

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ  
ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ  
НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ  
ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Кваліфікаційна наукова  
праця на правах рукопису

ЧИСТЯКОВ ОЛЕГ ВАЛЕРІЙОВИЧ

УДК 621.74.045:534.1:669.017.3

ДИСЕРТАЦІЯ  
**ВПЛИВ ПРУЖНИХ КОЛИВАНЬ І ТЕРМОЧАСОВОЇ ОБРОБКИ НА  
ПРОЦЕСИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ В МЕТАЛЕВИХ СИСТЕМАХ**

Спеціальність 136 – Металургія

13 – Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

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

\_\_\_\_\_ О.В.Чистяков

Науковий керівник – Нурадинов Абди Сайдахматович, д.т.н., с.н.с.

Київ – 2026

## АНОТАЦІЯ

*Чистяков О.В.* Вплив пружних коливань і термочасової обробки на процеси кристалізації в металевих системах.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 136 «Металургія» (13 – Механічна інженерія). – Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, 2026.

Властивості кінцевої металопродукції значною мірою визначаються первинною кристалічною структурою металу, яка формується на стадії лиття, а вплив на структуроутворення литих заготовок неможливий без керування зародженням і зростанням кристалів у металевих розплавах при їх твердненні. Для сучасної металургії, зокрема при отриманні литих заготовок відповідального призначення, важливим питанням є не лише встановлення причинно-наслідкових зв'язків у ланцюжку «структура–властивості», а й наукове обґрунтування різних зовнішніх методів керування процесами кристалізації металів, здатних зменшувати їх структурну та хімічну неоднорідність. Незважаючи на велику кількість досліджень з цього питання, результати практичного застосування окремих методів зовнішніх фізичних дій, зокрема пружних коливань, для керування процесами кристалізації у металевих сплавах мають суперечливий характер. Неоднозначність думок у цьому питанні пов'язана з відсутністю системності в дослідженнях та відмінністю використовуваних матеріалів та методик, що визначає необхідність фундаментального опрацювання механізмів таких процесів. Виходячи з викладеного, дисертаційна робота, присвячена встановленню закономірностей зовнішнього термосилового впливу на процеси кристалізації та структуроутворення литих металевих заготовок, є актуальною.

У вступі розглянуто актуальність теми та ступінь її наукового опрацювання, сформульовано мету й завдання, визначено об'єкт і предмет дослідження, окреслено наукову новизну і практичне значення одержаних результатів. Наведено інформацію про зв'язок дисертації з науковими

дослідницькими темами, апробацію результатів, а також подано перелік публікацій автора, у яких відображено основні положення дисертаційної роботи.

*У першому розділі* розглянуто сучасний стан наукових уявлень щодо кристалізації та структуроутворення металевих сплавів і підходи до керування первинною структурою литих заготовок з них шляхом теплових та фізичних впливів на розплави, що тверднуть. Наведено результати практичних досліджень з вивчення процесів зародження та росту кристалів із розплавів металів, що підтверджують гетерогенний механізм зародкоутворення в них на різних твердих підкладках (поверхні ливарних форм, тверді тугоплавкі включення, оксиди металів тощо). Викладено базові положення класичної теорії гетерогенного утворення зародків на підкладках як основу для подальшого аналізу механізмів активації таких центрів.

Проаналізовано відомі результати застосування різних зовнішніх фізичних впливів (віброімпульсні дії, електромагнітне перемішування, термочасова обробка тощо) на рідкий та твердіючий метал з метою управління процесами кристалізації та структуроутворення металевих заготовок. Показано, що розглянуті прийоми істотно впливають на формування структури та властивостей литого металу. Однак відомі режими цих впливів не можуть вважатися універсальними й мають добиратися з урахуванням типу сплаву, об'єму та геометрії литої заготовки. Це обґрунтовує потребу в подальшому дослідженні механізмів впливу зовнішніх термо- та силових дій на зародження центрів кристалізації у розплавах металів для управління формуванням їх структур та властивостей.

*У другому розділі* представлені досліджувані матеріали та методики досліджень і обґрунтовано логіку застосування фізичного моделювання як непрямого методу вивчення процесів кристалізації та структуроутворення металевих сплавів. Представлено хімічний склад, фізичні характеристики та температури фазових перетворень досліджуваних матеріалів. Модельними

матеріалами були низькотемпературні металеві сплави Вуда та Розе, а також прозорі органічні середовища (парафін, салол, дифеніламін, камфен). Для забезпечення коректності порівнянь результатів у кожному циклі експериментів використані матеріали одного класу чистоти. Викладено загальну методологічну структуру роботи, яка полягає у проведенні досліджень за наступною схемою: фізичне моделювання процесів кристалізації та структуроутворення металевих сплавів (зародження та ріст кристалів залежно від впливу зовнішніх факторів) на прозорих органічних середовищах та експериментальна перевірка адекватності результатів моделювання на конкретних металевих сплавах.

Представлені теоретичні основи фізичного моделювання, які, зрештою, полягають у визначенні перехідного коефіцієнта (тобто масштабу моделювання) для практичного використання отриманих результатів. Описано комплекс методик фізичного моделювання для встановлення вихідних закономірностей зародкоутворення в модельних системах – дослідження впливу термосилових дій на переохолодження перед кристалізацією (тобто на зародкоутворення) у залежності від об'єму, форми та чистоти досліджуваних сплавів і середовищ. Також представлені методики проведення експериментів із металевими сплавами для перевірки адекватності результатів, отриманих на модельних матеріалах.

У *третьому розділі* розглянуто результати фізичного моделювання механізмів зародження кристалів у розплавах металів залежно від теплового стану, масштабних факторів і зовнішніх силових впливів (пружних коливань). Встановлено, що вплив температури перегріву на величину переохолодження розплавів металів перед кристалізацією зумовлено станом (тобто залежністю ступеня розчинності) наявних у них обмежено розчинних домішок. З цього випливає, що регулювання температурно-часовими параметрами перегріву розплавів металів є інструментом для керування «активністю» адсорбованих центрів кристалізації та, відповідно, формуванням первинної структури литих заготовок.

На дослідних зразках з прозорих органічних середовищ різної чистоти встановлено, що навіть у розплавах мікроскопічних об'ємів (50÷200 мкм) зародження кристалів відбувається, головним чином, за гетерогенним механізмом. Використовуючи середовища підвищеної чистоти ( $\geq 99\%$ ), також було наочно продемонстровано можливість вивчення гомогенного зародження кристалів у них. При цьому було встановлено, що ступінь переохолодження, при якому відбувається гомогенне зародження кристалів, на порядок більший, ніж при гетерогенному зародкоутворенні.

Експериментами на зразках різних форм (тонких та об'ємних) з модельних середовищ доведено, що дисперсність кристалічних структур литих металевих заготовок залежить, головним чином, від швидкості зародкоутворення в них. У заготовках невеликої товщини це залежить виключно від значень швидкостей утворення зародків на міжфазному кордоні розплав-тверда підкладка (тверді домішки, стінки ливарних форм та інше). Дисперсність структур об'ємних (тобто великого перерізу) литих металевих заготовок, в основному, визначається швидкістю зародкоутворення, обумовленою масштабними факторами (тепло- та масообміном, флуктуаціями температур, густин та концентрацій), а активність підкладок є додатковим чинником.

Встановлено, що вплив зовнішніх пружних коливань (вібрації та ультразвуку) зменшують переохолодження розплавів металів перед кристалізацією (тобто підвищують швидкість зародкоутворення у них). При цьому спростовано існуючі у літературі дві основні гіпотези щодо механізму впливу пружних коливань на зародкоутворення: про зниження в'язкості розплавів металів під дією пружних коливань, що знижує міжфазну енергію переходу; про виключну роль кавітаційних тисків та пов'язаних з ними флуктуацій температур і густин. Прямі виміри за допомогою віскозиметру кінематичної в'язкості розплавів досліджуваних середовищ при температурах, близьких до температур кристалізації, під дією пружних коливань (вібрації і

ультразвуку) не виявили ніяких змін рівня їх значень. Не було встановлено також жодного впливу пружних коливань на швидкість утворення зародків у розплавах досліджуваних середовищ при переході рівня інтенсивності ультразвуку від докавітаційного режиму до кавітаційного.

Доведено, що в розплавах реальних металів можуть існувати адсорбовані на твердих підкладках кристалічні зародки, здатних стати центрами кристалізації при значно менших переохолодженнях, ніж при спонтанному зародкоутворенні. Механізм впливу пружних коливань (вібрації і ультразвуку) на розплави металів у процесі їх охолодження, як раз, і полягає у підвищенні швидкості зародження кристалів через створення на поверхнях адсорбованих зародків джерел для зростання в результаті механічного тертя твердих підкладок між собою і зі стінками ливарних форм, а також їх кавітаційної ерозії.

У четвертому розділі розглянуто результати лабораторної перевірки встановлених фізичним моделюванням закономірностей впливу низькочастотної вібрації на процеси кристалізації та структуроутворення литих заготовок на різних металевих сплавах. Дослідами на конкретних металевих сплавах встановлено закономірності зародження, зростання та трансформації кристалів у полі пружних коливань та доведено, що механізм впливу вібрації на формування литих заготовок з будь-яких типів сплавів полягає у появі наступних додаткових ефектів у процесах їх кристалізації: руйнування частини стовпчастих кристалів на поверхнях тепловідведення та розподіл цих уламків по об'єму розплаву в результаті його перемішування; підвищення швидкості зародження кристалів у розплавах металів в результаті створення на поверхнях адсорбованих зародків джерел для зростання і появи переохолоджених мікрооб'ємів розплаву навколо кожного уламка; забезпечення постійного інтенсивного тепловідведення від розплаву, що твердне, за рахунок зниження товщини теплового бар'єру на стінках ливарних форм в результаті руйнування стовпчастих кристалів на них.

Експериментально показано, що формуванням якісних характеристик зливоків та безперервнолитих заготовок з металівих сплавів можна керувати за допомогою вібрації. Встановлено, що вібрація зменшує товщину зон стовпчастих кристалів в литих заготовках у 2-4 рази в залежності від типу сплаву та відповідно збільшує ширину зон рівновісних кристалів. При цьому дисперсність зерна в заготовках для досліджуваних сплавів підвищується у 5-15 разів в залежності від структурної зони. Наслідком таких змін у кристалічній будові металу є суттєве підвищення його фізико-механічних характеристик при одночасному зниженні їхньої анізотропії по перерізу заготовок. Отже, під впливом вібрації показники міцності металу для досліджуваних сплавів підвищуються на 54–62%, а пластичності – на 25–35%. Також відбувається зниження залишкових напружень у порівнюваних зонах заготовок на 30–59%, що пов'язано більш узгодженим перебігом фазових перетворень по їх перерізу.

**Ключові слова:** металеві сплави, органічні середовища, розплав, домішки, перегрів, переохолодження, теплові поля, зародкоутворення, кристалізація, термочасова обробка, пружні коливання, зливки, безперервнолиті заготовки, структура, властивості.

## ABSTRACT

*Chystiakov O.V.* Influence of Elastic Vibrations and Thermo-Temporal Treatment on Crystallization Processes in Metallic Systems.

Dissertation for the Doctor of Philosophy degree in specialty 136 “Metallurgy” (13 – Mechanical Engineering). – Physical-Technological Institute of Metals and Alloys, National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, 2026.

The properties of the metal products are largely determined by the primary crystalline structure of the metal formed at the casting stage, and the influence on structure formation of cast billets is impossible without controlling the nucleation and growth of crystals in metallic melts during their solidification. For modern metallurgy, particularly in the production of cast billets for critical applications, an important issue is not only establishing the cause-and-effect relationship in the “structure–properties” chain, but also the scientific substantiation of various external methods of controlling metal crystallization processes capable of reducing their structural and chemical heterogeneity. Despite a considerable number of studies on this subject, the results of the practical application of techniques of external physical influences, in particular elastic vibrations, for controlling crystallization processes in real metallic alloys remain ambiguous. The ambiguity of opinions on this matter is connected with the lack of systemicity in research and the differences in used materials and method, which determines the need for a fundamental investigation of the mechanisms of such processes. In connection with it, this thesis is devoted to establishing the regularities of external thermo-mechanical action on crystallization and structure formation processes of cast metal billets is topical.

In the Introduction, the relevance of the topic and the degree of its scientific progress are discussed, the objectives and tasks are formulated, the object and subject of research are defined, and the scientific novelty and practical significance of the obtained results are outlined. Also provided an information on the relationship of the thesis with scientific research projects, the approbation of results, and a list of the



author's publications that reflecting the main provisions of the thesis.

*Chapter 1* reviews the current state of scientific knowledge on crystallization and structure formation of metallic alloys, and approaches to controlling the primary structure of cast billets by means of thermal and physical treatments of solidifying melts. The results of the processes of nucleation and crystal growth from metallic melts are presented. They are confirming the heterogeneous mechanism of nucleation on various solid substrates (casting molds surfaces, solid high-melting inclusions, metal oxides, etc.). The basis of the classical theory of heterogeneous nucleation on substrates are presented as a basis for further analysis of the mechanisms of activation of such centers. The known results of the application of various external physical treatments (vibrational-impulse actions, electromagnetic stirring, thermo-temporal treatment, etc.) to liquid and solidifying metal for the purpose of controlling crystallization and structure formation processes are analyzed. It is shown that these techniques significantly affect the structure and properties formation of cast metal. However, the traditional modes of these treatments cannot be universal and have to be selected taking into account alloy type, volume, and geometry of the cast billet. This prove the demand for further investigation of the mechanisms of external thermal and mechanical effects on nucleation of crystallization centers in metallic melts.

*Chapter 2* presents the materials under investigation and research techniques, and substantiates. The logic of employing physical modeling as an indirect method for studying crystallization and structure formation processes in metallic alloys is also clarified. The chemical composition, physical parameters, and phase transformation temperatures of the studied materials are presented. Model materials comprised low-temperature metallic alloys (Wood's and Rose's alloys) as well as transparent organic media (paraffin, salol, diphenylamine, camphene). To ensure the accuracy of result comparisons, materials of the same purity were used in each experimental cycle. The common methodological structure of the work is described, that contains: physical modeling of crystallization and structure formation processes (nucleation and crystal

growth as a function of external factors) on transparent organic media, followed by experimental verification of the suitability of modeling results on real metallic alloys. The theoretical foundations of physical modeling are presented, which consist in determining the transition coefficient (i.e., the modeling scale) for the results practical application. A set of physical modeling methodologies is described for the purpose of establishing the initial regularities of nucleation in model systems, including the study of the effect of thermo-mechanical actions on supercooling prior to crystallization as a function of volume, shape, and purity of the studied alloys and media.

*Chapter 3* presents the results of physical modeling of the mechanisms of crystal nucleation in metallic melts as a function of thermal state, scale factors, and external mechanical effects (elastic vibrations). It is established that the influence of superheating temperature on the degree of supercooling of metallic melts prior to crystallization is conditioned by the state (i.e., the solubility dependence) of low-soluble impurities. It follows that the regulation of temperature-time superheating parameters of metallic melts gives an instrument for controlling the “activity” of adsorbed crystallization centres and, therefore, the formation of the primary structure of cast billets.

On transparent organic media samples of various purities under investigation, it is established that even in melts of microscopic volumes (50–200  $\mu\text{m}$ ), crystal nucleation is mainly controlled by the heterogeneous mechanism. Using media of enhanced purity ( $\geq 99\%$ ), the possibility of homogeneous nucleation was also demonstrated. It was established that the degree of supercooling at which homogeneous nucleation occurs is an order of magnitude greater than that for heterogeneous one.

Experiments on samples of various shapes (thin and bulk) from model media proved that the dispersion of crystalline structures of cast metal billets depends mainly on the nucleation rate. In thin billets this dependence is controlled by nucleation rates at the melt–solid substrate interface (solid impurities, casting mold walls, etc.) only. The dispersion of structures of bulk (i.e., large cross-section) cast metal billets

determined mainly by the nucleation rate via scale factors (heat and mass transfer, temperature, density, and concentration fluctuations), while substrate activity is an additional contributing factor.

It is established that external elastic oscillations (mechanical vibration and ultrasound) reduce the supercooling of metallic melts before to crystallization and increasing the nucleation rate. There are two key hypotheses existing in the literature regarding the mechanism of the effect of elastic vibrations on nucleation were disproved: the reduction of the viscosity of metallic melts under the effect of elastic vibrations, which decreases the interfacial transition energy; and the exclusive role of cavitation pressures and induced temperature and density fluctuations. Direct kinematic viscosity investigation of the melts at temperatures nearby to the crystallization temperatures under the effect of elastic oscillations revealed no changes in their values. Furthermore, no influence of elastic oscillations on the nucleation rate was established at the shifting of the ultrasound intensity from sub-cavitation to cavitation mode.

It is established that in melts there may exist crystalline nuclei adsorbed on solid substrates, capable of becoming crystallization centres at significantly smaller supercoolings than during spontaneous nucleation. The mechanism of the elastic vibrations (vibration and ultrasound) effect on metallic melts during their cooling consists in an increase of the crystal nucleation rate through the creation of growth centres on the surfaces of adsorbed nuclei as a result of mechanical friction of solid substrates against to each other and casting mold walls, as well as through their cavitation erosion.

*Chapter 4* presents the verification results of the influence of low-frequency vibration on crystallization and structure formation processes regularities of cast billets from various metallic alloys, as established by physical modeling. Experiments on real metals established the regularities of nucleation, growth, and transformation of crystals in the field of elastic vibrations and proved that the mechanism of the effect of vibration on the formation of cast billets from any alloy type consists with the occurrence of the

following additional effects in their crystallization processes. Destruction of a part of columnar crystals on heat-dissipation surfaces and distribution of the resulting fragments throughout the melt volume due to mixing. Increase of the crystal nucleation rate in metallic melts through the creation of growth sources on the surfaces of adsorbed nuclei and the appearance of supercooled micro-volumes of melt around each part. Holding of constant intensive heat removal from the solidifying melt due to a reduction of the thermal barrier thickness at casting mold walls resulting from the destruction of columnar crystals thereon.

It is demonstrated experimentally that the qualitative characteristics of ingots and continuously cast billets from real metals and alloys can be controlled by vibration. Vibration reduces the thickness of columnar crystal zones in cast billets in 2–4 times depending on the alloy type, and corresponding increases the width of equiaxed crystal zones. Grain dispersion in the billets increases in 5–15 times depending on the structural zone. The consequence of such changes in the crystalline structure of the metal is a substantial improvement in its physicommechanical characteristics with a simultaneous reduction of their anisotropy across the billet cross-section. The metal strength indices increase by 54–62% and the plasticity indices by 25–35% under the effect of vibration. A decrease in residual stresses of 30–59% is also observed in the compared billet zones, which is attributed to a more coordinated course of phase transformations across their cross-section.

**Keywords:** metallic alloys, organic media, melt, impurities, superheating, undercooling, thermal fields, nucleation, crystallization, thermo-temporal treatment, elastic vibrations, ingots, continuously cast billets, structure, properties.

## СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

### **Статті у закордонних наукових періодичних виданнях, що включені в міжнародні наукометричні бази даних «Scopus»:**

1. A S Nuradinov, A V Nogovitsyn, K A Sirenko, I A Nuradinov, **O V Chystiakov** and D O Derecha. Physical simulation of nucleation and crystallization processes in transparent organic melts // Physica Scripta. 2025. Vol. 100, No. 3. 035909. DOI: <https://doi.org/10.1088/1402-4896/adadb0>. Q2 (Особистий внесок кожного автора: Nuradinov A.S. - провідна роль у концептуалізації, методології, науковому керівництві, інтерпретації результатів, написанні та остаточному редагуванні рукопису; Nogovitsyn A.V. - участь у розробленні методики експериментів, аналізі кінетики кристалізації та науковому редагуванні; Sirenko K.A. - підготовка модельних середовищ, проведення дослідів, візуалізація і первинна обробка даних; Nuradinov I.A. - технічне забезпечення експериментів, статистична обробка та верифікація результатів; Chystiakov O.V. - підготовка зразків, участь у проведенні дослідів, формальному аналізі даних і редагуванні рукопису; Derecha D.O. - допоміжні експериментальні роботи, оформлення графічних матеріалів і перевірка бібліографії).

2. A. S. Nuradinov, V. L. Mazur, K. A. Sirenko, **O. V. Chistyakov**, I. A. Nuradinov. Influence of the superheating temperature of metal melts on their supercooling before crystallization // Metallophysics and Advanced Technologies. 2025. Vol/ 47. № 10. P. 1125–1136. Q4. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.47.10.1125>. (Особистий внесок кожного автора: Nuradinov A.S. - провідна роль у концептуалізації дослідження, виборі методології, узагальненні результатів, написанні та остаточному редагуванні рукопису; Mazur V.L. - наукове консультування, теоретичне обґрунтування і критичний перегляд рукопису; Sirenko K.A. - підготовка зразків, проведення термічних експериментів і первинна обробка кривих охолодження; Chystiakov O.V. - участь у виборі режимів перегріву, проведенні дослідів, формальному

аналізі переохолодження та редагуванні тексту; Nuradinov I.A. - технічне забезпечення експериментів, систематизація даних і підготовка графічних матеріалів).

***Наукові препринти, оприлюднені в міжнародному електронному архіві  
arXiv.org***

3. A.S. Nuradinov, **O.V. Chistyakov**, K.A. Sirenko, I.A. Nuradinov, D.O. Derecha. The size effect on nucleation process during solidification of metals. DOI: <https://doi.org/10.48550/arXiv.2507.04737>. Q1. (Особистий внесок кожного автора: A.S. Nuradinov - провідна роль у формуванні ідеї, методології, науковому керівництві, інтерпретації результатів і підготовці рукопису; O.V. Chistyakov - підготовка зразків, проведення дослідів краплинним методом, обробка статистичних даних і участь у написанні окремих розділів; K.A. Sirenko - підготовка модельних середовищ, візуалізація процесів зародження і первинна обробка результатів; I.A. Nuradinov - технічний супровід експериментів, статистична перевірка і оформлення графіків; D.O. Derecha - допоміжні експериментальні роботи, перевірка джерел і підготовка матеріалів до подання).

4. A.S. Nuradinov, **O.V. Chistyakov**, K.A. Sirenko, I.A. Nuradinov, D.O. Derecha Influence of elastic oscillations on nucleation in metals. DOI: <https://doi.org/10.48550/arXiv.2602.07826>. Q2. (Особистий внесок кожного автора: A.S. Nuradinov - провідна роль у концептуалізації, методології, науковому керівництві, інтерпретації результатів і редагуванні рукопису; O.V. Chistyakov - участь у розробленні методики накладання пружних коливань, підготовці зразків, проведенні експериментів і формальному аналізі даних; K.A. Sirenko - підготовка експериментальних матеріалів, візуалізація процесів і первинна обробка результатів; I.A. Nuradinov - технічне забезпечення дослідів, статистична систематизація даних і підготовка ілюстрацій; D.O. Derecha -

допоміжна обробка результатів, перевірка посилань і підготовка матеріалів до подання).

**Статті у журналах, що включені до переліку фахових видань України:**

5. Нурадінов А.С., Школярєнко В.П., **Чистяков О.В.**, Нурадінов І.А., Зубеніна Н.Ф. Вплив швидкості охолодження при кристалізації на структуру сплавів В95 та Д16 // *Металознавство та обробка металів*. 2023. №2 (29). С. 36–43. DOI: <https://doi.org/10.15407/mom2023.02.036>. (Особистий внесок кожного автора: Нурадінов А.С. - провідна роль у постановці задачі, методології дослідження, науковому керівництві, інтерпретації результатів і редагуванні статті; Школярєнко В.П. - участь у виборі технологічних режимів, аналізі ливарних особливостей і практичному узагальненні результатів; Чистяков О.В. - підготовка зразків, участь у проведенні експериментів, обробці даних і аналізі структури; Нурадінов І.А. - технічне забезпечення експериментів, статистична обробка і підготовка графічних матеріалів; Зубеніна Н.Ф. - металографічний аналіз, оцінювання структури та перевірка результатів).

6. В.П. Школярєнко, А.С. Нурадінов, **О.В. Чистяков**, І.А. Нурадінов Спосіб уникнення гарячеламкості трубних заготовок зі сплаву АМгб при литті у кокіль шляхом оптимізації температурних параметрів лиття та застосування вібрації. *Процеси лиття*. 2023. № 3 (153). С. 12-17. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2023.03.012>. (Особистий внесок кожного автора: В.П. Школярєнко - провідна роль у формулюванні технологічної задачі, виборі температурних параметрів лиття, інтерпретації результатів і підготовці рукопису; А.С. Нурадінов - наукове керівництво, методологічне забезпечення, аналіз механізмів гарячеламкості і редагування статті; О.В. Чистяков - участь у плануванні та проведенні експериментів, виборі режимів вібрації, обробці результатів і формулюванні практичних рекомендацій; І.А. Нурадінов - технічний супровід дослідів, систематизація даних і підготовка ілюстративних

матеріалів).

7. Нурадінов А.С., Баранов І.Р., Пригунов С.В., Нурадінов І.А., **Чистяков О.В.** Методика дослідження зародження кристалів у розплавах краплинним методом // Металознавство та обробка металів. 2024. №2 (30). С. 27–35. DOI: <https://doi.org/10.15407/mom2024.02.027>. (Особистий внесок кожного автора: Нурадінов А.С. - провідна роль у концептуалізації краплинного методу, методології, науковому керівництві, узагальненні результатів і редагуванні рукопису; Баранов І.Р. - участь у розробленні експериментальної схеми, підготовці тонких препаратів і візуалізації зародження кристалів; Пригунов С.В. - методичне забезпечення дослідів, технічна верифікація і критичний аналіз результатів; Нурадінов І.А. - технічний супровід, статистична обробка даних і підготовка графіків; Чистяков О.В. - підготовка зразків, участь у виборі параметрів дослідів, обробці результатів і редагуванні тексту).

8. Нурадінов А.С., Ноговіцин О.В., Гончаров О.Л., Нурадінов І.А., **Чистяков О.В.**, Зубеніна Н.Ф. Методика дослідження впливу перегріву на переохолодження металів та їх сплавів // Процеси лиття. 2024. №3. С. 19–27. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2024.03.019>. (Особистий внесок кожного автора: Нурадінов А.С. - провідна роль у постановці проблеми впливу перегріву, методології, інтерпретації результатів, написанні та редагуванні статті; Ноговіцин О.В. - участь у розробленні методики визначення переохолодження, аналізі кривих охолодження і науковому редагуванні; Гончаров О.Л. - експериментальна перевірка режимів, технічний супровід і верифікація даних; Нурадінов І.А. - статистична обробка результатів, підготовка графіків і систематизація даних; Чистяков О.В. - підготовка зразків, участь у проведенні дослідів, формальному аналізі та інтерпретації результатів; Зубеніна Н.Ф. - участь у матеріалознавчому аналізі, оцінюванні структури і перевірці висновків).

9. Нурадінов А.С., **Чистяков О.В.**, Нурадінов І.А. Структурутворення і



властивості литих заготовок під впливом вібрації при кристалізації розплаву // *Металознавство та обробка металів*. 2025. №4. С.12-23. DOI: <https://doi.org/10.15407/mom2025.04.012>. (Особистий внесок кожного автора: *Нурадинов А.С.* - провідна роль у концептуалізації, методології, науковому керівництві, аналізі структури і властивостей та остаточному редагуванні статті; *Чистяков О.В.* - підготовка зразків литих заготовок, участь у виборі режимів вібраційного впливу, проведенні експериментів, обробці даних і формулюванні висновків; *Нурадінов І.А.* - технічне забезпечення дослідів, статистична обробка результатів і підготовка графічних матеріалів).

10. **Чистяков О.В.**, Нурадинов А.С., Ноговіцин О.В., Сіренко К.А., Баранов І.Р., Нурадінов І.А. Методика дослідження механізмів зародження кристалів у розплавах металів в залежності від їх обсягу та форми // *Металознавство та обробка металів*. 2025. №2. С. 47–58. DOI: <https://doi.org/10.15407/mom2025.02.047>. (Особистий внесок кожного автора: *Чистяков О.В.* - провідна роль у формуванні ідеї, методології дослідження, плануванні та проведенні експериментів, обробці й інтерпретації результатів, написанні основного тексту і погодженні остаточної редакції; *Нурадинов А.С.* - наукове керівництво, критичний аналіз методики, узагальнення результатів і редагування рукопису; *Ноговіцин О.В.* - участь у методичному супроводі експериментів, аналізі механізмів зародження і науковому редагуванні; *Сіренко К.А.* - підготовка модельних середовищ, візуалізація процесів і первинна обробка даних; *Баранов І.Р.* - участь у виборі геометрії зразків, технічному забезпеченні дослідів і перевірці результатів; *Нурадінов І.А.* - статистична обробка, оформлення графічних матеріалів і технічна верифікація даних).

11. Нурадинов А.С., **Чистяков О.В.**, Гончаров О.Л., Нурадінов І.А. Про механізм впливу пружних коливань на зародження кристалів у металах // *Процеси лиття*. – 2026. – № 1. – С. 12-22. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2026.01.012>. (Особистий внесок кожного автора:

*Нурадинов А.С. - провідна роль у концептуалізації механізму впливу пружних коливань, методології, інтерпретації результатів, написанні та остаточному редагуванні статті; Чистяков О.В. - підготовка зразків, участь у проведенні експериментів, обробці даних щодо зародження кристалів і редагуванні тексту; Гончаров О.Л. - технічне забезпечення коливального впливу, експериментальна верифікація і аналіз достовірності результатів; Нурадінов І.А. - статистична обробка, підготовка графічних матеріалів і систематизація даних).*

12. Нурадинов А.С., **Чистяков О.В.**, Нурадінов І.А. Вплив термочасової обробки та пружних коливань на кристалізацію металевих сплавів // Процеси лиття. – 2026. – № 2. – С. 18-30. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2026.02.018>.  
(Особистий внесок кожного автора: Нурадинов А.С. - провідна роль у постановці задачі щодо термочасової обробки та пружних коливань, методології, інтерпретації результатів, написанні та редагуванні статті; Чистяков О.В. - участь у плануванні режимів, підготовці зразків, проведенні експериментів, обробці даних і підготовці матеріалів рукопису; Нурадінов І.А. - технічний супровід дослідів, статистична обробка результатів і підготовка ілюстративних матеріалів).

***Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:***

13. Школяренко В.П., Нурадинов А.С., Пригунов С.В., Нурадинов І.А., **Чистяков О.В.** Методика уникнення гарячеламкості трубних заготовок зі сплаву АМгб при литті у кокіль шляхом оптимізації температурних параметрів лиття та застосуванню вібрації // Матеріали Міжнародної науково-технічної конференції «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві». Краматорськ, 2023. С. 151–153. (Особистий внесок кожного автора: Школяренко В.П. - провідна роль у формуванні технологічної ідеї, постановці задачі, інтерпретації практичних результатів і підготовці тез; Нурадинов А.С. - наукове керівництво, методологічне узагальнення і редагування матеріалів;

*Пригунов С.В. - участь у технічному аналізі процесу лиття, перевірці режимів і формуванні рекомендацій; Нурадинов І.А. - систематизація експериментальних даних і підготовка графічних матеріалів; Чистяков О.В. - аналіз літературних джерел, участь в узагальненні даних щодо вібраційного впливу і підготовці окремих фрагментів тез).*

14. Нурадинов А.С., Школярєнко В.П., **Чистяков О.В.**, Нурадінов І.А., Зубеніна Н.Ф. Дослідження впливу швидкості охолодження на структуру сплавів В95 та Д16 // Матеріали Міжнародної науково-технічної конференції «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві». Краматорськ, 2023. С. 96–99. (*Особистий внесок кожного автора: Нурадинов А.С. - провідна роль у концептуалізації дослідження, виборі методології, інтерпретації результатів і редагуванні тез; Школярєнко В.П. - участь у виборі режимів охолодження, оцінюванні ливарних параметрів і технологічному узагальненні; Чистяков О.В. - обробка результатів дослідження структури сплавів В95 та Д16, підготовка графічних матеріалів і оформлення тез; Нурадінов І.А. - технічний супровід, статистична обробка даних і перевірка результатів; Зубеніна Н.Ф. - металографічний аналіз, оцінювання структури і підготовка даних для висновків).*

15. Нурадинов А.С., Ноговіцин О.В., Школярєнко В.П., Нурадинов І.А., **Чистяков О.В.** Моделювання процесу утворення зародків в розплавах металів при їх охолодженні // Литво. Металургія – 2023 : матеріали ХІХ Міжнародної науково-практичної конференції. Харків–Київ, 2023. С. 169–172. (*Особистий внесок кожного автора: Нурадинов А.С. - провідна роль у постановці задачі моделювання, методології дослідження, інтерпретації результатів і підготовці тез; Ноговіцин О.В. - участь у теоретичному обґрунтуванні процесу зародкоутворення, аналізі літератури і редагуванні; Школярєнко В.П. - технологічний аналіз умов охолодження і практична верифікація підходу; Нурадинов І.А. - систематизація даних, технічне оформлення матеріалів і*

*підготовка графіків; Чистяков О.В. - аналіз літератури, участь у постановці задачі та підготовці окремих фрагментів тексту).*

16. Нурадинов А.С., **Чистяков О.В.**, Нурадинов І.А. Управління процесом утворення зародків в розплавах металів // Achievements of 21st Century Scientific Community : матеріали міжнародної конференції. Дніпро, 2023. С. 344–346. *(Особистий внесок кожного автора: Нурадинов А.С. - провідна роль у концептуалізації керування зародкоутворенням, методології, інтерпретації результатів і підготовці тез; Чистяков О.В. - участь у виборі параметрів режимів, обробці експериментальних результатів, аналізі даних і формулюванні висновків; Нурадинов І.А. - технічний супровід експериментів, систематизація результатів і оформлення графічних матеріалів).*

17. Нурадинов А.С., **Чистяков О.В.**, Нурадинов І.А. Дослідження зародження центрів кристалізації у прозорих розплавах модельних середовищ // Transcending Boundaries : матеріали міжнародної конференції. Дніпро, 2024. С. 76–78. *(Особистий внесок кожного автора: Нурадинов А.С. - провідна роль у постановці задачі, методології дослідження прозорих розплавів, інтерпретації результатів і підготовці тез; Чистяков О.В. - аналіз літератури щодо модельних середовищ, участь у підготовці матеріалів і узагальненні висновків; Нурадинов І.А. - технічне забезпечення дослідів, систематизація результатів і підготовка ілюстрацій).*

18. Nuradinov A., Baranov I., Sirenko K., Nuradinov I., **Chystiakov O.** Effect of overheating on supercooling of metals // Scientific Community: Interdisciplinary Research. Hamburg, Germany, 2024. P. 135–138. *(Особистий внесок кожного автора: Nuradinov A. - провідна роль у постановці задачі щодо впливу перегріву, методології дослідження, інтерпретації результатів і підготовці тез; Baranov I. - участь у підготовці експериментальної схеми, аналізі параметрів дослідів і візуалізації результатів; Sirenko K. - підготовка зразків, первинна обробка даних і оформлення графічних матеріалів; Nuradinov I. - технічний супровід,*

*статистична систематизація результатів і перевірка даних; Chystiakov O. - відбір і аналіз літературних джерел, участь у систематизації даних і редагуванні тез).*

19. Nuradinov A., Baranov I., Sirenko K., **Chystiakov O.** Methodology for Studying the Spontaneous Mechanism of Crystal Nucleation in Thin Preparations // Science, Education and Society. Aarhus, Denmark, 2025. P. 76-79. (*Особистий внесок кожного автора: Nuradinov A. - провідна роль у концептуалізації методики дослідження, методології, інтерпретації результатів і підготовці тез; Baranov I. - розроблення підходу до тонких препаратів, технічне забезпечення спостережень і візуалізація процесів; Sirenko K. - підготовка модельних середовищ, первинна обробка результатів і підготовка ілюстрацій; Chystiakov O. - участь у виборі параметрів дослідження, аналізі методики, обробці результатів та редагуванні тез).*

20. **Чистяков О.В.**, Нурадинов А.С., Гончаров О.Л., Сіренко К.А., Нурадінов І.А., Зубеніна Н.Ф. Спосіб гранулювання нікелевих сплавів шляхом їх безперервного розливання // Вектори розвитку науки, освіти та технологій. Полтава, 2025. С. 59–61. (*Особистий внесок кожного автора: Чистяков О.В. - провідна роль у формуванні ідеї способу гранулювання нікелевих сплавів, аналізі літератури, постановці задачі, обґрунтуванні технологічної схеми, написанні тез і формулюванні висновків; Нурадинов А.С. - наукове керівництво, методологічне узагальнення, критичний аналіз і редагування матеріалів; Гончаров О.Л. - технічна оцінка процесу безперервного розливання, участь у перевірці технологічних параметрів і редагуванні; Сіренко К.А. - підготовка інформаційних матеріалів, систематизація даних і оформлення графіків; Нурадінов І.А. - технічне оформлення результатів, перевірка даних і підготовка матеріалів до подання; Зубеніна Н.Ф. - матеріалознавче консультування).*

21. Нурадинов А.С., Сіренко К.А., **Чистяков О.В.**, Нурадинов І.А., Пригунов С.В. Методика дослідження впливу поверхневих факторів на

зародження кристалів у модельних середовищах // *Металургія-2025* : тези доповідей міжнародної конференції. Київ, 2025. С. 54–58. (Особистий внесок кожного автора: Нурадинов А.С. - провідна роль у постановці задачі дослідження поверхневих факторів, методології, інтерпретації результатів і підготовці тез; Сіренко К.А. - підготовка модельних середовищ, проведення спостережень, первинна обробка даних і візуалізація результатів; Чистяков О.В. - участь у виборі параметрів дослідження, підготовці модельних середовищ, обробці результатів та аналізі впливу поверхневих умов; Нурадинов І.А. - технічний супровід дослідів, статистична систематизація даних і підготовка графіків; Пригунов С.В. - методичне консультування, критичний аналіз результатів і перевірка висновків).

22. Нурадінов І.А., **Чистяков О.В.**, Нурадинов А.С. Формування литих металевих заготовок під дією вібрації // *Металургія-2026* : тези доповідей міжнародної конференції. Київ, 2026. С. 222–226. (Особистий внесок кожного автора: Нурадинов А.С. - провідна роль у постановці задачі дослідження поверхневих факторів, методології, інтерпретації результатів і підготовці тез; Чистяков О.В. - участь у виборі параметрів дослідження, підготовці модельних середовищ, обробці результатів та аналізі впливу поверхневих умов; Нурадинов І.А. - технічний супровід дослідів, статистична систематизація даних і підготовка графіків).

