по формулі:

$$t_{2кон}^{//} = \frac{V_2 \cdot \rho_2 \cdot C_2 \cdot t_{2кон}^I + V_1 \cdot \rho_1 \cdot C_{эф} \cdot (t_{лик} - t_{сол})}{V_2 \cdot \rho_2 \cdot C_2}, [K]$$

де  $C_{эф}$  – ефективна теплоємність матеріалу виливка,

$$C_{эф} = C_{cp} + \frac{L}{\Delta t_{кр}} [Дж/кгК]$$

Початкові дані і результати розрахунку тривалості твердіння за формулою А.І. Вейника зведені у таблицю 4.12. Радіус виливка для розрахунку приймали 225 мм. Для порівняння з розрахунками, приведеними вище, розраховували відносну тривалість твердіння  $\tau = y \cdot R^2$  як частку від ділення загальної тривалості твердіння (у хв) на радіус циліндричного виливка (22,5 см).

Наприклад, при вмісті вуглецю 0,04% маємо (див. табл. 4.12):

$$y = \frac{2380c}{60(22,5\text{см})^2} = 0,0784, \text{ або}$$

$$\tau = 0,0784 \cdot R^2 \text{ [хв]}$$

За аналогічною схемою розраховували тривалість твердіння циліндричного виливка радіусом  $R$  (см) при вмісті вуглецю 0,1%; 0,4%; 0,93%; 1,42%; 2,44%; 3,28%; 4,45%; 4,83% (див. табл. 4.12).

Результати аналітичних розрахунків за рівнянням квадратного кореня ( $\tau_{\sqrt{}}$ ), по формулі Н.І. Хворінова ( $\tau_X$ ) і методом інтегрального теплового балансу за А.І. Вейником ( $\tau_{Be}$ ) порівнювали з експериментальними дослідженнями твердіння циліндричних виливків у кокілі: 100% твердої фази ( $\tau_S$ ), межі виливання ( $\tau_B$ ) і ліквідус ( $\tau_L$ ), які наведені на рис. 4.22.

Зіставлення отриманих кривих показує, що збіг з експериментальними температурними вимірами при твердінні 100% твердої фази найкращий при використанні методу А.І. Вейника для сталі з 0,3...0,6% С і чавуну з 3,3...3,6% С. Розрахунки по рівнянню квадратного кореня і по методу Н.І.Хворінова показали занижені значення у порівнянні з експериментальними дослідженнями.

За результатами експериментальних досліджень [2, 44] процесу твердіння виливків з високоміцного чавуну (С - 3,10%; Si - 1,43%; Mn - 0,58%; P - 0,194%; S - 0,010%; Cr - 0,34%; Ni - 0,91%; Mg - 0,033%; вуглецевий еквівалент якого  $C_e \approx 3,6\%$ ; див. рис. 2.1) у кокілі  $\varnothing 450$  мм тривалість твердіння становить  $\approx 80$  хв. Тоді критерій Б.Б. Гуляєва дорівнює  $\tau/R^2 = 80 \text{ хв} / (22,5 \text{ см})^2 = 0,158 \text{ хв/см}^2$ . Порівняння тривалості твердіння (100% твердої фази –  $\tau_S$  на рис. 4.22) чавуну з 3,6% вуглецю дає значення  $\tau/R^2 = 0,174 \text{ хв/см}^2$ , тобто похибка двох експериментальних досліджень чавунів, хімічний склад яких приблизно однаковий, складе  $\approx 10,1\%$ , що прийнятно для інженерних розрахунків.

Таблиця 4.12 – Початкові дані і результати розрахунку коефіцієнта твердіння за методом А.І. Вейника

Вміст вуглецю, %	Теплофізичні властивості сплаву Fe-C									
	$T_{лік},$ К	$T_{сол},$ К	$T_{ф},$ К	Питома теплоємність розплаву, $C_1$ Дж/кгК	Питома теплота кристалізації L, Дж/кг	Щільність $\rho,$ кг/м <sup>3</sup>	Тривалість зняття температури перегрівання, с	Тривалість твердіння, с	Загальна тривалість твердіння, с	Відносна тривалість твердіння $\tau=A \cdot R^2,$ хв; при радіусі виливка R, см
0,04	1805	1791	373	920	264000	7000	344	2036	2380	$0,0784R^2$
0,1	1801	1767	373	920	264000	7000	345	2421	2766	$0,0911R^2$
0,4	1723	1765	373	920	259000	7000	356	2642	2998	$0,0987R^2$
0,93	1737	1629	373	920	255000	7000	365	5485	5850	$0,1926R^2$
1,42	1710	1537	373	920	251000	7000	374	25541	25915	$0,8532R^2$
2,44	1631	1420	373	838	215000	6950	357	14422	14778	$0,4865R^2$
3,28	1552	1420	373	838	215000	6950	386	5812	6198	$0,2040R^2$
4,45	1439	1420	373	838	215000	6950	436	2467	2903	$0,0956R^2$
4,83	1477	1420	373	838	215000	6950	418	3218	3636	$0,1197R^2$

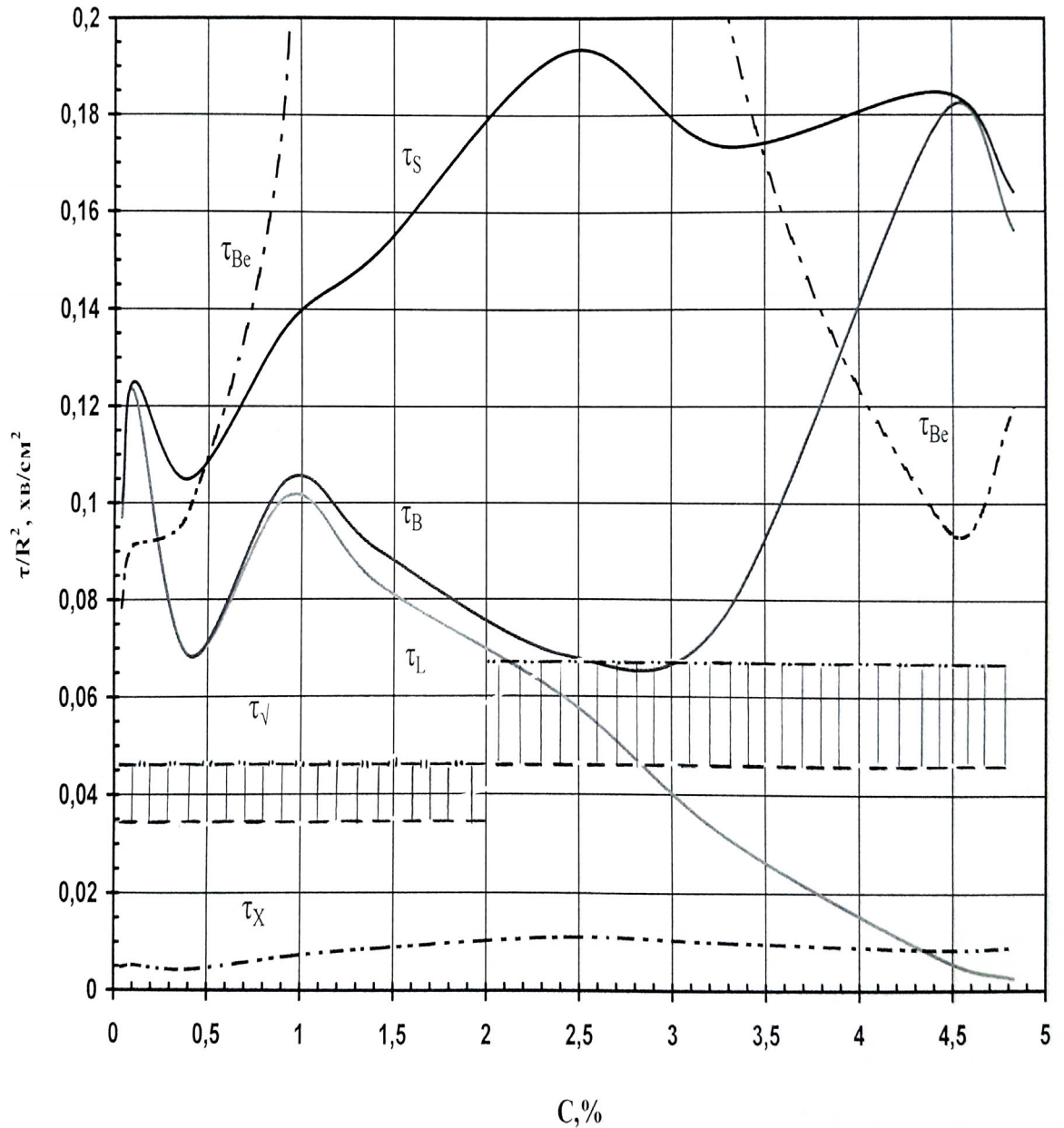


Рисунок 4.22 – Тривалість твердіння циліндричного виливку у кокілі за експериментальними даними: 100% твердої фази ( $\tau_S$ ), межі виливання ( $\tau_B$ ), ліквідус ( $\tau_L$ ); результати розрахунку по рівнянню квадратного кореня ( $\tau_{\sqrt{\quad}}$ ); по формулі Н.І. Хворінова ( $\tau_X$ ) і методом інтегрального теплового балансу по А.І. Вейнику ( $\tau_{Be}$ ) при радіусі виливка  $R$ , см

Таким чином, використання розроблених у роботі розрахункових формул дозволить встановити межу виливання, ліквідус, солідус і проводити адаптацію математичних програм моделювання процесів твердіння виливків,

що підвищить точність розрахунків процесів твердіння виливків зі сплавів Fe-C.

#### **4.9 Встановлення тривалості електродугового-електрошлакового обігріву виливків по показнику кінетики усадки розплаву у надливі**

Всі відомі методи розрахунку тривалості живлення усадки виливка, у тому числі і розроблена вище графоаналітична методика, не можуть врахувати безліч чинників, які впливають на тривалість кристалізації:

- 1) Комплексне легування сплавів Fe-C різноманітними хімічними елементами.
- 2) Модифікування різними видами модифікаторів.
- 3) Зміну температури і швидкості заливання в залежності від маси, товщини стінки і специфічних вимог до фізико-механічних властивостей виливка.
- 4) Наявність усадкової шпаристості у стінці кокілю або нерівномірність набивання формувальної суміші в опоці.
- 5) Нерівномірність швидкості фільтрації розплаву через двофазну твердо-рідку зону виливка для живлення усадки.
- 6) Складна конфігурація фасонного виливка з декількома тепловими вузлами.
- 7) Комбінована ливарна форма з матеріалів із різними теплофізичними властивостями, що впливає на швидкість кристалізації і утворення мікро- та макроструктури з різною щільністю.

Розроблені у роботі формули для розрахунку тривалості електрошлакового обігріву довели свою придатність і ефективність в умовах АТ ДЗПВ при литті валків масою до 25000 кг з доевтектичного чавуну. Проте неможливо точно врахувати безліч чинників, перерахованих вище, для нестандартних випадків виробництва литих заготовок [236,237].

Тому на даний час проходить апробацію у вальцеливарному цеху ДЗПВ розроблена нами схема технологічного процесу, яка включає ряд етапів:

а) На електроутримувач установки електрошлакового обігріву (див. рис. 3.2) кріпиться датчик, що фіксує переміщення електроду вгору або вниз.

б) Результати переміщення фіксуються на двокоординатному потенціометрі по осі ординат у мм, а час - по осі абсцис.

в) Після опускання електроду у надлив до контакту з рідким металом необхідно включити нульову точку відліку по осі ординат, що фіксує опускання електроду вниз слідом за усадкою рівня металу у надливі.

г) Потім включити сигнальне реле часу, на якому встановити розрахункове значення тривалості електрошлакового обігріву згідно розробленої нами графоаналітичної методики за критерієм Б.Б. Гуляєва.

е) Після переходу на режим регулювання обігріву за допомогою автоматики необхідно здійснювати періодичний контроль роботи установки.

ф) По кривій на двокоординатному потенціометрі необхідно встановити момент відсутності переміщення електроду вниз протягом 5-6 хвилин. Тоді необхідно припинити обігрів навіть раніше часу, встановленого розрахунком. Якщо усадка вилівка продовжується і не відповідає розрахунку за критерієм Б.Б. Гуляєва, то обігрів необхідно продовжити до припинення переміщення електроду вниз.

Наприклад, на рис. 4.23 приведено графік переміщення електроду у надлив в процесі усадки розплаву.

На 170 хв переміщення електродів у надлив припиняється. Це свідчить о закінченні процесів живлення усадки і установку електрошлакового обігріву можливо відключити. Об'єм розплаву, який компенсував усадку вилівку, розраховують перемноженням висоти переміщення електроду у надлив на площу поверхні надливу. Далі встановлюють об'ємну усадку, зменшують розміри надливу, а результати вносять у технологічну інструкцію для виробництва конкретного типорозміру і хімічного складу вилівка.

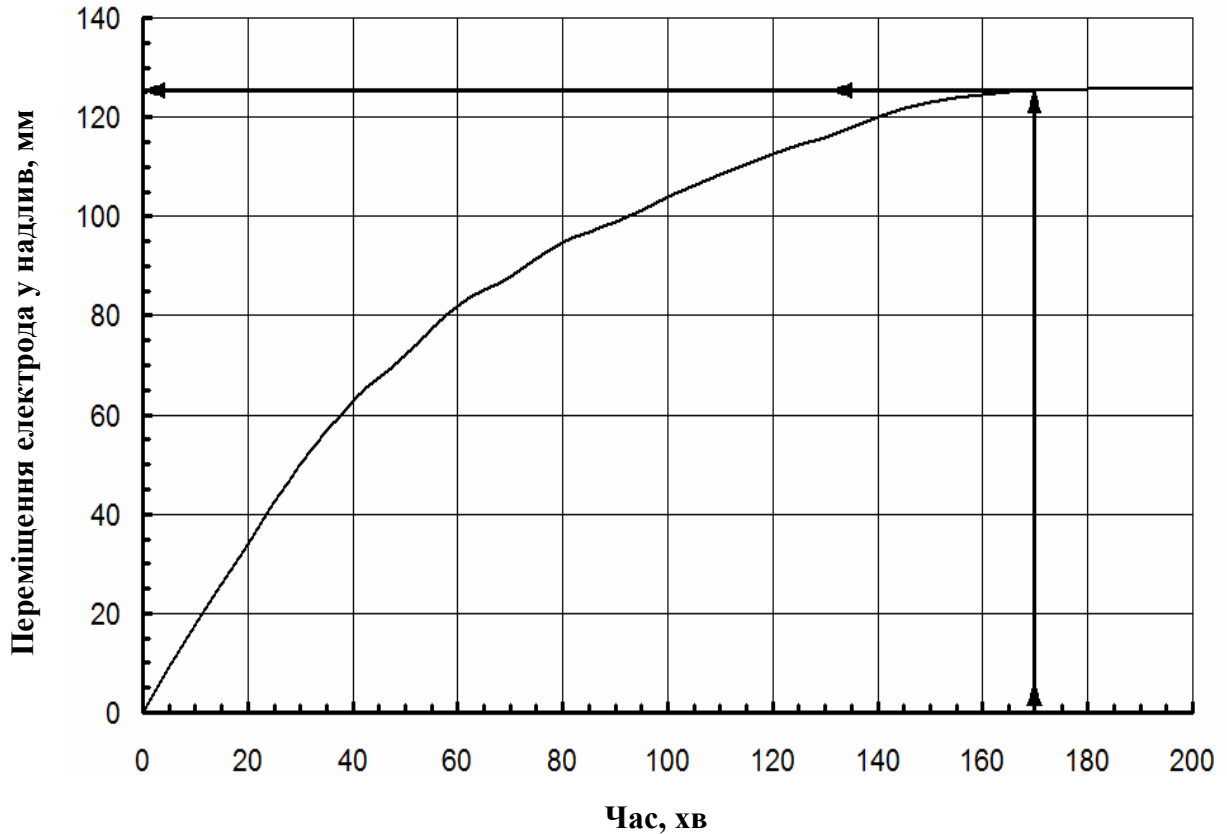


Рисунок 4.23 – Кінетика зменшення рівня розплаву у надливі і встановлення часу припинення процесу електрообігріву

Проте дана схема дозволяє визначити тривалість обігріву лише у першому наближенні, оскільки не враховує, що після відключення обігріву і утеплення дзеркала шлакової ванни сухими відходами формувальної суміші (див. розділ 3) розплав з металевої ванни продовжуватиме живлення усадки шарів вилівка, що розташовані нижче. Це обумовлено високою температурою шлакової ванни ( $\approx 1550$  °C) у порівнянні з металом чавунного вилівка, що кристалізується при  $\approx 1120...1150$  °C, і теплоізоляцією дзеркала металу надливу від довкілля. У подальшому плануємо розробити методику по скороченню тривалості електрошлакового обігріву, яка враховує ці особливості.

Запропонована схема технологічного процесу прийнята до розробки і впровадження на АТ "Дніпропетровський завод прокатних валків". Її використання дозволить накопичити експериментальні дані про об'ємну усадку різних сплавів і точно встановити мінімальний розмір (висоту) надливу для

різних типів сплавів і розмірів валків. Це забезпечить скорочення непродуктивних втрат металу на технологічний запас при призначенні розмірів надливу технологом вальцеливарного цеху.

#### **4.10 Визначення тривалості електродугового-електрошлакового обігріву надливу валків із заевтектоїдної сталі 150ХНМ**

У вальцеливарному цеху АТ "ДЗПВ" почалося освоєння нової продукції – виробництва прокатних валків із заевтектоїдної сталі 150ХНМ, які мають основні розміри:

- нижня шийка мала діаметр 320 мм і висоту 900 мм;
- бочка – Ø 520 мм і  $h = 1400$  мм;
- верхня шийка - Ø 430 мм і  $h = 500$  мм;
- надлив - Ø 430 мм і  $h = 500$  мм.

Нижню шийку і бочку заливали у кокіль з шаром теплоізоляційного покриття завтовшки  $\approx 10$  мм. Чорнова маса валка складала 4100 кг, плавку проводили в індукційній печі ІЧТ-6. Розроблені режими ЕШО надливу розглянуті на прикладі валка, відлитого 15.06.2016, у вальцеливарному цеху ДЗПВ, плавка №2-36. Хімічний склад валка, мас. %: С – 1,50; Si – 0,84; Mn – 0,66; P – 0,025; S – 0,03; Cr – 1,0; Ni – 0,97; Mo – 0,27; Cu – 0,038.

Температура перегрівання розплаву у печі за показаннями вольфрам-ренієвої термопари складала  $1540^{\circ}\text{C}$ , після зчищення шлаку ( $1480^{\circ}\text{C}$ ), заливання форми металом ( $1450^{\circ}\text{C}$ ) виконували впродовж 1 хв 20 с через сифонну литникову систему з тангенціальним підведенням живильника до нижньої шийки. Після закінчення заливання розплаву знімали воронку з ливника і у стояк занурювали сталевий прут Ø30 мм, на вільному кінці якого був закріплений кабель від зварювального трансформатора ТДФЖ-2001.

Потім стаціонарну установку ЕШО повертали над кесоном у бік ливарної форми, у надлив вводили графітований електрод Ø150 мм, запалювали електричну дугу і засипали її флюсом АН-60. Силу струму на першому етапі



обігріву підтримували на рівні 1400-1450 А, напругу 70-80 В. У цей момент відбувається максимальна усадка розплаву з надливу, а також витрачається додаткове тепло на розплавлення флюсу і наведення рідкої шлакової ванни. Крім того, на стінках надливу твердіє метал, який із-за зменшення рівня розплаву у надливці виявляється на повітрі. Тому розплавлення цих "настилів" металу також вимагає додаткового тепла.

На другому етапі обігріву після наведення рідкої шлакової ванни включали автоматичний режим стеження за опусканням електроду услід за усадкою розплаву, силу струму зменшували до  $\approx 800$  А, а напругу до 50-55 В.

Тривалість процесу ЕШО для бочки валка розраховували по графіку, приведеному на рис. 4.18. Для заевтектоїдної сталі з вмістом вуглецю 1,5%, тривалість обігріву дорівнює  $\tau = 0,122R^2$ . При товщині шару теплоізоляційного покриття на кокілі  $\approx 10$  мм тривалість твердіння збільшується у 1,2 рази. Тому при радіусі бочки валка 26 см тривалість ЕШО складала:

$$\tau_{\Sigma} = 0,122R^2 \cdot 1,2 = 0,122 \cdot (26)^2 \cdot 1,2 = 99 \text{ хв} = 1 \text{ год } 39 \text{ хв.}$$

Тривалість першого етапу обігріву, при якому сила струму і напруги максимальні, розраховували за графіком (див. рис. 4.10). Вона дорівнювала тривалості досягнення межі виливання центру бочки зі сталі з вмістом 1,5%С, що твердіє у циліндричному кокілі:

$$\tau_{\Sigma 1} = 0,088R^2 \cdot 1,2 = 0,088 (26)^2 \cdot 1,2 = 71,4 \text{ хв.}$$

Тривалість першого етапу обігріву прийняли 72 хв, і це значення встановили на програмованому реле часу, розміщеному на пульті установки ЕШО.

Однак відсутні дані про тривалість твердіння сталі 150ХНМ у піщаній формі. Тому закінчення процесу ЕШО встановлювали експериментально за методикою припинення переміщення електроду у надлив (див. розділ 4.9).

Загальна тривалість обігріву валка зі сталі 150ХНМ дорівнювала 180 хв. На торцях верхніх шийок валків після ЕШО (рис. 4.24) і відрізання надливу усадкові дефекти були відсутні. Це підтвердила подальша ультразвукова дефектоскопія, проведена ЦЗЛ ДЗПВ за допомогою дефектоскопу УД4-76.



Рисунок 4.24 – Торць надливу валка із заєвтектоїдної сталі 150ХНМ після комбінованого електродугового-електрошлакового обігріву надливу і валка, відлитого з утепленням екзотермічною сумішшю і дворазовою доливкою надливу розплавом з індукційної печі ІСТ-05

Раніше на ДЗПВ тривалість обігріву надливу чавунних валків масою до 10000 кг становила 5 год. Розроблений в роботі ступінчастий режим обігріву дозволив зменшити тривалість ЕШО валків зі сталі 150ХНМ до 3 год, що на 2 год менше.

Скорочення тривалості обігріву надливу, окрім зменшення енерговитрат, дозволить понизити рівень залишкових напруг у валках, оскільки температурний перепад між нижньою шийкою і надливом зменшиться.

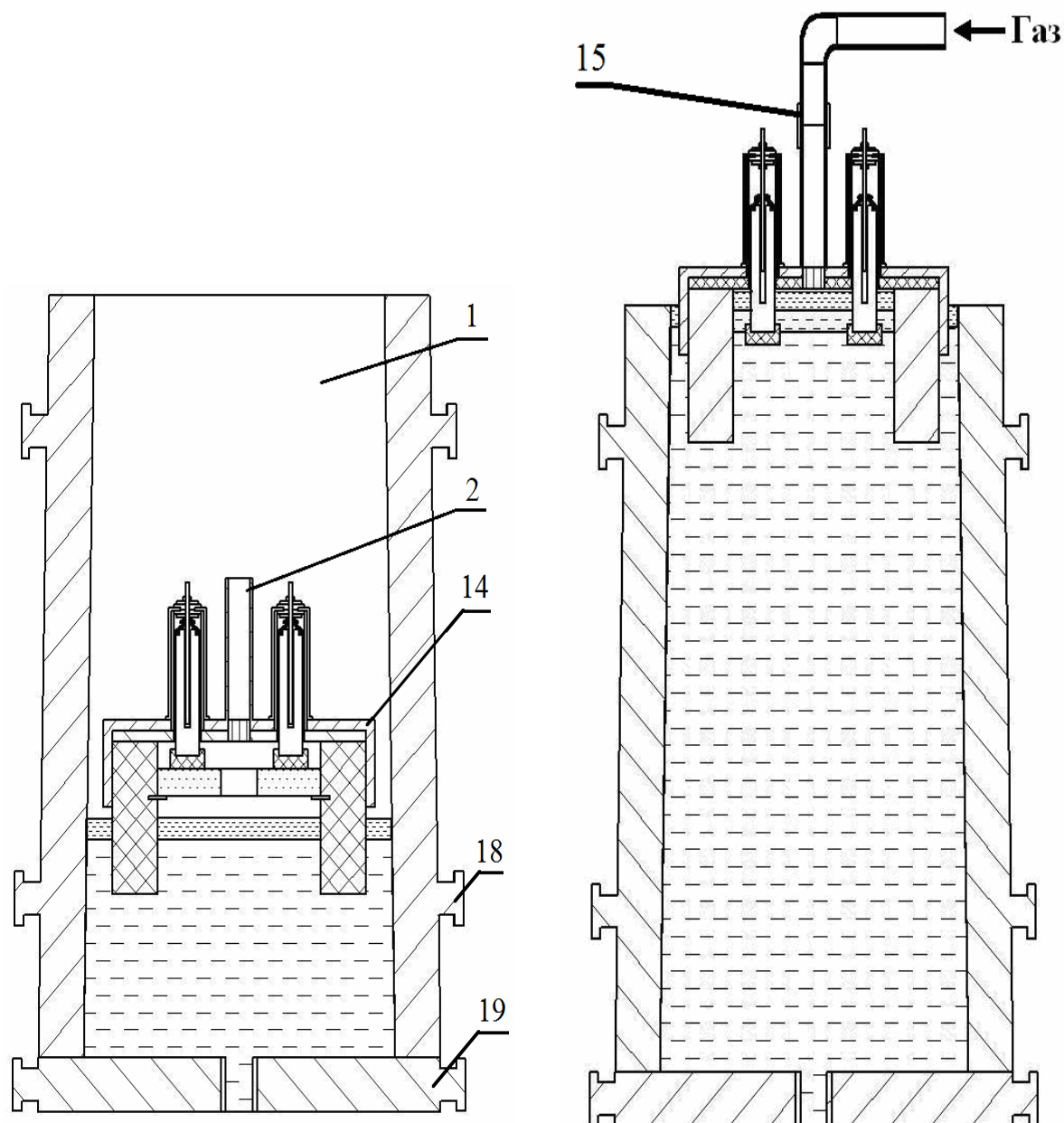
Таки чином, кафедра ливарного виробництва НМетАУ прийняла участь в освоєнні виробництва нової продукції – литті прокатних валків зі сталі 150ХНМ. Результати цих розробок [214] успішно випробувані і впроваджені у виробництво.

#### **4.11 Розрахунок тривалості електрошлакового обігріву сталевого злитка, що відливається з газодинамічною дією на метал, який кристалізується**

Нова технологія підвищення фізико-механічних властивостей виливків і злитків, що розроблена проф. Селівьорстовим В.Ю. [179], базується на створенні у надливі підвищеного тиску так, щоб рідкий метал переміщався крізь дендрити двофазної зони і забезпечив живлення усадки виливку (див. рис. 3.7). У результаті такої дії на метал, що кристалізується, зменшується зона мікроскопічних переміщень, в якій розплав, що залишився між гілками дендриту, роз'єднується на замкнуті ізольовані об'єми, і зменшуються розміри зони усадкової шпаристості у виливку. Крім того, із-за підвищеного тиску зменшується можливість виділення газів з розплаву, що кристалізується, і утворення газової шпаристості [179].

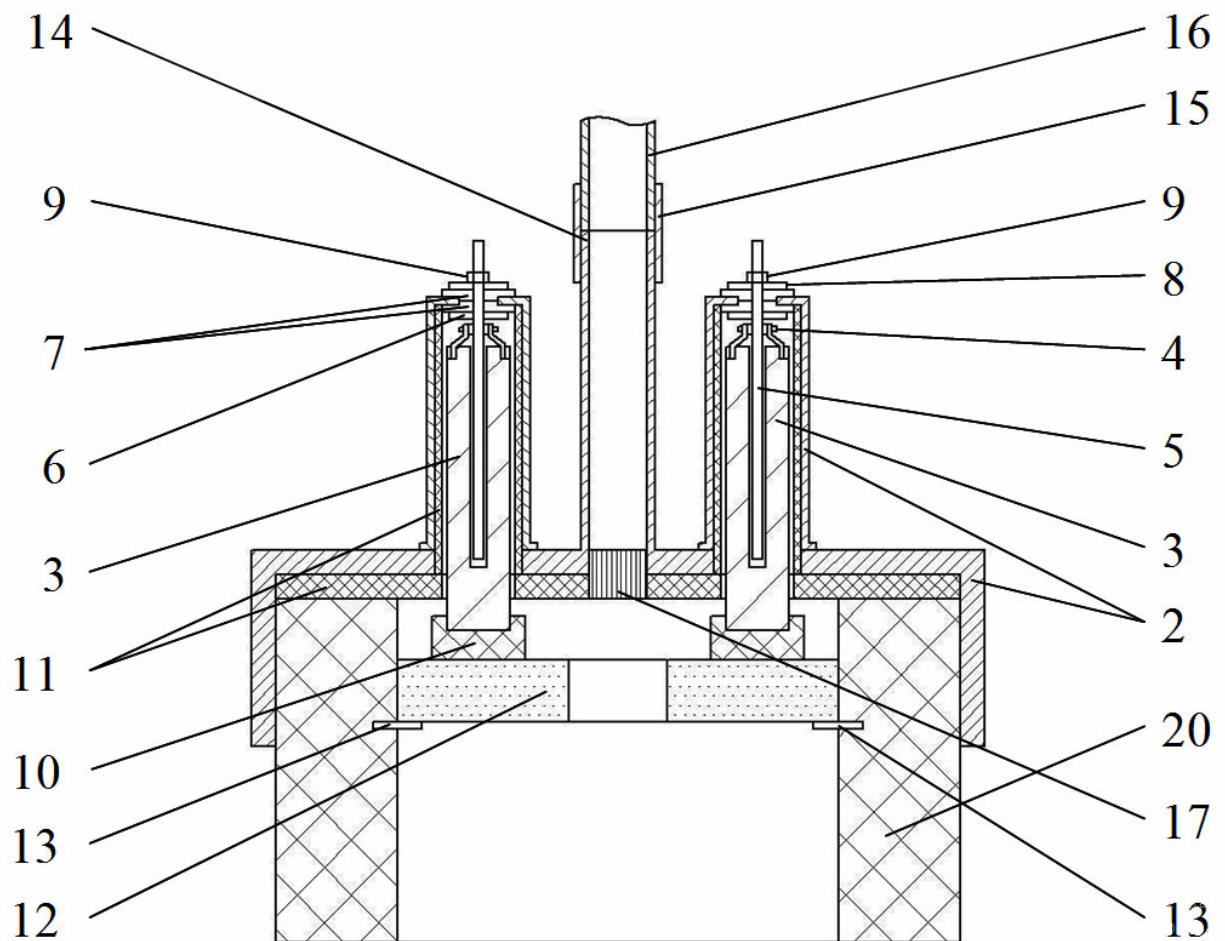
Технологія газодинамічної дії на розплав у ливарній формі [180-182] є одним з найперспективніших способів підвищення якості металу виливків, оскільки дозволяє наблизити властивості литого металу до фізико-механічних властивостей прокатаного металу [179].

