

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ОДЕСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ОДЕСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису

Козішкурт Євген Миколайович

УДК 621.74.043

ДИСЕРТАЦІЯ
ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ПРОЦЕС ОДЕРЖАННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ
АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ЛИТТЯМ ПІД НИЗЬКИМ ТИСКОМ НА ОСНОВІ
ВИКОРИСТАННЯ ЗОВНІШНІХ ВПЛИВІВ

Подається на здобуття ступеня доктора філософії з галузі знань 13
«Механічна інженерія» за спеціальністю 136 «Металургія»

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

 Козішкурт Є.М.

Науковий керівник – **Лисенко Тетяна Володимирівна**, доктор технічних
наук, професор

Одеса – 2021

АНОТАЦІЯ

Козишкурт Є.М. Технологічний процес одержання виливків із алюмінієвих сплавів литтям під низьким тиском на основі використання зовнішніх впливів. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 136 – Металургія. – Одеський національний політехнічний університет МОН України, Одеса, 2020.

Дисертація присвячена розробці, вдосконаленню та реалізації прогресивних технологічних прийомів та обладнання для управління якістю литва під низьким тиском алюмінієвих сплавів, заснованих на використанні зовнішніх технологічних впливів.

З метою створення наукових та технологічних засад використання зовнішніх технологічних впливів при литті алюмінієвих сплавів для підвищення якості відливок та поліпшення техніко-економічних показників процесу одержання лиття були встановлені закономірності, механізми впливу основних технологічних факторів на механічні властивості виливків зі сплаву АК7ч. Побудовані рівняння регресії, які відображають залежність механічних властивостей зразків із сплаву АК7ч від додаткового тиску ($P = 100$ КПа, 200 КПа, 400 КПа, 600 КПа, 900 КПа). При цьому встановлено, що надлишковий тиск від 200 до 600 КПа незначно підвищує показник твердості, в той час як від 600 до 900 КПа відбувається відчутне підвищення на 30%. Межа міцності у зразків, які отримані з величиною тиску при кристалізації 600-900 КПа підвищується на 23%.

Встановлені закономірності впливу кількох металопроводів при заливці в багатомісну форму на утворення усадкових рихлот, усадкових раковин і, відповідно, герметичність. Знайдена залежність розташування усадкових дефектів від різних методів підведення металу. При цьому визначено, що при

бічному підводі металу в виливок відбувається більш значне його охолодження в протяжній ливниковій системі, що призводить до зменшення ефективності живлення виливки під час твердіння. Крім того, застосування для заливки двухмісного кокілю зменшило перегрів кокілю внаслідок більш рівномірного розподілу тепловіддачі від рідкого металу до форми.

Встановлені закономірності впливу зонального охолодження на швидкість затвердіння виливків. Показано, що при товщині виливки 0,02 м із застосуванням зонального охолодження як мідним вкладишами, так і зонального охолодження водою отримана щільна структура металу при максимальному радіусі місцевого потовщення 0,02 м, твердість при охолодженні мідної вставки становить 1117 МПа, а при застосуванні водяного охолодження 1019 МПа, тобто при застосуванні охолодження місцеве потовщення має велику швидкість затвердіння, ніж перетин виливки без потовщення, завдяки чому і забезпечується спрямоване затвердіння. При товщині виливки 0,015 м і радіусі місцевого потовщення 0,02 м, тільки охолодження мідної вставкою дає твердість структури в місцевому потовщенні більше, ніж середня твердість виливки. При водяному охолодженні твердість в місцевому потовщенні нижче ніж середня, але в обох випадках вона вище допустимої по ТУ (по ТУ згідно роботі для АК7ч НВ = 686 МПа). У виливках з товщиною стінки 0,01 м, при радіусах місцевих потовщень 0,02; 0,015 м; твердість в потовщених навіть із застосуванням водяного охолодження і охолодження мідними вставками нижче середньої твердості виливки. При цьому встановлено, що швидкість падіння температури в інтервалі кристалізації $T_{\text{лік}} = 620^{\circ}\text{C}$ і $T_{\text{сол}} = 577^{\circ}\text{C}$ для охолодження за допомогою мідних вставок складає 43°C/s , при водяному охолодженні 22°C/s , без охолодження – 16°C/s .

Встановлені закономірності впливу тиску при кристалізації на структуроутворення виливки по її висоті. Спостерігається подрібнення зерна від нижньої частини виливки до верхньої, що забезпечує принцип спрямованого затвердіння. Досліджено, що величина тиску при кристалізації впливає на кінетику затвердіння. Отримані експериментальні дані свідчать про інтенсивне

скорочення часу початку дендритної кристалізації, загального часу затвердіння. За експериментальними кривими були отримані кінетичні криві проходження фронту затвердіння по висоті вилівка при різних значеннях P .

При аналізі експериментальних даних використовували регресійно-кореляційний аналіз і методи математичної статистики. Для оцінки герметичності та механічних властивостей алюмінієвих виливків, одержаних з алюмінієвих сплавів під низьким тиском з використанням надлишкового тиску при кристалізації, адаптовані стандартні методи. Для відпрацювання технологічного процесу лиття алюмінієвих сплавів під низьким тиском створено експериментальний стенд.

Результати дослідження доповнюють теорію лиття під низьким тиском.

Практичне значення результатів дисертації обумовлена тим, що на основі досліджень закономірностей та особливостей впливу основних технологічних факторів на якість литих виробів з алюмінієвих сплавів створені нові технологічні процеси та обладнання.

Проведені дослідно-промислові перевірки створених технологічних процесів і обладнання для їх реалізації.

Результати роботи пройшли промислові випробування у Державному підприємстві «Інженерний центр литва під тиском», в Україні та було отримано позитивні результати.

Ключові слова: алюмінієві сплави, лиття під низьким тиском, зовнішні технологічні впливи, зональне охолодження, моделювання процесів, кристалізація, метод SPH, технологічний процес, високогерметичні алюмінієві виливки.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА

Основні результати дисертаційної роботи викладено в 12 публікаціях, в тому числі: в 5 статтях в наукових фахових виданнях, 1 з яких – у закордонному

виданні, в 6 тезах доповідей на міжнародних науково - технічних і науково - практичних конференціях та 1 статті в інших виданнях.

Основні публікації:

1) Усовершенствование оборудования и технологии литья под давлением для получения тонкостенных отливок / Т. В. Лисенко, М. П. Тур, К. А. Крейцер, **Е. Н. Козишкурт** // Металл и литье Украины. 2018. № 9-10. С. 54–59.

2) The use of zonal cooling to control the solidification rate of AK7ch alloy castings / T.V. Lysenko, A.A. Bondar, K.A. Kreitser, **E.N. Kozishkurt** // Met. lit'e Ukr., vol. 28, 2020. №2 (321). С. 30-34.

3) Using the SPH method for modeling the crystallization process of aluminum alloys / Tatiana Lysenko, Yuriy Morozov, Kyryll Kreitser, **Evgeny Kozishkurt** // World science, Vol.1, March 2020. № 3(55). Pp. 26-33.

Додаткові публікації:

4) Obtaining castings in low-pressure casting using multiple metal wires / T.V. Lysenko, V.V. Yasyukov, K.A. Kreitser, **E.N. Kozishkurt** // Процессы литья. 2020. № 2 (140). С. 64-70.

5) Процессы кристаллизации и затвердевания отливок в разовых литейных формах / В.В. Ясюков, Т.В. Лысенко, **Е.Н. Козишкурт**, Л.И. Солоненко // Металл и литье Украины. 2018. № 11-12. С. 1–8.

6) Использование нанотехнологий при изготовлении отливок / Т.В. Лысенко, В.В. Ясюков, О.И. Воронова, **Е.Н. Козишкурт**, К.А. Крейцер // Литье и металлургия. 2019. № 4. С. 94–99. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2019-4-94-99>.

Апробація:

7) Методи збільшення продуктивності установок лиття під низьким тиском / Лисенко Т.В, Тур М.П., **Козішкурт Є.М.**, Мосейчук М.В. // ЛИТЬЕ. Металлургия. – 2017. – С. 158 - 160.

8) Управління охолодженням виливок при литті під низьким тиском / Лисенко Т.В., Тур М.П., **Козішкурт Є.М.** // Краматорск, ДДМА. – 2017. – С. 77-78.

9) Метод підвищення якості виливків з кольорових сплавів, отриманих литтям під низьким тиском / Т.В. Лисенко, **Є.М. Козішкурт**, Т.В. Гетьман // Нові матеріали і технології в машинобудуванні. – 2018. – С. 105.

10) Импульсная система бесфлюсовой защиты магниевых сплавов от возгорания / Т. В. Лисенко, А. А. Бондарь, К. А. Крейцер, **Е. Н. Козишкурт**, О. Ю. Морозов // Литво. Металургія. 2019 : матеріали XV міжнар. наук.-практ. конф. (м. Запоріжжя, 21-23 травня 2019 р.) / під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. Запоріжжя, АА Тандем. 2019. С.130 – 131.

11) Особенности вакуумирования формы при литье под давлением магниевых сплавов / Т. В. Лисенко, К. А. Крейцер, В. В. Ясюков, **Е. Н. Козишкурт**, А. Л. Морозов // Литво. Металургія. 2019 : матеріали XV міжнар. наук.-практ. конф. (м. Запоріжжя, 21-23 травня 2019 р.) / під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. Запоріжжя, АА Тандем. 2019. С.132 – 133.

12) Методи підвищення якості товстостінних виливків, отриманих литтям під тиском / Т. В. Лисенко, В. В. Ясюков, К. О. Крейцер, **Є. М. Козішкурт**, Ю. Д. Пономаренко // Перспективні технології, матеріали та обладнання у ливарному виробництві : матеріали VIII міжнар. наук.-техн. конф. (м. Краматорськ, 15-18 жовтня 2019 р.). / за заг. ред. А.М. Фесенка, М.А. Турчаніна. Краматорськ. ДДМА, 2019. С.135 – 136.

ABSTRACT

Kozishkurt E.M. Technological process of obtaining castings from aluminum alloys by low-pressure casting based on the use of external influences. - Qualification scientific work on the rights of a manuscript.

Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy in specialty 136 – Metallurgy. - Odesa National Polytechnic University, Odesa, 2020.

The dissertation is devoted to the development, improvement, and implementation of advanced technological techniques and equipment for quality management of low-pressure casting of aluminum alloys based on the use of external technological influences.

To create scientific and technological bases for the use of external technological influences in the casting of aluminum alloys to improve the quality of castings and improve the technical and economic indicators of the casting process, regularities, and mechanisms of influence of the main technological factors on the mechanical properties of castings from Ak7ch alloy were established. At the same time, it was found that overpressure from 200 to 600 KPa slightly increases the hardness index, while from 600 to 900 KPa there is a noticeable increase of 30%. The ultimate strength of samples obtained with a crystallization pressure of 600-900 KPa increases by 23%.

Regularities of the influence of several metal wires when pouring into a multi-seat mold on the formation of shrinkage looseness, shrinkage shells and, accordingly, tightness are established. The dependence of the location of shrinkage defects on various methods of metal supply is found. At the same time, it is determined that when metal is laterally fed into the casting, it cools more significantly in the extended casting system, which leads to a decrease in the power efficiency of the casting during hardening. Also, the use of double mold for pouring reduced mold overheating due to a more uniform distribution of heat transfer from the liquid metal to the mold.

Regularities of the effect of zonal cooling on the solidification rate of castings are established. It is shown that when the casting thickness is 0.02 m with the use of zonal cooling with both copper inserts and zonal cooling with water, a dense metal structure is obtained with a maximum local thickening radius of 0.02 m, the hardness when cooling the copper insert is 1117 MPa, and when using water cooling 1019 MPa, that is, when using cooling, the local thickening has a greater solidification rate than the casting cross-section without thickening, which ensures directional solidification. With a casting thickness of 0.015 m and a local thickening radius of 0.02 m, only cooling with a copper insert gives the structure hardness in local thickening greater than the average casting hardness. With water cooling, the hardness in local thickening is lower than the average, but in both cases, it is higher than the permissible one according to TC (according to TC according to the work for Ak7ch HB = 686 MPa). In castings with a wall thickness of 0.01 m, with local thickening radii of 0.02; 0.015 m; the hardness in thickened ones, even with the use of water cooling and cooling with copper inserts, is lower than the average casting hardness. At the same time, it was found that the rate of temperature drop in the crystallization range $T_{\text{lik}} = 620\text{ }^{\circ}\text{C}$ and $T_{\text{sol}} = 577\text{ }^{\circ}\text{C}$ for cooling with copper inserts is $43\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, with water cooling $22\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, without cooling – $16\text{ }^{\circ}\text{C/s}$.

Regularities of the influence of pressure during crystallization on the structure formation of the casting along its height are established. Grain grinding is observed from the lower part of the casting to the upper part, which ensures the principle of directional solidification. It is investigated that the pressure value during crystallization affects the solidification kinetics. The obtained experimental data indicate an intensive reduction in the start time of dendritic crystallization, the total curing time. Kinetic curves of the passage of the solidification front along the casting height at different values of P were obtained from experimental curves.

Regression-correlation analysis and mathematical statistics methods were used to analyze the experimental data. Standard methods have been adapted to evaluate the tightness and mechanical properties of aluminum castings obtained from aluminum alloys under low pressure using overpressure during crystallization. An experimental

stand has been created to test the technological process of casting aluminum alloys under low pressure.

The results of the study complement the theory of low-pressure casting.

The practical significance of the results of the dissertation is because new technological processes and equipment have been created based on research on the regularities and features of the influence of the main technological factors on the quality of cast aluminum alloy products.

Experimental and industrial inspections of the created technological processes and equipment for their implementation were carried out.

The results of the work passed industrial tests at the State Enterprise "Engineering Center for Pressure Casting" in Ukraine and positive results were obtained.

Key words: aluminum alloys, low pressure casting, external technological influences, zonal cooling, process modeling, crystallization, SPH method, technological process, highly hermetic castings.

LIST OF PUBLICATIONS

The main results of the dissertation work are presented in 12 publications, including 5 articles in scientific professional publications, 1 of which is in a foreign publication, 6 abstracts of reports at international scientific, technical, and scientific-practical conferences, and 1 article in other publications:

1) Improvement of equipment and technology of injection molding for obtaining thin-walled castings / T.V. Lisenko, M.P. Tur, K.A. Kreutzer, E.N. Kozishkurt // Metal and casting of Ukraine. 2018. No. 9-10. pp. 54-59.

2) Processes of crystallization and solidification of castings in single casting molds / V.V. Yasyukov, T.V. Lysenko, E.N. Kozishkurt, L.I. Solonenko // metal and casting of ukraine. 2018. No. 11-12. pp. 1-8.

3) The use of nanotechnologies in the manufacture of castings / T.V. Lysenko, V.V. Yasyukov, O.I. Voronova, E.N. Kozishkurt, K.A. Kreutzer / / Casting and

Metallurgy. 2019. No. 4. pp. 94-99. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2019-4-94-99>.

4) Obtaining castings in low-pressure casting using multiple metal wires / T.V. Lysenko, V.V. Yasyukov, K.A. Kreitser, E.N. Kozishkurt // Процессы литья. 2020. № 2 (140). С. 64-70.

5) The use of zonal cooling to control the solidification rate of AK7ch alloy castings / T.V. Lysenko, A.A. Bondar, K.A. Kreitser, E.N. Kozishkurt // Met. lit'e Ukr., vol. 28, 2020. №2 (321). С. 30-34.

6) Using the SPH method for modeling the crystallization process of aluminum alloys / Tatiana Lysenko, Yuriy Morozov, Kyryll Kreitser, Evgeny Kozishkurt // World science, Vol.1, March 2020. № 3(55). Pp. 26-33.

7) Methods of increasing the productivity of low-pressure casting installations / Lysenko T.V., Tur M.P., Kozishkurt E.M., Moseychuk M.V. // LITYE. Metallurgy. 2017, pp. 158-160.

8) Control of cooling casting when casting under low pressure / Lysenko T.V., Tur M.P., Kozishkurt E.M. // Kramatorsk, DDMA. 2017, pp. 77-78.

9) The method of improving the quality of castings from non-ferrous alloys obtained by casting under low pressure / T.V. Lysenko, E.M. Kozishkurt, T.V. Getman // New materials and technologies in Mechanical Engineering. – 2018. - P. 105.

10) Lysenko T.V., Bondar A.A., Kreutzer A.A., Kozishkurt E. N., Morozov O. Yu. Pulse system of flux-free protection of magnesium alloys from ignition. Metallurgy. 2019: materials of the XV International Conference. Nauk. - prakt. conf. (Zaporozhye, May 21-23, 2019) / edited by Doctor of technical sciences, Prof. Ponomarenko O.I. Zaporozhye, AA Tandem. 2019. pp. 130-131.

11) Features of mold vacuuming during casting under pressed magnesium alloys / T.V. Lysenko, K.A. Kreutzer, V.V. Yasyukov, E.N. Kozishkurt, A.L. Morozov // Casting. Metallurgy. 2019: materials of the XV International Conference. Nauk. - prakt. conf. (Zaporozhye, May 21-23, 2019) / edited by Doctor of technical sciences, Prof. Ponomarenko O. I. Zaporozhye, AA Tandem. 2019. pp. 132-133.

12) Methods of improving the quality of thick-walled castings obtained by casting under pressure / T.V. Lysenko, V.V. Yasyukov, K.O. Kreutzer, E.M. Kozishkurt, Yu.D. Ponomarenko // Promising technologies, materials and equipment in foundry production : materials of the VIII International Conference. scientific and technical conference. (Kramatorsk, October 15-18, 2019). / edited by A.M. Fesenko and M.A. Turchanin. Kramatorsk. DDMA, 2019.PP. 135-136.

ЗМІСТ

	стор.
ВСТУП	16
РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ СТАНУ ПИТАННЯ	22
1.1 Переваги та недоліки виливків із алюмінієвих сплавів	22
1.2 Особливості структуроутворення алюмінієвих ливарних сплавів	29
1.3 Герметичність виливків із алюмінієвих сплавів	31
1.4 Причини порушення герметичності виливків із алюмінієвих сплавів	32
1.5 Лиття під низьким тиском алюмінієвих сплавів	34
1.6 Технологічні фактори зовнішніх впливів	38
1.7 Висновки до розділу 1	39
РОЗДІЛ 2. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ, МАТЕРІАЛИ ТА ОБЛАДНАННЯ	40
2.1 Експериментальний стенд плавки для отримання сплаву необхідної якості	40
2.2 Експериментальний стенд заливки на базі установки для лиття під низьким тиском моделі У95А	44
2.3 Методика проведення плавок	53
2.4 Методика управління параметрами лиття алюмінієвих сплавів під низьким тиском	54
2.5 Методика дослідження ливарних властивостей сплавів	58
2.6 Дослідження механічних властивостей сплавів	59
2.7 Методика дослідження герметичності сплаву АК7ч	60
2.8 Методика дослідження мікроструктури сплаву АК7ч	61
2.9 Методика дослідження використання декількох металопроводів при заливці в багатомісну форму	61
2.10 Висновки до розділу 2	62

РОЗДІЛ 3. ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ОДЕРЖАННЯ ВИЛИВКІВ З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ЛИТТЯМ ПІД НИЗЬКИМ ТИСКОМ	64
3.1 Дослідження впливу надлишкового тиску на механічні властивості виливків із сплаву АК7ч	64
3.2 Обробка експериментальних даних	65
3.3 Дослідження впливу використання декількох металопроводів при заливці в багатомісну форму	77
3.4 Управління швидкістю затвердіння виливків зі сплаву АК7ч за рахунок зонального охолодження при литті під низьким тиском	82
3.5 Теоретичне уявлення щодо процесів структуроутворення сплаву АК7ч при використанні зовнішніх впливів	89
3.6 Висновки до розділу 3	98
РОЗДІЛ 4 ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ЗАЛИВКИ ТА КРИСТАЛІЗАЦІЇ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7Ч ЗА ДОПОМОГОЮ МОДЕЛЮВАННЯ МЕТОДОМ ГІДРОДИНАМІКИ ЗГЛАДЖЕНИХ ЧАСТИНОК	98
4.1 Моделювання за допомогою методу гідродинаміки згладжених частинок	98
4.2 Результати моделювання	102
4.3 Оптимізація технологічних параметрів	104
4.4 Висновки до розділу 4	109
РОЗДІЛ 5 ВИРОБНИЧІ ВИПРОБУВАННЯ, ВПРОВАДЖЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДОСЛІДЖЕННЯ	110
5.1 Результати випробування технології одержання виливків із алюмінієвих сплавів литтям під низьким тиском на основі використання зовнішніх впливів	110
5.2 Особливості та параметри технологічного процесу	114
5.3 Висновки до розділу 5	117
ВИСНОВКИ	119

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

122

ДОДАТКИ

130

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

ЛНТ – лиття під низьким тиском;

σ_b , МПа – тимчасовий опір розриву;

δ , % – відносне видовження;

ДП ІЦЛТ – Державне підприємство «Інженерний центр литва під тиском»

ВСТУП

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Робота виконувалась у відповідності з тематичними планами Одеського національного політехнічного університету, виконанням держбюджетних науково-дослідних робіт за темою: №86-28 «Підвищення якості виливків із залізовуглецевих та кольорових сплавів за рахунок керування ливарними процесами» (№ ДР 0114U000637).

Мета та задачі дослідження. Створення наукових та технологічних засад одержання виливків із алюмінієвих сплавів при литті під низьким тиском при використанні зовнішніх впливів для підвищення якості відливок.

Для досягнення зазначеної мети необхідно було вирішити наступні задачі:

1) Розробити методики та устаткування для досліджень та автоматизованого контролю подачі тиску на виливок в процесі кристалізації при литті під низьким тиском алюмінієвих сплавів.

2) Встановити закономірності, механізми впливу основних технологічних факторів на механічні властивості виливків із сплаву АК7ч.

3) Встановити закономірності впливу кількох металопроводів при заливці в багатомісну форму на утворення усадкових рихлот, усадкових раковин і, відповідно, герметичність.

4) Встановити закономірності впливу зонального охолодження на швидкість затвердіння виливків.

5) Встановити вплив тиску при кристалізації на структуроутворення виливки із сплаву АК7ч по її висоті.

6) Створити математичну модель заповнення металевої форми розплавом із застосуванням методу гідродинаміки згладжених частинок для лиття під низьким тиском;

Об'єкт дослідження. Технологічний процес виготовлення відливок з алюмінієвих сплавів при литті під низьким тиском.

Предмет дослідження. Якість виливків з алюмінієвих сплавів як результат впливу нових технологічних прийомів управління процесом лиття.

Методи дослідження. При аналізі експериментальних даних використовували регресійно-кореляційний аналіз і методи математичної статистики. Для оцінки герметичності та механічних властивостей виливків, одержаних з алюмінієвих сплавів під низьким тиском з використанням надлишкового тиску при кристалізації, адаптовані стандартні методи. Для відпрацювання технологічного процесу лиття алюмінієвих сплавів під низьким тиском створено експериментальний стенд.

Наукова новизна отриманих результатів

1. Вперше для розробки технологічного процесу лиття алюмінієвих сплавів під низьким тиском на основі використання зовнішніх впливів з підвищеними показниками герметичності та механічних властивостей виливків був створений стенд на базі машини лиття під низьким тиском мод. У95А з системою автоматизованого контролю подачі тиску на виливок в процесі кристалізації.

2. Вперше встановлені закономірності, механізми впливу основних технологічних факторів на механічні властивості виливків із сплаву АК7ч. Побудовані рівняння регресії, які відображають залежність механічних властивостей зразків із сплаву АК7ч від додаткового тиску ($P = 100 \text{ КПа}, 200 \text{ КПа}, 400 \text{ КПа}, 600 \text{ КПа}, 900 \text{ КПа}$). При цьому встановлено, що надлишковий тиск від 200 до 600 КПа незначно підвищує показник твердості, в той час як від 600 до 900 КПа відбувається відчутне підвищення на 30%. Межа міцності у зразків, які отримані з величиною тиску при кристалізації 600-900 КПа, підвищується на 23%.

3) Отримали подальший розвиток закономірності впливу кількох металопроводів при заливці в багатомісну форму на утворення усадкових рихлот, усадкових раковин і, відповідно, герметичність. Найдена залежність розташування усадкових дефектів від різних методів підведення металу. При цьому визначено, що при бічному підводі металу в виливок відбувається більш значне його охолодження в протяжній ливниковій системі, що призводить до

зменшення ефективності живлення виливки під час твердіння. Крім того, застосування для заливки двухмісного кокілю зменшило перегрів кокілю внаслідок більш рівномірного розподілу тепловіддачі від рідкого металу до форми.

4) Отримали подальший розвиток закономірності впливу зонального охолодження на швидкість затвердіння виливків. Показано, що при товщині виливки 0,02 м із застосуванням зонального охолодження як мідним вкладишами, так і зонального охолодження водою отримана щільна структура металу при максимальному радіусі місцевого потовщення 0,02 м, твердість при охолодженні мідної вставки становить 1117 МПа, а при застосуванні водяного охолодження 1019 МПа, тобто при застосуванні охолодження місцеве потовщення має велику швидкість затвердіння, ніж перетин виливки без потовщення, завдяки чому і забезпечується спрямоване затвердіння. При товщині виливки 0,015 м і радіусі місцевого потовщення 0,02 м, тільки охолодження мідної вставкою дає твердість структури в місцевому потовщенні більше, ніж середня твердість виливки. При водяному охолодженні твердість в місцевому потовщенні нижче ніж середня, але в обох випадках вона вище допустимої по ТУ (по ТУ згідно роботі для АК7ч НВ = 686 МПа). У виливках з товщиною стінки 0,01 м, при радіусах місцевих потовщень 0,02; 0,015 м; твердість в потовщених навіть із застосуванням водяного охолодження і охолодження мідними вставками нижче середньої твердості виливки. При цьому встановлено, що швидкість падіння температури в інтервалі кристалізації $T_{\text{лік}} = 620^{\circ}\text{C}$ і $T_{\text{сол}} = 577^{\circ}\text{C}$ для охолодження за допомогою мідних вставок складає 43°C/s , при водяному охолодженні 22°C/s , без охолодження – 16°C/s .

5) Встановлені закономірності впливу тиску при кристалізації на структуроутворення виливки по її висоті. Спостерігається подрібнення зерна від нижньої частини виливки до верхньої, що забезпечує принцип спрямованого затвердіння. Досліджено, що величина тиску при кристалізації впливає на кінетику затвердіння. Отримані експериментальні дані свідчать про інтенсивне скорочення часу початку дендритної кристалізації, загального часу затвердіння.

За експериментальними кривими були отримані кінетичні криві проходження фронту затвердіння по висоті виливка при різних значеннях P .

Теоретичне значення отриманих результатів. Сформульовано новий теоретичний підхід до опису процесу лиття під низьким тиском, створені наукові та технологічні засади використання тиску при литті алюмінієвих сплавів. Виявлені нові закономірності впливу технологічних факторів на якість лиття виливків із сплаву АК7ч. В роботі отримав подальший розвиток метод моделювання гідродинаміки згладжених частинок. Результати дослідження доповнюють теорію лиття під низьким тиском.

Практичне значення отриманих результатів. Практичне значення результатів дисертації обумовлене тим, що на основі досліджень закономірностей використання зовнішніх впливів та особливостей впливу основних технологічних факторів на якість литих виробів з алюмінієвих сплавів створені нові технологічні процеси та рекомендації до їх використання.

В ливарному цеху ДП «Інженерний центр литва під тиском» були проведені випробування технології виготовлення виливків «корпус фільтра» зі сплаву АК7ч, який був отриманий литтям під низьким тиском. Були проведені дослідження з використанням надлишкового тиску при кристалізації виливка «корпус насоса» при литті під низьким тиском. Встановлено, що використання надлишкового тиску при кристалізації покращує живлення масивних частин виливка, скорочує час кристалізації та підвищує механічні властивості виливка. Використання запропонованої технології дозволяє управляти процесом затвердіння виливка і зменшити час витримки металу під тиском на 20%, підвищити механічні показники на 20-25%, збільшити показник герметичності на 40% а також знизити усадочні дефекти (акт від 25.12.2017).

При дослідно-промисловій перевірці було встановлено, що центральне підведення металу покращує живлення масивних частин виливка деталі «корпус фільтра» із сплаву АК7ч. Перевірка показала кращу заповнюваність контурів, спрощення та скорочення довжини ливникової системи (акт від 11.12.2017).

Використання зонального охолодження дозволяє управляти процесом затвердіння місцевих потовщень і зменшити час витримки металу під тиском на 10-15%, а також знизити усадочні рихлоти (акт від 11.12.2017).

Всі виготовлені виливки-представники пройшли всі види контролю якості, передбачені технологічним процесом ливарного цеху, визнані придатними і передані в механічний цех для подальшої механічної обробки.

Запропоновано методики і моделі, які впроваджені в навчальний процес Одеського національного політехнічного університету при вивченні дисциплін «Теоретичні основи ливарного виробництва», «Моделювання та оптимізація технологічних систем», «Спеціальні види литва», а також у курсовому і дипломному проектуванні (довідка від 21.12.2020).

Особистий внесок здобувача. Дисертація виконана автором самостійно і базується на результатах досліджень, що опубліковані. Всі наукові результати, отримані в дисертації, базуються на дослідженнях, проведених особисто здобувачем. У дисертації не використані ідеї співробітників, які сприяли виконанню роботи. Здобувач безпосередньо брав участь в розробці технологічних і теоретичних основ для створення нової технології отримання виливків з алюмінієвих сплавів. У роботах, опублікованих у співавторстві, здобувачеві належить: брав участь у проведенні експериментів і обробці одержаних даних, здійснив аналіз результатів [1-6]; провів дослідження на підприємстві, визначив основні параметри технологічного процесу [4-6]; провів дослідження нових засобів управління, підготував статтю до друку [7,10]; розробив методику проведення експериментів, підготував статтю до друку [1]; здійснив обґрунтування вибору нового обладнання [8-10]; підготував статтю до друку [1,2]; провів дослідження на підприємстві [11,12].

Публікації. Основні результати дисертаційної роботи викладено в 12 публікаціях, в тому числі: в 5 статтях в наукових фахових виданнях, 1 з яких – у закордонному виданні, в 6 тезах доповідей на міжнародних науково - технічних і науково - практичних конференціях та 1 статті в інших виданнях.

Структура дисертації. Дисертаційна робота складається з вступу, основної частини - п'яти розділів з висновками для кожного з них, загальних висновків, списку використаних джерел із 89 найменувань та 4 додатків. Загальна частина дисертації викладена на 106 сторінках, містить 50 рисунків і 21 таблицю. Загальний обсяг роботи 135 сторінок.

РОЗДІЛ 1

АНАЛІЗ СТАНУ ПИТАННЯ

1.1 Переваги та недоліки виливків із алюмінієвих сплавів

Сучасне машинобудування вже неможливо уявити без ливарних алюмінієвих сплавів. Частка виливків з цих сплавів в середньому становить 60-65% від валового випуску виливків з усіх кольорових сплавів [1-5].

Відповідно до ГОСТ 1583-93 всі ливарні алюмінієві сплави поділяються на п'ять груп:

- I – сплави на основі системи Al – Si – Mg;
- II – сплави на основі системи Al – Si – Cu;
- III – сплави на основі системи Al – Cu;
- IV – сплави на основі системи Al – Mg;
- V – сплави на основі системи Al – інші компоненти.

Ливарні алюмінієві сплави мають ряд особливостей.

Переваги:

- підвищену рідкотекучість, що забезпечує отримання тонкостінних і складних по конфігурації виливків;
- порівняно невисоку лінійну усадку;
- знижену схильність до утворення гарячих тріщин.

Недоліки:

Мають високу схильністю:

- до окислення;
- до насичення воднем, що призводить до таких видів браку виливків, як газова пористість, шлакові вclusions і оксидні вclusions.

Тому при розробці технології плавки і виготовленні фасонних виливків будь-яким із способів лиття необхідно враховувати особливості окремих груп алюмінієвих сплавів [5-13]. Найбільше поширення в промисловості мають сплави Al-Si, Al-Si-Mg (AK12, AK9ч, AK9пч, AK7ч, AK7пч, AK8л, AK9, AK7),

які відрізняються хорошими технологічними властивостями. На рис. 1.1 наведено діаграму стану системи алюміній-кремній [2].