23. **Чистяков О.В.**, Нурадинов І.А., Нурадинов А.С. Управління процесом зародкоутворення у розплавах металів // *Металургія-2026* : тези доповідей міжнародної конференції. Київ, 2026. С. 287–291. (Особистий внесок кожного автора: Нурадинов А.С. - провідна роль у постановці задачі дослідження поверхневих факторів, методології, інтерпретації результатів і підготовці тез; Чистяков О.В. - участь у виборі параметрів дослідження, підготовці модельних середовищ, обробці результатів та аналізі впливу поверхневих умов; Нурадинов

*І.А. - технічний супровід дослідів, статистична систематизація даних і підготовка графіків).*

## **ЗМІСТ**

<b>ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ ТА СКОРОЧЕНЬ.....</b>	<b>25</b>
<b>ВСТУП.....</b>	<b>26</b>
<b>РОЗДІЛ 1. СУЧАСНІ УЯВЛЕННЯ ПРО КРИСТАЛІЗАЦІЮ І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ МЕТАЛЕВИХ СПЛАВІВ .....</b>	<b>32</b>
1.1. Зародження та ріст кристалів із розплаву.....	32
1.2. Температурно-часова обробка металевих розплавів .....	41
1.3. Вплив температури перегріву розплаву та інтенсивності тепловідведення на процесі кристалізації металевих сплавів.....	45
1.4. Віброімпульсна обробка металевих сплавів, що тверднуть.....	50
1.5. Вплив електромагнітних полів на процеси кристалізації та структуроутворення металевих сплавів.....	57
<b>РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ .....</b>	<b>63</b>
2.1. Фізичне моделювання – науковий метод вивчення реальних металургійних процесів.....	63
2.2. Матеріали для досліджень .....	66
2.3. Методика дослідження впливу температури перегріву металевих розплавів на їх переохолодження перед кристалізацією .....	67
2.4. Методика дослідження зародження кристалів у розплавах краплинним методом .....	69
2.5. Методика дослідження механізмів зародження кристалів у розплавах металів в залежності від їх об'єму, форми та під впливом пружних коливань.....	72

2.6. Методика дослідження впливу вібрації на формування структур і властивостей литих заготовок .....	75
2.7. Методика дослідження процесів формування металевих зливків під дією вібрації.....	81
<b>РОЗДІЛ 3. ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЗМІВ ЗАРОДЖЕННЯ КРИСТАЛІВ У РОЗПЛАВАХ МЕТАЛІВ ЗАЛЕЖНО ВІД УМОВ ЇХ КРИСТАЛІЗАЦІЇ.....</b>	<b>84</b>
3.1. Вплив температури перегріву металевих розплавів на їх переохолодження перед кристалізацією .....	84
3.2. Особливості зародження кристалів у розплавах металів мікроскопічних об'ємів .....	95
3.3. Вплив масштабних факторів на зародження кристалів у розплавах металів .....	106
3.4. Впливу пружних коливань на зародження кристалів у металах....	114
Висновки до розділу 3.....	124
<b>РОЗДІЛ 4. УПРАВЛІННЯ ПРОЦЕСАМИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ТА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ЛИТИХ МЕТАЛЕВИХ ЗАГОТОВОК ШЛЯХОМ ЗОВНІШНІХ ФІЗИЧНИХ ВПЛИВІВ.....</b>	<b>127</b>
4.1. Механізм впливу вібрації на кристалізацію та структуроутворення металевих сплавів.....	128
4.2. Дослідження впливу вібрації на формування структури та властивостей зливків із металевих сплавів.....	133
4.3. Формування структур і властивостей безперервнолитих заготовок під дією вібрації у процесі їх кристалізації .....	148
Висновки до розділу 4.....	161
Загальні висновки.....	162
Список літератури.....	165





## ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ ТА СКОРОЧЕНЬ

$t_{сол.}$ , °C – температура солідуса;  
 $t_{лік.}$ , °C – температура ліквідусу;  
 $\Delta t^+$ , °C – перегрів над температурою ліквідусу;  
 $\Delta t^-$ , °C – переохолодження перед кристалізацією;  
 $t_{охл.}$ , °C – температура охолодження;  
 $V_{ох.}$ , °C/с – швидкість охолодження;  
 $\rho$ , кг/м<sup>3</sup> – густина;  
 $\lambda$ , Вт/м·К – коефіцієнт теплопровідності;  
 $\alpha$ , Вт/м<sup>2</sup>·К – коефіцієнт тепловіддачі;  
 $C$ , кДж/кг·°C – питома теплоємність;  
 $Q$ , Дж – кількість тепла;  
 $\tau$ , с – час;  
 $\delta$ , мм – товщина заготовки;  
 $A$  – амплітуда пружних коливань;  
 $\nu$  – частота пружних коливань;  
 $Re$  – критерій Рейнольдса;  
 $Fo$  – критерій Фур'є;  
 $Pr$  – критерій Прандтля;  
 $M_l$  – масштаб моделювання;  
 $\sigma_m$ , МПа – межа плинності;  
 $\sigma_s$ , МПа – межа міцності.

## ВСТУП

**Актуальність роботи.** Головним завданням в процесі отримання литих заготовок з рідкого металу є створення оптимальних умов їх тверднення. Ці умови повинні приводити до утворення дрібнокристалічної структури металу з незначної хімічної неоднорідністю та стабільно високим рівнем фізико-механічних характеристик. Відомо, що можна активно впливати на процеси кристалізації, формування структури та властивостей литих заготовок шляхом керування утворенням зародків та їх зростанням. У металевих сплавах зародження кристалів, зазвичай, відбувається на механічних домішках, тобто має гетерогенний характер. У зв'язку з вищезгаданим, важливим є уточнення механізму гетерогенного зародження центрів кристалізації та способів підвищення їх активності.

Накопичені до теперішнього часу дані експериментальних досліджень показують, що активно керувати процесом утворення центрів кристалізації можна шляхом накладання зовнішніх фізичних дій на метал, який переходить з рідкого у твердий стан. В якості таких фізичних впливів можуть бути використані термочасова обробка, пружні коливання, електромагнітне перемішування та інше. Незважаючи на велику кількість досліджень у цьому напрямку, відсутні однозначні результати практичного застосування зазначених прийомів для управління процесами кристалізації (зародження та ріст кристалів) у металевих сплавах. Тому роботи, пов'язані з фундаментальними дослідженнями процесів гетерогенного зародження центрів кристалізації та їх зростання в умовах зовнішніх фізичних дій на рідкий метал в процесі кристалізації є безумовно актуальними.

Таким чином у результаті виконання роботи будуть розвинуті наукові уявлення щодо механізмів зародкоутворення при кристалізації металевих сплавів залежно від їх складу, чистоти та обсягу. Крім того будуть розроблені фундаментальні основи управління процесами зародження та рісту кристалів

шляхом використання різних зовнішніх термосилових дій, що дозволить отримати литі металеві заготовки з прогнозованою структурою та властивостями.

### **Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.**

Дисертаційну роботу виконано в Фізико-технологічному інституті металів і сплавів НАН України в рамках науково-дослідної роботи № III-47-24-728 «Розроблення науково обґрунтованих прийомів управління процесами кристалізації металевих систем з використанням термосилових дій на рідкий метал та при його твердненні» (№ державної реєстрації 0124U001530), а також у рамках спільного проекту НАН України та академії наук Республіки Польща (Університет науки та технологій, м. Краків).

### **Мета і завдання дослідження.**

*Метою дисертаційної роботи* є встановлення механізмів впливу термочасової обробки і пружних коливань на зародження та ріст кристалів у металевих розплавах.

Для досягнення поставленої мети роботи було сформульовано наступні науково-технічні завдання:

- розробити методики фізичного моделювання та устаткування для дослідження процесів кристалізації на прозорих органічних середовищах;
- дослідити вплив термочасової обробки розплавів модельних середовищ на їх переохолодження перед кристалізацією (тобто утворенням кристалів);
- встановити вплив складу, форми та об'єму дослідних зразків на гетерогенне зародження кристалів у модельних середовищах;
- вивчити механізми впливу термочасової обробки і пружних коливань на зародження та ріст кристалів;
- дослідити вплив термочасової обробки і пружних коливань на формування структур модельних зливків;
- розробити практичні рекомендації щодо управління процесами кристалізації та структуроутворення литих заготовок з металевих систем з

використанням зовнішніх термосилових дій;

– провести перевірку адекватності результатів фізичного моделювання на конкретних металевих сплавах при формуванні з них зливків та безперервнолитих заготовок.

**Об'єкт дослідження** – процеси кристалізації та структуроутворення литих заготовок з модельних та металевих сплавів.

**Предмет дослідження** – закономірності впливу термочасової обробки і пружних коливань на зародження та зростання кристалів у розплавах металів.

**Методи дослідження.** Для вирішення поставлених у роботі завдань використано методи фізичного моделювання, методи металографічного, диференціально-термічного аналізу, стандартні методи механічних випробувань металів, а також методи комп'ютерної обробки результатів досліджень.

**Наукова новизна.** Наукова новизна отриманих результатів полягає в наступному:

1. Розвинуто уявлення про існування у розплавах металів адсорбованих на поверхнях механічних домішок центрів кристалізації. Показано, що гетерогенне зародження кристалів у розплавах металів відбувається саме внаслідок активації таких зародків з появою на їх поверхнях джерел зростання.

2. Вперше експериментально доведено, що залежність переохолоджень розплавів металів перед кристалізацією від температур перегріву зумовлена зміною ступеня розчиненості присутніх у них обмежено розчинних домішок.

3. Набула подальшого розвитку теорія щодо механізму впливу пружних коливань на утворення центрів кристалізації у розплавах металів. Встановлено, що цей механізм полягає у штучному підвищенні активності адсорбованих зародків під впливом пружних коливань внаслідок появи на цих поверхнях джерел для зростання при примусовому їх механічному терті між собою, стінками ливарних форм та кавітаційної ерозії.

4. Експериментально доведено, що механізм впливу вібрації на процеси

кристалізації металевих сплавів полягає у появі наступних додаткових ефектів: руйнуванні стовпчастих кристалів та розподілі цих уламків по об'єму розплаву; підвищенні швидкості зародження кристалів; зниженні часу тверднення.

**Практичне значення.** Розроблені фізичні моделі та методики є універсальними і, змінюючи вихідні дані (геометричні, температурні, швидкісні тощо), можуть бути використані для проведення наукових досліджень з вивчення процесів кристалізації та структуроутворення для різних типів металевих систем.

Нові уявлення про гетерогенне зародження кристалів внаслідок активації адсорбованих на твердих підкладках зародків з появою на них джерел зростання дозволяє пояснити ряд експериментальних результатів, тлумачення яких раніше зустрічало труднощі, тому що були зроблені, виходячи з припущень про флуктуаційне зародження кристалів з об'ємної рідини. Це дозволяє запропонувати нові шляхи для управління зародкоутворенням у розплавах металів, а, відповідно, формуванням структур і властивостей литих заготовок.

Теоретичні та експериментальні результати, які представлено в дисертаційній роботі можуть бути використані в навчальному процесі студентів технічних вузів на відповідних кафедрах та в лекційному курсі аспірантів.

**Особистий внесок здобувача.** В дисертації містяться наукові результати, отримані особисто дисертантом або за його участю. Особистий внесок здобувача полягає у створенні експериментальних установок, розробці методик фізичного моделювання. У опублікованих разом із співавторами наукових працях здобувач приймав участь у постановці задач, проведенні експериментів, обробці та інтерпретації одержаних результатів.

Особистий внесок здобувача у роботах, що опубліковані в співавторстві (за переліком, наведеним у списку публікацій здобувача), полягає: [1, 2, 3, 5, 7, 8, 11, 12] – підготовка зразків, участь у проведенні дослідів та експериментів, обробці, аналізі й інтерпретації одержаних результатів, підготовці окремих розділів і редагуванні рукописів; [4, 6, 9] – участь у розробленні методики накладання

пружних коливань, плануванні та проведенні експериментів, виборі режимів вібраційного впливу, обробці результатів, аналізі структури, формулюванні практичних рекомендацій і висновків; [10] – провідна роль у формуванні ідеї, методології дослідження, плануванні та проведенні експериментів, обробці й інтерпретації результатів, написанні основного тексту та погодженні остаточної редакції; [13, 15, 17, 18] – аналіз і відбір літературних джерел, участь у постановці задачі, систематизації та узагальненні даних, підготовці окремих фрагментів тез і редагуванні матеріалів; [14, 16, 19, 20, 21, 22, 23] – участь у виборі параметрів досліджень, обробці експериментальних результатів, аналізі методик, підготовці графічних матеріалів, оформленні, редагуванні тез та формулюванні висновків.

**Апробація результатів дисертації.** Основні положення та результати дисертаційної роботи доповідалися та обговорювалися на міжнародних наукових, науково-технічних і науково-практичних конференціях: IX Міжнародній науково-технічній конференції «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» (25–27 вересня 2023 р., м. Краматорськ) – С. 151–153, С. 96–99; XIX Міжнародній науково-практичній конференції «Литво. Металургія – 2023» (10–12 жовтня 2023 р., м. Харків–Київ) – С. 169–172; I Міжнародній науково-практичній інтернет-конференції Achievements of 21st Century Scientific Community (14–15 вересня 2023 р., м. Дніпро) – С. 344–346; I Міжнародній науково-практичній інтернет-конференції Transcending Boundaries: Unraveling the Dynamics of Cutting-Edge Research and its Transformative Impact on the Global Sphere (11–12 липня 2024 р., м. Дніпро) – С. 76–78; 8th International Scientific and Practical Conference Scientific Community: Interdisciplinary Research (6–8 вересня 2024 р., Hamburg, Germany) – P. 135–138; International Scientific-Practical Conference Science, Education and Society: New Research and Perspectives (31 січня 2025 р., Aarhus, Denmark) – P. 76–79; Міжнародній науково-практичній конференції «Вектори розвитку науки, освіти та технологій в умовах глобалізації» (12 березня 2025 р., м. Полтава) – С. 59–61;

XXI Міжнародній науково-практичній конференції «Литво 2025» та XIV Міжнародній науково-практичній конференції «Металургія 2025» (27–29 травня 2025 р., м. Київ–Харків) – С. 221–224; XXII Міжнародній науково-практичній конференції «Литво 2025» та XV Міжнародній науково-практичній конференції «Металургія 2025» (26–28 травня 2026 р., м. Київ–Харків) – С. 222–226; 287–291.

**Публікації.** За темою дисертаційної роботи опубліковано 23 робіт, у тому числі:

- 8 статей у наукових фахових виданнях України (на момент опублікування) у яких число співавторів (разом із здобувачем) більше двох осіб;
- 2 статті у періодичних наукових фахових виданнях проіндексованих у базах Scopus та/або Web of Science Core Collection з зазначенням квартилю видання (якщо такий є);
- 11 тез виступів на наукових конференціях; .
- 2 статті, що додатково відображають результати дисертації.

**Структура та обсяг дисертації.** Дисертація складається з вступу, чотирьох розділів, загальних висновків, списку використаних джерел. Матеріали роботи викладено на 179 сторінках, містять 10 таблиць, 54 рисунок. Список літератури містить 155 найменувань.



# РОЗДІЛ 1

## СУЧАСНІ УЯВЛЕННЯ ПРО КРИСТАЛІЗАЦІЮ І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ МЕТАЛЕВИХ СПЛАВІВ

Процес кристалізації та структуроутворення металевих сплавів можна умовно розділити на дві стадії – утворення центрів кристалізації та їх росту [1]. Для кількісної оцінки цих етапів використовуються наступні параметри:  $I$  (кількість зародків, що виникають протягом одиниці часу на одиницю об'єму) та лінійна швидкість росту  $R$  (швидкість переміщення межі розподілу кристал-розплав, виражена в одиницях довжина/час). Обидва ці параметри визначаються величиною переохолодження розплаву металу  $\Delta t$ . При цьому, якщо для утворення зародків залежно від чистоти металу потрібні переохолодження у десятки і сотні градусів, то їх зростання може здійснюватися за малих переохолоджень [2]. Тому, щоб свідомо керувати процесом кристалізації і структуроутворенням литих заготовок, необхідне розуміння фізичної сутності процесів утворення і росту кристалів.

### 1.1. Зародження та ріст кристалів із розплаву

У теорії зародкоутворення, як відомо, розрізняють гомогенний і гетерогенний механізми виникнення центрів кристалізації [1, 2]. За гомогенного механізму утворення зародків роль центрів кристалізації відіграють самі компоненти сплаву, що називаються кластерами. Енергетичним стимулом переходу розплав-кристал за гомогенного механізму є різниця вільних енергій між рідкою і твердою фазами  $\Delta G$  (рис. 1.1). Ця різниця енергій є рушійною силою процесу кристалізації і дорівнює [3]:

$$\Delta G_l = G_p - G_m, \quad (1.1)$$

Поява такої різниці можлива тоді, коли є переохолодження  $\Delta t^-$  (різниця між рівноважною  $t_s$  і фактичною температурами кристалізації  $t_l$ ), тому що тільки в цьому випадку вільна енергія твердої фази  $G_m$  менше, ніж рідкої фази  $G_p$  [3]:

$$\Delta t^- = t_s - t_l. \quad (1.2)$$

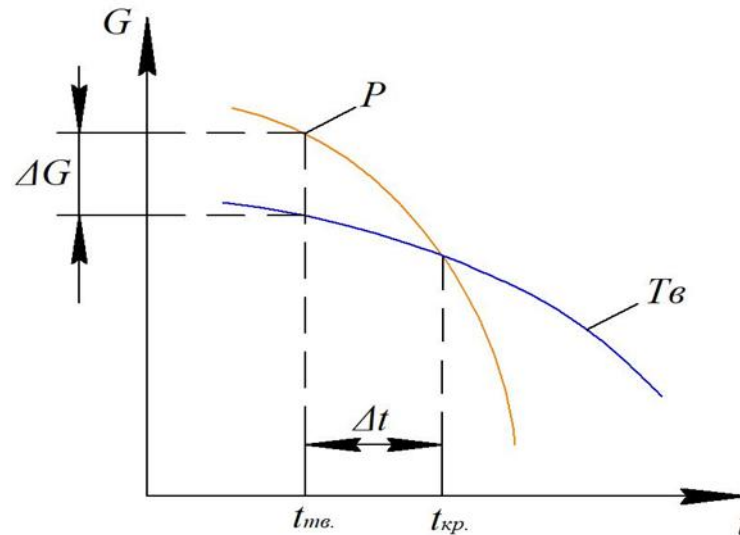


Рис. 1.1. – Зміна вільної енергії ( $E$ ) рідкого ( $P$ ) та твердого ( $Tв$ ) металу залежно від температури ( $t$ )

За гомогенного механізму виникнення зародка в переохолодженому розплаві металу витрачається енергія на утворення межі розділу розплав-кристал. Якщо розмір зародка менший за певне значення, то витрата поверхневої енергії для його переходу в більш стійкий стан (тобто його зростання) перевищує енергію, необхідну для розплавлення зародка [2]. Тому центрами кристалізації можуть стати тільки ті зародки, розмір яких більший за деяке критичне значення (залежить від властивостей металів). Величина критичного розміру зародка, наприклад, сферичної форми  $r_{кр.}$  пов'язана з поверхневим натягом  $\sigma$  і переохолодженням розплаву металу  $\Delta t$  таким співвідношенням [2]:

$$r_{кр.} = 2\mu\sigma t_0 / \rho L \Delta t, \quad (1.3)$$

де  $\mu$  – молекулярна маса;  $t_0$  – температура рівноваги двох фаз;  $\rho$  – густина зародка (металу);  $L$  – теплота плавлення.

З цього співвідношення бачимо, що збільшення переохолодження призводить до зменшення критичного радіуса зародка. Отже, підвищується ймовірність появи зародка критичного розміру через зниження роботи його утворення. Швидкість утворення центрів кристалізації в гомогенному середовищі  $I$  при цьому визначається за такою формулою [2]:

$$I = K_0 L^{-U/\kappa t} L^{-B\sigma^3/t(\Delta t)^2}, \quad (1.4)$$

де  $K_0$  – кінетичний коефіцієнт;  $U$  – енергія активації;  $B$  – коефіцієнт, залежний від форми зародка;  $t$  – температура фазового переходу. Цей вираз є універсальним і може бути використаний для різних фазових перетворень шляхом підстановки відповідного виразу для  $B$ .

Але в усіх реальних металічних сплавах завжди у великій кількості є тверді частинки, які, як правило, і стають центрами кристалізації за певних умов. Такий механізм утворення кристалів називається гетерогенним. Твердими частинками (підкладками) за такого механізму утворення зародків можуть бути поверхня ливарної форми, будь-яка тверда частинка, що перебуває в розплаві в підвішеному стані, а також оксиди та інші більш тугоплавкі сполуки цього металу.

Основні положення класичної теорії утворення зародків нової фази на підкладках були висунуті Д.Гіббсом і потім розвинені М.Фольмером, Я.Френкелем та іншими авторами [4-7]. Відповідно до цієї теорії утворення зародків на твердих поверхнях відбувається за флуктуаційним механізмом, тобто обумовлено випадковим приєднанням та відривом блукаючих частинок рідин. Поки не можна визнати цю теорію повністю завершеною в кількісному відношенні, але, незважаючи на це, основні її положення застосовуються для пояснення зародження центрів кристалізації на твердих підкладках в переохолоджених рідинах. Відповідно до цієї теорії, швидкість утворення

кристалічного зародка на твердій домішки  $I$  визначається з наступного рівняння [7]:

$$I = K_0 \exp\left(-\frac{U}{kt}\right) \exp\left[-\frac{B\sigma^3}{t(\Delta t)^2}\right], \quad (1.5)$$

де  $U$  – енергія активації;  $K_0$  – безрозмірна константа, яка залежить від характеру процесу та умов його перебігу;  $t$  – температура фазового переходу;  $\Delta t$  – переохолодження розплаву металу;  $B$  – коефіцієнт, залежний від форми зародка;  $\sigma$  – поверхневий натяг.

Графічно залежність швидкості зародження кристалів  $I$  від переохолодження  $\Delta t$  представлено на рис. 1.2, де також представлені криві зміни обох експоненційних множників. Бачимо, що зростання  $I$  з посиленням переохолодження до певного критичного рівня  $\Delta t$  обумовлено збільшенням другого експоненційного множника (на рис. 1.2, крива 3). А зниження  $I$  при глибших переохолодженнях пов'язане із зменшенням першого експоненційного множника (рис. 1.2, крива 2). Фізично це означає, що зі збільшенням переохолодження понад певного критичного значення знижується рухливість атомів (молекул) і, отже, зменшується швидкість обміну атомами (молекулами) між зародком і рідкою фазою. Таким чином, з цього малюнка випливає, що величина межі метастабільності металевих розплавів визначається значеннями параметрів  $U$ ,  $B$  і  $\sigma$ .

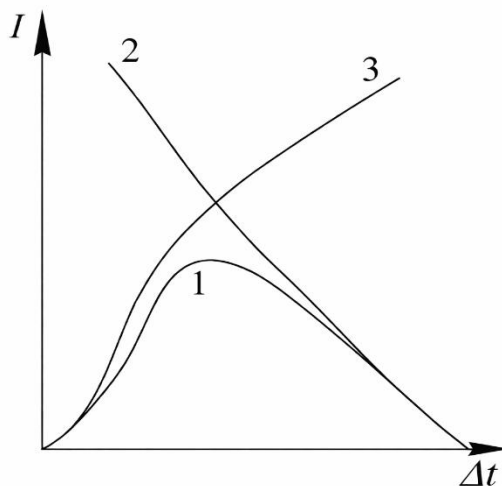


Рис. 1.2. – Зміна швидкості утворення центрів кристалізації  $I$  залежно від переохолодження розплаву  $\Delta t$

У металевих розплавах рухливість атомів (молекул) висока і за нормальних швидкостях охолодження гальмуючий ефект переохолодження грає незначну роль, тобто швидкість утворення зародків визначається другим множником, відповідно, може спостерігатися лише висхідна гілка (рис. 1.2, крива 3).

Ця теорія (тобто рівняння швидкості утворення зародків) дозволяє якісно пояснювати закономірності процесу кристалізації металів. Однак кількісна її перевірка дуже важка, оскільки це рівняння не має строгого рішення так як містить параметр, що важко визначається, а саме поверхневий натяг на межі кристал-розплав. Для вимірювання поверхневого натягу на межі кристал-розплав немає прямих експериментальних методів, а теоретично він оцінюється дуже приблизно.

При гетерогенному механізмі утворення зародка розплав металу утворює з поверхнею твердих частинок контактний кут або крайовий кут змочування підкладки ( $\theta$ ). Величина поверхневого натягу, необхідного для утворення зародка, визначається значенням міжфазного натягу між розплавом і підкладкою  $\sigma_{p-n}$ . Ця величина завжди менша за поверхневий натяг самого розплаву  $\sigma$  і тому зародок критичного розміру може утворитися за менших переохолоджень розплаву, що твердне [2, 8, 9].

Швидкість гетерогенного зародкоутворення  $I$ , головним чином, залежить від змочуваності підкладки і переохолодження розплаву металу  $\Delta T$  і визначається за формулою [10]:

$$I = K_{\Pi} L^{-U/\kappa t} L^{-B\sigma^3/t(\Delta t)^2}, \quad (1.6)$$

де  $K_n$  – передекспоненціальний множник ( $K_0/K_n = 10^7$ ).

З порівняння виразів (1.5) і (1.6) бачимо, що при  $K_n \ll K_0$ , зародки на підкладках мають виникати за значно менших переохолоджень, ніж в

однорідному середовищі (тобто ніж при гомогенному механізмі). Таким чином флуктуаційна теорія зародкоутворення пояснює зниження межі метастабільності розплавів реальних металів, коли вони перебувають у контакті з чужорідними твердими частинками.

У цій теорії передбачається, що тверда підкладка є плоскою, нерозчинною в розплаві металів, а також, що в ній немає нерівностей і атомних дефектів. Тим часом у реальності на підкладках завжди присутні заглиблення, тріщини та інші дефекти, що можуть суттєво впливати на перебіг процесу зародкоутворення. У роботах [10, 11] було доведено, що в заглибленнях тріщин або пор тверда фаза може зберігатися за температур, вищих за рівноважну точку плавлення-кристалізації.

Крім розглянутих дефектів (поглиблення, тріщини і пори), підкладка може містити і дефекти атомного масштабу типу сходинок, зламів, дислокацій тощо, які також сприяють утворенню зародків [12, 13]. Доведено, що дефекти кристалічних решіток твердих частинок типу крайових дислокацій на порядок підвищують імовірність утворення зародків на такій підкладці [13].

Незалежно від способу утворення, під механізмом росту кристалів металів розуміють фізичну картину приєднання атомів із розплаву до зростаючої твердої поверхні, що визначається структурою фазового кордону. Нині розрізняють три механізми росту кристалів: зародкоутворювальний, дислокаційний і нормальний [1, 2]. Кінетика і форма росту кристалів, як уже було зазначено, визначаються структурою міжфазної поверхні, яка, своєю чергою, залежить від ентропії плавлення. Кристали речовин (зокрема метали), що мають відносно велику ентропію плавлення ( $\Delta S > 4$ ), мають атомно-гладкі грані. І, навпаки, кристали речовин, що мають відносно низьку ентропію плавлення ( $\Delta S < 2$ ), мають атомно-шорсткі поверхні [14].

Особливістю атомно-гладких кристалів є те, що вони ростуть пошарово, причому, швидкість росту різних граней різна. Незмінна форма кристалів

зберігається доти, доки розподіл температур і концентрацій на межі фаз залишається постійним. Розмір кристала визначається тривалістю його зростання в умовах рівноваги, тобто за невеликих переохолоджень. При відхиленні від умов рівноваги (з посиленням переохолодження) форма кристала змінюється відповідно до зміни вільної енергії. Швидкість росту від кожної грані кристалів залежить від ступеня їхньої досконалості і може відрізнятись в десятки разів. Швидкість росту від гладких (бездефектних) граней мінімальна, а від граней з атомно-шорсткими гранями (з дефектами типу сходинок, зламів, дислокацій) максимальна. Кристали з дефектами ростуть шляхом приєднання атомів у будь-яку точку поверхні, і швидкість росту в різних напрямках приблизно однакова, що надає їм округлої форми без огранювання. [8, 15].

Особливо слід зупинитися на дендритній формі росту кристалів, оскільки вона є однією з найпоширеніших форм кристалізації металів та їхніх сплавів. Головними причинами дендритної форми росту кристалів металів вважають: виділення прихованої теплоти кристалізації, ліквідацію домішок і анізотропію теплопровідності в кристалі. [16].

Напрямок зростання і розгалуженість дендритів залежать від умов тепловідведення, вмісту домішок і форми межі розділу кристал-розплав. При відведенні теплоти кристалізації через затверділий фронт до тепловідвідної поверхні дендрити набувають стовпчастої форми. Якщо відведення тепла здійснюється одночасно через розплав і затверділу частину металу, то створюються умови для всебічного зростання кристалів, тобто утворюються рівноосні дендрити. Розвитку рівноосьової дендритної кристалізації металів сприяють три основні чинники: зменшення температурного градієнта в розплаві, що твердне, збільшення швидкості кристалізації та підвищення вмісту домішок унаслідок ліквідації. [16, 17].

Дендритний характер росту кристалів спостерігається в тих випадках, коли процес кристалізації протікає дуже швидко, наприклад, при різкому

охолодженні. Якщо ж сповільнити відведення тепла, то тепло кристалізації, що виділяється, зменшить переохолодження на межі виступів дендритів і сповільнює (або призупиняє) їх зростання. Дендритна кристалізація металів припиняється тоді, коли кількість теплоти кристалізації, що виділяється, достатня для підвищення температури навколишнього розплаву і твердої фази до рівноважної температури.

У багатьох роботах зроблено спроби визначення швидкостей росту первинних і вторинних гілок дендритів. Припускають, що вторинні гілки ростуть повільніше за первинні, що кінчик первинної гілки дендрита має сферичну форму і втрачає тепло в радіальному напрямку. Вважається, що швидкість переміщення (зростання) первинних гілок дендрита  $R$  пропорційна квадрату переохолодження  $\Delta t^2$  і може бути визначена за такою залежністю [18]:

$$R = \lambda \Delta t^2 / 4 \rho \sigma t_e, \quad (1.7)$$

де  $\lambda$ ,  $\rho$  – теплопровідність і густина розплаву металу;  $\sigma$  – міжфазний поверхневий натяг (енергія);  $t_e$  – рівноважна температура.

Кристалізація металів здебільшого здійснюється за механізмом нормального росту кристалів, за якого зв'язок між швидкістю тверднення  $R$  і кінетичним переохолодженням  $\Delta t_k$  має такий вигляд [19]:

$$R = k \Delta t_k, \quad (1.8)$$

де  $k$  – кінетичний коефіцієнт тверднення (для металів  $k = 1 \div 40$  м/с).

При твердненні металевих сплавів, поряд із кінетичним переохолодженням  $\Delta t_k$ , зумовленого швидкістю тепловідведення на межі фаз, існує і концентраційне переохолодження  $\Delta t_c$ , яке виникає внаслідок виділення домішок на фронті кристалізації (на поверхні кристала). Концентраційне переохолодження  $\Delta t_c$ , головним чином, залежить від коефіцієнтів розподілу і дифузії домішок у розплаві, що твердне [2].

Залежно від інтенсивності охолодження (швидкості тепловідведення) можливі дві схеми кристалізації металевих сплавів (рис. 1.3) [20]:



– за помірної інтенсивності тепловідведення, коли температура охолодження  $t_{охол.}$  на межі фаз перебуває в інтервалі кристалізації металевих сплавів, тобто  $t_{л} > t_{охол.} > t_c$ . Кристалізація металу при цьому відбуватиметься з позитивним градієнтом температур перед межею тверднення, а переохолодження дорівнюватиме  $\Delta t_1 = t_{л} - t_{охол.}$  (рис. 1.3, а);

– за негативного температурного градієнта перед межею тверднення, коли швидкість тепловідведення перевищує швидкість виділення тепла кристалізації. У цьому разі до наявного переохолодження в інтервалі кристалізації сплаву  $\Delta t_1$  додається переохолодження, що виникає нижче за температуру солідуса  $\Delta t_0$ . Загальне переохолодження при цьому складатиметься із суми цих двох переохолоджень, тобто  $\Delta t_2 = \Delta t_1 + \Delta t_0$  (рис. 1.3, б).

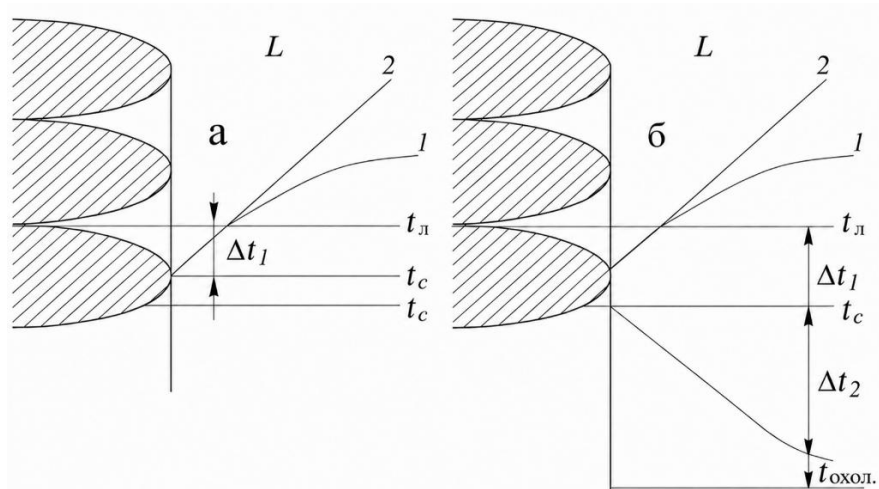


Рис. 1.3. – Схеми кристалізації металевих сплавів

Розглянуті вище механізми зародження і росту кристалів з розплавів показують, що головними визначальними факторами процесу кристалізації металів є переохолодження та інтенсивність (швидкість) тепловідведення, а також наявність домішок у них. Тому під час спроб керування зародженням і ростом кристалів у розплавах шляхом застосування різних фізичних впливів на

метали, що тверднуть, необхідно акцентувати увагу саме на їхньому впливі на ці фактори.

Активний пошук розв'язання проблеми отримання якісної литої заготовки з максимальним подрібненням кристалічної структури та високим рівнем механічних властивостей приводить дослідників до необхідності застосування різних зовнішніх фізичних впливів на рідкий метал, та на метал, що твердне (температури перегріву й охолодження розплаву металу, термо-часове оброблення, вібрація, ультразвук, електромагнітне перемішування тощо) [21-26]. Зазначені впливи суттєво впливають на процеси кристалізації та структуроутворення литих заготовок. Однак для усвідомленого управління цими процесами потрібен подальший розвиток теорії кристалізації металів і сплавів на базі фундаментальних досліджень процесів формування кристалічної структури в умовах теплофізичних і динамічних впливів на розплав, що твердне.

## **1.2. Температурно-часова обробка металевих розплавів у нерівноважному стані**

У теорії та практиці металургійного і ливарного виробництва використовують термін «металургійна спадковість». Вихідні (шихтові) матеріали насамперед впливають на будову розплаву, а отже, на властивості одержуваного твердого металу. Розплав відіграє важливу роль не тільки в передачі спадкових ознак вихідних матеріалів, а й у формуванні сукупності властивостей готового металу. Однак механізм передачі спадкових ознак розплаву, їх збереження, зародження в ньому нових ознак і передача їх твердому металу – все це складні, багато в чому невивчені питання.

Склад промислових сплавів, зокрема сталей, такий, що зумовлює непросту будову їхніх розплавів. Дослідження фізичних властивостей окремих марок сталей виявляють, як правило, більш складні температурні та концентраційні залежності, ніж аналогічні залежності для синтетичних сплавів приблизно

однакового складу [21]. З багатьох точок зору про будову розплавленої сталі як багатокомпонентної системи найбільш обґрунтованою видається гіпотеза про нерівноважні стани металічних розплавів, яку розвиває Б.А. Баум, Г.В. Тягунов та ін. [22, 23].

Метал після розплавлення перебуває в нерівноважному стані. Нерівноважна система, надана сама собі, прагне перейти в рівноважний стан (явище релаксації). Наближення розплавів к стану рівноваги супроводжується послідовним багатостадійним перебігом низки процесів, які мають істотно різний час релаксації. Структурна перебудова являє собою кооперативний процес, що протікає з найменшою швидкістю. Водночас у результаті узгодженого переміщення багатьох частинок ближній порядок, що існує в цьому мікрооб'ємі, руйнується. Атоми, змінюючи положення, переходять з нерівноважного стану в новий, енергетично вигідніший, що наближається до рівноважного. Згідно з дослідними даними, у процесі виплавки будь-якого сплаву, навіть після розплавлення всіх компонентів і виникнення однофазної макроскопічно однорідної рідини, в ній продовжує здійснюватися перехід від різних типів ближнього порядку компонентів шихти до іншої, більш однорідної атомної структури [22, 23].

Рідкий метал прагне наблизитися к стану рівноваги, проте ступінь цього наближення в момент його кристалізації різна, що проявляється в неоднакових значеннях властивостей і, отже, структури рідкого, а зрештою і твердого металу. Будова розплаву впливає головним чином на субструктуру твердого зразка, тобто на характер недосконалостей його кристалічної будови (точкові дефекти, дислокації, дезорієнтацію блоків тощо). Відповідно до цього, воно впливає на службові характеристики, що залежать від субструктури, зокрема на пластичні характеристики [23].

Багато дослідників допускають можливість тривалого перебування рідких металів у нерівноважному стані через повільну зміну мікроскопічних

характеристик їхніх розплавів [24-26]. З термодинаміки відомо, що швидкість встановлення рівноваги системи, що відповідає мінімуму вільної енергії, залежить від багатьох чинників, зокрема від хімічного складу металу і зовнішніх умов. За постійних зовнішніх умов після закінчення часу релаксації система переходить к стану рівноваги. Тому явище металургійної спадковості може бути зрозуміле як наслідок можливості тривалого існування металів і сплавів у нерівноважних станах по обидва боки фазового переходу "кристал - розплав" [21]. Зовнішня термо-часова обробка розплаву металу може або наближати її к стану рівноваги, або, навпаки, сприяти виникненню нерівноважних станів.

У рідкому металі домішкові елементи утворюють угруповання (кластери), що робить рідкий метал мікронеоднорідною системою [23]. Тому процеси релаксації (встановлення мікроскопічно однорідного розчину під час розчинення легувальних елементів) в таких системах відбуватимуться дещо інакше, ніж у чистому бездомішковому металі. Зокрема, дифузія атомів легувальних компонентів усередині кластерів може бути ускладнена наявністю значного бар'єру на їхніх кордонах [21]. Наприклад, у простих вуглецевих сталях, незважаючи на високий вміст у них неметалевих включень і газів, стан рівноваги встановлюється досить швидко [27]. Імовірність кооперативних перебудов знижується з підвищенням вмісту домішок у розплаві, особливо кисню. Домішки створюють протяжні силові поля і тим самим послаблюють можливість узгоджених переміщень частинок, що призводять до перебудови їх взаємного розташування [21]. Ці частинки і відіграють роль "генів" спадковості, відповідальних за передачу структурних особливостей у ланцюзі "шихта - розплав - зливоч" [28].

Протягом ізотермічної витримки розплавів однакового складу з різною передісторією їхні властивості змінюються і наближаються до одних і тих самих значень, тобто стабілізуються. Тривалість витримки, необхідна для стабілізації властивостей розплаву, залежить від температури. За не надто великих перегрівів

над температурою ліквідусу, характерних звичайним сталеплавильним процесам, необхідна для стабілізації властивостей розплаву витримка може у багато разів перевищувати тривалість виплавки сталі, а при температурах близько лінії ліквідус стабілізація властивостей практично не відбувається. Водночас спеціальні теплові (витримка при високій температурі) або механічні (інтенсивне перемішування) впливи викликають порівняно швидкі зміни і стабілізацію властивостей розплаву [22].