Реалізується новий процес за рахунок розміщення у надливі поблизу її стінки сталевого холодильника, так що розплав виливка швидко твердне у проміжку між холодильником і стінкою виливниці [125, 126]. У верхній частині сталевий холодильник має форму ковпака і забезпечує отримання замкнутої порожнини у надливній частині ливарної форми. На рис. 4.25 і 4.26 наведено загальний вигляд технологічного процесу лиття з газодинамічним впливом на метал, який кристалізується [245, 246].



1 – порожнина ливарної форми; 2 – пристрій для герметизації розплаву від довкілля зі сталевим холодильником на зовнішній частині; 14 – патрубок для підведення стислого газу у порожнину пристрою; 15 – муфта для з'єднання патрубків з системою подання стислого газу; 18 – цапфи виливниці; 19 – піддон

Рисунок 4.25 – Схема технологічного процесу газодинамічної дії на рідкий метал, що кристалізується, та проведення ЕШО у надливі



2 – пристрій для герметизації розплаву від довкілля зі сталевим холодильником на зовнішній частині; 3 – електрод графітований; 4 – електричний кабель до електроду; 5 – струмопровідні рухливі стержні із закріпленими шайбами 6; 7 – струмонепровідні прокладки-герметизатори; 8 – шайба; 9 – гайка; 10 – вогнетривкий поплавець - обмежувач занурення електроду; 11 – струмонепровідні вогнетривкі вставки; 12 – флюс твердий, закріплений фіксатором 13; 14 – патрубок для підведення стислого газу у порожнину пристрою; 15 – муфта для з'єднання патрубка з системою подання стислого газу 16; 17 – газопроникна пробка з легковогого вогнетриву; 20 – вогнетривкий поплавок

Рисунок 4.26 – Схема пристрою для газодинамічної дії на рідкий метал, який кристалізується, і електрошлакового обігріву надливу

На першому етапі роботи (див. рис. 4.24а) перед заливкою пристрій опускають на дно виливниці. Після початку заливки поплавець 10 (див. рис. 4.25) забезпечує спливання пристрою вгору до упору на верхньому торці виливниці (див. рис. 4.24 б). Рівень розплаву підвищується і проміжок між сталевим холодильником (2 на рис. 4.24а і 4.25) і виливницею заповнюється металом, який швидко твердіє.

У процесі спливання вгору поплавків з вогнетривкого матеріалу акумулює тепло з розплаву, що заливається, а флюс 12 у верхній частині надливу розплавляється, утворюючи рідку шлакову ванну.

Потім здійснюють підведення стислого газу у порожнину пристрою (див. 14, 15 на рис. 4.24 б) і проводять електрошлаковий обігрів [244]. Розрахунок тривалості обігріву виконували за графіком (див. рис. 4.18).

Наприклад, для сталі з вмістом 0,3% С тривалість електрошлакового обігріву ( $\tau_{\text{Э}(0,3\text{C})}$ , хв) при радіусі злитка  $R=20$  см складе:

$$\tau_{\text{Э}(0,3\text{C})} = 0,092 \cdot R^2 = 0,092 \cdot (20)^2 = 36,8 \text{ хв} \approx 37 \text{ хв.}$$

Тривалість твердіння 100% твердої фази (солідус) за графіком (див. рис. 4.18) складе:

$$\tau_{\text{S}(0,3\text{C})} = 0,175 \cdot R^2 = 0,175 \cdot (20)^2 = 70 \text{ хв.}$$

Однак, отримані результати не враховують вплив тиску на тривалість твердіння металу. Тому на струмопровідному стержні 5 (див. рис. 2.23) закріплювали реохорд з рухливим контактом. Поплавкове влаштування графітованих електродів забезпечує стеження за зміною рівня розплаву і переміщення електроду слідом за опусканням шлакової ванни у надлив. По кінетиці усадки сплаву можливо скоротити тривалість обігріву, витрату електроенергії, зменшити перепад температур по висоті виливку і рівень залишкових ливарних напружень.

## Висновки до четвертого розділу

1. Виконано теоретичне узагальнення дев'яти експериментальних температурних вимірів процесу твердіння виливків із Fe-C сплавів у циліндричному кокілі з вмістом вуглецю 0,04%, 0,1%, 0,4%, 0,93%, 1,42%, 2,44%, 3,28%, 4,45%, 4,83%, які були отримані Б.Б. Гуляєвим, О.О. Магницьким, Л.М. Постновим та ін. Кінетичні криві було оцифровано і інтерпольовано у діапазоні 0,04...4,83%С, встановлено вплив вмісту вуглецю на критерій  $\tau/R^2$  при  $x/R=1$ , тривалість досягнення межі ліквідус, виливання, солідус центральної частини циліндричного виливка.

2. За гіпотезою приведеної товщини М.І. Хворінова встановлено вплив вмісту вуглецю у виливках пласкої і кульової форм на критерій  $\tau/R^2$  при  $x/R = 1$ , що дозволило розрахувати тривалість твердіння 100% твердої фази, ліквідус та виливання в інтервалі 0,04...4,83%С.

3. Для забезпечення умов спрямованого твердіння виведені формули і залежності для встановлення тривалості режимів електродугового-електрошлакового обігріву надливу виливків і злитків з Fe-C сплавів циліндричної, пласкої і кульової форми, що твердіють у кокілі. Тривалість ЕШО виливків приймали як середнє значення між тривалістю твердіння межі солідус і виливання. Скорочення тривалості обігріву надливу зменшить перепад температур по висоті виливка і рівень залишкових ливарних напружень, знизить витрати електроенергії і підвищить оборотність кокільно-опочного оснащення.

4. Встановлено вплив вмісту вуглецю у на критерій  $\tau/R^2$  при твердінні в кокілі виливків в рідко-твердій, твердо-рідкій зонах і в інтервалі температур ліквідус-солідус. При збільшенні часу знаходження металу у твердо-рідкому становищі, збільшується усадкова шпаристість. Прогнозування за цими результатами дозволяє припустити, що найбільша усадкова шпаристість відповідає значенню 2,4...2,7 % вуглецю. Ці дані потребують подальшого уточнення, оскільки максимальна шпаристість згідно літературних даних перебуває при максимальному значенні різниці температур ліквідус-солідус  $\approx 2$  %С.

Пояснення отриманих результатів обумовлено, можливо, тим, що ширина двофазної зони у виливка залежить також від концентраційного інтервалу твердіння. Взаємний вплив цих двох чинників – температурного і концентраційного інтервалів твердіння, раніше ніхто не брав до уваги. Ці дані дозволять у подальшому після додаткових досліджень корегувати хімічний склад за рахунок інших елементів у заданому інтервалі вимог до виливка, і зрушувати несприятливу зону, в якій формується усадкова шпаристість.

5. Розроблені залежності впливу вмісту вуглецю у сплавах Fe-C на критерій  $\tau/R^2$  порівнювали з відомими методами розрахунків по рівнянню квадратного кореня, за методом Н.І. Хворінова і інтегральним тепловим балансом А.І. Вейника. За методом А.І. Вейника найкращий збіг з експериментальними температурними вимірами при затвердінні 100% твердої фази мав місце тільки для сталі з 0,3...0,6% C і чавуну з 3,3...3,6% C, розрахунки по рівнянню квадратного кореня та за методом Н.І. Хворінова показали занижені значення, а зіставлення з експериментальними дослідженнями твердіння виливків Ø450 мм з високоміцного комплекснолегованого чавуну масою 2200 кг у кокілі показало припустиму похибку розрахунків 10,1%.

6. Теоретично визначено та експериментально перевірено закономірності тривалості обігріву надливу по кінетиці усадки комплекснолегованих і модифікованих сплавів з різними температурно-часовими режимами заливання і теплофізичними властивостями ливарної форми, за якими процес обігріву необхідно припиняти з моменту закінчення переміщення електродів у надлив. Реєстрація і накопичення експериментальних даних про об'ємну усадку різних сплавів дозволить точно встановити мінімальну висоту і масу надливу для різних типорозмірів виливків, температурно-часових режимів заливання, хімічних складів і видів сплавів. Це забезпечить скорочення непродуктивних втрат металу на технологічний запас при призначенні розмірів надливу в ливарних цехах. Прийнято к розробленню та впровадженню у ВЛЦ АТ «ДЗПВ», акт від 20.03.2017 р.



7. Визначено час електрошлакового обігріву сталевих злитків, який отримують з газодинамічним впливом на рідкий метал, що кристалізується. Поплавковий пристрій забезпечує стеження за зміною рівня розплаву і здійснює переміщення електроду слідом за опусканням шлакової ванни, а припинення усадки свідчить про закінчення обігріву.

8. Встановлено тривалість електродугового-електрошлакового обігріву надливу прокатних валків із заевтектоїдної сталі 150ХНМ та вплив комбінованої кокільно-піщаної форми на об'ємну усадку. Тривалість першого етапу обігріву з максимальною силою струму і напруги розраховували за критерієм  $\tau/R^2$  для сплаву з 1,5%С. Загальну тривалість ЕШО встановлювали експериментально за часом припинення переміщення електроду у надлив, що обумовлено відсутністю даних про тривалість твердіння і об'ємну усадку сталі 150ХНМ. Результати промислових випробувань і рекомендованих технологічних режимів успішно випробувані і впроваджені у вальцеливарному цеху "ДЗПВ", що дозволило освоїти нову продукцію і зменшити тривалість обігріву на 2 год.

## РОЗДІЛ 5 ОСОБЛИВОСТІ ПРОЦЕСУ ПРИСКОРЕНОГО ТВЕРДІННЯ ЦЕНТРАЛЬНИХ ЗОН ВИЛИВКІВ

### 5.1 Гіпотеза процесу прискореного твердіння центральних зон виливків кульової, циліндрової і пласкої форми

#### 5.1.1 Особливості кінетики просування фронтів ізосолідус та ізоліквідус у виливках кульової, циліндрової і пласкої форми

Основні експлуатаційні властивості литих деталей визначаються, в основному, фізико-механічними властивостями поверхневих шарів деталі. Проте для деяких виробів, наприклад, прокатних валків, незадовільна макро- і мікроструктура осьової зони є причиною їх поломки. Згідно з положеннями А.Є. Кривошеєва [42], бочка прокатного валка повинна мати твердий зносостійкий робочий шар, властивості якого визначаються, в основному, кількістю цементиту і мікротвердістю матриці, а починаючи з перехідної зони, в осьовій має бути структура з мінімальною кількістю крихких структурних складових, що зменшують міцність валка при роботі на прокатному стані.

Так, на рис. 5.1 приведена макроструктура (отримана О.М. Руднєвим) бочки валка з литими калібрами з вибіленого чавуну, який поламався після охолодження в ливарній формі. Його поломка обумовлена порушенням умови А.Є. Кривошеєва про недопустимість стовпчастої макроструктури в центральних зонах прокатних валків і відсутністю разорієнтованої структури з великою кількістю графіту. Крім того, в роботах [110, 159] встановлене утворення усадкової шпаристості в осьовій зоні окремих типорозмірів валків, не дивлячись на те, що бочка валка твердне першою, а живлення усадки з надливу не порушується. Тому знання специфіки теплофізичних процесів кристалізації осьових зон виливків необхідне для прогнозування формоутворення структури, яка задовольняє особливостям умов експлуатації литих виробів.

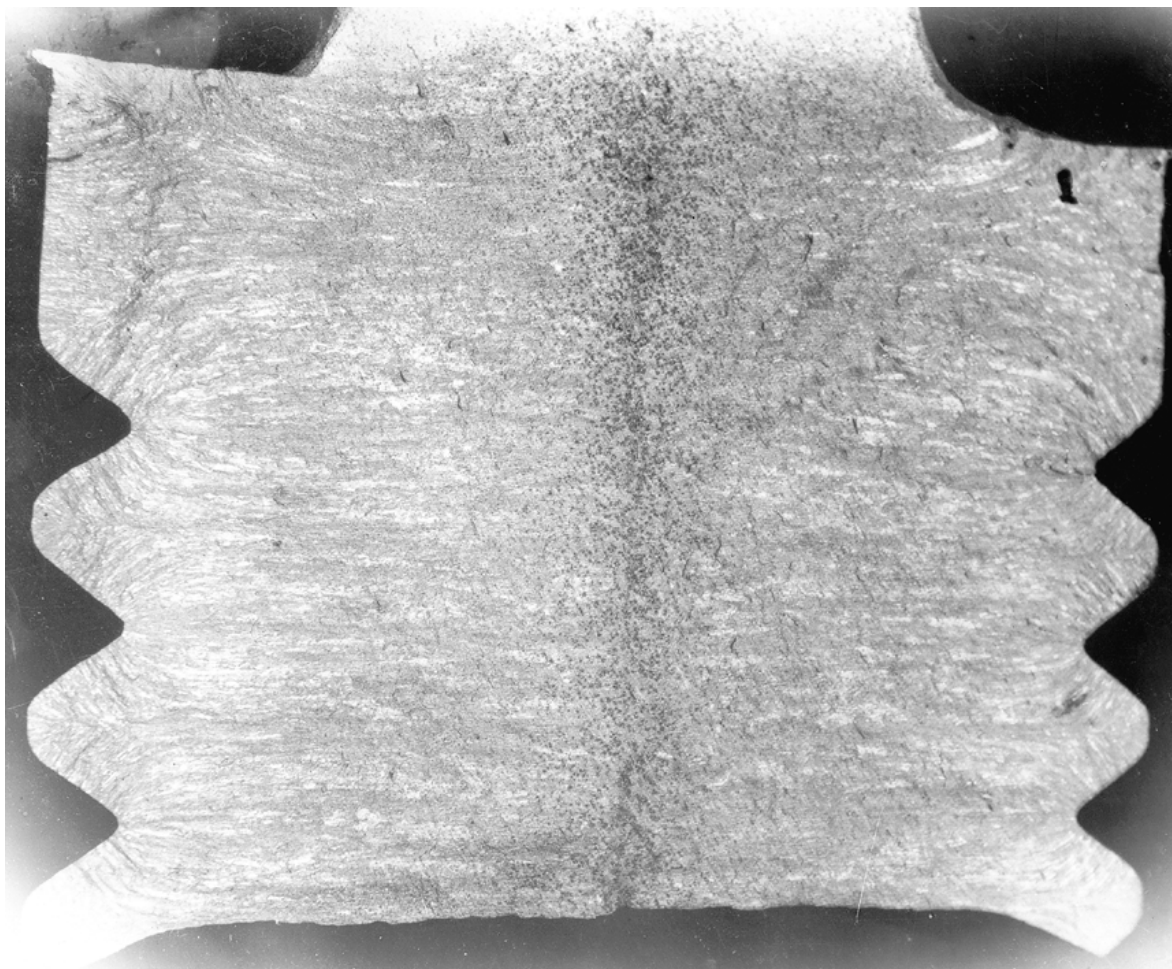


Рисунок 5.1 – Макроструктура зламу бочки сортопрокатного валка з литими калібрами з наскрізною стовпчастою структурою до осьової зони (отримана О.М. Руднєвим)

У теорії ливарних процесів прийнято рахувати кульову, циліндрову і пласку форми - основними елементами, з комбінації яких складається виливок [17,46,106,185]. Твердіння пласких напівнескінчених виливків розраховують, як правило, по відомому рівнянню квадратного кореня ( $x=k\sqrt{\tau}$ ,  $x$  – товщина затверділого шару металу;  $\tau$  – час;  $k$  – коефіцієнт затвердіння), яке є одним з видів рішення задачі Стефана-Шварца [4,5,16].

Величина  $k$  є коренем складного трансцендентного рівняння і залежить від безлічі чинників, що характеризують процес твердіння: термофізичних коефіцієнтів матеріалу вилівка і ливарної форми, температури перегріву, твердіння і ін. Основні допущення, прийняті при рішенні задачі Стефана-

Шварца:

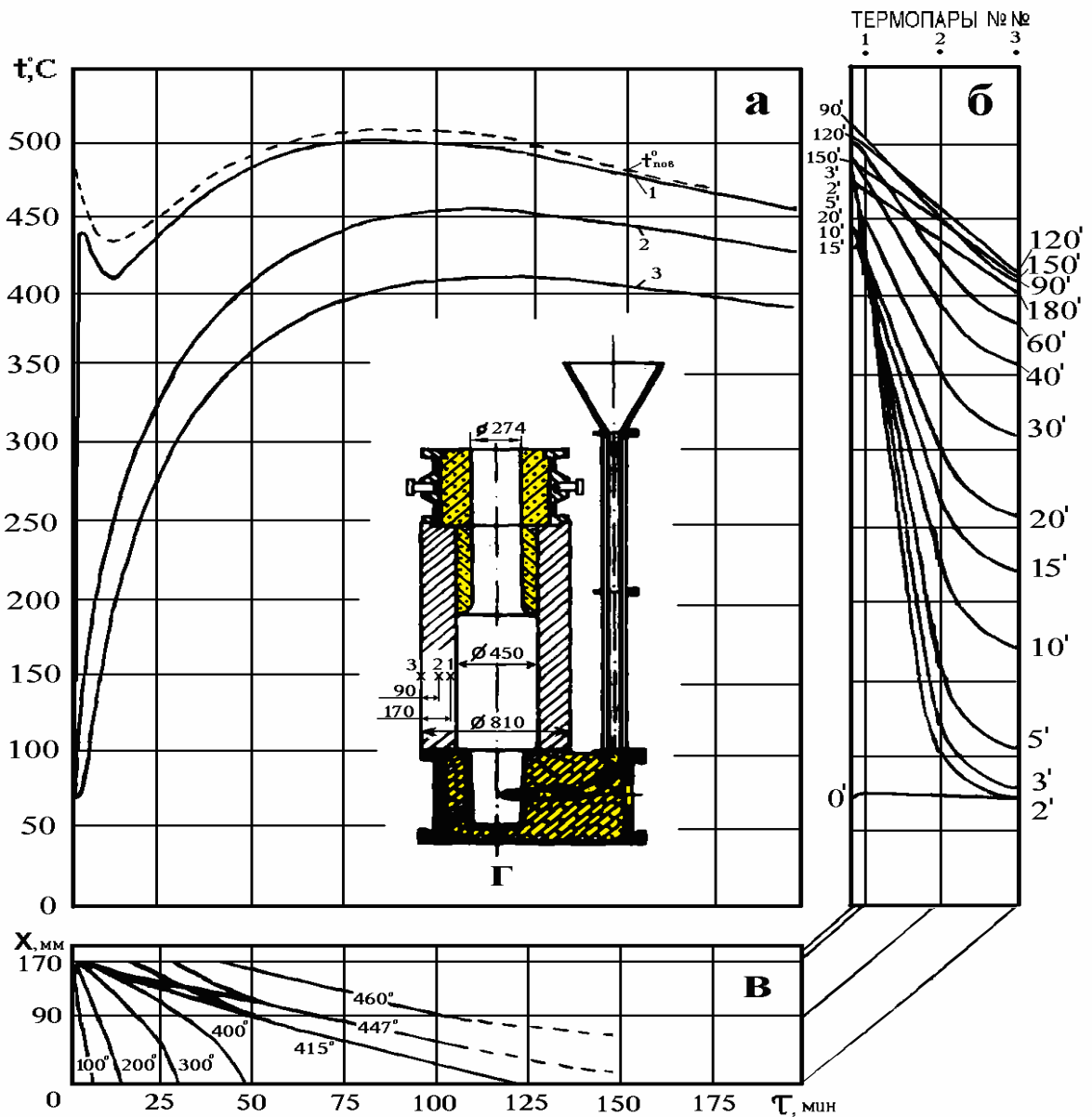
- Напівнескінчена виливка і напівнескінчена форма стикаються поверхнею у вигляді необмеженої плоскості;
- між виливком і формою встановлюється ідеальний контакт;
- температури їх зіткнення не змінюються в процесі твердіння;
- теплофізичні параметри матеріалу виливка і форми не залежать від температури, але в рідкому і твердому стані можуть мати різні величини;
- теплопередача в твердій і рідкій частинах виливка підкоряється рівнянню Фур'є, конвекція не враховується;
- заливка сплаву у форму здійснюється без перегріву.

Аналіз рівняння квадратного кореня вказує на первинне прискорене і подальше сповільнене твердіння виливка по параболічній кривій. Це пояснюють тим, що в процесі прогрівання ливарної форми зменшується кількість тепла, яке може акумулювати матеріал ливарної форми. Таким чином, згідно з рівнянням, швидкість твердіння в центральній (осьовій) зоні виливку повинна зменшуватися. Аналітичний метод розрахунку швидкості твердіння виливка в металевій формі [186] має неточні вихідні передумови. Автори порахували, що в системі «валок-кокілю» втрата теплоти в довкілля з поверхні кокілю помітно не впливає на процес твердіння. Це можливо у разі, коли маса кокілю значно вища за масу виливка ( $m_o \ll m_k$ ). Проте у вальцеливарних цехах все зовсім по-іншому [20]: товщина кокілю ( $\delta_k$ , мм) складає лише 0,18 діаметру бочки валка ( $D_B$ , мм):

$$\delta_k = 0,18 D_B + (80 \dots 120),$$

де 80...120 – технологічний припуск на переточування кокілю.

У [2, 145] приведені експериментальні дослідження нагріву і охолодження кокілю при кристалізації виливку масою 2200 кг (рис. 5.2) у кокілі діаметром 450 мм і товщиною стінки 180 мм, які вказують на ці особливості.



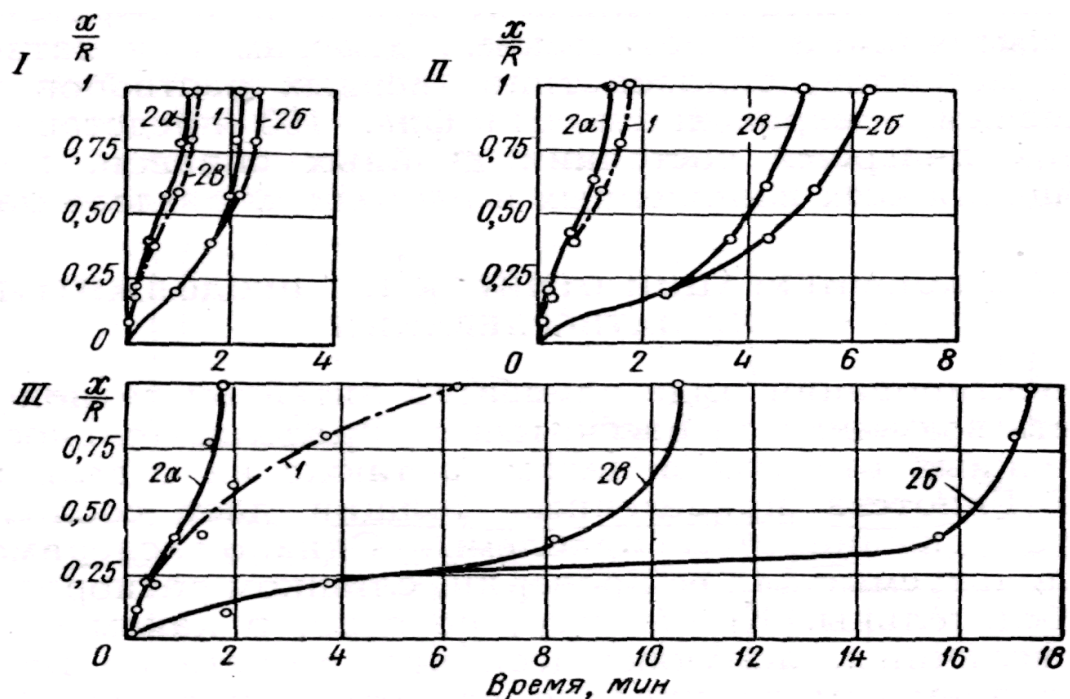
1, 2, 3 – показання термопар, встановлених на відстані 10, 90 і 180 мм відповідно від внутрішньої поверхні кокілю діаметром 450 мм;  $0^I, 2^I, 3^I, 5^I, 10^I, 15^I, 20^I, 30^I, 40^I, 60^I, 90^I, 120^I, 150^I, 180^I$  – ізохрони температурного поля, хв; 100, 200, 300, 400, 415, 447, 460  $^{\circ}\text{C}$  – ізотерми

Рисунок 5.2 – Експериментальні криві нагріву (а) стінки кокілю завтовшки 180 мм і внутрішнім діаметром 450 мм, температурне поле (б), ізотерми (в) і схема ливарної форми (г) [2, 145]

При загальній тривалості твердіння бочки чавунного прокатного валка з кулястою формою графіту  $\approx 80$  хв [2] зовнішня поверхня кокілю починає

нагріватися вже через 3 хв (див. 3<sup>1</sup> на рис. 5.2а) після заливання. Через 10 хв температура зовнішньої поверхні кокілю досягає 170 °С, через 20 хв – 260 °С, через 30 хв – 310 °С, через 40 хв – 355 °С, через 80 хв – 400 °С і т.п.

Таким чином, реальні умови процесу кристалізації відрізняються від теоретичних розрахунків. Експериментальними дослідженнями за допомогою термопар встановлено прискорене твердіння не лише поверхневої, але і центральної (осьової) частини виливку [16, 17]. Так, на рис. 5.3 приведені результати експериментальних вимірів [17] кінетики твердіння алюмінію і сплаву алюмінію з 7,5% кремнію в кокілі радіусом 100 мм.



1 – алюміній; 2 – сплав алюмінію з кремнієм 7,5%; індекси: а – ліквідус; б – солідус; в – кінець виділення первинних кристалів

Рисунок 5.3 – Кінетика твердіння алюмінію і сплаву алюмінію з 7,5% кремнію в кокілі радіусом 100мм – кулі (I), циліндра (II), і стінки (III) [17]

При твердінні циліндра і кулі з алюмінію в металевій формі спостерігається також прискорення твердіння осьової зони виливка (I, II на рис. 5.3). Співвідношення тривалості твердіння плити, циліндра і кулі при рівних радіусах (товщинах) для алюмінієвих виливків складає 1:0,26:0,19

[17], що близько до результатів гіпотези приведених товщин 1:0,25:0,11 [4].

При твердінні виливків зі сплаву алюмінію з 7,5% кремнію область твердіння має три кордони: початок виділення первинних кристалів, кінець виділення первинних кристалів і евтектичне перетворення – солідус. Переміщення всіх трьох кордонів у виливку наближається до параболічного закону тільки в самій початковій стадії твердіння, а потім прискорюється в осьових частинах. Причому, прискорення має місце не лише в сферичних і циліндричних, але і в плоских виливках [17].

Аналіз науково-технічної літератури показав, що зміна виду сплаву не впливає на загальний характер твердіння. У піщані форми завтовшки 25, 50 і 100 мм заливали сталь, заміряли термопарами температуру твердіння, а при виливанні не затверділого розплаву встановлювали кордон переходу сплаву з рідко-твердого в твердо-рідкий стан (рис. 5.4).

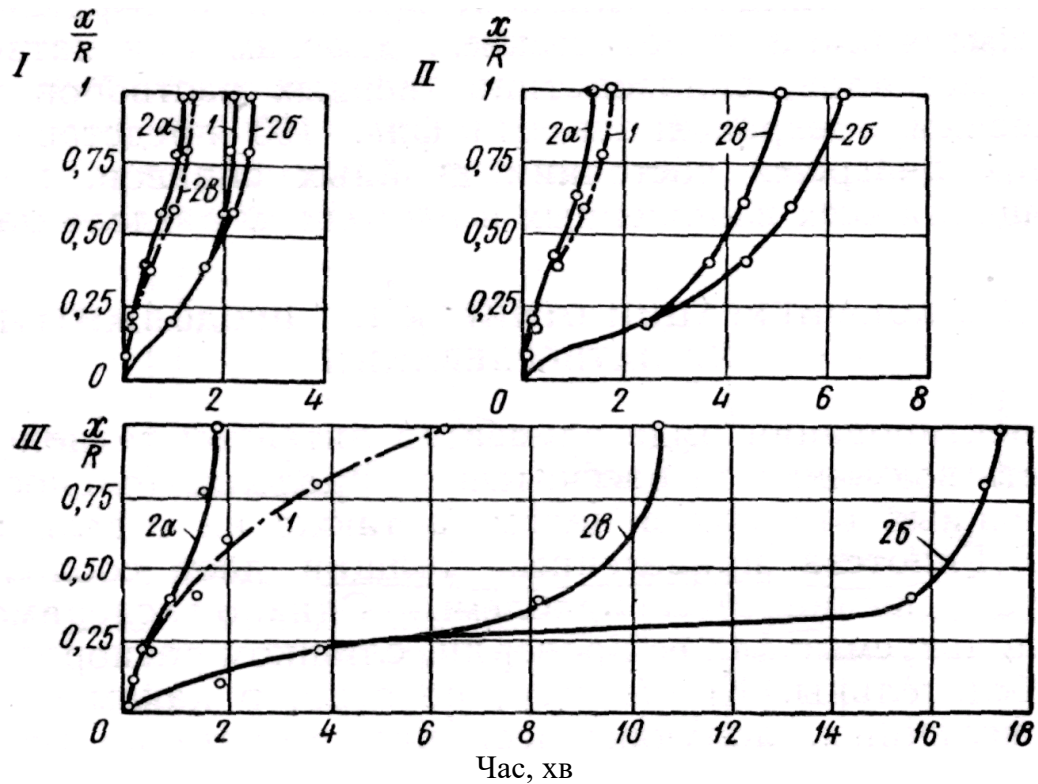
Положення межі живлення автори [17] визначали на основі огляду розрізів виливку або по рентгенограмах. З представлених кривих видно, що закону квадратного кореня підкоряється лише переміщення межі ліквідусу у виливку, що має конфігурацію плити (1 на рис. 5.4, III).