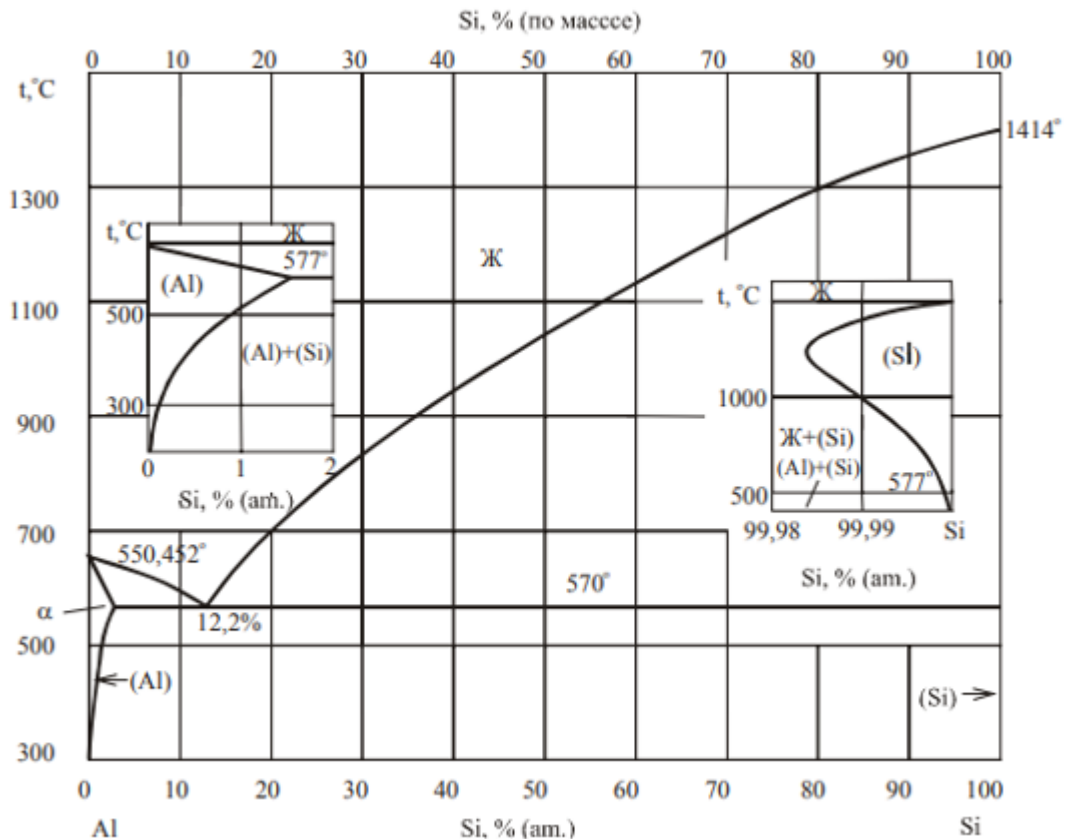


Рис. 1.1 Діаграма стану системи Al-Si

Як випливає з цієї діаграми, алюміній з кремнієм утворюють дуже обмежену область твердих розчинів α . Гранична розчинність кремнію в алюмінії становить 1,65% при температурі евтектики. При кімнатній температурі розчинність кремнію знижується до 0,01%.

Евтектика $\alpha + \text{Si}$ містить 12,5% Si по масі, або 12,2 ат. %, і плавиться при температурі 577 °с. Досвід показав, що евтектичні сплави, точка евтектики яких розташовується близько до основного компонента, мають відмінні ливарні властивості. Це повністю підтверджується в системі алюміній-кремній. Евтектичний сплав АК7ч має один з найвищих показників рідкотекучості з усіх алюмінієвих сплавів – 420 мм по прутковій пробі [14-16]. Лінійна усадка цього сплаву менше 1 %. Гарячі тріщини в виливках зі сплаву АК7ч не утворюються навіть в проблемних місцях переходу від товстих перетинів до тонких частин. Більшість сплавів I групи належить до доевтектичних силумінів.

Всі вони характеризуються вузьким інтервалом кристалізації. Ливарні властивості лише трохи поступаються сплаву АК12. Мала схильність до утворення тріщин при утрудненій усадці і розсіяною усадочною пористістю дозволяють отримувати з них фасонні виливки з високою герметичністю. Зі сплавів АК7ч і АК9 виготовляють корпуси виробів, що працюють під підвищеним тиском газових і рідких середовищ, наприклад, корпусу паливних насосів [17-22].

Механічні властивості всіх силумінів в першу чергу залежать від форми і розмірів кристалів кремнію в евтектиці. При повільному охолодженні (лиття в піщано-глинисті форми) утворюються великі кристали Si голчастої форми. Це знижує механічні властивості силумінів, особливо пластичність. Швидке охолодження (лиття в кокіль) подрібнює структуру, підвищує міцність і пластичність. Ще більш ефективно модифікування розплаву натрієм, стронцієм або іншими модифікаторами. Товстостінні виливки отримують тільки з модифікованих силумінів.

Термічна обробка простих (подвійних) силумінів зміцнюючого ефекту не дає. Виливки зі сплаву АК12 використовують або без термічної обробки, або піддають відпалу (режим Т2), який дозволяє підвищити пластичність. Введення в доевтектичні силуміни магнію в кількості 0,17-0,55 % призводить до утворення додаткової фази Mg_2Si , зі змінною розчинністю в твердому розчині α_{Al} , що підвищує зміцнюваність в процесі то по режимам Т4, Т5, Т6. З потрійної діаграми Al-Si-Mg, наведеної на рис. 1.2, видно, що інших з'єднань в наведеній частині системи немає. Рівноважна розчинність Mg не перевищує 0,5 - 0,6 %. Фактична розчинність при реальних швидкостях охолодження значно нижче. Надмірна кількість Mg (понад розчинність) виділяється у вигляді великих скупчень Mg_2Si . Це призводить до зростання міцності, але зниження пластичності силумінів. Якщо від сплаву потрібна висока міцність, то зміст Mg вибирають на верхній межі, а якщо потрібно зберегти пластичність, то його зміст обмежують до 0,2–0,3 % [23-25].

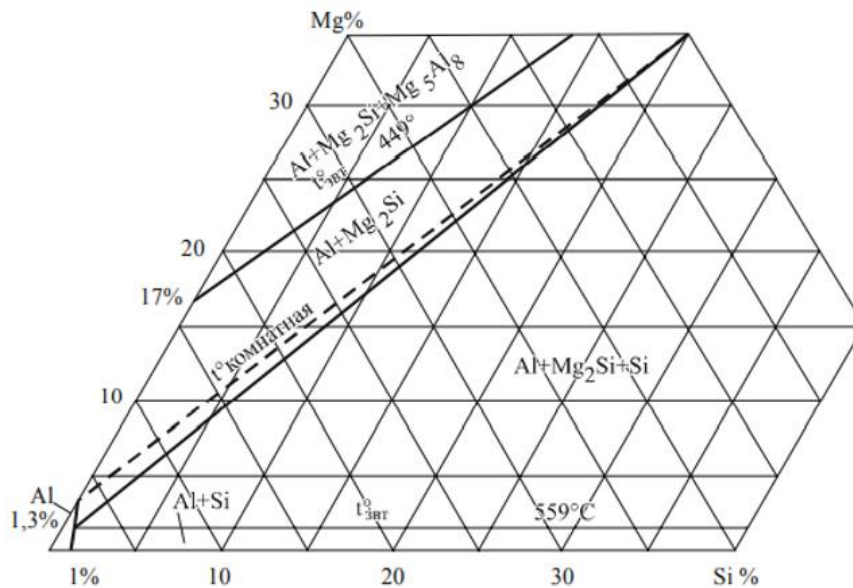


Рис. 1.2 Алюмінієвий кут діаграми стану системи Al-Si-Mg

Зміцнюючий вплив фази Mg_2Si зростає при підвищенні вмісту Si, однак це супроводжується підвищенням схильності до утворення газозбіжної пористості і концентрованих усадочних раковин. У зв'язку з цим Mg вводять тільки в сплави, що містять не більше 10% Si. У сплаві АК12 магній не допускається навіть в домішках.

Найбільш шкідливою домішкою для силумінів є залізо. Утворена потрійна фаза $AlFeSi$ кристалізується в формі грубих голчастих включень, різко знижують пластичність.

Для нейтралізації шкідливого впливу заліза в сплави вводять 0,2-0,5 % Mn (АК9) або 0,15–0,4% Вe (АК8), які утворюють більш складні фази, які кристалізуються в компактній формі. Подрібнення структури, наприклад, в результаті збільшення швидкості охолодження також зменшує шкідливий вплив Fe. У зв'язку з цим в сплавах, призначених для лиття в кокіль або литтям під тиском, допускається більш високий вміст Fe, ніж в сплавах для лиття в піщані форми. Підвищений вміст Fe в розплаві при литті в кокіль навіть корисно, так як сприяє підвищенню стійкості кокіля [26-30].

Згідно рис. 1.3, у доевтектичних сплавах видно дендрити твердого розчину α і евтектика $\alpha + Si$ (рис. 1.3, а). При збільшенні вмісту кремнію зростає кількість евтектики (рис. 1.3, б). У сплаві евтектичного складу (рис. 1.3, в) добре видно

голчасті кристали кремнію, які рівномірно розподілені в твердому розчині α . У завтектичних силумінах (рис. 1.3, г) з'являються компактні кристали первинного Si.

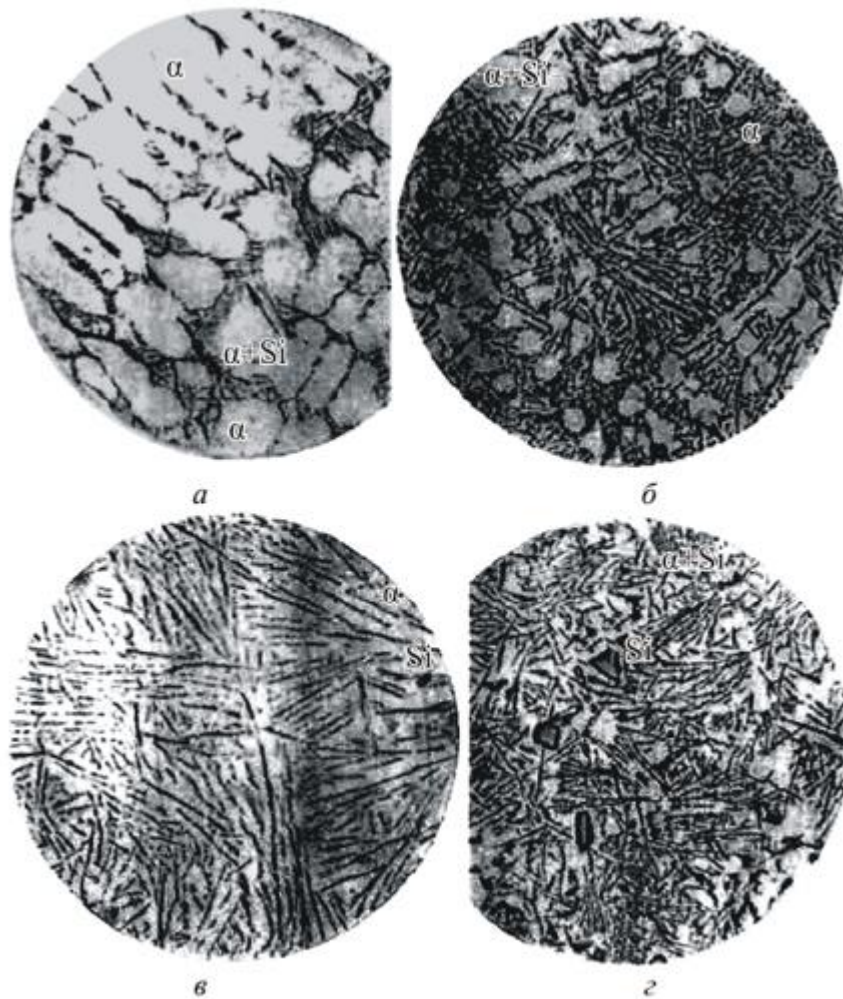


Рис. 1.3 Мікроструктура силумінів у литому стані:

а-доевтектичний силумін (4,5 % Si) x 200; б - доевтектичний силумін (10% Si) x 200; в - евтектичний силумін (12% Si) x 500; г - заевтектичний силумін (12% Si) x 200

До недоліків силумінів можна віднести підвищену схильність до насичення воднем і, як наслідок, підвищену схильність до утворення газової пористості. Сплави погано обробляються різанням. Через викрошування частинок крихкого кремнію оброблені поверхні мають підвищену шорсткість. Силуміни погано зварюються [31].

Сплав АК12 є найменш міцним з силумінів. Евтектичний склад забезпечує йому кращий комплекс ливарних властивостей. Робочі температури не вище 200 °С.

Сплав АК7ч може застосовуватися в литому, загартованому, загартованому і штучно зістареному станах. Ефективність то досягається за рахунок появи додаткової фази Mg_2Si .

У литому стані в структурі сплаву представлені твердий розчин α , евтектика $\alpha + Si$, Mg_2Si і $AlSiFe$ (залізо у вигляді домішки завжди присутній в силумінах). При температурі гарту Mg_2Si повністю переходить в твердий розчин. Якщо не проводити штучне старіння, то поступово відбудеться природне старіння, при цьому можливо викривлення деталей. Велика кількість евтектики визначає хороші ливарні властивості сплаву. Крім того, він має високу герметичність, хорошу корозійну стійкість, зварюваність газовим і аргонно-дуговим зварюванням. Сплав рекомендується застосовувати в модифікованому стані. Механічні властивості сплаву середні, оброблюваність різанням задовільна. Механічні та деякі інші властивості, наприклад герметичність, підвищуються при зниженні кількості домішок [32-36].

Висока технологічність сплаву сприяє його широкому застосуванню в різних галузях промисловості для лиття складних по конфігурації середньонавантажених деталей приладів, агрегатів і двигунів, що працюють при температурах не вище 200 °С.

Сплав АК9 відрізняється від АК7ч підвищеним вмістом кремнію і наявністю марганцю. Марганець введений для нейтралізації шкідливого впливу домішки заліза. Залізовмісна фаза $AlSiFe$ кристалізується у вигляді великих пластинчастих частинок (рис. 1.4, а), які знижують міцність і особливо – пластичність сплаву. При наявності марганцю утворюється четверне з'єднання $AlSiMnFe$ в більш сприятливій компактній формі (рис. 1.4, б) [37].

Сплав АК9 і його модифікації АК9ч, АК9пч є одними з найбільш міцних силумінів. Для усунення грубокристалічного будови евтектики сплав необхідно модифікувати. Ефект модифікування можна помітити, порівнявши структуру

сплаву в литому стані (див. 1.3, б) зі структурою сплаву, модифікованого натрієм (див. 1.4, б) [38].

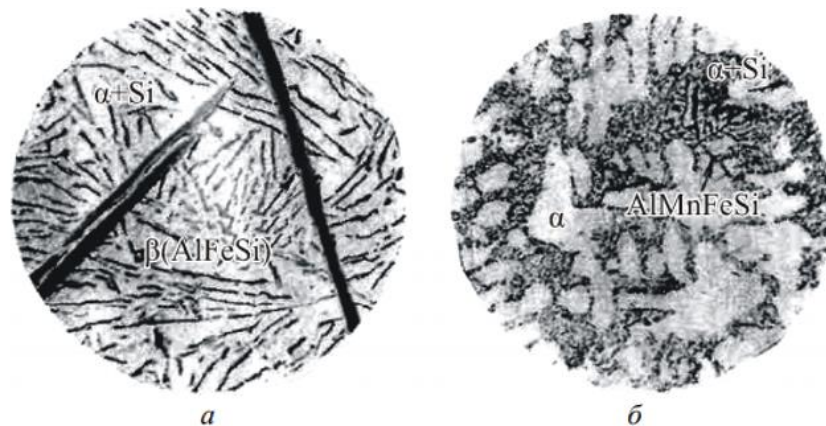


Рис. 1.4 Ефективність модифікування силумінів:
а-немодифікований сплав, що містить 1,5% Fe x 250;
б-модифікований сплав АК9

Модифікатор подрібнює кристали кремнію в евтектиці і залізисту фазу. Для усунення схильності до газової пористості процес кристалізації великогабаритних виливків здійснюється під підвищеним тиском в автоклаві, що запобігає виділенню розчиненого водню і сприяє отриманню щільних виливків. Зі сплаву відливають великі і середні деталі складної конфігурації (Корпуси насосів, картери, блоки циліндрів двигунів і т. д.), що працюють в умовах значних навантажень і внутрішніх тисків при температурах не вище 200 °С.

Сплави АК8л і АК10Су застосовуються рідше, ніж інші силуміни. Вони мають більш складну технологію плавки і лиття. У сплав АК8л введений берилій, який має кращу здатність до нейтралізації заліза, знижує окислюваність сплаву, але одночасно призводить до зростання зерна. Для подрібнення структури в сплав доданий титан. По міцності АК8л істотно перевершує сплави АК7ч і АК9. Він призначений для лиття складних по конфігурації і великих корпусних деталей, що працюють під великим внутрішнім тиском газу або рідини і відчувають великі напруги при експлуатації [39-41].

1.2 Особливості структуроутворення алюмінієвих ливарних сплавів

В даний час встановлено, що властивості сплавів визначаються особливостями макро - і мікроструктури. Внаслідок цього низька якість сплавів пов'язують з мікронеоднорідністю їх структури [42-46].

Численні дослідження дозволили розкрити деякі причини появи мікронеоднорідності металевих сплавів [47-48]. Одна з головних причин її появи-наявність мікронеоднорідності вже в рідкому металевому розплаві, а також істотне посилення в процесі охолодження і кристалізації.

Це пов'язано з тим, що метал перед випуском з печі неоднорідний як за структурою, так і за складом. В результаті в більшості випадків метал поблизу температури кристалізації знаходиться в нерівноважний стан.

Таким чином, можна говорити про існування спадкового взаємозв'язку між будовою і властивостями металів і сплавів в рідкому і твердому станах [49-51].

Можна зробити висновок, що мікронеоднорідність розплавів обумовлена якістю первинних шихтових матеріалів.

Під структурною спадковістю розуміється сукупність явищ, пов'язаних з передачею структурних особливостей шихти через рідкий стан до виливка [52].

Основою якості виливків є розплав, так як його властивості в значною мірою визначають фізико-хімічні властивості та ливарні процеси при заповненні форми і кристалізації. Тож описи будови розплавів мають більше значення при розгляді генетичного зв'язку між рідким і твердим станом металів і сплавів.

Тому в даний час великий вплив приділяється усуненню негативних чинників та закладці позитивної структурних змін, що впливають на спадковість розплавів в литих алюмінієвих сплавах.

Більш дрібні елементи структури розплаву, успадковані від шихти, сприяють отриманню сплавів з високими механічними та експлуатаційними властивостями.

У сплавах системи Al-Si генами спадковості, згідно [53], є кластери, збагачені кремнієм, розміри яких залежать від структури шихти і складають від 1 до 500 нм.

Таким чином, застосування шихти підвищеної якості (більш дрібнозернистої) з більш дисперсними і впорядкованими елементами спадковості буде впливати на поліпшення властивостей кінцевого литого виробу. Це пов'язано з тим, що кристалізація з менш гетерогенного розплаву сприяє отриманню більш досконалої кристалічної структури.

Згідно [54] відомо, що цілеспрямовано впливаючи на структуру шихтових матеріалів, можна пройти рідкий стан і зберігати частину закладеної структурної спадковості на всіх етапах аж до готового виливка. В результаті можна істотно підвищити якість виливків і їх властивості. Проведені дослідження привели до створення спеціальних способів обробки шихтових матеріалів з метою закладення позитивної структурної спадковості:

1) у твердому стані - шляхом ультразвукової та термічної обробки, обробки тиском, впливом фізичними полями;

2) у рідкому стані - перегрів до певних температур, що призводить до різного ступеня гомогенізації;

3) в процесі кристалізації - завдяки створенню різних швидкостей тепловідведення, що призводить до фіксування різних структурних станів рідини, отриманих при перегріванні розплаву, накладенню різних полів, центрифугуванню.

Рівень мікронеоднорідності розплавів можна змінювати різними фізико-хімічними впливами (перегрівом над ліквідусом, ізотермічною витримкою, ультразвуковою, магнітною та іншими обробками) аж до повного усунення спадкових ознак шихтових матеріалів.

Згідно [55] досліджуючи вплив структури шихти на кристалізацію промислових силумінів були отримані термограми розплавів на дрібнозернистій шихті (Д-шихти, отриманої зі $V_{\text{охол}} = 10 \text{ }^{\circ}\text{C/сек}$) і грубозернистій шихті (Г-шихти, отриманої зі $V_{\text{охол}} = 1 \text{ }^{\circ}\text{C/сек}$) показали, що кристалізація α -твердого

розчину і $(\alpha+\delta)$ – евтектики починаються при знижених температурах, з більшою швидкістю і з меншим переохолодженням для сплавів з Д-шихти. Сплави, отримані з Г-шихти, мали більше переохолодження і знижені механічні властивості.

Можна прогнозувати якість одержуваних виливків з ливарних алюмінієвих сплавів шляхом дослідження процесу кристалізації і оцінки ступеня впливу на даний процес ступенем подрібнення структури шихти.

1.3 Герметичність виливків із алюмінієвих сплавів

Герметичність є одним з найважливіших технологічних властивостей ливарних алюмінієвих сплавів і її необхідно враховувати при проектуванні, виробництві та контролі литих заготовок для деталей гідравлічних і пневматичних пристроїв.

Герметичність алюмінієвих сплавів безпосередньо залежить від процесу кристалізації, оскільки при зміні агрегатного стану відбувається скачкоподібне зменшення обсягу, що тягне за собою утворення пустот у виливку. Утворена порожнеча розподіляється у вигляді концентрованих раковин, або розподілених макро- і мікропор. Характер розподілу зазначеної порожнечі залежить від структури, інтервалу кристалізації сплаву та усадки.

Згідно з працею [56] герметичність виливків по відношенню до газів і рідин повинна залежати від характеру кристалізації сплавів, оскільки зв'язок герметичності з характером усадкової пористості очевидний.

Герметичність алюмінієвих сплавів визначається пневмо- і гідровипробуваннями.

В роботі [57] були проведені гідровипробування ливарних алюмінієвих сплавів при постійній товщині дослідного зразка. За результатами випробувань алюмінієві сплави були поділені на 3 групи:

а) сплави, що руйнуються без утворення течії (АК12, АК9ч, АК7ч);

б) сплави, що дають одночасно і течію, і руйнування при близьких величинах тисків (АЛ7, АЛ12);

в) сплави, що дають течію без руйнування зразка (АЛ8).

Відповідно до цієї класифікації найбільш герметичними є сплави, що мають найбільшу кількість евтектики. За результатами випробувань на герметичність пневмо- і гідронепроникнення слід вважати найбільш герметичними сплави АК12, АК9ч, АК5М, АК7ч, АК8л. Ці сплави практично не дають течі при зазначених умовах випробування. Хоча сплав АК5М має 50% евтектики, а сплав АК12 100%, вони мають однаковий показник герметичності. Найменшу герметичність показують сплави АЛ1, АЛ7, АЛ8.

Відповідно роботам [56,57] при проведенні пневмо- і гідровипробувань більший тиск витримують алюмінієві сплави з великим показником межі міцності. Тому для отримання високогерметичних виливків з алюмінієвих сплавів необхідно забезпечити також високі міцнісні властивості одержуваної деталі.

1.4 Причини порушення герметичності виливків із алюмінієвих сплавів

Згідно з працею [58] причиною зниження герметичності є дефекти усадочного походження у вигляді концентрованих раковин, утяжин, рихлот і пір, кристалізаційних тріщин. Характер, величина, протяжність цих дефектів визначаються величиною об'ємної усадки сплавів в рідкому стані і при фазовому переході з рідкого в твердий стан, а також морфологією затвердіння сплавів при формуванні виливків.

В даний час встановлено, що основними причинами, які роблять виливки негерметичними, є:

- а) окисні і неметалеві включення;
- б) усадкова і газова пористість.

Негативна роль окисних і неметалевих включень полягає в наступному:

- а) оксиди впливають на кристалізацію, погіршують живлення виливків;

- б) оксиди сприяють газонасиченню алюмінієвих сплавів;
- в) оксиди знижують фізико-механічні властивості виливків.

Негативна роль усадкової і газової пористості полягає в наступному:

- а) зазначені пористості дають течію в виливку і призводять до руйнування виробу;
- б) призводять до зниження максимальних напружень, які витримують виливки, що працюють під надлишковим тиском;
- в) знижують механічні властивості отриманих виробів.

Водень є основною причиною утворення газових дефектів, азот та інші гази в меншій мірі впливають на цей процес.

Згідно праці [56] гази, які виділяються при кристалізації в усадкові пори, які вже утворилися, а усадочні пустоти утворюються в тих місцях, де вже є зважені в рідині або затверділі між кристалами бульбашки газів. Зв'язок між змістом газів і наявністю окисних і неметалевих включень проявляється в тому, що наявність газів в розплаві призводить до підвищеного вмісту різного роду включень, а ці включення є поверхнями розділу, що полегшують умови утворення бульбашок.

Автори роботи [59] стверджують, що повністю виключити зміст газу в сплаві неможливо, тому необхідно встановити оптимальну кількість. Оптимальний вміст газів у сплаві визначається шляхом встановлення верхньої і нижньої межі небезпечного вмісту. Верхня межа вмісту встановлюється з умови виділення газу зі сплаву, якщо вміст газу в розплаві перевищує (так само) межу розчинності газу в твердому сплаві. При цьому враховується вибірковість кристалізації сплаву і відповідно нерівномірність хімічного складу, яка може впливати на зміну розчинності газу в зв'язку з впливом різних легуючих елементів на розчинність водню. Якщо легуючий елемент не змінює розчинність водню в твердому сплаві, то верхня межа вмісту збігається з максимальною розчинністю газу в твердому сплаві.

Неметалеві включення окисного походження переважають серед всіх твердих неметалевих включень. Також як і водень, окисні неметалеві включення завжди присутні в ливарних алюмінієвих сплавах в тій, чи іншій кількості.

Характер впливу твердих неметалевих включень на зниження міцності виливків такий же, як і вплив пористості, з тією лише різницею, що розподіл цих включень не завжди пов'язаний з особливостями кристалічної будови [60].

З метою зменшення впливу згаданих вище дефектів і підвищення герметичності алюмінієвих ливарних сплавів перспективним напрямком розвитку є застосування комплексного методу високотемпературної обробки сплаву [61] та застосування надлишкового тиску в процесі кристалізації виливка.

1.5 Лиття під низьким тиском алюмінієвих сплавів

Лиття під низьким тиском є одним з найбільш ефективних методів отримання виливків. Цей метод дозволяє підвищити якість лиття, скоротити витрату металу і широко автоматизувати процес виробництва. Реалізація заповнення виливка ламінарним потоком дозволяє зберегти куц виливка, що заливається, зберігши всі фізичні та інші якості самого сплаву, виключивши замішування газу з форми і неметалевих включень, які є невіддільною частиною при турбулентному потоці [62-70].

Сутність методу полягає в наступному: кокіль при складанні з'єднується своєю нижньою частиною з трубчастим металопроводом, зануреним у ванну рідкого металу, що знаходиться в тиглі роздавальної печі. Розплав під невеликим тиском (15-30 КПа) подається через металопровід і заповнює форму знизу вгору. Потім тиск повітря збільшують до 70 КПа і витримують до повної кристалізації виливка.

Тиск скидають, при цьому надлишковий рідкий метал з ливникового отвору форми і з металопроводу стікає в тигель роздавальної печі, не втративши при цьому свого фізичного стану.

Установки ЛНД зазвичай складаються з механізмів складання і розбирання форм, відділення виливків від форми і стрижнів (по суті склад кокільної машини), агрегату заливки (печі - металороздавача). гідравлічної, пневматичної та електричної систем управління. Численні конструкції розроблених універсальних і спеціалізованих установок розрізняються: розмірами робочої зони для розміщення форми, числом рухомих елементів для збирання і розбирання форми, типами печей – металороздавачів, компоновною схемою, що реалізує варіанти обслуговування окремих агрегатів установки, ступенем автоматизації допоміжних операцій.

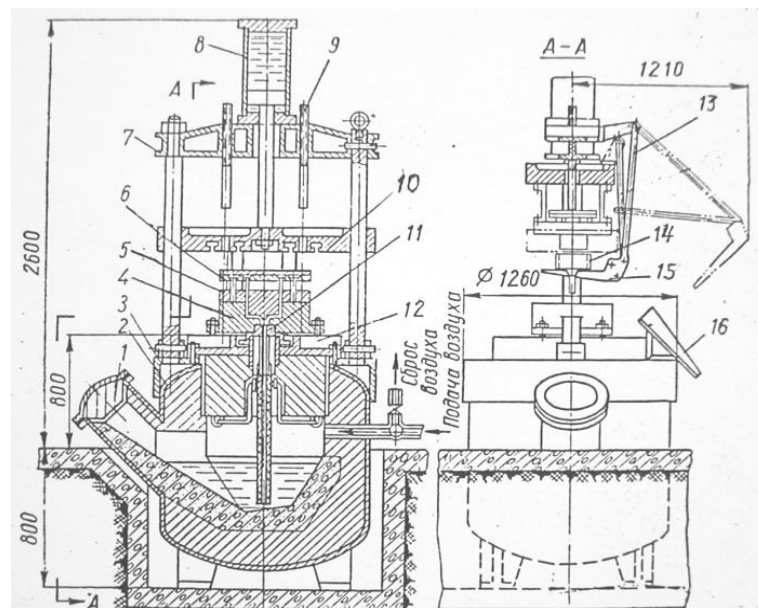


Рис. 1.5 Типова установка ЛНД для отримання виливків з алюмінієвих сплавів [71]:

1 - кришка заливального вікна, 2 - металороздавач, 3 - рама печі, 4 - нижня половина форми, 5 - верхня половина форми, 6 - плита штовхачів, 7 - нерухома траверса, 8 - гідроциліндр, 9 - штанги для руху плити штовхачів, 10 - рухома траверса, 11 - металопровід, 12 - плита, 13 - важільний механізм, 14 - виливок, 15 - приймальний лоток, 16 - сковзало.

На рис. 1.5 показана одна з установок ЛНТ для отримання виливків з алюмінієвих сплавів в металевих формах з горизонтальною площиною роз'єму. Металороздавач 2 установки - герметизована електропіч опору ванного типу з заливальною горловиною, що закривається футерованою кришкою 1 на

поролоновій прокладці. На рамі 3 печі, розташована плита 12 з металопроводом 11 з жаростійкого матеріалу. До нижньої сторони цієї плити на болтах підвішений звід печі з нагрівачами, а на верхній площині закріплена нижня нерухома половина форми 4. Верхня половина форми 5 кріпиться в пазах рухомої траверси 10. На нерухомій траверсі 7 розміщений гідроциліндр 8. призначений для переміщення верхньої половини форми.

Регульовані по висоті штанги 9 служать для виштовхування виливка плитою штовхачів 6 з верхньої половини форми. Виливок 14 видаляється з робочого простору установки допоміжним пристроєм, що складається з приймального лотка 15 переміщуваного важільним механізмом 13. При розкритій формі лоток 15 знаходиться під виливком, при закритій - відходить в сторону, скидаючи виливок на склиз 16. Металопровід 7 занурюють в розплав так, що кінець його не дістає до дна тигля на 40.. 60 мм. порожнина в виливку може бути виконана металевим, оболонковим або піщаним стрижнем 7.

Повітря або інертний газ під тиском до 0.05 МПа через систему регулювання надходить по трубопроводу всередину камери установки і тисне на дзеркало розплаву. Внаслідок різниці між тиском в камері установки і атмосферним тиском розплав надходить у форму знизу через металопровід 11, зі швидкістю, регульованою тиском в камері установки. Після закінчення заповнення форми тиск в системі може бути збільшено до кінця затвердіння виливки, після чого автоматично відкривається клапан, що з'єднує камеру установки з атмосферою. Тиск повітря в камері знижується до атмосферного і незатверділий розплав з металопроводу зливається в тигель. Після охолодження виливки до заданої температури форма розкривається, виливок витягується і цикл повторюється.

Метод лиття під низьким тиском має ряд важливих технологічних і технічних переваг перед звичайним кокільним литтям, литтям під тиском та іншими способами лиття [72-80]:

- поліпшення якості виливків, що досягається за рахунок підвищеної чистоти металу, що відбирається з глибини ванни тигля, і оптимальних умов

формування: плавного заповнення форми з регульованою швидкістю заповнення, витримка металу у формі під надлишковим тиском;

- різке зменшення витрати металу на ливниково-прибуткову систему завдяки безпосередньому живленню виливки через металопровід і поверненню надлишкового металу в тигель. Коефіцієнт використання металу в виливку може бути при цьому підвищений до 90-95% і більше. Відповідно збільшується вихід придатного і знижується відсоток браку;

- підвищується продуктивність процесу за рахунок зменшення металоємності і габаритів форм (так як ливникова система практично зводиться до мінімуму) і можливості зниження температури заливається металу;

- можливість отримання тонкостінних і товстостінних виливків, які іншими шляхами отримати неможливо;

- можливість отримання високоякісних товстостінних частин виливки шляхом подачі в них сплаву безпосередньо від металопроводу з відповідним перетином ливникового ходу;

- застосування двох і більше металопроводів, які окремо підводяться в місцеві потовщення виливки.

Завдяки цим та іншим перевагам на лиття під низьким тиском зі значним ефектом може бути переведена переважна частина кокільного лиття, значна частина виливків, одержуваних в піщаних формах, а також частина деталей, що відливаються під тиском. Отримані методом лиття під низьким тиском виливки можуть мати товщину стінок до 2,5 мм, висоту більше 1000 мм і формуватися із застосуванням піщаних стрижнів [81].

Поряд із зазначеними вище перевагами спосіб лиття під низьким тиском має недоліки, серед яких:

- невисока стійкість частини металопроводу, постійно зануреного в розплав;
- складність регулювання швидкості потоку розплаву в формі, викликана швидкоплинністю операції і динамічними процесами, що відбуваються в установці при заповненні її камери повітрям;

- можливість зміни властивостей сплаву при тривалій витримці його в печі установки.