Найпростішим способом переведення структури розплаву з нерівноважного стану в рівноважний є його нагрівання до високих температур і витримка протягом певного часу в цьому стані для завершення структурних змін. Такий режим виплавки сталі та сплавів дістав назву програмного термочасового оброблення (ПТЧО) [22-24, 29]. Режим ПТЧО ґрунтується на детальному аналізі температурних залежностей структурно-чутливих властивостей розплавленої сталі та виявленні характерних температур, якщо вони існують у даному розплав:  $t_2$  – температури початку гістерезису;  $t_{ан}$  – температури аномальної зміни властивості;  $t_{кр}$  – критичної температури, нагрівання вище якої призводить до появи гістерезису в'язкості. Крім того, ПТЧО передбачає вивчення впливу температури і часу ізотермічної витримки на властивості розплаву перед кристалізацією і характеристики затверділого металу. Результатом вирішення цих завдань є вибір оптимальних термо-часових параметрів виплавки.

У роботі [30] встановлено, що ПТЧО рідкого металу (на прикладі сталі 12Х18Н12М3Т) не тільки подрібнює кристалічну структуру, а й сповільнює дифузійні процеси переміщення шкідливих домішок у глиб металу. Найбільший ефект термо-часової обробки відзначено за високих швидкостей подальшої кристалізації сплавів, особливо необхідних при виробництві аморфних і мікрокристалічних матеріалів.

Аналогічний позитивний вплив температурна обробка розплаву чинить і на якість кольорових сплавів. Численними дослідженнями алюмінієвих сплавів

встановлено, що за певних температур перегріву (вищих за критичні) у розплавах виникають мікронеоднорідності розміром 1...10 нм, які успадковані від шихтових матеріалів. Оскільки ці мікронеоднорідності зберігаються тривалий час, то в більшості технологічних процесів відбувається розливання таких розплавів, що містять угруповання різних кластерів. Оскільки зазначені мікронеоднорідності, як правило, і є центрами кристалізації, то вони ж і визначають тип первинної кристалічної структури зливків [31].

У роботі [32] вивчали комплексний вплив термо-часової обробки розплаву і швидкості охолодження на структуру, зародкоутворення, кінетику і форми росту кристалів алюмінієвих сплавів, близьких до евтектичного складу. У всіх випадках виявлено наявність критичної температури  $t_{кр.}$ , перегрів вище якої в поєднанні з високими швидкостями охолодження викликає утворення дисперсної кристалічної структури. При  $t < t_{кр.}$  кристалічна структура залишається традиційною. З підвищенням температури розплаву вище критичної і за подальшого збільшення швидкості кристалізації відбувається не тільки подрібнення кристалічної структури, а й зміна морфології кристала. Ця критична температура залежить від складу сплаву і зазвичай відповідає початку ділянки політерм в'язкості, отриманих в режимах нагріву та охолодження сплаву [32].

### **1.3. Вплив температури перегріву розплаву та інтенсивності тепловідведення на процесі кристалізації металевих сплавів**

Відомо, що подрібнення кристалічної структури тим вище, чим більший ступінь переохолодження розплаву, який залежить від температури перегріву розплаву та інтенсивності тепловідведення. У міру переміщення фронту твердіння вглиб литих заготовок через зниження інтенсивності тепловідведення відбувається зменшення переохолодження, що є причиною укрупнення гілок дендритів [33-35]. Оскільки вплив теплообміну на процеси кристалізації та структуроутворення сплавів здійснюється через переохолодження, то доцільно

розглянути взаємозв'язок зазначених факторів, тобто залежність ступіня переохолодження металу від температури перегріву розплаву та інтенсивності тепловідведення від нього.

Ступінь переохолодження ( $\Delta t$ ) розплаву перед кристалізацією відносно температури плавлення металу впливає на структуру і властивості виливка: чим більше переохолодження потрібне для початку кристалізації при інших рівних умовах, тим менше розмір зерна виливка [34, 35]. В свою чергу зменшення розміру зерна збільшує міцність [36-38] та зменшує електропровідність металів [39-41]. Встановлено, що в загальному випадку переохолодження зростає з підвищенням температури перегріву розплаву з виходом на насичення (плато) після досягнення певного рівня перегріву [42-46].

В літературі є різні теорії, що пояснюють залежність переохолодження розплаву від перегріву. Їх умовно можна поділити на теорії поверхневої та об'ємної кристалізації. В першому випадку вважається, що кристалізація починається на поверхні між розплавом та тиглем або оксидною плівкою. Перегрів впливає на стан цієї поверхні. Наприклад, припускається збереження твердого металу в порах тигля (при багаторазовому переплавлення в тому самому тиглі) або в порах оксидної плівки при перегріві до деякої критичної температури. Твердий метал зберігається завдяки поверхневій енергії та підвищеному тиску, що він зазнає в порі через більший коефіцієнт розширення металу, ніж оксиду [42, 43, 47]. Ця теорія може пояснити зміну механізму кристалізації при невеликих перегрівах: до декількох одиниць або максимум десятків градусів вище температури плавлення. Але це пояснення не підходить, наприклад, для алюмінію, для якого максимальні переохолодження досягаються при перегрівах більше 200 °C [45, 46].

Альтернативна теорія стверджує існування в розплаві мікроугруповань атомів (кластерів), які зберігаються при невеликому перегріві розплаву над ліквідусом і слугують зародками при кристалізації, але руйнуються при більших

перегрівих [44]. Але кластерна теорія також не була експериментально підтверджена для чистого алюмінію. Залежність переохолодження від кількості переплавлень спостерігається для алюмінію при кількості циклів до 150 [46, 47] та для деяких інших металів і сполук [48, 49].

Головною рушійною силою процесу кристалізації є зняття тепла перегріву, що відбувається на межі тверднення сплаву. Цей процес зняття супроводжується переходом системи в новий стан, що дає змогу їй існувати за цієї температури. Залежно від величини переохолодження зміна вільної енергії системи проявляється у збільшенні площі меж розділу, тобто утворення тієї чи іншої розгалуженості дендритів [32]. Чим більше переохолодження, тим тоншими стають гілки дендритів і тим меншою дендритна неоднорідність сплавів.

Одним із найважливіших параметрів, що характеризують дендритну структуру і визначають властивості литого матеріалу, є відстань між гілками дендритів першого і другого порядків, яка залежить від величини переохолодження на межі фаз і місцевої швидкості охолодження литих заготовок. Це переохолодження називається кінетичним і є рушійною силою росту кристалів [50]. Встановлено, що навіть за порівняно високих швидкостей росту кристалів величина переохолодження на межі тверднення металевих сплавів не досягає великих значень і його максимальне значення визначається відношенням наступних фізичних величин [51]:

$$\Delta t_{\max} = \frac{q_{кр.}}{C}, \quad (1.9)$$

де  $q_{кр.}$  – питома теплота кристалізації;  $C$  – теплоємність сплаву.

Слід зазначити, що великі переохолодження досягаються в дуже малих обсягах ( $10^{-4} \div 10^{-9}$ )  $\text{см}^3$  при їх глибокому очищенні. При таких переохолодженнях виникають гомогенні центри кристалізації. Однак, виникнення гомогенних центрів кристалізації малоімовірно в реальних металевих сплавах через вміст у них великої кількості чужорідних домішок. На межі чужорідної домішки з



розплавом величина міжфазного поверхневого натягу зменшується, а швидкість росту кристалів збільшується [2].

Швидкість охолодження розплаву, зумовлена інтенсивністю тепловідведення, визначає не тільки дисперсність, а й тип кристалічної структури, що формується. За повільного тепловідведення (тобто невеликого переохолодження) виростають ограновані кристали правильної форми, грані яких, перетинаючись, утворюють гладку поверхню з невисокими ступенями [33]. Якщо тепловідведення значне, а в розплаві градієнт температур у рідині підвищується у напрямку до осі злитка, то кристал, що ледь виріс углиб розплаву, припиняє свій ріст, а на кордоні тверднення з'являється безліч осередків, які формують так звану комірчасту структуру сплаву [50]. Її виникнення пов'язане не тільки з помірним тепловідведенням, а й із присутністю в розплаві невеликої кількості домішок ( $\approx 0,01\%$ ). У разі інтенсивного тепловідведення, коли температурний градієнт у розплаві негативний, замість осередків з'являється нерівноважна форма кристалів, тобто формується дендритна структура.

Дослідженнями останніх років переконливо доведено зв'язок ліквації з характером кристалічної структури сталевих зливків, тобто з умовами розливання сталі та тепловідведення від неї. У сплаві певного складу одним із важливих чинників управління ліквацією є вплив на швидкість кристалізації за рахунок зміни тепловідведення. Встановлено, що зі збільшенням швидкості кристалізації ліквація спочатку зростає внаслідок запізнювання вирівнювальної дифузії в твердій фазі, досягає максимуму, а потім знову знижується внаслідок придушення роздільної дифузії [52].

Аналіз впливу швидкості кристалізації на характер дендритної ліквації під час тверднення різних сплавів показав, що одним із потужних засобів придушення розподільчої дифузії та забезпечення умов бездифузійної кристалізації є значне прискорення тепловідведення [53]. У роботі [54] показано,

що при збільшенні швидкості охолодження коефіцієнт осьової хімічної неоднорідності істотно знижується.

Доцільність вибору тієї чи іншої технології переділу, наприклад, сталі для отримання необхідної кристалічної структури литих заготовок може бути визначена за швидкістю охолодження розплаву. Приблизні значення одержуваної дисперсності структури литих заготовок зі сталі залежно від технології лиття наведені в табл. 1.1. [31].

Таблиця 1.1

Дисперсність структури литих заготовок із вуглецевих сталей залежно від швидкості їх охолодження

Характеристика технології	Швидкість охолодження, °C/с	Дисперсність структури, кількість кристалів на см <sup>2</sup>
Лиття в піщані форми	0,7 – 1,0	8 – 10
Лиття у виливниці	7 – 10	25 – 50
Лиття в кокіль під тиском (0,1-5) МПа	15 – 30	100 – 200
Лиття в кристалізатор під час безперервного розливання сталі	12 – 15	50 – 80
Лиття в мідний водоохолоджуваний кокіль	$10^2 - 10^3$	200 – 300
Безперервне розливання тонких виробів через водоохолоджувані валки	$10^4 - 10^5$	400 – 600

З наведених даних випливає, що тепловідведення відіграє важливу роль у формуванні типу кристалічної структури та її дисперсності. Ефективно впливати на інтенсивність тепловідведення під час формування литих заготовок можна за

рахунок раціональної організації зовнішнього тепловідведення від їхньої поверхні (застосування кокілів або водоохолоджуваних кристалізаторів).

#### **1.4. Віброімпульсна обробка металевих сплавів, що тверднуть**

Для досягнення гарантованого високого рівня фізико-механічних і технологічних властивостей конструкційних матеріалів дедалі ширше використовують динамічні методи впливу на рідкий метал і метал, що кристалізується, до яких, зокрема, відносяться віброімпульсні технології (низькочастотна вібрація, ультразвук, електрогідроімпульсна обробка та обробка занурювальним коливним стрижнем).

Вібрація – це процес періодичного впливу на суцільне гетерогенне середовище пружними коливаннями, що спричиняють поширення в ньому ударних хвиль у чітко визначеному напрямку. У процесі поширення цих хвиль середовище і частинки, що знаходяться в ньому, зазнають періодичного підвищення тиску і розрідження. Вони поширюються, як правило, в обмеженому просторі заготовок, що відливаються, і завжди мають дві області: стиснення в пучках хвилі, де амплітуда має максимальне значення, а швидкість руху дорівнює нулю, і розрідження у вузлах коливань, де швидкість переміщення має максимальне значення, а відхилення хвилі від середнього положення дорівнює нулю. Усі частинки, що потрапляють у хвильовий рух, здійснюють рівномірно прискорений коливальний рух із певною швидкістю навколо положення рівноваги [31].

**Низькочастотна вібрація.** Низькочастотна вібрація, що застосовується в металургійній практиці, характеризується частотою до 200 Гц і амплітудами до 2-3 мм. Віброімпульсна обробка металевих сплавів у процесі тверднення литих заготовок із них відома давно й існують різні схеми її реалізації (рис. 1.4). Найпоширеніша схема – це вібрація ливарних форм із використанням для цієї мети вібростолів (рис. 1.4, а), оскільки дає змогу обробляти кілька литих

заготовок одночасно [55-58]. Однак інтенсивність обробки в цьому випадку обмежується міцністю ливарних форм і їх стійкістю на вібростолах.

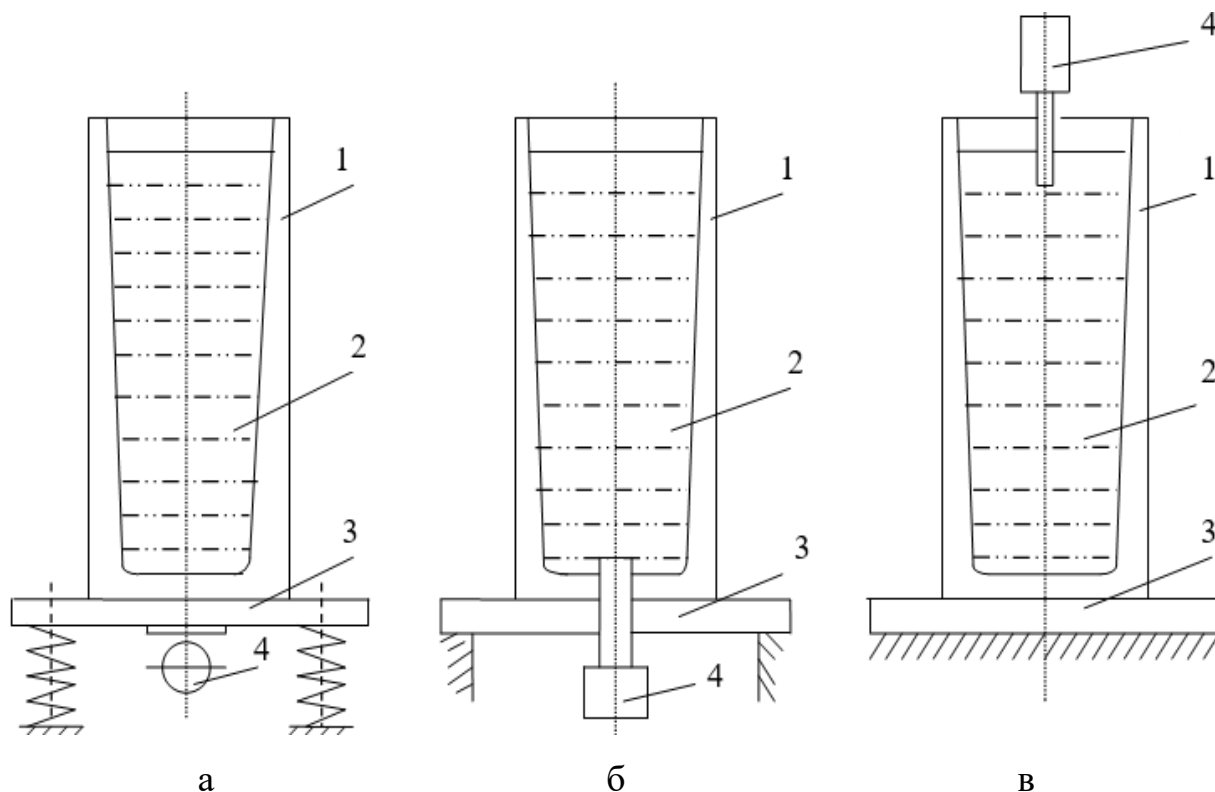


Рис. 1.4. – Схеми реалізації віброімпульсної обробки металів: 1 – форма (виливниця); 2 – розплав; 3 – плита; 4 – вібратор; а – вібростіл; б – введення вібрації інструментом через дно виливниці; в – те саме зверху

У деяких випадках вібрацію вводять безпосередньо в розплав спеціальним вібро-інструментом (рис. 1.4, б, в) [59]. Під час безперервного лиття вібрацію прикладають до кристалізатора і безпосередньо до заготовки в зоні вторинного охолодження, або вводять безпосередньо в розплав у кристалізаторі за допомогою віброінструмента [60, 61].

Для збудження вібрації застосовують пневматичні, механічні та електромагнітні вібратори. Пневматичні (поршневі) вібратори за номінального тиску повітря забезпечують частоту, не вищу за 50-60 Гц. Механічні вібратори дуже різноманітні за конструкцією. При вібрації виливків і зливків

застосовуються вібратори ексцентрикового типу. Такі вібратори забезпечують плавне регулювання частоти в широких межах (найчастіше 50-150 Гц). Електромагнітні вібратори найпростіші в експлуатації і забезпечують частоту 50-200 Гц.

До теперішнього часу отримано достовірні відомості про позитивний вплив вібрації на подрібнення кристалічної структури, скорочення або повне усунення зони транскристалізації, зниження зональної і дендритної неоднорідності, підвищення механічних і спеціальних властивостей металів і сплавів [8, 62-65]. Проте однозначність думки з цього питання відсутня у зв'язку з тим, що в роботах варіюються способи накладення вібрації, його параметри, хімічний склад і маса оброблюваного металу.

Оскільки вплив вібрації на розплав, що кристалізується, зрештою втілюється в подрібненні зерна у литій заготовці, то цей ефект можна пов'язати тільки зі збільшенням під впливом вібрації кількості центрів кристалізації в розплаві, що твердне. Очевидно, що розбіжності в згаданих дослідженнях зводилися до з'ясування причин збільшення центрів кристалізації і тлумачення можливого механізму дії вібрації на розплав, що кристалізується. Ці розбіжності зводяться, загалом, до таких двох груп точок зору [62, 63, 65-68]:

1) збільшення числа центрів кристалізації в розплаві досягається завдяки механічному руйнуванню фронту кристалізації та руйнуванню дендритних осей під дією пружних сил і явища кавітації;

2) збільшення швидкості зародження центрів кристалізації під дією періодичного хвильового тиску і розрідження, зменшення в'язкості та поверхневого натягу розплаву під час вібраційної дії, а також виникнення зародків твердої фази завдяки силам в'язкого тертя розплаву, що вібрує, зі зростаючими кристалами.

Дослідження формування кристалічних структур модельних і сталевих зливків показали, що вібраційна обробка сталі та сплавів є, по суті, введенням у

розплав додаткової енергії пружних хвиль [69, 70]. Оскільки вплив вібрації на тверднення металів і сплавів ґрунтується на передачі енергії від джерела поля в рідкий розплав, що кристалізується, то цілком резонно до опису таких процесів застосувати методи термодинаміки [71]. У роботі [72] енергія зовнішнього впливу формалізована у вигляді термодинамічної функції вільної енергії Гіббса  $Ge$ , що забезпечує реальну кристалізацію розплаву:

$$Ge = 4\pi\sigma_{ж-к}^2 t_o (r_p - r_n) / (L\Delta t), \quad (1.10)$$

де  $\sigma_{ж-к}$  – міжфазна енергія на межі розділу рідкої та твердої фаз;  $t_o$ ,  $\Delta t$  – температура кристалізації та переохолодження;  $r_p$  и  $r_n$  – критичні рівноважний і нерівноважний радіуси сферичного зародка твердої фази;  $L$  – теплота кристалізації.

Відомі результати, з яких випливає, що енергія віброімпульсу сприяє збільшенню переохолодження розплаву, що твердне, внаслідок якого зменшується величина критичного розміру зародків твердої фази, здатних до подальшого зростання, змінюються інші параметри кристалізації [71, 73]. Витрата енергії зовнішнього впливу пропорційна різниці розмірів рівноважного і нерівноважного зародків твердої фази, тобто залежить від стадії кристалізації. Це дало підставу авторам [70] з позиції термодинаміки висунути гіпотезу про механізм впливу енергії зовнішніх впливів на металевий розплав: під час формування кластерних структур розплаву, а потім, під час утворення і зростання з них зародків у процесі обробки системи зовнішнім впливом.

**Високочастотна вібрація (ультразвук).** До високочастотної вібрації належать коливання з частотою, що перевищує  $2 \cdot 10^4$  Гц, тобто коливання, що знаходяться в ультразвуковому діапазоні частот. Розроблено способи введення ультразвуку в розплав, що кристалізується, під час лиття і зварювання плавленням. Ультразвукові методи впливу на рідку фазу металу набули досить широкого поширення в металургії кольорових і спеціальних сплавів. Для

збудження ультразвукових коливань у розплаві (рис. 1.5) застосовується коливальна система, що складається з магнітострикційного перетворювача – двигуна, трансформатора пружних коливань і хвилеводу, за допомогою якого пружні коливання вводяться в розплав. [59].

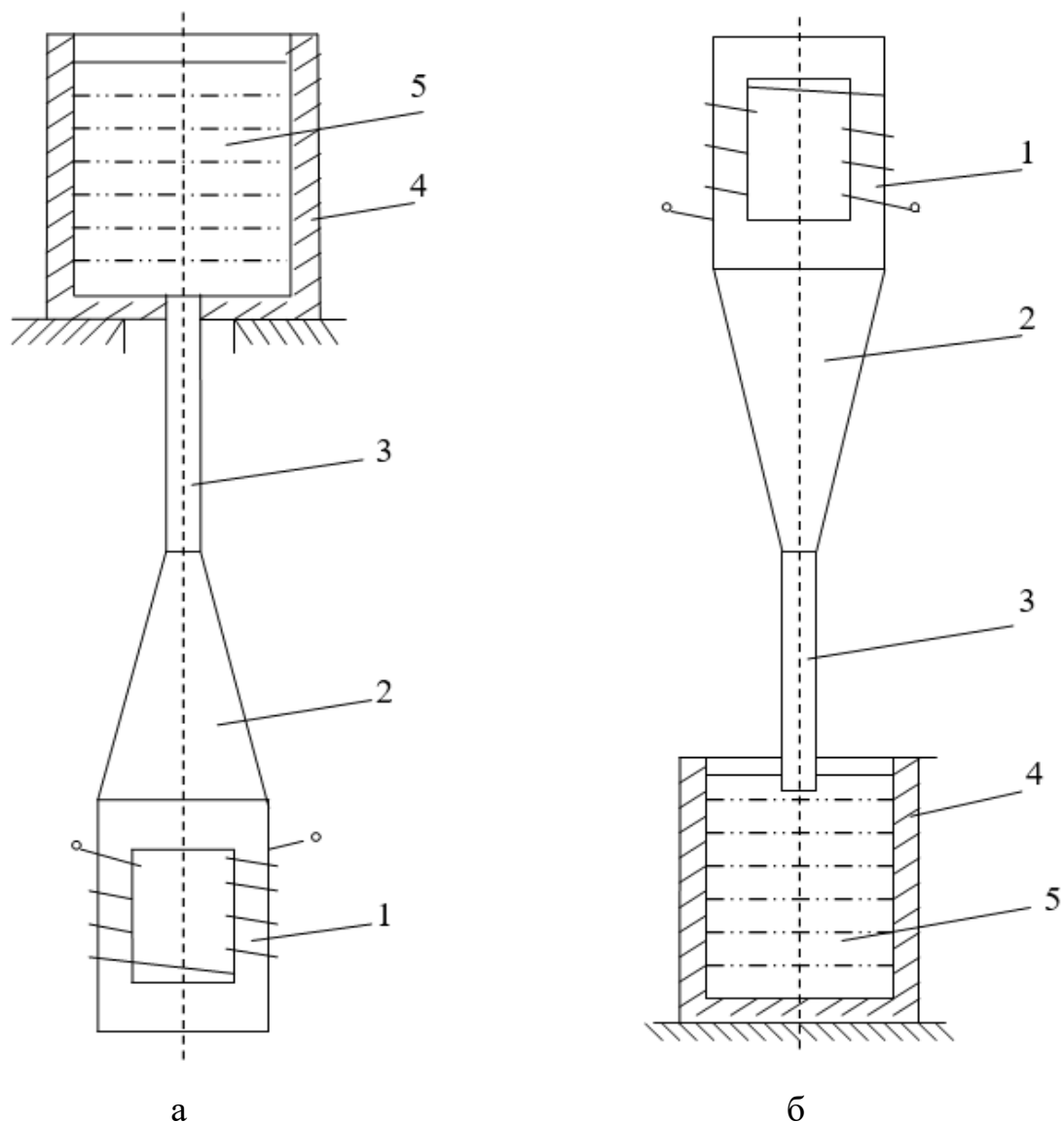


Рис. 1.5. – Схеми підведення ультразвукових коливань у розплаві, що кристалізується, знизу (а) і зверху (б): 1 – магнітострикційний перетворювач–двигун; 2 – трансформатор поздовжніх пружних коливань; 3 – хвилевід; 4 – виливниця; 5 – розплав

Ультразвукова обробка, так само, як і низькочастотна вібрація, є джерелом додаткової енергії, що вводиться в розплави металів у вигляді пружних хвиль. Відмінними (від низькочастотної вібрації) особливостями ультразвукової обробки розплавів металів, що тверднуть, є такі ефекти [74-78]:

1. Виникнення і розвиток кавітації та акустичних потоків в об'ємі оброблюваного розплаву. При цьому пульсуючі кавітаційні бульбашки порушують рівновагу в системі рідкий метал – неметалеве включення – газ, приводячи до активного протікання бульбашкової дегазації сплаву.

2. Порівняно невисока енергія ультразвуку трансформується в потужні ударні хвилі поблизу бульбашок, що зачинаються, впливаючи на рідку фазу і двофазну зону, спричиняють диспергування кристалів, зародження центрів кристалізації та активації твердих частинок.

3. Формування недендритної структури в зливках легких сплавів під час обробки ультразвуком у режимі розвиненої кавітації.

Ще одним різновидом обробки металів, що тверднуть, пружними коливаннями є електрогідроімпульсна обробка. Сутність цього методу полягає в накладенні короткоімпульсних впливів великої потужності на зливки (заготовку), що твердне, що призводить до виникнення ударної хвилі (рис. 1.6). При цьому під час проходження імпульсу формується широкий спектр частот коливань.

Способи та пристрої для електрогідроімпульсної обробки розроблені в інституті імпульсних процесів і технологій НАН України. Електричний розряд через рідину в спеціальній розрядній камері викликає ударну хвилю, що впливає на мембрану камери. Мембрана передає удар у метал, що кристалізується, через дно або бічні стінки виливниці. Метод електрогідроімпульсної обробки показав досить високу ефективність на етапі промислових випробувань в умовах металургійного виробництва. Пружні коливання, що виникають у розплаві металів унаслідок електрогідроімпульсної обробки, чинять такий самий вплив, як



і низькочастотна вібрація та ультразвук, тільки з помітно меншою ефективністю [9, 79]. Цей метод не набув широкого застосування в металургійних технологіях через технічні складнощі під час практичної реалізації.

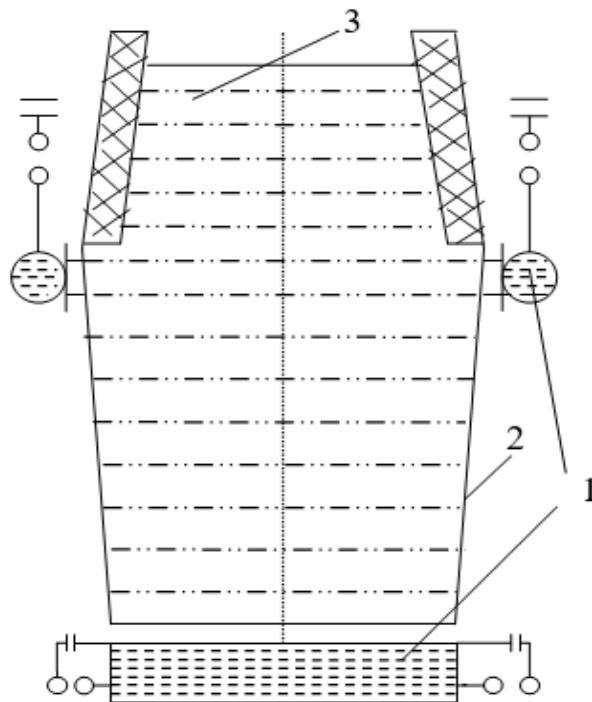


Рис. 1.6. – Схема електрогідриімпульсного оброблення металу, що твердне:

1 – розрядні пристрої; 2 – виливниця; 3 – розплав

Узагальнення результатів аналізу наявних у літературі даних щодо впливу віброімпульсних впливів на якість литих заготовок наведено в таблиці 1.2 [80]. У цій таблиці наведено такі типи дефектів і ефектів: 1 – усадочна раковина; 2 – смугастість; 3 – підусадочна ліквация; 4 – позацентрова ліквация; 5 – осьова ліквация; 6 – конус негативної ліквации; 7 – однорідність кристалічної структури; 8 – газова пористість; 9 – підвищення густини; 10 – подрібнення первинного зерна.

Як видно з наведених даних, кожен з перерахованих методів характеризується сукупністю позитивних ефектів і деяких негативних проявів. Найвища ефективність динамічних впливів досягається в разі накладення на

розплав вібраційних імпульсів у сукупності з регламентованим примусовим перемішуванням. На практиці оптимальний режим впливу визначається низкою чинників: метою обробки, масою і сортаментом заготовки, типом металевих сплавів, ефективністю, технологічністю та економічністю методу тощо.

Таблиця 1.2

Вплив віброімпульсних дій на якість виливків, зливків та заготовок

Метод впливу	Тип дефекту									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Вібраційне оброблення	++	+	+	*	*	-	-	++	+	++
Обробка ультразвуком	нд	*	нд	*	*	-	+	++	++	++
Електрогідроімпульсна обробка	+	-	*	*	*	-	+	+	++	++
Обробка стрижнем, що вібрує	+	*	+	*	*	-	+	нд	++	++

Примітки: "++" – значний позитивний вплив; "+" – позитивний вплив;

"\*" – незначний вплив; "-" – негативний вплив; "нд" – немає даних.

### 1.5. Вплив електромагнітних полів на процеси кристалізації та структуроутворення металевих сплавів

У металургійній практиці широко застосовують електромагнітні поля для управління різними процесами (гідродинамічними, теплофізичними та масообмінними), якими супроводжується формування структури і властивостей литих заготовок під час тверднення металевих систем [73, 81-84]. Це пов'язано з тим, що механічні властивості литого металу значною мірою залежать від структурної та хімічної неоднорідностей виливків, зливків і безперервнолитих заготовок, а також від їхньої забрудненості неметалевими включеннями.

Відомо, що чим менший розмір дендритів і відстань між гілками другого порядку, тим менша ліквідація в литих заготовках. Відповідно, найкращою формою росту металевих кристалів є недендритна форма, тобто утворення дендритів без гілок другого і третього порядку. Для такого зростання металевих

кристалів необхідне мінімальне переохолодження розплаву, що твердне. Накладення магнітного поля призводить до зменшення переохолодження розплаву, що твердне, через його перемішування і, як наслідок, перешкоджає розвитку дендритної структури металу [31].

Таким чином, зовнішнє електромагнітне поле може бути ефективно використане для управління процесами зародження і росту кристалів, а, відповідно, – і формування структури литої заготовки. Встановлено, що, накладаючи електромагнітне поле, можна керувати критичним радіусом зародка твердої фази ( $r_{кр.}$ ), кристалізаційним тиском ( $p$ ) і коефіцієнтом дифузії ( $D$ ) [73]:

$$r_{кр} = (1 + \frac{\alpha H^2}{\Delta\mu_0}); p = p_0 + \frac{\alpha H^2}{V_1 - V_2}; D \approx D_0 \exp(\frac{\lambda H^2}{Rt}), \quad (1.11)$$

де  $H$  – напруженість магнітного поля;  $p_0$  та  $D_0$  – кристалізаційний тиск і коефіцієнт дифузії за  $H = 0$  відповідно;  $\alpha$  – коефіцієнт, що залежить від природи сплаву;  $\mu_0$  та  $\Delta\mu_0$  – магнітна постійна та її приращення;  $V_1$  та  $V_2$  – питомі об'єми розплаву і зародка (у розрахунку на одну молекулу);  $R$  – універсальна газова стала Больцмана;  $\lambda$  – теплопровідність розплаву металу;  $t$  – температура розплаву.

Аналіз цих залежностей показує, що електромагнітне поле впливає на швидкість кристалізації шляхом впливу на критичний радіус зародка і кристалізаційний тиск. Одночасно з цим поліпшуються умови просочення зливків і виливків, при цьому усадочна рихлість і усадочні раковини зміщуються в їхню верхню частину. Крім цього, впливаючи на коефіцієнти дифузії домішок, йде вплив на хімічну неоднорідність литих заготовок. У сумі всі ці ефекти істотно впливають на формування первинної структури, усадочні явища і щільність литих заготовок [73].

Поряд з вище наведеними ефектами, електромагнітний вплив на розплав металу, що твердне, сприяє видаленню неметалевих включень з нього [85]. Показано, що під час дії змінного струму на рідке середовище виникає магнітне поле, яке спричиняє в ньому не тільки виділення джоулевої теплоти, а й появу

так званого Пінч-ефекту, тобто виштовхувальної сили  $F_p$ , яка діє на всі частки, що перебувають у розплаві. [85]:

$$F_p = \frac{3\sigma_f - \sigma_p}{2\sigma_f + \sigma_p} \cdot \frac{\pi d^3}{6} \cdot F, \quad (1.12)$$

де  $F$  – електромагнітна сила постійного струму, що діє на одиницю об'єму рідкого металу;  $\sigma_f$  та  $\sigma_p$  – електропровідності рідкого металу і частинки;  $d$  – діаметр частинки.

Аналіз розглянутих робіт [80-86] показує, що, змінюючи величину і напрямки електромагнітних сил, можна керувати процесами кристалізації і структуроутворення металевих сплавів. Так, наприклад, під час вивчення впливу постійного електромагнітного поля на дендритну структуру сталей встановлено такі особливості їхньої кристалізації [81, 83, 84, 86]:

- якщо магнітне поле діє паралельно напрямку тепловідведення, а межа розділу фаз перпендикулярна вектору напруженості магнітного поля, то відбувається переважне зростання стовпчастих кристалів. Ймовірно, причиною такого ефекту впливу магнітного поля є придушення конвективних потоків розплаву;

- якщо магнітне поле діє перпендикулярно напрямку тепловідведення, а межа розділу фаз паралельна вектору магнітної індукції, існує інтервал режимів оброблення, за яких щільність дендритної структури підвищується;

- якщо тепловідведення в радіальному і горизонтальному напрямках відливаємих заготовок однакове, то відстань між гілками другого порядку в горизонтальній площині зменшується. Причиною цього явища вважають зміну умов течії рідкого металу на межі фаз під дією електромагнітних сил.

На основі фізичного моделювання та аналізу аналітичних рішень у роботі [82] запропоновано новий механізм впливу електромагнітного поля на процес кристалізації сплавів, що полягає в переміщенні зародків у розплаві металу, що твердне. Встановлено, що застосування магнітного поля соленоїда на розплав, що

твердне, призводить до переміщення зародків, які перебувають на межі фаз, до осі соленоїда. Таке переміщення зародків твердої фази від межі кристалізації в рідку фазу забезпечує об'ємне тверднення сплаву. Це зумовлено силовим впливом градієнта магнітної індукції  $F_{in}$  на центри кристалізації, величину якої можна визначити за формулою:

$$F_{in} = I_m \cdot \Delta B, \quad (1.13)$$

де  $I_m$  – магнітний момент парамагнітного зародка;  $\Delta B$  – градієнт магнітної індукції в соленоїді.

У роботі [86] висловлено припущення про вплив градієнта магнітної індукції на переміщення компонентів ліквуючих домішок на межі фаз. При цьому припускається, що відбувається не тільки переміщення лікватів загалом, а й їх поділ на компоненти. Це пояснюється тим, що на межі фаз відбувається різка зміна фізичних і магнітних властивостей локальних об'ємів металу, що викликає неоднорідність магнітного поля. Оскільки магнітні моменти атомів для різних елементів відрізняються один від одного, відбувається поділ компонентів залежно від їхньої магнітної сприйнятливості та щільності. Прискорення ( $a$ ), з яким атом буде переміщатися в неоднорідному магнітному полі, можна визначити з рівняння:

$$a = \chi^B \cdot \mu_0, \quad (1.14)$$

де  $\chi$  – магнітна сприйнятливість ліквуючого елемента;  $B$  – магнітна індукція;  $\mu_0$  – магнітна стала.

Дослідження з вивчення впливу постійного електромагнітного поля на кристалізацію сплавів заліза з вуглецем показали, що найбільший ефект був отриманий при обробці чавунів [83]. Вплив магнітного поля при цьому проявляється у зміні мікроструктури чавунів, а також на форму і розмір графітових включень. Передбачається, що магнітне поле чинить значний вплив на зміну структурно-чутливих властивостей розплаву (зокрема, в'язкості), що містить певні угруповання графіту. Ці угруповання, що володіють магнітною

анізотропією, під дією магнітного поля вишиковуються в певні структури, які й призводять до зміни форми та розмірів графітових включень [83].

Відомий вельми ефективний спосіб електромагнітного впливу на металеві розплави, що тверднуть, який дістав назву "методу електрофізичного впливу" [87, 88]. Цей вид обробки включає в себе вплив магнітогідродинамічних сил і сил, викликаних постійним електричним полем, на структурно-чутливі характеристики розплавів і кристалізацію. Постійне магнітне поле зменшує критичний розмір центру кристалізації, а електричне поле знижує поверхневий натяг. Тому цей вид обробки сприяє прискоренню процесу кристалізації та полегшує спливання газових бульбашок із металу, що твердне.

Під час дослідження впливу постійного магнітного поля на лінійну швидкість кристалізації сталі встановлено, що вона збільшилася в 1,5 раза. Встановлено також, що постійне магнітне поле впливає на питому теплоту й температуру кристалізації, швидкість утворення зародків і лінійну швидкість росту кристалів, коефіцієнт дифузії та кристалізаційний тиск [83, 84]. Такий вплив пояснюється підведенням додаткової енергії молекулам (атомам) твердої та рідкої фаз на межі тверднення. Під впливом магнітного поля відбувається зсув рівноваги в системі розплав-кристал, тобто кристалізація металів відбувається за меншого переохолодження ( $\Delta t$ ). Відповідно, відбувається зменшення питомої теплоти кристалізації  $q_{кр.}$  на величину, що визначається напруженістю магнітного поля:

$$q_{кр.} = q_0 - \alpha H^2, \quad (1.15)$$

де  $q_0$  – питома теплота кристалізації при  $H = 0$ ;  $\alpha$  – коефіцієнт, що залежить від природи металу;  $H$  – напруженість магнітного поля.