У всіх інших випадках переміщення межі твердіння відбувається з прискоренням в осьовій частині, у тому числі і для плоского виливку – межі солідусу, виливаємості і живлення (2, 3, 4 на рис. 5.4, III).

Таким чином, лише у початковій стадії процесу кристалізації чистих металів і сплавів фронт твердіння переміщається згідно із законом, близьким до параболічного. Потім відбувається уповільнення кристалізації, а в центрі виливку просування фронту твердіння у плиті, циліндру і кулі прискорюється.

Якщо розглянути кінетику твердіння лише плити (див. рис. 5.3 III), то відсутнє прискорення твердіння у центрі лише у чистого металу – алюмінію. Сплав алюмінію, що має дендрити в двофазній зоні, кристалізується з прискоренням у центрі виливка. При твердінні плоского сталевого виливка, просування до центру дендритів аустеніту відбувається без прискорення (див. 1 на рис. 5.4 III), а далі в двофазній зоні вже фіксується прискорення (див. 2, 3,

4 на рис. 5.4 III). Отже, лише наявність дендритної фази, яка сформувалася на першому етапі кристалізації виливка, може бути однією з причин прискорення просування фронту твердіння в центрі плоского виливка.



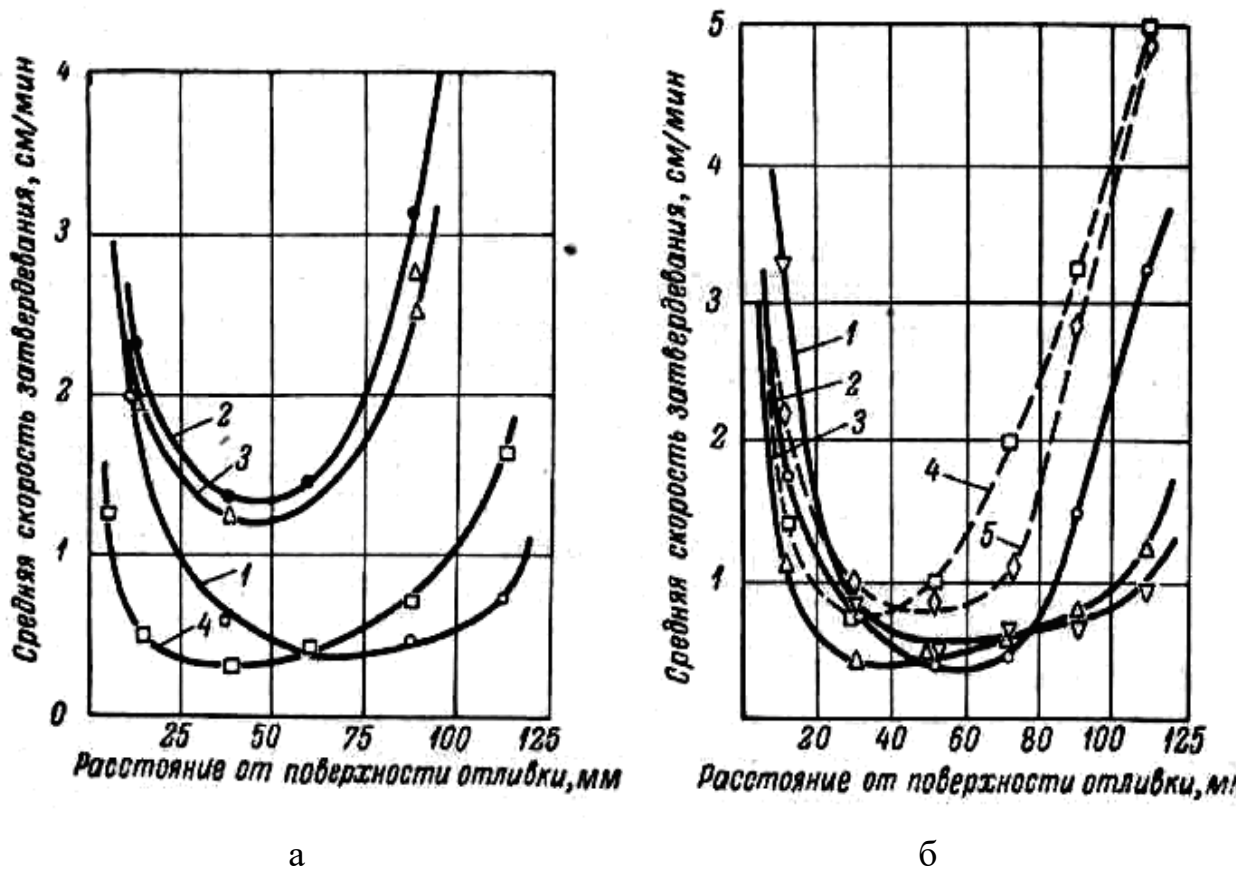
1 – ліквідус; 2 – солідус; 3 – межа виливаємості; 4 – межа живлення

Рисунок 5.4 – Кінетика твердіння кулі (I), циліндра (II) і плити (III) зі сталі 35Л у ПГФ [17]

Середня швидкість фронту кристалізації по радіусу циліндричного виливку, що отримали у [17] після обробки експериментальних даних, також показує збільшення швидкості твердіння центральної (осьової) зони (рис. 5.5).

При твердінні алюмінію і його сплавів (див. рис. 5.5 а) швидкість твердіння у поверхні виливку висока (3,0-1,5 см/хв), але при прогріванні ливарної форми – зменшується. У осьовій зоні виливку швидкість твердіння збільшується так, що в окремих випадках стає навіть вище, ніж у поверхні ливарної форми. Аналогічні результати отримані при дослідженні зміни середньої швидкості кристалізації по радіусу циліндричних виливків із заліза, сталі і чавуну (див. рис. 5.5 б).





а – алюмінієві сплави: 1 – АЛ000, 2 – 3,84%Si, 3 – 7,55%Si, 4 – 12,77%Si; б – залізовуглецеві сплави: 1 – залізо армко, 2 – сталь 0,4%С, 3 – сталь 0,93%С, 4 – чавун 4,84%С, 5 – чавун 3,45%С та 4,00% Si

Рисунок 5.5 – Зміна середньої швидкості кристалізації по радіусу циліндричних виливків [17]

Встановлено [17], що при кристалізації чистих металів і евтектичних сплавів (при постійній температурі) або у вузькому температурному інтервалі, розмір зерна визначається середньою швидкістю кристалізації. У сплавах, що кристалізуються в значному інтервалі температур ліквідус-солідус, розмір зерна в зовнішній і внутрішній частині виливку, при однаковій середній швидкості кристалізації, різний. Причому, розмір зерна в осьовій частині виливку, як правило, виявляється дрібнішим, ніж в зовнішній частині при такій же середньої швидкості кристалізації. Б.Б. Гуляєв спрогнозував, що у двофазній області твердіння створюються сприятливі умови для виникнення центрів кристалізації.

Крім того, треба відмітити, що у відповідності з кривими на рис. 5.5 швидкість твердіння починає збільшуватися навіть не на половині радіусу виливку, а ближче до її поверхні тепловідводу. Так, при радіусі виливку 125 мм швидкість твердіння у напрямку до центру збільшується вже з відстані 30 мм для сталі (0,93%С) і чавуну (4,84% С). Для інших складів Fe-C сплавів (див. рис. 5.5 б) прискорення твердіння починається на відстані 50-60 мм від поверхні виливка, що складає 0,40...0,48 її радіусу.

Причиною цього явища називають можливу ліквідацію хімічних елементів в осьову зону виливку. Передбачають [188], що відбувається «...збільшення переохолодження (швидкості охолодження) останніх ділянок рідини у серцевині виливка» завдяки витісненню легкоплавких хімічних елементів фронтом твердіння в центральну частину виливку. Однак при цьому припущенні температура солідус повинна зменшитися, а тривалість твердіння збільшитися. Але це не відповідає результатам температурних вимірів і аналізу ліквідації хімічних елементів [2, 44, 145].

Моделювання теплових процесів твердіння в програмному пакеті LVMFlow [187] і аналіз рівняння квадратного кореня показав збільшення швидкості кристалізації у центрі циліндру і кулі, яке автори пояснюють «дією геометричного чинника, пов'язаного із зменшенням радіусу фронту кристалізації, що приводить до зменшення його площі і збільшення питомого тепловідводу».

Проте, у пласкому виливку прискорення швидкості просування фронту твердіння не відбувається згідно розрахунків в LVMFlow: швидкість кристалізації від поверхні плити до центру «поступово уповільнюється» [187]. Це не відповідає результатам експериментальних термографічних досліджень багатьох авторів [20, 87]. Так, на рис. 5.6 приведені результати 18 експериментальних термографічних досліджень твердіння пласких виливків різних розмірів, які фіксують прискорення кінетики просування фронту ізосолідус вже при відносній товщині шару металу  $x/R = 0,3$  [20].

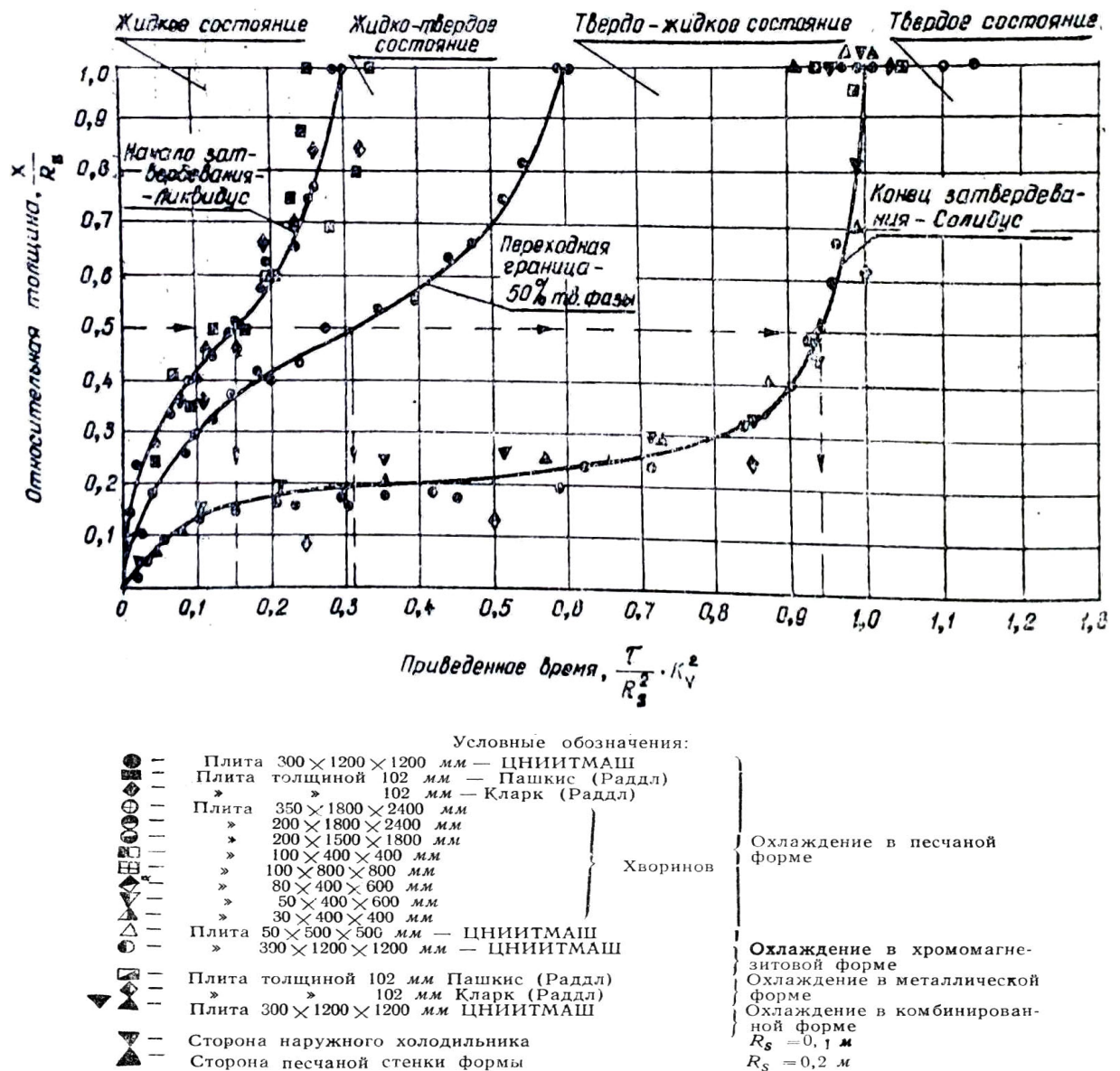


Рисунок 5.6 – Результаты 18 экспериментальных термографических исследований кинетики твердиння плоских вливок різних розмірів, які фіксують прискорення кинетики просування фронту ізосолідус вже при відносній товщині шару металу  $x/R=0,3$  [20]

Таким чином, існуюча гіпотеза збільшення швидкості кристалізації у центрі циліндра і кулі завдяки зменшенню радіусу фронту кристалізації і розрахунки процесів тепловідведення в програмному пакеті LVMFlow не пояснюють прискорення швидкості просування фронту твердиння у плоскому вилівку, яке встановлено експериментально [20]. Тому нами запропоновано гіпотезу, яка, у першому наближенні, уточнює причини збільшення швидкості твердиння центральної зони вливок і зміни макро- і мікроструктуру.

### 5.1.2 Вплив прискороного твердіння осьової зони виливку на макро- і мікроструктуру

При виробництві прокатних валків для листових станів не допускається наявність карбідної сітки в шийках і трєфах, а також карбідів в осьовій зоні, що зменшує міцність валків [90,190-192]. Проте відомо утворення внутрішнього (або зворотного) відбілу в чавунних виливках. Проведений аналіз [6,189] показав, що внутрішній відбіл можна отримати в чавунах різного хімічного складу. Так, при охолодженні в кокіль діаметром 431 мм бочки прокатного валка з вибіленого чавуну (C – 3,75%; Si – 0,44%; Mn – 0,39%; P – 0,38%; S – 0,14%; Cr – 0,73%; Ni – 1,81%, температура заливки  $\approx 1305^{\circ}\text{C}$ ) на макроструктурі видно (рис. 5.7) появу відбілу не лише в робочому шарі, але і в осьовій зоні (за даними А.К. Кутафіна).

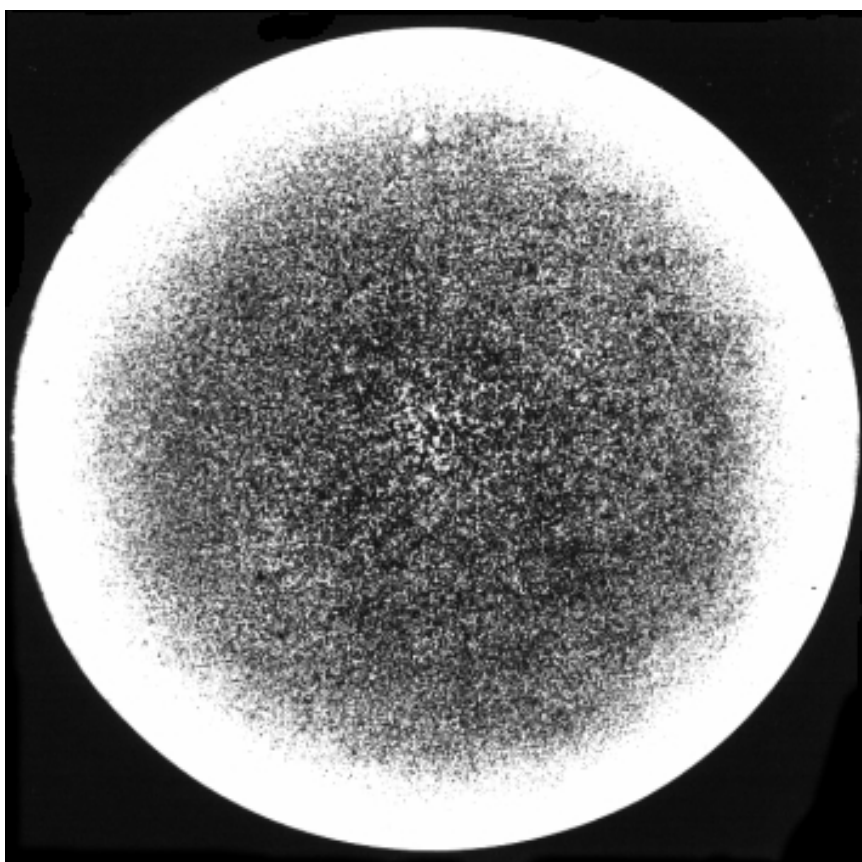


Рисунок 5.7 – Макроструктура бочки прокатного валка з вибіленого чавуну при охолодженні у чавунному кокільі  $\text{Ø}431$  мм, мас. %: C – 3,75; Si – 0,44; Mn – 0,39; P – 0,38; S – 0,14; Cr – 0,73; Ni – 1,81.  $T_{\text{зал}} \approx 1305^{\circ}\text{C}$

При цьому ліквідації хімічних елементів по радіусу виливку не виявлено. Аналогічні результати нами отримані при дослідженні сірчанних відбитків від бочки прокатного валка  $\text{Ø}450\text{мм}$  з вибіленого чавуну, що охолоджується в чавунному кокілі (рис. 5.8 а). На сірчаному відбитку бочки з високоміцного чавуну (рис. 5.8 б) прискорення просування фронту твердіння фіксується неметалевими включеннями  $\text{MgS}$  [2, 44].

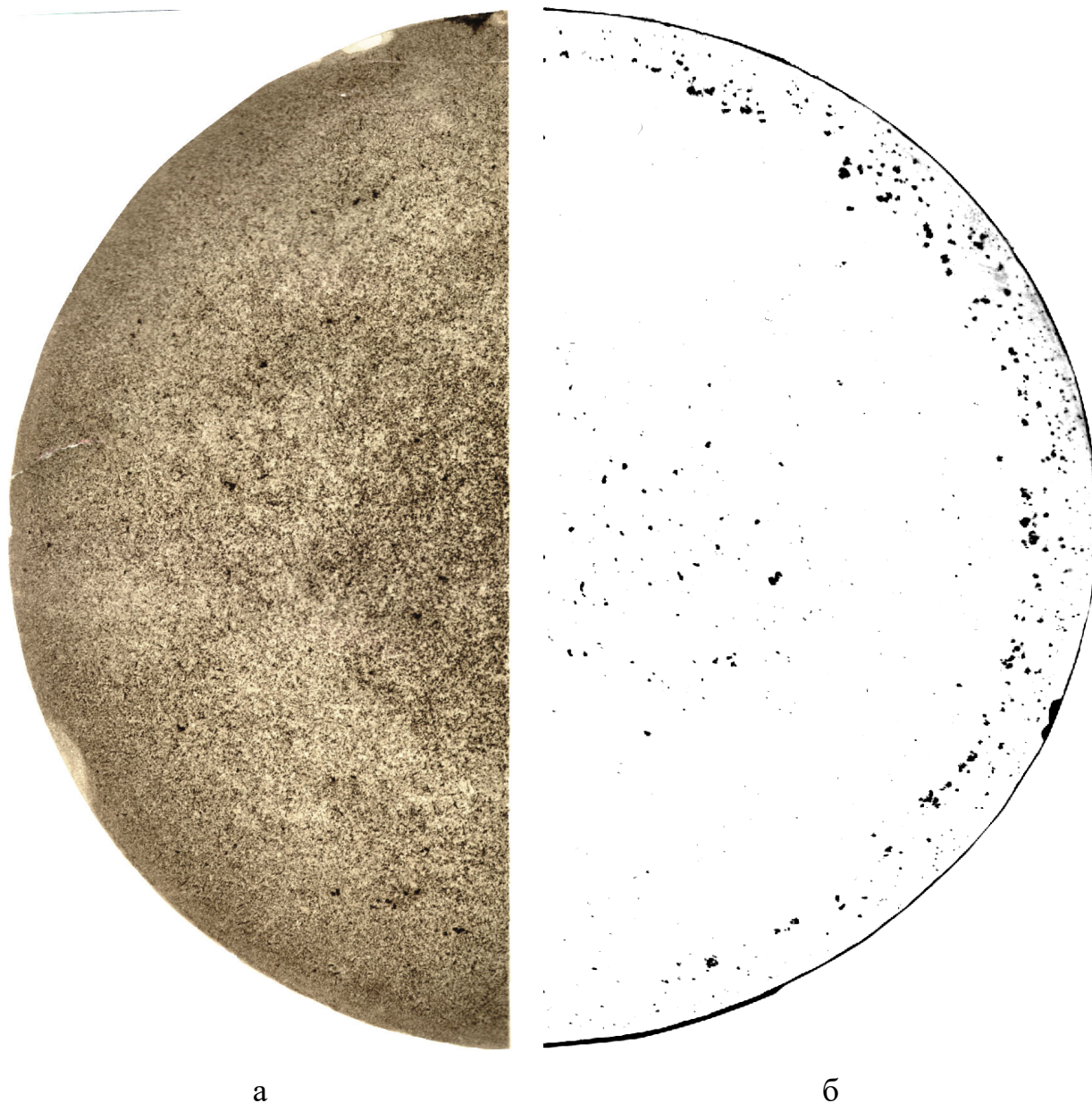


Рисунок 5.8 – Сірчані відбитки з поперечного перерізу бочки прокатного валка з вибіленого чавуну з пластинчастою формою графіту і включеннями  $\text{MnS}$  (а), і чавуну з кулястою формою графіту з включеннями  $\text{MgS}$  (б), що охолоджувалися в чавунному кокілі  $\text{Ø}450$  мм з товщиною стінки 180 мм

У поверхневій зоні виливку до глибини 25-30 мм сульфід марганцю (див. рис. 5.8а), які виділяються по межі зерен, підтверджують формування дрібнозернистої структури. Потім відбувається укрупнення структури, а в осьовій зоні – знов її подрібнення [177].

Пояснити внутрішній відбіл ліквациєю карбідоутворювальних хімічних елементів (Mn, Cr, Mo, V та ін.) не можна, оскільки в [159] показано, що при твердінні чавунних прокатних валків в кокільній частині форми макроліквация практично відсутня. Це обумовлено тим, що швидкість просування фронту твердіння вище швидкості ліквациї хімічних елементів.

Проведена нами обробка результатів експериментальних досліджень температур твердіння [2] показала, що швидкість охолодження бочки прокатного валка (1 на рис. 5.9) у інтервалі температур твердіння максимальна в робочому шарі і складає  $\approx 60$  °/хв на глибині 15 мм від поверхні кокілю. Далі при прогріванні кокілю швидкість охолодження виливку зменшується: на глибині 45 мм – 11 °/хв, 90 мм – 3,5 °/хв, 180 мм – 2,5 °/хв і в центрі на глибині 225 мм – 2 °/хв.

Аналіз швидкості просування фронту ізосолідус (100% твердої фази) показав, що на глибині 15 мм вона складає 6,4 мм/хв, на глибині 45 мм – 4,1 мм/хв, 90 мм – 3,1 мм/хв (2 на рис. 5.9). Мінімальне значення швидкості 2,8 мм/хв зафіксовано на глибині  $\approx 112$  мм, а потім вона зростає: 3,1 мм/хв на глибині 180 мм і 3,5 мм/хв у центрі виливка на глибині 225 мм. Таким чином, прискорення процесу просування фронту твердіння в осьовій зоні характерно і при твердінні чавунних прокатних валків.

Крім того, у центрі виливку і на глибині 63 мм швидкість просування фронту ізосолідус дорівнює  $\approx 3,5$  мм/хв. Якщо зіставити основні показники мікроструктури на цих глибинах, то площа, яку займає графіт (3 на рис. 5.9), також однакова  $\approx 2,4\%$ , а цементит  $\approx 22\%$ . Тому швидкість просування фронту твердіння є основним показником формування структури виливку.

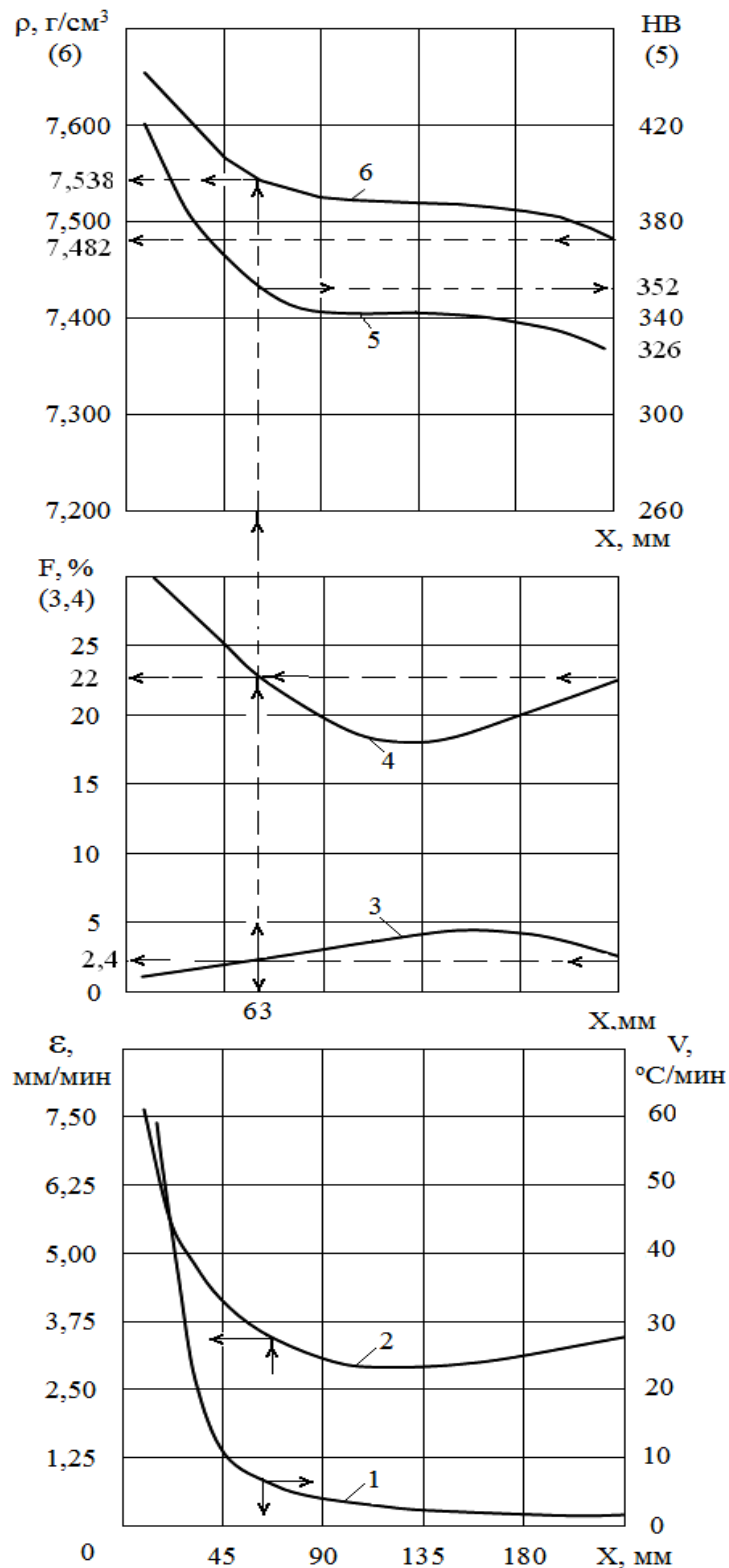


Рисунок 5.9 – Швидкість охолодження (крива 1,  $^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ ) в інтервалі температур ліквідус-солідус та швидкість просування фронту твердіння 100% твердої фази (2,  $\text{мм}/\text{хв}$ ), зміна площі графіту (3), цементиту (4), твердості (5) і щільності (6) від поверхні до центру циліндричного виливку  $\text{Ø}450\text{мм}$  із чавуну з кульовою формою графіту, що охолоджується в кокоті завтовшки 180 мм

Стрілками на рис. 5.9 позначена схема графічного визначення ділянки виливку (на відстані  $\approx 63$  мм від литої поверхні) з однаковою площею цементу і графіту в осьовій зоні ( $X = 225$  мм) і їх щільність  $\rho = 7,538$  г/см<sup>3</sup> і  $\rho = 7,482$  г/см<sup>3</sup> відповідно. Приведені дані підтверджують результати досліджень [110,159] про формування усадкової шпаристості в осьовій зоні бочки прокатних валків, не дивлячись на те, що бочка валка твердне раніше нижньої і верхньої шийок. Це обумовлено тим, що по висоті бочки фронт твердіння рухається практично паралельно стінкам кокілю, а прискорення твердіння осьової зони обмежує тривалість фільтрації розплаву для живлення усадки з надливу.

Скупчення неметалевих включень MgS у робочому шарі і осьовій зоні валка з високоміцного чавуну і їх зменшення на половині товщини бочки (див. рис. 5.8 б) має таку ж тенденцію, як і крива зміни швидкості просування фронту твердіння ізосолідус (див. рис. 5.9).

Таким чином, у процесі твердіння відбувається нагрів ливарної форми і зменшується кількість тепла, яке відводиться від виливку. Не дивлячись на зменшення швидкості охолодження сплаву в інтервалі температур ліквідус-солідус від поверхні в глиб виливку (див. 1 на рис. 5.9) швидкість просування фронту твердіння солідус спочатку зменшується, потім уповільнюється, а зростає при наближенні к осьовій зоні (див. 2 на рис. 5.9). Це також підтверджується експериментальними вимірами для виливків, що мають форму кулі, циліндра і пластини. Прискорення твердіння осьової зони виливку фіксується у всіх видах сплавів, а ліквация хімічних елементів не може бути причиною цього процесу.

### **5.1.3 Гіпотеза процесу прискореного твердіння центральних зон виливків**

Запропонована гіпотеза прискореного твердіння центральних зон виливків базується у наступних положеннях:



1. В процесі твердіння відбувається нагрів ливарної форми і зменшується кількість тепла, яке відводиться від виливку. Це встановлено експериментальними вимірами для виливків, що мають форму кулі, циліндра і пластини, які охолоджуються в піщаних і кокільних формах (див. розділ 5.1.2).