1.6 Технологічні фактори зовнішніх впливів

Автором запропоновано розглядати технологічний процес лиття під низьким тиском в двофазному дослідженні:

1 етап - забезпечення якості сплаву при плавці, що дозволяє вирішити з одного боку кращі ливарні властивості, а з іншого - найкращі характеристики виробу за допомогою модифікування і температурної обробки сплавів;

2 етап - заповнення форми і кристалізація з метою отримання кращих службових властивостей виробу за рахунок застосування зовнішніх впливів, в тому числі адаптивної системи подачі надлишкового тиску в процесі кристалізації виливка.



Рис. 1.6 Схема технологічного процесу

В якості зовнішніх технологічних впливів на якість литва під низьким тиском використовували:

- конструкцію ливникової системи (використання декількох металопроводів);
- зовнішній тиск при кристалізації;
- зональне охолодження різними теплоносіями.

1.7 Висновки до розділу 1

Узагальнюючи аналіз літературних джерел, можна зробити наступні висновки:

1. Лиття під низьким тиском має низку переваг: використання сплаву з глибини тигля зі зниженим вмістом газових і неметалевих включень, боротьба з усадкою, спрямована кристалізація, можливість отримання високоякісних різностінних виливків з місцевими потовщеннями, схильних до усадочних явищ і газонасичення, застосування декількох металопроводів для живлення масивних частин виливки;

2. В результаті виконаного огляду можна сформулювати окремі питання, які дозволять підвищити якість сплаву, забезпечивши йому ливарні і механічні властивості. Тому технологічний процес доцільно розглядати в двофазному дослідженні:

1) 1 фаза-забезпечення якості сплаву при плавці, що дозволяє вирішити з одного боку кращі ливарні властивості, а з іншого – якість сплаву, що забезпечує кращі характеристики виробу.

2) 2 фаза-заповнення форми і кристалізація з метою отримання кращих службових властивостей виробу.

3) Приготування сплаву повинно забезпечувати дрібнозернисту структуру, як основну вимогу службової властивості лиття.

4) На підставі результатів проведеного аналізу сформульована мета і поставлені задачі досліджень.

РОЗДІЛ 2

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ, МАТЕРІАЛИ ТА ОБЛАДНАННЯ

2.1 Експериментальний стенд плавки для отримання сплаву необхідної якості

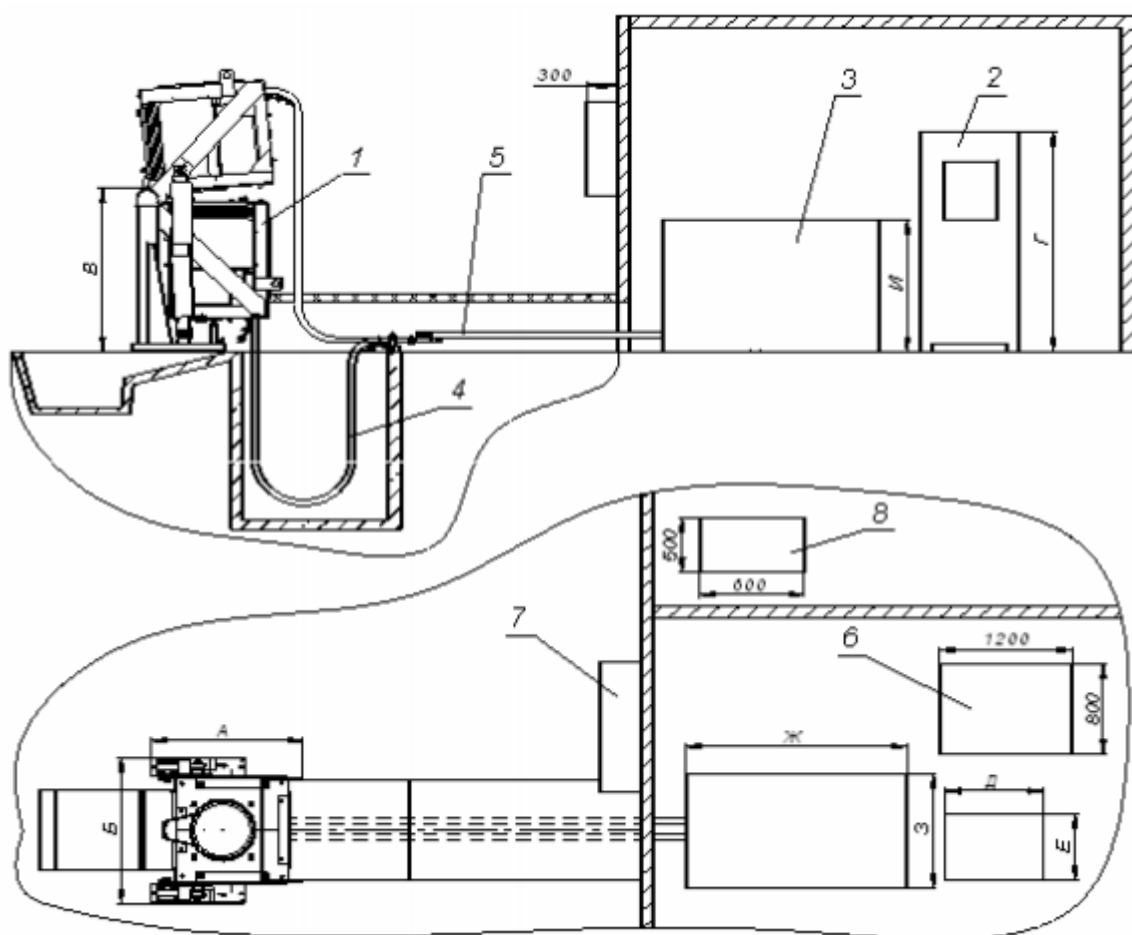


Рис. 2.1 Загальний вигляд, габаритні розміри і розташування ІСТ-0,4:

1-піч ІСТ; 2 - тиристорний перетворювач частоти; 3 - блок конденсаторів; 4 - водоохолоджуваний струмопровід; 5 - шинопровід; 6 - станція охолодження; 7- пульт дистанційного керування; 8 - гідростанція.

Таблиця 2.1

Розміри стенду

Найменування	Габарити печі (А х Б х В), мм	Габарити ТПЧ (Д х Е х Г), мм	Габарити блоку конденсаторів (Ж х З х И), мм
ІСТ-0,4/0,32	1240x1290x1455	800x600x2000	1670x690x1100

Принцип дії електропечі заснований на виділенні тепла в завантажується в тигель металі при проходженні по ньому електричного струму.

Основну відповідальність за формування структури, фізико механічних і службових властивостей металу литих виробів несе процес затвердіння розплаву, характер якого визначається інтенсивністю відведення теплоти від розплаву в ливарну форму і навколишнє середовище.

Серед різних характеристик теплового стану системи виливок-форма, що визначають початкові умови системи, температура заливки займає особливе положення. Вона є не тільки характеристикою теплових умов лиття, а й параметром фізичного стану розплаву в момент заливки, що впливає значною мірою на формування кристалічної структури металу на макро - і мікрорівнях, а також на ступінь його фізичної однорідності.

Дослідження по впливу температури заливки на кінетику твердіння циліндричних виливків $\varnothing$ 20 мм в умовах об'ємного затвердіння металу проводилися за методикою [54] в інтервалі температур заливки від перегріву в 120 °С до температури частково затверділого стану сплаву АК7ч з вмістом твердої фази до 60 %. Для цього метал заливали в графітову форму з встановленою в ній термопарою методом занурення форми в відібраний з плавильної печі розплав в розливному ковші. Температура металу в ковші в момент занурення форми на 30-40 °С перевищувала поточне значення температури заливки. Після досягнення розплавом в графітовій формі необхідної

температури заливки форму з залитим сплавом видаляли з ковша і поміщали в стаціонарний пристрій для охолодження дослідного виливку до 300 °С.

Виконаними експериментальними дослідженнями встановили, що в умовах об'ємного затвердіння виливку діаметром 20 мм зі сплаву АК7ч в результаті зниження температури перегріву на 120 °С над температурою ліквідуса до температури початку кристалізації металу, тривалість затвердіння дослідних виливків скорочується приблизно в 1,3 рази. При подальшому зниженні температури заливки в інтервалі температур кристалізації сплаву на 5; 6; 18 і 40 °С (що відповідає вмісту твердої фази в обсязі розплаву 16; 30; 40 і 60 %) тривалість затвердіння дослідних виливків в порівнянні з вихідною температурою заливки скорочується приблизно в 1,5; 1,8; 2,1 і 3,0 рази відповідно.

Поряд з інтенсифікацією процесу затвердіння і підвищенням рівня однорідності і дисперсії кристалічної структури металу виливку таке зниження температури заливки призводить до поліпшення умов роботи ливарного оснащення завдяки зниженню температурних перепадів в стінці форми.

Згідно роботі [55] факти збереження в розплаві певних структурних утворень, успадкованих від шихти, що робить істотний вплив на хід подальшого затвердіння, в даний час не викликає сумнівів. Численні результати різних дослідників показують, що природа цих утворень може бути встановлена тільки при комплексному дослідженні структурно-чутливих властивостей розплавів у взаємозв'язку з будовою шихти і отриманих литих виробів [56].

Перебудова структурних утворень може бути досягнута термочасовою обробкою, яка зарекомендувала себе як ефективний спосіб поліпшення властивостей розплаву в рідкому стані. Відомо, що після перегріву до певної температури істотно змінюються структурні характеристики литого металу і зникає спадковий вплив шихтових матеріалів на властивості виробів.

У таблиці 2.2 представлені результати випробувань герметичності силумінів різного складу (зразки заливалися в кокіль) від температури нагріву розплаву [62].

Таблиця 2.2

Вплив температури нагрівання розплаву на герметичність силуминов

Вміст Si, %	Герметичність, атм. (середнє по 4 зразкам), в залежності від температури нагріву розплаву, °C						
	900	950	1000	1050	1100	1150	1200
6	79	81	81	83	83	84	84
7	82	84	85	85	86	86	86
8	87	87	89	90	90	90	90
9	92	93	94	94	95	96	96
10	93	94	96	97	98	98	101
11	95	97	97	99	102	104	107
12	97	99	100	104	110	114	115
13	103	106	108	108	113	120	120

Доевтектичні силуміни, згідно табл. 2.2, недоцільно нагрівати до високих температур і можна обмежитися температурою в 900-1000 °C. Ці температури дозволяють досягти більш рівноважного стану розплаву і максимально підвищити герметичність силумінів.

Тому автор рекомендує наступні температурні режими, що дозволяють розупорядкувати успадковані структурні характеристики крупнозернистої шихти в розплав і перевести розплав в область мінімальної спадковості (у більш гомогенний стан), для доевтектичних сплавів: 920-960 °C.

Збільшення ступеня гомогенності розплавів в результаті даних перегрівів забезпечує формування модифікованої структури з характеристиками, відмінними від характеристик неперегрітих розплавів.

Зміна стану розплаву після перегріву також має вплинути на хід процесу кристалізації і формування литої структури.

2.2 Експериментальний стенд заливки на базі установки для лиття під низьким тиском моделі У95А

Установка для лиття під низьким тиском призначена для виготовлення високоякісних литих заготовок з алюмінієвих сплавів середньогабаритних і об'ємних деталей методом ЛНД в кокілях з основним горизонтальним роз'ємом в умовах серійного і масового виробництва.

Загальний вигляд установки У95 а представлений на рис. 2.2:

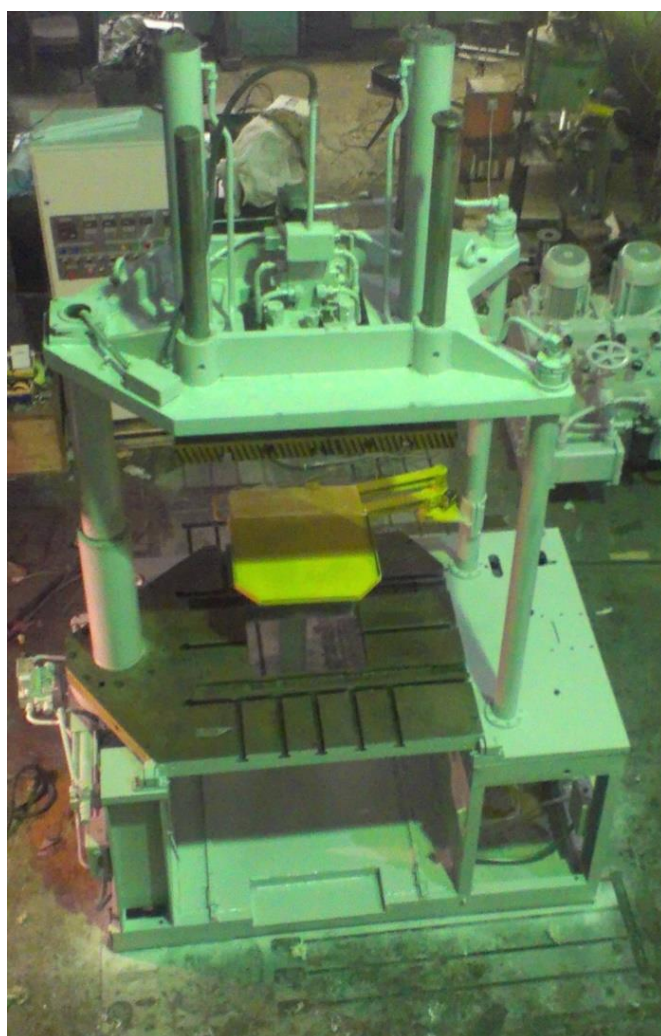


Рис. 2.2 Установка під низьким тиском мод. У95А

Таблиця 2.3

Технічна характеристика, основні параметри і розміри

№	Найменування, параметр, розмір	Величина
1.	Розміри робочого місця на плитах для кріплення частин кокіля, мм довжина ширина	1000 800
2	Найменша відстань між плитами, мм	630
3.	Хід, мм верхньої плити нижньої плити підриву виливку з нижньої плити виштовхування виливку	800 200 40 160 (40+120)
4.	Кут розвороту нижньої плити, градус	120
5.	Зусилля, т.с. - розкриття верхньої плити - змикання частин кокіля - підриву виливку з нижньої частини кокіля - виштовхування виливку з верхньої частини кокіля - підйому нижньої плити - розвороту нижньої плити	10 15 40 40 6 5
6.	Цикл роботи	налагоджувальний робочий
7.	Машинний час холостого циклу (змикання частин кокіля, підриву і розкриття кокіля, виштовхування виливку), сек	40
8.	Найбільша робоча місткість агрегату заливки (по алюмінію), кг	280
9.	Продуктивність, куців виливків на годину (при технологічному часу циклу 200 сек)	15
10.	Габаритні розміри (без електро-шафи і гідроагрегату), мм довжина ширина висота	3500 2500 3950

Установка машини, гідроагрегату і електрошкафа вказана на рис.2.3.

Установка працює в двох режимах, налагоджувальному і робочому.

Перелік складових частин установки і пульт управління представлені в табл. 2.3 і рис. 2.4 відповідно.

Таблиця 2.4

Перелік складових частин установки

№ п/п	Найменування	Кількість
1.	Агрегат заливки	Один
2.	Механізм нижньої плити	Один
3.	Механізм верхньої плити	Один
4.	Станина	Одна
5.	Маніпулятор знімання виливків	Один
6.	Гідроагрегат	Один
7.	Пневмообладнання	Комплект один
8.	Електрошафа	Один
9.	Система вакуумування	Комплект один



Рис. 2.6 Електронні реле вакууму / тиску серії SWCN SWCN-V01 і SWCN-P10

При виконанні роботи застосовувався осушене стиснене повітря. Видалення вологи здійснювалося за допомогою адсорбційного осушувача (рис. 2.7).

Адсорбційний осушувач призначений для осушення стисненого повітря до точки роси мінус 70°C.

Час роботи адсорбенту, для підготовленого повітря, становить 15000 годин, при 12-ти годинному робочому дні — це складе 4 роки. Якщо попередньо поставити рефрижераторний осушувач, термін служби адсорбенту збільшиться до 30 000 годин.

Необхідно проводити попередню фільтрацію стисненого повітря. Фільтри повинні завжди встановлюватися перед входом в адсорбційний осушувач. Рекомендуємо встановлювати після адсорбційного осушувача додаткову фільтрацію, для видалення частинок адсорбенту. Гарантовано забезпечити захист від попадання крапельної вологи в осушувач, для захисту стінок осушувача від вологи, для збільшення терміну служби адсорбенту. Рекомендуємо встановлювати перед адсорбційним осушувачем рефрижераторний осушувач або відцентрові сепаратори.

Паралельно з процесом осушення в 1 колоні, у другій колоні (7) відбувається процес зниження тиску, регенерації і підвищення тиску до робочого. Невелика частина осушеного повітря, дроселюється до невеликого надлишкового тиску (0,5-0,7 бар. ХБ) і подається на другу колону, де

відбувається зворотний процес-десорбція вологи з адсорбенту, при цьому на регенерацію втрачається до 15% стисненого повітря, який виробляє компресор. Осушене повітря безшумно викидається в атмосферу, проходив через глушник (9). Потім електроклапан блокує вихідний отвір і починається процес підвищення тиску. Як тільки повітря в колоні 1 досягає потрібного ступеня осушення, потік вхідного повітря перенаправляється в колоні 2 і процес повторюється. Процес повторюється з періодичністю раз в 8-12 хвилин.

Основні переваги адсорбційних осушувачів з холодною регенерацією: вартість самого осушувача значно менше, ніж в осушувачі з іншими способами регенерації; споживана електроенергія становить всього 24 Вт; простота обслуговування.

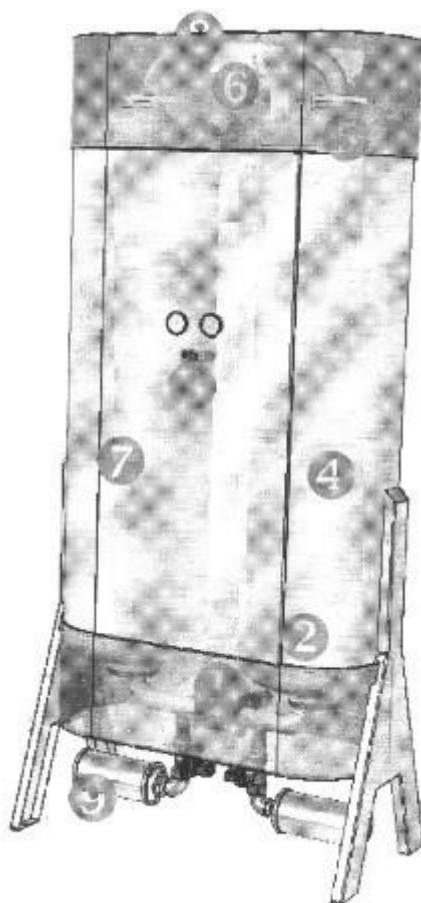


Рис. 2.7 Адсорбційний осушувач

В адсорбційних осушувачах, як робоча речовина, використовується або активний алюміній (в стандартному виконанні) або молекулярне сито. Використання оксиду алюмінію дає можливість домогтися точки роси – 40 °С, при такій точці роси залишковий вміст вологи становить 0,117 г/м³, а використання молекулярного сита дає можливість домогтися точки роси – 60 °С, при такій точці роси залишковий вміст вологи становить 0,010 г/м³. При використанні в парі з рефрижераторним осушувачем можна домогтися точки роси – 70 °С при такій точці роси залишковий вміст вологи складаємо 0,0033 г/м³.

Процес осушення стисненого повітря в осушувачах адсорбційного типу здійснюється за рахунок процесу адсорбції. Адсорбція-поглинання домішки з газу або рідини твердою речовиною причиною адсорбції є неспецифічні (тобто не залежні від природи речовини) Ван-дер-Ваальсові сили.

Осушувач складається з двох колон, заповнених адсорбентом, що працюють поперемінно. Одна колона в режимі адсорбції, друга в режимі регенерації і очікування. Вхідний вологе повітря надходить на першу колону, минаючи розподільний клапан (1), який, отримавши сигнал від контролера, направляє потік в одну з 2-х колон (3). Попередньо повітря проходить крізь сітчасту пластину, встановлену на вході в колони (2), проходячи через колону 1 (4) повітря осушується до необхідної точки роси за допомогою адсорбенту. На виході з колони сухе повітря проходить через 1-но мікронний пиловловлюючий фільтр (5) встановлений всередині колони. Пройшовши через колони повітря залишає осушувач, проходячи через розподільний клапан на виході з осушувача (6). Далі сухе повітря надходить на вихідний трубопровід і після до споживача.

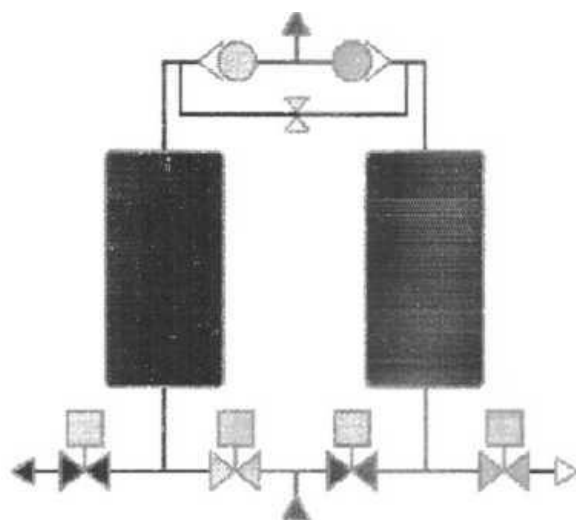


Рис.2.8 Схема адсорбційного осушувача

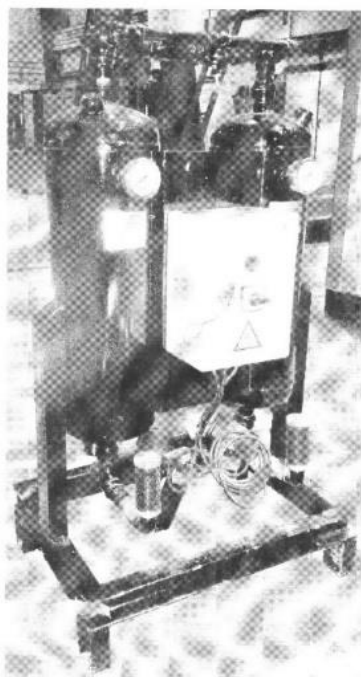


Рис.2.9 Фото адсорбційного осушувача

На рис. 2.10 наведена схема подачі тиску при кристалізації дослідних зразків. В табл. 2.5 вказані розміри дослідних зразків.

Силові механізми і гідравлічне обладнання оснащені засобами техніки безпеки.

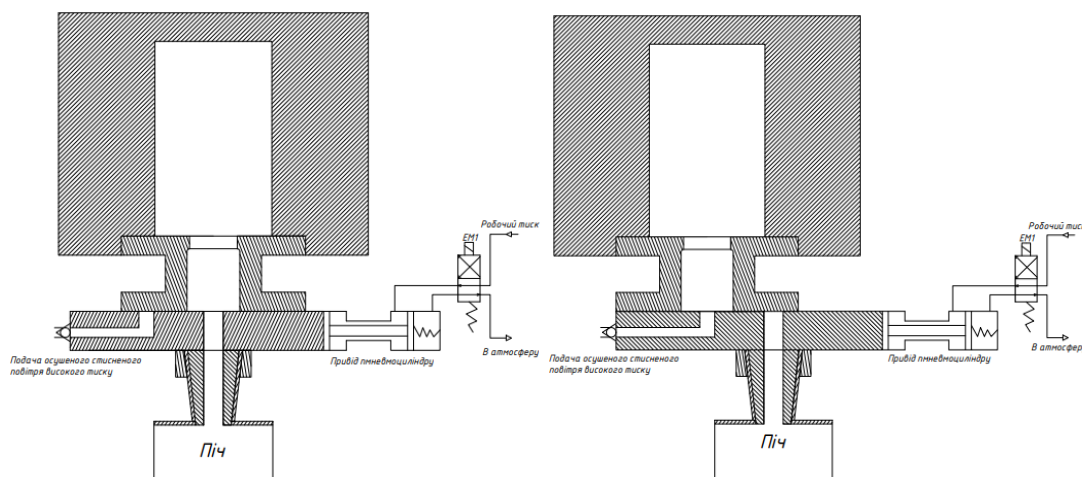


Рис. 2.10 Схема подачі тиску при кристалізації дослідних зразків

Таблиця 2.5

Розміри дослідних зразків

S (мм)	B (мм)	H (мм)
15	100	250
20	100	250
45	100	250
60	100	250

2.3 Методика проведення плавки

Плавки проводили в печі ICT-0,4 в графітовому тиглі.

При плавці для отримання орієнтовного складу шихта розраховувалася, добавки попередньо дробилися і зважувалися.

Температура заливки для всіх сплавів становила 680-720 °С. Контроль температури при виготовленні сплавів здійснювали в печі термопарами типу ХА та потенціометром типу КСП-4 класу точності - 0,25.

Після розплавлення і перегріву рідкого металу до температури 740 ± 5 °С проводили рафінування розплаву препаратом "Дегазер-190" виробництва фірми

"Fosco" (в кількості 0,2% від ваги шихти). Потім після 20-хвилинної витримки з поверхні розплаву в плавильному тиглі видаляли шлак і проводили експресний термічний аналіз сплаву для контролю його хімічного і фазового складів, а також температурних параметрів процесу кристалізації металу.

Далі після досягнення розплавом значення температури заливки проводили процес заливки в робочу порожнину чавунного кокіля з встановленою в ньому термопарою.

2.4 Методика управління параметрами лиття алюмінієвих сплавів під низьким тиском

Використовуючи загальновідому методику [82], модель отримання виливків литтям під низьким тиском в загальному випадку може бути задана функцією (2.1):

$$\begin{aligned} y &= b_0 + \sum_{i=1}^k b_i x_i + \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^k b_{ij} x_i x_j + \sum_{i=1}^m C_i Z_i + \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^m C_{ij} X_i Z_j = \\ &= b_0 + \sum_{i=1}^k b_i x_i + \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^k b_{ij} x_i x_j + \sum_{j=1}^m (C_j + \sum_{i=1}^k C_{ij} X_i) Z_j \end{aligned} \quad (2.1)$$

де

y_i - узагальнений параметр якості виливка (вихідний параметр процесу отримання виливків)

x_i - вхідні параметри процесу отримання виливків, інерційні, для зміни яких регулятору необхідно певний час (температури сплаву, форми)

z_i - малоінерційні параметри процесу отримання виливків, зміна яких забезпечується регулятором практично миттєво (швидкість наростання тиску, тиск при кристалізації, час кристалізації і т.п.)

$b_0, b_i, b_{ij}, C_i, C_{ij}$ - коефіцієнти моделі

$k \leq 10$ - кількість вхідних інерційних параметрів

$m \leq 10$ - кількість мало інерційних вхідних параметрів

$x_i \in [\alpha_i, \beta_i]$
 $z_i \in [\gamma_i, g_i]$ - область визначення функції

X_{io}, Z_{io} - параметри, що забезпечують оптимальне значення функції.

Наявність інерційних регуляторів на установці лиття під низьким тиском створює коливання технологічного режиму отримання виливків, тобто тимчасову невідповідність фактичних параметрів X_i та заданих необхідним X_{io} . Коливання режиму отримання виливків призводить до погіршення якості лиття, розбіжності його від заданого оптимального рівня.

Для підтримки технологічного процесу отримання виливків на заданому рівні необхідно усунути наявні відхилення параметрів X_{io} за рахунок малоінерційних параметрів, зміна яких проводиться відповідними регуляторами миттєво, при цьому необхідною умовою для всіх параметрів є належність їх до заданої області визначення функції (2.1) - моделі процесу отримання виливків.

Коригування налаштувань регуляторів повинно здійснюватися в наступній послідовності:

1) На всіх регуляторах задані значення параметрів X_{io} та Z_{io}
 ($i=1, \dots, k; j=1, \dots, m$), що забезпечують оптимальне значення функції Y_0

2) Фіксуються відхили

$$\Delta x_{i1} = x_{i1} - x_{i0}, i = 1, \dots, k$$

3) Перевіряється належність значень параметрів X_{i1} до області визначення.

Можливо:

$$X_{i1} \in [\alpha_i, \beta_i]$$

або

$$X_{i1} \notin [\alpha_i, \beta_i], i = 1, \dots, k$$

4) Якщо $X_{i1} \notin [\alpha_i, \beta_i]$, робота установці ЛНТ забороняється доти, поки регулятор не виведе i -тий параметр на рівень, при якому $X_{i1} \in [\alpha_i, \beta_i]$

5) Якщо $X_{i1} \in [\alpha_i, \beta_i]$ по рівнянню (2.1) визначають розрахункове значення вихідного параметру

$$Y_1 = \oint (X_{i1}, Z_{jo}), i = 1, \dots, k; j = 1, \dots, m$$

6) Розраховують

$$\Delta Y_1 = Y_1 - Y_0$$

За умови, що узагальнений параметр за відхиленнями кожного вихідного параметра від оптимального значення, буде позитивною величиною.

7) Оцінюється абсолютна величина відхилення

Можливо

$$\Delta y_1 \leq \delta y \quad \text{або} \quad \Delta y_1 \leq \delta y$$

де δy - допустиме відхилення за узагальненим вихідного параметру.

8) якщо $\Delta y_2 \leq \delta y$, коригування уставок регуляторів параметрів Z_i не проводиться, робота установці ЛНТ дозволяється.

9) якщо $\Delta y_2 > \delta y$, робота установці ЛНТ забороняється і обчислюються коефіцієнти при Z_j

$$A_j = \sum_{j=1}^m (c_j + \sum_{j=1}^m C_{ij} X_{i1})$$

10) Проводиться ранжирування коефіцієнтів по абсолютній величині, присвоюється перший номер з максимальним коефіцієнтом і області його значень, другий - наступним і так далі.

$$A_1 = A_k = \max \{ |A_i| \}$$

$$1 \leq i \leq m$$

$$A_1 = A_n = \max \{ |A_i| \} \quad \text{і так далі.}$$

$$(1 \leq i \leq m, i \neq k)$$

11) За умовою $\Delta y_2 = y_2 - y_0 = \delta y$ визначається приріст параметру Z_1 , що компенсує відхилення по параметрам X_i з урахуванням допустимого відхилення по "у" (2.2)

$$\Delta Z_1 = \frac{1}{A_1} [\delta y - (\sum_{i=1}^k B_i \Delta x_{i1} + \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^m B_{ij} \Delta x_{i1} \Delta x_{j1} + \sum_{j=2}^m \sum_{i=1}^k C_{ij} \Delta x_{i1} Z_{jo})] \quad (2.2)$$

12) Розраховують $Z_{1,1}$ (2.3)

$$Z_{1,1} = Z_{1,0} + \Delta Z_1 \quad (2.3)$$

13) визначають належність $Z_{1.1}$ до області визначення функції (пункт 2.1);

Можливо:

$$Z_{1.1} \in [Y_1, g_1] \quad \text{або} \quad Z_{1.1} \in [Y_1, g_1]$$

14) якщо $Z_{1.1} \in [Y_1, g_1]$, значення $Z_{1.1}$ вводиться у відповідний регулятор, інші уставки регуляторів залишаються без зміни. Робота установці ЛНТ дозволяється. При появі знову відхилень по X_i процес компенсації цих відхилень повторюється з п. 2.

15) якщо $Z_{1.1} \notin [Y_1, g_1]$, дозвіл на роботу установці ЛНТ не видається; параметр Z_1 фіксується на одній з меж відрізка $[Y, g_i]$.

Приймають

$$Z_{1.2} = Y_1, \text{ якщо } |Y_1 - Z_{1.1}| < |g_1 - Z_{1.1}|$$

$$\text{Або } Z_{1.2} = g_1, \text{ якщо } |Y_1 - Z_{1.1}| > |g_1 - Z_{1.1}|$$

16) визначають $\Delta Z_{1.2} = Z_{1.2} - Z_{1.0}$

17) Подальша компенсація відхилень параметрів X_i здійснюється за рахунок параметра Z_2

За умовою $\Delta y_3 = y_3 - y_0 = \delta V$ визначають приріст ΔZ_2

$$\Delta Z_2 = \frac{1}{A_2} [\delta y - (\sum_{i=1}^k B_i A X_{i1} + \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^m B_{ij} \Delta x_{i1} \Delta x_{j1} + \sum_{j=3}^m \sum_{i=1}^k C_{ij} \Delta x_{i1} Z_{j0} + A_1 \Delta Z_{1.2})]$$

18) розраховують $Z_{2.1} = Z_{2.0} + \Delta Z_2$

19) визначають $Z_{2.1} \in [Y_2, g_2]$ або $Z_{2.1} \notin [Y_2, g_2]$

20) якщо $Z_{2.1} \in [Y_2, g_2]$, то до відповідних регуляторів вводиться значення $Z_1 = Z_{1.2}$ та $Z_2 = Z_{2.1}$, інші уставки регуляторів залишаються без зміни; робота установці ЛНТ дозволяється.

При наступній появі відхилень по X_i процес їх компенсацій повторюється згідно з пунктом 2.