Електромагнітне поле чинить істотний вплив і на лінійну швидкість росту кристалів  $R_{кр.}$ , і на швидкість утворення центрів кристалізації  $w$  [73]:

$$R_{кр.} = c\Delta t + \beta H^2, \quad (1.16)$$

де  $c$  – стала, що не залежить від магнітного поля (для металів  $c = 1 \text{ м/(с·К)}$ );  $\beta$  – стала, що залежить від фізичних властивостей металу;

$$w = w_0 l \frac{2\lambda A}{t\Delta t^3} H^2, \quad (1.17)$$

де  $w_0$  – швидкість утворення центрів кристалізації за  $H = 0$ ;  $l$  – висота індуктора електромагніту;  $\lambda$  – теплопровідність металу;  $A$  – коефіцієнт, що не залежить від магнітного поля;  $t$  – температура розплаву;  $\Delta t$  – переохолодження розплаву.

З цього аналізу слід, що як лінійна швидкість росту кристалів, так і швидкість утворення центрів кристалізації залежать від напруженості магнітного поля, і тим сильніше, чим менше переохолодження. Отже, зовнішнє електромагнітне поле може бути ефективно використане для управління процесами зародження і росту кристалів у металах, відповідно, – для управління формуванням первинної структури литих заготовок.

Таким чином, експериментальні дані підтверджують доцільність теплових і фізико-механічних впливів на рідкий метал і метал, що твердне, для поліпшення якості литих заготовок. Однак було б передчасним вважати, що найоптимальніші режими таких впливів на метали, що тверднуть, вже відомі. Практика показує, що не всякий вплив на метал, особливо під час його кристалізації, сприяє поліпшенню його властивостей. Режими будь-яких зовнішніх фізичних впливів повинні ретельно відпрацьовуватися залежно від типу металевого сплаву, об'єму та форми заготовок, що відливаються.

## РОЗДІЛ 2.

### МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

#### 2.1. Фізичне моделювання – науковий метод вивчення реальних металургійних процесів

При виробництві металургійних заготовок зазвичай відбувається кристалізація великих обсягів металів. Дослідження механізмів зародження кристалів у таких об'єктах практично нереально через вплив безлічі неконтрольованих факторів, а саме: високу температуру і непрозорість розплавів металів, неможливості управління тепловими і гідродинамічними процесами тощо. Для вирішення цієї задачі, широко використовуються непрямі методи вивчення, зокрема метод фізичного моделювання натурних об'єктів [89-101], що й було зроблено у цій роботі.

При фізичному моделюванні будь-якого явища необхідно враховувати розрізнену множину факторів, що впливають на нього, у вигляді їх комбінацій (безрозмірних комплексів), званих критеріями або числами подібності. Комплекси, в яких присутні лише постійні величини, називаються критеріями подібності. Якщо у структурі комплексу присутні також змінні величини (час, швидкість, тиск тощо), тоді вони називаються числами подібності [89, 93, 94].

Якість металургійних заготовок, що формуються, визначається характером і інтенсивністю процесів, що супроводжують це явище. Ці процеси описуються різними фізичними законами та їх можна класифікувати за певними ознаками, наприклад, процеси гідродинаміки рідкого металу, теплопровідності, тепло-масообміну, кристалізації тощо. Кожному процесу відповідає певна кількість критеріїв подібності, ідентичність яких необхідно забезпечити при їхньому фізичному моделюванні [89, 90, 93-97, 101].

Теорія подібності визначає ознаки наявності ідентичності між оригіналом і моделлю за допомогою перехідних коефіцієнтів, які називаються *масштабами*



модельовання. Дотримання масштабів модельовання вважається достатньою умовою, за якої поширення даних модельовання на аналогічні реальні об'єкти може вважатися коректним. Відповідно до теорії подібності ідентичність між натурним об'єктом та його моделлю буде дотримуватися при забезпеченні *геометричної та фізичної* їх подібності [93, 94].

*Геометрично* подібними вважаються фізичні системи, між визначальними розмірами яких існує постійне співвідношення та всі просторові координати натурального об'єкта пропорційні відповідним координатам моделі:

$$\frac{l_n}{l_m} = M_l = const, \quad (2.1)$$

де  $M_l$  - лінійний масштаб, що показує у скільки разів визначальний розмір моделі ( $l_m$ ) зменшений у порівнянні з розміром натурального об'єкта ( $l_n$ ).

*Фізична* подібність систем означає, що однорідні параметри натурального об'єкта і моделі у подібних точках повинні бути пропорційні, тобто всі швидкості, прискорення, сили, тиски, температури тощо в таких точках систем повинні мати постійне співвідношення. У практиці лабораторних досліджень реальних явищ застосовують різні принципи фізичного модельовання: з повною, неповною, наближеною та локальною подібністю [89].

Повною подібністю вважається модельовання, коли забезпечується подібність всіх процесів, що супроводжують явище, що вивчається. При неповній подібності модельовання, подібність дотримується деяких принципових процесів, які, головним чином, і визначають перебіг досліджуваного явища. Наближеною подібністю вважається модельовання, коли щодо конкретного фізичного явища деякі процеси, що супроводжують його, взагалі не розглядаються, враховуючи наявність меж нижньої і верхньої автомодельностей. Наприклад, при вивченні процесів кристалізації та формування структури металів виходять з того, що дотримання геометричного та температурного масштабів фізичного модельовання автоматично забезпечує ідентичність

гідродинаміки розплаву, що твердне. У випадках, коли не можна досягти задовільної точності фізичного моделювання якогось об'єкта загалом, доцільно застосовувати метод локальної подібності. При локальному моделюванні умови подібності дотримуються на певній ділянці досліджуваного об'єкта. Вивчаючи послідовно окремі ділянки, вдається скласти картину роботи всього об'єкта в цілому.

На практиці забезпечити абсолютну подібність натурного об'єкта та його фізичної моделі неможливо. Тому при фізичному моделюванні формування литих заготовок, як правило, виходячи з довільно обраного геометричного масштабу (формула 2.1), намагаються розрахувати наступні масштаби подібності найважливіших процесів, які супроводжують тверднення металевих сплавів [89]. Масштаб подібності перепаду температур визначається з відповідних температурних перепадів у натурі та моделі:

$$M_{\Delta t} = \frac{\Delta t_n}{\Delta t_m} = \frac{t_n - t_o}{t'_n - t'_o}, \quad (2.2)$$

Масштаб подібності швидкостей визначається за умови рівності критерію Фруда для натури та моделі:

$$M_v = \frac{v_n}{v_m} = \sqrt{\frac{Frgl_n}{Frgl_m}} = \sqrt{\frac{l_n}{l_m}} = \sqrt{M_l} \quad (2.3)$$

Масштаб подібності часу  $M_\tau$  – з умови ідентичності критерію *Но* гомохронності:

$$M_\tau = \frac{\tau_n}{\tau_m} = \frac{l_n v_m}{l_m v_n} = \frac{M_l}{M_v} = \frac{M_l}{\sqrt{M_l}} = \sqrt{M_l} \quad (2.4)$$

Масштаб подібності інтенсивності тепловіддачі – за умови ідентичності співвідношення коефіцієнтів тепловіддачі натури та моделі:

$$M_\alpha = \alpha_n / \alpha_m. \quad (2.5)$$

Масштаб подібності теплових потоків можна визначити як добуток масштабів подібності тепловіддачі ( $M_\alpha$ ) та перепаду температур ( $M_{\Delta t}$ ):

$$M_g = M_a \cdot M_{\Delta t} \quad (2.6)$$

Слід зазначити, що наведені вище рівняння для визначення масштабів фізичного моделювання мають межі застосовності і підлягають обов'язковій перевірці їх адекватності, яку можна провести, наприклад, зворотним розрахунком масштабів з діючого об'єкта.

## 2.2. Матеріали для досліджень

Вибір матеріалів для проведення досліджень при фізичному моделюванні залежить від розв'язуваних завдань. Виходячи з цього, залежно від завдань кожного експерименту, для проведення цих досліджень були використані наступні органічні середовища та металеві сплави: салол, парафін, дифеніламін, камфен, циклогексанол, сплави Вуда та Розе. Вибір даних матеріалів був зумовлений такими їх властивостями, як: низька температура плавлення, прозорість, схильність до переохолодження, низька швидкість кристалізації, відтворюваність результатів і безпека в роботі (нетоксичність). Причому камфен та циклогексанол, подібно до металів, мають дендритну структуру і інтервал кристалізації. Для одержання коректних результатів у кожному циклі експериментів застосовували речовини одного класу чистоти. Фізичні властивості моделюючих речовин та деяких металевих сплавів, використаних під час виконання роботи, наведені в таблиці 2.1.

Об'єктами для досліджень були дослідні зразки різної форми та об'єму з низькотемпературних металевих сплавів Вуда (12,5% олова, 12,5% кадмію, 25% свинцю, 50% вісмуту) і Розе (25% олова, 25% свинцю, 50% вісмуту) та прозорих органічних середовищ дифеніламін ( $C_{12}H_{11}N$ ), камфен ( $C_{10}H_{16}$ ), циклогексанол ( $C_6H_{11}OH$ ) та салол ( $C_{13}H_{16}O_3$ ). Для проведення досліджень з вивчення процесів кристалізації та структуроутворення модельних сплавів та середовищ були розроблені відповідні методики та створено спеціальне експериментальне устаткування (фізичні моделі, установки тощо) [102, 103, 104].

Таблиця 2.1

Фізичні властивості моделюючих середовищ та сплавів [2, 9, 89, 103, 104]

Матеріал	$t_{\text{л}},$ °C	$\Delta t_{\text{кр}},$ °C	$Q_{o,},$ кДж/кг	$\lambda,$ Вт/м·°C	$C,$ кДж/ кг·°C	$\rho,$ кг/м <sup>3</sup>	$a,$ м <sup>2</sup> /с
Парафін	52	0	150,1	$\frac{0,24}{0,19}$	$\frac{3,22}{3,86}$	$\frac{812}{764}$	$\frac{9,3 \cdot 10^{-8}}{7,5 \cdot 10^{-8}}$
Салол	43	0	91	$\frac{3,21}{4,02}$	$\frac{0,15}{0,18}$	$\frac{1250}{1195}$	$\frac{7,2 \cdot 10^{-7}}{7,5 \cdot 10^{-7}}$
Камфен	45	3	138	$\frac{1,48}{1,85}$	$\frac{2,4}{2,9}$	$\frac{845}{815}$	$\frac{7,3 \cdot 10^{-7}}{7,8 \cdot 10^{-7}}$
Дифеніламін	53	0	115	$\frac{0,20}{0,15}$	$\frac{1,4}{1,7}$	$\frac{1050}{945}$	$\frac{1,4 \cdot 10^{-7}}{0,9 \cdot 10^{-7}}$
Циклогексанол	25	0	42	$\frac{0,17}{0,12}$	$\frac{1,75}{2,3}$	$\frac{962}{926}$	$\frac{1,0 \cdot 10^{-7}}{0,2 \cdot 10^{-7}}$
Сплав Вуда	68	0	40	$\frac{16}{12}$	$\frac{0,15}{0,17}$	$\frac{9720}{9470}$	$\frac{11 \cdot 10^{-6}}{7,5 \cdot 10^{-6}}$
Сплав Розе	94	0	35	$\frac{20}{15}$	$\frac{0,14}{0,16}$	$\frac{7600}{9300}$	$\frac{18,8 \cdot 10^{-6}}{10 \cdot 10^{-6}}$
Сплав алюмінієвий	602	25	505	$\frac{128}{93}$	$\frac{1,075}{1,24}$	$\frac{2632}{2425}$	$\frac{140 \cdot 10^{-6}}{40 \cdot 10^{-6}}$
Сталь вуглецева	1520	50	267,5	$\frac{45}{30}$	$\frac{0,69}{0,83}$	$\frac{7800}{7200}$	$\frac{6,3 \cdot 10^{-6}}{4,6 \cdot 10^{-6}}$
Сталь нержавіюча	1459	56	276,3	$\frac{18}{26}$	$\frac{—}{0,71}$	$\frac{8000}{7200}$	$\frac{4,2 \cdot 10^{-6}}{2,6 \cdot 10^{-6}}$

Примітка: у чисельники – у твердому стані; у знаменнику – у рідкому.

### 2.3. Методика дослідження впливу температури перегріву металевих розплавів на їх переохолодження перед кристалізацією

На початку було досліджено вплив температури перегріву розплавів дослідних середовищ та сплавів на їх переохолодження, при якому відбувається

зародження кристалів. Для проведення цих досліджень було розроблено методику фізичного моделювання та зібрано експериментальну установку (рис. 2.1).

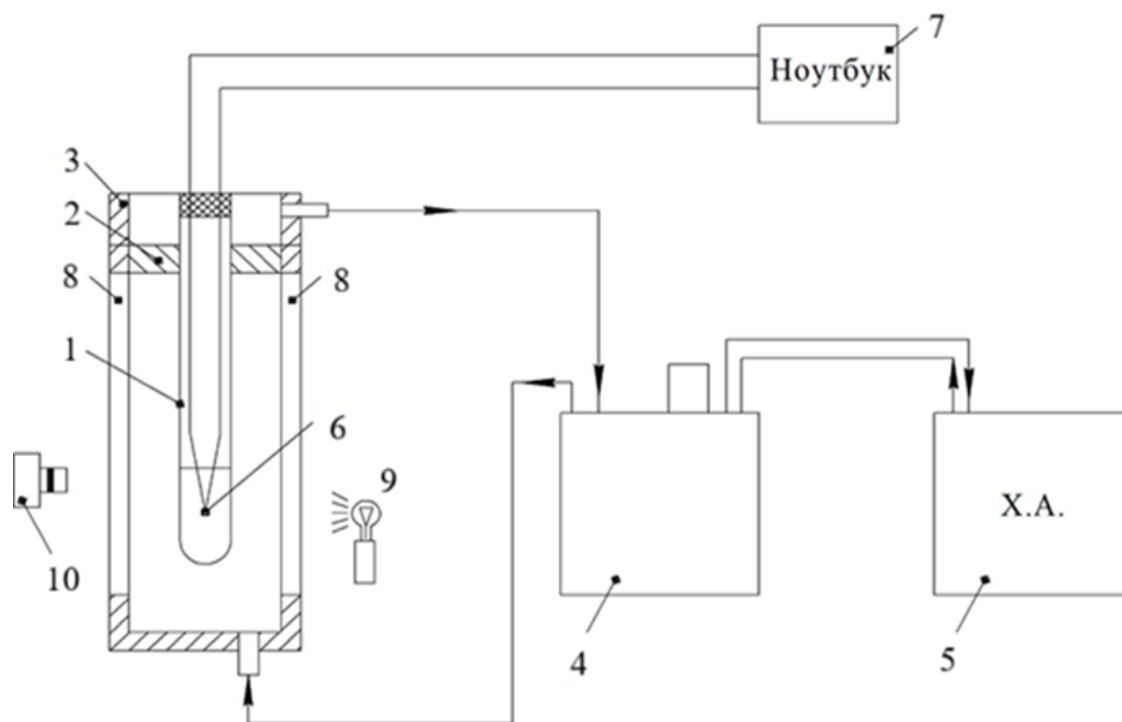


Рис. 2.1. – Загальна схема експериментальної установки

Дослідження проводили за наступною методикою. На початку експериментів з кожного модельного сплаву та середовища на електронних вагах (з точністю зважування 0,01 г) готували по три дослідних зразка однакової маси у кварцових пробірках діаметром 5÷8 мм. Для забезпечення абсолютної ідентичності умов плавлення та кристалізації модельних сплавів усі три пробірки з дослідними зразками 1 одночасно за допомогою спеціального кріплення (касети) 2 поміщали в камеру 3, у який з термостата 4 циркуляційним насосом подавався прозорий теплоносій (вода). Температура у камері поступово підвищувалася із заданою швидкістю до певного рівня з метою розплавлення та перегріву модельного сплаву. Після відповідної витримки розплаву в перегрітому стані починали його охолодження з певною швидкістю шляхом

охолодження теплоносія в термостаті за допомогою холодильного агрегату 5. Для фіксації температури утворення зародків у пробірки з дослідними зразками опускали термопари 6, сигнал від яких у вигляді абсолютних значень температур у цифрах спостерігали на екрані цифрового потенціометра і за допомогою спеціальної програми в ноутбучі 7 перетворювалися у температурні криві охолодження розплавів дослідних матеріалів, які в режимі он-лайн спостерігали на його екрані. За характерними ознаками на температурній кривій охолодження модельного середовища (тобто при появі плат на ній через виділення тепла кристалізації) визначали величину переохолодження розплаву, при якому відбувається зародження кристалів. В експериментах з прозорим модельним середовищем (дифеніламін, камфен, салол) за зародженням кристалів спостерігали ще й візуально через прозорі грані камери 8. Для покращення спостереження за зародженням кристалів у прозорих середовищах крізь скляні грані камери 8 пропускали світло (промінь) від лампи 9. При необхідності масштабування явищ, що спостерігаються (тобто зародження кристалів у прозорих середовищах), за допомогою камери 10 зображення виводили на екран ноутбука з необхідним збільшенням.

#### **2.4. Методика дослідження зародження кристалів у розплавах краплинним методом**

При дослідженні механізмів зародження кристалів у зразках великих об'ємів передбачається висока неточність через безліч неконтрольованих факторів у них (тепло- та масообмін; флуктуації температур, густин, концентрацій тощо). Ці обставини привели дослідників до необхідності проведення випробувань методом мікрооб'ємів, що полягає у поділі масивного зразка на велику кількість дрібних крапель ( $\leq 100$  мкм), в яких тепло- та, особливо, масообмінні процеси впливають меншою мірою [1, 2]. У результаті такого поділу випробуваних зразків частина крапель може не містити активних

домішок (підкладок) і в них можливо зародження кристалів за гомогенним механізмом. Це дозволяє визначити максимальне переохолодження, яке може бути досягнуто в випробуваному середовищі, розрахувати швидкість утворення зародків у ньому та поверхневу енергію (натяг) на межі розділу кристал-розплав.

Для встановлення ролі домішок у процесах кристалізації в цих експериментах були використані органічні середовища різної чистоти: категорії чистоти «технічний» ( $\leq 95\%$ ) і високоочищені ( $\sim 99\%$ ). При проведенні досліджень необхідно було отримати досліджуване середовище у вигляді дисперсних крапель на плоскій поверхні. Для цього на скляну підкладку (розміром 20x20 мм) за допомогою спеціального пристрою (рис. 2.2) розпорошували краплі розплавів дослідних середовищ. Скляна підкладка 1 розміщувалася на постаменті 2 і накривалася ковпаком 3. У простір під ковпаком, яке мало з'єднання з атмосферою 4, за допомогою стиснутого повітря через форсунку 5 розпорошувалися краплі перегрітого термостатом розплаву 6 дослідного середовища, які осідали на поверхню підкладки. Необхідна дисперсність крапель досягалася зміною ступеня стиснення повітря. Діаметр крапель, за кристалізацією яких здійснювали спостереження, знаходився у межах  $100\div 200$  мкм.

Саме процес кристалізації крапель вивчали на установці, представленій на рис. 2.3. Скляну підкладку з дисперсними краплями розплаву дослідного середовища 1 поміщали у прямокутну камеру 2, з'єднану з термостатом. Камера закривалася від контакту з атмосферою пробкою 3 з вставленою в ньому термопарою 4 для контролю температури всередині неї. За допомогою термостата у внутрішньому просторі камери встановлювалася потрібна температура, яка відповідала певному переохолодженню для досліджуваного середовища. Враховуючи, що температуру початку процесу кристалізації крапель фіксували по температурі повітря всередині камери, з початку визначали час встановлення температурного режиму в ній (тобто час встановлення

\_\_\_\_\_



\_\_\_\_\_



Камера розташовувалась на столі мікроскопа 5 таким чином, щоб промені підсвічування 6 проходили через скляну підкладку з краплями. При цьому стіл мікроскопа міг переміщатися в горизонтальній площині у двох взаємно перпендикулярних осях. За допомогою цифрової відеокамери 7, встановленої на мікроскопі, зображення виводилося на екран комп'ютера. Через певні проміжки часу ( $\tau$ ) здійснювалася фотофіксація крапель на підкладці. На кінцевих фотографіях усі краплі розбивалися на три групи за їх діаметром: перша група –  $100 \pm 20$  мкм; друга –  $150 \pm 20$  мкм; третя –  $200 \pm 20$  мкм. У кожній групі спостерігалася певна кількість крапель ( $n_o \geq 10$ ), визначалася кількість затверділих крапель ( $n_z$ ) та підраховували їх відносну кількість ( $\eta = n_z/n_o \cdot 100\%$ ). Таким чином визначалася кінетика кристалізації досліджуваних середовищ залежно від умов експерименту (чистоти середовищ, температур перегріву та переохолодження).

## **2.5. Методика дослідження механізмів зародження кристалів у розплавах металів в залежності від їх об'єму, форми та під впливом пружних коливань**

Для проведення цих досліджень була використана експериментальна установка, представлена на рис. 2.1. Як об'єкти для досліджень використані наступні низькотемпературні ( $t_{пл.} \leq 70^\circ\text{C}$ ) матеріали: металевий сплав Вуда без інтервалу кристалізації (12,5% олова, 12,5% кадмію, 25% свинцю, 50% вісмуту) та прозорі органічні середовища камфен ( $\text{C}_{10}\text{H}_{16}$ ), який має інтервал кристалізації  $3^\circ\text{C}$ , та дифеніламін ( $\text{C}_{12}\text{H}_{11}\text{N}$ ) – без інтервалу кристалізації. У кожному циклі усі модельні матеріали мали однаковий клас чистоти. Експерименти проводилися на двох типах дослідних зразків: плоскі зразки невеликої товщини ( $\delta = 0,2$  мм) для прозорих органічних середовищ і об'ємні зразки в скляних пробірках ( $\varnothing 8$  мм) для всіх модельних матеріалів.

Плоскі зразки невеликої товщини були використані для виключення

впливу об'ємних факторів (тепло- і масообмін, флуктуації температур, густин та домішок тощо) на процес зародкоутворення у розплавах модельних середовищ. Для цього була виготовлена відповідна модель, в якій отримували зразки у вигляді плоских шарів з розплавів досліджуваних середовищ (рис. 2.4). Плоскі шари розплавів одержували за допомогою круглих скляних пластин 1 і 2, які паралельно фіксувалися в корпуси 3 моделі і притискалися один до одного за допомогою кришки 4 з різьбовим з'єднанням. Необхідну товщину шару розплаву забезпечували шляхом установки прокладки 5 з алюмінієвої фольги між скляними пластинами. Герметичність моделі від проникнення теплоносія (води) забезпечували, використовуючи термостійкий силіконовий герметик під час її збирання.

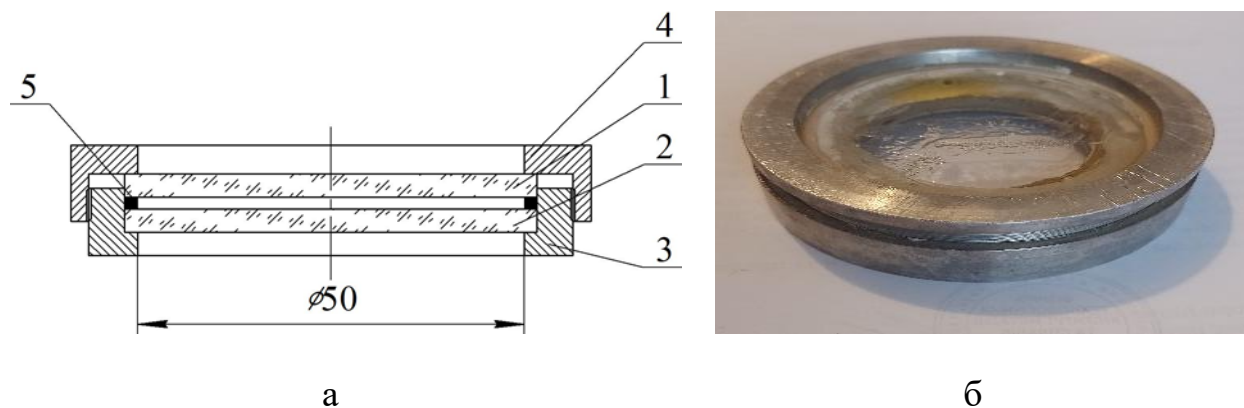


Рис. 2.4. – Схема (а) та фото (б) плоскої моделі для дослідження утворення зародків у прозорих органічних середовищах

Експерименти з плоскими зразками невеликої товщини проводили наступним чином. Плоску модель з дослідним середовищем розміщували у камеру з прозорими гранями (позиція 3 рис. 2.1), в який з термостату циркуляційним насосом подавався теплоносій (вода) з необхідною температурою (точність виміру  $\pm 0,1^{\circ}\text{C}$ ). На початку експерименту середовище у моделі розплавляли, задавши необхідну для цього температуру теплоносія, та

витримували за цієї температури протягом 10 хв. Потім з іншого термостата в кювету подавали охолоджувальну рідину (воду) з температурою, яка відповідала певним переохолодженням для конкретного середовища і була достатньою для утворення зародків. Невелика товщина шару розплаву та прозорість середовищ дозволяла візуально спостерігати процес їх кристалізації у часі та фотографувати. Кількість кристалів, що зароджувалися в кожний момент їх фіксації, підраховували за відповідними фотографіями. Для різних умов експерименту (тобто залежно від температур перегріву та переохолодження розплаву) за кількістю кристалів, що з'явилися на спостережуваній площі поверхні моделі у часі, розраховували швидкість зародження кристалів ( $I$ ) за наступною елементарною формулою:

$$I = dn/d\tau \cdot 1/V, \quad (2.7)$$

де  $dn$  – кількість кристалів на площі поверхні моделі, які утворилися за відповідний час  $d\tau$ ;  $V$  – об'єм розплаву у моделі.

Більш масивні зразки в скляних пробірках діаметром 8 мм (рис. 2.5) були використані для врахування впливу об'ємних факторів (тепло- і масообмін, флуктуації температур, густин та домішок) на процес зародкоутворення у розплавах модельних середовищ. Ці дослідження проводили за методикою, описаної у п. 2.3.

За аналогічною методикою визначали вплив пружних коливань (вібрації та ультразвуку) на переохолодження, при якому в дослідних зразках відбувається зародження кристалів. При цьому для обробки дослідних зразків пружними коливаннями низької частоти до нижньої частини камери закріплювали вібратор ексцентрикового типу. Для підведення ультразвукових коливань до зразків випромінювач хвиль опускали у воду в камері з пробірками. Параметри пружних коливань регулювалися в межах: вібрації –  $A = 0 \div 1$  мм,  $\nu = 0 \div 100$  Гц,  $P_{max} = 250$  Вт; ультразвуку –  $A = 100 \div 200$  мкм,  $\nu = 0 \div 38$  кГц,  $I = 0 \div 5000$  Вт/м<sup>2</sup>. В одному з варіантів експериментів у пробірки з дослідними зразками вводили певну

кількість твердих частинок для імітації наявності в них нерозчинних механічних домішок (підкладок). У зразки з прозорих органічних середовищ додавали частинки з кварцу (розміром  $\sim 1$  мм) у кількості 10 шт., а в металеві сплави (Вуда і Розе) – сталеві кульки ( $\varnothing 1$  мм) у кількості 10 шт.

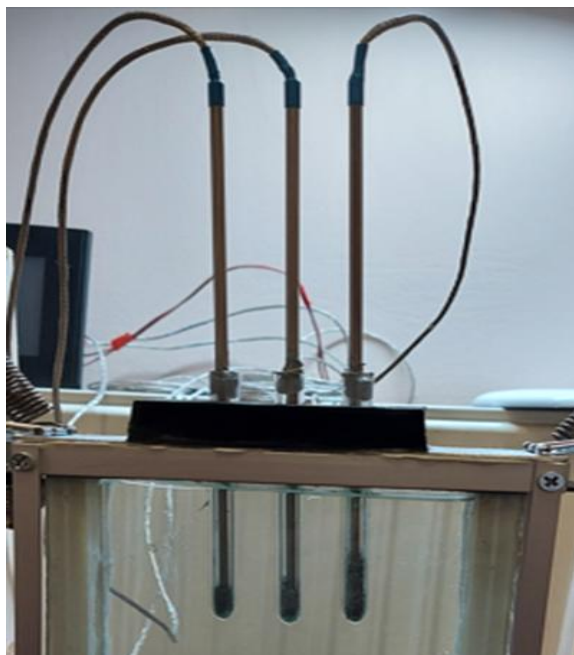


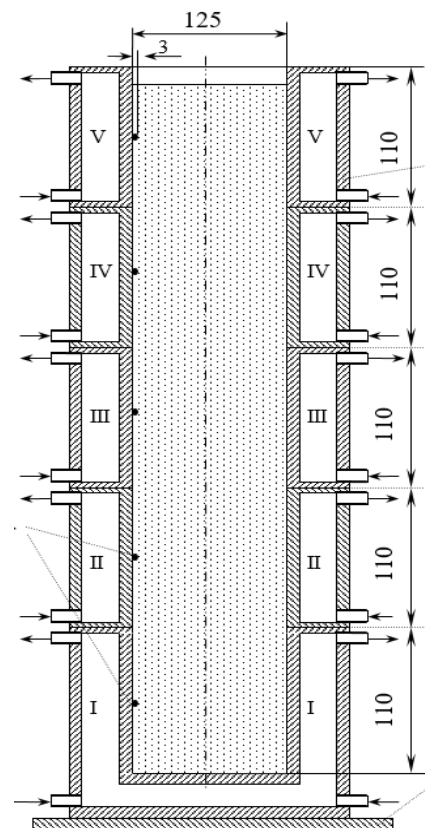
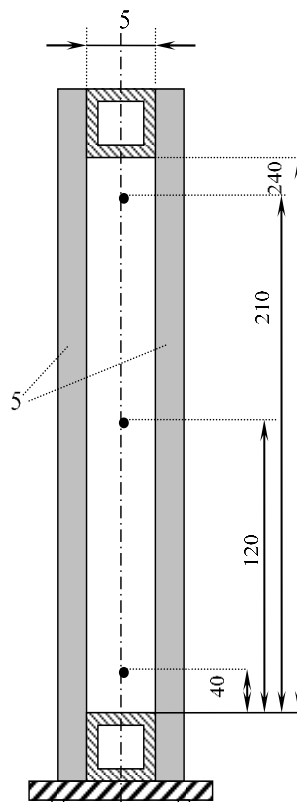
Рис. 2.5. – Фото камери з дослідними зразками у пробірках

## **2.6. Методика дослідження впливу вібрації на формування структур і властивостей литих заготовок**

Об'єктами вивчення у цих експериментах були плоскі листові зливки з модельного сплаву, металеві зливки круглого та квадратного перерізу різних розмірів, а також безперервнолиті прямокутні заготовки перерізом  $50 \times 125$  мм з модельного сплаву та безперервнолиті круглі металеві заготовки діаметром 60 мм. Як матеріали для досліджень використовували модельний сплав камфену з трицикленом, алюмінієвий сплав АД31, алюміній технічної чистоти А5 та нержавіюча сталь 12Х9Н18Т (табл. 2.1).

Для отримання листових зливків та прямокутних блюмових заготовок зі сплаву камфену було виготовлено відповідні фізичні моделі (рис. 2.6) і була

Figure 1 is a schematic diagram of a vertical flow reactor. The diagram shows a central vertical column with a diameter of 120. The column is surrounded by a jacket. Arrows indicate the flow direction: upwards in the central column and downwards in the jacket. Numbered points (1-9) are marked along the central column. A horizontal section at the bottom shows the inlet and outlet streams.



Процеси кристалізації та структуроутворення листових модельних зливків вивчали на плоскій термостатованій моделі, представлений на рис. 2.6, а. Важливою особливістю цієї моделі було те, що вона мала невелику товщину і дозволяла чітко спостерігати зародження, зростання і опускання центрів кристалізації в об'ємі зливка, вимірювати швидкість просування фронтів кристалізації від дна і бічних граней. При цьому була можливість здійснювати фотофіксацію всіх спостережуваних процесів у часі і кінцевих кристалічних структур зливків залежно від умов експерименту. Також ця фізична модель

дозволяла здійснювати регульовану інтенсивність тепловідведення від зливка, що твердне, з донної частини і бічних граней одночасно і окремо.



Рис. 2.7. – Експериментальна установка для фізичного моделювання процесів формування литих заготовок

Контрольні експерименти без вібрації проводили в такий спосіб. Розплав камфена у всіх варіантах експериментів заливали в модель при температурі  $47^{\circ}\text{C}$  (тобто з перегріванням  $2^{\circ}\text{C}$ ), що відповідає (згідно з обраним температурним масштабом), наприклад, для чистого алюмінію температурі розливання при  $700^{\circ}\text{C}$ . Здійснювали всебічне охолодження (від дна та бічних граней) при температурах 4, 22,5 і  $42^{\circ}\text{C}$ , що забезпечувало тверднення зливків в умовах відносно інтенсивного, помірного та слабкого тепловідведення. Ці умови, наприклад, відповідають твердненню реальних металів у мідному

водоохолоджуваному кристалізаторі, чавунній виливниці та теплоізоляційній формі. Після заливання розплаву камфена у модель через певний інтервал часу (2 хв.) здійснювали фотофіксацію процесу його кристалізації і знімали показання термодатчиків у 9 точках на трьох рівнях за висотою зливка (рис. 2.6, а). Крім цього, в ході експериментів проводили кількісну оцінку характеру та швидкості просування фронту кристалізації, а також швидкості зростання окремих дендритів. Визначали величину градієнта температур у різних зонах зливка під час його тверднення. Проводили оцінку характеру перемішування рідкої фази на різних стадіях тверднення зливку в залежності від умов експерименту. Фіксували тривалість тверднення зливків залежно від умов експерименту, а їх кінцеві структури фотографували для порівняльного аналізу.

За аналогічною методикою проводили експерименти щодо впливу вібрації на формування плоских листових зливків. При цьому модель встановлювали на гумову основу, а вібратор ексцентрикового типу кріпили до його корпусу таким чином, щоб її дія відбувалася в вертикальній осевій площині зверху вниз. Параметри вібрації в експериментах регулювалися у межах: частота в діапазоні  $0 \div 100$  Гц; амплітуда  $0,5 \div 1$  мм.

Для дослідження процесів формування прямокутних блюмових заготовок було використано метод локального фізичного моделювання, коли умови подібності дотримуються на певній ділянці досліджуваного об'єкта [9, 89]. Для цього була виготовлена водоохолоджувана фізична модель прямокутної форми (рис. 2.6, б), у якій і отримували блюмову заготовку зі сплаву камфену. Фізична модель дозволяла повністю охоплювати, для вивчення, зону кристалізатора та частину зони вторинного охолодження, що дорівнює чотирьом висотам кристалізатора. Враховуючи прозорість двох граней моделі та модельного середовища, процеси формування заготовок за допомогою цифрової відеокамери вдавалося візуально спостерігати на екрані ноутбуку та фіксувати у часі.

На початку розплав камфену при температурі  $47^{\circ}\text{C}$  (перегрів  $2^{\circ}\text{C}$ ) заливали у фізичну модель (рис. 2.6, б), яка встановлювалася на гумову основу та складалася з п'яти однакових ділянок з роздільним охолодженням (I, II, III, IV, V). При температурі  $42^{\circ}\text{C}$  здійснювали інтенсивне охолодження бічних граней кожної ділянки, починаючи з I і до V. Кожна ділянка моделі, якщо розглядати їх окремо, відповідала розмірам кристалізатора за шириною, товщиною та висотою. Витягування модельної заготовки імітували послідовним заповненням кожної ділянки охолоджувальною водою, починаючи з I і до V. Після переключення охолодження на наступну ділянку кожна попередня ділянка відключалася від циркуляції водою. Далі, за аналогією методики вивчення формування листового зливка, через певні проміжки часу (2 хв.) здійснювали фотофіксацію процесу кристалізації розплаву і фіксували температури біля тепловідвідної поверхні та в тепловому центрі заготовки (рис. 2.6, б). Крім цього, проводили кількісну оцінку характеру та швидкості просування фронту кристалізації, фіксували тривалість тверднення заготовок, а їх кінцеві структури фотографували для порівняльного аналізу залежно від умов експерименту.

В аналогічній послідовності проводили експерименти щодо вивчення впливу вібрації на формування прямокутної блюмової заготовки. При цьому пружні коливання (частотою 60 Гц і амплітудою 1 мм) передавалися до заготовки по напрямку її поздовжньої осі від вібратора, який жорстко кріпився до корпусу моделі.

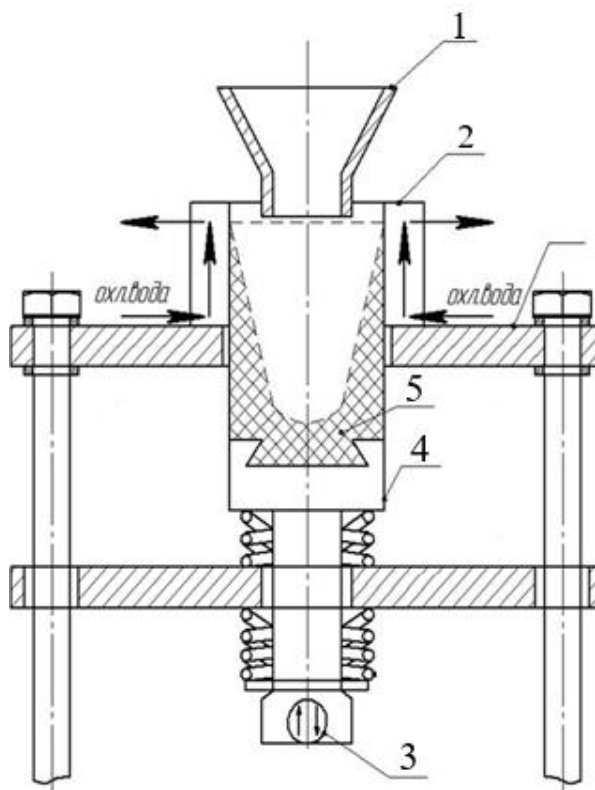
Круглі заготовки з алюмінієвого сплаву АД31 відливали на лабораторній установці напівбезперервного лиття металевих сплавів (рис. 2.8). Необхідний об'єм досліджуваного алюмінієвого сплаву виплавляли у електропечі опору САТ-0,25. Рідкий метал через заливну воронку (1) подавали у кристалізатор (2), який охолоджувався проточною водою. По мірі наповнення кристалізатора рідким металом включали механізм для витягування заготовки (5), що відливається. Таким чином отримували контрольну (тобто без зовнішніх впливів)



безперервнолиту заготовку висотою  $1,5 \div 2$  м. За такою ж схемою отримували дослідну заготовку під впливом вібрації. При цьому вібратор ексцентрикового типу (3) був жорстко закріплений до хвостовика (4), від якого віброімпульси (частотою 90 Гц і амплітудою 1,5 мм) передавалися безпосередньо до заготовки (5) уздовж її осьової вертикальної площини (рис. 2.8, б).



а



б

Рис. 2.8. – Фото (а) та схема (б) лабораторної установки для напівбезперервного лиття металевих сплавів

Для проведення металографічних досліджень та визначення механічних характеристик сплаву АД31 у литому вигляді з ідентичних зон обох заготовок вирізали відповідні зразки однакових розмірів. Порівняльному аналізу піддавалися структури заготовок (контрольних та дослідних) уздовж їх осьової вертикальної площини. Проявлення макро- та мікроструктур досліджуваного

алюмінієвого сплаву АД31 здійснювали стандартними реактивами, а механічні властивості визначали відповідними випробуваннями за ГОСТ 1497-84 та ГОСТ 9454-78.