2. Прискорене твердіння центральних зон виливку обумовлене збільшенням кількості зростаючих дендритів на одиницю об'єму при звуженні фронту твердіння в центральній (осьовій зоні), а гілки дендритів є додатковими центрами кристалізації.

3. Прискорене твердіння центральних зон виливків здійснюється за умови, що фронт твердіння ліквідус досяг центру виливку, а розплав вже містить тверду фазу.

На рис. 5.10 приведена схема твердіння центральних зон виливку плоскої (а), циліндричної і кульової форми (б) з центрами кристалізації – дендритом твердої фази при звуженні фронту твердіння. На макроструктурі бочки прокатного валка з високоміцного чавуну (див. рис. 5.10 в), охолодження якого відбувалося в чавунному кокілі діаметром 450 мм [2], просліджується наскрізна стовпчатість від поверхні до осьової зони.

Розраховували, як змінюється кількість гілок дендритів від зовнішньої частини виливку до центру відносно спочатку поверхні рідини металу, а потім відносно об'єму [230,239].

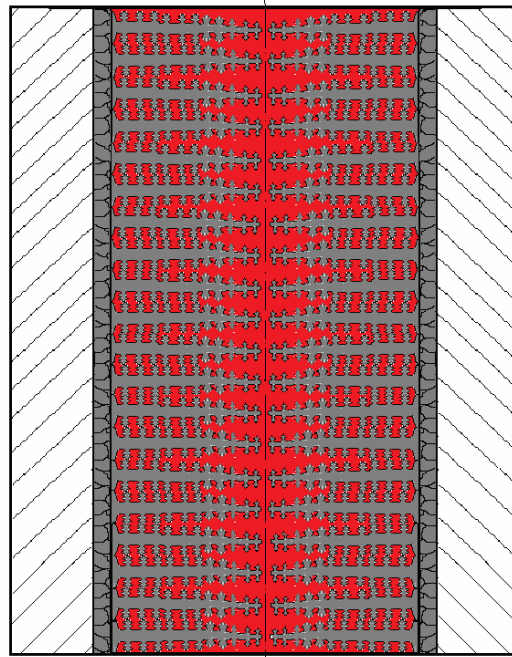
І. Якщо прийняти кількість центрів кристалізації  $N$ , зростаючих від поверхні кокілю до центральної (осьової) зони, рівним одиниці на поверхні, то їх кількість  $N_R$  на одиницю поверхні кульового виливку радіусом  $R$  складе:

$$N_{Rb} = \frac{N}{S_R} \quad , \quad (5.1)$$

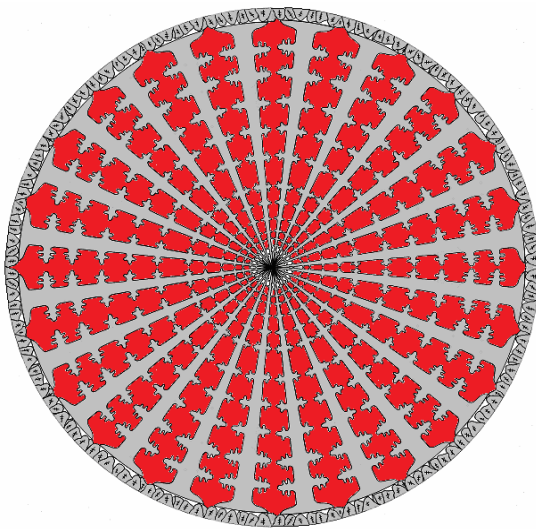
де  $S_R$  – площа поверхні кульового виливку радіусом  $R$ ;

$N_{Rb}$  – кількість гілок дендритів – центрів кристалізації, що припадають на одиницю поверхні кульового виливку;

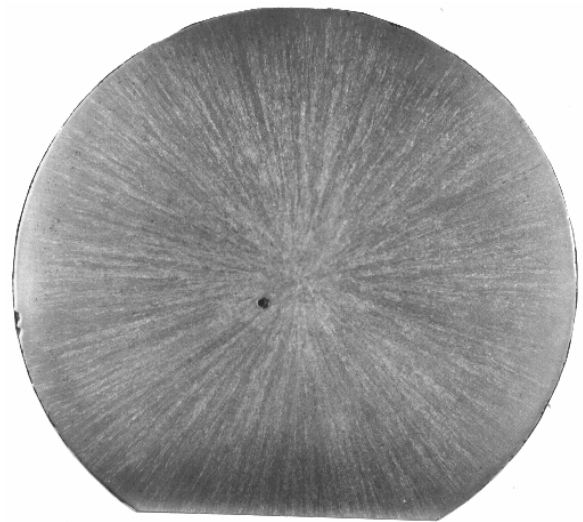
$N$  – кількість центрів кристалізації на зовнішній (литій) поверхні виливку, яка дорівнює одиниці



а



б



в\*

Рисунок 5.10 – Схема гетерогенного механізму твердіння в двофазній області центральних зон виливків пласкої (а), циліндричної і кульової форми (б) з центрами кристалізації – дендритами твердої фази при звуженні фронту твердіння, і макроструктура бочки чавунного прокатного валка діаметром 450 мм з кулястою формою графіту (в\*)

\* З літературних джерел

У процесі твердіння зменшується товщина не затверділого шару мета-

лу  $r$  від  $r/R=1$  – на поверхні виливку, до  $r/R=0$  – в центральній зоні. Якщо у першому наближенні прийняти однакову кількість зростаючих центрів кристалізації  $N$  на поверхні і в глибині, то при радіусі не затверділого шару металу  $r$  їх кількість  $N_{rb}$  на одиницю поверхні кульового виливку складе:

$$N_{rb} = \frac{N}{S_r} \quad , \quad (5.2)$$

де  $S_r$  – площа поверхні не затверділого шару металу радіусом  $r$  у кульовому виливку радіусом  $R$

Прирівнявши (5.1) і (5.2) по  $N$  і виразив площу  $S$  через радіус даної зони виливку, отримаємо кількість центрів кристалізації  $K_{Rb}$  на одиницю поверхні кульового виливку радіусом  $R$ :

$$N_{rb} 4\pi r^2 = N_{Rb} 4\pi R^2 \quad \text{або}$$

$$N_{rb} = N_{Rb} \frac{R^2}{r^2} \quad . \quad (5.3)$$

II. Аналогічні за схемою розрахунки проводили для встановлення зміни кількості центрів кристалізації (гілок дендритів) відносно об'єму виливку при зменшенні товщини не затверділого шару металу  $r$  від  $r/R=1$  – на поверхні до  $r/R=0$  – в центральній зоні. Тоді кількість центрів кристалізації  $K_{Rb}$  на одиницю поверхні кульового виливку радіусом  $R$ :

$$K_{Rb} = \frac{N}{V_R} \quad , \quad (5.4)$$

де  $V_R$  – об'єм кульового виливку радіусом  $R$

У процесі твердіння зменшується товщина не затверділого шару металу з  $R$  до  $r$ . Якщо в першому наближенні прийняти однакову кількість зростаючих центрів кристалізації  $N$  на поверхні і в глибині, то їх кількість

на одиницю об'єму кульового виливку  $K_{rb}$  складе:

$$K_{rb} = \frac{N}{V_r}, \quad (5.5)$$

де  $V_r$  – об'єм не затверділого шару металу радіусом  $r$  у кульовому виливку радіусом  $R$

Прирівнявши (5.4) і (5.5) по  $N$  і виразив об'єм через радіус даної зони, отримаємо кількість центрів кристалізації  $K_{rb}$  на одиницю об'єму кульового виливку радіусом  $R$ :

$$K_R \frac{4}{3} \pi R^3 = K_{rb} \frac{4}{3} \pi r^3 \quad \text{або}$$

$$K_{rb} = K_R \frac{R^3}{r^3}. \quad (5.6)$$

Аналогічні за схемою розрахунки виконані для циліндричних і пласких виливків. Кількість центрів кристалізації  $N_{rc}$  на одиницю поверхні циліндричного виливку складе:

$$N_{rc} = N_{RC} \frac{R}{r} \quad (5.7)$$

Кількість центрів кристалізації  $K_{RC}$  на одиницю об'єму циліндричного виливку дорівнює:

$$K_{rc} = K_{RC} \frac{R^2}{r^2} \quad (5.8)$$

Для плаского напівнескінченного виливку кількість центрів кристалі-

зації  $N_{rp}$  на одиницю поверхні складе:

$$N_{rp} = N_{RP} \cdot \quad (5.9)$$

Для плаского напівнескінченного виливку кількість центрів кристалізації  $K_{rp}$  на одиницю об'єму дорівнює:

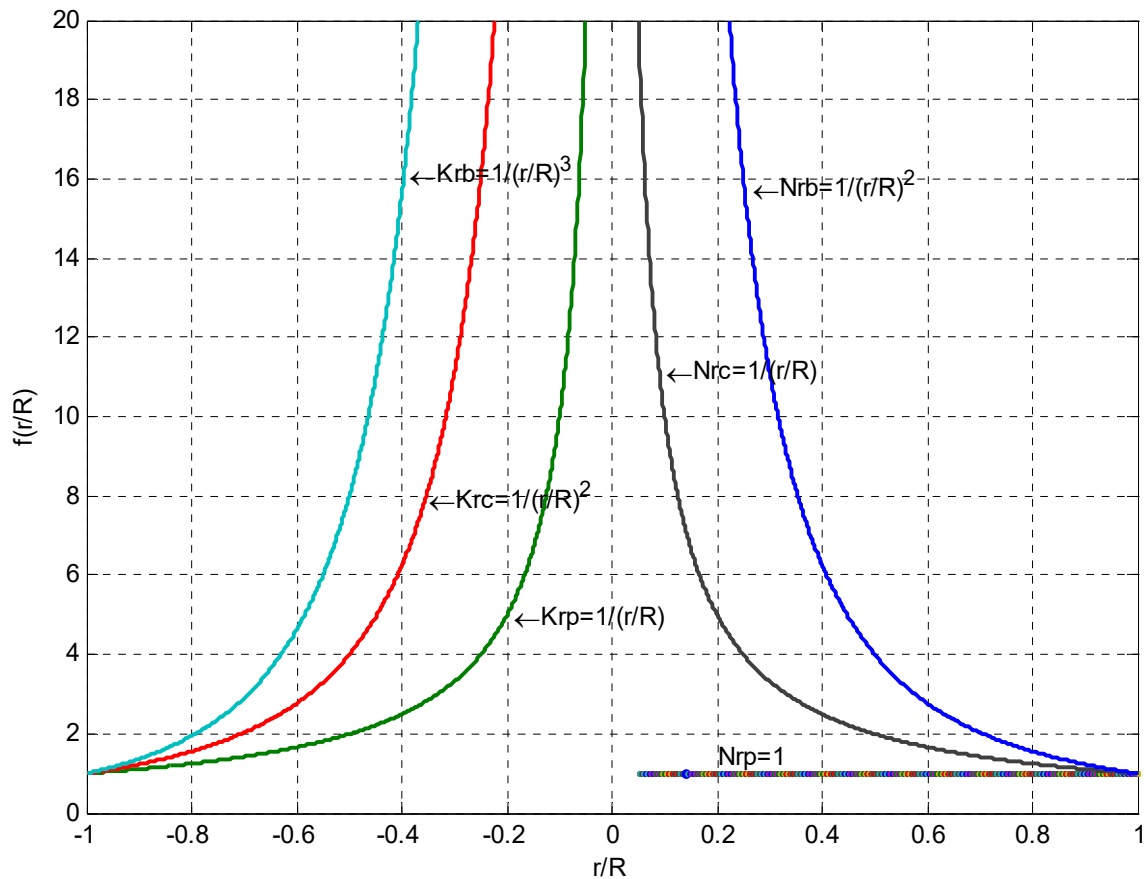
$$K_{rp} = K_{RP} \frac{R}{r} \quad (5.10)$$

Всі виведені формули для розрахунку кількості центрів кристалізації на одиницю поверхні  $Nr$  і об'єму  $Kr$  при зміні товщини  $r$  не затверділого шару для виливку радіусом  $R$  кульової, циліндричної і пласкої форми зведені у таблицю 5.1.

Таблиця 5.1 – Кількість центрів кристалізації на одиницю поверхні  $Nr$  і об'єму  $Kr$  при зміні товщини  $r$  не затверділого шару для виливку радіусом  $R$  кульової, циліндричної і пласкої форми

Конфігурація виливка	Кількість центрів кристалізації при зміні товщини $r$ не затверділого шару для виливку радіусом $R$	
	на одиницю поверхні відносно фронту твердіння	на одиницю об'єму відносно фронту твердіння
Пласка (напівнескінчена)	$N_{rp} = N_{RP}$	$K_{rp} = K_{RP} \frac{R}{r}$
Циліндр	$N_{rc} = N_{RC} \frac{R}{r}$	$K_{rc} = K_{RC} \frac{R^2}{r^2}$
Куля	$N_{rb} = N_{Rb} \frac{R^2}{r^2}$	$K_{rb} = K_{Rb} \frac{R^3}{r^3}$

На рисунку 5.11 приведено зміну кількості центрів кристалізації на одиницю поверхні ( $Nr$ ) і об'єму ( $Kr$ ) сплаву, що твердіє у різних конфігураціях виливку.



$r$  – не затверділа частина металу;  $R$  – радіус (половина товщини) виливку;  $r/R=0$  – осьова зона виливка;  $r/R=1$ ,  $r/R=-1$  – зовнішня поверхня виливка; індекси для конфігурації виливка:  $p$  – пласка;  $c$  – циліндр;  $b$  – куля;  $N_R=1$ ,  $K_R=1$  на зовнішній поверхні виливка

Рисунок 5.11 – Вплив положення фронту затвердіння по глибині виливків на зміну кількості центрів кристалізації на одиницю об'єму ( $Kr$ ) і поверхні ( $Nr$ ) сплаву, що твердіє

Порівняння отриманих формул показало (див. табл. 5.1), що після твердіння половини кульового виливку ( $0,5r$ ) кількість центрів кристалізації на одиницю поверхні (див. рис. 5.11 б) буде в 4 рази більше, ніж у шарі виливку, прилеглому до ливарної форми. Для циліндричного виливку при  $0,5r$  кількість центрів кристалізації на одиницю поверхні збільшиться в 2 рази, а для плаского – залишиться незмінним. Але при твердінні осьових зон реальних виливків «прискорення має місце не лише в сферичних і циліндрових вилив-

ках, але і в пласких» [17].

Умовам прискороного твердіння у центрі виливку пласкої форми відповідають лише формули (див. табл. 5.1), отримані для розрахунку кількості центрів кристалізації на одиницю об'єму не затверділої частини виливку. Для плаского виливку при 0,5г кількість центрів кристалізації збільшується у 2 рази, при твердінні циліндрового – у 4 рази, а при твердінні кульового – у 8 разів (див. рис. 5.10 а). Згідно нашим розрахункам та експериментальним вимірам за допомогою термопар [17], максимальна швидкість твердіння фіксується в осьовій зоні.

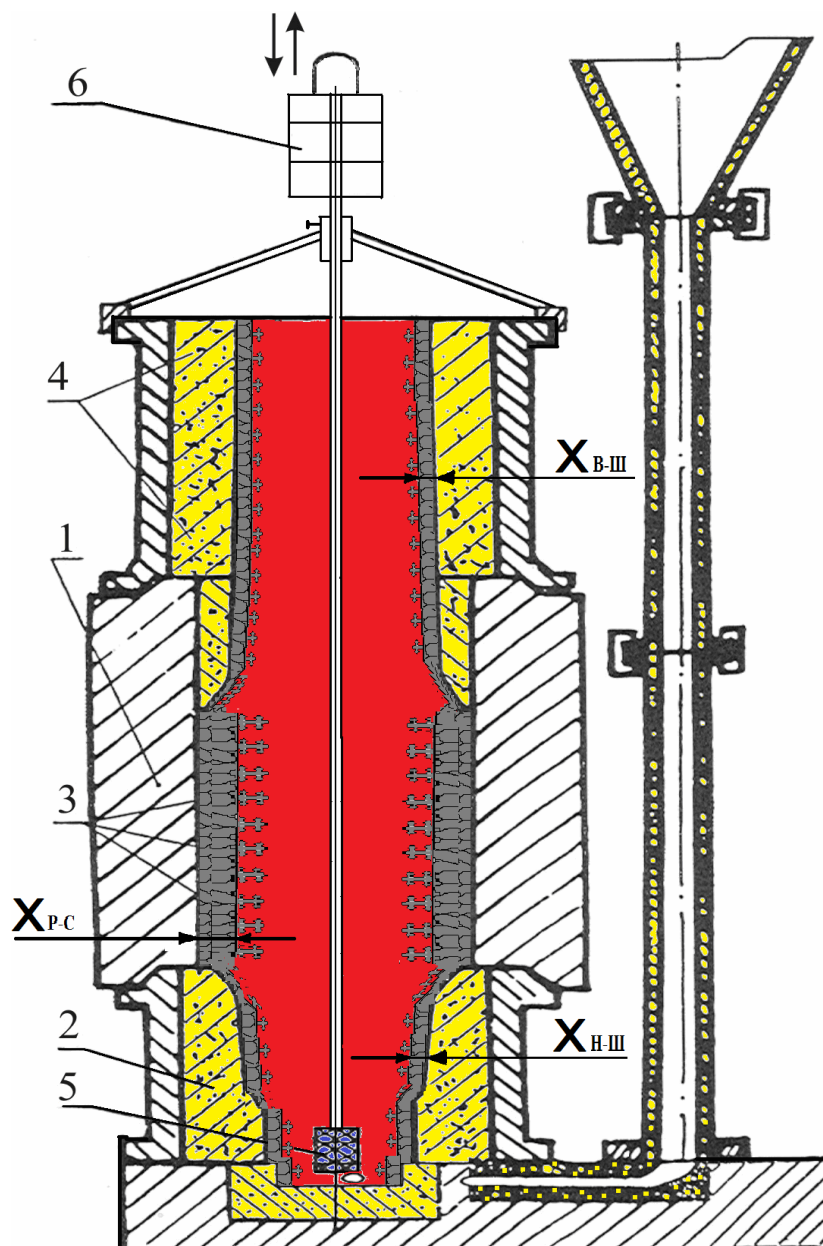
Таким чином, прискорення просування фронту твердіння у центральних зонах плаского, циліндричного і кульового виливку обумовлене не лише збільшенням питомого теплового потоку при звуженні фронту твердіння, а і збільшенням кількості центрів кристалізації (дендритів) на одиницю об'єму сплаву в осьовій зоні виливку [197, 198].

## **5.2 Вдосконалення технології графітізуючого модифікування осьової зони прокатного валка**

Як зазначено вище, відповідно до монографії "Литі валки" А.Е. Кривошеєва прокатний валок у робочій зоні повинен мати стовпчасту макроструктуру, а в осьовій зоні – разорієнтовану, з мінімальною кількістю цементиту. Відповідно до технічних умов, що діють (ТУ В 27.1-00190319-1291-2007 - Валкі чавунні для гарячого плющення металів, а також для борошномельних валків), у нижніх шийках листових валків допускається наявність окремих включень карбідів з площею не більше 10%, а карбідна сітка не допускається. При литві в стаціонарні ливарні форми виконати ці умови складно, оскільки цементит виявляється в осьовій зоні бочки і шийках валка. Особливо це стосується валків з високою твердістю робочого шару.

В НМетАУ розроблена технологія графітізуючого модифікування осьової зони валка [199-200], яка полягає у введенні легкоплавкого графіти-

зуючого модифікатору в осьову зону валка (рис. 5.12) після твердіння робочого шару заданої товщини, яку встановлюють за вимогами умов експлуатації на стані.



1 – циліндр; 2 – форма нижньої шийки; 3 – бочка; 4 – форма верхньої шийки і надливу; 5 – модифікатор; 6 – вантаж, що забезпечує переміщення сталевих арматур з модифікатором 5 у нижню шийку;  $X_{P-C}$  – товщина шару чавуну у циліндрі;  $X_{H-III}$ ,  $X_{B-III}$  – товщина затверділого шару металу в нижній і верхній шийках, відповідно

Рисунок 5.12 – Схема ливарної форми прокатного валка з пристроєм для введення легкоплавкого графітуючого модифікатору [199]



Модифікування у ливарній формі дозволило усунути транскристалічність і отримати структуру осьової зони практично без цементиту (рис. 5.13).



а

б

Рисунок 5.13 – Макроструктура валків контрольного (а) і дослідного (б), відлитого з модифікуванням осьової зони [199]

Злам бочки дослідного валка має виражену «двошарість», а злом контрольного валка – однаковий характер по всьому перетину бочки. Кількість цементиту в центрі бочки дослідного валка на 10% менше, ніж в контрольному.

Механічні властивості ( $\sigma_{\text{в}}^{\text{изг}}$ ,  $\sigma_{\text{в}}^{\text{р}}$ ) матеріалу бочок валків, які були модифікували за новою технологією, на 3...18, а верхніх і нижніх шийок – на 10...30% вище в порівнянні з валками серійного виробництва [199, 201]. Вміст цементиту в нижній шийці з глибини 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.

Результати лабораторних та дослідно-промислових досліджень [199,200] дозволили встановити, що кількість алюмінію, який забезпечить зменшення цементиту, повинно бути обмежено  $\approx 0,1\%$ . Збільшення вмісту

алюмінію більше 0,3%, за даними проф. Луньова В.В., призводить до формування газової шпаристості.

Проте результати досліджень до цих пір не реалізуються через відсутність даних про кількісну оцінку тривалості процесу твердіння нижньої і верхньої шийок для валків різних типорозмірів. Не знаючи об'єму рідкого металу в осьовій зоні шийок і бочки валка на момент твердіння робочого шару, неможливо розрахувати необхідну кількість модифікатору.

Тому була розроблена методика графоаналітичного розрахунку часу введення сталевий арматури з графітізуючим модифікатором в осьову зону валка і маси алюмінію відповідно до кількості рідкої фази, що залишається після твердіння робочого шару у бочки та шийках, яка складається із етапів:

1. Визначення відносної товщини робочого шару валка з врахуванням припусків на механічну обробку.

2. Розрахунок часу проникнення фронту ізосолідус на задану товщину робочого шару.

3. Оцінка можливості введення пристрою з модифікатором в осьову зону бочки в залежності від глибини досягнення межі виливання у цей момент часу.

4. Розрахунок товщини затверділого шару чавуну в нижній, верхній шийці і надливі.

5. Розрахунок об'єму рідкого металу в осьовій зоні валка на момент закінчення кристалізації робочого шару бочки.

Нижче наведений приклад розрахунку кількості і часу введення графітізуючого модифікатору для валка виконання СПХН-65 з діаметром бочки 320 мм і заввишки 630 мм (рис. 5.14).

Згідно з технічними умовами, що діють, твердість робочого шару на бочці 65 – 75 од. по Шору (466 – 577 НВ), хімічний склад знаходиться в межах, мас. %: 2,7-3,9 С; 0,3-0,6 Si; 0,3-0,8 Mn;  $P \leq 0,50$ ;  $S \leq 0,16$ ; 0,2-1,2 Cr; 1,7-2,5 Ni. Чистова маса валка складає 980 кг, чорнова – 1115 кг. Діаметр нижньої шийки з врахуванням припусків і ливарних ухилів на нижньому торці

прийнятий 210 мм, на переході до бочки – 230 мм. Діаметр верхньої шийки на межі з бочкою складає 240 мм, а на верхньому торці надливу – 210 мм.

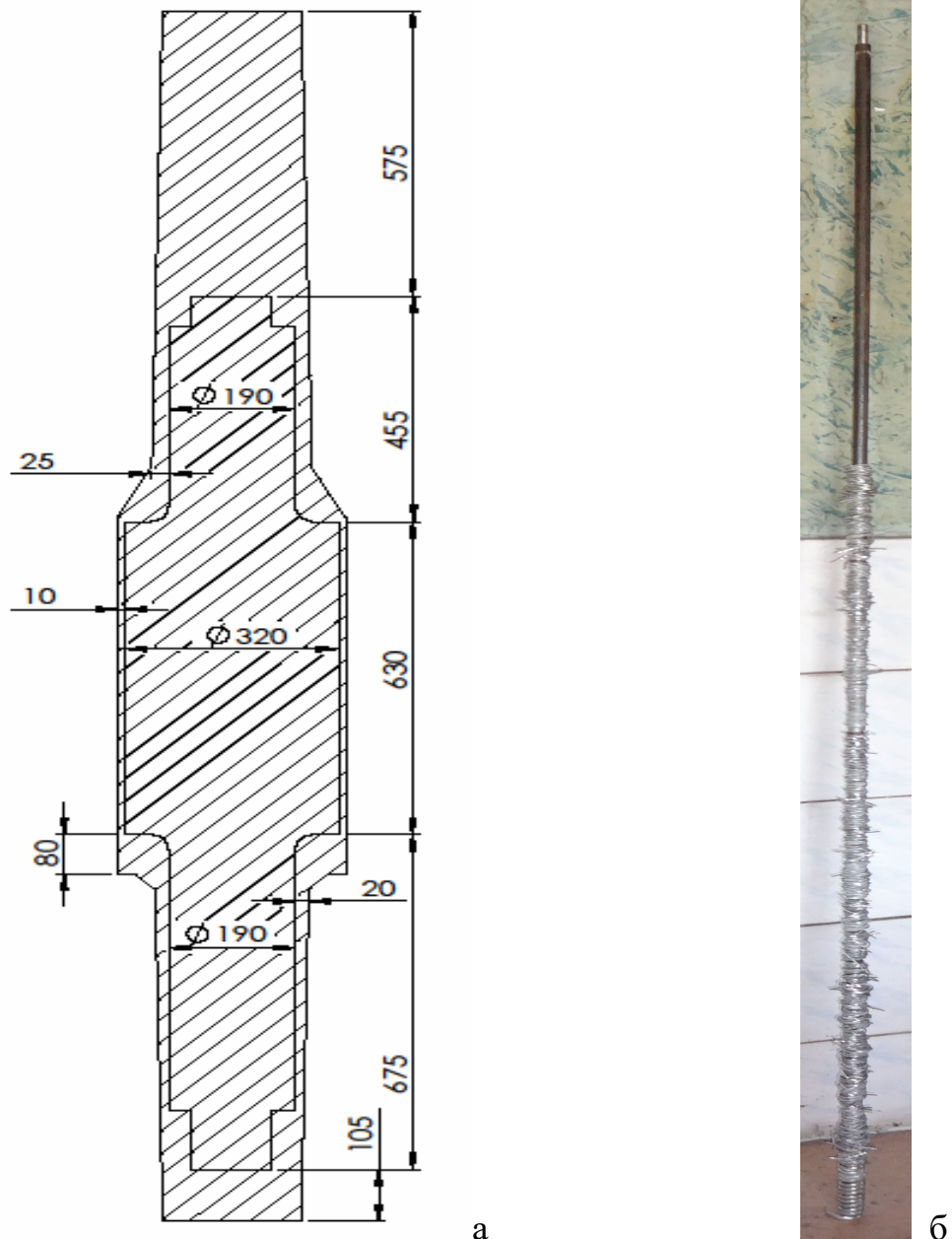


Рисунок 5.14 – Чистові і чорнові розміри валка виконання СПХН-65, призначеного для внутрішньоформеного графітуючого модифікування осьової зони (а) та загальний вигляд сталевго прута з АІ дротом масою 0,587кг (б)

Розрахунок:

1. Глибина робочого шару 50 мм, а з врахуванням припуску 10 мм приймали  $X_B = 60$  мм. При радіусі бочки  $R_B = 170$  мм, відносний розмір робочого шару складе:

$$\frac{X_B}{R_B} = \frac{60}{170} = 0,353$$

2. По кінетичній діаграмі твердіння бочки валка (див. рис. 3.4) на осі ординат проводимо пряму до пересічення з кривою  $\tau_{СК}$ :

$$\frac{\tau_{СК}}{R^2} = 27115 \text{ с} / \text{м}^2$$

3. Тоді фронт твердіння солідус досягне товщини 60 мм через:

$$\tau_{СК} = (0,17)^2 \cdot 27115 = 784 \text{ с} = 13 \text{ хв}$$

4. У цей момент часу, коли затвердіє робочий шар на бочки, межа виливання може досягти осьової зони бочки, так що ввести штангу з модифікатором буде неможливе. Тому проводимо перевірочний розрахунок положення фронту виливання у цей час. На осі абсцис (див. рис. 3.4) знаходимо значення  $\tau_{СК}/R^2 = 27115 \text{ с}/\text{м}^2$ , проводимо вертикальну криву до пересічення з кривою  $\tau_{ВЫЛ}$  і по осі ординат значення –  $X/R = 0,493$ .

Тоді глибина фронту виливання в бочці складе  $X=0,493 \cdot 170\text{мм}=83,8\text{мм}$ . Радіус осьової зони, який знаходиться у рідкому стані, дорівнює  $170\text{мм} - 83,8\text{мм} = 86,2 \text{ мм}$  або  $\varnothing 172,4 \text{ мм}$ . Цей діаметр не утруднить введення сталевих арматур з алюмінієм у вилівок.

5. По кінетичній діаграмі твердіння чавуну у піщано-глинистій формі (див. рис. 3.3) розраховуємо положення фронту твердіння солідус для значення  $\tau_{СК}/R^2 = 27115 \text{ с}/\text{м}^2$ . На осі абсцис відкладаємо вгору перпендикуляр до пересічення з кривою  $\tau_{СК}$ , а потім – горизонтальну криву до пересічення з віссю ординат в  $X/R = 0,0725 \text{ с}/\text{м}^2$ .