21) якщо $Z_{2,1} \notin [Y_2, g_2]$, то дозвіл на роботу установці ЛНТ не видається; параметр фіксується на одній з меж відрізка $[Y_2, g_2]$, приймають $Z_{2,2} = Y_2$, якщо $|Y_2 - Z_{2,1}| < |g_2 - Z_{2,1}|$ або $Z_{2,2} = g_2$, якщо $|Y_2 - Z_{2,1}| > |g_2 - Z_{2,1}|$

22) розраховують $\Delta Z_{2,1} = Z_{2,2} - Z_{2,0}$

23) визначають приріст параметру Z_3 (2.4)

$$\Delta Z_3 = \frac{1}{A_3} [\delta y - (\sum_{i=1}^k B_i \Delta X_{i1} + \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^m B_{ij} \Delta x_{i1} \Delta x_{j1} + \sum_{j=4}^m \sum_{i=1}^k C_{ij} \Delta X_{i1} Z_{j0} + A_1 \Delta Z_{12} + A_2 \Delta Z_{2,2})] \quad (2.4)$$

Подальші операції виконуються згідно з пунктами 18 – 23.

При виході на межі області всіх параметрів $Z_i (i = 1...5)$ видається дозвіл на роботу установці ЛНТ.

2.5 Методика дослідження ливарних властивостей сплавів

Рідкотекучість АК7ч визначається довжиною в метрах залитого повністю в поперечному перерізі спірального вимірювального каналу в металеву форму згідно ГОСТ 16438-70.

Пористість АК7ч оцінювали за п'ятибальною стандартною шкалою ВІАМ (ГОСТ 1583-93) на макрошліфах, залитих в кокіль. Для визначення пористості користувалися еталонною шкалою, наведеною в таблиці 2.6.

Таблиця 2.6

Шкала пористості згідно ГОСТу 1583-93

Бал пористості (номер еталону)	Кількість пор на 1 см ² , шт.	Діаметр пор, мм	Кількість пор на 1 см ² , шт.
1	До 5	До 0.1	До 5
2	До 10	До 0,1 До 0,2	До 8 До 2
3	До 15	До 0,3 До 0,5	До 12 До 3

4	До 20	До 0,5 До 0,1	До 0,14 До 6
5	До 25	До 0,5 До 1,0 До 0,1	До 15 До 8 До 2

Кількість пор і розмір пор визначали як середнє арифметичне трьох вимірів.

Герметичність АК7ч досліджували за допомогою гідро- і пневмовипробувань спеціальних зразків згідно ГОСТ 24054-80. Метод визначення герметичності на гідроустановці заснований на принципі подачі води в зразок. При появі течі реєструється тиск, який і є критерієм оцінки герметичності. Максимальний тиск при гідровипробуваннях 300 ат, при пневмовипробуваннях - 30 ат.

Також досліджували герметичність безпосередньо на виливках. Для цього виливку встановлювали на спеціальному гідростенді, в потрібних місцях ставили заглушки і подавали під тиском воду. Критерієм герметичності також, як і на зразках, служило тиск води, при якому відбувався розрив виливку.

2.6 Методика дослідження механічних властивостей сплавів

Механічні властивості (межа міцності σ_B і відносне подовження δ) потрійних литих алюмінієво-кремнієвих сплавів визначали за стандартною методикою згідно ГОСТу 1583-93 на окремо відлитих зразках $\varnothing$ 10 мм, отриманих заливкою в спеціальний кокіль. Механічні випробування проводили на розривній машині Р-5.

Промисловий сплав АК7ч досліджували на механічні властивості на таких же зразках, тільки попередньо зразки піддавали термічній обробці по режиму, згідно ГОСТу 1583-93:

AK7ч - режим T5 (Гарт при 530 °C протягом 3-х годин з охолодженням у воді + старіння при температурі 150 °C протягом 2-х годин з охолодженням на повітрі).

Твердість зразків визначалася методом вимірювання по Брінеллю. Сутність методу згідно ГОСТ 9012-59 полягає у вдавлюванні кульки (сталевого або з твердого сплаву) в зразок (виріб) під дією зусилля, прикладеного перпендикулярно до поверхні зразка, протягом певного часу, і вимірі діаметра відбитка після зняття зусилля.

2.7 Методика дослідження герметичності сплаву АК7ч

Герметичність визначали за стандартною пробою - «стаканчик» з товщиною стінки 2 мм. Проби заливали в кокіль. Ескіз проби представлений на рис.2.11. Герметичність проб, отриманих за запропонованою технологією, оцінювали проведеними пневмовипробуваннями.

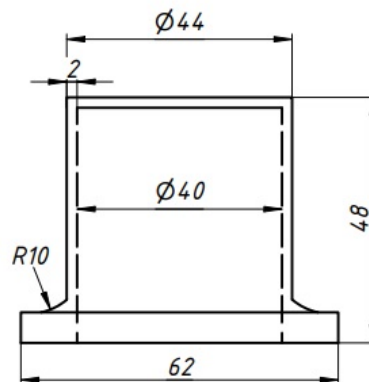


Рис. 2.11 Зразок для дослідження герметичності при пневмовипробуваннях

Всередину зразка під тиском від балона з азотом подавався газ. Тиск, при якому з поверхні зразка виходив перший газовий пухирець, приймався за тиск, при якому наступала межа мнєвогерметичності зразка, який фіксувався за допомогою встановленого манометра.

2.8 Методика дослідження мікроструктури сплаву АК7ч

Для дослідження мікроструктури сплавів використовували шліфи, які виготовлялися з отриманих дослідних зразків, розміри яких зазначені в таблиці 2.4, залитих в кокіль. Металографічні дослідження проводилися відповідно до ДСТУ 7175: 2010.

Перегляд мікроструктури проводили при збільшенні $\times 100-500$ на мікроскопі МЕТАМ Р-1. Для травлення зразків використовували 15% - ий розчин їдкого лугу (NaOH) в дистильованій воді.

2.9 Методика дослідження використання декількох металопроводів при заливці в багатомісну форму

Для проведення експерименту було розроблено до існуючого оснащення новий піддон і нова кришка тигля заливного пристрою.

На рис. 3.3 представлений піддон з двома ливниковими отворами для центрального підведення металу виливку. Висота ливникових отворів в піддоні становить 0,002 м. Діаметр отворів в нижній частині – 0,005 м, у верхній частині – 0,006 м.

Кришка тигля заливного пристрою, з виконаним в ньому двома вікнами для проходження і кріплення двох металопроводів, показана на рис. 2.12.

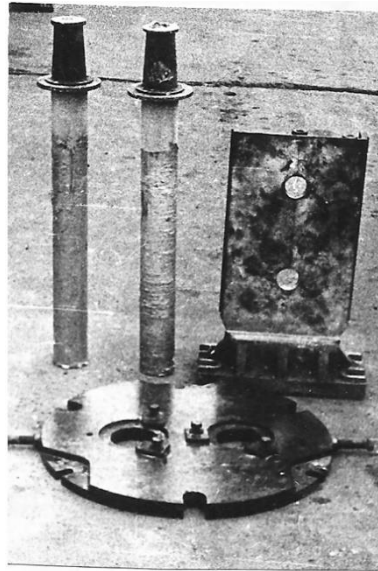


Рис. 2.12 Оснащення для заповнення двомісної форми "корпус фільтра" з двох металопроводів

Металопроводи (рис 3.9) ущільнювалися на кришці тигля прокладками з азбестового картону товщиною 0,004 м. ущільнення між верхнім зрізом металопроводу і піддоном виконувалося за допомогою спеціальної прокладки, яка складається з азбестового картону товщиною 0,004 м і листової сталі 0,008 – 0,001 м. Товщина стінки металопроводу у верхній частині склала 0,004 – 0,006 м.

2.10 Висновки до розділу 2

1. Вперше розроблено експериментальний стенд для дослідження і отримання високоякісного сплаву АК7ч з підвищеною герметичністю і механічними властивостями та можливістю впливу на наслідкову структуру сплаву з метою покращення експлуатаційних характеристик виробу.

2. Вперше розроблено експериментальний стенд заливки з кристалізацією під надлишковим тиском на базі машини ЛНД з метою отримання різностінних виливків складної конфігурації.

3. Визначені та адаптовані методики дослідження якісних та кількісних характеристик неметалевих включень і мікроструктури в сплаві АК7ч, які дали змогу встановити вплив основних технологічних параметрів одержання виливків при литті під низьким тиском з використанням створеної дослідної установки лиття та системи автоматизованого відображення і фіксації всіх основних параметрів плавлення сплавів та одержання з них виливків.

4. Визначені та адаптовані стандартні методи оцінки хімічного складу та механічних властивостей магнієвих сплаву АК7ч та його виливків, що відповідають стандартам, включаючи: визначення хімічного складу та механічних характеристик відповідно до ГОСТу 1583-93.

РОЗДІЛ 3

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ОДЕРЖАННЯ ВИЛИВКІВ З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ЛИТТЯМ ПІД НИЗЬКИМ ТИСКОМ

3.1 Дослідження впливу надлишкового тиску на механічні властивості випробуванням на твердість по Брінеллю

Отримані за описаною вище технологією дослідні зразки піддалися випробуванням на твердість по Брінеллю (рис. 3.1) і на межу міцності (рис. 3.2).

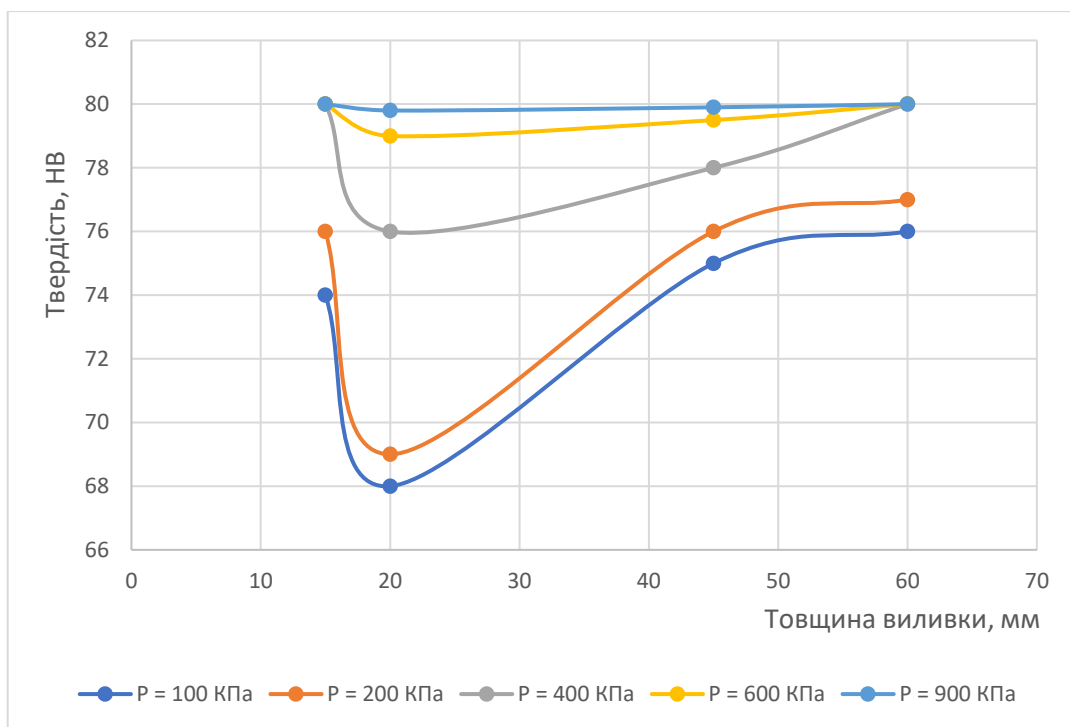


Рис. 3.1 Зміна твердості сплаву АК7ч по товщині виливку від тиску при кристалізації

Випробування показали, що надлишковий тиск від 200 до 600 КПа незначно підвищує показник твердості, відбувається відчутне підвищення твердості (вимоги ДСТУ 2839-94 ≥ 60). При накладенні тиску величиною 900 КПа відбувається вирівнювання механічного показника по всій товщині виливку.

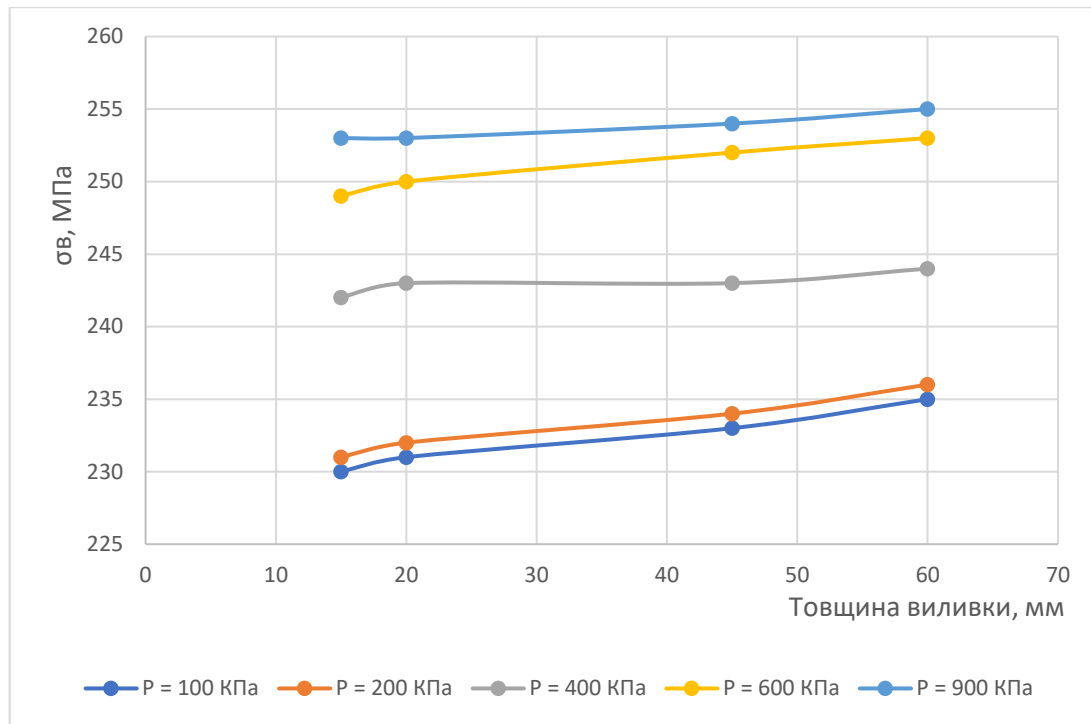


Рис. 3.2 Зміна межі міцності сплаву АК7ч по товщині виливку від величини тиску при кристалізації

Схожу картину можемо спостерігати при вимірюванні межі міцності у зразків з величиною тиску при кристалізації 600-900 КПа. Відбувається підвищення вказаної механічної властивості на 23% (вимоги ДСТУ 2839-94 $\geq$ 206).

3.2 Обробка експериментальних даних

При плануванні за схемою повного факторного експерименту (реалізуються всі можливі комбінації факторів на всіх обраних для дослідження рівнях. Кількість дослідів N визначається за формулою:

$$N = n^K,$$

де n - кількість рівнів; k - число факторів.

Таким чином, для дворівневого повнофакторного експерименту необхідно провести 2^K дослідів. Рівні факторів являють собою межі досліджуваної області

за обраним параметром (мінімальне і максимальне значення фактора). Знаючи максимальне $z_i^{\max}$ і мінімальне $z_i^{\min}$ значення технологічного параметра (фактора) можна визначити координати центру плану, так званий основний рівень z_i^0 , а також інтервал (крок) варіювання Δz_i .

У цьому випадку число можливих комбінацій з чотирьох факторів на двох рівнях дорівнює $N = n^k = 2^4 = 16$.

Вивчимо межу короточасної міцності σ_B , МПа (функція відгуку y) в залежності від чотирьох факторів: товщини стінки виливку (z_1), температури заливки (z_2), температури форми (z_3) і надлишкового тиску при кристалізації (z_4).

При дослідженні впливів товщини стінки виливку, температури заливки, температури форми і величини надлишкового тиску при кристалізації були обрані межі зміни величин: для z_1 – 15-60 мм, для z_2 – 680-720 °С, для z_3 – 200 – 300 °С, для z_4 – 200-900 КПа.

Складемо матрицю планування 2^4 (Таблиця 3.1).

Таблиця 3.1

Повний факторний експеримент для чотирьох факторів з фіктивною змінною

Номер досліджу	Фактори в натуральному масштабі				Фактори в безрозмірній системі координат					Вихідний параметр, МПа
	Z_1	Z_2	Z_3	Z_4	X_0	X_1	X_2	X_3	X_4	
1	15	680	200	200	+1	-1	-1	-1	-1	274
2	60	680	200	200	+1	+1	-1	-1	-1	255
3	15	720	200	200	+1	-1	+1	-1	-1	267
4	60	720	200	200	+1	+1	+1	-1	-1	260
5	15	680	300	200	+1	-1	-1	+1	-1	270
6	60	680	300	200	+1	+1	-1	+1	-1	257
7	15	720	300	200	+1	-1	+1	+1	-1	281
8	60	720	300	200	+1	+1	+1	+1	-1	262
9	15	680	200	900	+1	-1	-1	-1	+1	302
10	60	680	200	900	+1	+1	-1	-1	+1	292
11	15	720	200	900	+1	-1	+1	-1	+1	315
12	60	720	200	900	+1	+1	+1	-1	+1	289
13	15	680	300	900	+1	-1	-1	+1	+1	311
14	60	680	300	900	+1	+1	-1	+1	+1	286

15	15	720	300	900	+1	-1	+1	+1	+1	320
16	60	720	300	900	+1	+1	+1	+1	+1	301

$$z_1^0 = \frac{15+60}{2} = 37,5;$$

$$z_2^0 = \frac{680+720}{2} = 700;$$

$$z_3^0 = \frac{200+300}{2} = 250;$$

$$z_4^0 = \frac{200+900}{2} = 550;$$

$$\Delta z_1 = \frac{60 - 15}{2} = 22,5;$$

$$\Delta z_2 = \frac{720 - 680}{2} = 20;$$

$$\Delta z_3 = \frac{300 - 200}{2} = 50;$$

$$\Delta z_4 = \frac{900-200}{2} = 350.$$

Перевірка показала, що експериментальні дані є нормальнорозподіленими і однорідними.

Розрахуємо лінійні коефіцієнти регресії за:

$$b_0 = \frac{1}{16} \sum_{i=1}^{16} y_i = \frac{1}{16} (274 + 255 + 267 + 260 + 270 + 257 + 281 + 262 + 302 + 292 + 315 + 289 + 311 + 286 + 320 + 301) = 283,88;$$

$$b_1 = \frac{1}{16} (-1 \cdot 274 + 1 \cdot 255 - 1 \cdot 267 + 1 \cdot 260 - 1 \cdot 270 + 1 \cdot 257 - 1 \cdot 281 + 1 \cdot 262 - 1 \cdot 302 + 1 \cdot 292 - 1 \cdot 315 + 1 \cdot 289 - 1 \cdot 311 + 1 \cdot 286 - 1 \cdot 320 + 1 \cdot 301) = -9;$$

$$b_2 = \frac{1}{16} (-1 \cdot 274 - 1 \cdot 255 + 1 \cdot 267 + 1 \cdot 260 - 1 \cdot 270 - 1 \cdot 257 + 1 \cdot 281 + 1 \cdot 262 - 1 \cdot 302 - 1 \cdot 292 + 1 \cdot 315 + 1 \cdot 289 - 1 \cdot 311 - 1 \cdot 286 + 1 \cdot 320 + 1 \cdot 301) = 3;$$

$$b_3 = \frac{1}{16}(-1 \cdot 274 - 1 \cdot 255 - 1 \cdot 267 - 1 \cdot 260 + 1 \cdot 270 + 1 \cdot 257 + 1 \cdot 281 + 1 \cdot 262 - 1 \cdot 302 - 1 \cdot 292 - 1 \cdot 315 - 1 \cdot 289 + 1 \cdot 311 + 1 \cdot 286 + 1 \cdot 320 + 1 \cdot 301) = 2;$$

$$b_4 = \frac{1}{16}(-1 \cdot 274 - 1 \cdot 255 - 1 \cdot 267 - 1 \cdot 260 - 1 \cdot 270 - 1 \cdot 257 - 1 \cdot 281 - 1 \cdot 262 + 1 \cdot 302 + 1 \cdot 292 + 1 \cdot 315 + 1 \cdot 289 + 1 \cdot 311 + 1 \cdot 286 + 1 \cdot 320 + 1 \cdot 301) = 18.$$

Таблиця 3.2

Матриця експерименту

X1 (Товщина випливу, мм)	X2 (Температура сплаву, °C)	X3 (Температура форми, °C)	X4 (Тиск, КПа)	Y1 (Межа міцності, МПа)	Y2 (Відносне подовження, %)	Y3 (Твердість, НВ, 10 ⁻¹ МПа)	Y4 (Герметичність, МПа)
15	680	200	200	274	2,8	71	23
60	680	200	200	255	2,8	69	24
15	720	200	200	267	2,6	73	23,3
60	720	200	200	260	2,6	71	24,5
15	680	300	200	270	2,4	74	23,2
60	680	300	200	257	2,4	72	23,9
15	720	300	200	281	2,5	73	24,1
60	720	300	200	262	2,5	70	24,3
15	680	200	900	302	2,3	91	31,5
60	680	200	900	292	2,3	84	32,2
15	720	200	900	315	2,4	93	34,5
60	720	200	900	289	2,3	86	35,9
15	680	300	900	311	2,3	92	31,9
60	680	300	900	286	2,3	88	32,3
15	720	300	900	320	2,4	93	35,7
60	720	300	900	301	2,4	86	37

Таблиця 3.3

Результати регресійного аналізу Y1

	β	Станд. похибка β	b	Станд. похибка b	p - рівень значущості
x_0			154,1429	42,49536	0,003975
x_1	-0,414857	0,057669	-0,3833	0,05329	0,000018
x_2	0,144298	0,057669	0,1500	0,05995	0,029393
x_3	0,102211	0,057669	0,0425	0,02398	0,103991
x_4	0,871803	0,057669	0,0518	0,00343	0,000001

В результаті було отримане наступне рівняння:

$$y = 154,1429 - 0,3833 \cdot x_1 + 0,1500 \cdot x_2 + 0,0425 \cdot x_3 + 0,0518 \cdot x_4 \quad (3.1)$$

Коефіцієнт детермінації $R^2 = 0,9634$ показує, що побудована регресія пояснює більше 96,34% розкиду значень залежної змінної відносно середнього. F-критерій має значення 72,421 і рівень значущості $p = 0,00001$, які показують, що побудована регресія високо значуща.

Зіставлення розрахункових даних з фактичними наведені у табл. 3.4 та показані на рис. 3.3.

Таблиця 3.4

Результати зіставлення фактичних даних межі міцності з розрахованими
за моделлю (3.1)

№ п/п	Розраховане	Фактичне	Залишок
1	269,2534	274	-4,7466
2	252,0049	255	-2,9951
3	275,2534	267	8,2534
4	258,0049	260	-1,9951
5	273,5034	270	3,5034
6	256,2549	257	-0,7451
7	279,5034	281	-1,4966
8	262,2549	262	0,2549

9	305,5134	302	3,5134
10	288,2649	292	-3,7351
11	311,5134	315	-3,4866
12	294,2649	289	5,2649
13	309,7634	311	-1,2366
14	292,5149	286	6,5149
15	315,7634	320	-4,2366
16	298,5149	301	-2,4851

Рівняння (3.1) показує, що параметрами, які визначають межу міцності є температури форми і сплаву та надлишковий тиск. Товщина стінки має незначний вплив на межу міцності, на відміну від попередніх трьох факторів.

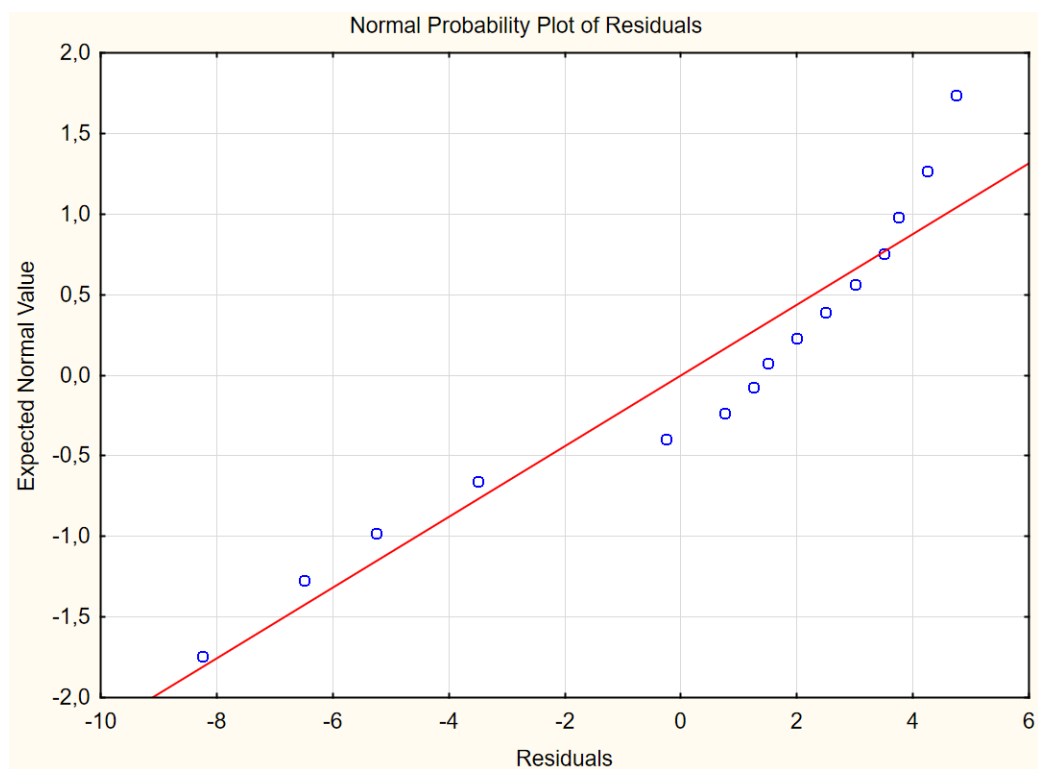


Рисунок 3.3 - Нормальний імовірнісний графік залишків

Таблиця 3.5

Результати регресійного аналізу Y2

	β	Станд. похибка β	b	Станд. похибка b	p - рівень значущості
x_0			2,715773	1,006315	0,020703
x_1	-0,038604	0,175370	-0,000277	0,001261	0,829800
x_2	0,038604	0,175370	0,000312	0,001419	0,829800
x_3	-0,347441	0,175370	-0,001125	0,000567	0,073120
x_4	-0,733486	0,175370	- 0,000339	0,000081	0,001530

В результаті було отримане наступне рівняння:

$$y = 2,715773 - 0,000277 \cdot x_1 + 0,000312 \cdot x_2 - 0,001125 \cdot x_3 - 0,000339 \cdot x_4 \quad (3.2)$$

Коефіцієнт детермінації $R^2 = 0,8134$ показує, що побудована регресія пояснює більше 81,34% розкиду значень залежної змінної відносно середнього. F-критерій має значення 5,3789 і рівень значущості $p = 0,01196$, які показують, що побудована регресія значуща.

Зіставлення розрахункових даних з фактичними наведені у табл. 3.6 та показані на рис. 3.4.

Таблиця 3.6

Результати зіставлення фактичних даних відносного подовження з
розрахованими за моделлю (3.2)

№ п/п	Розраховане	Фактичне	Залишок
1	2,630978	2,8	-0,169022
2	2,630993	2,8	-0,169007
3	2,643458	2,6	0,043458
4	2,618513	2,6	0,018513
5	2,518478	2,4	0,118478
6	2,518493	2,4	0,118493
7	2,530958	2,5	0,030958
8	2,293853	2,5	-0,206147

9	2,181518	2,3	-0,118482
10	2,169053	2,3	-0,130947
11	2,181518	2,4	-0,218482
12	2,169053	2,3	-0,130947
13	2,069018	2,3	-0,230982
14	2,056553	2,3	-0,243447
15	2,069018	2,4	-0,330982
16	2,056553	2,4	-0,343447

Рівняння (3.2) показує, що зазначені параметрами мають незначний вплив на відносне подовження.

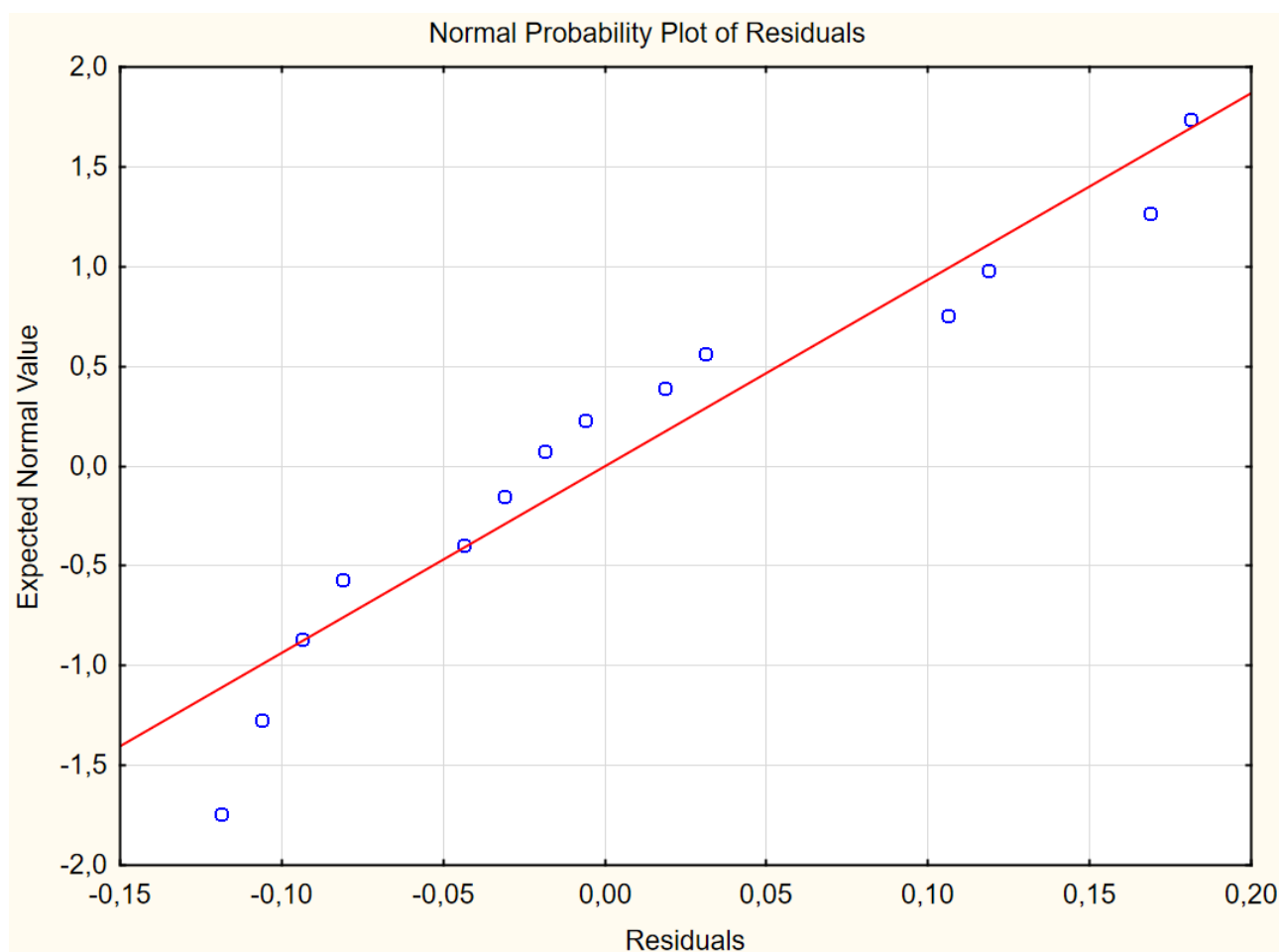


Рисунок 3.4 - Нормальний імовірнісний графік залишків

Таблиця 3.7

Результати регресійного аналізу Y3

	β	Станд. похибка β	b	Станд. похибка b	p - рівень значущості
x_0			58,291667	14,449212	0,001968
x_1	-0,232746	0,044651	-0,094444	0,018119	0,000289
x_2	0,027382	0,044651	0,0125	0,020383	0,552184
x_3	0,068455	0,044651	0,0125	0,008153	0,153491
x_4	0,958365	0,044651	0,025	0,001165	0,000001

В результаті було отримане наступне рівняння:

$$y = 58,291667 - 0,094444 \cdot x_1 + 0,0125 \cdot x_2 + 0,0125 \cdot x_3 + 0,025 \cdot x_4 \quad (3.3)$$

Коефіцієнт детермінації $R^2 = 0,9780$ показує, що побудована регресія пояснює більше 97,80% розкиду значень залежної змінної відносно середнього. F-критерій має значення 122,65 і рівень значущості $p = 0,000001$, які показують, що побудована регресія значуща.

Зіставлення розрахункових даних з фактичними наведені у табл. 3.6 та показані на рис. 3.5.

Таблиця 3.8

Результати зіставлення фактичних даних відносного подовження з
розрахованими за моделлю (3.3)

№ п/п	Розраховане	Фактичне	Залишок
1	72,875	71	1,875
2	68,625	69	-0,375
3	73,375	73	0,375
4	69,125	71	-1,875
5	74,125	74	0,125
6	69,875	72	-2,125
7	74,625	73	1,625
8	70,375	70	0,375

9	90,375	91	-0,625
10	86,125	84	2,125
11	90,875	93	-2,125
12	86,625	86	0,625
13	91,625	92	-0,375
14	87,375	88	-0,625
15	92,125	93	-0,875
16	87,875	86	1,875

Рівняння (3.3) показує, що параметром, який визначає твердість є надлишковий тиск. Інші параметри мають незначний вплив на твердість.