## **2.7. Методика дослідження процесів формування металевих зливків під дією вібрації**

Для вивчення впливу вібрації на формування металевих зливків було створено дослідну установку (рис. 2.9), головним елементом якої був вібростол. Вібростол (1) являв собою конструкцію, що складається з основи, на якій через пружини кріпилася плита. Вібратор ексцентрикового типу (2) кріпився до плити з нижньої сторони і дозволяв регулювати параметри вібрації в широких межах (частота –  $0 \div 150$  Гц, амплітуда –  $0 \div 2$  мм) шляхом зміни частоти обертання електродвигуна і зміни маси ексцентрика, що надягається на його вал. При проведенні експериментів виливницю (3) болтами (4) жорстко закріплювали на плиті таким чином, щоб віброімпульс був направлений по осі зливка. Для виключення амортизуючої дії газового зазору, що виникає між формою і зливком при його твердненні, головки болтів відстояли від дна виливниці на певному зазорі і схоплювалися металом, що забезпечувало безпосередню передачу віброімпульсу до зливка.

Об'єктами дослідження в експериментах з реальними металами були зливки різних перерізів та розмірів із нержавіючої сталі 12Х18Н9Т, алюмінієвого сплаву АД31 та алюмінію технічної чистоти А5. Зливки з нержавіючої сталі масою 46 кг мали квадратний поперечний переріз і відливалися в товстостінні ( $\delta = 20$  мм) чавунні виливниці. Зливки з алюмінієвих сплавів масою 0,5-1 кг круглого поперечного перерізу відливались у сталеві форми з різною товщиною стінок ( $\delta = 1, 10$  та  $20$  мм) для забезпечення різної інтенсивності тепловідведення від них.

Сталь виплавляли в індукційній печі ЛПЗ-37, а алюмінієві сплави – електропечі опору САТ-0,15. Температура заливки нержавіючої сталі 12Х18Н9Т становила 1460°C, алюмінієвого сплаву АД31 та алюмінію технічної чистоти А5, відповідно, 700 та 720°C. На початку зі всіх сплавів за ідентичною методикою відливались контрольні зливки без вібрації, а потім під впливом вібрації.

У ході твердіння розплаву нержавіючої сталі здійснювали безперервне вимірювання температур термopарами в трьох точках по товщині стінки виливниці і рідкому металі на середньому рівні по висоті зливка (схема установки термopар показано на рис. 2.9). Покази всіх термopар фіксувалися цифровим потенціометром та зберігалися на карті пам'яті. За даними з карти пам'яті будувалися температурні криві нагрівання стінок виливниці і охолодження розплаву металу, що твердне.

За аналогічною схемою відливались зливки з алюмінієвих сплавів. На відміну від сталевих, при твердненні алюмінієвих зливків, враховуючи їх невеликий розмір, контролювали температуру тільки в їх тепловому центрі (по осі зливка на висоті  $2/3h$  від дна) і за цими даними будувалися температурні криві охолодження розплаву металу.

Для порівняльного аналізу отримані зі всіх металевих сплавів зливки (контрольні та дослідні) були піддані металографічним дослідженням за стандартними методиками. Потім зразки, вирізані з однакових зон контрольних та дослідних зливків, піддавалися випробуванням для визначення їх фізико-механічних характеристик. Розривні зразки випробовували за ГОСТ 1497-84, ударні – за ГОСТ 9454-78, твердість – за ГОСТ 9013 (ISO 6508-86). Крім цього, методом лазерної інтерферометрії (електронна спекл-інтерферометрія) [105] було визначено вплив вібрації на залишкову напругу по перерізу зливків з нержавіючої сталі.

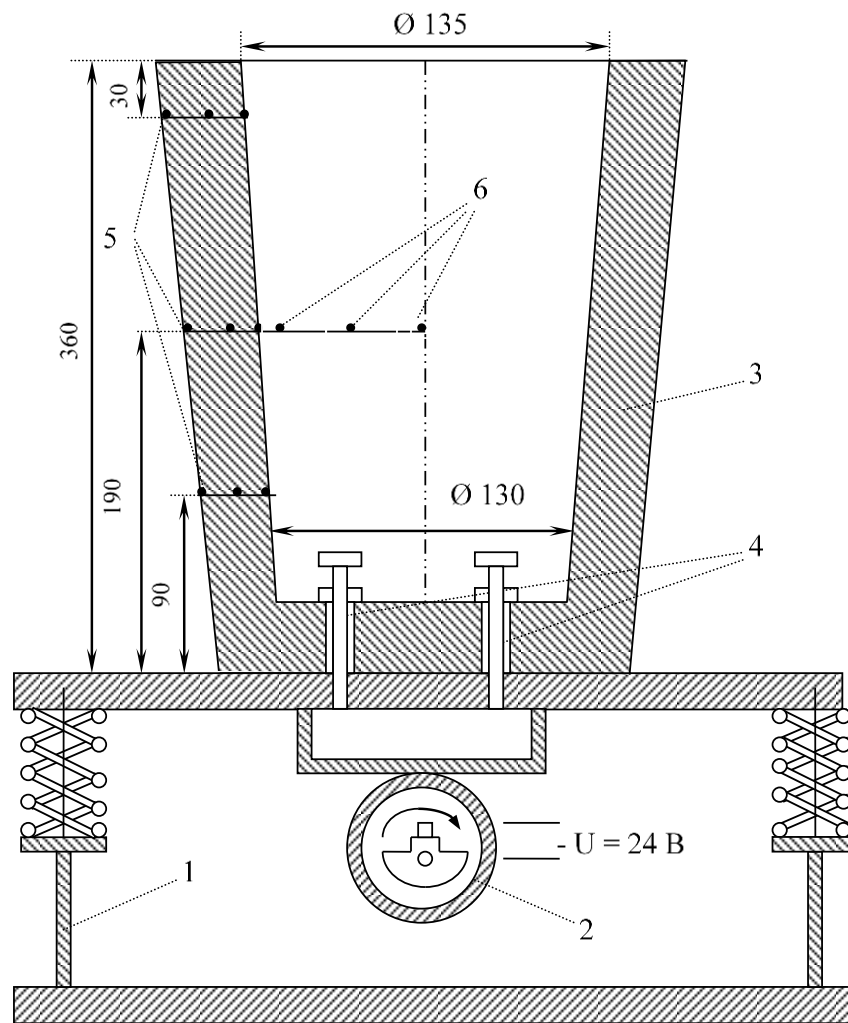


Рис. 2.9. – Схема експериментальної установки для дослідження впливу вібрації на формування металевих зливків

## РОЗДІЛ 3.

### ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЗМІВ ЗАРОДЖЕННЯ КРИСТАЛІВ У РОЗПЛАВАХ МЕТАЛІВ ЗАЛЕЖНО ВІД УМОВ ЇХ КРИСТАЛІЗАЦІЇ

#### 3.1. Вплив температури перегріву металевих розплавів на їх переохолодження перед кристалізацією

Властивості кінцевої металопродукції, головним чином, визначаються характеристиками первинної кристалічної структури заготовок на стадії їхнього лиття. А структура та властивості литого металу, насамперед визначаються умовами протікання процесу кристалізації, тобто швидкістю зародження та зростання центрів кристалізації. Відповідно, щоб керувати процесом структуроутворення литих заготовок необхідно вміти впливати на зародження і зростання кристалів у розплавах металів, що тверднуть. Важливим параметром, який істотно впливає на зародження та зростання кристалів і, відповідно, на структуру литих заготовок, є переохолодження ( $\Delta t^-$ ) розплаву металу перед кристалізацією. Тому проблемі зародження та зростання кристалів присвячено багато робіт, у яких підтверджується важливість переохолодження у процесах кристалізації та загальна закономірність його плавного збільшення зі зростанням ступеня (температури) перегріву ( $\Delta t^+$ ) розплаву з поступовим виходом на плато (насичення) [2, 44-46, 48].

Дослідження проводили за методикою, описаної у розділі 2.3 [106, 107]. Величину переохолодження розплаву, при якому відбувається зародження кристалів, визначали за характерними ознаками на температурній кривій охолодження модельного середовища – при появі плат на ній через виділення тепла кристалізації. В експериментах з прозорими органічними середовищами зародження кристалів спостерігали і фіксували ще й візуально.

При відпрацюванні методики перед початком основних експериментів було встановлено, що розкид переохолоджень ( $\Delta t^-$ ) для дослідних металевих

сплавів (Вуда, Розе) за інших рівних умов дорівнює  $\pm 1^\circ\text{C}$ . Розкид переохолоджень ( $\Delta t^-$ ) для органічних середовищ (дифеніламін, камфен) залежав від їх насиченості вологою (вони є гігроскопічними речовинами) і, залежно від ступеня їхнього насичення, могли відрізнятися один від одного до 5 разів (рис. 3.1, криві 1, 3). Тому дослідні зразки з органічних середовищ піддавалися попередній термічній обробці при температурі  $95^\circ\text{C}$  протягом 60 хв., після чого щільно закривалися пробкою від контакту з атмосферою. Після термічної обробки розкид переохолоджень ( $\Delta t^-$ ) дослідних зразків з цих середовищ не перевищував  $\pm 3^\circ\text{C}$  (рис. 3.1, криві 2, 4).

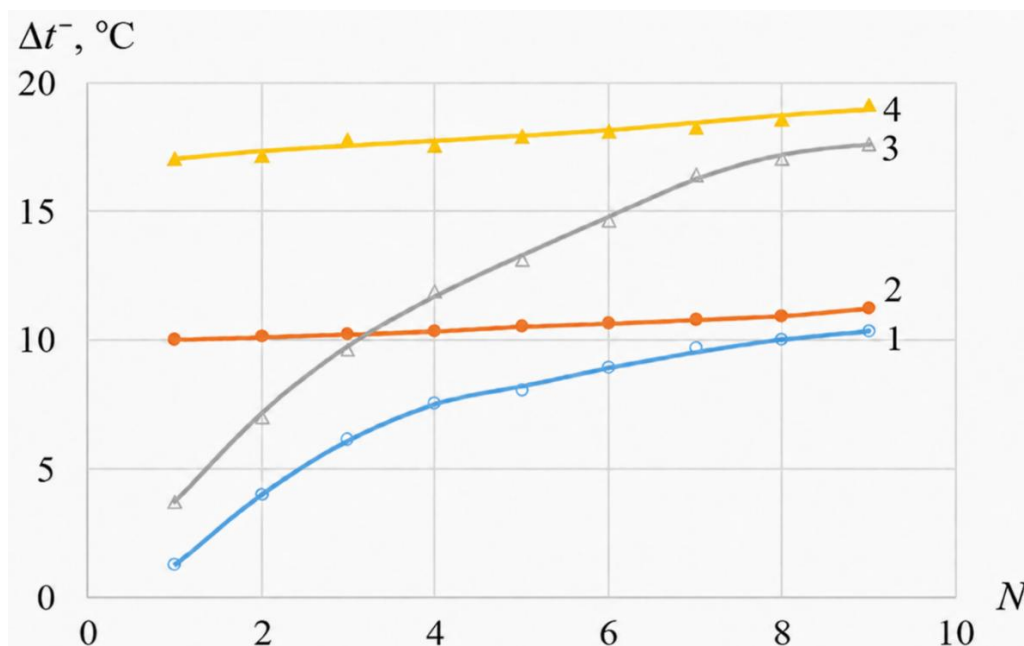


Рис. 3.1. – Залежність переохолодження сплавів камфену (1, 2) та дифеніламіну (3, 4) від кількості повторних випробувань зразків обсягом  $12 \cdot 10^{-6} \text{ м}^3$  при перегріві  $\Delta t^+ = 10^\circ\text{C}$ : 1, 3 – без термічної обробки; 2, 4 – з термообробкою за температури  $95^\circ\text{C}$  протягом 60 хв.

На початку досліджень для всіх модельних сплавів та середовищ були отримані криві залежності переохолодження їх розплавів перед кристалізацією ( $\Delta t^-$ ) від рівня перегріву ( $\Delta t^+$ ) (рис. 3.2). Характер цих кривих підтверджує їхню

аналогічність таким же (класичним) залежностям для реальних металів, що свідчить про коректність вибраних модельних матеріалів. Як було зазначено вище (у розділі 1), в літературі є теорії поверхневої та об'ємної кристалізації, що пояснюють таку залежність переохолодження розплаву від їх перегріву [42, 45, 45-49].

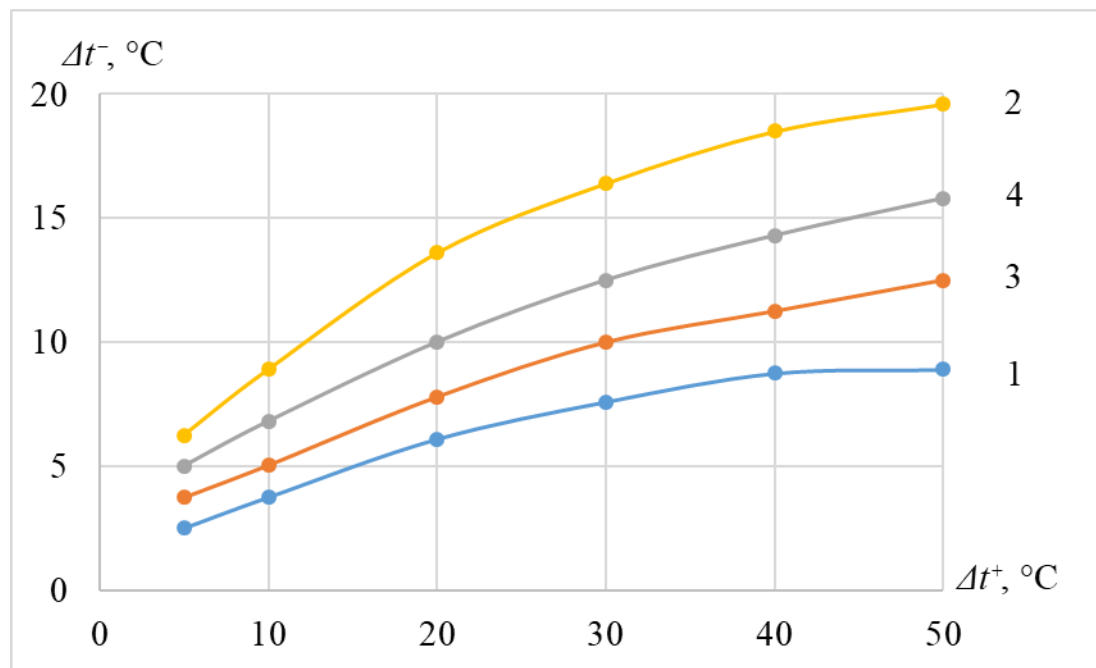


Рис. 3.2. – Залежність переохолодження зразків із досліджуваних модельних сплавів обсягом  $12 \times 10^{-6} \text{ м}^3$  від температури перегріву протягом 2 хв.:

1 – сплав Розе; 2 – сплав Вуда; 3 – камфен; 4 – дифеніламін

В першому випадку вважається, що кристалізація починається на поверхні між розплавом та твердою підкладкою (стінки ливарних форм, тверді нерозчинні домішки, оксидні плівки тощо), а перегрів впливає на стан цієї поверхні. Припускається збереження твердого металу в порах твердої підкладки при перегріві до деякої критичної температури [42, 43, 47]. Теорія об'ємної кристалізації припускає існування в розплаві мікроугруповань атомів (кластерів), які зберігаються при невеликому перегріві розплаву над ліквідусом і слугують зародками при кристалізації [44]. Але обидві ці теорії не були експериментально

підтверджені для чистого алюмінію та для деяких інших металів і сполук [45, 46, 48, 49].

Раніше нами в експериментах з іншим органічним середовищем отримано результати, з яких слід, що вплив перегріву розплаву на його переохолодження, найімовірніше, може бути обумовлений зміною концентрації обмежено розчинних домішок [102]. У цій роботі розплав салолу насичували парами води (салол дуже гігроскопічне середовище), внаслідок чого при першій кристалізації його переохолодження за інших рівних умов виявилось у 6-7 разів меншим, ніж для ненасиченого розплаву (рис. 3.3). У наступних переплавах переохолодження зразків салолу, пересиченого парами води, збільшується, а ненасиченого – трохи знижується (рис. 3.4). Ймовірно, це пов'язано з тим, що при повторних перегрівках вміст вологи в пересиченому розплаві салолу знижується за рахунок випаровування, а в чистому зразку, навпаки, підвищується за рахунок насичення вологою з атмосфери.

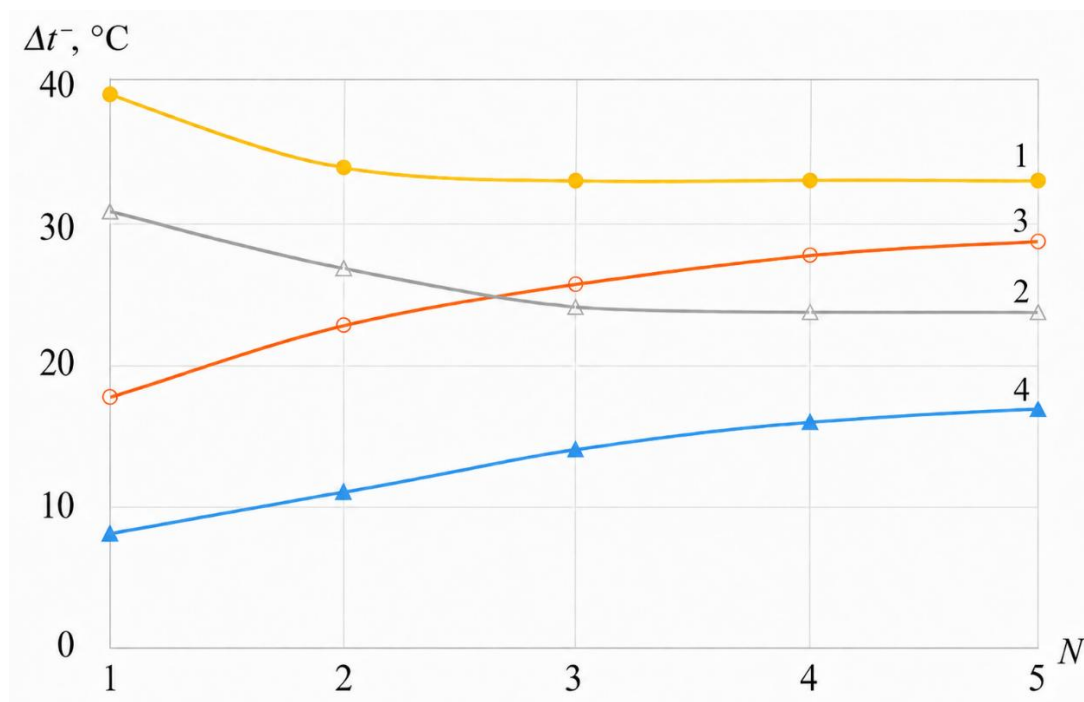


Рис. 3.3. – Залежність переохолодження зразків із чистого салолу (1, 2) та салолу, насиченого парами води (3, 4), від числа повторних переплавів при температурах перегріву 55°C (2, 4) і 85°C (1, 3)



Такий характер впливу температури перегріву на переохолодження насиченого парами води розплаву салолу, найлогічніше, пояснюється зміною концентрації розчинної домішки в ньому (у цьому випадку – води). Очевидно, що розчинність води у розплаві салолу залежить від температури і зростає з її підвищенням, внаслідок чого змінюються фізико-хімічні властивості цього середовища.

Коректність гіпотези про те, що залежність переохолодження розплаву від температури його перегріву обумовлений зміною концентрації розчинних домішок доводить наступний експеримент. Три однакові за об'ємом зразки зі сплаву Вуда ( $V=2 \cdot 10^{-7} \text{ м}^3$ ), перегріті до  $90^\circ\text{C}$  ( $\Delta t^+=22^\circ\text{C}$ ), за інших рівних умов переохолоджувалися однаково до  $\Delta t^-=35 \pm 1^\circ\text{C}$ . При об'єднанні всіх трьох зразків в один зразок, то переохолодження знижується до  $\Delta t^-=25 \pm 1^\circ\text{C}$ . Було зроблено припущення, що зменшення переохолодження пов'язане з попаданням у досліджуваний зразок сплаву Вуда активних аерозольних частинок з атмосфери. Однак, коли цей же зразок (об'ємом  $V=6 \cdot 10^{-7} \text{ м}^3$ ) розділили на три рівні частини і визначили переохолодження, то воно знову виявилось рівним  $\Delta t^-=35 \pm 1^\circ\text{C}$ . Якби в цьому процесі вирішальну роль грали нерозчинні домішки, то хоча б в одному з трьох зразків мала б залишитися ця активна частинка і призвести до меншого переохолодження. Але в жодному з аналогічних експериментів цього зафіксовано не було. З проведених експериментів з розподілом та об'єднанням дослідного зразка сплаву Вуда слід, що збільшення його переохолодження, при якому відбувається зародження кристалів, обумовлений не дезактивацією твердих підкладок у розплаві, а пов'язане зі зміною концентрації розчинних домішок. Під час проведення досліджень на інших модельних сплавах (камфен, дифеніламін, сплав Розе) було підтверджено результати, отримані на сплаві Вуда та ще раніше на салолі. Крім цього, для всіх дослідних сплавів отримані нові дані, що підтверджують гіпотезу про вирішальну роль обмежено розчинних домішок

у залежності переохолодження металів перед кристалізацією від температури перегріву їх розплавів (рис. 3.4 і 3.5) [106].

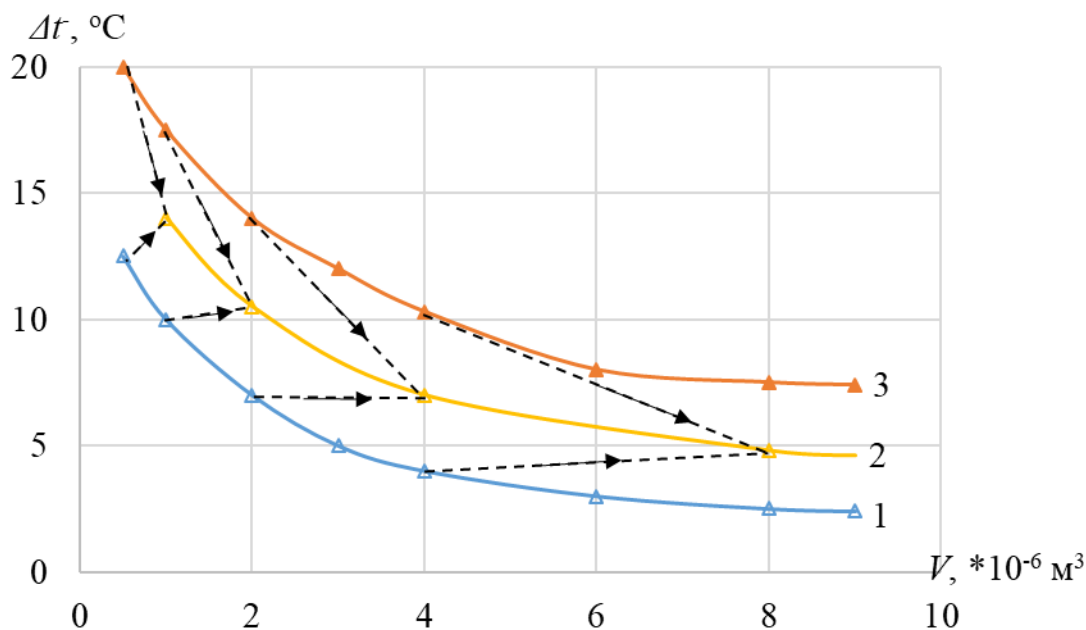


Рис. 3.4. – Залежність переохолодження розплаву камфену від обсягу дослідного зразка: 1 – з перегрівом  $\Delta t^+ = 10^\circ\text{C}$ ; 3 –  $\Delta t^+ = 25^\circ\text{C}$ ; 2 – зразки, отримані об'єднанням відповідних зразків з кривих 1 та 3

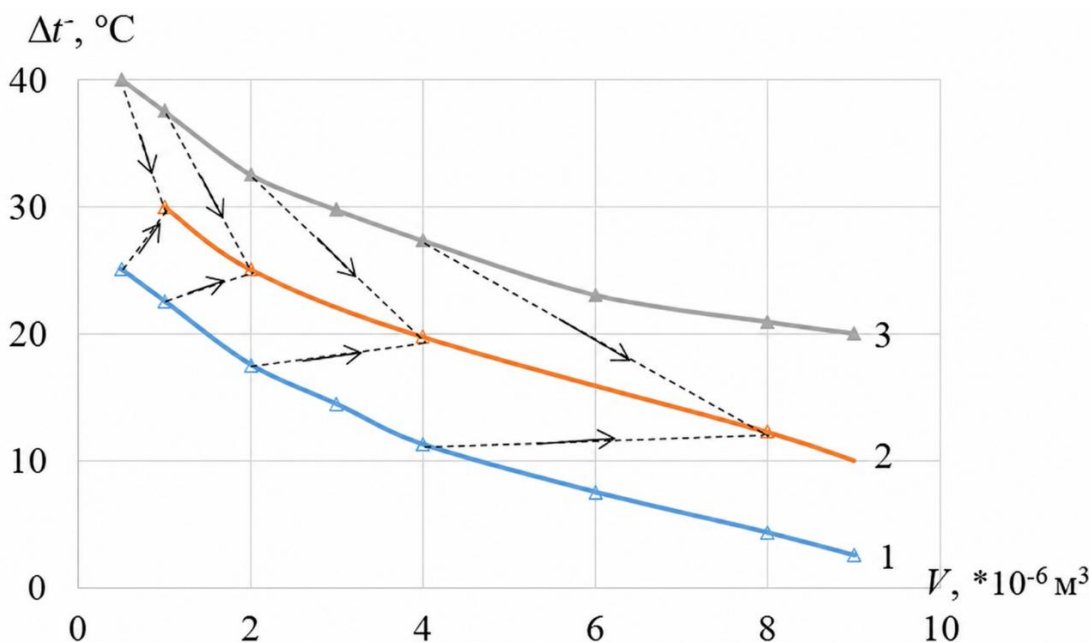


Рис. 3.5. – Залежність переохолодження розплаву сплаву Вуда від обсягу дослідного зразка: 1 – з перегрівом  $\Delta t^+ = 10^\circ\text{C}$ ; 3 –  $\Delta t^+ = 25^\circ\text{C}$ ; 2 – зразки, отримані об'єднанням відповідних зразків з кривих 1 та 3

Отже, на рисунках 3.4 і 3.5 наведено залежності переохолоджень ( $\Delta t$ ) розплавів камфену та сплаву Вуда від об'ємів дослідних зразків для двох температур перегріву  $\Delta t^+ = 10^\circ\text{C}$  (крива 1) та  $\Delta t^+ = 25^\circ\text{C}$  (крива 3) з витримкою у перегрітому стані протягом 2 хв. за інших однакових умов проведення експериментів. Криві 2 на цих рисунках побудовані за даними випробувань зразків, отриманих об'єднанням двох однакових зразків розплавів, які були перегріті відповідно на  $10^\circ\text{C}$  та  $25^\circ\text{C}$ . Причому, перед об'єднанням температуру зразка, перегрітого на  $25^\circ\text{C}$ , повільно опускали до температури перегріву іншого зразка (тобто  $\Delta t^+ = 10^\circ\text{C}$ ). Далі зразки об'єднували в одну пробірку (показано стрілками на рис. 3.4 і 3.5) та визначали величину переохолоджень ( $\Delta t$ ) об'єднаних зразків. В результаті цих експериментів для обох середовищ було зафіксовано, що переохолодження нових об'єднаних зразків (рис. 3.4 і 3.5, криві 2) виявлялися вищими, ніж величини переохолоджень зразків, перегрітих на  $\Delta t^+ = 10^\circ\text{C}$  (рис. 3.4 і 3.5, крива 1). На наш погляд, дослід з поєднанням двох однакових зразків, перегрітих на різні температури, переконливо доводить, що зміна їхнього переохолодження обумовлена не дезактивацією механічних домішок. Здавалося б, який би обсяг не доливали до зразка, що дає менше переохолодження, активність механічних домішок або кристалів, що залишилися у порах на них, не повинна була змінитися. Однак для кристалізації всіх нових зразків (об'єднаних) необхідно було більше переохолодження. Це свідчить про те, що вплив перегріву на величину переохолоджень розплавів камфену і сплаву Вуда обумовлено саме зміною концентрації обмежено розчинних домішок у них.

У такому разі, величина переохолодження повинна залежати від швидкості розігріву дослідного зразка, так як для дифузійного вирівнювання концентрації розчинних домішок по всьому його обсягу потрібен час. При проведенні відповідного експерименту для всіх дослідних сплавів було підтверджено, що їх переохолодження істотно залежить від швидкості розігріву за інших однакових умов (рис. 3.6 и 3.7) [106, 107]. На цих рисунках представлені криві залежності

переохолодження розплавів салолу та сплаву Вуда від швидкості їх розігріву та часу витримки у перегрітому стані. Бачимо, наприклад, що з підвищенням швидкості розігріву розплав салолу з  $2^{\circ}\text{C}/\text{хв.}$  до  $30^{\circ}\text{C}/\text{хв.}$  з невеликою витримкою у перегрітому стані ( $\tau \leq 1$  хв.) його переохолодження знижується у 2 рази. А для сплаву Вуда підвищення швидкості розігріву його розплав з  $2^{\circ}\text{C}/\text{хв.}$  до  $44^{\circ}\text{C}/\text{хв.}$  з незначною витримкою у перегрітому стані ( $\tau \leq 1$  хв.) призводить до зниження переохолодження більш ніж у 3 рази. Ці результати, на наш погляд, пояснюється різним ступенем розчинення одних і тих самих домішок у розплавах салолу та сплаву Вуда. Розчинення домішок у розплаві будь-якого металу відбувається внаслідок дифузії, що є відносно тривалим процесом у часі. Для забезпечення однорідності розплав металу необхідно забезпечити більш тривалішу його витримку в перегрітому стані. Дійсно, суттєве збільшення часу витримки розплавів салолу та сплаву Вуда в перегрітому стані (для салолу –  $\tau \geq 40$  хв.; для сплаву Вуда –  $\tau \geq 50$  хв.) знівелювала ці залежності (рис. 3.6 і 3.7, прямі 4).

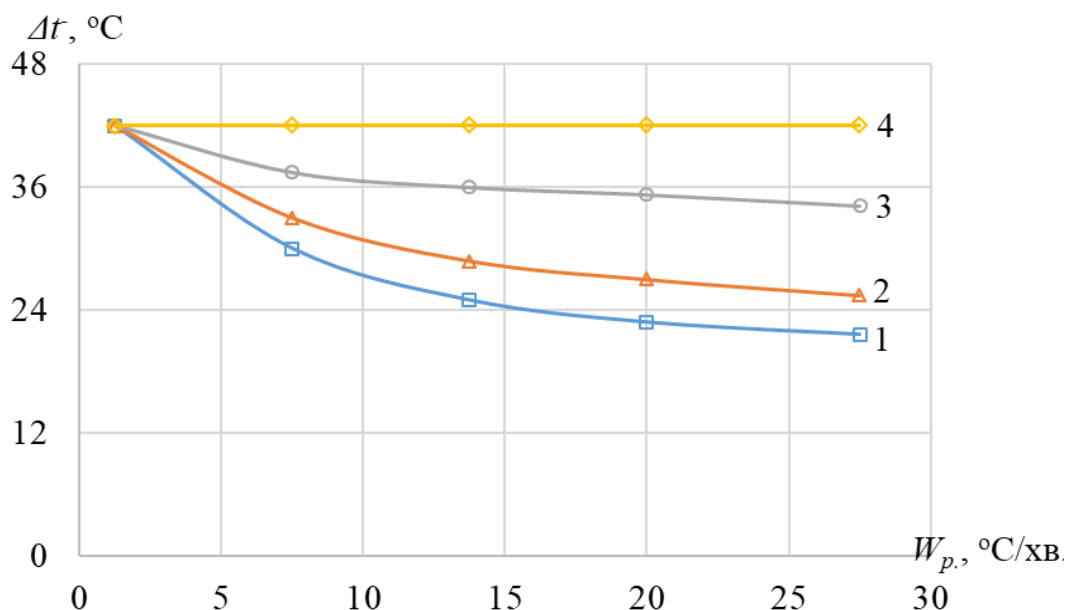


Рис. 3.6. – Вплив швидкості розігріву дослідного зразка з салолу

обсягом  $2 \times 10^{-7} \text{ м}^3$  на його переохолодження при  $\Delta t^+ = 25^{\circ}\text{C}$ :

1 –  $\tau_b = 1$  хв.; 2 –  $\tau_b = 10$  хв.; 3 –  $\tau_b = 20$  хв.; 4 –  $\tau_b = 40$  хв.

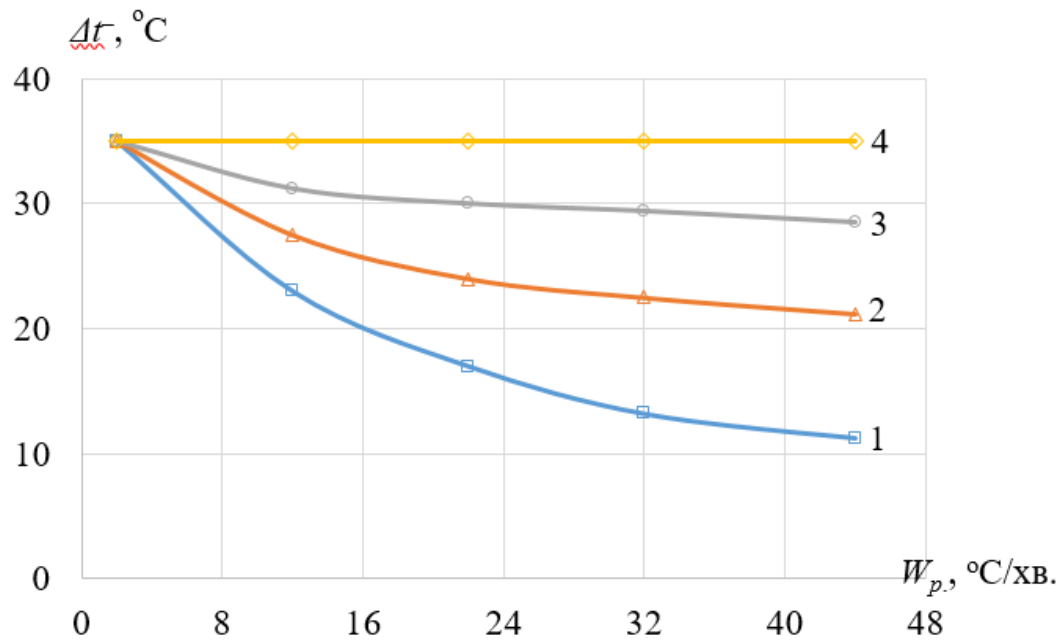


Рис. 3.7. – Вплив швидкості розігріву дослідного зразка зі сплаву Вуда обсягом  $2 \times 10^{-7} \text{ м}^3$  на його переохолодження при  $\Delta t^+ = 25^\circ\text{C}$ :

1 –  $\tau = 1 \text{ хв.}$ ; 2 –  $\tau = 20 \text{ хв.}$ ; 3 –  $\tau = 40 \text{ хв.}$ ; 4 –  $\tau = 50 \text{ хв.}$

Тоді логічно припустити, що, якщо ускладнити дифузію домішок у розплавах металів, це має вплинути на їхнє переохолодження перед кристалізацією. Для цього в наступному експерименті у розплав камфену об'ємом  $2 \times 10^{-7} \text{ м}^3$  був доданий кварцовий порошок (діаметр частинок 0,2 мм) у пропорції 1:1 за об'ємом. При цьому переслідували двояку мету, по-перше, якщо виходити з теорії поверхневої кристалізації металів, то нерозчинні частинки кварцу – це додаткові центри кристалізації (кожна частинка порошку теоретично має бути потенційним зародком у розплаві камфену) і це має зменшити переохолодження, і, по-друге, визначення впливу частинок кварцу на дифузію розчинних домішок. Для активації частинок порошку кварцу було здійснено кілька перекристалізацій дослідних зразків перед початком основних експериментів. Виходили з припущення, що якщо вплив перегріву на переохолодження розплаву був обумовлений впливом механічних домішок, тоді після активації частинок кварцу,

які побували у затверділому камфені, мало зменшитися переохолодження. Але в жодному із багаторазово повторених дослідів цього не відбулося.

Присутність у дослідному зразку камфену частинок кварцу, призвела до посилення залежності його переохолодження від часу витримки в перегрітому стані, на відміну від контрольних зразків (рис. 3.8). Бачимо, що при малих значеннях часу витримки розплаву камфену в перегрітому стані ( $\tau \leq 3$  хв.) його переохолодження менше, ніж для контрольного зразка. При більших значеннях часу витримки ( $\tau \geq 3$  хв.), навпаки, переохолодження камфену з порошком більше, ніж для контрольного зразка.

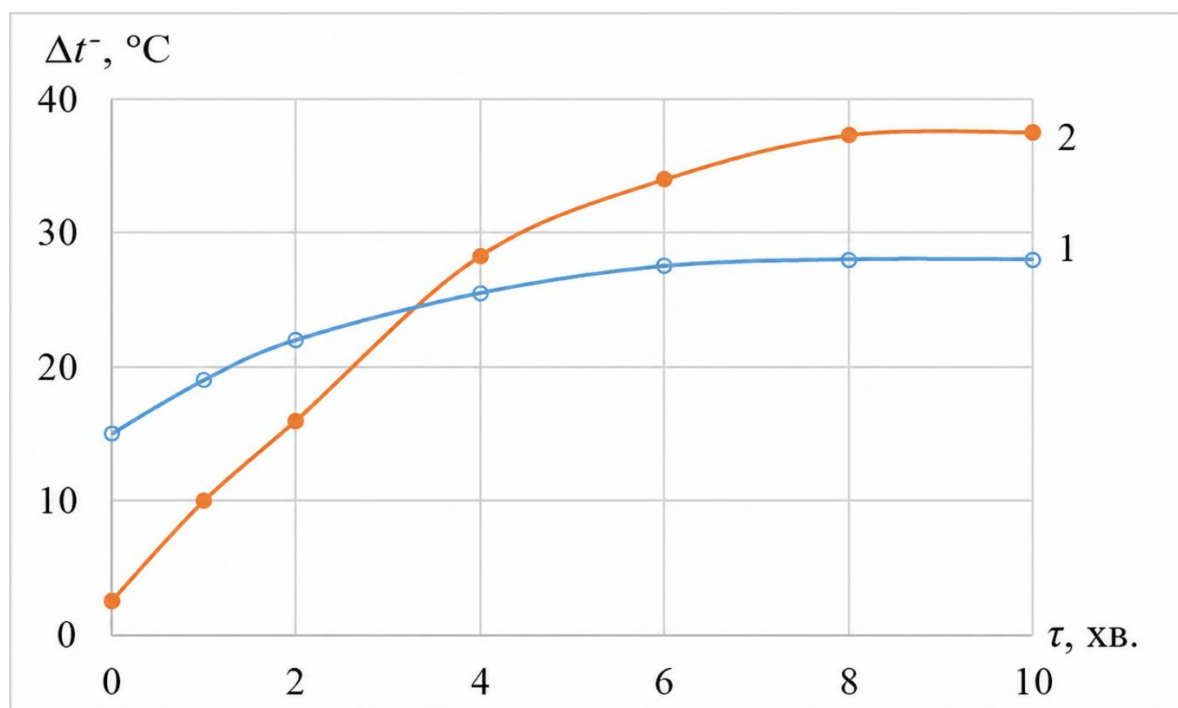


Рис. 3.8. – Залежність переохолодження зразка камфену об'ємом  $2 \times 10^{-7} \text{ м}^3$  від часу витримки його розплаву в перегрітому стані:  
1 – контрольний зразок; 2 – зразок із кварцовим порошком

Отриманий характер кривих переохолодження на цьому рисунку, з нашого погляду, обумовлений тим, що у зразках камфену з кварцовим порошком дифузія розчинних домішок ускладнюється як у процесі розігріву, так і при зниженні температури. Тобто при малих значеннях часу витримки зразка камфену з

порошком в перегрітому стані ( $\tau \leq 3$  хв.) домішки не встигають повністю розчинитись (дифундувати) у його розплав і, відповідно, він кристалізується при меншому переохолодженні, ніж контрольний зразок. При високих значеннях часу витримки зразка камфену з порошком в перегрітому стані ( $\tau \geq 3$  хв.) домішки повністю розчиняються у розплаві, тому для їх «зворотної дифузії» необхідно більше часу, протягом якого відбувається збільшення його переохолодження.