Тоді фронт твердіння солідус в нижній шийці з середнім радіусом 110 мм  $[(\varnothing 210 \text{ мм} + \varnothing 230 \text{ мм}) : 2 = \varnothing 220 \text{ мм}]$  або  $R_{НШ} = 110 \text{ мм}$  складе:

$$X_{НШ} = 0,0725 \cdot 110 = 8 \text{ мм}$$

Фронт твердіння солідус у верхній шийці і надливі з середнім радіусом 112,5 мм  $[(\text{Ø}240 \text{ мм} + \text{Ø}210 \text{ мм}) : 2 = \text{Ø} 225 \text{ мм}]$  або  $R_{\text{ВШ}} = 112,5 \text{ мм}$  досягне глибини:

$$X_{\text{ВШ}} = 0,0725 \cdot 112,5 = 8,2 \text{ мм}$$

6. Розмір осьової зони і маса рідкого металу в нижній шийці  $m_{\text{ЖНШ}}$  після твердіння робочого шару бочки через 13 хв складе:

$$D_{\text{ЖНШ}} = 220 \text{ мм} - (8 \text{ мм} \cdot 2) = 204 \text{ мм},$$

$$V_{\text{ЖНШ}} = \frac{3,14(20,4\text{см})^2}{4} 70\text{см} = 22870\text{см}^3,$$

$$m_{\text{ЖНШ}} = 22870 \text{ см}^3 \cdot 6,9 \text{ г/см}^3 = 157803 \text{ г} \approx 157,8 \text{ кг},$$

де 70 см - висота нижньої шийки

7. Розмір осьової зони і маса рідкого металу у верхній шийці і надливі  $m_{\text{ЖВШ}}$  після твердіння робочого шару бочки через 13 хв складе:

$$D_{\text{ЖВШ}} = 225 \text{ мм} - (8,2 \text{ мм} \cdot 2) = 208,6 \text{ мм},$$

$$V_{\text{ЖВШ}} = \frac{3,14(20,86\text{см})^2}{4} 103\text{см} = 35183\text{см}^3,$$

$$m_{\text{ЖВШ}} = 35183 \text{ см}^3 \cdot 6,9 \text{ г/см}^3 = 242763 \text{ г} \approx 242,8 \text{ кг},$$

де 103 см - висота верхньої шийки і надливу

8. Розмір осьової зони і маса рідкого металу в бочці валка  $m_{\text{ЖБ}}$  після твердіння робочого шару через 13 хв складе:

$$D_{\text{ЖБ}} = 340 \text{ мм} - (60 \text{ мм} \cdot 2) = 220 \text{ мм},$$

$$V_{\text{ЖБ}} = \frac{3,14(22,0\text{см})^2}{4} 71\text{см} = 26976\text{см}^3,$$

$$m_{\text{ЖБ}} = 26976\text{см}^3 \cdot 6,9\text{г/см}^3 = 186134\text{г} \approx 186,1\text{кг}$$

де 71 см – висота бочки валка

9. Загальна маса рідкого металу в осьовій зоні валка  $m_{\text{ЖВ}}$  дорівнює:

$$m_{\text{ЖВ}} = 186,1\text{кг} + 242,8\text{кг} + 157,8\text{кг} = 586,7\text{кг}$$

10. Як вказано вище, для графітизуючого модифікування достатньо вмісту 0,1% алюмінію. Тоді маса алюмінію, яку необхідно ввести в осьову рідко-тверду зону після твердіння робочого шару у кокілі завтовшки 60 мм, а також з урахуванням шару металу на піщаних елементах форми, складе:

$$m_{\text{Al}} = 586,7 \cdot (0,1/100) = 0,587\text{кг}$$

Таким чином, для зменшення кількості цементиту і транскристалічності структури в осьовій зоні валка СПХН-65 з чорною масою 1115 кг (див. рис. 5.14) необхідно ввести 0,587 кг алюмінію через 13 хв. Для реалізації технології на сталеву арматуру накрутили алюмінієвий дріт (можливе використання лому або відходів), який прогріли полум'ям пальника для видалення вологи, і ввели в осьову зону валка через розрахунковий час. Після розплавлення алюмінію сталеву арматуру виймали із розплаву і в подальшому використовували як компонент шихти при виробництві прокатних валків.

Основні етапи заливання валка в умовах вальцеливарного цеху "ДЗПВ" представлені на рис. Г.1.

Для введення модифікатору у розплав використовували сталевий прут діаметром 14 мм, довкола якого був намотаний алюмінієвий дріт (див. рис. Г.1а). Сталевий прут закріплювали на Г-образному важелі з рухливим верхнім штоком (б), а після твердіння робочого шару у бочці валка здійснювали

занурення пристрою в осьову зону виливка (в). Для швидшого розплавлення алюмінію виконували поступальну ходу пристрою вгору і вниз (див. рис. В.1 г, д).

Потім витягували сталевий прут з розплаву і доливали надлив чавуном відповідно до прийнятої технології живлення усадки. Результати експериментальних досліджень процесу твердіння валків в кокільних і піщаних формах, що представлені в критеріях  $X/R$  і  $\tau/R^2$ , можуть бути використані для розрахунку інших типорозмірів валків.

Контроль і подальше уточнення запропонованої графоаналітичної методики можна проводити по макро- і мікроструктурі на технологічних припусках, які вирізають з нижнього торця бочки валка. Відбір таких кілець, дослідження зміни твердості, глибини відбілу, макро- і мікроструктури проводиться на всіх валках згідно з технічними умовами, що діють. Тому реалізація запропонованої технології потребує мінімальних капітальних і організаційних затрат.

### **5.3 Особливості твердіння робочого шару валків з литими калібрами**

Чавунні сорто- та трубопрокатні валки з литими калібрами мають більшу експлуатаційну стійкість у порівнянні з валками гладко литими [42]. Обумовлено це тим, що у гладко литих валків при вирізанні калібрів зменшується товщина робочого шару. Однак брак валків, які заливають у кокілі з литими калібрами (рис. 5.15), у два рази вищий. У вальцеливарному цеху ДЗПВ допустимий відсоток браку гладко литих валків становить 7%, а для валків з литими калібрами – 14%.

Основними видами браку є кільцеві і поздовжні гарячі тріщини на бочках валків. Гаряча тріщина – це дефект литої структури на поверхні виливка, який утворюється в інтервалі температур ліквідус-солідус у твердо-рідкій ча-

стині вилівка (див. рис. 3.12). Будь який литий матеріал являє собою в тій чи іншій мірі деформоване тіло. Причиною цього є гальмування його лінійної або об'ємної усадки, яке нерідко призводить до утворення у литому виробі, зварювальному шві або у близькошовній області гарячих тріщин [202].

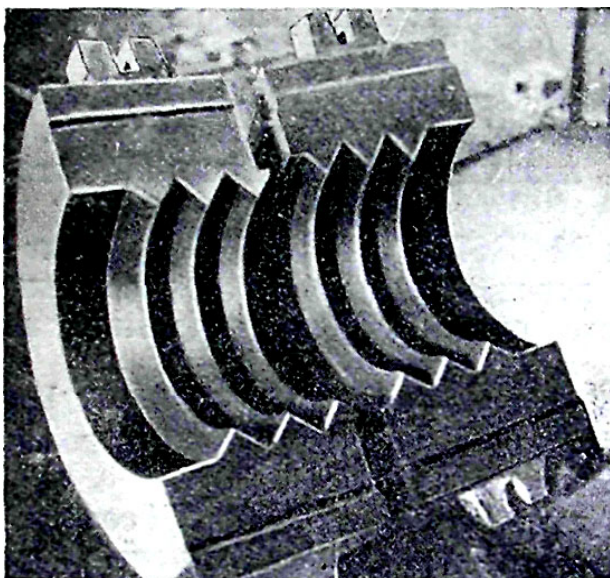


Рисунок 5.15 – Кокіль з вертикальним роз'ємом для виробництва валків з литими калібрами для сортопрокатних станів [42]

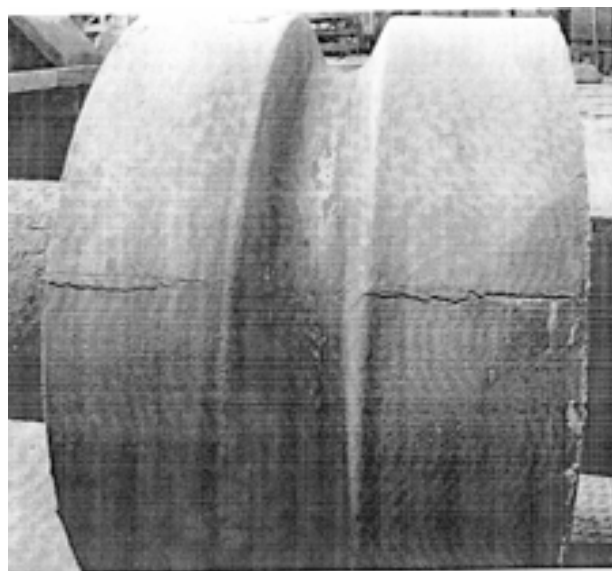


Рисунок 5.16 – Поздовжня гаряча тріщина на робочому шарі бочки трубопрокатного валка з литим калібром

Відповідно до сучасних уявлень утворення гарячих тріщин, їх поява обумовлена дією різних сил на матеріал вилівка, який за високої температури має низьку деформаційну здатність. Утворюються гарячі тріщини у температурному інтервалі крихкості (ТК) в області між кордоном виливання і температурою солідус. При цьому прийнято вважати, що гарячі тріщини не утворюються, якщо міцність матеріалу в області ТК перевищує величину внутрішніх напружень, що виникають в ньому.

Таким чином, умовою утворення гарячої тріщини у вилівку при температурі  $t$  є:



$$\frac{\sigma}{\sigma_B} > 1, \quad (5.11)$$

де  $\sigma$  – напруги в матеріалі, що розтягують при температурі  $t$ ;

$\sigma_B$  – межа міцності матеріалу при температурі  $t$

Тому для підвищення стійкості матеріалу виливка до утворення гарячих тріщин рекомендується [16, 106, 177, 203]:

1. Зменшувати розмір первинного зерна виливка, наприклад, шляхом модифікування сплаву.
2. Впливати на розплав, що кристалізується фізичними методами, наприклад, ультразвуком, електромагнітним полем і т.п.
3. Забезпечити утворення другої фази при кристалізації сплаву, яка створить додаткові центри кристалізації.
4. Підвищити міцність міжкристалічних кордонів за рахунок зменшення вмісту легкоплавких домішок.
5. Зменшити температурний інтервал кристалізації сплаву.
6. Вводити у розплав ультрадисперсні частинки, які є додатковими центрами кристалізації.
7. Вводити у розплав РЗМ або інші поверхнево активні елементи.
8. Прискорити затвердіння сплаву у зонах утворення тріщин за рахунок збільшення тепловідведення в окремих частинах ливарної форми (встановити зовнішні холодильники, використовувати хромомагнетитові формувальні суміші і т.п.).
9. Змінити конфігурацію виливка, зменшити "гострі" кути, поставити ребра жорсткості і т.п.

Однак, не дивлячись на наявні гіпотези, заходи та технологічні прийоми по попередженню виникнення гарячих тріщин у литих виробках, проблема гарячих тріщин до теперішнього часу не вирішена. Однією з причин цього положення є відсутність даних про величину гранично допустимої швидкості деформації матеріалу при конкретній температурі [203], коли матеріал

переходить з пластичного стану у пружне і в ньому може бути реалізовано умова (5.11). Тому, вирішення проблеми прогнозування і попередження утворення гарячих тріщин у виливках, злитках, слябах, заготовках, одержуваних на машинах безперервного лиття заготовок, є актуальною.

З перерахованих вище способів підвищення тріщиностійкості литої полікристалічної структури найбільш ефективним є її подрібнення. Відповідно до сучасних уявлень, зменшення розміру макрозерна у литих виробках збільшує ступінь кристалографічної дезорієнтації її матеріалу і, відповідно, ступінь анізотропності його фізичних властивостей. Як результат, за різними напрямками у виливку знижується різниця величин його лінійної усадки і зростає пластичність матеріалу. Подрібнення зерна призводить також до збільшення протяжності міжзерених кордонів, зменшення їх товщини, що обумовлює зниження концентрації домішок, які є лікватами. Тому підвищуються міцність і тугоплавкість міжзерених кордонів, а тріщиностійкість литого матеріалу підвищується. Однак на сьогоднішній день величина "питомої ваги" фактору подрібнення зерна у числі інших, і механізм його впливу на тріщиностійкість литих виробів до кінця не встановлені.

Як було зазначено вище, при інших однакових умовах механічні властивості виливків, які спричиняють схильність матеріалу до утворення кристалізаційних тріщин, багато у чому залежать від типу і параметрів литої макроструктури. Аналіз впливу типу макроструктури на механічні властивості литого металу [204], жароміцного нікелевого сплаву ЖС-6У і бронзи БрО10Ц2 [205, 206], а також дані для сплавів ЖС-6У, ЖС-6Ф [207] і ВЖЛ-12У [208] показали, що механічні властивості сплавів багато у чому зумовлюються типом їх макроструктури і напрямків докладання навантаження при рівновісній і стовбчастій макроструктурі випробовуваних зразків. При цьому, вплив типу макроструктури на міцність і пластичність сплавів носить неоднозначний характер, що ускладнює практичне вирішення цієї проблеми [203,204].

Одним з факторів, що впливають на утворення гарячих тріщин у вили-

вках, є нерівномірність затвердіння шару металу на початку кристалізації [113]. Так, на рис. 5.17 наведена макроструктура бочки валка для прокатки рівнополочного куточку №45 при литті у профільований кокіль [114].

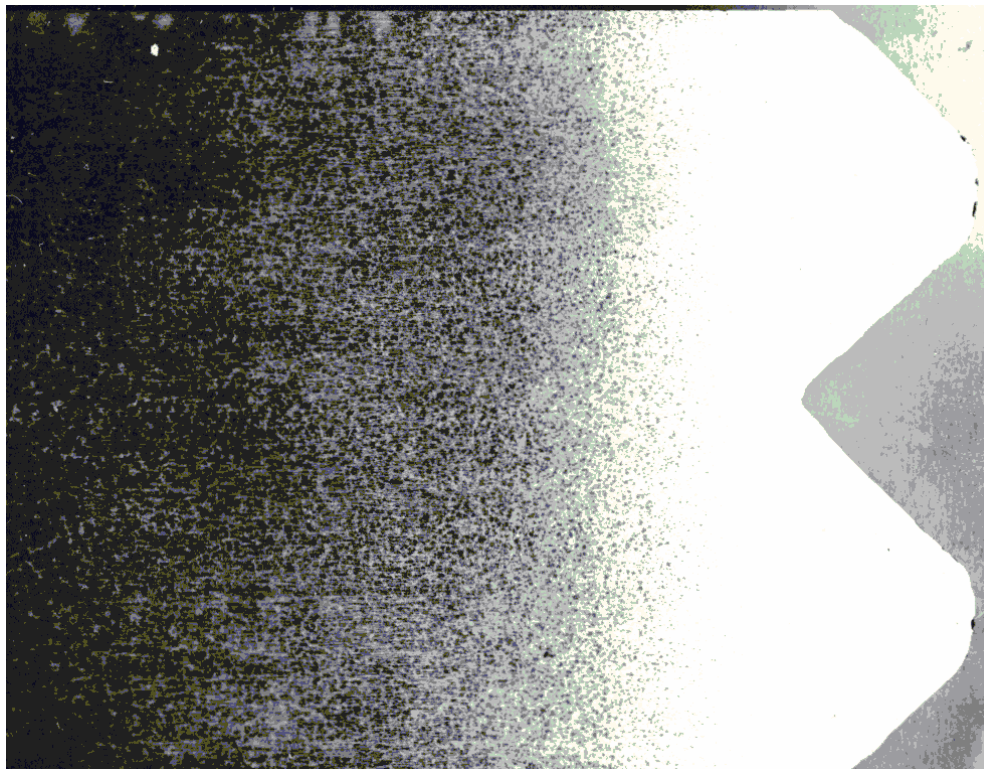
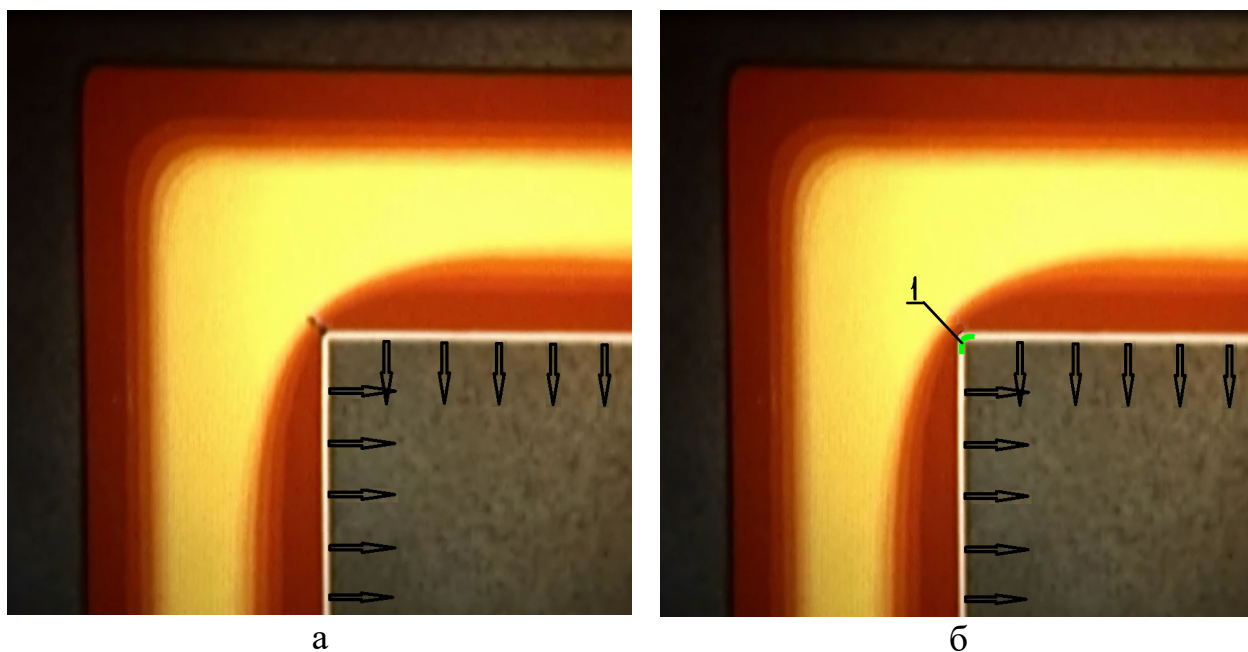


Рисунок 5.16 – Макроструктура бочки валка для прокатки рівнополочного куточку №45 [113]:

травлено ніталем

Товщина робочого шару вибіленого чавуну в глибині калібру менше в два рази у порівнянні з робочим шаром на виступі калібру. Гарячі кільцеві тріщини утворюються найчастіше в глибині калібру, що обумовлено меншою товщиною затверділого шару металу. В результаті усадки затверділого шару чавуну виникають напруження, реалізація яких у гарячі тріщини можлива саме у шарі металу з меншою товщиною.

На рис. 5.17а приведена загальноприйнята схема формування гарячої тріщини на частині ливарної форми, яка виступає в глибокій порожнині виливку.



1 – зеленим кольором позначено місце нанесення пасти або припилу, що забезпечує подрібнення структури металу; стрілками вказано тепловий потік від затверділого металу, що твердіє, і утруднене тепловідведення через виступаючу частину форми

Рисунок 5.17 – Схема утворення гарячої тріщини біля частини ливарної форми, яка виступає в глиб виливку (а), та місце нанесення пасти або припилу з модифікатором для її попередження

Зародження тріщини обумовлено, в основному, меншою товщиною затверділого шару металу у порівнянні з плоскими частинами виливки. Причиною цього є утруднений тепловідвід через виступаючу частину ливарної форми (показано стрілками на рис. 5.17а,б). Крім того, гострий кут є концентратором напружень. Тому при розробці технології виконують радіуси округлення, але усунути утворення гарячих тріщин не завжди вдається. Гальмування усадки сплаву, що кристалізується, також є однією з причин утворення гарячої тріщини. Виникнення механічних (усадкових) напружень відбувається через відсутність податливості стрижня або ливарної форми. Причому, зменшення міцності формувальної суміші повинно відбуватися після формування затверділого шару металу такої товщини, щоб виключити викривлення конфігурації виливку.

Для попередження формування гарячої тріщини виступаючу частину форми виконують з хромомагнетитової рідиноскляної формувальної суміші, яка має велику теплоакумулюючу здатність у порівнянні з піщано-глинистою сухою формою [2]. Ймовірність утворення гарячих тріщин знижується, але повністю усунути цей вид браку не вдається. Тому для попередження виникнення гарячих тріщин необхідно створювати дрібнозернисту макроструктуру сплаву тільки у поверхневому шарі литого виробу, який, по суті, кристалізується в умовах спрямованого тепловідведення і відчуває вплив розтяжного навантаження (див. рис. 5.16 б).

Ми пропонуємо для попередження виникнення гарячих тріщин у виливках використовувати, наприклад, поверхнєве модифікування тільки частини ливарної форми, у місцях де можлива поява гарячих тріщин, за рахунок нанесення пасти або припилу.

В якості модифікатору у вигляді припилу доцільно застосовувати нові типи ультрадисперсних модифікаторів (УДМ), які розроблені для виливків з чавуну і сталі у Національній металургійній академії України (табл. 5.2). Під керівництвом професора Калініна В.Т. створені і відпрацьовані у промислових умовах модифікатори на основі ультрадисперсних тугоплавких сполук (SiC, TiCN, VC, ZrC і ін.) з розміром частинок 0,01-0,1 мкм [209].

Таблиця 5.2 – Результати обробки чавуну різними модифікаторами за даними В.Т. Калініна

Модифікатор	Розмір фракції	Витрата модифікатора, % мас.	Розмір графітних включень, мкм	Кількість карбідів, %	Міцність, МПа
Чавун без обробки	---	---	40...45	12...15	305
FeSi	1...3 мм	0,35	35...40	4...7	344
SiBa	1...3 мм	0,30	25...30	3...5	357
УДМ TiCN	15...50 нм	0,007	10...15	0	365

УДМ SiC	15...50 нм	0,005	5...10	0	379
---------	------------	-------	--------	---	-----

Модифікатори виробляють у високочастотних плазмохімічних установках з відходів феросплавних, титаномагнієвий або кремнійполімерних виробництв [210]. Найбільш ефективними, які пройшли широкі промислові випробування, є УДМ, що містять у різних співвідношеннях карбід кремнію SiC і карбонітрид титану TiCN [210-212, 248, 249].

На відміну від застосовуваного раніше об'ємного модифікування всього розплаву виливків нами запропоновано використовувати ці модифікатори, як припили на виступаючих частинах ливарної форми для запобігання формування гарячої тріщини. Тугоплавкі центри кристалізації УДП SiC і TiCN [234,238, 249] забезпечать отримання дрібнозернистої мікроструктури у найбільш небезпечному місці виливка (див. рис. 5.176). Незважаючи на меншу товщину затверділого металу у виступаючій частині ливарної форми, дрібнозерниста макроструктура матиме більшу міцність у порівнянні з ділянкою виливка, який затвердів на плоскій поверхні і має більшу товщину [252]. При виробництві чавунних прокатних валків з литими калібрами ультрадисперсні сполуки необхідно наносити на частину кокілю, що виступає у порожнину ливарної форми.

### **Висновки до п'ятого розділу**

1. Виконані раніше експериментальні дослідження процесу твердіння виливків з різних сплавів виявили прискорене твердіння осьової зони виливка кульової, циліндричної і пласкої форми. Це відбувається не зважаючи на нагрів ливарної форми, безперервне зменшення тепловідводу в ливарну форму і скорочення швидкості охолодження сплаву в інтервалі температур ліквідус-солідус. Ліквіація хімічних елементів не може бути причиною цього процесу.

2. Існуюча гіпотеза збільшення швидкості кристалізації у центрі циліндра і кулі завдяки зменшенню радіусу фронту кристалізації і розрахунки

процесів тепловідведення в програмному пакеті LVMFlow не пояснюють прискорення швидкості просування фронту твердіння у пласкому виливку, яке встановлено експериментально.

3. Розроблена гіпотеза процесу прискореного твердіння центральних зон виливків по гетерогенному механізму, при якому гілки дендритів є додатковими центрами і забезпечують збільшення швидкості кристалізації.

4. Виведені аналітичні залежності дозволили встановити, що умові прискореного твердіння центральних зон виливків відповідають тільки результати, що отримані для розрахунку кількості центрів кристалізації на одиницю об'єму не затверділої частини виливку.

5. Для зменшення кількості цементиту і транскристалічності структури в осьовій зоні чавунних прокатних валків розроблена методика розрахунку маси графітуючого модифікатора і часу його введення в рідку серцевину після твердіння робочого шару чавуну заданої товщини. Наведено приклад розрахунку для валка масою 1115 кг виконання СПХН-65 з глибиною робочого шару 60 мм на бочки валка, в якому маса незатверділого розплаву визначена з урахуванням також товщини шару металу на піщаних елементах форми. Розроблена в розділі 3 графоаналітична методика розрахунку процесу твердіння валків, результати якої представлені в критеріях  $X/R$  і  $\tau/R^2$ , можуть бути використані для розрахунку інших типорозмірів валків з різною глибиною робочого шару.

6. Для попередження виникнення гарячих тріщин, зародження яких відбувається у твердо-рідкій зоні виливку, запропоновано створювати дрібнозернисту макроструктуру сплаву шляхом нанесення ультрадисперсних модифікаторів SiC і TiCN у вигляді пасти або припили тільки у поверхневому шарі, увігнутому всередину виливку. Незважаючи на меншу товщину затверділого металу у виступаючої частині ливарної форми, дрібнозерниста макроструктура матиме більшу міцність у порівнянні з ділянкою виливку, який затвердів на пласкій поверхні і має більшу товщину.

## ВИСНОВКИ

У дисертації запропоновано нове рішення науково-технічної проблеми спрямованого твердіння масивних виливків з Fe-C сплавів, отримане теоретичне обґрунтування процесів утворення усадкових раковин, шпаристості у твердо-рідкій зоні вилівка та розроблено засоби їх попередження, які дозволили зменшити непродуктивні втрати металу на надливи, затрати на електроенергію, підвищити якість виливків і злитків.

1. Експериментально встановлено кінетику об'ємної усадки прокатних валків з високоміцного чавуну масою 3,6 т з різними розмірами бочки: діаметр першого у 1,31 раз більший, ніж у другого, а висота менша у 0,52 рази. Визначено, що при охолодженні у комбінованій кокільно-піщаній формі об'ємна усадка валка з меншим діаметром складає 2,4%, що обумовлено прискореним твердінням бочки ( $\tau_{S-B} = 112$  хв) у порівнянні з нижньою шийкою ( $\tau_{S-НШ} = 198$  хв) і передчасним припиненням живлення усадки з надливу. Об'ємна усадка валка з більшим діаметром бочки в 1,5 рази вище – 3,5%, у зв'язку з спрямованим твердінням нижньої шийки ( $\tau_{S-НШ}=179$  хв) і бочки ( $\tau_{S-B} = 193$  хв).

2. Встановлено, що максимальна усадка відбувається у процесі переміщення межі виливання від кокілю в осьову зону. У валка з більшим діаметром бочки 77,5% рідкого чавуну перейшло з надливу при  $\tau_{ВИЛ}=78$  хв, а у валка з меншим діаметром – 89% при  $\tau_{ВИЛ}=45$  хв. Невеликий вплив на кінетику усадки процесу тверднення шийок пояснюється низькою теплоакумуючою здатністю піщано-глинистої форми у порівнянні з кокілем і малою товщиною затверділого шару металу за цей час.

3. Експериментально встановлено об'ємну усадку прокатних валків з високоміцного чавуну масою: 8,86 т – 4,1% (363 кг), 14,12 т – 2,6% (369 кг) і 17,22 т – 3,9% (668 кг). Визначено, що максимальна усадка 76-99% відбувається при кристалізації рідко-твердої частини бочки і шийок. Температура шлакової і металеві ванни у надливі 1555...1520 °С забезпечила



переміщення розплаву і живлення усадки робочого шару бочки та значної частини нижньої шийки, але не затримала твердіння верхньої шийки валків.

4. Відповідно до вимог теорії ливарних процесів тривалість твердіння надливу повинна дорівнювати або бути вище тривалості твердіння виливка, але в роботі обґрунтована необхідність припинення живлення усадки раніше – при досягненні сплавом межі живлення, коли припиняється фільтрація розплаву через центр виливка. На сучасному рівні розвитку науки встановити точно межу живлення неможливо, тому запропоновано момент відключення ЕШО надливу ( $\tau_{\text{ЕШО}}$ ) приймати рівним середньому значенню часу досягнення межі виливання і солідус центру верхньої шийки за експериментальними даними за формулою  $\tau_{\text{ЕШО}}=0,996 \cdot 10^{-3} \cdot D_{\text{П}}^2$ . Нові режими для кожного окремого типорозміру прокатного валка скоротили тривалість обігріву в 1,5-2,5 рази у порівнянні з тривалістю ЕШО, що діяла раніше, 5 годин для валків масою <10 т та 7 годин – для валків  $\geq 10$  т, і впроваджені на АТ «ДЗПВ» (акт від 01.12.2015 р).

5. Встановлено, що перший етап обігріву, який супроводжується максимальною усадкою розплаву з надливу, необхідно проводити з найвищою витратою електроенергії ( $I \approx 1300 \dots 1600 \text{ А}$ ,  $U \approx 45 \dots 50 \text{ В}$ ) на протязі затвердіння рідко-твердої фази бочки валка. За критерієм Б.Б. Гуляєва тривалість першого етапу становить  $\tau=0,17 \cdot 10^{-3} \cdot D_{\text{Б}}^2$  при охолодженні бочки у кокіль з ливарною фарбою і  $\tau=0,204 \cdot 10^{-3} \cdot D_{\text{Б}}^2$  – у кокіль з теплоізоляційним покриттям. Зменшення тривалості обігріву надливу з найвищою витратою електроенергії забезпечило зниження витрати електроенергії і термічних напружень по висоті виливка, зменшення витрат графітованих електродів і флюсів, збільшення оборотності кокільного і опочного оснащення (пропозиції внесені у технологічну інструкцію ТИ-00187375-Л-91-2017 і впроваджені на АТ «ДЗПВ»).

6. Визначені особливості процесу твердіння і умови відсутності усадкових дефектів у прокатних валках нового типу з конічними шийками, циліндричними трефами і діаметром бочки в 2 рази більшим, ніж трефи.