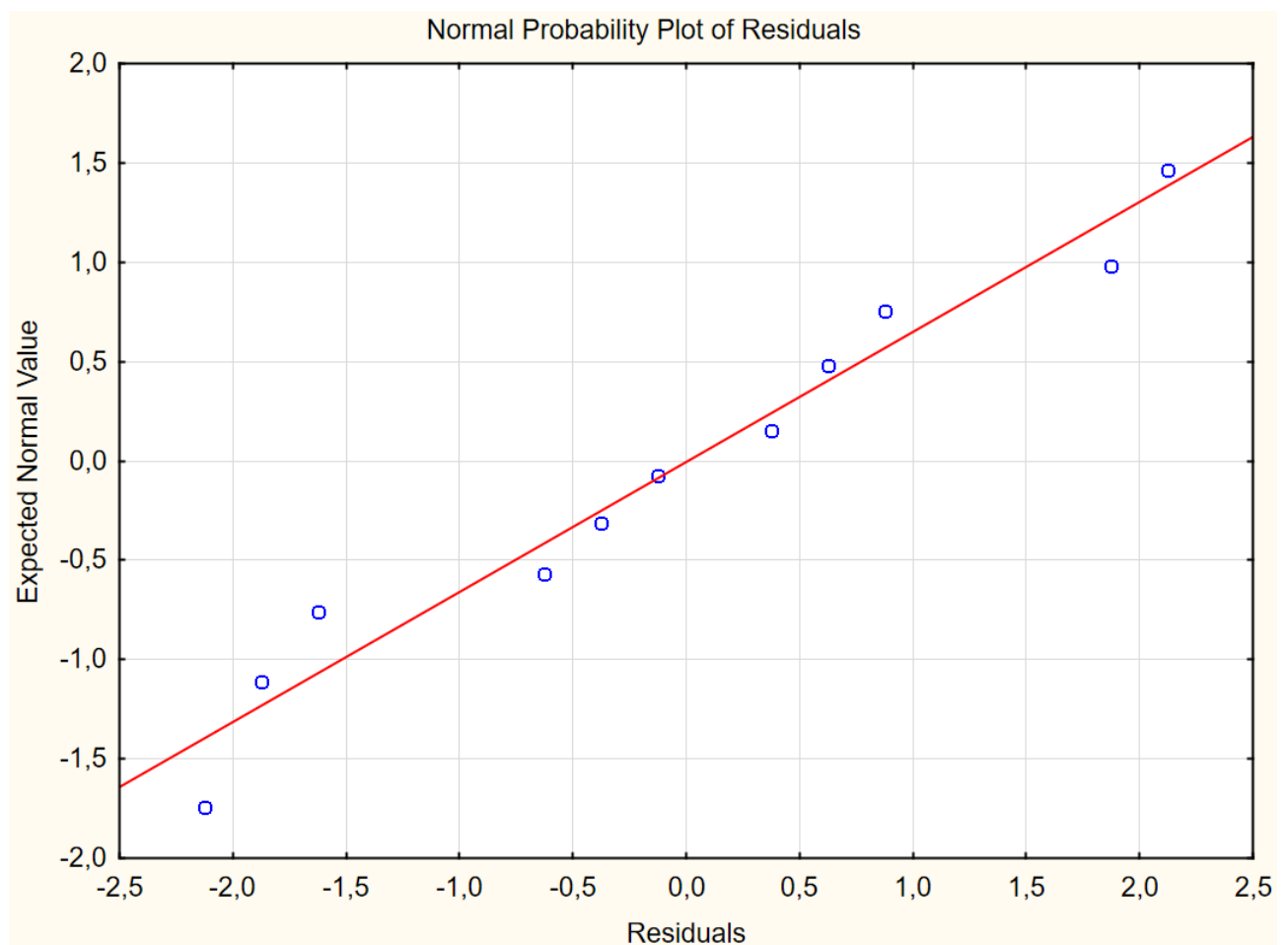


Рисунок 3.5 - Нормальний імовірнісний графік залишків

Таблиця 3.9

Результати регресійного аналізу Y4

	β	Станд. похибка β	b	Станд. похибка b	p - рівень значущості
x_0			-18,75	9,292184	0,0686608925
x_1	0,082089	0,049904	0,019167	0,011652	0,128228649
x_2	0,205818	0,049904	0,054063	0,013108	0,00168846606
x_3	0,041640	0,049904	0,004375	0,00524336702	0,421813518
X_4	0,960089	0,049904	0,014411	0,000749052432	0,000000000810134015

В результаті було отримане наступне рівняння:

$$y = -18,75 + 0,019167 \cdot x_1 + 0,054063 \cdot x_2 + 0,004375 \cdot x_3 + 0,014411 \cdot x_4 \quad (3.4)$$

Коефіцієнт детермінації $R^2 = 0,9726$ показує, що побудована регресія пояснює більше 97,26% розкиду значень залежної змінної відносно середнього. F-критерій має значення 97,634 і рівень значущості $p = 0,00001$, які показують, що побудована регресія високо значуща.

Зіставлення розрахункових даних з фактичними наведені у табл. 3.10 та показані на рис. 3.6.

Таблиця 3.10

Результати зіставлення фактичних даних герметичності з розрахованими за моделлю (3.4)

№ п/п	Розраховане	Фактичне	Залишок
1	22,056	23	-0,944
2	22,919	24	-1,081
3	24,219	23,3	0,919
4	25,081	24,5	0,581
5	22,494	23,2	-0,706
6	23,356	23,9	-0,544
7	24,656	24,1	0,556

8	25,519	24,3	1,219
9	32,144	31,5	0,644
10	33,006	32,2	0,806
11	34,306	34,5	-0,194
12	35,169	35,9	-0,731
13	32,581	31,9	0,681
14	33,444	32,3	1,144
15	34,744	35,7	-0,956
16	35,606	37	-1,394

Рівняння (3.4) показує, що товщина стінки виливку і надлишковий тиск визначають показник герметичності. Температури сплаву і форми мають незначний вплив.

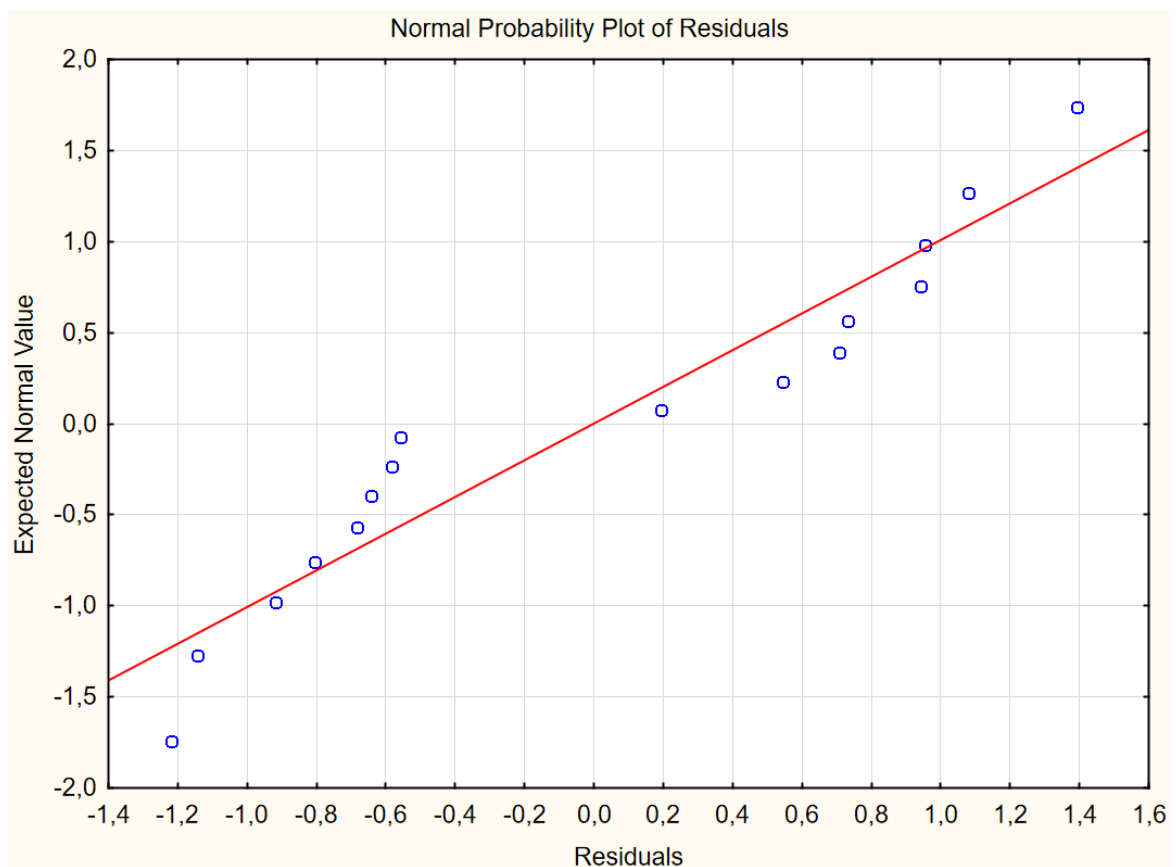


Рисунок 3.6 - Нормальний імовірнісний графік залишків

3.3 Дослідження впливу використання декількох металопроводів при заливці в багатомісну форму

Заповнення форми з декількох металопроводів при литті під низьким тиском широко застосовується при отриманні деталей з алюмінієвих і магнієвих сплавів. Заливка через кілька металопроводів дає можливість, особливо при отриманні великогабаритних виливків, скоротити при заданій швидкості заливки, час заповнення.

Заповнення багатомісних форм з декількох металопроводів дає можливість різко збільшити продуктивність установок лиття під низьким тиском, спрощує ливникову систему і, тим самим, дає значну економію матеріалів.

Для проведення дослідження щодо заповнення багатомісних форм з декількох металопроводів, використовувався двомісний кокіль деталі " корпус фільтра", що складається з двох бічних частин верхнього стрижня і поворотного піддону. Для проведення експерименту був розроблений до існуючої оснастки новий піддон і нова кришка тигля заливального пристрою.

На рис. 3.7 піддон з двома ливниковими отворами для центрального підведення металу до виливку.



Рис. 3.7 Піддон з двома ливниковими отворами

Для виготовлення виливку застосовували сплав АК7ч.

Плавку вели в індукційній тигельній печі промислової частоти ІСТ-0,4.

Дослідження виконувалися на машині мод. У95А розробки ОА «НДІСЛ»а та модернізованої Державним підприємством «Інженерний виробничо-науковий центр лиття під тиском».

Після заливки спеціальне обладнання виймає виливок з порожнини кокіля. Виливок охолоджується на повітрі, а після піддається термообробці.

Проведені дослідження дозволили встановити можливість застосування двох металопроводів, встановлених в кришці печі.

До проведення експериментів існувало припущення, що при підтиску заливального пристрою металопровадами до піддону матимуть місце зазори, через які при заповненні порожнини форми може витікати метал.

Однак, як показали експерименти, при точно виставленій печі за місцем притиску «металопровід - піддон» течії у всіх дослідах не спостерігалася. Очевидна можливість установки двох і більше металопроводів за умови, що вони розташовуються симетрично щодо поздовжньої осі піддону.

Було встановлено також, що тепловий режим у верхній частині обох металопроводів був практично однаковим, тому величина ливникового залишку в обох металопровадах була однаковою.

Збільшення витоків стисненого повітря при використанні двох металопроводів на печі установки лиття під низьким тиском також не спостерігалася: швидкість зростання тиску в тиглі печі залишалося такою ж, як і при застосуванні одного металопроводу.

Установка двох металопроводів практично не позначалася на падінні температури рідкого сплаву в тиглі.

З технологічної точки зору експерименти показали кращу заповнюваність контурів поверхні виливку при заповненні деталі з двох металопроводів завдяки зменшенню швидкості надходження металу в форму, спрощення і скорочення довжини ливникової системи.

За інших рівних умов зменшення швидкості сприяє більш плавному заповненню форми без роз'єднань потоку рідкого металу.

Швидкість заповнення форми визначалася як середня швидкість зі співвідношення (3.1):

$$V_{\text{ср}} = \frac{V_H + V_K}{2}, \quad (3.1)$$

де V_H -швидкість заповнення на початку циклу, при повному тиглі з рідким металом (м/с);

V_K -швидкість заповнення в кінці розливання тигля (м/с).

Величини швидкостей заповнення на початку і в кінці розливання тигля знаходилися зі співвідношень (3.2) і (3.3):

$$V_H = 4.3 \cdot \xi \cdot \sqrt{\frac{P_H}{\gamma} - h_H}, \quad (3.2)$$

$$V_K = 4.3 \cdot \xi \cdot \sqrt{\frac{P_K}{\gamma} - h_K}, \quad (3.3)$$

де ξ - коефіцієнт, що враховує втрати нагару на місцеві опору, рівний 0,7;

P_H - тиск, необхідний для заповнення форми на початку розливання тигля;

P_K - тиск, необхідний для заповнення форми в кінці розливання тигля;

h_H - висота стовпа металу від рівня його в тиглі до верху форми на початку розливання;

h_K - висота стовпа металу від рівня його в тиглі до верху форми в кінці розливання.

Величини тиску рівні:

$$P_H = \frac{h_H}{\xi \cdot K}, \quad (3.4)$$

$$P_K = \frac{h_K}{\xi \cdot K}, \quad (3.5)$$

где $K = \frac{1}{\gamma}$ – константа, рівна для алюмінієвих сплавів 430 кг/м^3 ;

Для розглянутого випадку:

$h_H = 0,56 \text{ м}; h_K = 0,106 \text{ м};$

$$P_H = \frac{0,56}{0,7 \cdot 430} = 1,8 \cdot 10^{-3} \frac{\text{кг}}{\text{м}^3}$$

$$P_K = \frac{0,106}{0,7 \cdot 430} = 3,5 \cdot 10^{-4} \frac{\text{кг}}{\text{м}^3}$$

$$V_H = 4,3 \cdot 0,7 \cdot \sqrt{\frac{1,8 \cdot 10^{-3}}{0,0023}} - 0,56 = 1,4 \frac{\text{м}}{\text{с}}$$

$$V_K = 4,3 \cdot 0,7 \cdot \sqrt{\frac{3,5 \cdot 10^{-4}}{0,0023}} - 0,106 = 0,64 \frac{\text{м}}{\text{с}}$$

$$V_{\text{ср}} = \frac{1,4 + 0,64}{2} = 1,2 \frac{\text{м}}{\text{с}}$$

Розрахункова величина швидкості заповнення форми контролювалася в процесі проведення досліджень часом заповнення порожнини форми, яке в експериментах становило на початку розливання тигля 5 с і кінці розливання тигля-10 с.

Були проведені дослідження при Центральному і бічному підводі металу в форму (кокіль).

На заповнюваність форми позитивний вплив справив також центральне підведення металу в одну виливку (рис. 3.8), при якому потік рідкого металу заповнює порожнину форми послідовними рівнями: при заповненні двомісної форми через один металопровід і литники, підведені в бічну частину виливки, потік рідкого металу роз'єднується при вході з ливника в порожнину форми, що погіршує заповнення порожнини форми.



Рис.3.8 Виливок деталі "Корпус фільтра", отриманий литтям під низьким тиском по новій технології

Центральне підведення металу при заливці двомісної форми з двох металопроводів також поліпшило умови живлення виливку. При бічному підводі металу не вдавалося отримати щільну структуру металу в масивних частинах виливку (рис. 3.9). Як видно з рис. 3.9, усадочна рихлота і усадочні раковини є як в центральних масивних частинах виливку (рис. 3.9.1б), так і в бічних масивних частинах виливку (рис. 3.9. 2б і 3б).

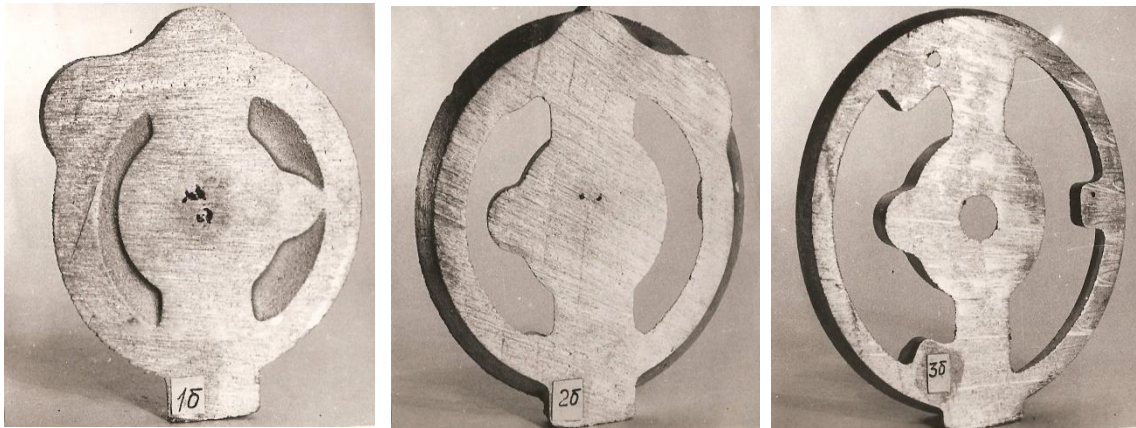


Рис. 3.9 Перетин виливків при бічному підводі металу:

1б - 30 мм від нижнього торця виливку; 2б - 45 мм від нижнього торця виливку; 3б - 60 мм від нижнього торця виливків

Зазначені усадочні дефекти пояснюються тим, що при бічному підводі металу в виливок відбувається більш значне його охолодження в протяжній ливниковій системі, що і призводить до зменшення ефективності живлення виливки під час затвердіння.

Наведені перетини виливку проводилися:

- у 30 мм від нижнього торця виливку (рис. 3.9.1б);
- в 45 мм від нижнього торця виливку (рис. 3.9.2б);
- у 60 мм від нижнього торця виливку (рис. 3.9.3б).

При центральному підводі металу в виливок, як це має місце при заливці двомісної форми з двох металопроводів, потік рідкого металу стикається з піддоном лише по ливниковому отвору (див. рис. 3.10) і тому він менше охолоджується, ніж і досягалося більш ефективне живлення масивних частин виливку деталі «корпус фільтра».

На рис. 3.10.1а, 3.10.2а і 3.10.3а показані перетини виливку, виконані на тих же відстанях від нижнього торця при центральному підводі металу. При цьому отримана щільна структура без усадочних дефектів.



Рис. 3.10 Перетин виливків при центральному підводі металу:

1а - 30 мм від нижнього торця виливку; 2а - 45 мм від нижнього торця виливку; 3а - 60 мм від нижнього торця виливів

Крім усього, застосування для заливки двомісного кокілю деталі "корпус фільтра" на установці моделі У95А зменшило перегрів кокілю і піддону внаслідок більш рівномірного розподілу тепловіддачі від рідкого металу до форми.

3.4 Управління швидкістю затвердіння виливків зі сплаву АК7ч за рахунок зонального охолодження при литті під низьким тиском

Відомо, що в умовах прискореного тепловідведення від розплаву, що кристалізується, об'ємна швидкість кристалізації визначається співвідношенням:

$$\frac{dv}{d\tau} = (v_0 - v)\varphi_1 n c^3 \tau^3 \quad (3.6)$$

де v_0 - обсяг твердої фази в початковий момент кристалізації;

v - обсяг твердої фази в момент часу;

φ_1 - величина, яка визначає конфігурацію кристалів: для сферичних кристалів $\varphi_1 = \frac{\pi}{3}$; для кубічних кристалів $\varphi_1 = 2$;

n - швидкість зародження центрів кристалізації;

c - швидкість росту кристала;

τ - поточний час.

Зональне охолодження виражається прискореним тепловідведенням в певних місцях, зокрема, в віддалених теплових вузлах виливку.

Необхідно вивчити вплив зонального охолодження, тобто різних охолоджувальних засобів, що прискорюють тепловідвід на швидкість затвердіння в місцевих стовщеннях.

Для досліджень був обраний виливок з розмірами: $H = 300$ мм, $B = 180$ мм, $\delta = 10; 15; 20$ мм. На рис. 3.11 показана половина зазначеного виливку. Найбільший розмір місцевих потовщень $R = 7,5; 10; 15$ мм; для товщини плити $= 20$ мм використовувалося місцеве потовщення $R = 20$ мм.



Рис. 3.11 Схема дослідного виливка

Віддалення місцевих потовщень від металопроводу постійно і дорівнює 255 мм.

В експериментах використовували дослідний кокіль (рис 3.12), що складається з двох плит, в яких оформлялася основна частина виливку і піддону. Плити змикаються і розмикаються пневмоциліндром.

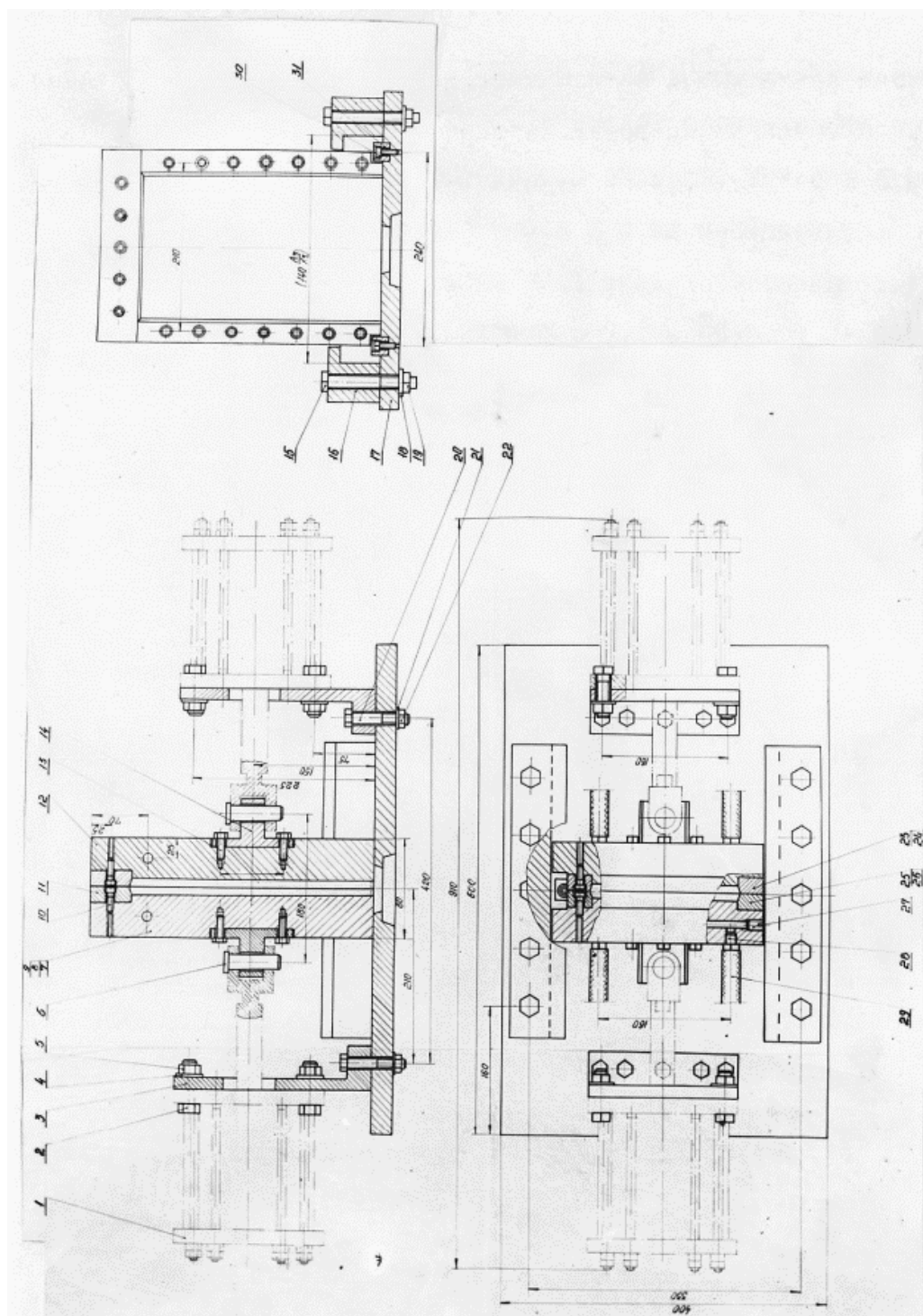


Рис. 3.12 Загальний вигляд експериментального кокіля

Задана товщина досягалася за допомогою змінних планок, які встановлюються на площині роз'єму кожної плити. З метою виключення

прискореного тепловідводу від піддону в зоні металопроводу застосована піщана вставка товщиною 6 мм.

Дослідження з вивчення впливу зонального охолодження на швидкість затвердіння виливку проводилися на дослідній установці лиття під низьким тиском У95А. Схема проведення експериментів була наступною: в кожному експерименті при постійній товщині виливку проводилися заливки, як без охолодження віддалених місцевих потовщень, так і з їх охолодженням.

Параметри, при яких проводилися експерименти:

- температура сплаву, що заливається, $^{\circ}\text{C}$ – 690 – 700
- температура кокиля, $^{\circ}\text{C}$ – 230 – 270
- вагова швидкість заливки, кг/сек – 0,9 – 1,1
- час заповнення форми, сек – 6 – 10

Товщина шару фарбування кокиля: 0,2 - 0,5 мм.

У дослідженнях в якості охолоджуючих засобів місцевих потовщень використовувалися вкладиші з міді, а також сталеві водоохолоджувані вкладиші.

Контроль щільності одержуваних виливків в місцях місцевих потовщень здійснювався за твердістю, яка вимірюється методом Брінелля.

Досліджувані виливки піддавалися термічній обробці за режимом Т5 - гарт - відпустка.

Загартування: нагрів виливків протягом 3-х годин до температури 535°C і витримка при цій температурі протягом 5 годин, витяг виливків з печі та охолодження їх у воді.

Відпустка: нагрів виливків до температури $150 - 170^{\circ}\text{C}$ протягом однієї години і витримка при цій температурі протягом трьох годин. Витяг виливків і з печі і охолодження на повітрі.

Термооброблені по прискореному режиму виливки розрізали по профільній осі на дві частини (рис. 3.11). Дослідженню піддавалася верхня частина виливки в місці наявності місцевого потовщення. Твердість вимірювалася тільки по площині роз'єму, попередньо обробленому до $\nabla 5 - \nabla 6$.

Для проведення експерименту було розроблено до існуючого оснащення новий піддон і нова кришка тигля заливного пристрою.

На рис. 3.3 представлений піддон з двома ливниковими отворами для центрального підведення металу виливки. Висота ливникових отворів в піддоні становить 0,002 м. Діаметр отворів в нижній частині – 0,005 м, у верхній частині – 0,006 м.

Кришка тигля заливного пристрою, з виконанням в ньому двома вікнами для проходження і кріплення двох металопроводів, показана на рис. 3.13.

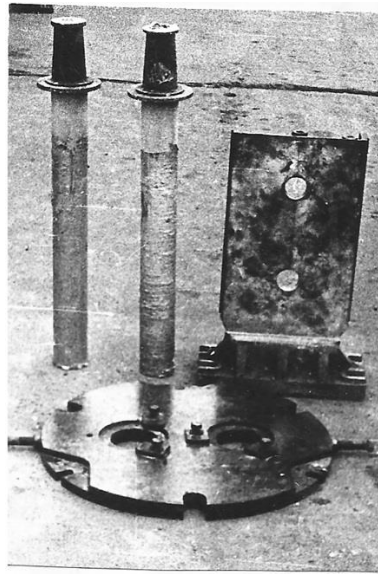


Рис. 3.13 Оснащення для заповнення двомісної форми "корпус фільтра" з двох металопроводів

Металопроводи (рис 3.13) ущільнювалися на кришці тигля прокладками з азбестового картону товщиною 0,004 м. ущільнення між верхнім зрізом металопроводу і піддоном виконувалося за допомогою спеціальної прокладки, яка складається з азбестового картону товщиною 0,004 м і листової сталі 0,008 – 0,001 м. Товщина стінки металопроводу у верхній частині склала 0,004 – 0,006 м.

Проводили дослідження виливки в місцевому потовщенні без охолодження, при застосуванні мідних вставок, при водяному охолодженні.

Експериментами з отримання виливків без зонального охолодження встановлено:

а) для виливків з товщиною стінки $\delta = 0,02$ м, виходить порівняно щільне лиття при радіусах місцевих потовщень $R = 0,0075; 0,01; 0,015$ м. Твердість в місцях потовщень мало відрізняється від твердості в інших місцях: тобто зменшилася, що допускається ТУ для даного сплаву.

б) для виливків з товщиною стінки $\delta = 0,02$ м і радіусі місцевого потовщення $R = 0,02$ м твердість в місцевому потовщенні в порівнянні з іншими місцями виливки падає на 25-30 одиниць і становить 50-54 НВ;

в) для виливків з товщиною стінки $\delta = 0,015$ м виходить щільне лиття при радіусах бобишек $R = 0,0075; 0,01$ м;

г) для виливків з товщиною стінки $\delta = 0,01$ м виходить щільне лиття при радіусі бобишек $R = 0,0075$ м;

Тому, на підставі отриманих вище експериментальних даних, зональне охолодження застосовувалося:

а) при товщині виливки $\delta = 0,02$ м,

тільки для $R = 0,02$ м;

б) при товщині виливки $\delta = 0,015$ м,

тільки для $R = 0,015-0,02$ м;

в) при товщині виливки $\delta = 0,01$ м,

тільки для $R = 0,01; 0,015; 0,02$ м;

Результати дослідження впливу зонального охолодження на швидкість затвердіння місцевого потовщення, що визначається по щільності структури металу, наведені в табл. 3.11.

Таблиця 3.11

Вплив зонального охолодження на швидкість затвердіння виливків

Товщина досліджуваного виливку, м	Радіус місцевого потовщення, м	Твердість матеріалу виливку (середня по перетину), МПа	Твердість виливку в місцевому потовщенні без охолодження, МПа	Твердість виливки в місцевому потовщенні при застосуванні мідних вставок, МПа	Твердість при водяному охолодженні, МПа

0,02	0,02	941	529	1117	1019
0,015	0,02 0,015	990	513 612	958 1078	879 956
0,01	0,020 0,015 0,01	902	Раковина 510 610	745 872 921	706 745 961

З табл. 3.11 слід, що при товщині виливку, рівній 0,02 м із застосуванням зонального охолодження як мідним вкладишами, так і зонального охолодження водою отримана щільна структура металу при максимальному радіусі місцевого потовщення $R = 0,02$ м (рис. 3.8): твердість при охолодженні мідної вставки становить $HV = 1117$ МПа, а при застосуванні водяного охолодження - $HV = 1019$ МПа, тобто при застосуванні охолодження місцеве потовщення має велику швидкість затвердіння, ніж перетин виливку без потовщення, завдяки чому і забезпечується спрямоване затвердіння, оскільки лімітуюче живлення перетину виливку твердне в останню чергу.

При товщині виливку, рівній 0,015 м і радіусі місцевого потовщення $R = 0,02$ м, тільки охолодження мідної вставкою дає твердість структури в місцевому потовщенні більше, ніж середня твердість виливку. При водяному охолодженні твердість в місцевому потовщенні нижче ніж середня, але в обох випадках вона вище допустимої по ТУ (по ТУ згідно роботі для АК7ч $HV = 686$ МПа).

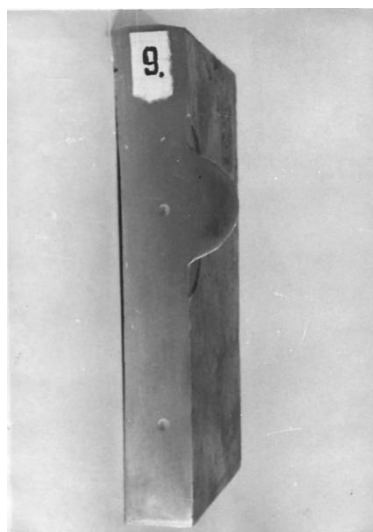


Рис. 3.14 Перетин виливку $\delta = 0,02$ м, $R = 0,02$ м, при використанні мідного вкладиша в місцевому потовщенні

У виливках з товщиною стінки, що дорівнює 0,01 м, при радіусах місцевих потовщень $R = 0,02; 0,015$ м; твердість в потовщених навіть із застосуванням водяного охолодження і охолодження мідними вставками Нижче середньої твердості виливку.