Наведені результати переконливо доводять вирішальний вплив розчинних домішок на залежність переохолодження досліджуваних модельних сплавів від температури перегріву їх розплавів. Взагалі, інтерес до цієї проблеми обумовлений тим, що ступень переохолодження розплаву металу перед кристалізацією ( $\Delta t$ ) впливає на швидкість кристалізації та дисперсність кристалічної структури литого металу [16]. Кристалізація металів, як правило, відбувається за механізмом нормального зростання кристалів, при якому швидкість їх зростання ( $R$ ) прямо пропорційна переохолодженню розплаву ( $\Delta t$ ) на межі фаз (формула 1.8, розділ 1).

Таким чином, завдяки розробленій методиці фізичного моделювання з вивчення процесів зародкоутворення в охолоджуваних розплавах металів, на модельних металевих сплавах (Вуда та Розе) та прозорих органічних середовищах (дифеніламін, салол, парафін та камфен) встановлено, що залежність ступенів їх переохолоджень від температур перегріву при плавленні зумовлено станом наявних у них обмежено розчинних домішок. Показано, що, змінюючи такі параметри плавлення та розливання металевих сплавів, як температура перегріву, час витримки в перегрітому стані, швидкості нагрівання та охолодження тощо, можна керувати ступенем переохолодження розплавів металів перед їх кристалізацією, відповідно, – впливати на дисперсність структур литих заготовок (тобто на фізико-механічні властивості литого металу).

### **3.2. Особливості зародження кристалів у розплавах металів мікроскопічних об'ємів**

Режими плавлення та кристалізації металевих сплавів є надважливими технологічними етапами, від яких залежить якість литого металу у заготовках. Вирішальний вплив на якість литого металу має ступінь переохолодження розплавів перед кристалізацією. Чим більше переохолодження, потрібне для початку кристалізації при інших рівних умовах, тим менше розмір зерна литого металу [34, 35]. В свою чергу, зменшення розміру зерна підвищує механічні характеристики литого металу [36-38].

При виробництві металургійних заготовок зазвичай відбувається кристалізація відносно великих обсягів металів. Дослідження механізмів зародження кристалів у таких об'єктах практично неможливе через вплив безлічі неконтрольованих факторів: масштабні фактори – флуктуації температур, густин, концентрацій домішок; неможливість управління тепловими і гідродинамічними процесами; висока температура, непрозорість та агресивність розплавів металів тощо. Ці обставини змушують дослідників до необхідності проведення випробувань непрямыми методами, наприклад, фізичним моделюванням на прозорих органічних середовищах [2, 89, 90, 93, 94].

Щоб практичні рекомендації щодо управління процесами формування структури та властивостей литих заготовок поставити на наукову основу необхідні надійні методики визначення переохолодження розплавів металів перед їх кристалізацією, тобто моменту зародження кристалів у них. Найбільш коректною в цьому плані, на наш погляд, є метод мікрооб'ємів, що полягає у поділі масивного зразка розплаву на велику кількість дрібних крапель, в яких тепло- та, особливо, масообмінні процеси впливають меншою мірою [1, 2]. Тому у цій роботі на прозорих органічних середовищах крапельним методом (дисперсність крапель  $50\div 200$  мкм) досліджено залежність кінетики кристалізації



крапель від ступеня їх перегріву та переохолодження [108, 109]. Дослідження проводили за методикою, описаної у розділі 2.4.

Враховуючи, що температуру початку процесу кристалізації крапель фіксували по температурі повітря всередині кювети, з початку визначали час встановлення температурного режиму в ній (тобто час встановлення температури всередині кювети). Так як атмосферою в кюветі було повітря, завжди (і при нагріванні, і при охолодженні) існувала різниця між температурами теплоносія, що охолоджує кювету, і температурою всередині камері. Максимальний час виходу на необхідне переохолодження досліджуваних середовищ (крапель з них), незалежно від глибини пересичення, не перевищував 1 хвилини. Ця обставина дозволяла точніше фіксувати момент початку процесу кристалізації крапель.

На рисунку 3.9 наведені фото крапель розплаву парафіну, зроблені через певні проміжки часу після початку їх охолодження та кристалізації. Для наочної демонстрації впливу домішок на переохолодження перед кристалізацією було використано середовище різної чистоти: парафін категорії чистоти «технічний» марки Т-1 ( $\leq 95\%$ ) і високо очищеного парафіну марки П-1 ( $\sim 99\%$ ). Бачимо, що до моменту пересичення (тобто досягнення температури кристалізації) всі краплі перебувають у рідкому стані, незалежно від їхньої дисперсності (рис. 3.9, а і г). При цьому, якщо для парафіну категорії Т-1 всі краплі затверділи при незначному переохолодженні ( $\Delta t = 3^\circ\text{C}$ , рис. 3.9, в), то для парафіну категорії П-1 певна кількість крапель знаходяться в рідкому стані при значно вищому (на порядок) переохолодженні ( $\Delta t = 30^\circ\text{C}$ , рис. 3.9, е). Усе це наочно показує вирішальну роль домішок у процесах кристалізації.

Кристалізація, як всякий масообмінний процес, характеризується статикою та кінетикою. Статика, як відомо, визначає рівновагу між розплавом і кристалами, що утворюються. Кінетика визначає швидкість перебігу процесу кристалізації, тобто показує лінійне зростання, кількість і якість одержуваних

кристалів (розмір, фракційний склад тощо). Тому критеріями оцінки процесу кристалізації досліджуваних середовищ були криві кінетики кристалізації крапель з їх розплавів.

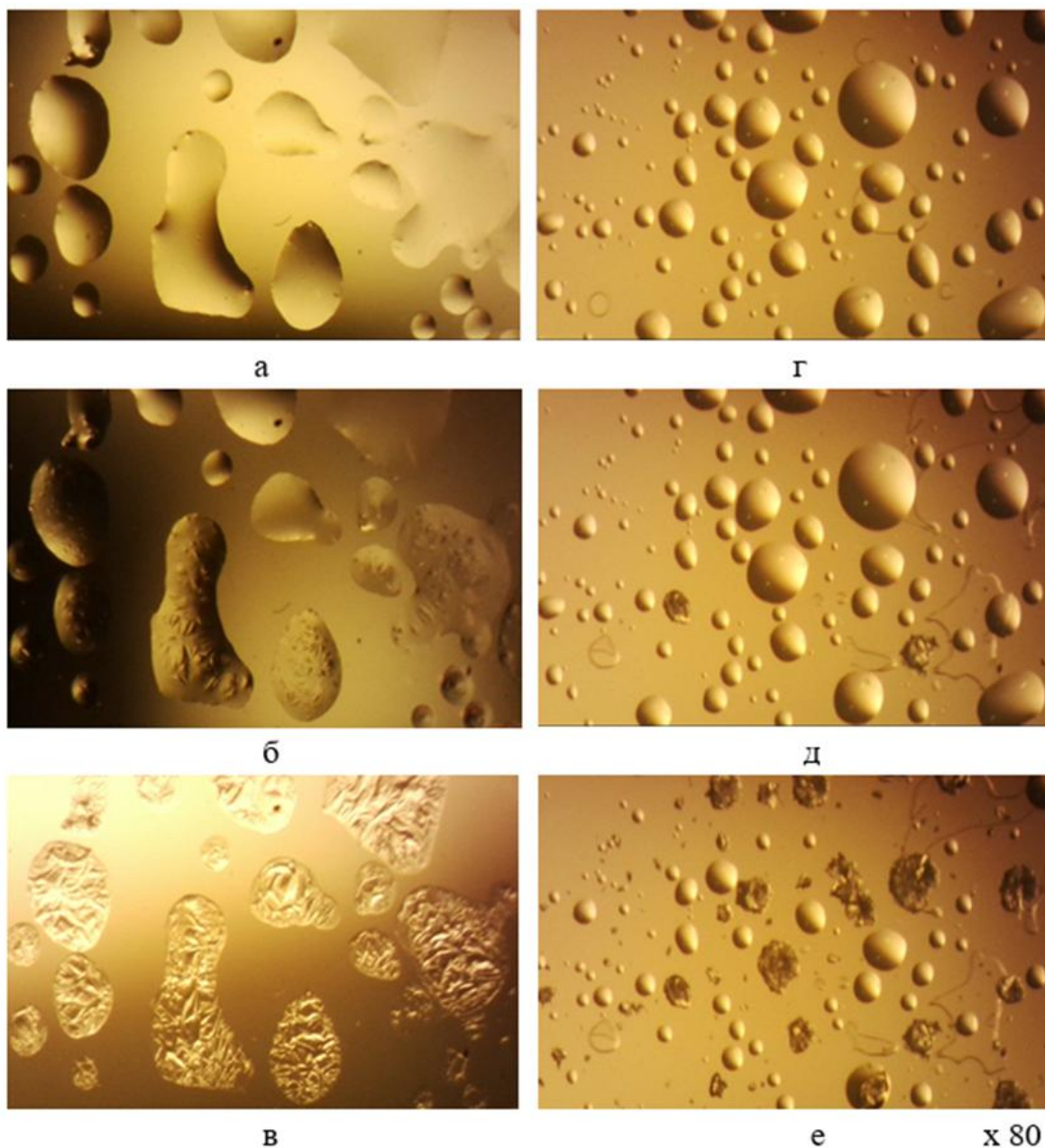


Рис. 3.9. – Кристалізація крапель модельних середовищ при переохолодженнях ( $\Delta t$ ) відповідно: парафіну класу Т-1 (а – 0°C, б – 1°C і в – 3°C) і парафіну класу П-1 (г – 0°C, д – 3°C і е – 30°C)

На рисунку 3.10 наведені криві кінетики кристалізації крапель розплавів парафіну та салолу, перегрітих на  $5^{\circ}\text{C}$  з витримкою у перегрітому стані протягом 1 хв. Видно, що характер зміни  $\eta$  залежно від часу охолодження  $\tau$  однаковий для обох середовищ. За інших рівних умов величина  $\eta$  для крапель більшого діаметра помітно вища і для крайніх розмірів крапель ця різниця досягає рівня 40÷60% (рис. 3.10, криві 1 та 3, 4 та 5). Така залежність параметра  $\eta$  від розмірів крапель, на наш погляд, підтверджує припущення про вирішальну роль домішок у процесах кристалізації будь-яких сплавів. Зрозуміло, чим більший розмір краплі, тим вища ймовірність наявності в ній домішки, здатної стати зародком.

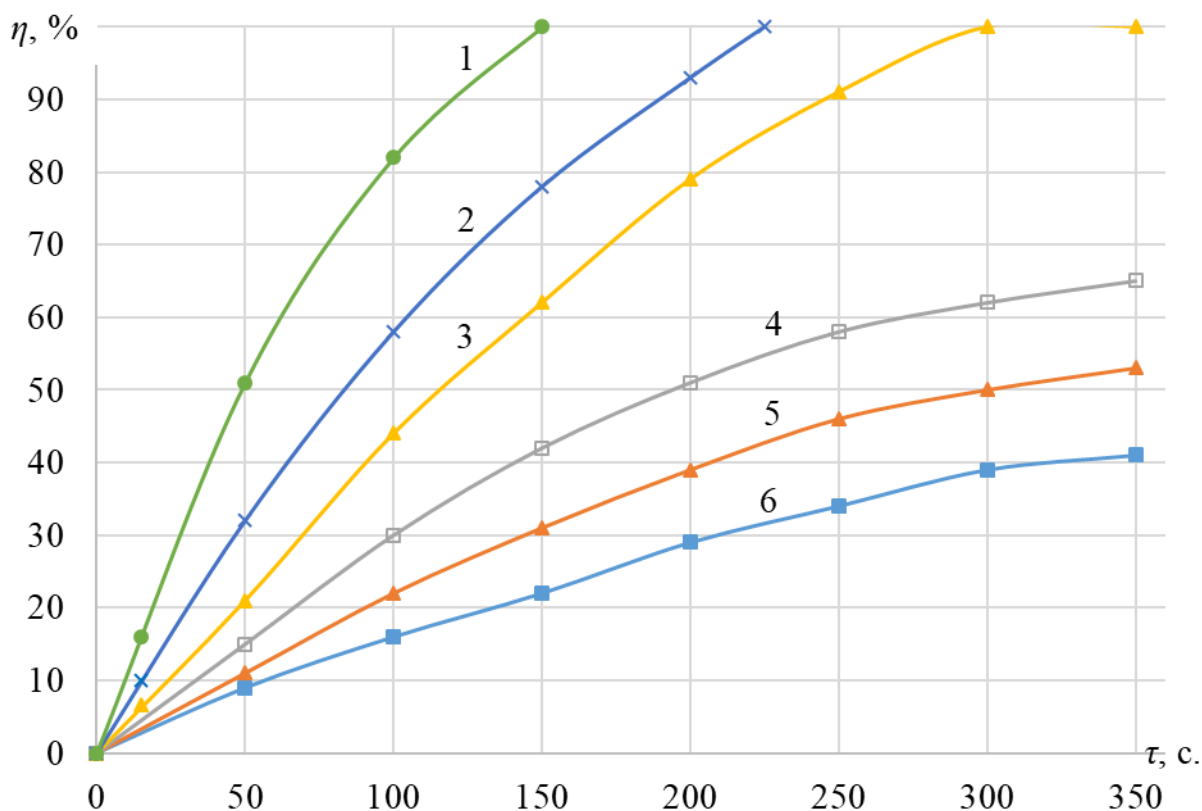


Рис. 3.10. – Кінетика кристалізації крапель парафіну (1, 2 та 3) та салолу (4, 5 і 6) діаметрами 100 мкм (3, 6), 150 мкм (2,5) та 200 мкм (1, 4) при переохолодженнях  $3^{\circ}\text{C}$  та  $10^{\circ}\text{C}$  відповідно

Логічним наслідком цього явища повинно бути залежність кількості затверділих крапель дослідних середовищ однакового діаметру від ступеня та

тривалості їх перегріву. Дійсно, проведені експерименти показали, що кількість крапель, що закристалізувалися до моменту встановлення температури в камері на рівні  $\leq t_{nл}$ , істотно залежить від їх розміру, температури перегріву, часу витримки в перегрітому стані і ступеня пересичення (рис. 3.11, початкові точки). Очевидно, що залежність переохолодження від розміру крапель пояснюється більш високою ймовірністю наявності активних домішок у розплавах більшого обсягу. І залежність параметра  $\eta$  для крапель парафіну однакового розміру від величини перегріву і часу витримки при цій температурі можна пояснити з тих же позицій гетерогенного зародкоутворення (рис. 3.11).

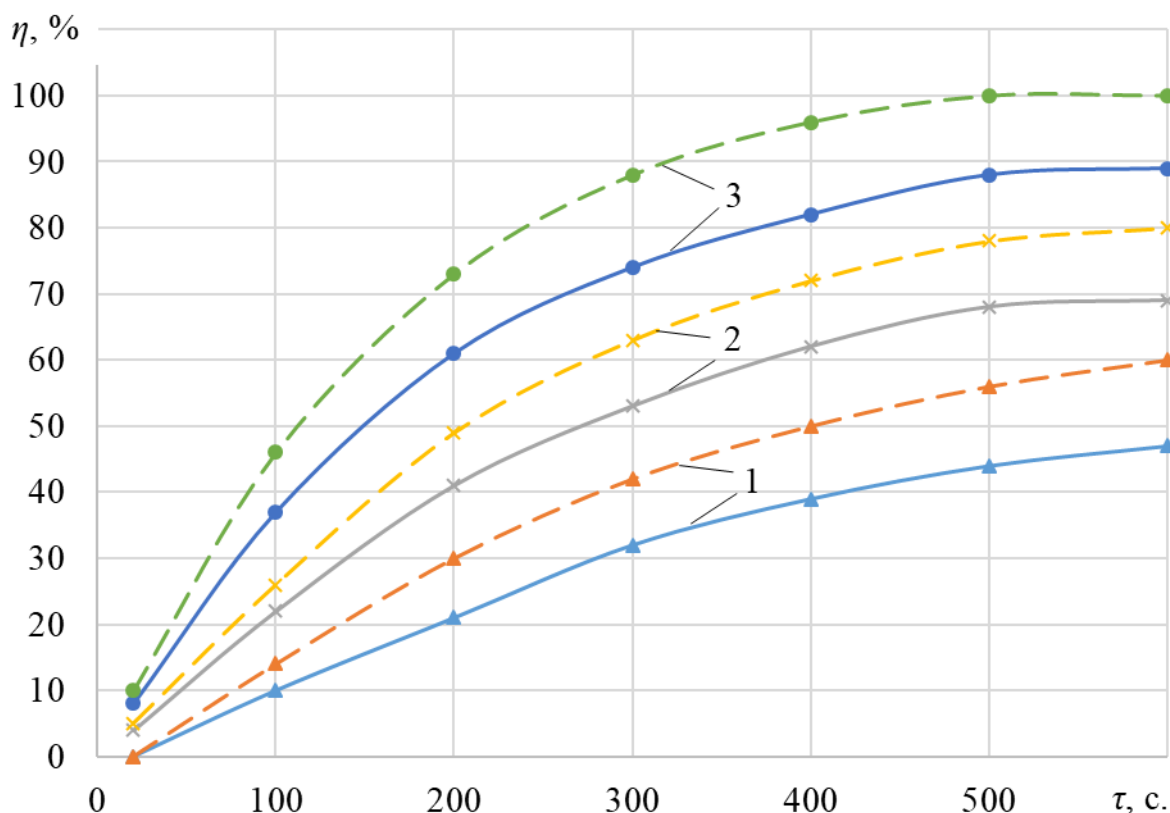


Рис. 3.11. – Кінетика кристалізації крапель парафіну діаметром 100 мкм в залежності від температури перегріву та часу витримки в перегрітому стані при переохолодженні 2°C: 1 – перегрів 15°C; 2 – 10°C и 3 – 5°C

Ймовірно, що при більшому перегріві розплаву (або тривалішій витримці при цьому перегріві) відбувається часткова дезактивація (розчинення) присутніх

домішок і для однакового пересичення (переохолодження) змінюється кількість крапель, що тверднуть. Тому краплі однакових розмірів для  $\tau = const$  мають різне значення параметра  $\eta$ , незважаючи на те, що для кристалізації крапель таких розмірів достатньо мати хоча б один активний зародок (рис. 3.11). З цього рисунку бачимо, що з підвищенням температури перегріву розплаву парафіну з 5°C до 15°C ступінь кристалізації  $\eta$  істотно знижується (до 40%, криві 1 і 3). Крім цього, зі збільшенням часу витримки крапель у перегрітому стані з 1 хв. (пунктирні лінії) до 20 хв. (суцільні лінії) цей параметр також помітно знижується. Такі залежності важко пояснити інакше, крім зміною активності домішок, присутніх у краплях.

У літературі не зустрічається аналітичного рішення, що дозволяє перейти від кривих кінетики кристалізації сплавів до швидкості їх кристалізації. Це пов'язано з тим, що для великих обсягів розплавів, що тверднуть, неможливо точно визначити індукційний період кристалізації. Він є важливою характеристикою процесу кристалізації, що дозволяє визначити питому енергію на межі розплав-кристал, максимальне переохолодження розплаву тощо. Краплинний метод дослідження процесів кристалізації вирішує цю проблему, тому що при цьому з одного великого обсягу розплаву однакового складу та чистоти можна отримати безліч однакових крапель. Дисперсні краплі однакового діаметра з одного і того ж розплаву являють собою велику кількість дослідних проб, що знаходяться в ідеально однакових умовах кристалізації.

При великих переохолодженнях розплавів у малих обсягах (на відміну від великих обсягів) немає повільного зародження та зростання одиничних кристалів. У прозорих краплях модельних середовищ досить з'явитися одному центру кристалізації і вона миттєво каламутніє (твердне), тобто індукційний період має мінімальну тривалість. При цьому індукційний період кристалізації визначається як середній час, необхідний для помутніння всіх охолоджуваних крапель однакового розміру ( $\tau_s$ ).

Якщо говорити про швидкість кристалізації крапель як функції часу  $n_s(\tau)$ , то цю залежність в елементарному вигляді можна записати так:

$$n_3(\tau) = \frac{dn_3}{d\tau}, \quad (3.1)$$

де  $dn_s$  – кількість крапель, що твердне, за час  $d\tau$ .

Функцію  $n_3(\tau)$  можна розкрити для гомогенного зародження, оскільки цей процес є випадковим і ймовірність кристалізації однієї краплі в одиницю часу ( $\omega$ ) для всіх крапель однакового розміру і рівних переохолоджень є постійною величиною. Таке припущення, на наш погляд, прийнятне через те, що всі краплі, що спостерігаються під час експерименту, знаходяться в абсолютно однакових умовах. Тоді, при незмінній величині  $\omega$ , зменшення кількості незатверділих крапель  $dn$  за час  $d\tau$  можна виразити таким співвідношенням:

$$dn = -\omega \cdot n \cdot d\tau. \quad (3.2)$$

Вираз (3.2) можна переписати інакше  $\frac{dn}{n} = -\omega \cdot d\tau$  і проінтегрувати в інтервалі від  $\tau = 0$  до  $\tau = \infty$  і тоді:

$$\ln \frac{n}{n_0} = -\omega \cdot \tau + C. \quad (3.3)$$

Постійну інтегрування  $C$  можна знайти з умови, що на початку кристалізації  $\tau = 0$  і  $n = n_0$ . Тоді з (3.3) отримуємо, що  $\ln n_0 = C$ . З огляду на це рівняння (3.3) можна подати так:

$$\ln \frac{n}{n_0} = -\omega \cdot \tau \text{ або } n = n_0 \cdot e^{-\omega \tau}. \quad (3.4)$$

Тут  $n$  – число крапель, які на момент  $\tau$  ще не затверділи;  $n_0$  – загальна кількість крапель;  $e$  – основа натурального логарифму.

Число затверділих на момент часу  $\tau$  крапель  $n_3$  дорівнює:

$$n_3 = n_0 - n. \quad (3.5)$$

Тоді з урахуванням (3.5) рівняння (3.4) можна переписати:

$$n_3 = n_0 \cdot (1 - e^{-\omega \tau}). \quad (3.6)$$

Таким чином, в результаті цього елементарного аналізу одержано рівняння (3.7), яке описує кінетичні криві кристалізації крапель.

Прологарифмувавши рівняння (3.7), приведемо його до наступного виду:

$$\ln(1 - \frac{n_3}{n_0}) = -\omega \cdot \tau. \quad (3.7)$$

Далі спробуємо перейти від кінетичних кривих кристалізації крапель до швидкості кристалізації  $I$  (тобто кількості кристалів, що утворюються в одиницю часу в одиниці об'єму). Отже, вище зазначалося, що краплі розмірів, що розглядаються, тверднуть при появі одного центру кристалізації. З чого допускаємо відповідність між кількістю затверділих крапель  $n_3$  і числом центрів кристалізації в даний час  $\tau$ . Тоді швидкість кристалізації  $I$  можна спрощено визначити наступним чином:

$$I = K_D \frac{dn}{d\tau} \times \frac{1}{V}, \quad (3.8)$$

де  $K_D$  – коефіцієнт пропорційності, що враховує відмінності у кількості зародків у краплі та обсязі розплаву, розділеного на краплі;  $V$  – обсяг крапель, що не затверділи на даний момент часу.

Обсяг незатверділих крапель на момент часу  $\tau$  дорівнює:

$$V = \frac{1}{6} \cdot \pi \cdot D^3 \cdot n, \quad (3.9)$$

де  $D$  – діаметр крапель.

З урахуванням рівнянь (3.7) і (3.9) вираз (3.8) матиме такий вигляд:

$$I = \frac{6K_D}{\tau_c \pi D^3}, \quad (3.10)$$

де  $\tau_c = \frac{1}{\omega}$  – середній час тривалості життя крапель у рідкому стані.

Відповідно до молекулярно-кінетичної теорії швидкість гетерогенного зародження кристалів у певному обсязі переохолодженого розплаву  $I$  описується рівнянням [2, 7, 110, 111]:

$$I = K_I \exp\left[-\frac{U}{Rt} - \frac{\gamma \sigma^3 V_0^2 t_0^2}{kq^2 t (\Delta t)^2}\right], \quad (3.11)$$

де  $K_I$  – передекспоненційний множник;  $U$  – енергія активації;  $\gamma$  – коефіцієнт форми кристалів;  $\sigma$  – питома поверхнева енергія межі кристал-розплав;  $V_0$  – обсяг однієї молекули у твердій фазі;  $t_0$  – температура плавлення;  $t$  – температура охолодження;  $R$  – універсальна постійна газова;  $K$  – константа Больцмана;  $q$  – теплота плавлення, віднесена до однієї молекули;  $\Delta t = t_0 - t$  – переохолодження розплаву.

Припускаючи, що весь обсяг розплаву та краплі з нього термостатуються при однакових температурах, прирівняємо праві частини рівнянь (3.11) і (3.12), прологарифмуємо цю рівність і отримаємо вираз:

$$\ln \tau_c - \frac{U}{Rt} = \ln \frac{6K_D}{K_I \pi D^3} + \frac{\gamma \sigma^3 V_0^2 t_0^2}{k q^2 t (\Delta t)^2}. \quad (3.13)$$

Отже, аналітичний аналіз отриманих результатів дозволив вивести важливі рівняння, які встановлюють взаємозв'язок між параметрами кристалізації крапель з температурними та часовими параметрами їх тверднення ( $\tau$ ,  $t$  і  $\Delta t$ ).

Перевірка закономірностей (3.8) і (3.13), наприклад, для парафіну у широкому інтервалі зміни величини  $\eta$  представлена на рис. 3.12 та 3.13. Бачимо, що вони мають лінійний характер (тобто всі точки добре лягають на пряму лінію), що якісно узгоджується з теорією гетерогенного зародкоутворення [2, 7, 110, 111]. До того ж, використовуючи вираз (3.13) та рис. 3.13, можна оцінити міжфазну енергію на межі кристал-розплав  $\sigma^*$ . За відрізком, що відсікається прямою лінією на осі ординат (рис. 3.13), можна оцінити співвідношення коефіцієнтів  $K_D/K_I$ , а її нахил до осі абсцис дозволяє знайти  $\sigma^*$ . Однак слід враховувати, що визначена таким чином величина міжфазної енергії не має фізичного сенсу, а є лише кількісною характеристикою каталітичної активності домішок в процесі зародження кристалів [2].



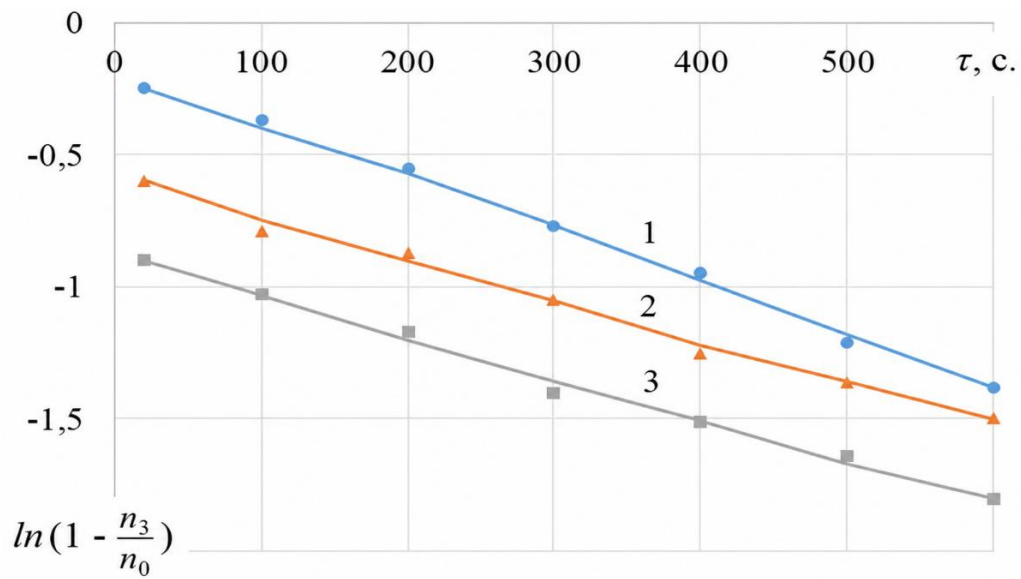


Рис. 3.12. – Характер зміни параметра  $\ln(1 - \frac{n_3}{n_0})$  в часі  $\tau$  для крапель парафіну діаметром 100 мкм при переохолодженні 2°C: перегрів 1 – 15°C, 2 – 10°C і 3 – 5°C

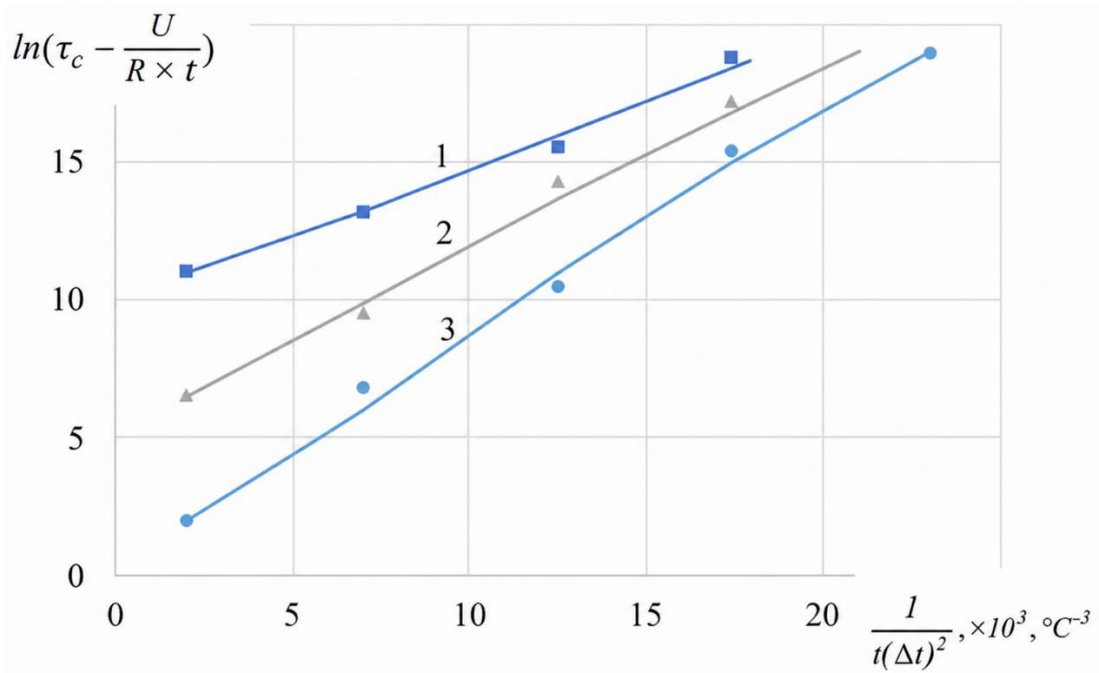


Рис. 3.13. – Характер зміни величини  $(\ln \tau_c - \frac{U}{Rt})$  залежно від значення параметра  $\frac{1}{t(\Delta t)^2}$  для крапель парафіну діаметром 100 мкм при переохолодженні 2°C: перегрів 1 – 15°C, 2 – 10°C і 3 – 5°C

Це припущення підтвердив порівняльний аналіз отриманих значень міжфазної енергії для дослідних середовищ з відомими літературними даними. Цей аналіз показав, що розраховані нами крапельним методом рівні міжфазної енергії виявилися близькими відомим у літературі значенням для великих обсягів, визначених у різний спосіб (дисперсним аналізом кристалічного осаду у розплавах, визначенням стабільності великих обсягів розплавів тощо), де гетерогенне зародження кристалів є більш ймовірним. Для окремих дослідних середовищ розрахункові значення  $\sigma^*$  виявилися навіть нижчими, ніж для великих обсягів. Відповідно, це однозначно вказує на гетерогенний механізм зародження кристалів у краплях із досліджуваних середовищ у розглянутому діапазоні їх розмірів (100÷200 мкм).

Таким чином, розроблена методика дослідження зародження кристалів у модельних середовищах крапельним методом дозволила встановити залежність кінетики кристалізації крапель різної дисперсності від ступеня їхнього перегріву та пересичення (переохолодження). Критеріями оцінки процесу тверднення досліджуваних середовищ були криві кінетики кристалізації крапель, характер зміни яких підтверджує припущення про вирішальну роль домішок у процесах кристалізації будь-яких сплавів. Аналіз цих кривих свідчить про гетерогенний механізм зародження кристалів навіть у краплях мікроскопічних розмірів (~100 мкм). Інакше важко пояснити факт зменшення кількості крапель однакових розмірів, що тверднуть, при підвищенні ступеня їх перегріву або часу витримки в перегрітому стані за інших рівних умов. І тут, на наш погляд, справа не в механічних домішках (твердих підкладках), які за певних умов самі стають центрами кристалізації, а – у обмежено розчинних домішках. Ступінь розчинності таких домішок, якраз, визначається температурою перегріву і часом витримки розплаву в цьому стані. Цей метод вивчення процесів зародження та зростання кристалів у модельних середовищах може бути адаптований для реальних умов масової кристалізації.

### **3.3. Вплив масштабних факторів на зародження кристалів у розплавах металів**

Сучасний етап розвитку машинобудування характеризується тенденцією підвищенням вимог до якості металопродукції, що використовується при цьому, яке значною мірою визначається якістю литих заготовок на першому етапі їх виробництва. Відповідно, при отриманні литих заготовок виходять з того, що металопродукція, виготовлена з литого металу з більш високою дисперсністю кристалічної структури, мінімальною ліквідацією та рівномірним розподілом неметалевих включень, має найвищий рівень механічних властивостей. Для отримання литих заготовок з такою структурою металу необхідно забезпечити максимальну швидкість зародкоутворення, яка залежить від багатьох факторів, у тому числі від об'єму, форми і величин перегріву та переохолодження розплаву перед кристалізацією [2, 44-47].

Тому у цій роботі проведено дослідження залежності швидкості утворення зародків у розплавах модельних середовищ залежно від їх об'єму, форми і температур перегріву та кристалізації [112, 113]. Методика проведення досліджень детально описано у розділі 2.5.

У ході проведення експериментів на плоских дослідних зразках, завдяки невеликій товщині шару розплаву в них та прозорості органічних середовищ, вдавалося візуально спостерігати процес їх кристалізації у часі та здійснювати фотофіксацію. За відповідними фотографіями підраховували кількість кристалів, що зароджувалися в кожний момент їх фіксації. Для різних умов експерименту (тобто залежно від температур перегріву та переохолодження розплаву) за кількістю кристалів, що з'явилися на спостережуваній площі поверхні моделі у часі, розраховували швидкість зародження кристалів ( $I$ ) за наступною елементарною формулою:

$$I = dn/d\tau \cdot 1/V, \quad (3.14)$$

де  $dn$  – кількість кристалів на площі поверхні моделі, які утворилися за відповідний час  $d\tau$ ;  $V$  – обсяг розплаву у моделі.

В результаті було встановлено, що зміна швидкості утворення зародків ( $I$ ) в часі ( $\tau$ ) в плоских зразках прозорих модельних середовищ для всіх умов експерименту мав екстремальний характер (рис. 3.14). На цьому рисунку з прикладу камфена бачимо, що  $I$  спочатку швидко росте і, досягнувши максимуму, падає до нуля. При цьому з підвищенням температури перегріву розплаву ( $\Delta t^+$ ) максимальне значення  $I_{max}$  зменшується і зміщається вправо, тобто  $I_{max}$  досягається за більш тривалий час.

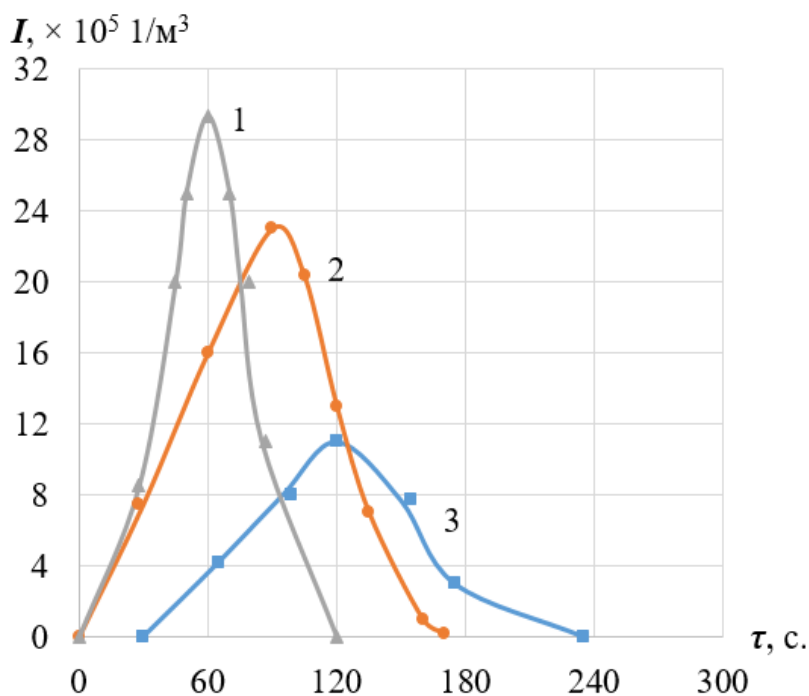


Рис. 3.14. – Зміна швидкості утворення зародків камфену у плоских зразках в залежності від температури перегріву його розплаву:

$$1 - \Delta t^+ = 2^\circ\text{C}; 2 - \Delta t^+ = 4^\circ\text{C}; 3 - \Delta t^+ = 8^\circ\text{C}$$

Аналогічний характер зміни швидкості утворення зародків в часі у плоских зразках ми спостерігали з підвищенням їхнього переохолодження ( $\Delta t^-$ ) для однакового рівня їх перегріву ( $\Delta t^+$ ). Все це свідчить про нестационарний режим утворення зародків в цих середовищах.