Запропоновано ступінчастий режим ЕШО надливу, який зменшив тривалість обігріву з 5 год до 112 хв (у 2,7 рази), кількість і розмір усадкових дефектів. Рекомендації апробовані і упроваджені у виробництво.

7. Встановлені умови спрямованого твердіння і відсутності усадкових дефектів у нижніх шийках прокатних валків. Дефекти відсутні, якщо час припинення живлення усадки бочки валка  $\tau_{Б-Ж}$  більше або дорівнює тривалості припинення живлення усадки нижньої шийки  $\tau_{НШ-Ж}$ . За критерієм Б.Б. Гуляєва  $\tau/R^2$  для бочки валка, що охолоджується у кокілі з ливарною фарбою, розраховано співвідношення  $D_{БФ} \geq 1,83 D_{НШ}$ , а у кокілі з теплоізоляційним покриттям  $D_{БТ} \geq 1,67 D_{НШ}$ .

8. Моделювання впливу конструкції ливарної форми нижньої шийки з метою запобігання утворенню усадкових дефектів дозволило встановити, що зовнішній кільцевий чавунний холодильник оптимальною товщиною  $\approx 20$  мм забезпечує прискорене твердіння металу нижньої шийки у порівнянні з бочкою. Тепло, що акумулюється, холодильник відводить не в довкілля, а у формувальну суміш з низькою теплопровідністю, а ступінчастий режим обігріву сприяє спрямованому твердінню бочки і верхньої шийки.

9. Досліджено вплив електродугового-електрошлакового обігріву на зміну хімічного складу флюсів АН-60 і АН-1 в шлаковій ванні і температуру їх фазових перетворень. Встановлено збільшення вмісту сірки у  $\approx 33$  рази (з 0,022% до 0,720%) через 60 хв обігріву; через 120 хв – у  $\approx 41$  раз (до 0,910%); через 180 хв – у  $\approx 38$  разів (до 0,830%). Це накладає обмеження на повторне використання флюсу при ЕШО прокатних валків з кулястою формою графіту, в яких підвищення вмісту сірки у розплаві більше 0,01% приводить до демодифікування.

10. Виконано теоретичне узагальнення дев'яти експериментальних температурних вимірів процесу твердіння виливків із Fe-C сплавів у циліндричному кокілі з вмістом вуглецю 0,04%, 0,1%, 0,4%, 0,93%, 1,42%, 2,44%, 3,28%, 4,45%, 4,83%, які були отримані Б.Б. Гуляєвим, О.О. Магницьким, Л.М. Постновим та ін. Кінетичні криві було оцифровано і

інтерпольовано у діапазоні 0,04...4,83%С, встановлено вплив вмісту вуглецю на критерій  $\tau/R^2$  при  $x/R=1$ , тривалість досягнення межі ліквідус, виливання, солідус центральної частини циліндричного виливка.

11. За гіпотезою приведеної товщини М.І. Хворінова встановлено вплив вмісту вуглецю у виливках плоскої і кульової форм на критерій  $\tau/R^2$  при  $x/R = 1$ , що дозволило розрахувати тривалість ЕШО наливу, твердіння 100% твердої фази, ліквідус та виливання в інтервалі 0,04...4,83%С.

12. Для забезпечення умов спрямованого твердіння виведені формули і залежності для встановлення тривалості режимів електродугового-електрошлакового обігріву надливу виливків і злитків з Fe-C сплавів циліндричної, плоскої і кульової форми, що твердіють у кокіль. Тривалість ЕШО виливків приймали як середнє значення між тривалістю твердіння межі солідус і виливання. Скорочення тривалості обігріву зменшить перепад температур по висоті виливка і рівень залишкових ливарних напружень, знизить витрати електроенергії і підвищить оборотність кокільно-опочного оснащення

13. Встановлено вплив вмісту вуглецю на критерій  $\tau/R^2$  при твердінні в кокіль циліндричних, плоских і кульових виливків в рідко-твердій, твердо-рідкій зонах і в інтервалі температур ліквідус-солідус. Визначені зони з максимальною тривалістю знаходження у твердо-рідкому стані при  $x/R = 1$ , в яких утворюється усадкова шпаристість. Отримані результати дозволяють корегувати вміст хімічних елементів в сплаві у заданому інтервалі для зменшення усадкової шпаристості.

14. Розроблені залежності впливу вмісту вуглецю у сплавах Fe-C на критерій  $\tau/R^2$  порівнювали з відомими методами розрахунків по рівнянню квадратного кореня, за методом Н.І. Хворінова і інтегральним тепловим балансом А.І. Вейника. За методом А.І. Вейника найкращий збіг з експериментальними температурними вимірами при затвердінні 100% твердої фази мав місце тільки для сталі з 0,3...0,6% С і чавуну з 3,3...3,6% С, розрахунки по рівнянню квадратного кореня та за методом Н.І. Хворінова показали занижені значення, а зіставлення з експериментальними

дослідженнями твердіння виливків Ø450 мм з високоміцного комплекснолегованого чавуну масою 2200 кг у кокілі показало припустиму похибку розрахунків 10,1%.

15. Теоретично визначено та експериментально перевірено закономірності тривалості обігріву надливу по кінетиці усадки комплекснолегованих і модифікованих сплавів з різними температурно-часовими режимами заливання і теплофізичними властивостями ливарної форми, за якими процес обігріву необхідно припиняти з моменту закінчення переміщення електродів у надлив. Прийнято к розробленню та впровадженню у ВЛЦ АТ «ДЗПВ», акт від 20.03.2017 р.

16. Встановлено тривалість електродугового-електрошлакового обігріву надливу прокатних валків із заевтектоїдної сталі 150ХНМ та вплив комбінованої кокільно-піщаної форми на об'ємну усадку. Тривалість першого етапу обігріву з максимальною силою струму і напруги розраховували за критерієм  $\tau/R^2$  для сплаву з 1,5%С. Загальну тривалість ЕШО встановлювали експериментально за часом припинення переміщення електроду у надлив, що обумовлено відсутністю даних про тривалість твердіння і об'ємну усадку сталі 150ХНМ. Результати промислових випробувань і рекомендованих технологічних режимів успішно випробувані і впроваджені у вальцеливарному цеху "ДЗПВ", що дозволило освоїти нову продукцію і зменшити тривалість обігріву на 2 год.

17. Визначено час електрошлакового обігріву сталевого злитка, який отримують з газодинамічним впливом на рідкий метал, що кристалізується. Поплавковий пристрій забезпечує стеження за зміною рівня розплаву і здійснює переміщення електроду слідом за опусканням шлакової ванни, а припинення усадки свідчить про закінчення обігріву.

18. Запропоновано гіпотезу процесу прискореного твердіння центральних зон виливків пласкої, циліндричної і кулястої форм по гетерогенному механізму, при якому гілки дендритів є додатковими центрами кристалізації. Виведені аналітичні залежності показали, що умові

прискореного твердіння центральних зон виливків відповідають тільки результати, що отримані для розрахунку кількості центрів кристалізації на одиницю об'єму незатверділої частини виливка. Розроблені положення можливо використовувати з метою отримання заданих фізико-механічних властивостей, макро- і мікроструктур центральних зон масивних виливків.

19. З метою зменшення кількості цементиту і транскристалічності структури в осьовій зоні чавунних прокатних валків розроблена методика розрахунку маси графітізуючого модифікатора і часу його введення в рідку серцевину після твердіння робочого шару чавуну заданої товщини. Масу модифікатора, що вводиться, встановлювали за критерієм  $\tau/R^2$  з урахуванням об'єму рідкого чавуну, що залишився після затвердіння необхідного робочого шару металу у бочки, а також нижній та верхній шийках. Отримані залежності і формули можливо використовувати для розрахунку різних типорозмірів чавунних валків.

20. Для попередження виникнення гарячих тріщин, зародження яких відбувається у твердо-рідкій зоні виливку, запропоновано створювати дрібнозернисту макроструктуру сплаву шляхом нанесення ультрадисперсних модифікаторів SiC і TiCN у вигляді пасти або припику тільки на поверхневий шар форми, увігнутому всередину виливка. Незважаючи на меншу товщину затверділого металу у виступаючої частині ливарної форми, дрібнозерниста макроструктура матиме більшу міцність у порівнянні з ділянкою виливку, який затвердів на плоскій поверхні і має більшу товщину.

21. Результати експериментальних та теоретичних досліджень апробовано і впроваджено на АТ "ДЗПВ" і в учбовому процесі Національної металургійної академії України. Нові режими ЕШО дозволили скоротили тривалість обігріву в 1,5-2,5 рази для кожного окремого типорозміру прокатного валка у порівнянні з тривалістю ЕШО, що діяла раніше, 5 годин для валків масою <10 т та 7 годин – для валків  $\geq 10$  т. Потенційний економічний ефект у сумі 639 тис. грн. розраховано при роботі стаціонарної і мобільної установок ЕШО у вальцеливарному цеху ДЗПВ.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. М., «Металлургия», 1976, 552 с.
2. Лейбензон В.О., Пілюшенко В.Л., Кондратенко В.М., Хричиков В.Є., Недопьокін Ф.В., Білоусов В.В., Дмитрієв Ю.В. Твердження металів і металевих композицій. Підручник для ВУЗів. Видання друге, доопрацьоване. Затверджено Міністерством освіти і науки України. Київ. Наукова думка. – 2009.- 447 с.
3. Бакуменко С.П., Гуляев Б.Б., Верховцев Э.В. Снижение отходов стального слитка. М., «Металлургия», 1967, 218 с.
4. Хворинов Н.М. Кристаллизация и неоднородность стали. Пер. с чешского. М., Машгиз, 1958, 392 с.
5. Баландин Г.Ф. Основы теории формирования отливки. Часть 1., М., «Машиностроение», 1976, 328 с.
6. Хричиков В.Є., Меньяло О.В. Ливарне виробництво чорних і кольорових металів: Навч. посібник. – Видання друге, доопрацьоване. - Рекомендовано Міносвіт і і науки України (лист № 1/11-5831 від 18.04.2014) – Дніпропетровськ: НМетАУ, 2015. – 89с.
7. Куманин И.Б. Об усадочной пористости в отливках. «Литейное производство».- 1957.- №4, с.18-23.
8. Богуслаєв В.О., Реп'ях С.І., Могилатенко В.Г., Івченко З.А., Матвеева М.О., Леховицер З.В., Пройдак Ю.С., Хричиков В.Є. Ливарні властивості металів і сплавів для прецизійного лиття / Підручник. Під ред. Реп'ях С.І., Могилатенко В.Г. 2-є вид., доп. та доопр.- АТ «МОТОР СІЧ».- Запоріжжя.- 2016.- 474 с.
9. Бондарев В.А. Исследование процесса формирования усадочной пористости. В кн. Теплофизика в литейном производстве. Минск, АН БССР, 1963, с. 314-319.
10. Касаткин Г.Н. Исследование закономерностей процесса затвердевания отливок с целью уменьшения в них усадочной

- пористости. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. МИСиС.- М., 1968, 24 с.
11. Бондарев В.А. Исследование усадочной пористости в отливках. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. БПИ, Минск, 1963, с.17.
  12. Наривский А.В. Исследование структурно-механических и фильтрационных характеристик алюминиево-кремниевых сплавов в интервале температур кристаллизации и их влияния на процесс питания. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. Киев, ИПЛ АН УССР, 1976, с. 24.
  13. Рыжиков А.А., Тимофеев Г.И. Исследование свойств твердо-жидких сплавов методом моделирования. В кн. «Литейные свойства сплавов», Киев, ИПЛ АН УССР, 1973, с. 5-6.
  14. Рыжиков А.А., Тимофеев Г.И. Механика кристаллизующейся отливки. В кн. «Литейные свойства сплавов», Киев, ИПЛ АН УССР, 1972, с. 6-8.
  15. Наривский А.В., Моисеев Ю.В., Борисов Г.П. Эффективная вязкость алюминиевых сплавов Al 2 и Al 9 в интервале кристаллизации. «Литейное производство» 1976, № 6, с.15-16.
  16. Гуляев Б.Б. Теория литейных процессов. М., «Машиностроение», 1976, 216 с.
  17. Гуляев Б.Б. Литейные процессы. М-Л., Машгиз, 1960, 416 с.
  18. Вейник А.И. Механизм образования усадочных дефектов в отливке. Сб. «Проблемы теплообмена при литье». Минск, БПИ, 1960, с. 88-110.
  19. Билык В.Я. Критические температуры и продолжительность затвердевания жаропрочных сплавов. Тр. ЛПИ № 224, 1963, с. 61-83.
  20. Назаратин В.В., Василевский П.Ф., Квятковский А.Ф., Бельцов П.Ф. Кинетика процесса формирования стальных отливок при различных

- условиях охлаждения. В сб. «Литейные свойства сплавов». Киев, ИПЛ АН УССР, 1972, с. 111-121.
21. Голод В.М. Влияние положения сплавов на диаграмме состояния на их структуру и литейные свойства. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. ЛПИ, 1972, 19с.
  22. Нехендзи Ю.А. Литейные свойства сплавов. Тр. XI сов. по теории литейных процессов. “Литейные свойства металлов и сплавов” М., “Наука”, 1967, с. 25-38.
  23. Богуслаев В.А., Репях С.И., Могилатенко В.Г., Ивченко З.А., Матвеева М.О., Леховицер З.В., Пройдак Ю.С., Хрычиков В.Е. Литейные свойства металлов и сплавов для прецизионного литья. Учебник. Под ред. Репях С.И., Могилатенко В.Г. Запорожье.- АО «МОТОР СИЧ».- 2016.- 398 с.
  24. Гиршович Н.Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. -М.: Машиностроение, 1966. -565 с.: ил.
  25. Интяков Н.Г. Метод расчета прибылей для фасонных отливок. В кн. «Проблемы теплообмена при литье». Минск, БПИ, 1960, с.110-129.
  26. Справочник по чугунному литью /Под ред. Н.Г. Гиршовича.-3-е изд. -Л.: Машиностроение, 1978. -758 с.: ил.
  27. Репях С.И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям. - Днепрпетровск.: Лира.- 2006.- 1056 с.
  28. Гуляев Б.Б. Расчет усадочной раковины в стальном слитке. «Сталь», 1941, №6, с. 13-20.
  29. Гуляев Б.Б. Затвердевание и неоднородность стали. М-Л, Metallurgizdat, 1950, 227 с. с ил.
  30. Y. Aftandilyants, O. Zazimko, O. Ivanova, K. Lopatko. Construction materials engineering. Book 2.- К.: НУБІП України.- 2017.- с. 523.
  31. Специальные способы литья: Справочник / В.А.Ефимов, Г.А.Анисович, В.Н.Бабич и др.; Под ред. В.А.Ефимова. -М.: Машиностроение.- 1991.-436с.



32. Вейник А.И. Усадочные явления и питание отливок. Изд-во «Высшая школа».- Минск.- 1964.
33. Ипатов Н.К.,Фатеев В.Л. К расчетному определению прибылей. «Литейное производство».- 1956.- №7.- с. 20-25.
34. Гетьман А.А., Дворецкий В.В. Расчет прибылей для отливок из чугуна. ЛДНТП.- Ленинград.- 1967.- с. 31.
35. Болдин А.Н., Давыдов Н.И., Жуковский С.С. и др. Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия: Справочник. – М.: Машиностроение.- 2006.-507 с.
36. Ващенко К.Н., Сафрони Л. Магниевый чугун. Киев-Москва.- Машгиз.- 1957, 424 с.
37. Ключнев Н.И. Высокопрочный чугун с шаровидным графитом. М.,Машгиз, 1963, 211 с.
38. Ключнев Н.И. Технология производства отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом.М.,Машгиз, 1962, 172 с.
39. Devaux Hubert,jeancolas Michel.Lalimentation dts pieces en fonte a graphite spheoidal moulees a vert 1-ere part. “Fjndtrie”. 1973,28, №327, 329-338,У, УП, ЭИ ТОЛП,1974, №7, с.21-28.
40. Еремин В.М. Особенности питания чугуна с различной формой графита. Автореферат на соискание ученой степени кандидата технических наук. Ленинград.- ЛПИ.- 1976.- с. 15.
41. Ипатов Н.К., Фатеев В.А. Сравнение размеров прибылей по различным методам расчета. В кн. Теплофизика в литейном производстве. Минск.- АН БССР.- 1963.- с. 307-313.
42. Кривошеев А.Е. Литые валки. М., Metallurgizdat.- 1957.- 360 с.
43. Иванов В.Т., Гречищев Б.А. Анализ образования и распределения усадочных пустот на концентрированные раковины и пористость. В сб. «Новое в процессах литья». Киев.- ИПЛ АН УССР.- 1974.- с. 142-146.
44. Лейбензон В.А., Пилюшенко В.Л., Кондратенко В.М., Хрычиков В.Е., Недопекин Ф.В., Белоусов В.В., Дмитриев Ю.В. Затвердевание метал-

- лов и металлических композиций. Учебник для ВУЗов. Утверждено Минобразования Украины. Киев. Наукова думка. – 2009.- 410 с.
45. Вейник А.И. Теория затвердевания отливок. - М.- Машгиз, 1960. - 435 с.
  46. Раддл Р.У. Затвердевание отливок / Пер. с англ. -М.: Машгиз, 1960. - 392 с.
  47. ТУ У 28.9-00187375-106:2018 Валки чавунні та сталеві для гарячого прокатування металів. Введено вперше 05.03.2018р. - 36 с.
  48. Федоров Г.Е., Ямшинский М.М., Платонов Е.А., Лютый Р.В.. Стальное литье.: Киев. НТУУ КПИ ПАО (Випол) 2013.- 896с.
  49. Макаревич О.П., Федоров Г.Е., Платонов Є.О. Виробництво виливків із спеціальних сталей.- К.: Видавництво НТУУ «КПІ», 2005.- 712 с.
  50. Голод В.М., Денисов В.А. Теория, компьютерный анализ и технология стального литья.- СПб.: ИПЦ СПГУТД.- 2007.- 610с.
  51. Справочник по чугуному литью /Под ред. Н.Г. Гиршовича.-3-е изд. -Л.: Машиностроение, 1978. -758 с.
  52. Смирнов В.И. Курс высшей математики. М., Физматгиз, 1961.- 685 с.
  53. Мучник Г.Ф., Рубашев И.Б. Методы теории теплообмена, ч.1. Теплопроводность. М., «Высшая школа».- 1970.- 288 с.
  54. Лыков А.В. Теория теплопроводности. М., «Высшая школа».- 1967.- 599 с.
  55. Г.Карелоу, Д.Егер. Теплопроводность твердых тел / Пер. с англ.-М.- «Наука».- 1964.- 488 с.
  56. Вейник А.И. Тепловые основы теории литья. М., Машгиз.- 1953.- 383с.
  57. Гудмен Т. Применение интегральных методов в нелинейных задачах нестационарного теплообмена / Пер. с англ.- Сб. «Проблемы теплообмена», Атомиздат.- 1967.

58. Рабинович Б.В. Экспериментальное исследование затвердевания отливок из белого чугуна и определение размеров боковых прибылей // Затвердевание металлов.- М.: Машгиз.-1958.- С. 428-445.
59. Рубинштейн Л. И. Проблема Стефана. - Рига: Звайгзне, 1967. - 458 с.
60. Мейрманов А. М. Задача Стефана. - Новосибирск: Наука, 1986. - 239с.
61. Красношлык Н. А., Богатырёв А. О. Численное решение задач с подвижными межфазными границами // Вісник Черкаського університету. Серія «Прикладна математика. Інформатика». - 2011.- Т. 194. - С. 16-31.
62. Иванцов Г.П. Диффузионное переохлаждение при кристаллизации бинарного сплава. ДАН СССР.- т.81.- 1951.-№2.
63. Постнов Л.М., Гуляев Б.Б. Исследование влияния затвердевания металлов в процессе заполнения форм на качество стальных отливок. В сб. «Затвердевание металлов», М., Машгиз.- 1958.- с. 67-73.
64. Бочвар А.А., Свидерская З.А. Зависимость герметичности отливок от интервала кристаллизации. Изв. АН СССР, ОТН. 1940.- №11-12.
65. Голод В.М. Влияние положения сплавов на диаграмме состояния на их структуру и литейные свойства. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. ЛПИ.- 1972.- 19с.
66. Рихтмайер Р.Д., Мортон К. Разностные методы решения краевых задач. Пер. с англ.- М., «Мир», ИЛ.- 1972.- 418 с.
67. Саульев В.К. Интегрирование уравнений параболического типа методом сеток. М., Физматгиз.-1960.- 324 с.
68. Марчук Г.И. Численные методы расчета ядерных реакторов. М., Автомиздат.- 1958.- 381 с.
69. Любов Б.Я. Теория кристаллизации в больших объемах. Монография. Наука. -М.- 1975.-256с.
70. Мучник Г.Ф., Рубашев И.Б. Методы теории теплообмена, ч.1. Теплопроводность. М., «Высшая школа».- 1970.- 288 с.

71. Будаков Б.М., Соловьева Е.Н., Успенский А.Б. Разностный метод со сглаживанием коэффициентов для решения задач Стефана // Ж. вычисл. матем. и матем. физ. - 1965. - Т. 5. - № 5. - С. 828-840.
72. Эльдарханов А.С., Ефимов В.А., Нурадинов А.С. Процессы формирования отливок и их моделирование.- М.: Машиностроение. 2001.- 208 с.
73. Таран-Жовнир Ю.Н. Строение эвтектик и создание сплавов эвтектического типа. Киев, Наукова думка.- 1998, с. 176-227.
74. Скребцов А.М. Жидкие металлы, их свойства и строение. Мариуполь.- ПГТУ.- 2010.-252 с.
75. Вильсон Д.Р. Структура жидких металлов и сплавов: Пер. с англ.-М.: Металлургия.-1972.-256 с.
76. Филиппов Е.С. Строение, физика и химия металлургических расплавов. М.: Металлургия.- 1995.-304 с.
77. Дракен Л.С., Гурри Р.В. Физическая химия металлов. М.: Металлургиздат.- 1960.- 582 с.
78. Скребцов А.М. Затвердевание и свойства литейных сплавов. Мариуполь.- ПГТУ.- 2005.- 202 с.
79. Флемингс М. Процессы затвердевания. Пер. с англ. М.: Мир.- 1977.- 424 с.
80. Баум Б.А., Тягунов Г.В., Барышев Е.Е., Цепелев В.С. Равновесные и неравновесные состояния металлических расплавов // Фундаментальные исследования физико-химии металлических расплавов. Памяти академика Самарина А.М. / Под. ред. Н.П. Лякишева.- М.: ИКЦ Академкнига.- 2002.- С. 214-228.
81. Ершов Г.С. Позняк Л.А. Структурообразование и формирование свойств металлов и сплавов. К.: Наукова думка.- 1993.- 380 с.
82. Рогельберг И.Л., Бейлин В.М. Сплавы для термопар (справочник),- М.: Металлургия, 1983, 360 с.

83. Хрычиков В.Е., Котешов Н.П., Ефименко ИЛ. Метод установки термопар в форме /Литейное производство.- 1987.- №9, с.12.
84. Билык В.Я. Построение и анализ температурного поля затвердевающей отливки. Тр. ЛПИ № 295, «Металлургия».-1968.- с.159-161.
- 85.Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Технология современной металлургии. М.: Новые технологии.- 2004.-784 с.
86. Ипатов Н.К., Фатеев В.А. Сравнение размеров прибылей по различным методам расчета // Теплофизика в литейном производстве. Минск: АН БССР, 1963. -С.307-313.
87. Назаратин В.В., Василевский П.Ф. Экспериментальное исследование процесса затвердевания стальных отливок при различных условиях охлаждения // Научная публикация ЦНИИТМАШ. - №183.- М.- 1968 - С. 111-121.
88. Хрычиков В.Е., Будагьянц Н.А., Камкин В.В., Лушпа А.А., Белый А.П. Комбинированный электродуговой-электрошлаковый обогрев прибылей чугуновых прокатных валков / Металлургическая и горнорудная промышленность.- 2001.- №2.- С. 38-43.
89. Хрычиков В.Е., Селиверстов В.Ю., Мазарчук В.Ф., Меняйло С.В. Влияние электрошлакового обогрева прибыли на структуру и физико-механические свойства прокатных валков из высокопрочного чугуна / Теория и практика металлургии.- 2002.- №2.- с. 24-27.
90. Сборник технологических инструкций вальцелитейного цеха (Днепропетровский завод прокатных валков. Минчермет СССР). - Днепропетровск, 1983. -195 с.
91. Технологические инструкции и нормалы вальцелитейного цеха (Лутугинский завод прокатных валков. Минчермет СССР). – Ворошиловград 1976. -450 с.
92. Кутафин А.К., Пузырьков-Уваров О.В., Ермолин И.Г., Моисеев А.И. Влияние условий затвердевания на структурную неоднородность

- сортопрокатных валков / *Металлургическая и горнорудная промышленность.* - 1976.- №2.- с. 45-46.
93. Тимофеев В.Л. Анализ температурных кривых затвердевания сплава. Тр.ХI сов. по теории литейных процессов «Литейные свойства металлов и сплавов».М., «Наука», 1967, с.109-117.
94. Уэндландт У. У. Термические методы анализа / Пер. с англ. под ред. В. А. Степанова и В. А. Берштейна. -М.: Мир.-1978.-526С.
95. Берг Л. Г. Введение в термографию. Изд. 2-е, доп.- М.: Наука.-1969.- 383 С.
96. Пилюян Г. О. Введение в теорию термического анализа. -М.: Наука,- 1964.- 222 С.
97. Беккерт М., Клемм Х. Справочник по металлографическому травлению / Пер. с нем. -М.: Metallurgiya, 1979.- 336 с.
98. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. -М.: Metallurgiya, 1970.- 375 с.
99. Кривошеев А.Е., Таран Ю.Н., Калинина Л.Т., Николаев Н.А. О влиянии аномальной структуры на свойства отливок из отбеленного магниевого чугуна // Известия вузов. Черная металлургия. - 1965.- №7.- С.169-174.
100. Бунина Ю.К., Пузырьков-Уваров О.В., Ермолин И.Г., Бородулина В.В. Оценка формы графита в массивных отливках из высокопрочного чугуна // Литейное производство. - 1977.- №5.- С.25.
101. Ефимов В.А., Легенчук В.И., Осипов В.П., Ищук А.Я., Хорунжий Ю.Н. Экспериментальные методы определения температурных полей и тепловых потоков при затвердевании стальных слитков (методическое руководство) К.: ИПЛ АН УССР.- 1973.- 36с.
102. Скребцов А.М. Радиоактивные изотопы в сталеплавильных процессах. Metallurgiya.- М.- 1972.- 304 с.

103. Репях С.И. Объемная усадка металлических расплавов при кристаллизации // *Металлургическая и горнорудная промышленность*.- 2014.- №2.- С. 20-24.
104. Репях С.И. Расчет объема усадочных дефектов при охлаждении отливок в формах из неметаллических материалов // *Металлургическая и горнорудная промышленность*.- 2014.- №4.- С. 18-21.
105. Кривошеев А.Е., Котешов Н.П., Хрычиков В.Е. Влияние условий затвердевания на образование усадочных дефектов в чугуновых прокатных валках. - *Сталь*.- №3.- 1977.- с. 241-243.
106. Ветишка А., Брадик Й., Мацашек И., Словак С. Теоретические основы литейной технологии. Пер. с чешского. Под редю Ващенко К.И. – Киев.- «Вища школа».- 1981.- 320 с.
107. Кривошеев А.Е., Котешов Н.П., Хрычиков В.Е. Влияние условий затвердевания на образование усадочных дефектов в чугуновых прокатных валках // *Сталь*.- №3.- 1977.- с. 241-243.
108. Котешов Н.П., Хрычиков В.Е. Особенности процесса затвердевания чугуновых прокатных валков // *Известия вузов. Черная металлургия*.- №8.- 1977.- с. 34-36.
109. Хрычиков В.Е., Котешов Н.П. Влияние комбинированной кокильно-песчаной литейной формы на затвердевание и формирование макроструктуры в крупных отливках из высокопрочного чугуна // *Литейное производство*.- №12.- 1994.- с. 12-13.
110. Хрычиков В.Е. Термокинетические условия образования усадочных дефектов в чугуновых прокатных валках // *Процессы литья*.- № 1.- 1996.- с.24-31.
111. Хрычиков В.Е. Котешов Н.П. Камкин В.П. Колесник В.Д. Руднев О.Н. Мушенков Ю.А. Электрошлаковый обогрев чугуновых прокатных валков // *Проблемы специальной электрометаллургии*, N 1-2, 1994г. Киев ИЭС им. Патона с.25-32.

112. Хрычиков В.Е., Селиверстов В.Ю., Решетняк С.И., Макаренко Л.Л. Моделирование процесса затвердевания металла в системе центровое устройство для ввода газа // Вісті Академії інженерних наук України. Спец. випуск відділення "Важкого і транспортного машинобудування".1997, с. 65-70.
113. Хрычиков В.Е., Руднев О.Н., Петров Г.С., Рыбинская С.С. Калинин А.В. Влияние материала калибра кокиля на затвердевание чугунного прокатного валка // Теория и практика металлургии.-1999.-№4.-с.22-25.
114. Исследование и освоение технологии отливки сортопрокатных валков с глубокими врезами калибров / Котешов Н.П., Кутафин А.К. Отчет по НИР 090003. № гос. рег. 80024993. Инв. №02826024219. ДМетИ. 1981.- 102 с.
115. Хрычиков В.Е. Теплофизические процессы кристаллизации высокопрочного чугуна в комбинированной кокильной и песчано-глинистой литейных формах // Коллективная монография / Под ред. В.Е. Хрычикова.- Днепропетровск: Литограф.- 2015.- с. 8-31.
116. Хрычиков В.Е., Меняйло Е.В. Температурные поля и границы выливания при затвердевании высокопрочного чугуна в комбинированной кокильно-песчаной литейной форме // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2011. - № 2. – С. 45-48.
117. Хрычиков В.Е., Меняйло Е.В. Влияние комбинированной кокильной и песчано-глинистой литейных форм на положение границы выливания высокопрочного чугуна // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2011. - № 1. – С. 27-30.
118. Хрычиков В.Е., Мазорчук В.Ф., Селиверстов В.Ю., Усенко Р.В. Определение температурного поля плавающей прибыльной вставки // Металлургическая и горнорудная промышленность.- 2008. - №3.- С. 36-38.