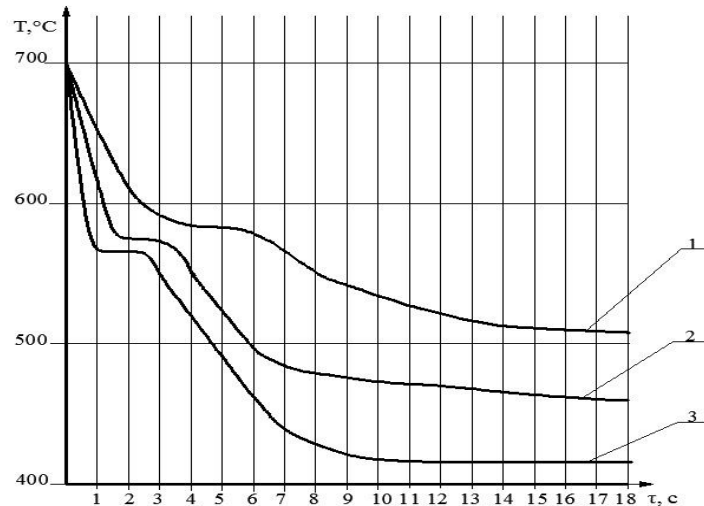


Рис. 3.15 Криві затвердіння алюмінієвого сплаву при різних умовах затвердіння:

1-без охолодження; 2-водяне охолодження; 3-охолодження мідними вставками

Зазначені результати підтверджуються кривими затвердіння (рис. 3.15). Згідно рис. 3.15 і кривим затвердіння 1, 2, 3 швидкість падіння температури в інтервалі кристалізації $T_{\text{лік}} = 620$ °C, і $T_{\text{сол}} = 577$ °C, для охолодження за допомогою:

- мідних вставок становить 43 °C/с;
- при Водяному охолодженні 22 °C/с;
- без охолодження -16 °C/сек.

3.5 Теоретичне уявлення щодо процесів структуроутворення сплаву АК7ч при використанні зовнішніх впливів

Структуроутворення сплаву АК7ч вивчали на деталі плита в залежності від зміни основних технологічних параметрів лиття.

Були отримані виливки при постійній швидкості заповнення форми кокіля рідким сплавом, зміні величини тиску Р при кристалізації, зміні товщини стінки виливку.

Проведені попередні дослідження дозволяють встановити оптимальні межі швидкості заповнення форми на рівні 1-3 см/сек. Для металографічного і спектрального аналізу були виготовлені шліфи за трьома основними горизонтами висоти виливка в зоні установки термопар (60, 120, 180 мм від нижнього торця виливка).

В литому стані всі зразки мають структуру доевтектичного силуміну з великою кількістю інтерметалідів. Якісний аналіз інтерметалічних фаз дав можливість встановити системи Al-Si-Fe, Al-Si-Mg-Fe, Si-Mg.

Але якщо врахувати, що при визначенні хімічного складу у всіх пробах було виявлено підвищений вміст міді, слід очікувати і наявності інтерметалідів системи Al-Cu та Al-Si-Cu-Fe. Зі збільшенням висоти виливка спостерігали укрупнення структурних складових фаз, інтерметаліди збільшуються до нижньої частини виливку (рис. 3.16).

Висота перети- ну від нижнь ого торця, мм	X100	X500
60		

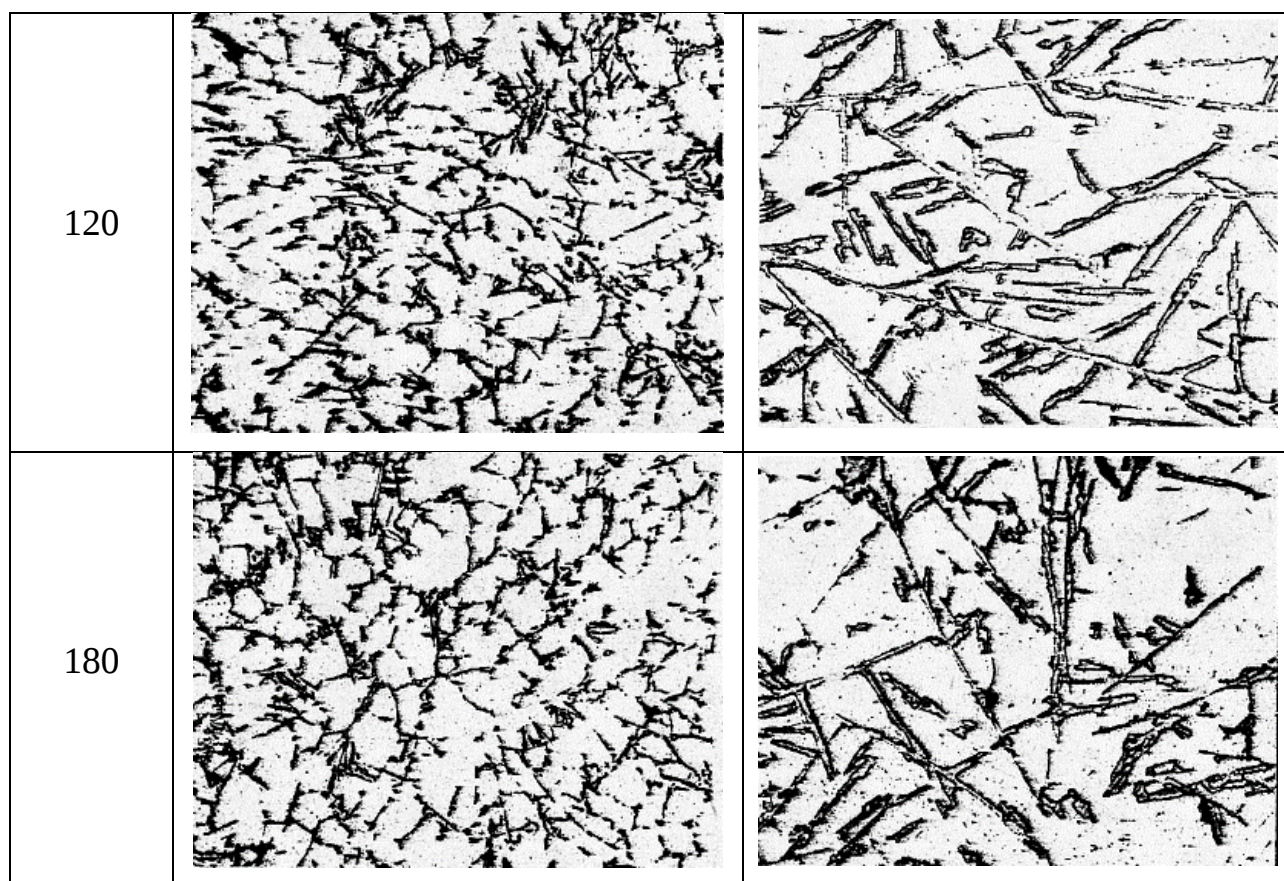
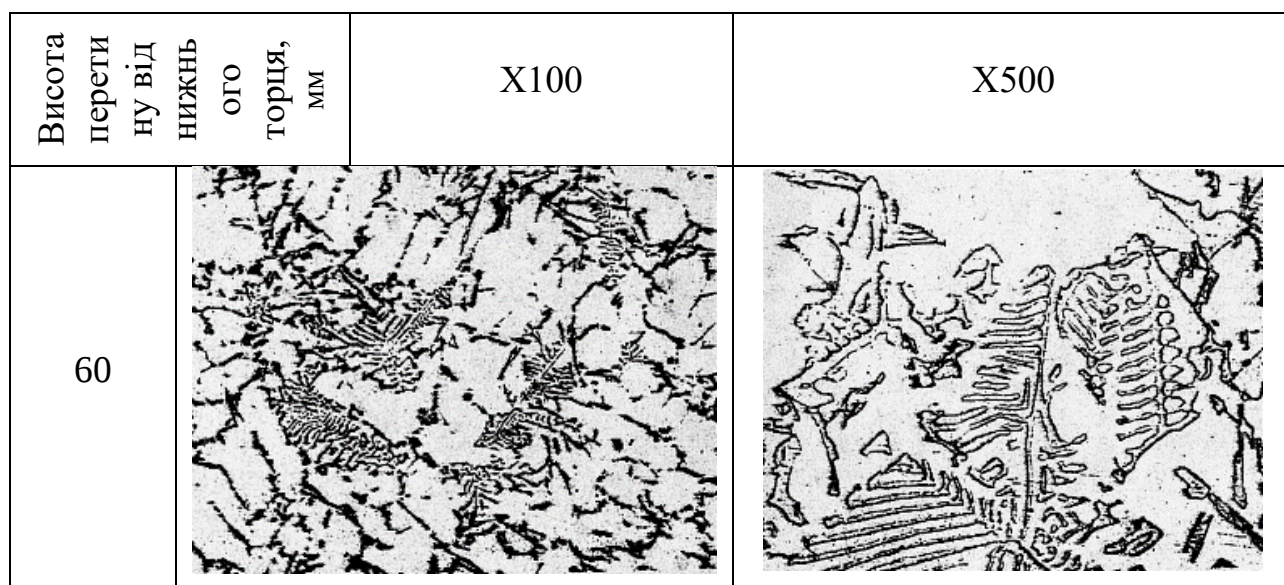


Рис.3.16 Зміна мікроструктури сплаву по висоті виливка

При вивченні впливу тиску при кристалізації на структуроутворення досліджували виливки по всій висоті. При порівнянні мікроструктур зразків, узятих у різних перетинах виливків, спостерігається подрібнення зерна від нижньої частини виливки до верхньої, що забезпечує принцип спрямованого затвердіння (рис. 3.17).



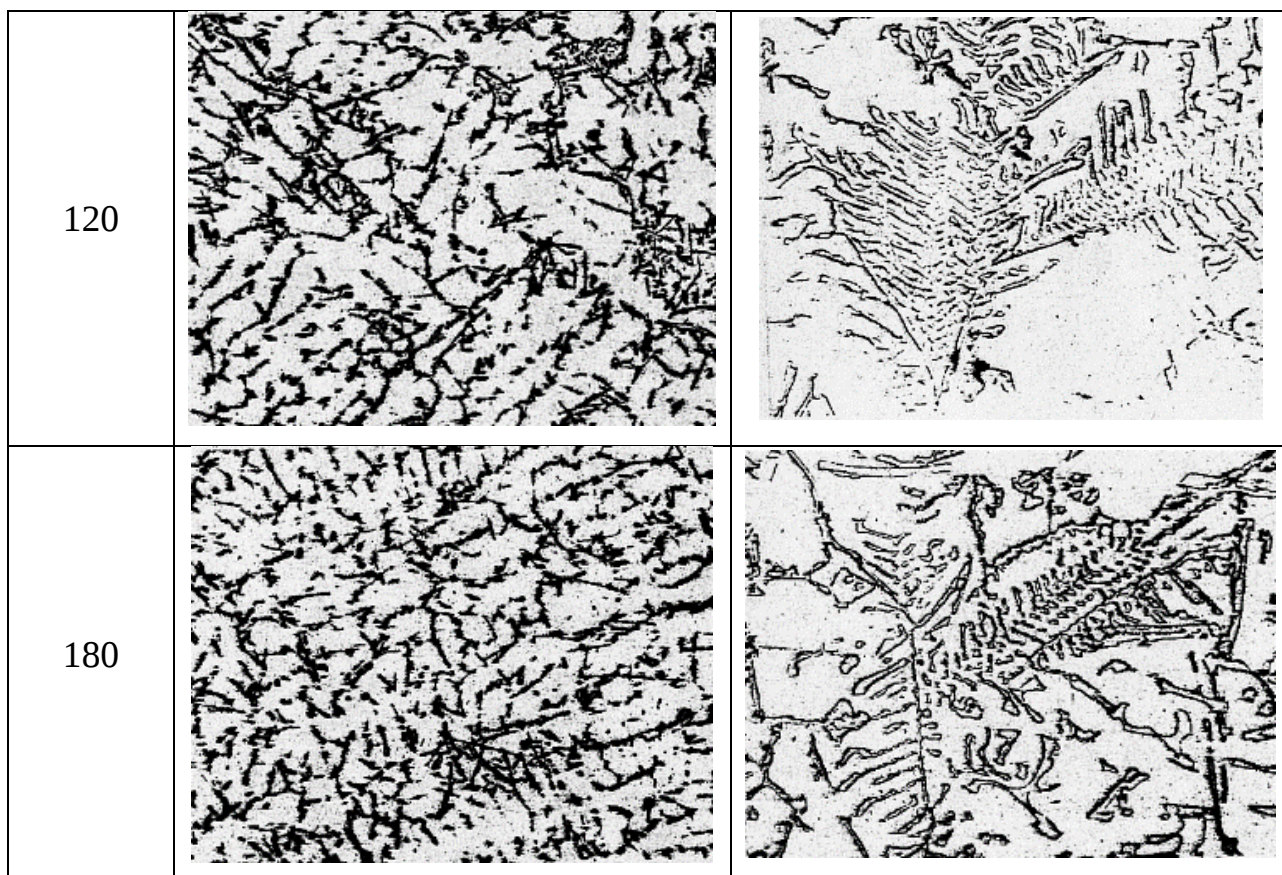
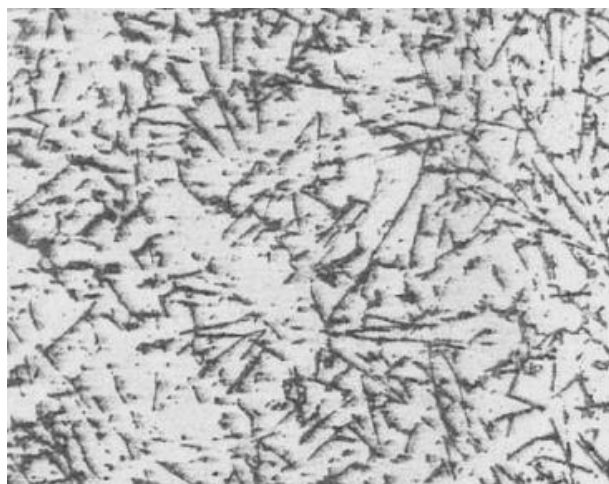


Рис. 3.17 Зміна мікроструктури сплаву по висоті виливка

Величина тиску при кристалізації впливає на кінетику затвердіння. Отримані експериментальні дані свідчать про інтенсивне скорочення часу початку дендритних кристалізації, загального часу затвердіння.

Залежність мікроструктури від величини тиску представлена на рис. 3.18. Підвищення тиску до 600 КПа призводить до деякої зміни структури (рис. 3.18 Б). Також спостерігається подрібнення фазових складових по висоті виливка в напрямку до верхньої частини (рис. 3.19).



а



б

Рис. 3.18 Вплив тиску на мікроструктуру сплаву АК7ч:

а – $P = 100$ КПа (x100);б – $P = 600$ КПа (x100).

Висота перетину від нижнього торця, мм	X100	X500
60		

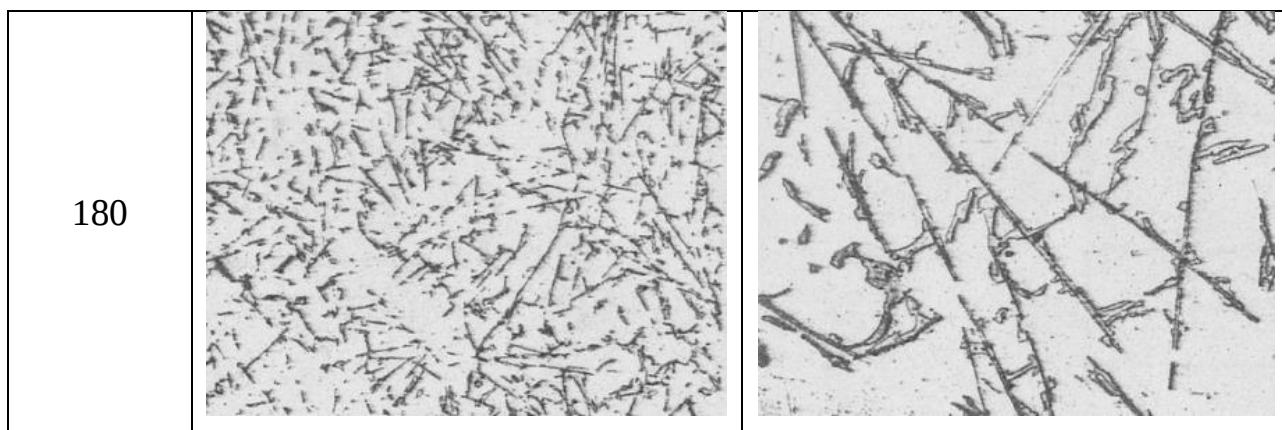


Рис. 3.19 Зміна мікроструктури сплаву по висоті виливка

Слід зазначити, що великі голки інтерметалідів $\text{Al}_4\text{Si}_2\text{Fe}$ у всіх зразках вражені поперечними тріщинами. Всі виливки мають велику кількість інтерметалідів декількох типів: скелетоподібні, розгалужені у вигляді голок і компактні.

Наявність великої кількості залізовмісних фаз грубоігольчатої будови, що утворюються в процесі кристалізації, призводить до зниження міцності і пластичних властивостей сплаву. Змінити форму інтерметалічних включень можна шляхом мікролегування металу.

Встановлено, що необхідною умовою отримання придатної виливки є перш за все набір оптимальної швидкості заповнення ливарної форми рідким металом, що виключає турбулентність в потоці розплаву, фонтанування струменя при заповненні в порожнину форми.

За експериментальними кривими були отримані кінетичні криві проходження фронту затвердіння по висоті виливку при різних значеннях P (рис. 3.21).

Для сплаву АК7ч, що кристалізується з утворенням евтектики, слід виділити характерний момент при затвердінні: початок дендритної кристалізації α - твердого розчину, початок евтектичної кристалізації, закінчення затвердіння. Наведені на рис. 3.21 графіки свідчать про інтенсивне скорочення з ростом тиску часу початку дендритної кристалізації і загального часу затвердіння. Крім того, спостерігається тенденція до вирівнювання часу початку дендритної

кристалізації і загального часу завершення процесу затвердіння по висоті виливку.

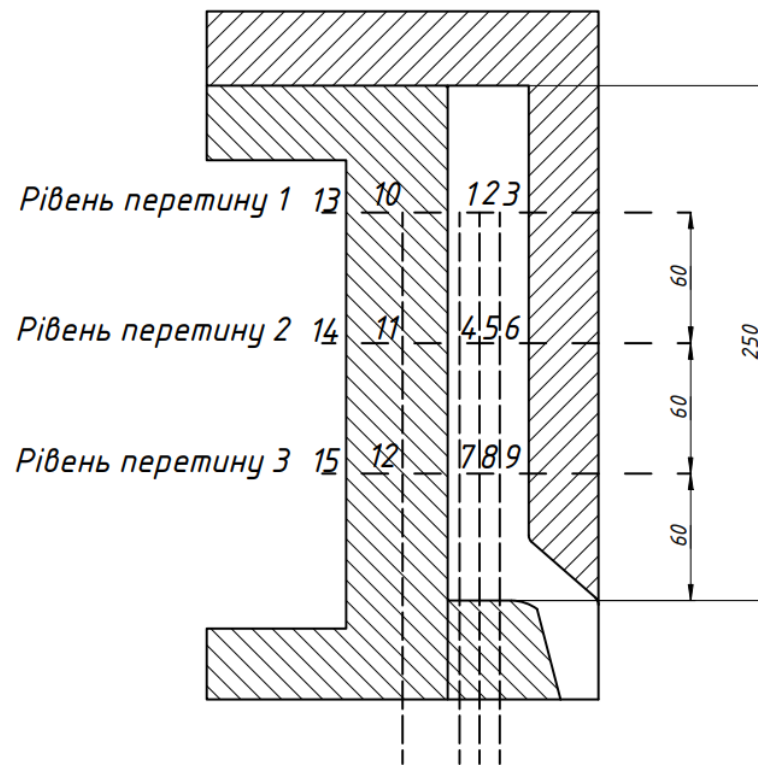


Рис. 3.20 Схема розташування термопар

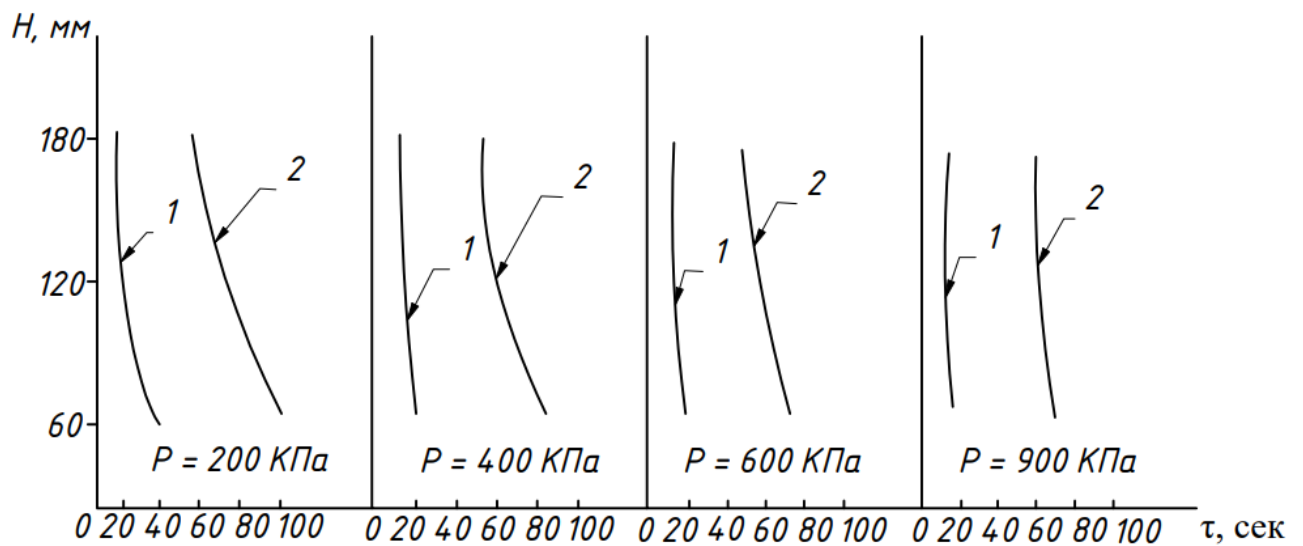


Рис. 3.21 Кінетика зміни фронту затвердіння по висоті виливку H в залежності від величини тиску P :

1 - початок затвердіння;
2 - кінець затвердіння.

3.6 Висновки до розділу 3

1) Встановлені закономірності, механізми впливу основних технологічних факторів на механічні властивості виливків із сплаву АК7ч.

При цьому побудовані рівняння регресії, які відображають залежність механічних властивостей зразків із сплаву АК7ч від додаткового тиску ($P = 100$ КПа, 200 КПа, 400 КПа, 600 КПа, 900 КПа). Надлишковий тиск від 200 до 600 КПа незначно підвищує показник твердості, в той час як від 600 до 900 КПа відбувається відчутне підвищення на 30%. Межа міцності у зразків, які отримані з величиною тиску при кристалізації 600-900 КПа, підвищується на 23%. Проведений аналіз герметичності зразків. Зіставлені дані, які отримані експериментально та за моделлю. Максимальне відхилення становить 3,77%.

2) Встановлено закономірності впливу кількох металопроводів при заливці в багатомісну форму на утворення усадкових рихлот, усадкових раковин і, відповідно, герметичність. Найдена залежність розташування усадкових дефектів від різних методів підведення металу. При цьому визначено, що при бічному підводі металу в виливок відбувається більш значне його охолодження в протяжній ливниковій системі, що призводить до зменшення ефективності живлення виливки під час твердіння. Крім того, застосування для заливки двухмісного кокілю зменшило перегрів кокілю внаслідок більш рівномірного розподілу тепловіддачі від рідкого металу до форми.

3) Визначено закономірності впливу зонального охолодження на швидкість затвердіння виливків. при товщині виливки 0,02 м із застосуванням зонального охолодження як мідним вкладишами, так і зонального охолодження водою отримана щільна структура металу при максимальному радіусі місцевого потовщення 0,02 м, твердість при охолодженні мідної вставки становить 1117 МПа, а при застосуванні водяного охолодження 1019 МПа, тобто при застосуванні охолодження місцеве потовщення має велику швидкість затвердіння, ніж перетин виливки без потовщення, завдяки чому і забезпечується спрямоване затвердіння. При товщині виливки 0,015 м і радіусі місцевого

потовщення 0,02 м, тільки охолодження мідної вставкою дає твердість структури в місцевому потовщенні більше, ніж середня твердість виливки. При водяному охолодженні твердість в місцевому потовщенні нижче ніж середня, але в обох випадках вона вище допустимої по ТУ (по ТУ згідно роботі для АК7ч НВ = 686 МПа). У виливках з товщиною стінки 0,01 м, при радіусах місцевих потовщень 0,02; 0,015 м; твердість в потовщених навіть із застосуванням водяного охолодження і охолодження мідними вставками нижче середньої твердості виливки. При цьому встановлено, що швидкість падіння температури в інтервалі кристалізації $T_{\text{лік}} = 620^{\circ}\text{C}$ і $T_{\text{сол}} = 577^{\circ}\text{C}$ для охолодження за допомогою мідних вставок складає $43^{\circ}\text{C}/\text{с}$, при водяному охолодженні $22^{\circ}\text{C}/\text{с}$, без охолодження – $16^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

4. Експериментально встановлено вплив тиску при кристалізації на структуроутворення виливки по її висоті. Спостерігається подрібнення зерна від нижньої частини виливки до верхньої, що забезпечує принцип спрямованого затвердіння. Величина тиску при кристалізації впливає на кінетику затвердіння. Отримані експериментальні дані свідчать про інтенсивне скорочення часу початку дендритної кристалізації, загального часу затвердіння. За експериментальними кривими були отримані кінетичні криві проходження фронту затвердіння по висоті виливка при різних значеннях P .

РОЗДІЛ 4

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ЗАЛИВКИ ТА КРИСТАЛІЗАЦІЇ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7Ч ЗА ДОПОМОГОЮ МОДЕЛЮВАННЯ МЕТОДОМ ГІДРОДИНАМІКИ ЗГЛАДЖЕНИХ ЧАСТИНОК

4.1 Моделювання за допомогою методу гідродинаміки згладжених частинок

Для чисельного моделювання процесу кристалізації має сенс використовувати метод частинок (SPH- "Smooth Particle Hydrodynamics"), оскільки використання інших підходів пов'язане зі значними технічними або теоретичними труднощами. Метод може бути реалізований в консервативній формі, а також його особливістю є простий перехід до тривимірного випадку.

Суть даного методу полягає в наближенні формули [83-87]:

$$a(x) = \int_R a(x) \delta(x - x_i) dx \quad (4.1)$$

наступним ланцюжком перетворень. На початку ми замінюємо узагальнену функцію $\delta(x)$ аналітичною функцією $W(x - x_i, h)$, яку називають ядром згладжування, а h – радіусом згладжування. В результаті отримаємо:

$$\bar{a}(x) = \int_R a(x) W(x - x_i, h) dx \quad (4.2)$$

Ядро $W(x - x_i, h)$ має задовольняти умовам:

$$\int_R W(x, h) dx = 1 \text{ и } W(x, h) \xrightarrow{h \rightarrow 0} \delta(x).$$

У роботах Моногана [87-89] доведено, що при дотриманні цих умов апроксимація забезпечує порядок $O(h^2)$.

Наступне перетворення полягає в заміні інтегрування підсумовуванням по частинкам-сусідам:

$$\bar{a}(x) = \sum_j \frac{m_j a_j}{\rho_j} W(x - x_j, h) \quad (4.3)$$

Використання такої апроксимації істотно спрощує обчислення градієнта польової функції $\frac{\partial \bar{a}(x)}{\partial x_\alpha}$, так як досить аналітично продиференціювати ядро згладжування, що дасть:

$$\frac{\partial \bar{a}(x)}{\partial x^\alpha} = \sum_j \frac{m_j a_j}{\rho_j} \frac{\partial W(x - x_j, h)}{\partial x^\alpha} \quad (4.4)$$

Рівняння руху рідини в термінах SPH записуватися наступним чином

Рівняння неперервності:

$$\frac{\partial \rho_i}{\partial t} = \rho_i \sum_{j=1}^N \frac{m_j}{\rho_j} (v_i^\beta - v_j^\beta) \frac{\partial W_{ij}}{\partial x_i^\beta} \quad (4.5)$$

Рівняння імпульсу:

$$m_i \frac{\partial v_i^\alpha}{\partial t} = \sum_{j=1}^N m_i m_j \left(\frac{\sigma_i^{\alpha\beta}}{\rho_i^2} + \frac{\sigma_j^{\alpha\beta}}{\rho_j^2} + \Pi_{ij} \right) \frac{\partial W_{ij}}{\partial x_i^\beta} \quad (4.6)$$

де i – розглянута частка; N – число сусідніх частинок; m – маса; $W_{ij} = W(x_i - x_j, h)$ – ядро інтерполяції; в якості ядра інтерполяції вибирають:

$$W(x_i - x_j, h) = \alpha_d \begin{cases} \frac{2}{3} - \frac{9}{8} r_{ij}^2 + \frac{19}{24} r_{ij}^3 - \frac{5}{32} r_{ij}^4 & 0 \leq r_{ij} \leq 2 \\ 0 & r_{ij} > 2 \end{cases}, \quad r_{ij} = x_i - x_j \quad (4.7)$$

Де α_d приймає значення $\frac{1}{h}$, $\frac{15}{7\pi h^2}$ і $\frac{315}{208\pi h^3}$ для одного, двох і тривимірного простору відповідно.

h – довжина згладжування; $v_i^\alpha = \frac{dx_i^\alpha}{dt}$; $\rho_i = \sum_{j=1}^N m_j W_{ij}$ – щільність i -ї частинки;

Π_{ij} – штучна в'язкість:

$$\Pi_{ij} = \begin{cases} \frac{-\alpha \bar{c}_{ij} \mu_{ij} + \beta \mu_{ij}^2}{\bar{\rho}_{ij}} & \text{if } (v_i - v_j)(x_i - x_j) < 0 \\ 0 & \text{не інакше як} \end{cases} \quad (4.8)$$

Тут

$$\mu_{ij} = \frac{h_{ij} (v_i - v_j)(x_i - x_j)}{(x_i - x_j)^2 + 0.01 h_{ij}^2}, \quad \bar{c}_{ij} = \frac{c_i + c_j}{2}, \quad \bar{\rho}_{ij} = \frac{\rho_i + \rho_j}{2}, \quad h_{ij} = \frac{1}{2}(h_i + h_j) \quad (4.9)$$

де c_i і c_j – швидкості звуку в точках i і j відповідно; a і b коефіцієнти штучної в'язкості.

Ведення штучної в'язкості, не тільки забезпечує необхідне розсіювання, але також запобігти нефізичне проникнення для частинок, що зближуються один з одним.

Рівняння стану, що дає зв'язок між щільністю частинок і тиском рідини, має вигляд:

$$P = P_0 \left[\left(\frac{\rho}{\rho_0} \right)^\gamma - 1 \right],$$

де P_0 – величина тиску; ρ_0 – еталонна щільність; $\gamma = 7$ для рідин або рідких металів; $\frac{\gamma P_0}{\rho_0} = 100V^2 = c_s^2$, V – максимальна швидкість рідини.

У методі SPH приріст тепла за рахунок теплопровідності розраховується наступним чином:

$$Q_{hc,i} = - \sum_{j=1}^N \frac{4m_j}{\rho_j} \frac{k_i k_j}{k_i + k_j} (T_i - T_j) \frac{\partial W_{ij}(|x_i - x_j|, h)}{\partial x_i} \quad (4.10)$$

Де $Q_{hc,i}$ – приріст тепла на одиницю об'єму i -ї частки за рахунок теплопровідності, k_i, k_j – коефіцієнти теплопровідності для i -ї і j -ї частинки відповідно. T_i, T_j – температури i -ї і j -ї частинки.

Теплообмін між кристалізатором і розплавленим металом, можна розрахувати наступним чином:

$$Q_{ht,i} = -2h^2 \pi \frac{\rho_i}{m_i} \sum_{j=1}^N \omega_{ik} \left(\frac{m_i}{\rho_i} + \frac{m_k}{\rho_k} \right) (T_i - T_k) W_{ij}(|x_i - x_k|, h) \quad (4.11)$$

Рівняння процесу теплопередачі виглядає наступним чином:

$$\rho_i \frac{du_i}{dt} = Q_{ht,i} + Q_{hc,i} \quad (4.12)$$

де u_i – внутрішня енергія на одиницю об'єму i -ї частинки.

Кристалізація і усадка можуть бути виражені як змінами в залежності від температури в'язкості і щільності відповідно.

Моделювання рухомої межі контакту декількох фаз в SPH засноване на взаємодіях частинок (рис. 4.1).