Швидкість нестационарного зародкоутворення ( $I_n$ ) описується наступним рівнянням [2, 114]:

$$I_n = I \cdot \exp[-\tau_p / \tau], \quad (3.15)$$

де  $I$  – швидкість стаціонарного зародкоутворення;  $\tau_p$  – час релаксації;  $\tau$  – час спостереження за процесом утворення зародків.

Логарифмування рівняння (3.15) дає лінійну залежність між  $\ln I_n$  та  $\tau_p / \tau$ :

$$\ln I_n = \ln I - \tau_p / \tau. \quad (3.16)$$

Відповідними розрахунками за цією залежністю (3.16) з використанням експериментальних даних (рис. 3.14) було встановлено, що, принаймні для значень висхідних гілок функції  $I(\tau)$ , отримувані результати мають лінійний характер, що свідчить про гетерогенний механізм утворення зародків у зразках досліджуваних середовищ (рис. 3.15) [2, 111, 112, 114].

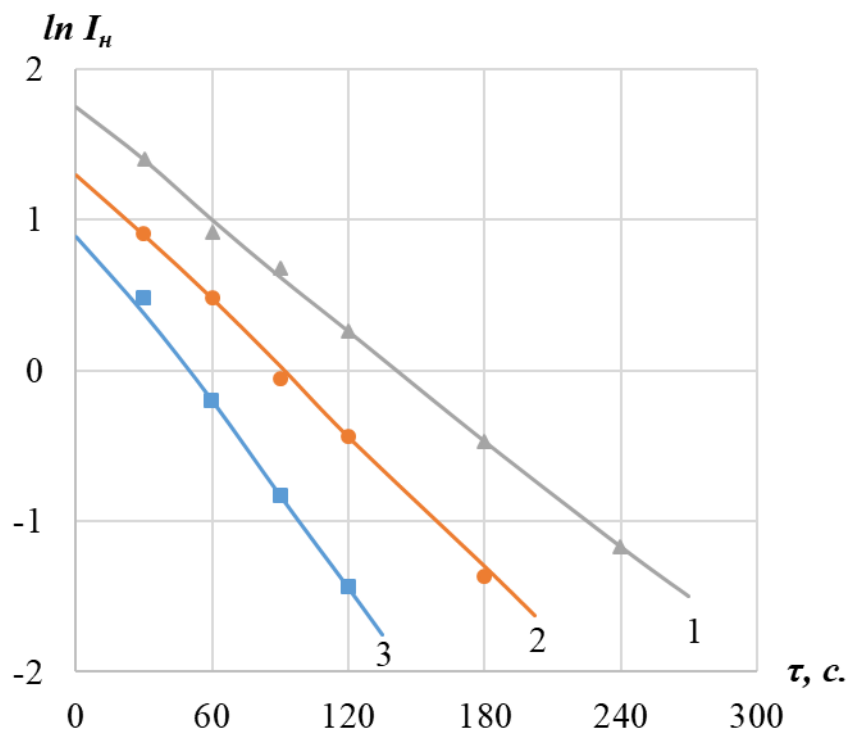


Рис. 3.15. – Характер зміни параметру  $\ln I_n$  в часі  $\tau$  для плоских зразків камфену при однаковому рівні їх переохолодження ( $\Delta t^- = 10^\circ\text{C}$ ) в залежності від перегріву: 1 –  $\Delta t^+ = 2^\circ\text{C}$ ; 2 –  $\Delta t^+ = 4^\circ\text{C}$ ; 3 –  $\Delta t^+ = 8^\circ\text{C}$

Закономірним наслідком зміни швидкості утворення зародків  $I$  у дослідних середовищах в часі ( $\tau$ ) є суттєва різниця в дисперсності їх кристалічних структур в залежності від цього параметру (рис. 3.16). Бачимо, що чим більше величина параметра  $I$  при інших рівних умовах, тим менше розмір макрозерна камфену. Такі ж закономірності залежності макроструктури від швидкості утворення зародків отримані і для дифеніламіну.

Таким чином, ці експерименти на плоских зразках невеликої товщини з прозорих органічних середовищ наочно показали, що дисперсність їх кристалічних структур безпосередньо залежить від значень швидкостей утворення зародків на міжфазному кордоні розплав-стінка форми (моделі). У свою чергу, активність поверхонь стінок моделі істотно визначається ступенем перегріву розплавів дослідних середовищ над температурою ліквідуса та рівнем їх переохолоджень.

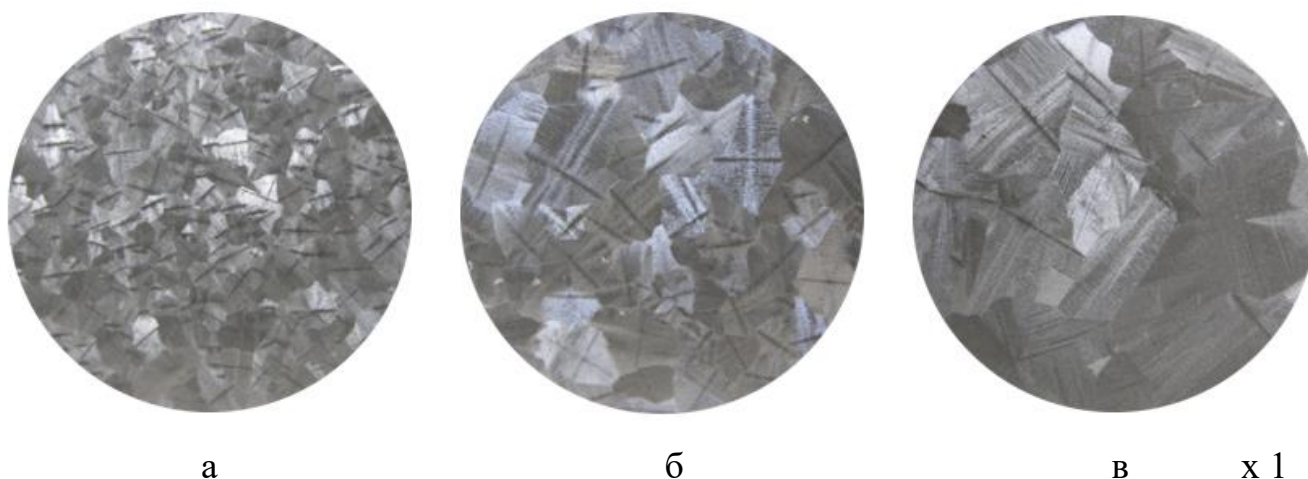


Рис. 3.16. – Макроструктура камфену в залежності від швидкості утворення зародків: а –  $I = 29 \times 10^5 \text{ л/м}^3$ ; б –  $I = 14 \times 10^5 \text{ л/м}^3$ ; в –  $I = 6 \times 10^5 \text{ л/м}^3$

Дещо інші результати були отримані при кристалізації досліджуваних модельних середовищ в експериментах з об'ємними зразками, у яких як порівняльний критерій аналізу характеру зародкоутворення використаний рівень значень їх переохолоджень перед кристалізацією ( $\Delta T$ ). Отже, якщо об'ємні зразки

металевого сплаву Вуда показали відмінну відтворюваність результатів, тобто значень переохолоджень перед кристалізацією ( $\pm 1^\circ\text{C}$ ) у межах розглянутих температур перегріву (рис. 3.17, пряма 1). Але в об'ємних зразках прозорих органічних середовищ камфену та дифеніламіну був зафіксований дуже широкий розкид (до 5 разів) значень переохолоджень перед кристалізацією ( $\Delta t$ ) в залежності від кількості дослідів (рис. 3.17, криві 2 і 3). Раніше нами було встановлено, що такий широкий розкид переохолоджень для цих середовищ залежав від їхньої насиченості вологою (вони є гігроскопічними речовинами) та іншими обмежено розчинними домішками [102]. При цьому також було встановлено, що якщо для камфена з кожним наступним експериментом величина  $\Delta t$  зростала з темпом, що сповільнюється (рис. 3.17, крива 2), то для дифеніламіну вона з початку зростала до певного максимуму і потім починала повільно знижуватися (рис. 3.17, крива 3).

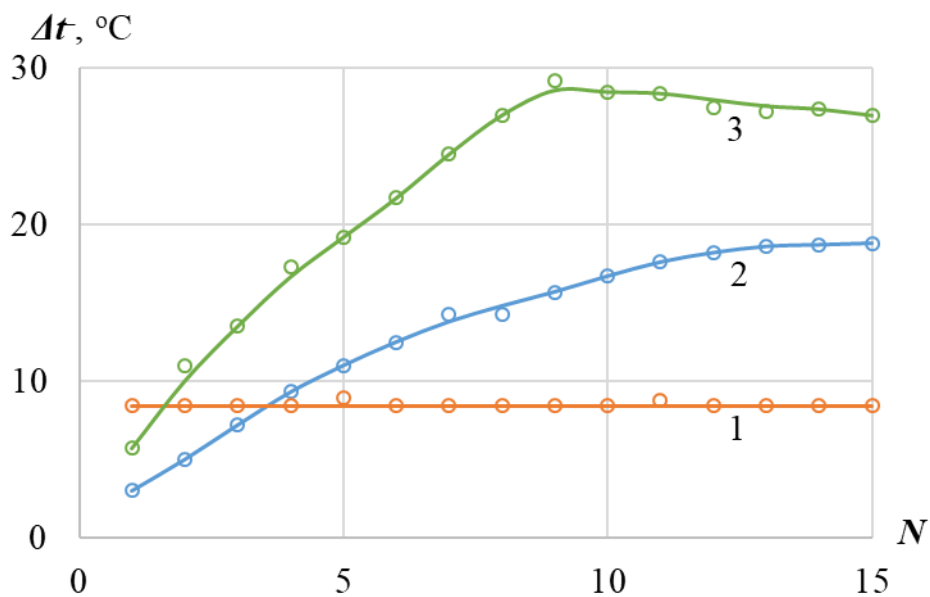


Рис. 3.17. – Залежність значень переохолоджень модельних середовищ перед кристалізацією від кількості повторних випробувань зразків обсягом  $18 \cdot 10^{-7} \text{ м}^3$  при перегріві  $\Delta t^+ = 30^\circ\text{C}$ : 1 – сплав Вуда; 2 – камфен; 3 – дифеніламін

Зростання переохолодження камфену  $\Delta t^-$  залежно від  $N$  логічно пояснюється, якщо виходити з того, що з кожним наступним експериментом вміст вологи в дослідному зразку знижується через випаровування і, відповідно, підвищується однорідність розплаву. Підвищення однорідності розплаву є основним фактором, що забезпечує стабільність (відтворюваність) результатів експериментів.

Характер залежності переохолодження дифеніламіну від кількості дослідів свідчить, що у самому середовищі при кожному наступному перегріві поступово відбуваються незворотні зміни (хімічні перетворення, дисоціація або розчинення домішок тощо). Дійсно, під час дослідів з дифеніламіном був зафіксований такий факт, коли при температурах перегріву вище певного рівня ( $> 100^\circ\text{C}$ ) його розплав змінював свій колір, тобто ставав помітно темнішим. Крім цього було встановлено, що температура плавлення дифеніламіну після його перегріву, наприклад, до  $120^\circ\text{C}$  знижувався на  $1,4^\circ\text{C}$  та дорівнював  $51,6^\circ\text{C}$ .

Тому, враховуючи гідрофільність органічних середовищ, дослідні зразки з них перед початком експериментів піддавалися термічній обробці при температурі  $90^\circ\text{C}$  протягом 60 хв., після чого розкид значень їх переохолоджень ( $\Delta t^-$ ) суттєво знижувався, але все одно залишався помітним. Для дифеніламіну розкид значень переохолоджень розплаву перед кристалізацією ( $\Delta t^-$ ) для чотирьох об'ємів (3, 6, 12 та  $18 \cdot 10^{-7} \text{ м}^3$ ) при перегріві  $\Delta t^+ = 30^\circ\text{C}$  склав в середньому 19, 16, 11 і 5%, а для камфену – 17, 14, 9 і 4% відповідно. Тобто зі збільшенням об'єму зразків розкид  $\Delta t^-$  зменшується, що свідчить про близькість механізму зародкоутворення в обох середовищах до нормального, коли переохолодження перед кристалізацією визначається безліччю випадкових факторів (рельєфом стінок форм, активністю домішок, флуктуаціями температури, густини тощо).

На рисунку 3.18 наведено залежність величини переохолодження ( $\Delta t^-$ ) від об'єму ( $V$ ) дослідних зразків з модельних середовищ (дифеніламіну і камфену).



Бачимо, що для обох середовищ величина максимального переохолодження зі збільшенням об'єму зразка ( $V$ ) спочатку різко падає. Потім з перевищенням деякого значення  $V$  практично виходить на плато, тобто  $\Delta t \sim const$ . Такий характер зміни переохолодження від об'єму в цих дослідженнях не підтверджують лінійну залежність цього параметра, передбачену за даними кристалізації мікрооб'ємів (крапель) подібних органічних середовищ у деяких авторів [1, 2]. Це, на наш погляд, пов'язано, що у цих роботах краплі з дослідних середовищ не мали контакту зі стінками форми, тобто досліджувалися у вигляді емульсій, що складалися з дисперсних (мікроскопічних) крапель, розподілених в іншій інертній рідині (вазелинове масло, гліцерин тощо).

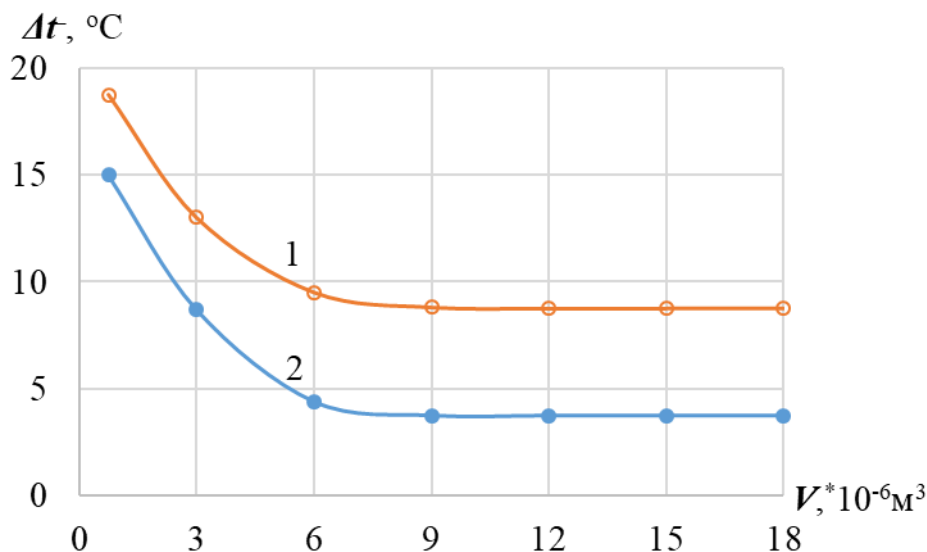


Рис. 3.18. – Залежність величин переохолоджень дифеніламіну (1) і камфену (2) від об'єму їх зразків

Кристалізація макроскопічних об'ємів будь-яких рідин відбувається, як правило, при контакті зі стінками форм та іншими твердими частинками, які в них завжди присутні. Відповідно вивчення процесів кристалізації макроскопічних об'ємів є дуже складною проблемою і представляє більший науковий та прикладний інтерес. Тому було визначено залежність переохолоджень розплавів модельних середовищ від співвідношення площі

змоченої поверхні зразка ( $S$ ) до його об'єму ( $V$ ). Співвідношення параметра  $S/V$  змінювали шляхом розміщення дослідних зразків у пробірки з різними діаметрами. Встановлено, що зі зменшенням співвідношення  $S/V$  для обох середовищ максимальне переохолодження спочатку знижується плавно, потім різко падає до певного незмінного значення (рис. 3.19). Очевидно, що це пов'язано з тим, що зі збільшенням об'єму модельного середовища зростає ймовірність наявності в ньому активнішої домішки, яка може стати центром кристалізації при меншому для даних умов експерименту переохолодженні. Такий характер представлених результатів (рис. 3.18 і 3.19) свідчить про гетерогенний механізм зародкоутворення в дослідних об'ємних зразках, основною ознакою якого є відносно низька їх відтворюваність (у цьому випадку йдеться про відтворюваність значень переохолоджень перед кристалізацією).

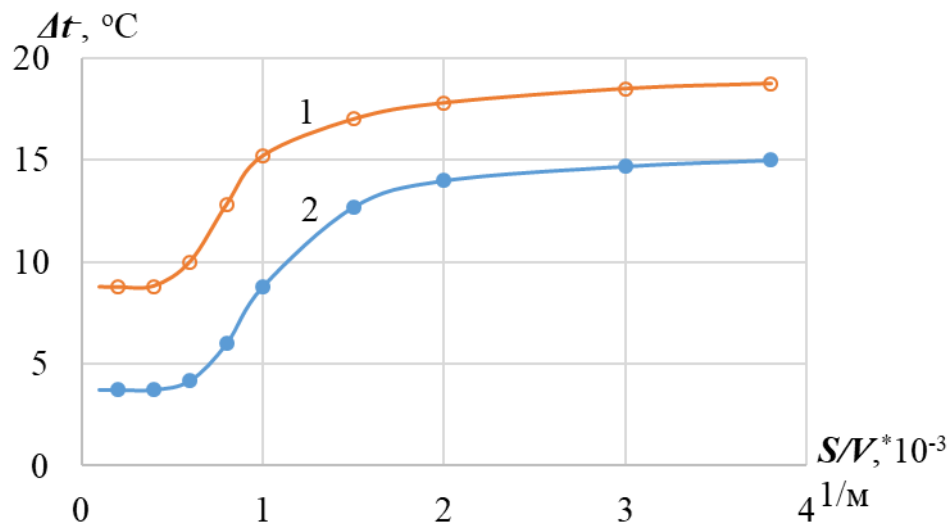


Рис. 3.19. – Залежність граничних переохолоджень розплавів дифеніламіну (1) і камфену (2) від співвідношення площі змоченої ними поверхні до їх об'єму

В результаті цього етапу роботи розроблено оригінальні методики фізичного моделювання для дослідження процесів кристалізації та формування структури металевих заготовок залежно від об'ємних факторів. Експериментами на плоских зразках з прозорих органічних середовищ наочно доведено, що

дисперсність кристалічних структур литих металевих заготовок невеликої товщини буде залежати, головним чином, від значень швидкостей утворення зародків на міжфазному кордоні розплав-тверда підкладка. Роль твердих підкладок у реальних сплавах виконують різні тверді домішки та стінки ливарних форм, активність яких щодо зародкоутворення, у свою чергу, істотно визначатиметься ступенем перегріву розплавів металевих сплавів над температурою ліквідуса та рівнем їх переохолоджень нижче за температуру солідуса.

Результати вивчення процесів кристалізації в об'ємних зразках модельних середовищ свідчать про те, що, на відміну від тонких зразків невеликої товщини, на швидкість зародкоутворення в них, крім активності поверхонь стінок ливарних форм, впливає багато інших масштабних факторів. Відповідно, можна стверджувати, що на дисперсність структур литих металевих заготовок великого перерізу, поряд з активністю стінок ливарних форм, температур перегріву та охолодження розплавів металів, впливатимуть також стан обмежено розчинних домішок, конвекція, флуктуації температури та щільності тощо. З цих результатів випливає, що, змінюючи такі параметри плавлення та розливання металевих сплавів, як температура перегріву, час витримки в перегрітому стані, швидкості нагрівання та охолодження, можна керувати ступенем переохолодження розплавів металів перед їх кристалізацією (тобто швидкістю утворення кристалів), відповідно, – впливати на дисперсність структур литих заготовок, що передбачає вплив на фізико-механічні властивості литого металу.

### **3.4. Впливу пружних коливань на зародження кристалів у металах**

Розуміння фізичної сутності процесів зародження та зростання кристалів у розплавах є основою для управління формуванням структури та властивостей литих заготовок з металів. Тому проблемі зародження та зростання кристалів присвячена велика кількість теоретичних та експериментальних досліджень, у

тому числі з вивчення зовнішніх фізичних впливів на ці процеси [16, 110, 115]. Загалом, позитивний вплив пружних коливань (вібрації, ультразвуку) на процеси кристалізації та структуроутворення металів не викликає сумніву [116-122]. Однак у деяких роботах ставиться під сумнів ефективність впливу пружних коливань на зародження та зростання кристалів у металах [66, 110, 115]. Суперечливість результатів з цієї проблеми, на наш погляд, пов'язана з відсутністю надійних методик фіксації моменту зародження кристалів у розплавах металів. В зв'язку з цим у цій роботі вирішено завдання створення методики дослідження зародження кристалів у розплавах металів під впливом пружних коливань на прозорих органічних середовищах [123, 124]. Експерименти проводились за розробленою методикою, описаної у розділі 2.5.

Отже, термодинамічним стимулом для переходу розплаву металу в твердий стан є різниця вільних енергій  $\Delta G$  між рідкою  $G_p$  та твердою  $G_{тв.}$  його фазами. Ця різниця енергій є рушійною силою процесу кристалізації металу і дорівнює [2]:

$$\Delta G = G_p - G_{тв.} = L \cdot \frac{\Delta t^-}{t_{кр.}}, \quad (3.17)$$

де  $L$  – тепло кристалізації металу;  $\Delta t^-$  – переохолодження розплаву металу ;  $t_{кр.}$  – рівноважна температура кристалізації металу.

З залежності (3.17) бачимо, що для кристалізації рідкого металу необхідне його переохолодження  $\Delta t^-$ , величина якого залежить від природи металу, його чистоти, температур перегріву і охолодження тощо. Тому температуру, при якій починається зародкоутворення у розплаві металу, не можна прийняти як його теплову характеристику, подібно  $t_{кр.}$ . Зі сказаного випливає, що переохолодження є одним з основних параметрів процесу зародкоутворення в рідких металах, по зміні якого можна судити про ефекти домішок, зовнішніх впливів та інших факторів.

Відомо, що з підвищенням температури перегріву рідкого металу над температурою ліквідус ( $\Delta t^+$ ) відбувається збільшення переохолодження ( $\Delta t^-$ ), при

якому зароджуються кристали. В літературі залежність переохолодження розплаву від перегріву пояснюють відомими теоріями поверхневої та об'ємної кристалізації [45, 46]. З результатів проведених нами експериментів слід, що вплив перегріву на переохолодження, найімовірніше, обумовлена станом обмежено розчинних домішок у розплавах металів [112, 125]. Мається на увазі, що з підвищенням температури розплаву зростає розчинність таких домішок, внаслідок чого змінюються його фізико-хімічні властивості (рівноважна температура кристалізації, в'язкість, теплота фазового переходу, теплоємність тощо). У такому випадку, як правило, відбувається зміщення межі метастабільності в область менших переохолоджень, що нами на прозорих модельних середовищах (дифеніламін, камфен, салол тощо) і було підтверджено експериментально. Було встановлено, що при температурах перегріву вище певного рівня їхні розплави помітно змінювали свій колір, тобто в них, ймовірно, відбувалися незворотні процеси. При цьому температури плавлення (кристалізації) цих середовищ знижувалися в залежності від температур їх перегріву на 2-4°C [112].

Виходячи з викладеного, було зроблено припущення, що зовнішні силові впливи (вібрація, ультразвук тощо) можуть бути ефективними прийомами для керування процесом кристалізації металів. Дійсно, для всіх досліджуваних сплавів та середовищ вплив пружних коливань (вібрації та ультразвуку) на дослідні зразки призводило до зменшення переохолодження, при якому відбувалося зародження кристалів (рис. 3.20 і 3.21). При цьому ефективність впливу пружних хвиль помітно підвищувалася із збільшенням об'ємів зразків. Бачимо, що для обох середовищ величина переохолодження ( $\Delta T$ ) зі збільшенням об'єму зразка ( $V$ ) спочатку різко падає. Потім з перевищенням деякого значення  $V$  практично виходить на плато, тобто  $\Delta T \sim const$ . Отриманий характер залежності  $\Delta T$  від  $V$ , ймовірно, пов'язаний зі зміною кількості активних домішок зі збільшенням об'єму дослідних зразків. Очевидно, що чим більший об'єм зразка,

тим вища ймовірність наявності в ньому домішок, здатних стати центрами кристалізації при мінімальному для нього переохолодженні.

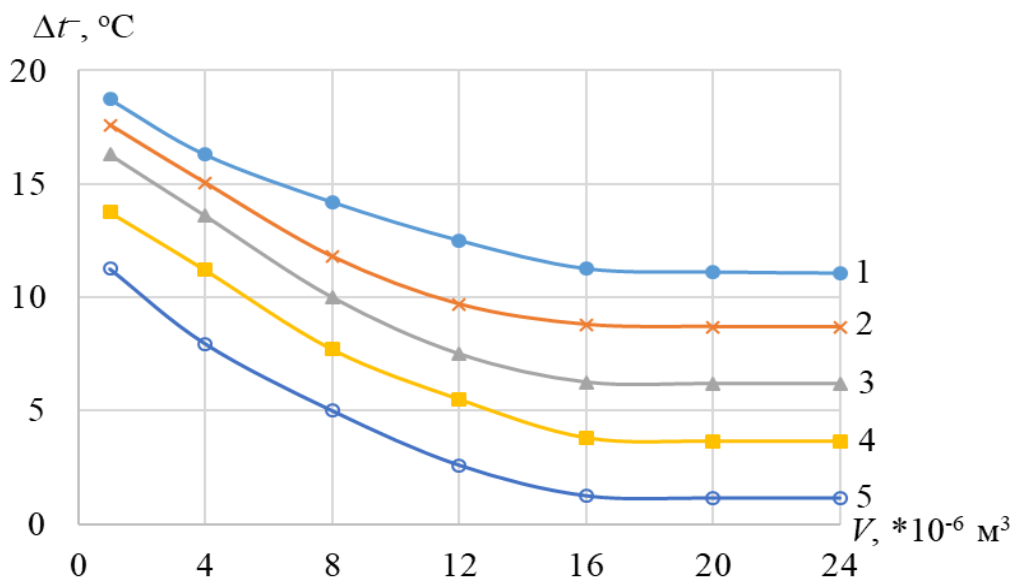


Рис. 3.20. – Залежність переохолодження сплаву Вуда від об'єму дослідного зразка при перегріві  $\Delta t^+ = 10^\circ\text{C}$ : 1 – контрольна крива (без впливів); 2, 4 – зразки під впливом ультразвуку (потужністю  $I = 2000 \text{ Вт/м}^2$ ) без твердих домішок (2) і з твердими домішками (4); 3, 5 – зразки під дією вібрації ( $A = 0,5 \text{ мм}$ ,  $\nu = 50 \text{ Гц}$  та  $P = 200 \text{ Вт}$ ) без твердих домішок (3) і з твердими домішками (5)

Загалом, з проведених досліджень слід зазначити той факт, що для всіх модельних матеріалів вплив вібрації на їхнє переохолодження виявився сильнішим, ніж ультразвуку (рис. 3.20 і 3.21; табл. 3.1). При цьому ефект від впливу пружних коливань обох типів істотно вищий для дослідних зразків, в які були введені додаткові тверді підкладки – кварцові піщинки та сталеві кульки (рис. 3.20 і 3.21, криві 4 і 5; табл. 3.1).

У літературі немає єдиної думки щодо механізму впливу пружних хвиль на зменшення переохолодження перед кристалізацією (тобто на зародження кристалів) у металах. Наводяться різні фактори, які грають вирішальну роль у процесі зародкоутворення в розплавах металів, а саме: зниження в'язкості і,

відповідно, зменшення міжфазної енергії; поява флуктуацій температур та густин, пов'язаних з локальними змінами тисків у областях кавітації, стисків та розтягувань [2, 66]. З аналізу результатів цих досліджень можна стверджувати, що жоден із перерахованих факторів, на наш погляд, не є ключовим у зниженні переохолодження розплавів металів перед кристалізацією.

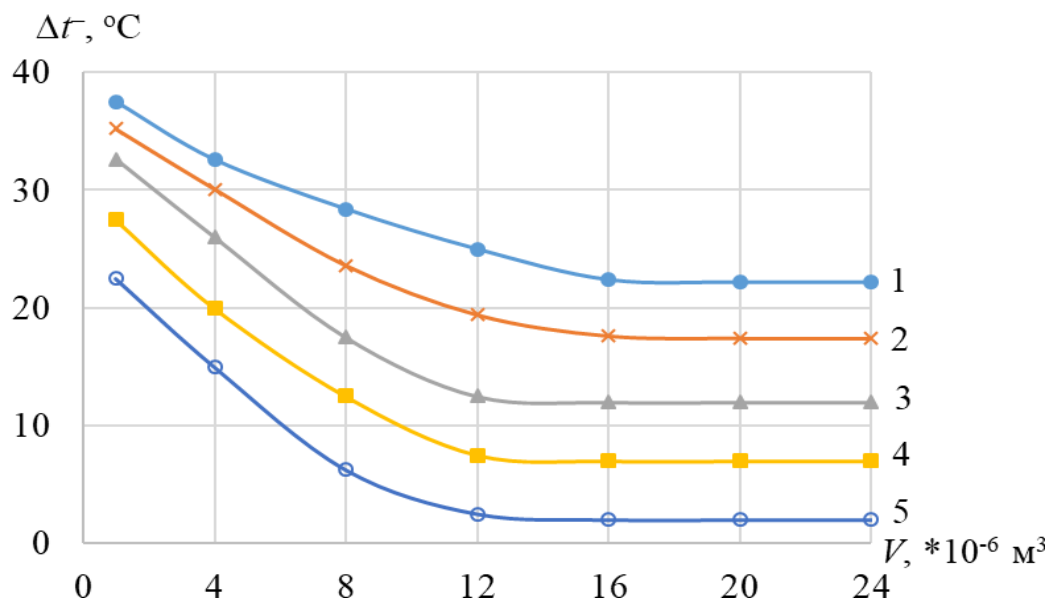


Рис. 3.21. – Залежність переохолодження салолу від об'єму дослідного зразка при перегріві  $\Delta t^+ = 10^\circ\text{C}$ : 1 – контрольна крива (без впливів); 2, 4 – зразки під впливом ультразвуку (потужністю  $I = 2000 \text{ Вт/м}^2$ ) без твердих домішок (2) і з твердими домішками (4); 3, 5 – зразки під дією вібрації ( $A = 0,5 \text{ мм}$ ,  $\nu = 50 \text{ Гц}$  та  $P = 200 \text{ Вт}$ ) без твердих домішок (3) і з твердими домішками (5)

Для встановлення впливу пружних коливань на в'язкість дослідних середовищ був проведений наступний експеримент. Віскозиметр ВПЖ-2 з розплавом дослідних середовищ поміщався у камеру (рис. 2.5, розділ 2) і піддавався впливу пружних коливань (вібрації і ультразвуку) при температурах води, близьких до їх  $t_{кр}$ . Кінематичну в'язкість ( $\mu$ ) розраховували за наступною формулою [126]:

$$\mu = C_g \frac{g}{980,1} \cdot \tau, \quad (3.18)$$

де  $C_g$  - постійна віскозиметра;  $g$  – прискорення вільного падіння;  $\tau$  – час збігу середовища.

Таблиця 3.1

Вплив зовнішніх дій на переохолодження модельних матеріалів (для зразків об'ємом  $V=16 \cdot 10^{-6} \text{ м}^3$  при їх перегріванні  $\Delta t^+ = 10^\circ \text{C}$ )

№№ п/п	Матеріал	Переохолодження, $\Delta t^-$ , °C		
		Спонтанне	Під дією вібрації $A = 0,5 \text{ мм}$ , $\nu = 50 \text{ Гц}$ , $P = 200 \text{ Вт}$	Під дією ультразвуку $I = 2000 \text{ Вт/м}^2$
1.	Сплав Вуду	12/12	4/2	8/6
2.	Сплав Розе	8/8	3/1	6/3
3.	Дифеніламін	21/21	7/2	9/3
4.	Камфен	14/14	4/2	6/3
5.	Салол	22/22	7/2	17/12

Примітка: у чисельнику – для зразків без механічних домішок;  
у знаменнику – для зразків з механічними домішками.

На рис. 3.22 наведено залежність кінематичної в'язкості дослідних органічних середовищ (дифеніламіну, салолу та камфену) від інтенсивності ультразвуку. Бачимо, що вплив ультразвуку різних інтенсивностей не змінюють в'язкість розплавів цих середовищ при температурах, близьких до температур їхньої кристалізації. Аналогічно ультразвуку, вібраційний вплив різних потужностей теж не вплинув на кінематичну в'язкість розплавів модельних середовищ. Відповідно, можна констатувати, що вплив пружних коливань на зародження кристалів у них не пов'язаний із зміною міжфазної енергії, яка безпосередньо залежить від в'язкості розплаву перед кристалізацією [2].



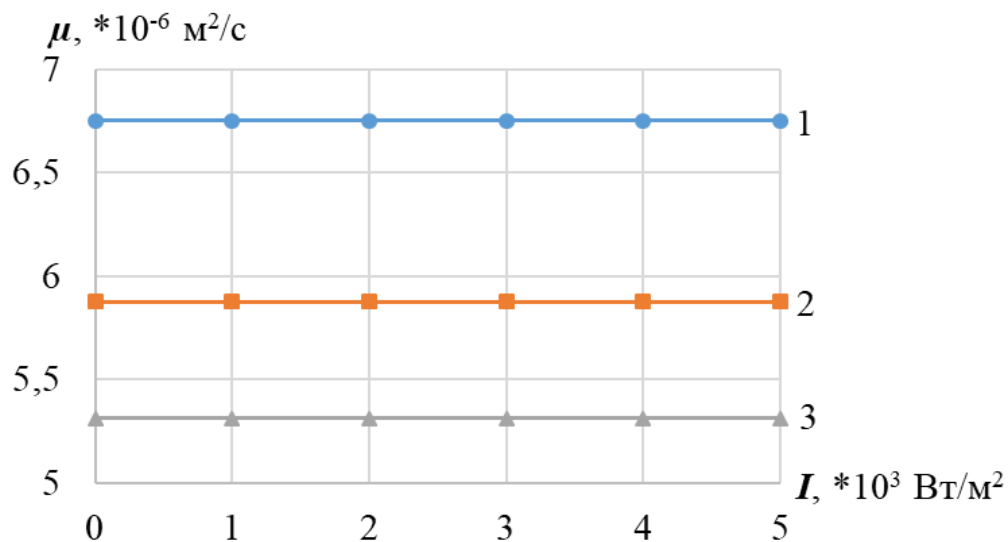


Рис. 3.22. – Кінематична в'язкість модельних середовищ залежно від інтенсивності ультразвуку при  $\Delta t^+ = 2^\circ\text{C}$ : 1 – камфен; 2 – салол; 3 – дифеніламін

Ефективність впливу обох типів пружних коливань на переохолодження усіх середовищ також підвищується зі збільшенням їх потужностей (рис. 3.23 і 3.24). Ці залежності не є лінійними і мають однаковий характер змін для всіх об'ємів. Крім цього, зразки більшого об'єму більш чутливі до цих впливів через, як було зазначено вище, через збільшення кількості активних домішок в них. При цьому важливо відзначити, що перехід ультразвукових коливань з докавітаційного режиму до кавітаційного рівня ніяк не проявляється на характері залежності переохолодження від їх інтенсивності (рис. 3.23). Точкою переходу ультразвуку від докавітаційного до кавітаційного рівня в даних експериментах було значення інтенсивності  $I_k = 1500 \text{ Вт/м}^2$  (при частоті 15 кГц) і була визначена експериментально. При інтенсивності ультразвуку  $I < I_k$  на фользі, опушеної у воду в камері, не виникало вм'ятин та дірок, що свідчило б про кавітацію. Але при  $I > I_k$  на фользі виникали дірки і вм'ятини, що вказують про перехід у кавітаційний режим.

Якщо зміна температури плавлення (кристалізації) модельного середовища, зумовлена кавітаційним тиском, була б вирішальним фактором у

зменшенні її переохолодження ( $\Delta t$ ), то лінії 1-3 на рис. 3.23 в області кавітаційного режиму ультразвуку (тобто правіше пунктирної лінії) злилися б в одну лінію. Крім того, з позицій вирішальної ролі термодинаміки кавітаційного процесу неможливо пояснити характер кривих залежності  $\Delta t$  від  $I$  в області докавітаційного режиму ультразвуку (тобто лівіше пунктирної лінії). Тут, незалежно від обсягу зразків, при інтенсивності ультразвуку, коли кавітації немає, переохолодження змінюється (зменшується) швидше, ніж у кавітаційному режимі. При механізмі, у якому вирішальну роль грала б кавітація, все мало бути навпаки.

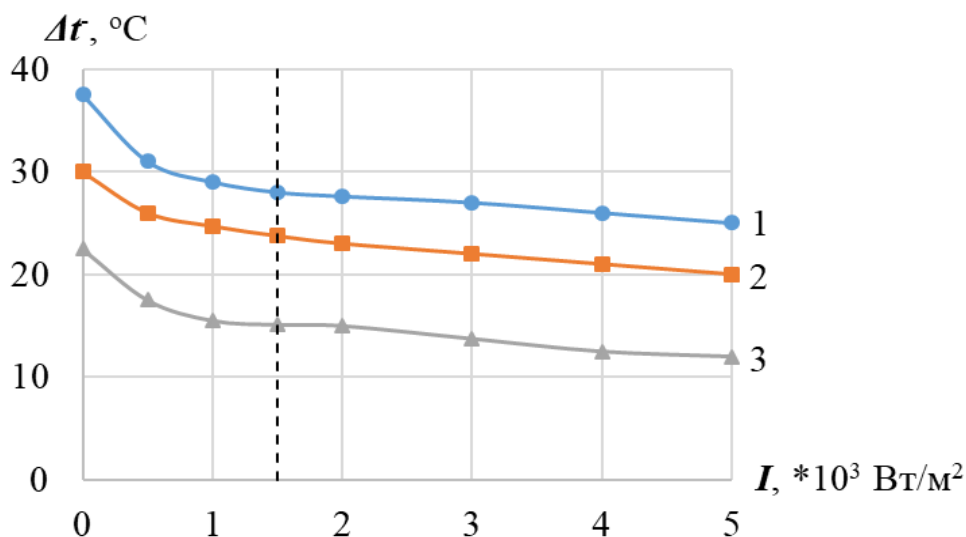


Рис. 3.23. – Залежність переохолодження салолу від інтенсивності ультразвуку:

$$1 - V = 10^{-6} \text{ м}^3; 2 - V = 8 \cdot 10^{-6} \text{ м}^3; 3 - V = 20 \cdot 10^{-6} \text{ м}^3$$

Якщо говорити про локальні зміни тиску в областях стисків і розтягувань пружних хвиль, то вони більше, ніж на порядок менше порівняно з тисками, зумовленими кавітацією [127]. Тому флуктуації температур і густин, що з'являються у локальних зонах стиснення-розтягування розплавів металів під впливом пружних хвиль, тим паче, неспроможні зіграти вирішальну роль у зародженні кристалів.