119. Хрычиков В.Е., Иванова Л.Х., Решетняк С.И., Хитько А.Ю. Моделирование тепловых процессов нагрева и плавления модификатора в осевой зоне чугунопрокатного вала // Сучасні проблеми металургії. – 2007. – т.10. – С. 37-39.
120. Иванова Л.Х., Хрычиков В.Е. Влияние редкоземельных металлов на параметры кристаллизации чугуна прокатных валков // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2007. №3. С. 39-43.
121. Влас, М.И., Хрычиков В.Е. Особенности процесса затвердевания биметаллической отливки с внутренним слоем из стальной трубы // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2006. №1. С. 33-36.
122. Производство и применение прокатных валков: Справочник / Скобло Т.С., Сидашенко А.И., Александрова Н.М., Белкин Е.Л., Власовец В.М., Ключко О.Ю., Мартыненко А.Д. Под ред. Т.С. Скобло.- Харьков.: ЦД №1.- 2013.- 572с.
123. Селиверстов В.Ю. Технология вытеснения расплава из стояка в отливку // Теория и практика металлургии. – 1999. - № 4. – С. 12–13.
124. Меньяло Е.В. Исследование процесса перемещения расплава из прибыли для питания усадки отливки // Металлургическая и горнорудная промышленность. -2016.-№1. -с. 48-53.
125. Селиверстов В.Ю., Хрычиков В.Е., Куцова В.З. и др. Особливості структуроутворення литої вуглецевої сталі при газодинамічному впливі// Теория и практика металлургии. 2009. №5-6. С. 80-85.
126. Пройдак Ю.С. Затвердевание прибыли и питание усадки отливок из чугуна с шаровидной формой графита / Пройдак Ю.С., Меньяло Е.В., Хрычиков В.Е. // A collective monograph edited by Jarosiaw Borysa, Rafal Wyczolkowski. Series: Monografie Nr 56. XVII International Scientific Conference New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering.-2016- Czestochowa. - С. 166-169.

127. Вейник А.И. Механизм образования усадочных дефектов в отливке. Сб. «Проблемы теплообмена при литье». Минск, БПИ, 1960, с.88-110.
128. Бакуленко С.Н., Свистунов А.М. Обогрев прибыли слитка индукционными токами. -Сталь, 1957, N 12, с. 1077-1081.
129. Скобло С.Я., Казачков Е.А. Слитки для крупных поковок. -М.: Металлургия, 1973. -248 с.
130. Тягун-Белоус Г.С., Дудко Д.А. Новый способ отливки фасонных изделий и слитков без прибылей с помощью электрошлаковой подпитки. - Автомат. сварка.- 1958.- №8, с. 32-36.
131. Тягун-Белоус Г.С., Дудко Д.А. Электрошлаковый обогрев неплавящимися электродами головной части слитков и фасонных отливок. - Автомат. сварка.- 1958.- №10.- с. 36-43.
132. Явойский В.И., Бектурсунов Ш.Ш., Чернега Д.Ф. и др. Электрошлаковый обогрев и подпитка крупных листовых слитков стали 10Г2СД. - Сталь, 1962, № 7. с. 611-615.
133. Явойский В.И., Бектурсунов Ш.Ш., Чернега Д.Ф. и др. Поведение водорода при электрошлаковом обогреве и подпитке слитков. Изв. вузов. Черная металлургия, 1961, № 9. с. 44-53.
134. Явойский В.И., Бектурсунов Ш.Ш., Дудко Д.А. Влияние электрошлакового обогрева и подпитки на распределение азота, кислорода и неметаллических включений в стальном слитке. -Изв.вузов.Черная металлургия, 1963, № 7. с. 44-51.
135. Медовар Б.И. и др. Электрошлаковая технология за рубежом. -Киев: Наукова думка, 1982, -С. 35-37, 233-245.
136. Электрошлаковый металл. Под ред. Б.Е.Патона, Б.И.Медовара. Киев: Наукова думка, 1981, 680 с.
137. Латаш Ю.В., Воронин А.Е., Николаев В.А. Производство высококачественных крупных кузнечных слитков способом порционной электрошлаковой отливки. - Сталь, 1975, № 1, с.999-1002.

138. Пройдак Ю.С. Разработка эффективной технологии производства колесной стали с использованием методов внепечной обработки спецэлектрметаллургии. Дисс. д.т.н. 1999.- ГМетАУ.- 338с.
139. М.И.Гасик, Ю.С.Пройдак, А.П.Горобец. Электрошлаковый переплав – эффективная технология повышения качества колесного и подшипникового металла. Электрошлаковая технология. Сб.ст. посвященных 30-летию электрошлакового переплава. Под ред. Б.Е.Патона, Б.И.Медовара и др. – К.: Наукова думка. – 1988. – 27-31с.
140. Исследование влияния режимов раскисления флюса при электрошлаковом переплаве на качество углеродистой стали Ю.С.Пройдак, В.И.Ивченко, Е.И.Кадинов и др. Проблемы металлургического производства. - К.: Техніка. 1993. - вып. 109 - 27-30с.
141. Медовар Б.И., Гасик М.И., Пройдак Ю.С. Применение методов спецэлектрметаллургии для повышения качества колесной стали. Материалы научно-технической конференции "Электросталь-97". Системные технологии – 1997.– 7-9с.
142. Ю.С. Пройдак. Свойства колесной стали электрошлакового переплава для железнодорожных колес ответственного назначения. Теория и практика металлургии. -1997. -№ 3–49-52с.
143. Повышение качества колесной стали методами рафинирующих электропереплавов и внепечной обработки. А.И.Козловский, Б.И.Медовар, Ю.С.Пройдак и др. Сталь - 1999, №8, 24-28с.
144. Влияние электрошлакового переплава на качество и свойства колесной стали. М.И. Гасик, Ю.С. Пройдак и др. Проблемы спец. электрметаллургии. – 1986. - №4. – 24-30с.
145. Хрычиков В.Е. Теплофизические процессы направленного затвердевания чугуновых прокатных валков: Дис. ... д-ра техн. наук. - Днепропетровск: ДМетИ, 1993. - 448 с.
146. Иванцов Г.П. К вопросу о возможности «дождя» кристаллов в стальном слитке // Сталь. - 1952. - № 10.

147. Хрычиков В.Е., Меняйло С.В., Пройдак Ю.С. Комбинированный электродуговой – электрошлаковый обогрев прибыли отливок. Praca IV Mięzynarodowa sesija Naukowa “Nowe technologie i osiagniecia w metalurgii i inzynierii materialowej”. Seria Metalurgia, nr 31, Politechnika Gzestochowska, “Wipmifs-Wydawnictwo”.- 2003.- 107-111p.
148. Привилегия, выданная департаментом Торговли и Мануфактур в 1881г. горному инженеру, надворному советнику В.Г. Славянову, на способ электрического уплотнения металлических отливок. № 66. - В кн. Свод привилегий, выданных в России в 1881 г по Департаменту Торговли и Мануфактур на изобретения и усовершенствования, касающиеся технологической промышленности. Спб., 1881. - (прил. к журн. "Зап. императ. рус. техн. об-ва").
149. Нагаевский В.И., Цикуленко А.В., Медовар Б.И. и др. Современные способы улучшения качества стальных слитков и отливок (обзор) - Проблемы специальной электрометаллургии, 1985, № 1, с.7-11.
150. АС №660776. Способ изготовления отливок. Котешов Н.П., Хрычиков В.Е., Козаченко Н.С. и др. Бюллетень №17 от 05.05.1979.
151. АС №660341. Способ отливки валков. Котешов Н.П., Хрычиков В.Е. от 08.01.1979. "Т".
152. АС №740402. Устройство отливки прокатных валков. Котешов Н.П., Кривошеев А.Е., Камкин В.П., Головский Н.П. Бюллетень №6, 1983.
153. АС №1015509. Погружной электронагреватель. Хрычиков В.Е., Головский Л.П., Олейник В.Д., и др. Бюллетень №16, 1983.
154. Хрычиков В.Е. Расчет размеров прибылей валков, отливаемых с электрошлаковым обогревом. Литейное производство.- №5.- 1983.- с. 22.
155. АС №1116730. Устройство для электрошлакового обогрева. Хрычиков В.Е., Головский Л.П., Лушпа А.А., Камкин В.П., Котешов Н.П. "Т", от 01.06.1984.

156. АС № 1254740. Флюс для электрошлакового обогрева прибылей прокатных валков. Хрычиков В.Е. Недосекин А.С. Кириченко Д.В. и др. 1986.
157. Хрычиков В.Е., Меняйло Е.В., Семенова Т.В., Мушенков Ю.А. Оценка методов снижения расхода металла на прибыли отливок. Вісник Донбаської Державної Машинобудівної академії: Зб. Наук. Праць.- 2010.- №3(20).- С. 278-281.
158. Котлярский Ф.М., Борисов Г.П., Белик В.И., Шеневидько Л.К., Вернидуб А.Г. Замена прибылей более легкоплавким инфильтратом. - Процессы литья.-2005.- №1.- с. 56-64.
159. Хрычиков В.Е., Котешов Н.П. Снаговский В.М., Кривошеев А.Е. Зональная ликвация в крупных чугуновых отливках // Литейное производство.-№6.- 1983.- с. 26-28.
160. Ефимов В.А. Влияние некоторых особенностей затвердевания на развитие химической и физической неоднородности сплавов. В сб. «Новое в процессах литья».- Киев.- ИПЛ АН УССР.- 1974.- с. 3-29.
161. Хрычиков В.Е., Котешов Н.П., Камкин В.П., Слюсарь А.Н. Опыт производства валков с электрошлаковым обогревом прибыли // Труды IV респ. н-т. конф. "Механизация и повышение эффективности технологических процессов производства отливок металлургического оборудования".- ДМетИ.- Днепропетровск.- 1986.- с. 220-221.
162. А.С. СССР №1637951. Способ отливки валков с комбинированным электродуговым-электрошлаковым обогревом прибыли. Хрычиков В.Е., Горяной В.М., Камкин В.П., Ушпик И.С. и др. Бюл. №12.- 28.08.1991.
163. Хрычиков В.Е., Котешов Н.П. Влияние комбинированной кокильно-песчаной литейной формы на затвердевание и формирование макроструктуры в крупных отливках из высокопрочного чугуна / Литейное производство.- №12.- 1994.- с. 12.

164. Подгаецкий В.В. Флюсы для механизированных способов сварки, защитные газы и сварочные проволоки сплошного сечения. -Киев: Наукова думка, 1976. -72 с.
165. Шевцов В.Л., Медовар Б.И., Малинский Г.С. и др. Исследование теплопередачи от шлаковой ванны в процессе ЭПШ // Рафинирующие переплавы. Вып.2. -Киев: Наукова думка.- 1975. -С. 18-25.
166. Иванов В.Н. Словарь-справочник по литейному производству. -М.: Машиностроение, 1990.- 384 с.
167. Харлашин П.С., Волошин В.С., Ершов Г.С. и др. Металлургия (проблемы, теория, технология, качество). Учебник.- ПГТУ.- 2004.- 740с.
168. Лесовой В.В., Хрычиков В.Е. Литейное производство – основа ремонтной базы металлургических предприятий Украины / Металлургическая и горнорудная промышленность.- 2001.- №1.- С. 33-36.
169. Теоретические и практические основы проектирования машин непрерывного литья. Монография / А. Г. Журило, Д. Ю. Журило, Ю. В. Моисеев. Харьков.: НТУ «ХПИ», 2013. - 174 с.
170. Величко А.Г., Бойченко Б.М., Низяев К.Г., Стоянов А.Н. Исследование влияния повышения интенсивности продувки в двухванном сталеплавильном агрегате на технологические показатели плавки // Известия ВУЗов. Черная металлургия.-2009.- №4.- с. 58-60.
171. Камкина, Л. В. Величко, А. Г. Использование физико-химического подобия при исследовании и анализе сталеплавильных процессов // Творческое наследие В. Е. Грум-Гржимайло: прошлое, современное состояние, будущее. Сб. докл. межд. научно-практической конф. (27-29 марта 2014 г.). - Екатеринбург : УрФУ, 2014. - Ч. 1. - С. 259-265.
172. Журавлев В.А., Китаев Е.М. Теплофизика формирования непрерывного слитка. - М.: Металлургия, 1974. - 215 с.

173. Щеглов В.М., Ефимов В.А., Осипов В.П. и др. Исследования процесса горения экзотермических смесей. В сб. «Проблемы стального слитка».- №5.- М.- Metallurgia.- 1974, с. 444-447.
174. Ефимов В.А., Ищук Н.Я., Чебуко В.В., Клибус А.В., Гарбуз В.А. и др. Выбор рациональных составов шлаков и экзотермических шлакообразующих смесей для разливки конструкционных мартеновских сталей. В сб. «Проблемы стального слитка».- №6.- М.- Metallurgia, 1976, с.247-252.
175. Исаев Е.И., Баптизманский В.И., Чуванов А.П. и др. Разливка стали сверху с применением экзотермической шлаковой смеси. В сб. «Проблемы стального слитка».- №6.- М.- Metallurgia.- 1976, с. 359-261.
176. Хворинов Н.И. Затвердевание отливок. Пер. с нем. и чешск. М., Иностранная литература.- 1955.- 198 с.
177. Хрычиков В.Е., Меняйло Е.В. Литейное производство черных и цветных металлов / Учеб. пособие. – Изд. 2-ое, испр. и доп. – Днепропетровск: НМетАУ, 2015. – 89 с.
178. Котешов Н.П., Хрычиков В.Е. Инженерные методы расчета, построения и экспериментального исследования температурных полей и напряжений в отливках / Учеб. пос. Днепропетровск.- ГМетАУ.- 1996.- 56с.
179. Селиверстов В.Ю. Теоретические и технологические основы газодинамического воздействия на затвердевающий металл в литейной форме: Дис. д-ра наук: 05.16.04 - 2011.- с. 289.
180. Селиверстов В.Ю., Михайловская Т.В., Доценко Ю.В., Мушенков Ю.А. Влияние газодинамического воздействия на распределение сульфидных включений в цилиндрической отливке из углеродистой стали, затвердевающей в кокиле. Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'- №5.- 2009.- с.40-43.

181. Селівьорстов В.Ю. Дослідження газодинамічного впливу на властивості литої вуглецевої сталі. - Теорія і практика металургії. - №4-5.- 2007.- с. 22-25.
182. 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.
183. Menyailo E. V. Methods of Shrinkage Defects Elimination in the Bottom Necks of Cast Iron Rolls// Metallurgical and Mining Industry. - 2010 - №6 – С. 397-400 (Scopus).
184. Khrychikov V.E. Temperature Patterns and Pouring Limits of High-Strength Cast Iron during Solidification in the Combined Chill-Sandy Mold Box/ Khrychikov V.E., Menyailo E.V.// Metallurgical and Mining Industry. - 2011 - №2 – С. 39-43 (Scopus).
185. Назаратин В.В., Василевский П.Ф. Разработка универсальной кинетической диаграммы п процесса затвердевания стальных отливок // Научная публикация ЦНИИТМАШ. - №182.- М.- 1968 -С. 102-119.
186. Приходько О.Г., Селянин И.Ф., Куценко А.И. Аналитический метод расчета скорости затвердевания отливок в металлической форме / Ползуновский вестник.- Сибирский государственный индустриальный университет.- №2 (ч. 2).- 2005.- с. 18-20.
187. Матвеев С.В. Исследование причин возникновения обратного отбела в отливках из чугуна с целью улучшения их качества. Автореферат дисс. на соискание ученой степени канд. техн. наук по специальности 05.16.04 "Литейное производство".- Государственный технологический университет "Московский институт стали и сплавов".- 2007.- с. 21.
188. Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н. Основы металлографии чугуна. -М.: Металлургия, 1969.-415 с.
189. Хрычиков В.Е., Меняйло Е.В., Мушенков Ю.А., Якимова Д.В. Особенности процесса образования усадочной пористости в бочке



- чугунного прокатного валка // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2012. - № 6. – С. 42-46.
190. Будагьянц Н.А., Карский В.Е., Литые прокатные валки.- М.: *Металлургия*, 1983. - 175 с.
191. Рудницкий Л.С. *Металлургические основы производства чугуновых валков прогрессивных видов: Дис. ... д-ра техн. наук.* -Днепропетровск, 1979.- 496 с.
192. Адамов И.В. *Исследование процессов отливки двухслойных валков высокой твердости из хромоникелевого чугуна: Дис. ... канд. техн. наук.* -Днепропетровск, 1967. - 242 с.
193. Ващенко К.И., Софрони Л. *Магниевый чугун.*- М-К.: Машгиз. Изд. 2, 1960.- 487 с.: ил., табл. – Библиогр.: с. 410-422.
194. *Справочник по изготовлению отливок из высокопрочного чугуна: [Справочник] / А.А. Горшков, М.В. Волощенко, В.В. Дубров и др.*- М.: *Металлургия*, 1961.- 300 с. – Библиогр.: с. 290 – 297.
195. Ильичева Л.В., Попова М.Е. *Образование черных пятен в чугуне с шаровидным графитом и методы борьбы с ними.* – М.: Фил. ВНИТИ, 1957. - 37 с.
196. Меньяло Е.В., Хрычиков В.Е., Семенова Т.В. и др. *Особенности использования лома при производстве отливок из высокопрочного чугуна / *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2009. - № 6. – С. 47-49.*
197. Меньяло Е.В. *Теплофизическая модель ускоренного затвердевания центральных зон отливки // *Процессы литья*. -2012.-№6. -с. 14-21.*
198. Меньяло Е.В. *Физическая модель процесса кристаллизации осевой зоны отливок шаровой, цилиндрической и плоской форм// *Металлургическая и горнорудная промышленность*. -2013.-№4. -С. 36-39.*
199. Хитько А.Ю. *Графитизирующее модифицирование чугуновых прокатных валков в литейной форме. Дисс. на соискание ученой степени канд. техн. наук по специальности 05.16.04 – Литейное*

- производство. - Национальная металлургическая академия Украины.- Днепропетровск.- 2009.- 182 с.
200. Хрычиков В.Е., Хитько А.Ю. Внутриформенное модифицирование чугуна прокатных валков // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2004. - № 1. – С. 73 – 76.
201. Іванова Л.Х. Теоретичні основи та практичні методи одержання литих прокатних валків із комплексномодифікованих чавунів”: Дис. д-ра наук: 05.16.04 - 2007.- с. 452.
202. Репях С.И. Расчет размеров питателей отливок / Репях С.И., Жегур А.А. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2015.-№1. -С. 48-51.
203. Репях С.И., Меняйло Е.В., Пройдак Ю.С., Хрычиков В.Е. К вопросу образования горячих трещин в литых изделиях и сварных швах // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2014.-№3. -С. 37-41.
204. Меняйло Е.В., Пройдак Ю.С., Репях С.И., Хрычиков В.Е. Влияние макроструктуры сплавов на их прочность и пластические свойства // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2014.-№4. - С. 22-27.
205. Производство высокотемпературных литых лопаток авиационных ГТД / Под ред. С.И.Яцыка. – М.: Машиностроение, 1995. – 256 с.
206. Рыжиков А.А., Тимофеев Г.И., Лебедев П.В. Свойства отливок с волокнистой структурой. / В сб. Основы образования литейных сплавов. Труды XIV Совещания по теории литейных процессов. – М.: Наука, 1970. – С. 97–98.
207. Кишкин С.Т. Строганов Г.Б., Логунов А.В. и др. Направленная кристаллизация жаропрочных сплавов – Литейное производство, 1984. – №4. – С. 17–19.

208. Никишин В.А. Производство точнолитых деталей из жаропрочных сплавов с гранулярной структурой / В.А. Никишин, А.А. Федосов, М.В. Чумаков и др. - Литейное производство, 2003. – №1 – С. 9-13.
209. Калинин В.Т. Научные основы прогрессивных технологий модифицирования и легирования чугунов для отливок металлургического оборудования. Дис. ... д.т.н. Специальность 05.16.04 – Литейное пр-во. Днепропетровск.- 2005.- 399 с.
210. Калинин В.Т., Хрычиков В.Е., Кривошеев В.А., Меняйло Е.В. Теория и практика модифицирования чугуна ультра- и нанодисперсными материалами / Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2010. - № 5. – С. 41-45.
211. Влас М.И., Калинин В.Т., Хрычиков В.Е., Кривошеев В.А., Меняйло Е.В. Модифицирование износостойких чугунов ультра- и нанодисперсными материалами / Системні технології. Регіональний міжвузівський збірник наукових праць.-Випуск №1(66).- Дніпропетровськ, 2010.- С. 170-180.
212. Хрычиков В.Е., Калинин В.Т., Сусло Н.В., Кривошеев В.А., Меняйло Е.В. Повышение стойкости чугунных мелющих шаров при вводе в расплав брикетированных модификаторов / Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2016. - № 1. – С. 53-56.
213. Меняйло Е.В. Инженерная методика расчета рациональной продолжительности обогрева прибылей чугунных прокатных валков // Металлургическая и горнорудная промышленность. -2014-№5 -С. 17-21.
214. Меняйло Е.В., Пройдак Ю.С., Хрычиков В.Е. Расчет рациональной продолжительности комбинированного электродугового-электрошлакового обогрева прибыли прокатного валка из заэвтектоидной стали 150ХНМ. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2016.-№5. -С. 40-42.

215. Меняйло Е.В. Особенности процесса затвердевания чугуновых прокатных валков соотношением диаметров бочки и шеек более двух // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2011. - № 6. – С. 22-25.
216. Меняйло Е.В. Методы устранения усадочных дефектов в нижних шейках чугуновых прокатных валков // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2010.-№6. -С. 44-46.
217. Меняйло Е.В. Критерии оценки формирования усадочной раковины и пористости в нижней шейке чугунового прокатного вала // *Теория и практика металлургии*.-2010.-№5-6. -С. 91-94.
218. Патент України на винахід №113331 Спосіб лиття прокатних валків // Хричиков В.Є., Білий О.П., Меняйло О.В., Іванова Л.Х., Осипенко І.О. Заявл. №а201503784 від 21.04.2016; опубл. 10.01.2017, Бюл. № 1.
219. Меняйло Е.В., Хрычиков В.Е., Семенова Т.В., Меняйло С.В., Мушенков Ю.А. Особенности использования лома при производстве отливок из высокопрочного чугуна // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2009. - № 6. – С. 47-49.
220. Хрычиков В.Е., Белый А.П., Меняйло Е.В., Маркелова Д.В. Адаптация модели LVMFLOV к процессу затвердевания чугунового прокатного вала / *Вісник Донбаської держаної машинобудівної академії*. -2011, №4.- с. 160-163.
221. Меняйло Е.В. Инженерная методика расчета продолжительности питания усадки чугуновых прокатных валков // *Процессы и технологии литья*. - Коллективная монография - 2015-С. 106-135.
222. Меняйло Е.В., Пройдак Ю.С., Хричиков В.Е. К расчету продолжительности питания усадки отливок из высокопрочного чугуна // *Литейное производство*.- №2.- 2016.- с. 18-19.
223. Хрычиков В.Е. Границы выливания в отливках из высокопрочного чугуна, затвердевающего в кокильно-песчаной форме / Хрычиков В.Е., Меняйло Е.В. // *Перспективные технологии, материалы и оборудо-*

- вание в литейном производстве. Материалы II международной научно-технической конференции. –Краматорск.- 9-12 сентября 2009. – С. 188.
224. Хрычиков В.Е. Влияние температуры заливки и теплоты фазового перегрева на затвердевание чугуновых отливок / Хрычиков В.Е., Меняйло Е.В. // Материалы VI международной научно-практической выставки-конференции «Литье 2010». –Запорожье.- 21-23 апреля 2010. – С. 95-97.
- 225.Хрычиков В.Е. Особенности изменения изотерм и изохрон при выливании высокопрочного чугуна из кокиля / Хрычиков В.Е., Меняйло Е.В., Щеглова И.С., Колодяжная Л.Ю. // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве. Материалы IV международной научно-технической конференции. – Краматорск.- 30 сентября -4 октября 2013. – С. 233-234.
226. Хрычиков В.Е. Особенности питания усадки при доливке чугуна в прибыль прокатного вала/ Хрычиков В.Е., Меняйло Е.В., Семенова Т.В.// Материалы VIII международной научно-практической выставки-конференции «Литье 2012». –Запорожье.- 22-25 мая 2012. – том 1.-С. 261-263.
227. Хрычиков В.Е. Границы выливания высокопрочного чугуна в комбинированных кокильной и песчано-глинистой формах / Хрычиков В.Е., Меняйло Е.В., Семенова Т.В., Мушенков Ю.А. // Материалы IX международной научно-практической выставки-конференции «Литье 2013». –Запорожье.- 21-23 мая 2013. – том 1.- С. 211-212.
- 228.Меняйло Е.В. Инженерная методика расчета продолжительности обогрева прибылей чугуновых прокатных валков / Материалы XI международной научно-практической выставки-конференции «Литье 2015». –Запорожье.- 26-28 мая 2015. – С.185-186.
229. Меняйло Е.В. Инженерная методика расчета продолжительности питания усадки отливок из высокопрочного чугуна / Меняйло Е.В., Пройдак Ю.С., Хрычиков В.Е. // Перспективные технологии,

- материалы и оборудование в литейном производстве. Материалы V международной научно-технической конференции. –Краматорск.- 21-25 сентября 2015. – С.123.
230. Меняйло Е.В. Формирование структур центральных зон отливок из Fe-C сплавов шаровой, цилиндрической и плоской формы / Материалы XII международной научно-практической выставки-конференции «Литье 2016». –Запорожье.- 24-26 мая 2016. – С.151-163.
231. Меняйло Е.В. Инженерная методика расчета продолжительности затвердевания двухфазной зоны в отливках из Fe-C сплавов / Новые материалы и технологии в машиностроении. Материалы VIII международной научно-технической конференции. –Киев.- 30-31 мая 2016. – С.103-104.
232. Хрычиков В.Е. Влияние температуры заливки и скрытой теплоты кристаллизации на затвердевание чугуновых отливок / Хрычиков В.Е., Меняйло Е.В. // Промышленный инвестиционный форум. VII международная научно-практическая конференция «Литье 2011», 17-21 мая 2011, Запорожье, Козак-Палац, том 1.- С. 209-210).
233. Меняйло Е.В. Влияние времени выдержки чугуна после модифицирования на образование шаровидного графита // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве. Материалы IV международной научно-технической конференции. – Краматорск.- 30 сентября - 4 октября 2013. – С. 233-234.
234. 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, 2010, Vol. 2, No. 5. p. 341-347 (Scopus).
235. E.V. Menyailo /Ph.D. (Eng.)/, V.E. Khrychikov /D.Sc. (Eng.)/, T. V. Semenova /Ph.D. (Econ.)/, Yu. A. Mushenkov /Ph.D. (Phys.&Math.)/, S.V. Menyailo. The Features of Using Recycled Material Scrap in Manufacture

- of High-Strength Cast-Iron Castings // Metallurgical and Mining Industry, 2009. No. 1. p. 25-28 (Scopus).
236. Меньяйло Е.В. Определение продолжительности питания из прибыли усадки массивных отливок // *Металл и литье Украины*. - 2017. - №2-3. - С. 23-26.
237. Пройдак Ю.С. Температурно-временные режимы питания усадки массивных стальных отливок / Пройдак Ю.С., Меньяйло Е.В., Хрычиков В.Е. // A collective monograph edited by Jarosiaw Boryca, Dorota Musiai. Series: Monografie Nr 68. LXVIII International Scientific Conference New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering. - 2017 - Czestochowa. - С. 65-69.
238. Кривошеев В.А. Технологические особенности производства отливок металлургического назначения повышенной эксплуатационной стойкости использованием рафинированного доменного чугуна и наномодификаторов / Калинин В.Т., Меньяйло Е.В., Хрычиков В.Е. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2017. - №3. - С. 37-42.
239. Меньяйло Е.В. Влияние процессов затвердевания центральной зоны отливки на формирование усадочной пористости / Меньяйло Е.В., Пройдак Ю.С., Хрычиков В.Е. // *Теплотехника, энергетика и экология в металлургии. Коллективная монография*. - Днепро. - 2017 - С. 232-235.
240. Хрычиков В.Е. Влияние регулируемого охлаждения в литейной форме на остаточные напряжения в сортопрокатных валках из отбеленного чугуна / Хрычиков В.Е., Белый А.П., Иванова Л.Х., Осипенко И.А., Меньяйло Е.В. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2017. - №2. - С. 28-30.
241. Хрычиков В.Е. Исследование результативности питания усадки массивных прокатных валков методом доливки расплава в прибыль / Хрычиков В.Е., Меньяйло Е.В., Пройдак Ю.С. // *Материалы XIII*

- международной научно-практической выставки-конференции «Литье 2017». – Запорожье.-23-25 мая 2017. - С. 198-200.
- 242.Пройдак Ю.С. Влияние электрошлакового обогрева на питание усадки чугуновых прокатных валков / Пройдак Ю.С., Меньяйло Е.В., Хрычиков В.Е. //Материалы XIII международной научно-практической выставки-конференции.-Запорожье. - 23-25 мая 2017.-С. 230-233.
243. Меньяйло Е.В. Исследование процесса затвердевания и образования усадочных дефектов в прокатном валке из высокопрочного чугуна/ Меньяйло Е.В., Хрычиков В.Е. // Новые материалы и технологии в машиностроении. Материалы IX международной научно-технической конференции. –Киев.- 30-31 мая 2017. – С.118-119.
244. Меньяйло Е.В. Рациональная продолжительность комбинированного электродугового-электрошлакового обогрева прибылей слитков/ Меньяйло Е.В., Хрычиков В.Е. // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве. Материалы VI международной научно-технической конференции. –Краматорск.- 25-28 сентября 2017. – С. 91-92.
245. Патент України на корисну модель № 46128 U 2009 06107. Спосіб отримання виливків // Селівьорстов В.Ю., Хричиков В.Є., Куцова В.З., Меньяйло О.В., Савега Д.О. Заявл. 10.12.2009, опубл. 10.12.2009. Бюл. № 23, 2009 р.
246. Патент України на корисну модель № 91943 U 2009 06145. Пристрій для одержання виливків // Селівьорстов В.Ю., Хричиков В.Є., Куцова В.З., Меньяйло О.В. Заявл. 15.06.2009, опубл. 10.09.2010. Бюл. № 17, 2010 р.
247. Меньяйло Е.В. Влияние выделения скрытой теплоты кристаллизации на процесс затвердевания отливки в комбинированной кокильно-песчаной форме / Меньяйло Е.В., Пройдак Ю.С., Хрычиков В.Е. // Литье. Metallurgy. 2018. Материалы XIV Международной научно-



- практической конференции. (22-24 мая 2018г., г. Запорожье) / Под общ. Ред. Пономаренко О.И.- Запорожье, ЗТПП.- с. 194-195.
248. Богуслаев В.О., Качан О.Я., Калініна Н.Є., Мозговий В.Ф., Калінін В.Т. Авіаційно-космічні матеріали та технології. Підручник (затверджено Міносвіти і науки України №1.4/18-Г-1117 від 19.05.2008).- Запоріжжя: Вид-во ВАТ "Мотор Січ".- 2009.- 383с.
249. Богуслаев В.О., Качан О.Я., Калініна Н.Є., Мозговий В.Ф., Калінін В.Т. Наноматеріали і нанотехнології. Підручник (затверджено Міносвіти і науки України №1/11-15966 від 22.10.2015).- Запоріжжя: Вид-во АТ "Мотор Січ".- 2015.- 202с.
250. Меньяйло О.В. Попередження утворення гарячих тріщин у поверхневому шарі чавунних прокатних валків / Проїдак Ю.С., Хричиков В.Є. // Литво. Металургія. 2019: Матеріали XV Міжнародної науково-практичної конференції. (21-23 травня 2019 р., м. Запоріжжя). ЗНТУ.- с. 148-150
251. Меньяйло О.В. Дослідження кінетики живлення усадки чавунних валків масою 8860 кг із високоміцного чавуну / Меньяйло О.В., Проїдак Ю.С., Хричиков В.Є. // Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві: матеріали VII Міжнародної науково-технічної конференції, 15–18 жовтня 2019 р. / під. ред. А.М. Фесенка, М.А. Турчаніна. – Краматорськ: ДДМА, 2019. – С. 147.
252. Кривошеев В.А.. Комплексная технология получения качественных отливок машиностроительного и металлургического назначения/ Кривошеев В.А., Калинин В.Т., Меньяйло Е.В., Селиверстов В.Ю., Доценко Ю.В., Мусиенко И.О., Фролов Э.А. // Процессы литья. –2019. –№2. с 65-71.