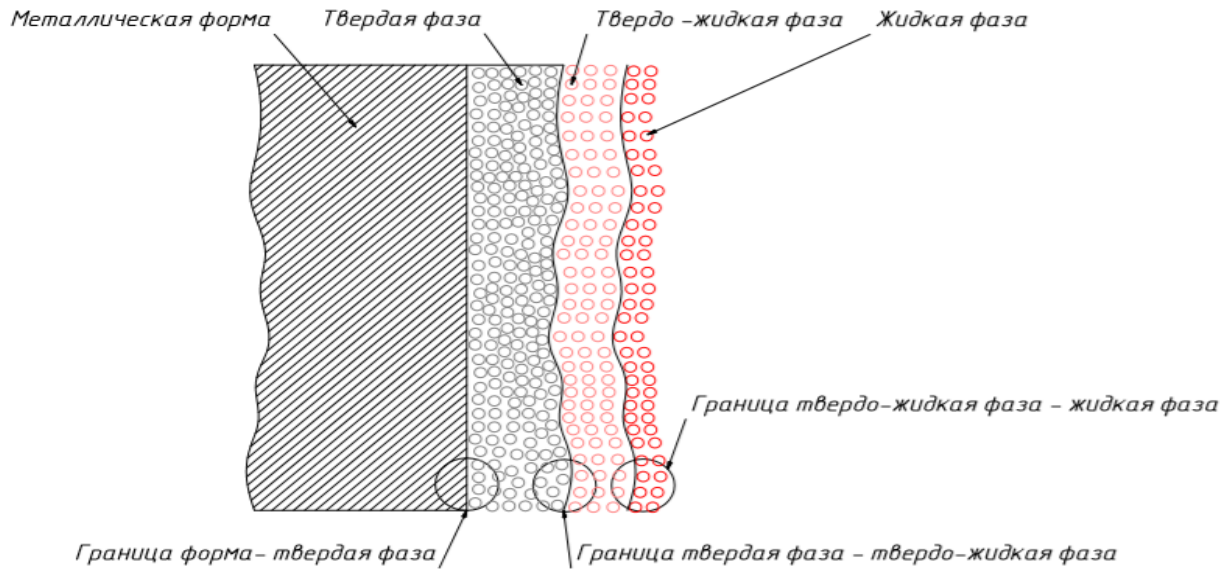


Рис. 4.1 Рухома межа розділу між фазами при кристалізації алюмінієвого сплаву

Щоб уникнути цієї нефізичної поведінки, вводиться сила взаємодії, подібна силі відштовхування Ленард-Джонса, яка застосовується до частинок від різних матеріалів на поверхні розділу, коли вони зближуються. Ця сила застосована попарно до частинок уздовж їх загальної осі наступним чином:

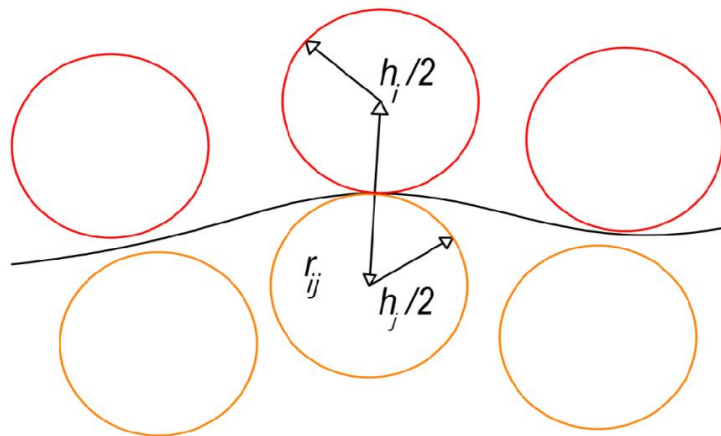


Рис. 4.2 Взаємодія частинок на межі розділу фаз

$$f_{ij}(r) = \begin{cases} D \left[\left(\frac{h_0}{r_{ij}} \right)^4 - \left(\frac{h_0}{r_{ij}} \right)^2 \right] (x_{ij}/r_{ij}^2) & r_{ij} < r_0 \\ 0 & r_{ij} > r_0 \end{cases} \quad (4.13)$$

де i і j номери частинок, що належать різним матеріалам; D – параметр, що залежить від квадрата максимальної швидкості; r_{ij} – відстань між двома частинками;

або

$$f_{ij}(r) = \begin{cases} \bar{D} \left[\left(\frac{h_{ij}}{r_{ij}} \right)^{n_1} - \left(\frac{h_{ij}}{r_{ij}} \right)^{n_2} \right] (x_{ij}/r_{ij}^2) & h_{ij}/r_{ij} \geq 1 \\ 0 & h_{ij}/r_{ij} < 1 \end{cases} \quad (4.14)$$

де $\bar{D}$, n_1 , n_2 – параметри, які підбираються в залежності від розв'язуваної задачі.

4.2 Результати моделювання

Було проведено моделювання процесу заповнення чавунного кокілю сплавом АК7ч з використанням безсіткового методу SPH (рис. 4.3).

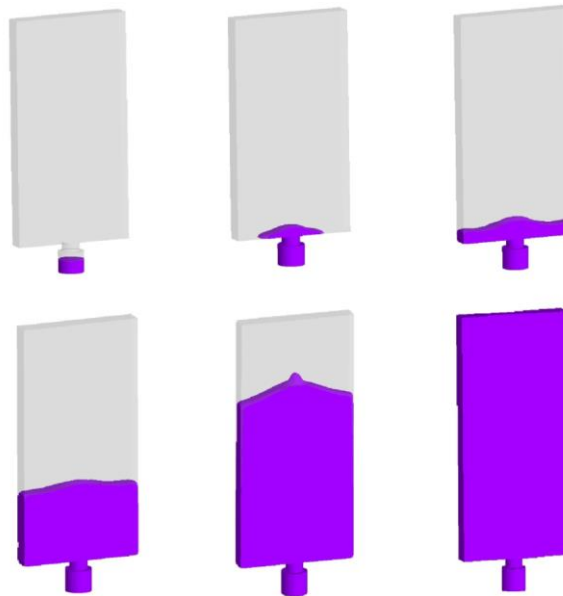


Рис.4.3 Моделювання процесу заповнення порожнини кокіля

Експериментальний час заповнення склав 17.2 с., в той час як розрахунковий 16.4 с., похибка становить 4.65%, що дозволяє вважати отримані результати точними.

Потім було проведено моделювання процесу затвердіння з і без накладення зовнішнього тиску на зразок, що кристалізується (рис. 4.4, 4.5).

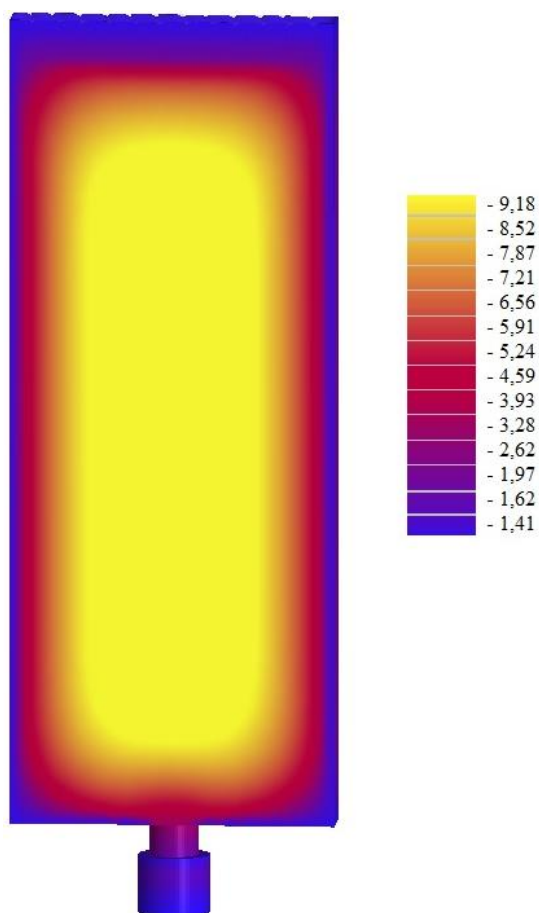


Рис. 4.4 Час затвердіння зразка без накладення зовнішнього тиску, с.

Повний час затвердіння зразка без зовнішнього тиску при кристалізації склало 9,18 с., в той час, як з накладенням надлишкового тиску величиною 900 КПа склало 7.78 с, що пояснюється присутністю ефекту переохолодження (рис. 4.5).

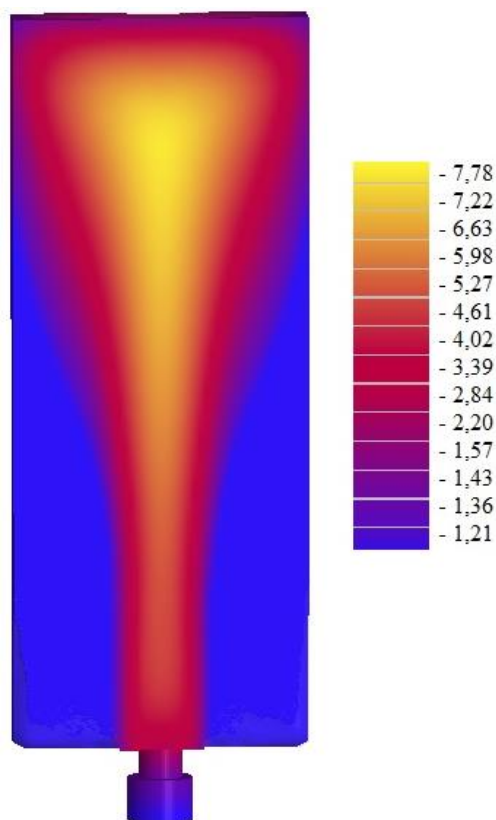


Рис. 4.5 Час затвердіння зразка з додатком зовнішнього тиску, с.

4.3 Оптимізація технологічних параметрів

За результатами проведених експериментів було обрано такі параметри, що визначають герметичність виливків зі сплаву АК7ч:

- температура сплаву – X_1 , °C;
- температура форми – X_2 , °C;
- надлишковий тиск при кристалізації – X_3 , КПа.

Оптимізацію технологічних параметрів здійснювали за згаданими вище технологічними параметрами методом симплекс-планування експерименту за планом Г. Шеффе з побудовою симплексних решіток для:

- показника межі міцності, МПа;
- показника відносного подовження, %;
- показника твердості, НВ, 10^{-1} МПа;
- показника герметичності, МПа.

Технологічні параметри вважали оптимізованими, якщо вони відповідали комплексу показників, наведених у таблиці 4.1.

Таблиця 4.1

Прийняті для оптимізації гранично-допустимі значення параметрів

Параметр	σ_b , МПа	δ , %	НВ, 10^{-1} МПа	Герметичність, МПа
Величина	≤ 300	$\leq 2,4$	≤ 85	≤ 32

Для побудови симплексної решітки по симплекс-гратчастому плану Г. Шеффе (модель другого порядку з центральною точкою) використовували схему, представлену на рис. 4.6.

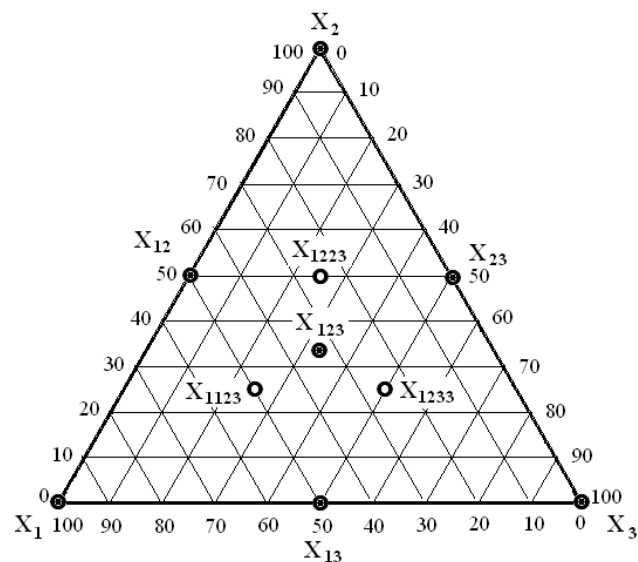


Рис. 4.6. Схема проведення експериментів за планом Г. Шеффе

Коди досліджуваних факторів у відповідності зі схемою, представленою на рис. 4.6 і коди функцій відгуків наведені в таблицях 4.2 - 4.3.

Таблиця 4.2

Кодове позначення факторів

Фактор	Умовне позначення	Співвідношення факторів					
		в натуральному масштабі			в кодованому масштабі		
		T_c	T_ϕ	P	x_1	X_2	x_3
1	X_1	100	0	0	1	0	0
2	X_2	0	100	0	0	1	0
3	x_3	0	0	100	0	0	1
4	X_{12}	50	50		1/2	1/2	0
5	X_{13}	50		50	1/2	0	1/2
6	X_{23}		50	50	0	1/2	1/2
7	X_{123}	33,333	33,333	33,333	1/3	1/3	1/3

Таблиця 4.3

Коди функцій відгуку

Функція відгуку	Код
показник межі міцності	Y_1
показник відносного подовження	Y_2
показник твердості	Y_3
показник герметичності	Y_4

Результати експериментальних досліджень механічних властивостей зразків наведені в таблиці 3.2, а результати розрахунку коефіцієнтів регресії наведені в таблицях 3.3 - 3.10.

Використовуючи отримані математичні моделі, побудували відповідні залежності, які представлені у вигляді симплексних решіток на рис. 4.7. Поле оптимальних змістів вихідних параметрів в розроблюваній технології отримали шляхом виділення штрихуванням на симплексних решітках полів з допустимим

рівнем параметра і наступним накладенням отриманих зображень на одну решітку.

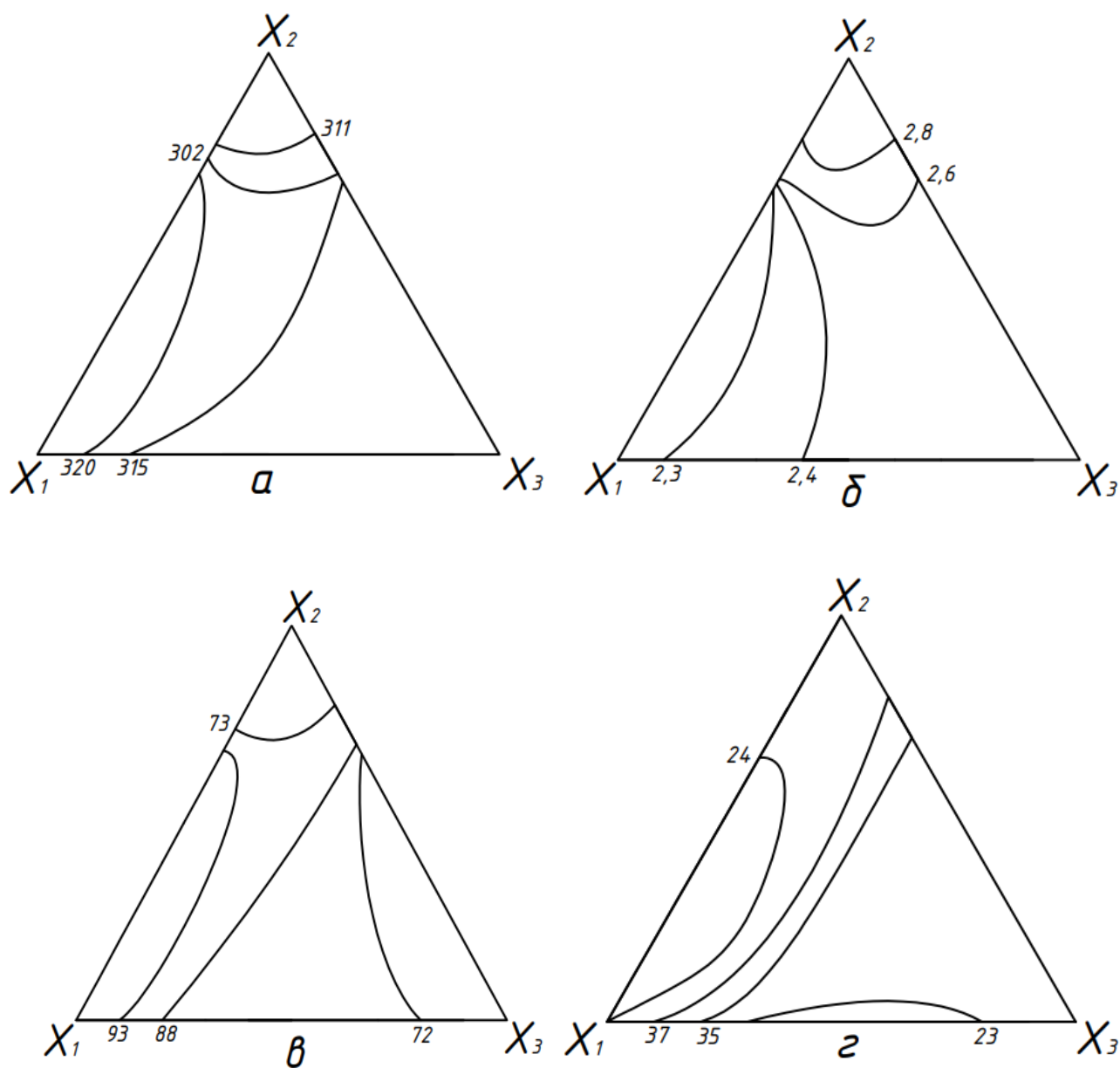


Рис. 4.7 Сімлексні решітки за планом Г. Шеффе:

a – межі міцності; *б* - відносного подовження; *в* - твердості;

г – герметичності

Результат суміщення симплексних решіток представлений на рис. 4.8, де поле оптимальних параметрів розміщено в концентраційній сітці і виділено чорним кольором.

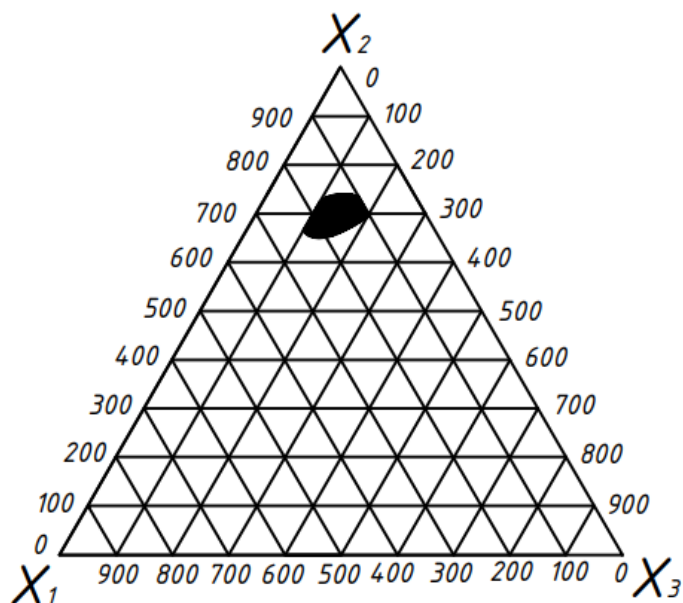


Рис. 4.8 Оптимальна область, отримана в результаті накладення зображень симплексних решіток (на малюнку - затемнена)

Ключ симплексної решітки представлений на рис. 4.9.

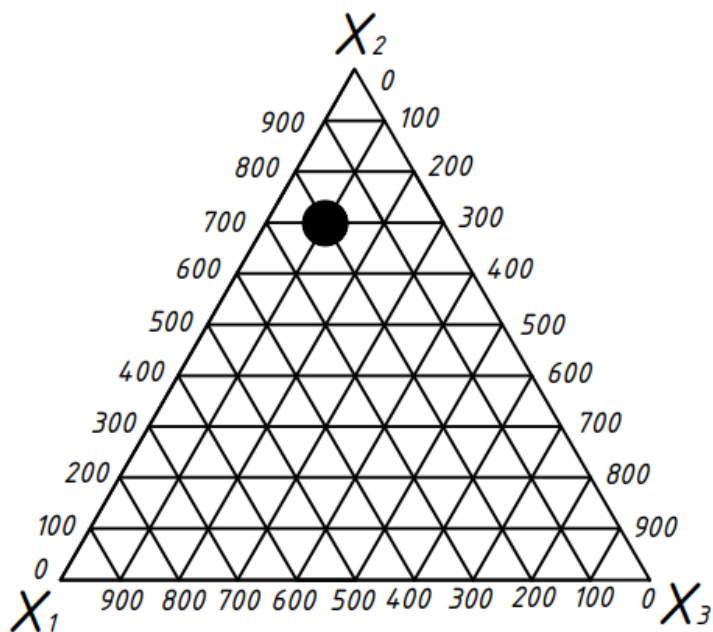


Рис. 4.9 Ключ симплексної решітки

Відповідно до рис. 4.9 і таблиць 3.2, 4.2 оптимальне значення параметрів становить: X_1 - 700 °C, X_2 - 300 °C; X_3 – 900 КПа.

4.4 Висновки до розділу 4

1. Методом SPH - "Smooth Particle Hydrodynamics" було здійснено моделювання процесів кристалізації по наведеної технології, оскільки використання інших підходів пов'язане зі значними технічними або теоретичними труднощами.

2. Було проведено моделювання процесу заповнення експериментального чавунного кокілю сплавом АК7ч з використанням безсіткового методу SPH. Експериментальний час заповнення при литті під низьким тиском - 17.2 с., в той час як розрахунковий - 16.4 с., похибка - 4.65%.

3. Показано, що повний час затвердіння зразка без зовнішнього тиску при кристалізації - 9,18 с., в той час як з накладенням надлишкового тиску величиною 900 КПа - 7.78 с, що пояснюється присутністю ефекту переохолодження.

4. Оптимізацію технологічних параметрів здійснювали за допомогою метода симплекс-планування експерименту за планом Г. Шеффе з побудовою симплексних решіток. Були прийняті допустимі значення параметрів $\sigma_v \leq 300$ МПа; $\delta, \leq 2,4$ %; $HV, \leq 85 \cdot 10^{-1}$ МПа; Герметичність ≤ 32 МПа. Для експериментального зразка було знайдено оптимальне значення параметрів технології (температура сплаву -700°C, температура форми - 300 °C, надлишковий тиск при кристалізації – 900 КПа.)

РОЗДІЛ 5

ВИРОБНИЧІ ВИПРОБУВАННЯ, ВПРОВАДЖЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДОСЛІДЖЕННЯ

5.1 Результати випробування технології одержання виливків із алюмінієвих сплавів литтям під низьким тиском на основі використання зовнішніх впливів

Технологію отримання виливків литтям під низьким тиском на основі використання зовнішніх впливів випробували в умовах ливарного цеху ДП «Інженерний центр литва під тиском». Були проведені випробування технології виготовлення виливків «Корпус насоса» зі сплаву АК7ч, з використанням надлишкового тиску при кристалізації виливки при литті під низьким тиском. (ДОДАТОК Б).

А також, були проведені випробування технології виготовлення виливків «Корпус фільтра» (рис. 3.8) зі сплаву АК7ч, який був отриманий литтям під низьким тиском з ливниковою системою, виготовленою за рекомендаціями досліджень. Використовували центральний та бічний підводи металу в форму (кокіль) та вплив зонального охолодження на спрямоване твердіння виливки (ДОДАТОК В).

Плавку проводили за допомогою індукційної тигельної печі промислової частоти ІСТ - 0,4. Дослідження виконувалися на модернізованій машині мод. У95А.

Всі технологічні операції з рафінування, модифікування і контролю якості ливарних і механічних властивостей і домішок виконувалися в повному обсязі. При заливці металу в форму низький тиск на сплав становив - 50 КПа. Швидкість заповнення форми - 0,05 м/сек. Швидкість підйому розплаву регулювалася зміною швидкості наростання тиску, обмежуючись винятком фонтанування

сплаву у формі. Швидкість залежить від гідростатичного опору металопроводу і ливникової системи.

Для того, щоб заповнити сплавом порожнину ливарної форми, необхідно створити в металевому потоці деякий надлишковий тиск, необхідний для подолання різних опорів, що зустрічаються на його шляху. До таких опорів в першу чергу слід віднести: тертя сплаву об стінки форми, внутрішнє тертя частинок сплаву в потоці, опір оксидної плівки, завжди наявної на поверхні сплаву.

Величина суми зазначених вище опорів може бути настільки значною, що гідродинамічний напір виявиться недостатнім, і ділянки форми, найбільш віддалені від місця підведення сплаву, виявляться незаповненими.

Лиття під низьким тиском дозволяє істотно підвищити якість виливків за рахунок надлишкового тиску в рідкому сплаві, що в свою чергу, допускає отримання різностінних виливків з щільною структурою (рис 5.1).



Рис. 5.1 Корпус насоса, отриманий за новою технологією

На рис. 5.2 наведена схема управління установкою ЛНТ У95А, що дозволяє реалізувати технологічний процес виготовлення виливків із алюмінієвих сплавів литтям під низьким тиском на основі використання зовнішніх впливів.

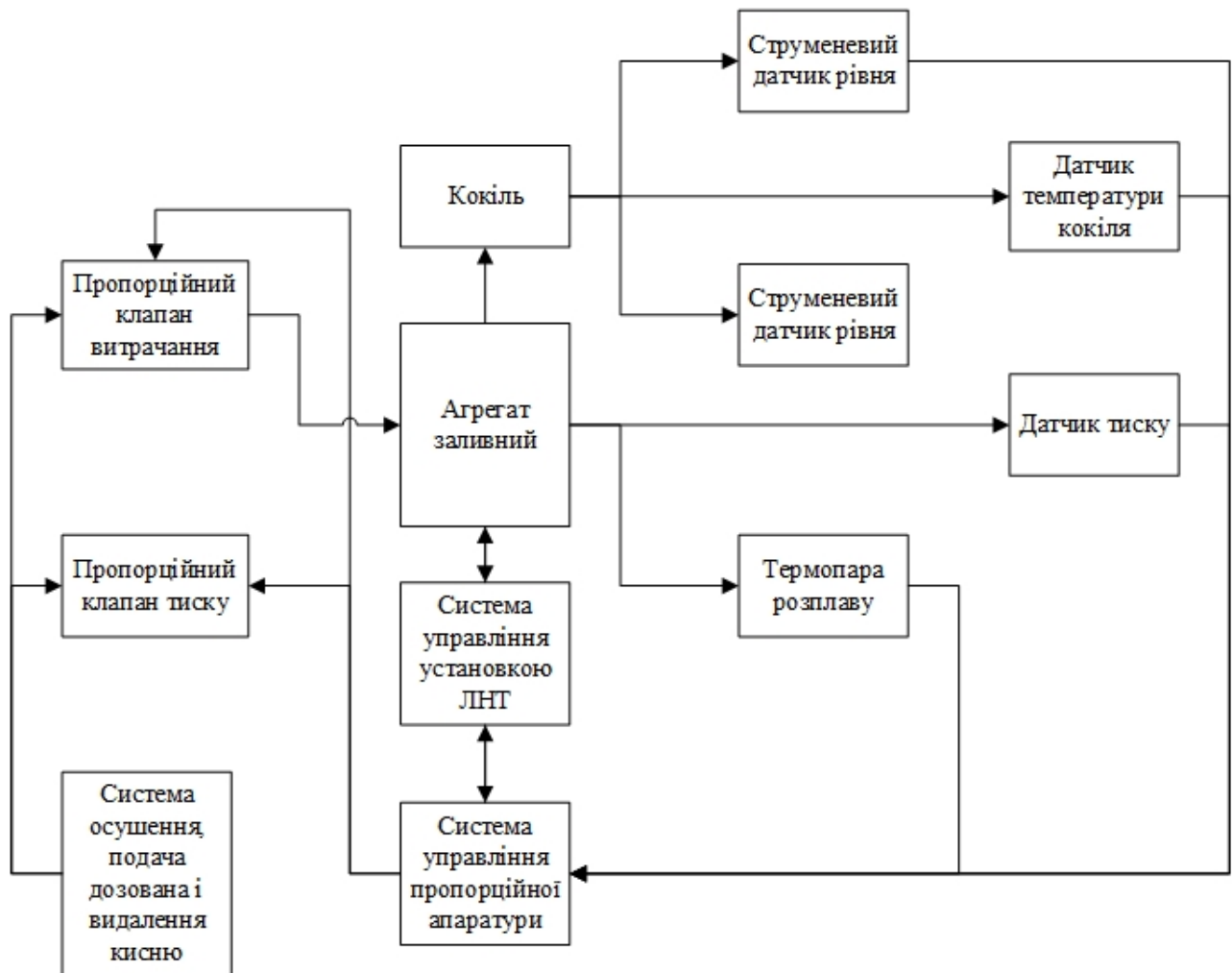


Рис. 5.2 Структурна схема управління установкою ЛНТ У95А

Алгоритм роботи схеми управління установкою ЛНТ У95А

Цикл 1

1. Перевірка температури сплаву

Так - продовження

Ні - передати інформацію і включити нагрів до введення в інтервал

- температура увійшла в робочий інтервал

- продовжити цикл

2. Перевірка рівня рідкого сплаву і введення в оперативну пам'ять його значення
3. Установка об'єму атмосфери в печі над рідким сплавом і отримання з таблиці відповідного значення
4. Включення " вакуумування форми»
5. Контроль рівня вакууму у формі. При досягненні встановленого рівня включення "залівки" за алгоритмом із заданою швидкістю підвищення тиску.
6. Контроль тиску в кінці заповнення (за таймером). При досягненні заданого часу скидання наростання тиску до рівня, що виключає гідроудар. Запам'ятовування рівня тиску перед зниженням.

Цикл 2

7. Включення фази " підпресовки "(включити «відсікання металопровода» і включити «підпресовочний поршень» «вперед» із заданою швидкістю і до заданого рівня тиску).
8. Через затримку $\sim$ /сек включити рівноприскорене підвищення швидкості підпресовки до рівня 0,4 МПа. Це забезпечується пропорційним редукційним клапаном в поршневій порожнині приводу підпресовки.
9. Включити розрахунок часу кристалізації за даними температур сплаву і форми і ввести затримку часу кристалізації і відключити вакуум. Розрахунок проводиться згідно алгоритму.
10. Контроль таймера часу кристалізації. Відключити "підпресовку" і опустити рівень тиску на сплав в печі до зливу рідкого сплаву на верхній рівень металопроводу.

Цикл 3

11. Розкрити кокіль, введення знімача у верхньому положенні рухомої плити, виштовхування виливки і висновок знімача. Скидання виливки в тару.
12. Введення зареєстрованого перепаду тиску при заливці сплаву в установку на наступний цикл лиття. Вказане значення збільшено в два рази, ввести як вихідне значення заливки для наступного циклу лиття.

Механічні властивості виливки "Корпус насоса" при цьому способі лиття вказані в таблиці 5.1.

Таблиця 5.1

Механічні властивості виливки "Корпус насоса"

Технології виготовлення	Механічні властивості		
	σ_B , МПа	δ , %	НВ
За старою	175	2,5	55
За новою	310	2,2	85

5.2 Особливості та параметри технологічного процесу

В результаті експериментальних робіт були виявлені особливості технологічного процесу, сформульовані наведені вище умови, що характеризують процес формування виливки, а також визначені технологічні параметри виливки «корпус насоса».

1) Величина робочого тиску

Величина робочого тиску газового середовища на дзеркало сплаву в тиглі повинна бути такою, щоб:

- подолати місцевий опір на шляху металу;
- подолати внутрішній опір в сплаві;
- забезпечити надлишковий тиск в сплаві, необхідний для живлення шарів металу, що кристалізуються під час об'ємної усадки;
- забезпечити найбільшу, але в межах ламінарного потоку, різницю швидкостей в центрі металевого потоку і на кордоні його з порожниною форми, що сприяє дегазації сплаву і видаленню з нього неметалевих включень.

Спочатку величина робочого тиску визначалася з наступного співвідношення:

$$P = \frac{H \cdot \gamma}{13,6} \cdot 1,5 = 39 \text{ КПа},$$

де H – висота підйому сплаву в см;

γ - щільність сплаву в г/см³;

1,5 – коефіцієнт перевищення, необхідний для подолання згаданих вище опорів;

Тиск, необхідний для підйому сплаву на повну висоту без урахування коефіцієнта перевищення:

$$P_H = 26 \text{ КПа.}$$

2) швидкість руху сплаву в металопроводі

Від величини робочого тиску залежить лінійна швидкість переміщення сплаву і його витрата. Збільшення витрати корисно у всіх випадках, величина ж лінійної швидкості має свою межу і не повинна перевищувати 1,5-1,7 м/с. При більш високій лінійній швидкості потік набуває турбулентний характер, що супроводжується завихренням його, розливами струменя і інжекції повітря. Тому необхідно, щоб лінійна швидкість сплаву в найменшому перетині металопроводу не перевищувала 1,7 м/с.

Орієнтовний розрахунок лінійної швидкості сплаву можна зробити за формулою:

$$\omega = \frac{V}{F} : Z = 14,8 \text{ см/с.}$$

де V – обсяг сплаву, що проходить через розрахунковий перетин, см^3 ;

F – найменший переріз металопроводу, см^2 ;

Z – час проходження сплаву, сек.

Таким чином, лінійна швидкість сплаву в перерізі перехідника $\varnothing 40$ мм дорівнює 0,15 м/сек., що не перевищує допустиму – 1,7 м/сек.

3) Розрахунок діаметра металопроводу

Розрахунок найменшого перетину металопроводу можна зробити за формулою:

$$F = \frac{G \cdot 1000}{Z \cdot \mu \cdot \gamma \cdot \sqrt{2 \cdot g \cdot H}} \text{ см}^2,$$

де G – вага виливки в кг;

μ – коефіцієнт опору;

γ – щільність сплаву в г/см^3 ;

g – прискорення сили тяжіння в см/с^2 ;

H – напір в см;

Z – час заповнення форми сплавом в сек.

Тиск на дзеркало сплаву в тиглі, необхідний для підйому його на висоту h_2 (відстань від середнього рівня сплаву в тиглі до верхньої точки виливки), дорівнює:

$$P_{\text{раб}} = h_2 \cdot \gamma = 262 \frac{\text{г}}{\text{см}^2} = 0,26 \frac{\text{кг}}{\text{см}^2}$$

$$\text{Напір } H = \frac{P_{\text{раб}}}{\gamma} = 97,4 \text{ см.}$$

Для різностінного лиття коефіцієнт μ приймається рівним 0,3-0,4.

Вага виливка дорівнює вазі сплаву, необхідного для заповнення порожнини форми (включаючи вагу сплаву, необхідного для заповнення ливникової системи), тобто $1,5 + 0,5 = 2 \text{ кг}$.

Z – час заповнення форми приймається рівним 3 сек. на підставі дослідних даних.

$$F = \frac{2 \cdot 1000}{4 \cdot 0,4 \cdot 2,69 \cdot \sqrt{2 \cdot 981 \cdot 97,5}} = 1,1 \text{ см}^2,$$

що відповідає діаметру 11,8 мм.

Перевіримо лінійну швидкість переміщення сплаву в найменшому перетині металопроводу ($1,1 \text{ см}^2$):

$$\omega = \frac{V}{F} : Z = 168 \frac{\text{см}}{\text{с}}.$$

Або 1,68 м/сек.

Практично діаметр перехідника, що є в нашому випадку найменшим перетином металопроводу, прийнятий рівним 40 мм.

Використання запропонованої технології дозволяє управляти процесом затвердіння виливки і зменшити час витримки металу під тиском на 20%, підвищити механічні показники на 20-25%, збільшити показник герметичності на 40% а також знизити усадочні дефекти.

5.3 Висновки до розділу 5

1. Відповідно до мети дисертаційної роботи і встановлених закономірностей був розроблений технологічний процес виготовлення виливків із алюмінієвих сплавів литтям під низьким тиском на основі використання зовнішніх впливів.

2. Для реалізації створеної технології була розроблена структурна схема та алгоритм управління установкою ЛНТ У95А.

3. Були виявлені особливості технологічного процесу, сформульовані умови, що характеризують процес формування виливки, а також визначені технологічні параметри виливки «корпус насоса».

4. Проведені дослідно – промислові перевірки створеної технології. За результатами оцінки встановлено, що використання запропонованої технології дозволяє управляти процесом затвердіння виливки і зменшити час витримки металу під тиском на 20%, підвищити механічні показники на 20-25%, збільшити показник герметичності на 40% а також знизити усадочні дефекти.

5. Лиття під низьким тиском дозволяє автоматизувати процес заповнення форми сплавом, а отже, зробити його керованим і не залежним від кваліфікації робітника.

6. Практика отримання різностінних литих деталей дозволила визначити основні умови лиття під низьким тиском з використанням зовнішніх впливів:

1) Збереження тепловмісту в рідкому сплаві, що надходить в порожнину форми, за рахунок підвищеної і регульованої швидкості потоку, що дозволяє отримувати різностінні виливки. Зі збільшенням лінійної швидкості сплаву виходить більш високий тепловміст в потоці, так як сплав за короткий проміжок часу не встигає віддати значну частину свого тепла до стінок форми, що сприяє кращому заповненню тонкостінних і протяжних перетинів форми.

2) Створення температурного градієнта в потоці сплаву, що забезпечує кристалізацію його у вузькому шарі, в напрямку від поверхні ливарної форми до середньої зони стінки виливки.

- 3) Створення надлишкового тиску в рідкому сплаві, що заповнив порожнину ливарної форми, що забезпечує живлення шарів виливки, які кристалізуються як в тонких, так і в масивних перетинах.
- 4) Плавне, по заданому режиму, наростання тиску запобігає прорив газу з тигля в порожнину ливарної форми. Величина лінійної швидкості може коливатися в межах 0,1 - 0,3 м/с.
- 5) Плавне гальмування потоку сплаву після заповнення ним порожнини ливарної форми гасить інерційні сили, спрямовані вздовж потоку, і підвищує в ньому гідростатичний тиск, необхідний для ущільнення структури, усунення газових вм'ятин, підвищує точність поверхні виливки деталі.

ВИСНОВКИ

Для реалізації мети дисертації спрямованої на створення наукових та технологічних засад одержання виливків із алюмінієвих сплавів при литті під низьким тиском при використанні зовнішніх впливів для підвищення якості відливок:

1. Вперше для розробки технологічного процесу лиття алюмінієвих сплавів під низьким тиском на основі використання зовнішніх впливів з підвищеними показниками герметичності та механічних властивостей виливків був створений стенд на базі машини лиття під низьким тиском мод. У95А з системою автоматизованого контролю подачі тиску на виливок в процесі кристалізації.

2. Вперше встановлені закономірності, механізми впливу основних технологічних факторів на механічні властивості виливків із сплаву АК7ч. Побудовані рівняння регресії, які відображають залежність механічних властивостей зразків із сплаву АК7ч від додаткового тиску ($P = 100 \text{ КПа}, 200 \text{ КПа}, 400 \text{ КПа}, 600 \text{ КПа}, 900 \text{ КПа}$). При цьому встановлено, що надлишковий тиск від 200 до 600 КПа незначно підвищує показник твердості, в той час як від 600 до 900 КПа відбувається відчутне підвищення на 30%. Межа міцності у зразків, які отримані з величиною тиску при кристалізації 600-900 КПа, підвищується на 23%.

3) Отримали подальший розвиток закономірності впливу кількох металопроводів при заливці в багатомісну форму на утворення усадкових рихлот, усадкових раковин і, відповідно, герметичність. Найдена залежність розташування усадкових дефектів від різних методів підведення металу. При цьому визначено, що при бічному підводі металу в виливок відбувається більш значне його охолодження в протяжній ливниковій системі, що призводить до зменшення ефективності живлення виливки під час твердіння. Крім того, застосування для заливки двухмісного кокілю зменшило перегрів кокілю внаслідок більш рівномірного розподілу тепловіддачі від рідкого металу до форми.

4) Отримали подальший розвиток закономірності впливу зонального охолодження на швидкість затвердіння виливків. Показано, що при товщині виливки 0,02 м із застосуванням зонального охолодження як мідним вкладишами, так і зонального охолодження водою отримана щільна структура металу при максимальному радіусі місцевого потовщення 0,02 м, твердість при охолодженні мідної вставки становить 1117 МПа, а при застосуванні водяного охолодження 1019 МПа, тобто при застосуванні охолодження місцеве потовщення має велику швидкість затвердіння, ніж перетин виливки без потовщення, завдяки чому і забезпечується спрямоване затвердіння. При товщині виливки 0,015 м і радіусі місцевого потовщення 0,02 м, тільки охолодження мідної вставкою дає твердість структури в місцевому потовщенні більше, ніж середня твердість виливки. При водяному охолодженні твердість в місцевому потовщенні нижче ніж середня, але в обох випадках вона вище допустимої по ТУ (по ТУ згідно роботі для АК7ч НВ = 686 МПа). У виливках з товщиною стінки 0,01 м, при радіусах місцевих потовщень 0,02; 0,015 м; твердість в потовщених навіть із застосуванням водяного охолодження і охолодження мідними вставками нижче середньої твердості виливки. При цьому встановлено, що швидкість падіння температури в інтервалі кристалізації $T_{\text{лік}} = 620^{\circ}\text{C}$ і $T_{\text{сол}} = 577^{\circ}\text{C}$ для охолодження за допомогою мідних вставок складає 43°C/c , при водяному охолодженні 22°C/c , без охолодження – 16°C/c .

5. Встановлені закономірності впливу тиску при кристалізації на структуроутворення виливки по її висоті. Спостерігається подрібнення зерна від нижньої частини виливки до верхньої, що забезпечує принцип спрямованого затвердіння. Досліджено, що величина тиску при кристалізації впливає на кінетику затвердіння. Отримані експериментальні дані свідчать про інтенсивне скорочення часу початку дендритної кристалізації, загального часу затвердіння. За експериментальними кривими були отримані кінетичні криві проходження фронту затвердіння по висоті виливка при різних значеннях P .

6. Сформульовано новий теоретичний підхід до опису процесу лиття під низьким тиском, створені наукові та технологічні засади використання тиску при

литті алюмінієвих сплавів. Виявлені нові закономірності впливу технологічних факторів на якість лиття виливків із сплаву АК7ч. В роботі отримав подальший розвиток метод моделювання гідродинаміки згладжених частинок. Результати дослідження доповнюють теорію лиття під низьким тиском.

7. В ливарному цеху ДП «Інженерний центр литва під тиском» були проведені випробування технології виготовлення виливків «корпус фільтра» зі сплаву АК7ч, який був отриманий литтям під низьким тиском. Були проведені дослідження з використанням надлишкового тиску при кристалізації виливки «корпус насоса» при литті під низьким тиском. Встановлено, що використання надлишкового тиску при кристалізації покращує живлення масивних частин виливки, скорочує час кристалізації та підвищує механічні властивості виливка. Використання запропонованої технології дозволяє управляти процесом затвердіння виливки і зменшити час витримки металу під тиском на 20%, підвищити механічні показники на 20-25%, збільшити показник герметичності на 40% а також знизити усадочні дефекти.

При дослідно-промисловій перевірці було встановлено, що центральне підведення металу покращує живлення масивних частин виливки деталі «корпус фільтра» із сплаву АК7ч. Перевірка показала кращу заповнюваність контурів, спрощення та скорочення довжини ливникової системи (акт від 11.12.2017).

Використання зонального охолодження дозволяє управляти процесом затвердіння місцевих потовщень і зменшити час витримки металу під тиском на 10-15%, а також знизити усадочні рихлоти (акт від 25.12.2017).

Всі виготовлені виливки-представники пройшли всі види контролю якості, передбачені технологічним процесом ливарного цеху, визнані придатними і передані в механічний цех для подальшої механічної обробки.

Запропоновано методики і моделі, які впроваджені в навчальний процес Одеського національного політехнічного університету при вивченні дисциплін «Теоретичні основи ливарного виробництва», «Моделювання та оптимізація технологічних систем», «Спеціальні види литва», а також у курсовому і дипломному проектуванні (довідка від 21.12.2020).

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Липницкий А.М., Морозов И.В., Яценко А.А. Технология цветного литья : Л.: Машиностроение, 1986. — 224 с.
2. Галдин Н.М. (ред.) Цветное литье : М.: Машиностроение, 1989. — 528 с.
3. Колобнев И.Ф., Крымов В.В., Мельников Л.В. Справочник литейщика. Цветное литье из легких сплавов : М.: Машиностроение, 1974. — 416 с.
4. Арбузов Б., Аристова Н., Глазунов С. Цветное литье. Легкие сплавы : М.: Машиностроение, 1966. — 392 с.
5. Курдюмов А.В., Пикунов М.В., Чурсин В.М. Литейное производство цветных и редких металлов : М. Металлургия, 1982. - 352 с.
6. Андреев А.Д. Высокопроизводительная плавка алюминиевых сплавов : М.: Металлургия, 1980. — 136 с.
7. Мариенбах Л.М., Соколовский Л.О. Прогрессивные методы плавки алюминиевомагниевого сплавов : М.: Металлургия, 1960 — 184 с.
8. Фридляндер И.Н. Воспоминание о создании авиакосмической и атомной техники из алюминиевых сплавов : М.: Наука, 2006. — 287 с.
9. Леви Л.И., Мариенбах Л.М. Основы теории металлургических процессов и технология плавки литейных сплавов : М.: Машиностроение, 1970. — 496 с.
10. Постников Н.С., Черкасов В.В. Прогрессивные методы плавки и литья алюминиевых сплавов : М.: Металлургия, 1973. — 224 с.
11. Первухин М.В., Тимофеев В.Н. Современные электротехнологии для производства высококачественных алюминиевых сплавов : Красноярск: СФУ, 2015. — 155 с.
12. Ри Хосен, Ри Э.Х., Химухин С.Н., Якимов В.И. Современные технологии производства алюминиевых сплавов : Хабаровск: Изд-во Тихоокеан. гос. ун-та, 2015. — 131 с.
13. Курдюмов А.В., Пикунов М.В. Производство отливок из сплавов цветных металлов : Москва: МИСИС, 1996. — 504 с.

14. Гудков С.И. Механические свойства промышленных цветных металлов при низких температурах : М.: Металлургия, 1971. — 304 с.
15. Деев В.Г., Войтков А.П., Селянин И.Ф., Приходько О.Г. Обработка алюминиевых сплавов высокотемпературным перегревом и хлористыми добавками // Металлургия машиностроения. – 2006. – №6. – С. 27–28.
16. Ри Хосен, Баранов Е.М., Шпорт В.И. и др. Свойства алюминиевых сплавов (силуминов) в жидком и твёрдом состояниях. – Владивосток: Дальнаука ДВО РАН, 2002. – 141 с.
17. Гуляев Б.Б. Тепловые процессы в отливках и формах : М.: Наука, 1972. — 184 с.
18. Борисов Г. П., Недужий А. М., Пригунова А. Г. Формування недендритної структури первинної фази в сплаві АК7Ч при заливці розплаву в ливарну форму з різними ливниково-живильними системами / Матеріали XV Міжнародної науково-практичної конференції (21-23 травня 2019 р., м. Запоріжжя) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. — Запоріжжя, АА Тандем. — 380 с.
19. Ердаков И.Н., Новокрещенов В.В. Влияние импульсного электрического воздействия на кристаллизацию силумина (АК7ч) и стали (20ГЛ) / Сборник научных трудов. - Выпуск №09. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2010. – 270 с.
20. Некрасов Г.Б., Одарченко И.Б. Основы технологии литейного производства. Плавка, заливка металла, кокильное литье : Минск: Вышэйшая школа, 2013. — 224 с.
21. Степанова Т.Н., Гильманшина Т.Р., Падалка В.А. Основы получения отливок из сплавов цветных металлов : Красноярск: СФУ, 2012. – 80 с.
22. Мысик Р.К., Логинов Ю.Н., Сулицин А.В., Брусницын С.В. Производство литых заготовок из деформируемых алюминиевых и медных сплавов : Екатеринбург: УМЦ УПИ, 2011. – 415 с.
23. Смирягин А.П., Днестровский Н.З. и др. Обработка цветных металлов и сплавов : М.: Металлургиздат, 1961. — 874 с.

24. Мальцев В. М. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов : Москва: Рипол Классик, 2013. – 372 с.
25. Поршневые силумины: учеб. пособие. Колл. авторов. Под научной редакцией Афанасьева. Кемерово: Полиграф, 2005. 161 с.
26. Доценко Ю.В., Селиверстов В.Ю., Иванютина Н.Е. Перспектива применения предварительной обработки шихтовых материалов с повышенным содержанием железа для получения качественных отливок из сплава АК7Ч / Матеріали IV Міжнародної науково-технічної конференції (м. Київ, 19 - 20 квітня 2012 р.) / Під ред. В.Г. Могилатенко, Р.В. Лютого, І.М. Гурія. – К: НТУУ "КПІ", 2012. – 135 с.
27. Гаврилин И. В. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов : Владимир : Владимирский государственный университет, 2000. – 260 с.
28. К повышению качества доэвтектических силуминов / И.Ф. Селянин, В.Б. Деев, В.В. Кожевин, Ю.А. Удотов // Ползуновский альманах. – 2004. – № 4. – С. 35–36.
29. Строганов, Г. Б., Ротенберг В.А., Гершман Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием : М. : Металлургия, 1977. – 272 с.
30. Белоусов, Н. Н. Современные направления работ по модифицированию алюминиевых сплавов / Модифицирование силуминов: сб. статей. – Киев, 1970. – С. 20–52.
31. Киселёв С.Н. Газоэлектрическая сварка алюминиевых сплавов : М.: Машиностроение, 1972. — 176 с.
32. Крушенко Г.Г. Повышение свойств алюминиево-кремниевых сплавов путем их обработки в жидком состоянии / Свойства расплавленных металлов: труды XVI совещания по теории литейных процессов. - М.-. Наука, 1974. - С. 78-82.
33. Борисов, Г. П. Научные основы разработки методов дальнейшего повышения свойств и технико-экономических показателей производства высококачественных отливок из алюминиевых сплавов / Литейное производство. – 2008. – № 9. – С. 17–23.

34. Алюминиевые сплавы. Плавка и литье алюминиевых сплавов: справочное руководство // Под ред. В.И. Добаткина и др. – М.: Металлургия, 1970. – 416 с.
35. Комбинированная обработка алюминиевых сплавов продувкой инертным газом и жидким флюсом / В. Л. Найдик, Д. М. Беленький, Н. С. Пионтковская, А. В. Наривский // Металл и литье Украины. – 2010. – № 11. – С. 24–27.
36. Слетова Н.В., Чайкин В.А. Технология рафинирования и модифицирования Al-сплавов с применением экологически чистых препаратов, обеспечивающих стабильные показатели качества отливок : М: МГОУ, 2013. – 144 с.
37. Напалков В.И., Махов С.В., Поздняков А.В. Модифицирование алюминиевых сплавов : М.: МИСиС, 2017. — 378 с.
38. Напалков В.И., Махов С.В. Легирование и модифицирование алюминия и магния : М.: МИСиС, 2002. — 376 с.
39. Задруцкий С.П., Неменёнок Б.М. Производство отливок из сплавов цветных металлов : Минск: БНТУ, 2018. – 54 с.
40. Смирягин А.П., Смирягина Н.А., Белова А.В. Промышленные цветные металлы и сплавы : М.: Металлургия, 1974. — 488 с.
41. Никитин К.В. Модифицирование и комплексная обработка силуминов : Самара: Самарский государственный технический университет, 2016. — 92 с.
42. Губенко А.Я. Влияние исходного структурного состояния расплава на свойства сплавов / Литейное производство. - 1991. - №4. - С. 19-20.
43. Исследование взаимосвязи жидкого и твердого состояний алюминиевого сплава / Л.И. Жутаев, Е.Е. Третьякова, Р.К. Мысик, Б.А. Баум // Литейное производство.- 1994. - № 1. - С. 22-24.
44. Милицын К.Н. К вопросу об основах представления о жидком состоянии металлов и сплавов / Технология металлов: науч. тр. / Моск. Институт радиотехники, электроники и автоматики. - 1973. - Вып.41. - С . 191-208.

45. Алюминий. Свойства и физическое металловедение. Справ. под ред. Дж. Е. Хэтча. Пер. с англ. М.: Metallurgia, 1989, 422 с.
46. Griffith W.M, Sanders R.E.J., Halderman G.J. High-Strength PM Aluminum Alloys, 1982, p. 209.
47. Металловедение и обработка цветных сплавов: К 90-летию со дня рождения академика А.А. Бочвара / Сборник научных статей. — М.: Наука, 1992. — 231 с.
48. Ершов Г.С., Позняк Л.А. Микронеоднородность металлов и сплавов : М.: Metallurgia, 1985. - 215 с.
49. Вилсон Д.Р. Структура жидких металлов и сплавов : М.: Metallurgia, 1972. - 182 с.
50. О наследовании структуры расплавов алюминий-кремний / В.В. Бухаленко, Г.М. Зелинская, О.И. Слуховский и др. // Наследственность в литых сплавах: Тез. докл. V Науч. техн. конф. - Самара.: СамГТУ, 1993. - С. 101-105.
51. Явления структурной наследственности с точки зрения коллоидной модели микронеоднородного строения металлических расплавов / П.С. Попель, О.А. Чикова, И.Г. Бредова, В.В. Макеев // Цветные металлы. - 1992. - №9. - С. 54-56.
52. Никитин В.И., Никитин К.В. Наследственность в литых сплавах. М.: Машиностроение-1, 2005.
53. Расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов / И.Г. Бредова, П.С. Попель [и др.]. – Екатеринбург: УрО РАН, 2005. – 369 с.
54. Измельчение структуры алюминиевых сплавов за счет обработки шихты / В.И. Никитин, А.М. Парамонов, А.В. Павлов, В.В. Переведенцев // Литейное производство. - 1984. - №5. - С. 13-15.
55. Ри Хосен, Исмагилов В.С., Никитин В.И., Влияние структуры шихтовых металлов на положение критических точек при затвердевании силуминов / Наследственность в литых сплавах; Тез. докл. IV Межотрасл. Науч. техн. сем. - Куйбышев.; КПИ, 1990. - С. 162-164.

56. Постников Н.С. Высокогерметичные алюминиевые сплавы : М.: Металлургия, 1972. - 160 с.
57. Глазунов С.Г., Спектрова С.И. Технологические свойства литейных алюминиевых сплавов : М.: Оборонгиз, 1950. - 180 с.
58. Корольков А.М. Литейные свойства металлов и сплавов : М.: АН СССР, 1960. – 195 с.
59. Журавлев В.П., Тимофеев Г.И., Железнов Ю.Д. Прогрессивная технология получения плотных и герметичных отливок из цветных сплавов : Л.: Румб, 1981. — 102 с.
60. Коротков В.Г. Рафинирование литейных алюминиевых сплавов : М.: Машгиз, 1963. - 164 с.
61. Деев В.Б. Получение герметичных алюминиевых сплавов из вторичных материалов : М.: Флинта: Наука, 2006. – 218 с.
62. Бедель В. К., Тимофеев Г. И. Литье под низким давлением : М.: Машиностроение, 1968. — 259 с.
63. Борисов Г. П. Давление в управлении литейными процессами : Киев: Наукова Думка, 1988. — 272 с.
64. Демченко Г.П., Шестаков Н.В., Володин Н.В. Универсальное оборудование для литья под регулируемым газовым давлением / Литейное производство, 1992. – №11. – с. 24.
65. Шестаков Н.В., Рускол В.И., Крупнов Л.Н. Литье под регулируемым давлением в современных условиях / Литейное производство, 1993. – №6. – с. 27.
66. Беляев В.М., Рожнов С.П. Установки литья под низким давлением / Литейное производство, 1997. – № 10. – с. 26.
67. Литье в кокиль / Под ред. А. И. Вейника. — М.: Машиностроение, 1980.- 415 с.
68. Богданова Т.А., Довженко Н.Н., Гильманшина Т.Р. Структурообразование литейных алюминиевых сплавов при литье под низким давлением : Красноярск : Сиб. федер. ун-т, 2015. — 164 с.

69. Козлов Л.Я. Технологические основы литейного производства. Литье под регулируемым газовым давлением : М.: МИСиС, 1991. - 88 с.
70. Степанов Ю.А., Баландин Г.Ф., Рыбкин В.А. Технология литейного производства: Специальные виды литья : М.: Машиностроение, 1983. — 287 с.
71. Гини Э.Ч., Зарубин А.М., Рыбкин В.А. Технология литейного производства. Специальные виды литья : М.: Академия, 2005. — 352 с.
72. Довнар Г.В. Проектирование и организация цехов специальных видов литья : Минск: БНТУ, 2014. — 208 с.
73. Степанов Ю.А., Анучина М.Г., Баландин Г.Ф., Константинов Л.С. Специальные виды литья : М.: Машиностроение, 1970. — 224 с.
74. Ефимов В.А. Специальные способы литья : М.: Машиностроение, 1991. — 436 с.
75. Исин Д.К., Кипнис Л.С., Кузембаев С.Б. Оборудование специальных способов литья : Алматы: ССК, 2017. — 268 с.
76. Лакеев А.С., Щегловитов Л.А., Кузьмин Ю.Д. Прогрессивные способы изготовления точных отливок : Киев: Техніка, 1984. — 160 с.
77. Святкин Б.К., Егорова М.Б. Производство отливок в кокили : М.: Высшая школа, 1989. — 233 с.
78. Моргунов В.Н. Основы конструирования отливок. Параметры точности и припуски на механическую обработку : Пенза: 2004. — 169 с.
79. Лившиц В.Б., Безпалько В.И., Мамедова И.Ю. Влияние параметров литья под низким давлением на плотность и структуру отливок из Al-сплавов / М.: Литейное производство, 20017. — №9. — 41 с.
80. Лившиц В.Б., Соколов В.П., Ивлева Л.П. Технология и дизайн художественного литья : Москва: ОнтоПринт, 2017. — 220 с.
81. Nath J. Aluminum Castings Engineering Guide : USA: ASM International, 2018. — 316 p.
82. Parshikov A. N., Medin S. A. Smoothed particle hydrodynamics using interparticle contact algorithms // Journal of Computational Physics. — 2002. — no. 180. — Pp. 358 — 382.

83. Khan M.A., Sheikh A.K. A comparative study of simulation software for modelling metalcasting processes. *International Journal of Simulation Modelling*. 2018. 17(2): 197-209.
84. Monaghan J. J. Simulating free surface flows with SPH. *Journal of Computational Physics*. 1994. 110(2): 399–406.
85. Monaghan J. J. Smoothed particle hydrodynamics. *Reports on Progress in Physics*. 2005. 68: 1703–1759.
86. Paul W. Cleary Extension of SPH to predict feeding, freezing and defect creation in low pressure die casting. *Applied Mathematical Modelling*. 2010. 34: 3189-3201.
87. Amirsaman Farrokhpanah, Markus Bussmann, Javad Mostaghimi New smoothed particle hydrodynamics (SPH) formulation for modeling heat conduction with solidification and melting. *Numerical Heat Transfer, Part B: Fundamentals*. 2017. 71(4): 299-312.
88. Monaghan JJ (1992) Smoothed particle hydrodynamics. *Annu Rev Astron Astrophys* 30:543–574.
89. Cleary PW, Prakash M, Ha J, Stokes N, Scott C (2007) Smooth particle hydrodynamics: status and future potential. *Prog Comput Fluid Dyn* 7:70–90.

ДОДАТКИ

1) Усовершенствование оборудования и технологии литья под давлением для получения тонкостенных отливок / Т. В. Лисенко, М. П. Тур, К. А. Крейцер, **Е. Н. Козишкурт** // Металл и литье Украины. 2018. № 9-10. С. 54–59.

2) Процессы кристаллизации и затвердевания отливок в разовых литейных формах / В.В. Ясюков, Т.В. Лысенко, **Е.Н. Козишкурт**, Л.И. Солоненко // Металл и литье Украины. 2018. № 11-12. С. 1–8.

3) Использование нанотехнологий при изготовлении отливок / Т.В. Лысенко, В.В. Ясюков, О.И. Воронова, **Е.Н. Козишкурт**, К.А. Крейцер // Литье и металлургия. 2019. № 4. С. 94–99. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2019-4-94-99>.

4) Obtaining castings in low-pressure casting using multiple metal wires / T.V. Lysenko, V.V. Yasyukov, K.A. Kreitser, **E.N. Kozishkurt** // Процессы литья. 2020. № 2 (140). С. 64-70.

5) The use of zonal cooling to control the solidification rate of AK7ch alloy castings / T.V. Lysenko, A.A. Bondar, K.A. Kreitser, **E.N. Kozishkurt** // Met. lit'e Ukr., vol. 28, 2020. №2 (321). С. 30-34.

6) Using the SPH method for modeling the crystallization process of aluminum alloys / Tatiana Lysenko, Yuriy Morozov, Kyryll Kreitser, **Evgeny Kozishkurt** // World science, Vol.1, March 2020. № 3(55). Pp. 26-33.

7) Методи збільшення продуктивності установок лиття під низьким тиском / Лисенко Т.В, Тур М.П., **Козішкурт Є.М.**, Мосейчук М.В. // ЛИТЬЕ. Металлургия. – 2017. – С. 158 - 160.

8) Управління охолодженням виливок при литті під низьким тиском / Лисенко Т.В., Тур М.П., **Козішкурт Є.М.** // Краматорск, ДДМА. – 2017. – С. 77-78.

9) Метод підвищення якості виливків з кольорових сплавів, отриманих литтям під низьким тиском / Т.В. Лисенко, **Є.М. Козішкурт**, Т.В. Гетьман // Нові матеріали і технології в машинобудуванні. – 2018. – С. 105.

10) Импульсная система безфлюсовой защиты магниевых сплавов от возгорания / Т. В. Лисенко, А. А. Бондарь, К. А. Крейцер, **Е. Н. Козишкурт**, О. Ю. Морозов // Литво. Металургія. 2019 : матеріали XV міжнар. наук.-практ. конф. (м. Запоріжжя, 21-23 травня 2019 р.) / під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. Запоріжжя, АА Тандем. 2019. С.130 – 131.

11) Особенности вакуумирования формы при литье под давлением магниевых сплавов / Т. В. Лисенко, К. А. Крейцер, В. В. Ясюков, **Е. Н. Козишкурт**, А. Л. Морозов // Литво. Металургія. 2019 : матеріали XV міжнар. наук.-практ. конф. (м. Запоріжжя, 21-23 травня 2019 р.) / під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. Запоріжжя, АА Тандем. 2019. С.132 – 133.

12) Методи підвищення якості товстостінних виливків, отриманих литтям під тиском / Т. В. Лисенко, В. В. Ясюков, К. О. Крейцер, **Є. М. Козішкурт**, Ю. Д. Пономаренко // Перспективні технології, матеріали та обладнання у ливарному виробництві : матеріали VIII міжнар. наук.-техн. конф. (м. Краматорськ, 15-18 жовтня 2019 р.). / за заг. ред. А.М. Фесенка, М.А. Турчаніна. Краматорськ. ДДМА, 2019. С.135 – 136.

ЗАТВЕРДЖУЮ

Директор ДП «ІЦЛПТ»

Крейцер О.А.

«25» грудня 2017 р.

АКТ



Ми, що підписалися нижче, від ДП «Інженерний центр литва під тиском» («ІЦЛПТ») провідний технолог Конюхова Жанна Олександрівна, головний конструктор Куперман Олександр Яковлевич і від Одеського національного політехнічного університету (ОНПУ) доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри технології та управління ливарними процесами Лисенко Т.В. та аспірант Козішкурт Є.М. склали цей акт в тому, що в 2017 році в ливарному цеху «ІЦЛПТ» були проведені випробування технології виготовлення виливків «Корпус насоса» зі сплаву АК7ч, отримані литтям під низьким тиском з використанням зовнішніх технологічних впливів за рекомендаціями Є.М. Козішкурт. Були проведені дослідження з використанням надлишкового тиску при кристалізації виливки при литті під низьким тиском.

Плавку проводили за допомогою індукційної тигельної печі промислової частоти ІСТ - 0,4. Дослідження виконувалися на модернізованій машині мод. У95А.

Встановлено, що використання надлишкового тиску при кристалізації покращує живлення масивних частин виливки деталі «корпус насоса», скорочує час кристалізації та підвищує механічні властивості виливка.

Використання запропонованої технології дозволяє управляти процесом затвердіння виливки і зменшити час витримки металу під тиском на 20%, підвищити механічні показники на 20-25%, збільшити показник герметичності на 40% а також знизити усадочні дефекти.

Всі виготовлені виливки-представники пройшли всі види контролю якості, передбачені технологічним процесом ливарного цеху, визнані придатними і передані в механічний цех для подальшої механічної обробки.

Від ДП «ІЦЛПТ»:

Від ОНПУ:

Конюхова Ж.О.

Лисенко Т.В.

Куперман О.Я.

Козішкурт Є.М.

ЗАТВЕРДЖУЮ

Директор ДП «ІЦЛПТ»

Крейцер О.А.

11 грудня 2017 р.



АКТ

Ми, що підписалися нижче, від ДП «Інженерний центр литва під тиском» («ІЦЛПТ») провідний технолог Конюхова Жанна Олександрівна, головний конструктор Куперман Олександр Яковлевич і від Одеського національного політехнічного університету (ОНПУ) доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри технології та управління ливарними процесами Лисенко Т.В. та аспірант Козішкурт Є.М. склали цей акт в тому, що в 2017 році в ливарному цеху «ІЦЛПТ» були проведені випробування технології виготовлення виливків «Корпус фільтра» зі сплаву АК7ч, отримані литтям під низьким тиском з використанням зовнішніх технологічних впливів. Ливникова система виготовлена за рекомендаціями Є.М. Козішкурт. Були проведені дослідження при центральному і бічному підводі металу в форму (кокіль) та вплив зонального охолодження на спрямоване твердіння виливки.

Для проведення дослідження щодо заповнення багатомісних форм з декількох металопроводів, використовувався двомісний кокіль деталі "корпус фільтра", що складається з двох бічних частин верхнього стержня і поворотного піддону. Для проведення експерименту був розроблений до існуючого оснащення новий піддон і нова кришка тигля заливного пристрою. Плавку проводили за допомогою індукційної тигельної печі промислової частоти ІСТ - 0,4. Дослідження виконувалися на модернізованій машині мод. У95А.

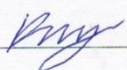
Встановлено, що центральне підведення металу в виливок покращує живлення масивних частин виливки деталі «корпус фільтра», експерименти показали кращу заповнюваність контурів, спрощення та скорочення довжини ливникової системи.

Використання зонального охолодження дозволяє управляти процесом затвердіння місцевих потовщень і зменшити час витримки металу під тиском на 10-15%, а також знизити усадочні рихлоти.

Всі виготовлені виливки-представники пройшли всі види контролю якості, передбачені технологічним процесом ливарного цеху, визнані придатними і передані в механічний цех для подальшої механічної обробки.

Від ДЦ «ІЦЛПТ»:

Від ОНПУ:

Конюхова Ж.О.

Куперман О.Я.




Лисенко Т.В.

Козішкурт Є.М.

ДОВІДКА

про впровадження результатів дисертаційної роботи
аспіранта Козишкурта Є.М. на тему: «Технологічний процес одержання виливків із
алюмінієвих сплавів литтям під низьким тиском на основі використання зовнішніх
впливів» у навчальний процес кафедри
технології та управління ливарними процесами

Наукові результати та технічні рішення, що отримані Козишкуртом Євгеном Миколайовичем у рамках дисертаційної роботи на тему: «Технологічний процес одержання виливків із алюмінієвих сплавів литтям під низьким тиском на основі використання зовнішніх впливів», впроваджені у навчальний процес на кафедрі технології та управління ливарними процесами при викладанні дисциплін «Теоретичні основи ливарного виробництва», «Моделювання та оптимізація технологічних систем», «Спеціальні види литва», а також у курсовому і дипломному проектуванні.

Довідка надана в зв'язку з захистом дисертації.

Проректор з науково-педагогічної
та виховної роботи Одеського
національного політехнічного
університету, к.т.н., проф.



С.А. Нестеренко