## Додаток А

Електрошлаковий обігрів надливу прокатного валка масою 18 т з підключенням електричного струму другої фази до сифонної литникової системи

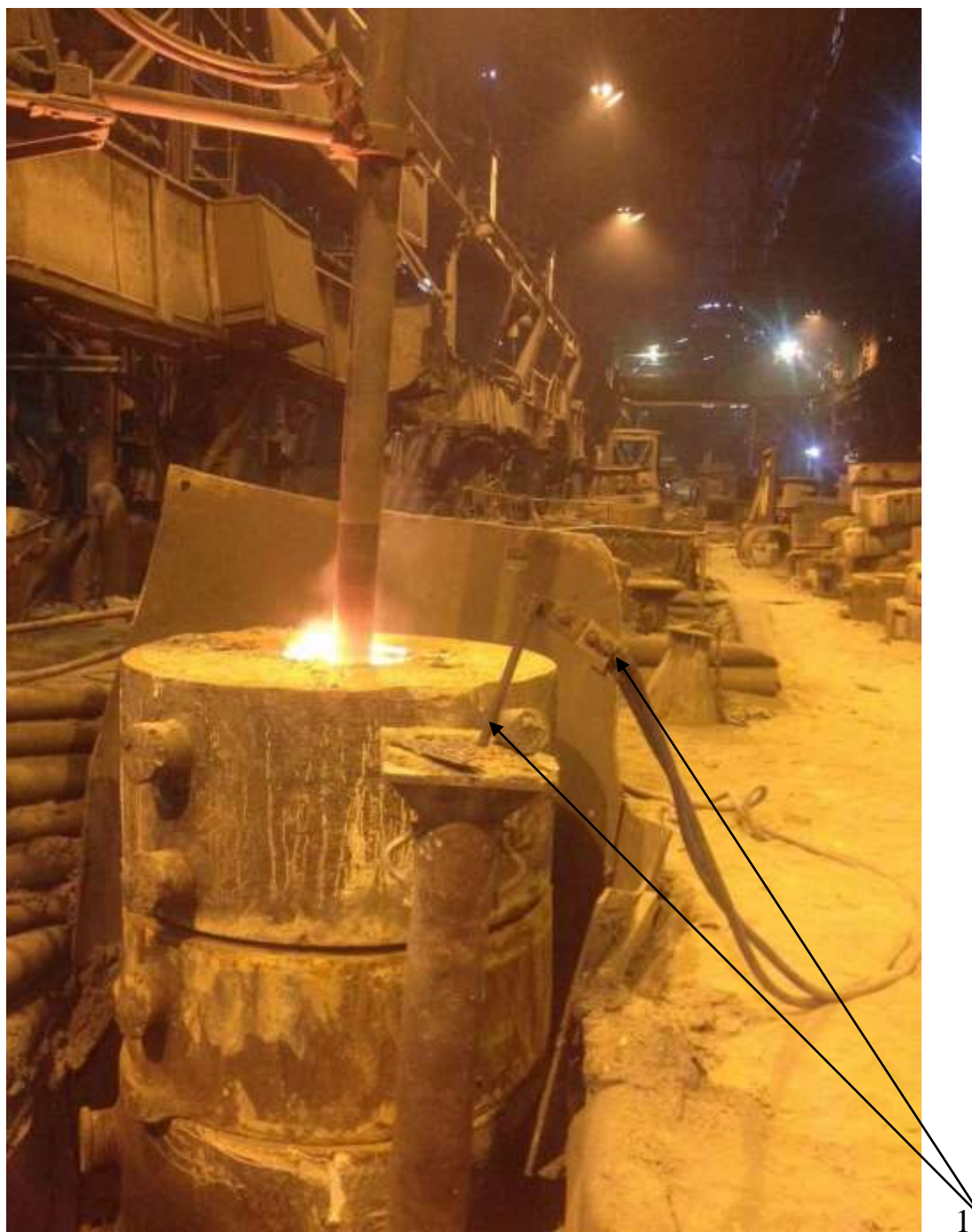


Рисунок А – Електрошлаковий обігрів надливу прокатного валка масою 18 т електродом  $\varnothing 150$  мм з підключенням електричного струму другої фази (1) до сифонної литникової системи

**Додаток Б**  
**Вихідні дані і сіткова область для розрахунку затвердіння нижній шийки**  
**валка з зовнішнім чавунним холодильником**

```

KN=5;           - КОЛИЧЕСТВО ОБЛАСТЕЙ
28E0 25E0 20E0 36E0 0.90 0 0 0 - LAMBDA
750 750 837 500 1080 0 0 0 - CC
7200 7100 7000 7300 1650 0 0 0 - RO
LG=5E-2, LAK=2E-1 ,XK= 7E-4 ;
TL=1220, TS=1125, T6=760 , T7=840 , T33=1320, TO=90 ;
XA1=247E3, XA2=300E3, XA7=140E3;
KE1=0.70 , KE2=0.10 ,KE3=0.20; KE1+KE2+KE3=1 !
TE1=20 , TE2=65 ,TE3=20 ; TE1+TE2+TE3=TL-TS !
Q=15E3, TAUN=50; Q=10E3, TAUN=51-80; Q=5E3, TAUN=81-180;
Q-[ВАТТ] TAUN -[МИН]
R=4050E-4, ZO=3050E-3,DT=5 ;

33333333555555544 41
33333333555555544 40
33333333555555544 39
33333333555555544 38
33333333555555544 37
33333333555555544 36
33333333555555544 35
33333333555555544 34
33333333555555544 33
33333333555555544 32
33333333555555544 31
3333333355544444444444444444 30
3333333355544444444444444444 29
3333333355544444444444444444 28
3333333355544444444444444444 27
3333333355544444444444444444 26
3333333355444444444444444444 25
3333333333444444444444444444 24
3333333333444444444444444444 23
3333333333444444444444444444 22
3333333333444444444444444444 21
3333333333444444444444444444 20
3333333333444444444444444444 19
3333333333444444444444444444 18
3333333333444444444444444444 17
3333333333444444444444444444 16
3333333333444444444444444444 15
3333333333444444444444444444 14
33333333334455555444 13
33333333445555544 12
33333333445555544 11
33333333445555544 10
33333333445555544 9
33333333445555544 8
33333333445555544 7
33333333445555544 6
33333333445555544 5
33333333445555544 4
55555555555555544 3
55555555555555544 2
55555555555555544 1
//

```

ОБОЗНАЧЕНИЯ

1 (+) - ЗАТВЕРДЕВШИЙ МЕТАЛЛ  
2 (\$) - ДВУХФАЗНАЯ ЗОНА  
3 (.) - ЖИДКИЙ МЕТАЛЛ  
4 (/) - КОКИЛЬ  
5 (\*) - ФОРМОВОЧНАЯ СМЕСЬ  
6 (-) -  
7 (: ) -  
8 (" ) -  
9 - ПУСТЫЕ ОБЪЕМЫ ВНУТРИ  
ФОРМЫ  
0 - ПУСТАЯ ОБЛАСТЬ

Додаток Б. – Початкові дані і сіткова зона для розрахунку твердіння валка із зовнішнім холодильником (44 – крок по горизонталі 9, 10, по висоті 4–13) у нижній шийці і регульованим режимом обігріву  $Q=15$  кВт,  $\tau=1-50$  хв;  $Q=10$  кВт,  $\tau=51-80$  хв;  $Q=5$  кВт,  $\tau=81-180$  хв:

3 – рідкий метал, 4 – чавунний кокіль, 5 – формувальна суміш, TAUN – тривалість обігріву, хв; DT – крок часу розрахунку, с; KN – кількість областей розрахунку

## Додаток В

Вихідні дані і сіткова область для розрахунку затвердіння сталевого злитка масою 3000 кг без обігріву і з регульованим режимом обігріву дзеркала металу надливу

KN=5; - КОЛИЧЕСТВО ОБЛАСТЕЙ  
 55E0 25E0 23E0 36E0 0.93 0 0 0 - LAMBDA  
 753 900 920 500 1046 0 0 0 - CC  
 7500 7100 7000 7300 1800 0 0 0 - RO  
 LG=5E-2, LAK=2E-1 ,XK=0,00E-0 ;  
 TL=1505, TS=1460, T6=760 , T7=780 , T33=1540, TO=90 ;  
 XA1=259E3, XA2=259E3, XA7=140E3;  
 KE1=0.20 , KE2=0.20 ,KE3=0.60; KE1+KE2+KE3=1 !  
 TE1=10 , TE2=20 ,TE3=15 ; TE1+TE2+TE3=TL-TS !  
 Q = 00E3 , TAUN=00 ; Q = 00E3 , TAUN=00 ;Q -[ВАТТ] TAUN -[МИН]  
 R=5000E-4, ZO=2399E-3,DT=5 ;

3333333334444	41	
3333333335544	40	ОБОЗНАЧЕНИЯ
33333333335544 4	39	
333333333355444444	38	1 (+) - ЗАТВЕРДЕВШИЙ МЕТАЛЛ
333333333335544 4	37	2 (\$) - ДВУХФАЗНЯ ЗОНА
333333333335544	36	3 (.) - ЖИДКИЙ МЕТАЛЛ
333333333335544	35	4 (/) - КОКИЛЬ
3333333333344444444	34	5 (*) - ШАМОТ
3333333333344444 4	33	6 (-) -
3333333333344444	32	7 (: ) -
3333333333344444	31	8 (" ) -
3333333333344444	30	9 - ПУСТЫЕ ОБЪЕМЫ ВНУТРИ
3333333333344444	29	ФОРМЫ
3333333333344444	28	0 - ПУСТАЯ ОБЛАСТЬ
3333333333344444	27	
333333333334444	26	
333333333334444	25	
333333333334444	24	
333333333334444	23	
333333333334444	22	
333333333334444	21	
333333333334444	20	
333333333334444	19	
333333333334444	18	
333333333334444	17	
333333333334444	16	
333333333334444	15	
333333333334444	14	
333333333334444	13	
333333333334444	12	
333333333334444	11	
333333333334444	10	
333333333334444	9	
333333333334444	8	
333333333334444	7	
333333333334444 4	6	
33333333344444444444	5	
3333334444444444 4	4	
3333444444444444	3	
3344444444444444	2	
3344444444444444	1	
//		

Рисунок В.1 – Вихідні дані і сіткова область для розрахунку затвердіння сталевого злитка масою 3000 кг: 3 – рідкий метал, 4 – чавунний кокіль, 5 – шамот, DT – крок розрахунку, с; KN – кількість областей розрахунку

```

KN=5;          - КОЛИЧЕСТВО ОБЛАСТЕЙ
55E0 25E0 23E0 36E0 0.93 0 0 0 - LAMBDA
753 900 920 500 1046 0 0 0 - CC
7500 7100 7000 7300 1800 0 0 0 - RO
LG=5E-2, LAK=2E-1 ,XK=0,00E-0 ;
TL=1505, TS=1460, T6=760 , T7=780 , T33=1540, TO=90 ;
XA1=259E3, XA2=259E3, XA7=140E3;
KE1=0.20 , KE2=0.20 ,KE3=0.60;      KE1+KE2+KE3=1      !
TE1=10 , TE2=20 ,TE3=15 ;          TE1+TE2+TE3=TL-TS !
Q = 65E3 , TAUN=30 ; Q = 50E3 , TAUN=75 ;Q -[ВАТТ]      TAUN -[МИН]
R=5000E-4, ZO=2399E-3,DT=5 ;

```

```

3333333334444      41
3333333335444      40
3333333333544      4      39
33333333335444444      38
33333333333544      4      37
33333333333544      36
33333333333544      35
3333333333344444444      34
3333333333344444      4      33
3333333333344444      32
3333333333344444      31
3333333333344444      30
3333333333344444      29
3333333333344444      28
3333333333344444      27
333333333334444      26
333333333334444      25
333333333334444      24
333333333334444      23
333333333334444      22
333333333334444      21
333333333334444      20
333333333334444      19
333333333334444      18
333333333334444      17
333333333334444      16
333333333334444      15
333333333334444      14
333333333334444      13
333333333334444      12
333333333334444      11
333333333334444      10
333333333334444      9
333333333334444      8
333333333334444      7
3333333333344444      4      6
333333333444444444444      5
3333334444444444444      4      4
3333444444444444444      3
3344444444444444444      2
3344444444444444444      1
//

```

ОБОЗНАЧЕНИЯ

1 (+) - ЗАТВЕРДЕВШИЙ МЕТАЛЛ

2 (\$) - ДВУХФАЗНЯ ЗОНА

3 (.) - ЖИДКИЙ МЕТАЛЛ

4 (/) - КОКИЛЬ

5 (\*) - ШАМОТ

6 (-) -

7 (: ) -

8 (") -

9 - ПУСТЫЕ ОБЪЕМЫ ВНУТРИ  
ФОРМЫ

0 - ПУСТАЯ ОБЛАСТЬ

Рисунок В.2 – Вихідні дані і сіткова область для розрахунку затвердіння сталевого злитка масою 3000 кг з регульованим режимом обігріву  $Q=65$  кВт,  $\tau=1-30$  хв;  $Q=50$  кВт,  $\tau=31-75$  хв: TAUN – тривалість обігріву, хв; 3 – рідкий метал, 4 – чавунний кокиль, 5 – шамот, DT – крок розрахунку, с; KN – кількість областей розрахунку

Додаток Г  
Основні етапи введення графітізуючого модифікатора у валок після  
твердіння робочого шару у бочці



а



б



в



г



д

а – загальний вигляд сталевго прута, довкола якого намотаний алюмінієвий дріт масою 0,587 кг; б – Г-образний важіль із сталевго прута перед введенням в виливок в розрахований час; в – занурення пристрою в осьову зону виливка; г – опускання пристрою в нижню шийку валка; д – поступальна хода пристрою вгору і вниз

Рисунок Г – Основні етапи введення графітізуючого модифікатора у валок після твердіння робочого шару у бочці



внедрения результатов диссертационной работы докторанта кафедры  
 литейного производства Меньяло Елены Валерьевны

Комиссия в составе начальника производственно-технологического отдела Куркостриги И.А., начальника ЦЗЛ Осадчук А.Б., начальника вальцелитейного цеха Бойко Л.Г. и представителей Национальной металлургической академии Украины (НМетАУ) заведующего кафедрой литейного производства Хрычкова В.Е. и доцента Меньяло Е.В. составили настоящий акт о том, что в условиях вальцелитейного цеха были проведены опытно-промышленные испытания скорректированной технологии комбинированного электродугового-электрошлакового обогрева прибылей чугунных прокатных валков. Установлено, что предложенные НМетАУ режимы ЭШО позволили уменьшить продолжительность обогрева практически в 2 раза без снижения качества отливки. В действующую технологическую инструкцию по эксплуатации установки комбинированного электродугового-электрошлакового обогрева (ЭШО) валков ТИ-00187375-Л-91-2011 вместо таблицы 3 добавлены пункты:

3.2.23. Продолжительность ЭШО прибыли ( $\tau_{\text{пр}}$  в минутах) рассчитать по формуле:

$$\tau_{\text{пр}} = D^2 \cdot 10^{-3},$$

где  $D$  - диаметр верхней шейки с учетом припусков на механическую обработку и усадку (мм).

Например, для диаметра верхней шейки 362 мм продолжительность ЭШО составит  $\tau_{\text{пр}} = (362)^2 : 1000 \approx 131$  мин.

3.2.25. После отключения электрошлакового обогрева и подъема электродов вверх, зеркало шлаковой ванны необходимо засыпать сухим песком (пылевидными отходами формовочной смеси, которые идут в отвал) на высоту ~1,0-1,5 см.


Пункт 3.2.15 представлен в редакции:

3.2.15. Мощность обогрева (силу тока и напряжение) уменьшить на ~30% для валков массой до 10 т через 1 час 30 мин, для валков массой более 10 т - через 2 часа.

Внесенные изменения внедрены в условиях вальцелитейного цеха при производстве чугуновых прокатных валков, прибыли которых обогревают по технологии ЭШО.

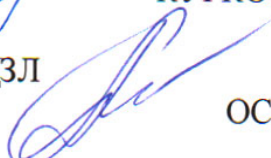
От ДЗПВ

Начальник производственно-технологического отдела



КУРКОСТРИГА И.А.

Начальник ЦЗЛ



ОСАДЧУК А.Б.

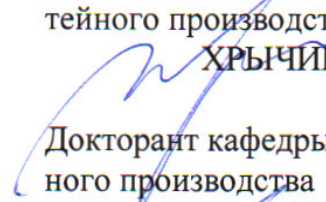
Начальник вальцелитейного цеха



БОЙКО Л.Г.

От НМетАУ

Заведующий кафедрой литейного производства



ХРЫЧИКОВ В.Е.

Докторант кафедры литейного производства



МЕНЯЙЛО Е.В.



"УТВЕРЖДАЮ"  
 Председатель правления ПАО  
 «Днепропетровский завод  
 прокатных валков»  
 С.А. ТОРОХТЕЙ  
 "18" 11. 2016г.

АКТ

внедрения результатов диссертационной работы доцента кафедры литейного  
 производства Национальной металлургической академии Украины  
 Меньяло Е.В.

Комиссия в составе главного металлурга Эпштейна К.Э., начальника вальцелитейного цеха Чорного В.Л., начальника ЦЗЛ Осадчук А.Б., проректора по научной работе Национальной металлургической академии Украины Пройдака Ю.С. и доцента Меньяло Е.В. составили настоящий акт о том, что в вальцелитейном цехе при освоении технологии производства прокатных валков из заэвтектоидной стали 150ХНМ успешно опробованы и внедрены рекомендации по режимам комбинированного электродугового-электрошлакового обогрева (ЭШО) прибыли. Продолжительность первого этапа обогрева, при котором сила тока и напряжение максимальны, составила 53 минуты, а общая продолжительность ЭШО - 1 час 47 минут.

Согласно ранее принятым режимам продолжительность ЭШО валков массой до 10 т составляла 5 часов, так что предложение Е.В. Меньяло позволило сократить продолжительность обогрева на 3 часа 13 минут. На торцах верхних шеек валков после удаления прибыли усадочные дефекты отсутствовали, что подтвердила последующая ультразвуковая дефектоскопия, проведенная ЦЗЛ ДЗПВ.

От ПАО "ДЗПВ"

К.Э. Эпштейн

В.Л. Чорный

А.Б. Осадчук

От НМетАУ

Ю.С. Пройдак

Е.В. Меньяло

"УТВЕРЖДАЮ"  
 Председатель правления ПАО  
 «Днепропетровский завод  
 прокатных валков»  
 С.А. ТОРОХТЕЙ

"20" 03 2017г.

АКТ

принятия к разработке и последующему внедрению результатов диссертационной работы доцента кафедры литейного производства Национальной металлургической академии Украины Меньяло Е.В.

Комиссия в составе главного металлурга Эпштейна К.Э., начальника вальцелитейного цеха Чорного В.Л., начальника ЦЗЛ Осадчук А.Б., проректора по научной работе Национальной металлургической академии Украины Пройдака Ю.С. и доцента Меньяло Е.В. составили настоящий акт о том, что в связи с расширением номенклатуры производства валков и видов сплавов невозможно точно рассчитать продолжительность электродугового-электрошлакового обогрева (ЭШО) прибыли из-за отсутствия данных о объемной усадке новых сплавов.

Меньяло Е.В. предложена схема технологического процесса определения продолжительности ЭШО по показателю кинетики усадки расплава в прибыли - при отсутствии перемещения электрода в отливку обогрев прекращают. Для фиксирования перемещения электрода вверх или вниз на установках, работающих в вальцелитейном цехе, не требуется больших затрат. Поэтому рекомендации приняты к разработке и последующему внедрению в условиях ПАО "ДЗПВ".

От ПАО "ДЗПВ"

К.Э. Эпштейн

В.Л. Чорный

А.Б. Осадчук

От НМетАУ

Ю.С. Пройдак

Е.В. Меньяло



"Затверджую"  
Перший проректор  
Національної металургійної академії  
України  
— В.П. ІВАЩЕНКО

"23" 01 2020р

АКТ

про впровадження в навчальний процес  
результатів дисертаційної роботи доцента Меньяло О.В.  
«Наукові і технологічні основи процесів спрямованого твердіння  
масивних виливків із залізвуглецевих сплавів у комбінованих  
кокільно-піщаних формах»

Комісія у складі декана електрометалургійного факультету (ЕМФ), проф., д.т.н. Селівьорстова В.Ю., начальника навчального відділу Пульпінського В.Б. та вченого секретаря кафедри ливарного виробництва, старшого викладача Осіпенко І.О. склали акт о том, що в учбовому процесі студенти використовують 4 практичні роботи, які розроблені Меньяло О.В. одноосібно - «Визначення тривалості твердіння бочки прокатного валку з чавуну», «Розрахунок тривалості затвердіння сталевих виливків, що охолоджуються у чавунному кокільно-циліндричній, кульовій та плоскій формі», «Визначення тривалості твердіння бочки прокатного валку з заевтектоїдної сталі 150ХНМ», «Визначення тривалості твердіння виливків у комбінованих кокільно-піщаних ливарних формах» та одна в співавторстві «Розробка технології графітізуючого модифікування чавуну у ливарній формі».

Кафедра ливарного виробництва при викладанні дисципліни «Ливарне виробництво» використовує навчальний посібник авторів: Хричиков В.Є., Меньяло О.В. Ливарне виробництво чорних і кольорових металів / Навч. посібник. – Видання друге, доопрацьоване. Рекомендовано Міністерством освіти і науки України як навчальний посібник для студентів вищих навчальних закладів (лист № 1/11-5831 від 18.04.2014) - Дніпропетровськ: НМетАУ, 2015. – 89с.

Декан ЕМФ

В.Ю. Селівьорстов

Начальник навчального відділу

В.Б. Пульпінський

Вчений секретар кафедри ливарного  
виробництва

І.О. Осіпенко

## ДОДАТОК И

Розрахунок потенційного економічного ефекту  
від впровадження результатів дисертаційної роботи  
на ПАТ "Дніпропетровський завод прокатних валків"

Економічна ефективність ЕДЕШО і ЕШО зростає із збільшенням вартості електроенергії. Це обумовлено тим, що для живлення усадки методом періодичної доливки у надлив перегрітого металу необхідно мати додаткову індукційну піч, у якій шихту необхідно нагріти з температури навколишнього середовища до рідкого стану, і екзотермічну суміш, а ЕШО забезпечує лише підтримку металеві ванни в рідкому стані при регульованій температурі  $\approx 1550$  °С.

Розрахунок потенційного економічного ефекту виконували на прикладі валків з високоміцного чавуну масою чистовою 11,778 т, чорною - 17,6 т, діаметром бочки (чорновий) - 1020 мм, надливу - 472 мм (креслення УРБС КО-450, валки №36068, плавка 6 -81, 24.09.2016 р; №35568, плавка 6-34, 18.08.2016т; №, 35928, плавка 6-68, 15.09.2016 р для ОАО "ЧМК"). Висота надливу становила 913 мм.

Розрахунок економії по основним технологічним переділах:

1. Відповідно до раніше діючої технологією валок масою понад 10 т обігрівали протягом 7 годин при силі струму 1400 А, напрузі 45 В, а загальна витрата електричної енергії складала:

$$Q = 1400 \cdot 45 \cdot 7 = 441000 \text{ Вт} \cdot \text{ч} = 441 \text{ кВт} \cdot \text{ч}$$

2. Відповідно до розробленої технологією загальна тривалість обігріву надливу валка ( $\tau$ , хв) складає:

$$\tau_{\text{ПР}} = D^2 \cdot 10^{-3} = (472 \text{ мм})^2 \cdot 10^{-3} = 223 \text{ хв} \approx 3,7 \text{ годин}$$

2.1 Тривалість першого етапу обігріву при максимальній потужності складає:

$$\tau_{\text{ПР1}} = 0,17 \cdot 10^{-3} \cdot D_B^2 = 0,17 \cdot 10^{-3} \cdot (1020 \text{ мм})^2 \approx 177 \text{ хв} \approx 2,95 \text{ години}$$

2.2 Тривалість другого етапу обігріву при мінімальній потужності складає:

$$3,7 - 2,95 = 0,75 \text{ годин}$$

2.3 Споживання електроенергії на першого етапу обігріву при максимальній потужності складає:

$$Q = 1400 \cdot 45 \cdot 2,95 = 185850 \text{ Вт}\cdot\text{г} = 185,85 \text{ кВт}\cdot\text{г}$$

2.4 Споживання електроенергії (Q, кВт·год) на другому етапі обігріву при мінімальній потужності (струм 750 А, напруга 40 В) складає:

$$Q = 750 \cdot 40 \cdot 0,75 = 22500 \text{ Вт}\cdot\text{г} = 22,5 \text{ кВт}\cdot\text{г}$$

2.5 Загальне споживання електричної енергії для ЕШО за розробленою технологією складає:

$$185,85 + 22,5 = 208,35 \text{ кВт}\cdot\text{г}$$

3. Тоді зниження споживання електроенергії в порівнянні з раніше діючою технологією складає:

$$441 \text{ кВт}\cdot\text{г} - 208,35 \text{ кВт}\cdot\text{г} = 232,65 \text{ кВт}\cdot\text{г}$$

4. При вартості електроенергії 154,117 коп/кВт·г витрати на обігрів валка масою 17,6 т складає:

$$Ц_1 = 232,65 \cdot 154,117 = 35855 \text{ коп} = 358 \text{ грн } 55 \text{ к}$$

або на одну тонну 20 грн 37 к (358 грн 55 к / 17,6 т).

5. Маса металу в надливів по технології, що діяла раніше, складала:

$$m_1 = V \cdot \rho = 3,14 \cdot (0,5 \cdot 0,472)^2 \cdot 0,913 \cdot 7200 = 1150 \text{ кг}$$

де  $V$  – обсяг металу в надливі,  $\text{м}^3$ ;

$\rho$  – щільність чавуну  $7200 \text{ кг/м}^3$ ;

0,913 и 0,472 – висота и діаметр надливу, м

6. Після впровадження ЕШО висота надливу складає 0,2 м, а маса чавуну:

$$m_2 = V \cdot \rho = 3,14 \cdot (0,5 \cdot 0,472)^2 \cdot 0,2 \cdot 7200 = 252 \text{ кг}$$

7. Тоді економія металу на надлив складе:

$$1150 - 252 = 898 \text{ кг}$$

8. При заводській вартості виробництва рідкого металу 3100 грн/т витрати зменшаться на:

$$Ц_2 = 0,898 \cdot 3100 = 2783 \text{ грн } 80 \text{ к,}$$

або на одну тонну 158 грн 17 к (2783 грн 80 к / 17,6 т).

9. Розходи флюсу АН-1 становлять 1,2 кг/т, що при вартості 15600 грн/кг збільшить витрати при ЕШО на:

$$\text{Ц}_3 = 1,2 \cdot 15,6 = 18,72 \text{ грн/т}$$

10. Таким чином, загальне зменшення витрат на електроенергію і масу металу на надлив дозволить економити на кожній тонні валків:

$$\text{Э} = 20 \text{ грн } 37 \text{ к} + 158 \text{ грн } 17 \text{ к} - 18,72 = 159 \text{ грн } 82 \text{ к}$$

11. При річному обсязі виробництва 4000 т валків двома установками ЕШО економія складе:

$$\text{Э}_\Sigma = 4000 \cdot 159,82 = 639280 \text{ грн}$$

Розрахований потенційний економічний ефект 639,28 тис. грн. не враховує: виключення затрат для обігріву надливу екзотермічною сумішшю, вартість якої 30801,77 грн/т; при виготовленні форм надливів зменшується їх висота, розходи піщаної суміші і трудовитрати формування; при плавці менших обсягів металу зменшується вихід хімічних елементів в навколишнє середовище, а усунення усадкових дефектів підвищує експлуатаційну стійкість валків на прокатних станах.