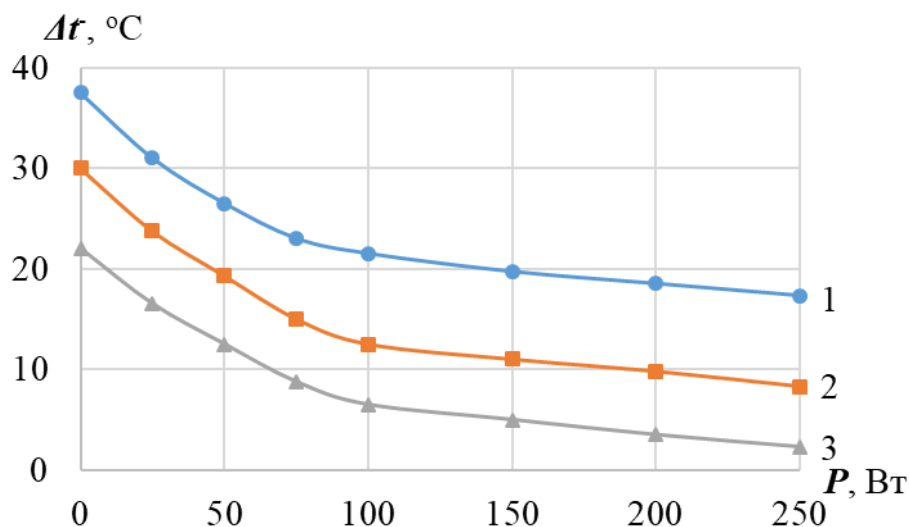


Рис. 3.24. – Залежність переохолодження салолу від потужності вібрації:

1 –  $V = 10^{-6} \text{ м}^3$ ; 2 –  $V = 8 \cdot 10^{-6} \text{ м}^3$ ; 3 –  $V = 20 \cdot 10^{-6} \text{ м}^3$

На підставі наведених результатів можна припустити, що механізм впливу пружних хвиль (вібрації та ультразвуку) на первинне зародження кристалів у розплавах металів полягає у механічному впливі на адсорбовані кристалічні зародки на поверхнях підкладок (домішок), які існують у всіх реальних сплавах. Активація твердих підкладок або, інакше кажучи, фізична адсорбція атомів на стінках ливарних форм, тугоплавких нерозчинних частинках тощо є фактом загальновизнаним. Їх розміри можуть бути на два-три порядки більші, ніж теоретичні значення критичного радіусу зародків [2, 114]. Однак навіть такі порівняно великі кристалічні зародки, що утворилися внаслідок адсорбції атомів на деякій поверхні, при малих переохолодженнях ростуть не завжди. Ймовірність того, що адсорбовані зародки стануть центрами кристалізації, залежить від наявності на їх поверхнях джерел для подальшого зростання. На наш погляд, за інших рівних умов така ймовірність під зовнішніми фізичними впливами на розплави металів зростає.

У літературі зародження кристалів на поверхнях підкладок у розплавах металів передбачається флуктуаційним, тобто обумовленим випадковим

відривом і приєднанням блукаючих атомів [2, 114]. Раніше нами показано, що утворення зародків та їх зростання відбувається не з об'ємної рідини, а з поверхневого шару, що робить більш імовірним дислокаційний механізм. При цьому встановлено, що тертя твердих поверхонь, змочених переохолодженим розплавом, є ефективним прийомом впливу на адсорбовані на них кристалічні зародки [125].

Вплив пружних коливань на розплав металу викликає його перемішування і максимальне значення градієнта швидкості ( $\Delta W_m$ ) при цьому визначається з наступної формули [66]:

$$\Delta W_m = \frac{4 \cdot \pi \cdot A_K}{3 \cdot \lambda}, \quad (3.19)$$

де  $A_K$  – амплітуда пружних хвиль;  $\lambda$  – довжина хвилі.

На наш погляд, при такому примусовому перемішуванні розплаву металу здійснюється перенесення механічних домішок, що знаходяться в ньому, і відбувається їх зіткнення один з одним та зі стінками ливарних форм. В результаті таких зіткнень на поверхнях адсорбованих зародків через їх механічне руйнування з'являються ступені росту (дислокації). Тому присутність у розплавах досліджуваних модельних матеріалів додаткових твердих підкладок у вигляді кварцових піщинок та сталевих кульків підвищує ефективність впливу і вібрації, і ультразвуку (рис. 3.20 і 3.21; табл. 3.1). Більш ефективний вплив вібрації (порівняно з ультразвуком) на зародокутворення в модельних сплавах та середовищах обумовлено різною інтенсивністю перемішування їх розплавів (згідно з формулою 3.19). Крім цього, невід'ємним супутнім ефектом впливу пружних коливань на розплави металів є кавітація. І якщо кавітація відбувається у безпосередній близькості від твердих підкладок, то внаслідок ерозійного руйнування адсорбованих зародків на їх поверхнях, ймовірно, також з'являються ступені (дислокації) для їх росту.

Таким чином, можна констатувати, що в розплавах реальних металів можуть існувати адсорбовані на твердих підкладках кристалічні зародки, здатні зростати при значно менших переохолодженнях, ніж спонтанні переохолодження, якщо механічно вплинути на їхню поверхню. Вплив пружними коливаннями (вібрацією та ультразвуком) на розплави металів у процесі їх охолодження підвищує швидкість зародження кристалів через те, що механічне тертя твердих підкладок між собою і зі стінками ливарних форм, а також кавітаційна ерозія створюють на поверхнях адсорбованих зародків джерелі для зростання. Аналогічний вплив на зародкоутворення в розплавах металів може мати будь-який фізичний вплив, що викликає їх перемішування. При цьому їх вплив буде більш ефективним, якщо в розплавах металів буде більше твердих підкладок, здатних механічно впливати на поверхні адсорбованих зародків.

### **Висновки до розділу 3**

3.1. Розроблено оригінальні методики фізичного моделювання для дослідження процесів кристалізації (тобто зародження і росту кристалів) та формування структур металевих заготовок залежно від їх складу, форми та об'єму під впливом зовнішніх термочасової обробки та пружних коливань.

3.2. На низькотемпературних металевих сплавах (Вуда та Розе) і прозорих органічних середовищах (парафін, салол, дифеніламін та камфен) з використанням розроблених методів досліджень встановлено, що вплив температури перегріву на величину переохолодження їх розплавів перед кристалізацією зумовлено залежністю ступеня розчинення наявних у них обмежено розчинних домішок від температури.

3.3. Крапельним методом досліджень прозорих органічних середовищ встановлено, що навіть у розплавах мікроскопічних об'ємів ( $50 \div 200$  мкм) зародження кристалів відбувається, головним чином, за гетерогенним механізмом. Використовуючи середовища різної категорії чистоти ( $\leq 95\%$  і

$\geq 99\%$ ), наочно було продемонстровано можливість гомогенного зародження кристалів у них. При цьому ступінь переохолодження, при якому відбувається гомогенне зародження кристалів, на порядок більший, ніж при гетерогенному зародкоутворенні.

3.4. Експериментально доведено, що дисперсність кристалічних структур литих металевих заготовок невеликої товщини залежить виключно від значень швидкостей утворення зародків на міжфазному кордоні розплав-тверда підкладка (тверді домішки, стінки ливарних форм та інше). Дисперсність структур об'ємних (тобто великого перерізу) литих металевих заготовок, в основному, визначається швидкістю зародкоутворення, обумовленою масштабними факторами (тепло- та масообміном, флуктуаціями температур, густин та концентрацій), а активність підкладок є додатковим чинником.

3.5. Експериментально спростовано існуючі у літературі дві основні гіпотези щодо механізму впливу вібрації на зародкоутворення: про зниження в'язкості розплавів металів під дією пружних коливань, що знижує міжфазну енергію; про виключну роль кавітаційних тисків та пов'язаних з ними флуктуацій температур і густин. По-перше, прямі вимірювання на віскозиметрі кінематичної в'язкості розплавів досліджуваних середовищ під впливом пружних коливань (і вібрації, і ультразвуку) різних інтенсивностей при температурах, близьких до температур кристалізації, не виявили ніяких змін рівня їх значень. По-друге, не було встановлено також жодного впливу пружних коливань на швидкість утворення зародків у розплавах досліджуваних середовищ при переході рівня інтенсивності ультразвуку від докавітаційного режиму до кавітаційного.

3.6. Встановлено, що в розплавах реальних металів можуть існувати адсорбовані на твердих підкладках кристалічні зародки, здатних стати центрами кристалізації при значно менших переохолодженнях, ніж при спонтанному зародкоутворенні, якщо механічно вплинути на їхню поверхню. Вплив пружними коливаннями (вібрацією та ультразвуком) на розплави металів у

процесі їх охолодження підвищує швидкість зародження кристалів саме через те, що механічне тертя твердих підкладок між собою і зі стінками ливарних форм, а також кавітаційна ерозія створюють на поверхнях адсорбованих зародків джерел для їх зростання.

## **РОЗДІЛ 4.**

### **УПРАВЛІННЯ ПРОЦЕСАМИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ТА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ЛИТИХ МЕТАЛЕВИХ ЗАГОТОВОК ШЛЯХОМ ЗОВНІШНІХ ФІЗИЧНИХ ВПЛИВІВ**

Управління структурою через контроль процесів кристалізації залишається однією з ключових проблем сучасної металургії, оскільки властивості кінцевого продукту безпосередньо залежать від розміру зерна, морфології кристалів та їхнього просторового розподілу. Теоретичні та експериментальні дослідження процесів кристалізації мають понад столітню історію, проте багато аспектів цих процесів, особливо під впливом зовнішніх фізичних факторів, залишаються дискусійними.

Серед різноманітних фізичних впливів на розплави, що тверднуть, особливу увагу привернули пружні коливання: вібрація (до 1000 Гц) та ультразвук (понад 16 кГц). Незважаючи на підтверджену ефективність пружних коливань, фізичні механізми їхнього впливу залишаються дискусійними. Запропоновано кавітаційні, термодинамічні, гідродинамічні та механічні гіпотези впливу пружних коливань на процеси кристалізації та формування структури металів [66, 116-122, 128-133]. Суперечливість результатів досліджень значною мірою пов'язана з відмінностями у методиках проведення лабораторних експериментів, відсутністю надійних способів візуалізації та фіксації моменту зародження кристалів та подальшого їх зростання. Тому у цій роботі з використанням методу фізичного моделювання з прозорими органічними середовищами, що дозволяє проводити прямі візуальні спостереження за досліджуваними процесами, проведено системні дослідження щодо вивчення впливу вібрації на кристалізацію та структуроутворення металів та їх сплавів [123, 124, 135, 136]. Експерименти проводились за розробленими методиками, описаними в розділах 2.6 і 2.7.



#### 4.1. Механізм впливу вібрації на кристалізацію та структуроутворення металевих сплавів

У формуванні структури литого металу провідну роль грає процес його кристалізації, який визначається наступними двома параметрами: швидкістю зародкоутворення і лінійною швидкістю зростання кристалів, що зародилися. Відповідно, за впливом пружних хвиль на ці два параметри можна буде судити про характер їх впливу на формування структури та властивостей литого металу.

На початку було досліджено механізм формування структур контрольних зливків для стаціонарних умов їх тверднення, тобто без вібрації. Структура литого металу, як відомо, визначається інтенсивністю тепловідведення від нього при його кристалізації і залежно від значення цього параметру можливі три схеми тверднення литих заготовок, а саме: послідовна, об'ємна та змішана [140]:

$$\Delta t_{кр.}/\Delta t_{сл.} \ll 1 - \text{послідовне тверднення}; \quad (4.1)$$

$$\Delta t_{кр.}/\Delta t_{сл.} \gg 1 - \text{об'ємне тверднення}; \quad (4.2)$$

$$\Delta t_{кр.}/\Delta t_{сл.} \approx 1 - \text{змішане тверднення}, \quad (4.3)$$

де  $\Delta t_{кр.}$  – величина переохолодження;  $\Delta t_{сл.}$  – перепад температури по перерізу заготовки.

Так, в результаті візуальних спостережень за процесом в режимі он-лайн та аналізу кінцевих структур контрольних зливків (без вібрації) було встановлено, що їх кристалізація для застосованих інтенсивностей тепловідведення відбувається за схемою змішаного тверднення (рис. 4.1, а). У початковий момент формування структур зливків відбувалося лише за рахунок зростання стовпчастих кристалів на поверхнях тепловідведення. При цьому спостерігалася значна нерівномірність товщин цієї зони за висотою зливків. У міру досягнення зоною транскристалізації певних товщин, тепловідведення від розплаву погіршувалося настільки, що в центральній частині контрольних зливків відбувалося об'ємне тверднення розплаву з утворенням зони грубих рівноосних

кристалів. Співвідношення товщин цих двох зон залежало від інтенсивності тепловідведення від розплаву, що твердне.

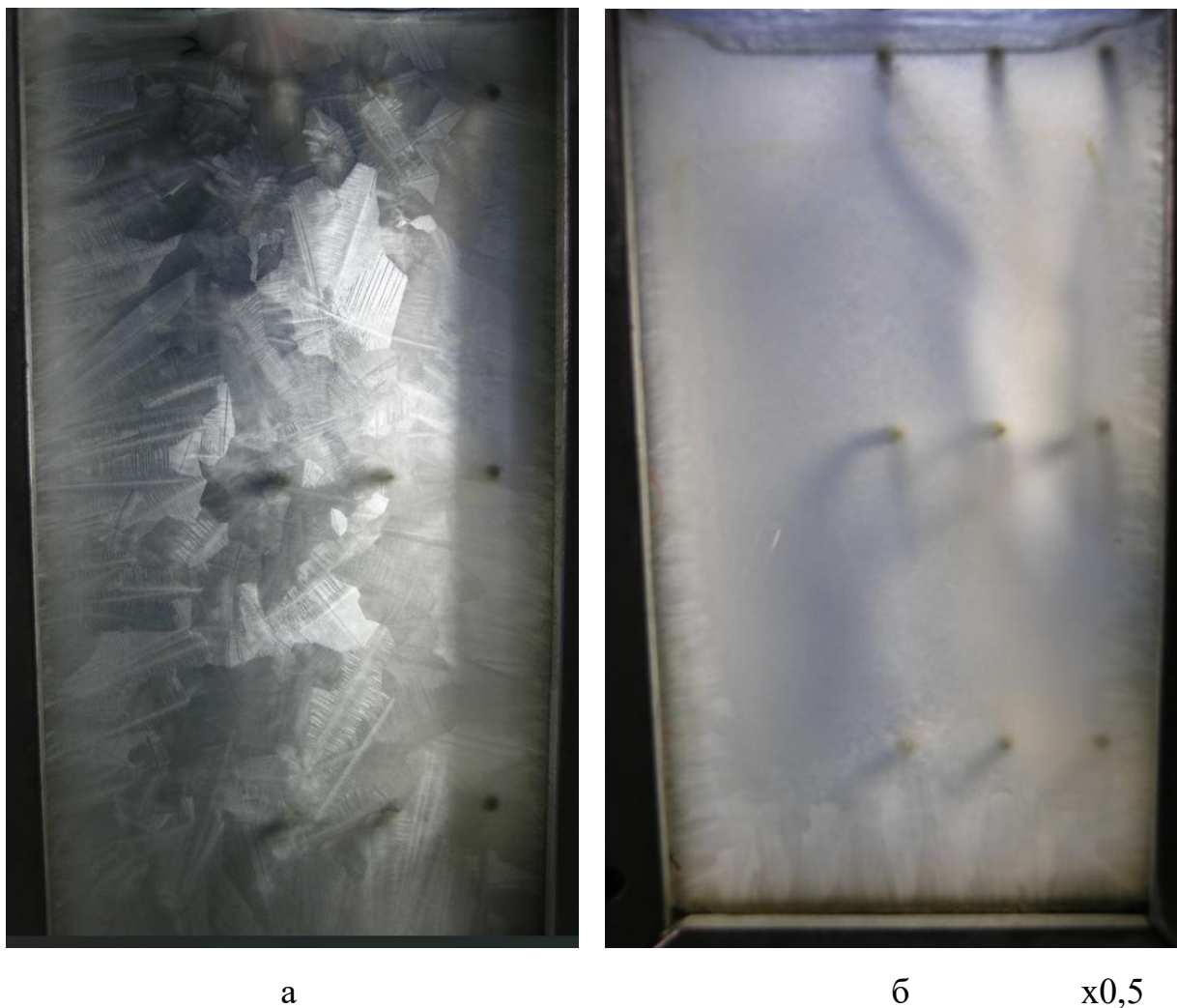


Рис. 4.1. – Кристалічні структури зливків із камфену без вібрації (а) та під впливом вібрації (б)

Візуальне спостереження за процесом кристалізації зливків під впливом вібрації та їх кінцева кристалічна будова показали, що формування їх структур, за винятком невеликої зони стовпчастих кристалів на тепловідвідних поверхнях форми, відбувалося за схемою об'ємного тверднення (рис. 4.1, б). По-перше, на початковому етапі у зливках відбувалося зародження стовпчастих кристалів на стінках форми, які під дією згинальних тисків пружних хвиль частково

руйнувалися, а уламки, завдяки вібраційному перемішуванню, рівномірно розподілялися по перерізу зливку, забезпечуючи в подальшому їх об'ємне тверднення. По-друге, як було встановлено нами раніше (розділ 3.4), вплив пружними коливаннями (вібрацією та ультразвуком) на розплави модельних сплавів та середовищ підвищує швидкість зародження кристалів у них через те, що механічне тертя твердих підкладок між собою і зі стінками форм, а також кавітаційна ерозія створюють на поверхнях адсорбованих зародків ступені росту (дислокації) [123, 124]. По-третє, є ще додатковий ефект від впливу вібрації – це переохолодження ( $\Delta t$ ) мікрооб'ємів розплаву навколо кожного плаваючого уламка дендрита, яке сприяє появі додаткових центрів кристалізації в об'ємі розплаву, що твердне, за рахунок більш швидкого його охолодження [66]:

$$\Delta t = (\sigma_{m-p} \cdot t_e) / r \cdot \rho \cdot q_{кр}, \quad (4.4)$$

де  $\sigma_{m-p}$  – міжфазне натягнення;  $t_e$  – рівноважна температура кристалізації сплаву;  $r$  – розмір плаваючого кристала;  $\rho$  і  $q_{кр}$  – густина розплаву та питома теплота кристалізації.

Отже, численні експерименти з вивчення впливу вібрації на формування структур зливків з прозорих модельних середовищ, проведених у ході цієї роботи, показали, що пружні хвилі істотно впливають і на ріст, і на кінцеву форму кристалів, що зародилися в їх розплавах. При цьому, на відміну від контрольних зливків з характерними структурними зонами, у зливках, що піддаються вібрації, за винятком невеликої кіркової зони на стінках форм, по решті перерізу формується однорідна дисперсна рівноосна кристалічна структура (рис. 4.1, б).

Для обґрунтування механізму впливу вібрації на процеси кристалізації та структуроутворення металів коротко розглянемо теоретичні основи цього явища. Зрозуміло, що при впливі вібрації на розплав відбувається миттєва зміна масових сил у об'ємі металу, що твердне. Це зумовлено тим, що вібраційна обробка, по суті, є введенням у розплав металу додаткової енергії пружних хвиль ( $dF_{вібр.}$ ), яку можна визначити за наступною залежністю [66, 137-139]:

$$dF_{\text{віб.}} \approx \rho \cdot \omega^2 \cdot A^2 \cdot dV, \quad (4.5)$$

де  $\rho$  – густина рідкого металу;  $dV$  – локальний об’єм розплаву металу;  $\omega$ ,  $A$  – частота та амплітуда вібрації (пружних хвиль).

Внаслідок введення додаткової енергії пружних хвиль у обмежений об’єм металевого розплаву, що твердне, на межі фаз виникають градієнти тисків, які здійснюють циклічний згинальний вплив на зростаючі кристали (гілки дендритів). Величина цього тиску ( $P$ ), як відомо, прямо пропорційна амплітуді ( $A$ ) та частоті ( $\omega$ ) пружної хвилі і визначається за залежністю [66]:

$$P = \pm \rho \cdot A \cdot \omega^2 \cdot H, \quad (4.6)$$

де  $H$  – відстань від відкритої поверхні розплаву до розглянутої точки.

Очевидно, що під впливом циклічних тисків пружних хвиль у зростаючих кристалах (дендритах) виникають згинальні напруження ( $\sigma_u$ ). Максимальні значення згинальних напружень  $\sigma_u$ , обумовлені опором дендриту, визначаються з виразу [66, 74]:

$$\sigma_u = \frac{8\pi^2 d L^2 \rho \omega^2 \cdot A^2}{b^3}, \quad (4.7)$$

де  $d$  – діаметр гілки дендриту;  $L$  – довжина дендриту;  $\rho$  – густина сплаву;  $\omega$  – частота вібрації;  $A$  – амплітуда пружних хвиль;  $b$  – діаметр шийки дендриту.

При певних значеннях параметрів вібрації ці напруження досягають критичних величин, при яких відбувається часткове руйнування гілок дендритів, тобто при дотриманні наступної умови:

$$\sigma_u \geq \sigma_{\text{с}}, \quad (4.8)$$

де  $\sigma_{\text{с}}$  – межа міцності гілок дендрита при температурі кристалізації.

З аналізу результатів проведених експериментів та цього теоретичного обґрунтування ефектів від впливу пружних коливань на процеси кристалізації металів можна констатувати, що механізм впливу вібрації на формування кристалічних структур литих заготовок полягає у наступному:

- у руйнуванні зростаючих на поверхнях тепловідведення кристалів (та гілок плаваючих дендритів) та рівномірному розподілі цих уламків по всьому об'єму розплаву за рахунок його перемішування;

- у підвищенні швидкості зародження кристалів у розплавах металів в результаті створення на поверхнях адсорбованих зародків ступенів зростання (дислокацій) через механічне тертя з твердими підкладками (уламками кристалів) і зі стінками форм, а також кавітаційної ерозії їх поверхонь;

- у появі переохолоджених мікрооб'ємів розплаву навколо кожного плаваючого уламка дендрита, яке сприяє появі додаткових центрів кристалізації.

Проведені за формулою (4.7) розрахунки для різних металевих сплавів показали можливість руйнування кристалів (дендритів), що ростуть на поверхнях тепловідведення, під впливом тисків пружних хвиль в межах застосовуваних параметрів вібрації. У розрахунках виходили з того, що в металевих сплавах при температурах, близьких до температур солідуса, різко знижуються властивості міцності. Зокрема, у вуглецевих сталях з підвищенням вмісту вуглецю суттєво знижується як межа міцності  $\sigma_{\epsilon}$ , так і пластичність. Так, за температури солідуса для ст. 30 межа міцності має значення 10 кг/см<sup>2</sup>, для ст. 45 – 7 кг/см<sup>2</sup>, а ст. 80 - 3,5 кг/см<sup>2</sup> [16].

Визначені за формулою (4.7) максимальні значення напружень вигину в дендритах ( $\sigma_u$ ), викликані тисками пружних хвиль, залежно від зміни параметрів вібрації в наших експериментах ( $\omega = 0 \div 150$  Гц,  $A = 0 \div 2$  мм) знаходяться в межах  $\sigma_u = 0 \div 16$  кг/см<sup>2</sup>. Бачимо, що умова  $\sigma_u > \sigma_{\epsilon}$ , при якій відбувається руйнування кристалів (гілок дендритів), дотримується, зокрема, для всіх наведених марок вуглецевих сталей. Далі, при підборі параметрів вібрації для обробки металевих сплавів у процесі їх тверднення, виходили з кривих змін максимальних напружень вигину в залежності від їх значень (рис. 4.2). Така методика підбору параметрів вібрації забезпечувала гарантовану ефективність його впливу на

формування структури реальних металевих сплавів та була апробована під час проведення експериментів із конкретними металевими сплавами.

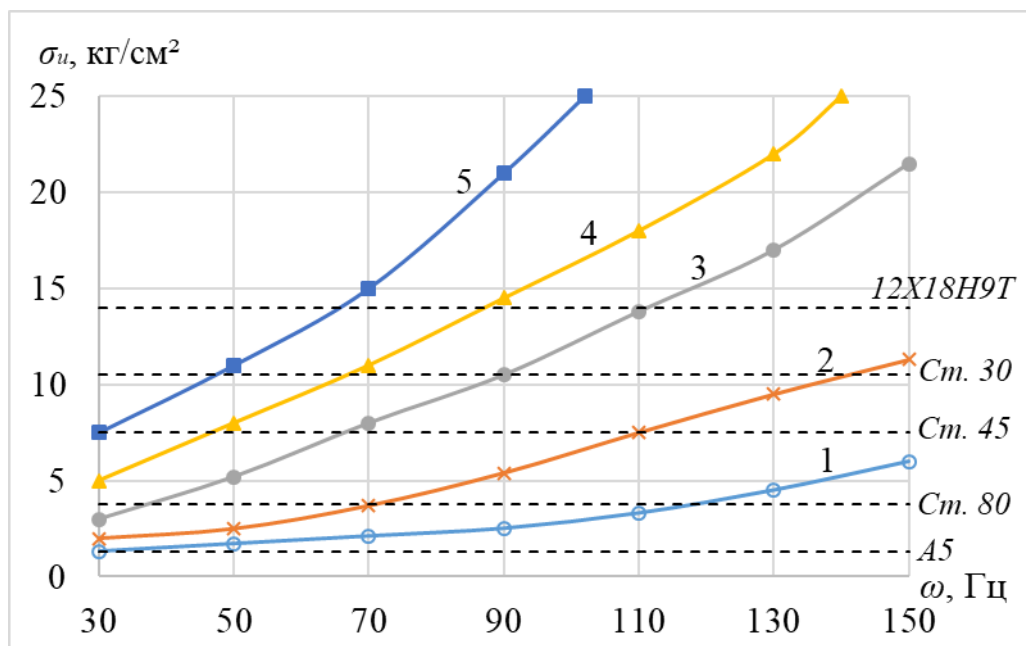


Рис. 4.2. – Зміна величини максимальної напруги вигину в дендрите в залежності від параметрів вібрації: 1 –  $A = 0,2$  мм; 2 –  $A = 0,5$  мм; 3 –  $A = 1,0$  мм; 4 –  $A = 1,5$  мм; 5 –  $A = 2,0$  мм

#### 4.2. Дослідження впливу вібрації на формування структури та властивостей зливків із металевих сплавів

У цьому розділі роботи досліджено вплив вібрації на процеси кристалізації та структуроутворення зливків з модельного сплаву камфену, алюмінію технічної чистоти А5 та нержавіючої сталі 12Х18Н9Т. Для забезпечення коректності порівняння одержуваних результатів всі експерименти проводилися за однією і тією самою методикою за допомогою вібростолу (рис. 2.9, розділ 2), параметри якого регулювалися в однакових межах. Показано, що формування структур зливків цих металевих сплавів відбувається за аналогічним механізмом (у тому числі під впливом вібрації), що і формування зливків з модельного сплаву камфена.

При фазових переходах «твердий метал  $\rightarrow$  розплав  $\rightarrow$  твердий метал» метали можуть перебувати в нерівноважному стані по обидва боки процесу через повільний перебіг змін їх мікроскопічних характеристик. Це пов'язано з тим, що ці переходи протікають внаслідок дифузії і, відповідно, є тривалими у часі процесами, але їх можна прискорити різними зовнішніми впливами [9, 31, 66, 80, 116-118]. Особливо актуальним із погляду зовнішніх впливів є перехід «розплав  $\rightarrow$  твердий метал», від якого залежить формування структур литих заготовок.

Характеристики кристалічної структури литого металу визначаються двома параметрами: швидкістю кристалізації ( $R$ ) та величиною переохолодження на межі фаз ( $\Delta t$ ). Ці два параметри залежать від багатьох факторів (чистоти металу, температури перегріву, інтенсивності охолодження розплаву, зовнішніх впливів тощо) та взаємопов'язані наступним співвідношенням [16]:

$$R = k \cdot \Delta t, \quad (4.9)$$

де  $k$  – коефіцієнт тверднення.

Від швидкості кристалізації розплаву залежить також дисперсність дендритної структури литого металу [111, 141]:

$$\lambda_1^4 = \frac{A \cdot C}{G \cdot R}, \quad (4.10)$$

де  $\lambda_1$  – відстань між осями першого порядку;  $A$  – експериментальний коефіцієнт;  $C$  – вихідна концентрація лікувальних домішок;  $G$  – температурний градієнт межі фаз.

Цими ж параметрами ( $R$ ,  $G$ ) визначається і довжина стовпчастих кристалів ( $L$ ) [110]:

$$L = \frac{t_l - t_c}{G} - \frac{D}{R}, \quad (4.11)$$

де  $t_l$ ,  $t_c$  – температури ліквідусу та солідусу сплаву;  $D$  – коефіцієнт дифузії домішок.

З цього елементарного аналізу випливає, що, впливаючи на ці два параметри, можна керувати формуванням кристалічної структури металу литого.

Результати вивчення впливу температур перегріву, інтенсивності охолодження та вібрації на формування структур модельного (камфен) та металевих сплавів (алюмінію технічної чистоти А5 та нержавіюча сталь 12Х18Н9Т), отримані в даній роботі, підтверджують це.

Про вплив температури перегріву на формування структури плоского зливка з модельного сплаву камфена можна судити зі зміни швидкості його кристалізації. Зокрема, при перегріві розплаву на  $2^{\circ}\text{C}$  (відповідно до масштабу моделювання відповідає перегріву, наприклад, для алюмінію технічної чистоти А5 на  $50^{\circ}\text{C}$ ) вже з перших секунд тверднення спостерігається максимальна швидкість кристалізації, яка надалі безперервно зменшується внаслідок прогресивного зростання товщини скоринки (рис. 4.3, крива І). А при перегрівках розплаву на  $4^{\circ}\text{C}$  і  $8^{\circ}\text{C}$  (відповідають перегріву для алюмінію А5 на  $100^{\circ}\text{C}$  і  $200^{\circ}\text{C}$ ) процес зародження і зростання кристалів затримується, а швидкості кристалізації досягають максимальних значень, відповідно, на 150-й і 350-й секундах процесу.

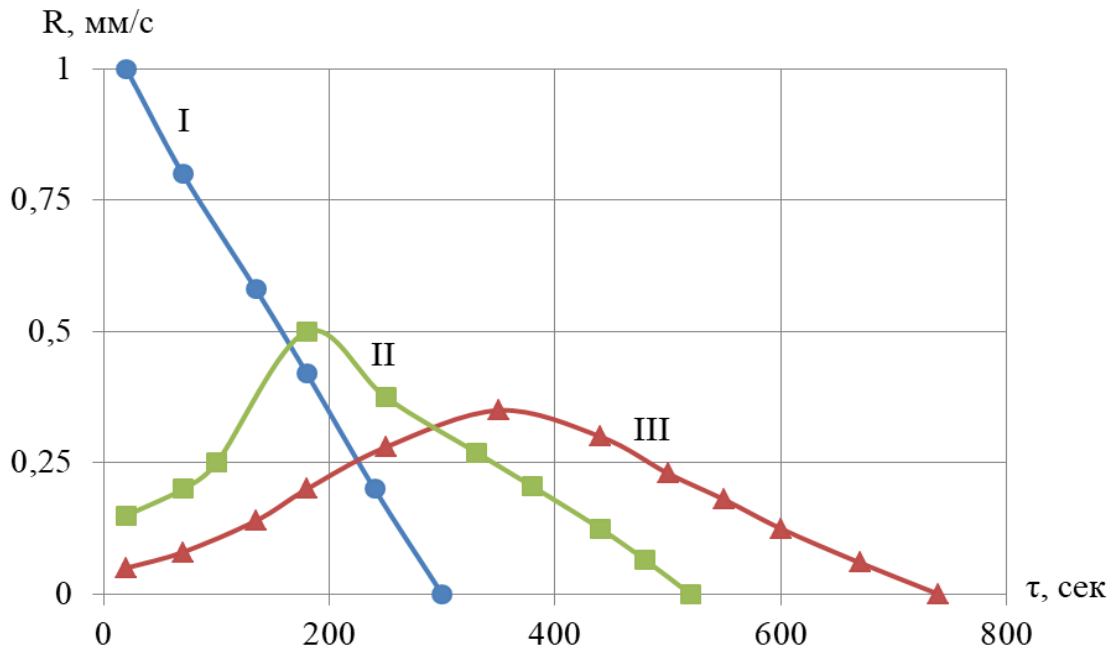


Рис. 4.3. – Зміна швидкості кристалізації модельного сплаву камфену в залежності від температури перегріву його розплаву: I –  $2^{\circ}\text{C}$ ; II –  $4^{\circ}\text{C}$ ; III –  $8^{\circ}\text{C}$



Безумовно, затримка процесу зародження та зростання кристалів при високих перегрівів пов'язана з наявністю в розплаві великого тепла перегріву. Але навіть зняття надлишкового тепла перегріву не забезпечує тих швидкостей кристалізації, які ми мали при першому варіанті (рис. 4.3). З порівняння максимальних значень швидкостей кристалізації видно, що, залежно від температури перегріву розплаву, вона зменшується більш ніж у 3 рази, хоча інтенсивність тепловідведення для всіх варіантів перегріву була однаковою. А від швидкості кристалізації, як відомо, безпосередньо залежить дисперсність структури.

У практиці металургії та ливарного виробництва для переведення розплавів металів у рівноважний стан іноді доводиться забезпечувати високі значення температур їх перегріву, що є головною причиною формування крупнозернистої кристалічної структури литих заготовок [16, 59]. Вплив температури перегріву розплаву проявляється не тільки в зниженні лінійної швидкості кристалізації розплаву, а й у зміні швидкості зародкоутворення і морфології їх зростання (рис. 4.4). При цьому найбільш сприятлива дисперсність кристалічної структури модельного сплаву спостерігається при мінімальному перегріві розплаву (рис. 4.4, а). Ці результати добре корелюються з практикою ливарного виробництва, в якій розливу сталей здійснюють в інтервалі їх перегрівів не більше 30-50°C над температурою ліквідус. При вищих температурах перегріву відбувається збільшення розміру зерна і спостерігається збагачення межзеренних кордонів неметалевими включеннями [142]. Як один із найбільш ефективних способів усунення негативного впливу великих перегрівів на дисперсність дендритної структури при твердненні металевих сплавів може бути використана вібрація. У роботах [66-68, 70, 73, 137-139] доведено суттєвий вплив вібрації на процеси кристалізації та структуроутворення металевих сплавів для нормальних перегрівів їх розплавів (не більше 30-50°C).

Отримані в цій роботі результати показують, що вібрація кардинально змінює макро-і мікроструктуру зливків з модельного сплаву камфена (рис. 4.1) навіть для великих перегрівів його розплаву ( $\Delta t^+ = 12^\circ\text{C}$ ) і невисоких швидкостей їх охолодження ( $W_{охл.} = 6^\circ\text{C/хв.}$ ). Ці умови, відповідно до масштабу моделювання, еквівалентні перегріву вуглецевих сталей до  $300^\circ\text{C}$  і їх твердненню в піщаній формі. Бачимо, що у контрольному експерименті макроструктура зливка складається з великих стовпчастих і рівноосних кристалів неправильної форми (рис. 4.1, а). Під дією вібрації практично по всьому перерізу формується зерниста структура високої дисперсності, за винятком невеликої зони дрібних стовпчастих кристалів на тепловідвідних гранях форми (рис. 4.1, б).

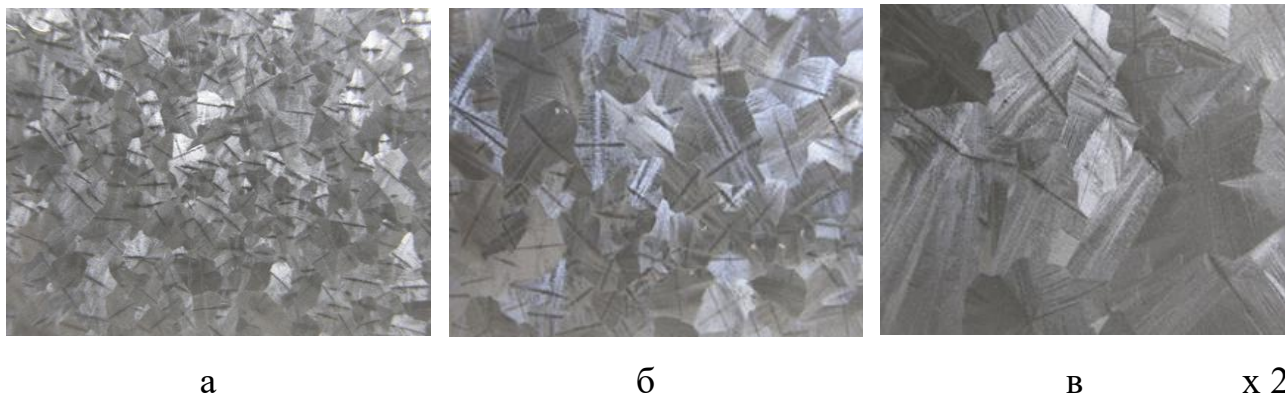


Рис. 4.4. – Макроструктура камфену в залежності від температури перегріву його розплаву: а –  $\Delta t^+ = 2^\circ\text{C}$ ; б –  $\Delta t^+ = 4^\circ\text{C}$ ; в –  $\Delta t^+ = 8^\circ\text{C}$ ;  $W_{охл.} = 6^\circ\text{C/хв.}$ ;

Під впливом вібрації закономірно змінюється також мікроструктура модельного сплаву камфену. При звичайному твердненні камфену формується дендритна структура з чіткими межами поділу між окремими зернами (рис. 4.5, а). Мікроструктура камфену, що затвердів під впливом вібрації, характеризується відсутністю дендритів внаслідок їх руйнування, а уламки дендритів високої дисперсності рівномірно розподілені по всьому перерізу (рис. 4.5, б).

Проведені на алюмінію технічної чистоти А5 ( $t_{лік.} = 657^\circ\text{C}$ ) дослідження щодо вивчення впливу температури перегріву, інтенсивності тепловідведення та

вібрації на формування структур зливків з нього підтвердили коректність результатів, отриманих при фізичному моделюванні на сплаві камфену. У цих дослідженнях зливки масою 0,9 кг з алюмінію технічної чистоти А5 відливалися у ливарних формах зі сталі з різними товщинами стінок ( $\delta = 1, 10$  і  $20$  мм). Через різну товщину стінок форм змінюється інтенсивність тепловідведення від розплавів, що твердіють. Для зручності під час обговорення результатів експериментів зливкам присвоєно номери: №1 – зливочок, відлитий у форму з товщиною стінки  $\delta = 1$  мм; зливочок №2 –  $\delta = 10$  мм; зливочок №3 –  $\delta = 20$  мм. Всі форми жорстко закріплювалися на плиті вібростолу (рис. 2.10) для забезпечення передачі імпульсів від неї до зливків, що твердіють. Враховуючи невелику масу зливків (0,9 кг), розплав металу заливали у всі форми з одного розливного ковша при однаковій температурі. Параметри вібрації, з якими оброблялися зливки з алюмінію технічної чистоти А5, було визначено на підставі даних рис. 4.2 ( $A = 0,5$  мм;  $\omega = 60$  Гц)

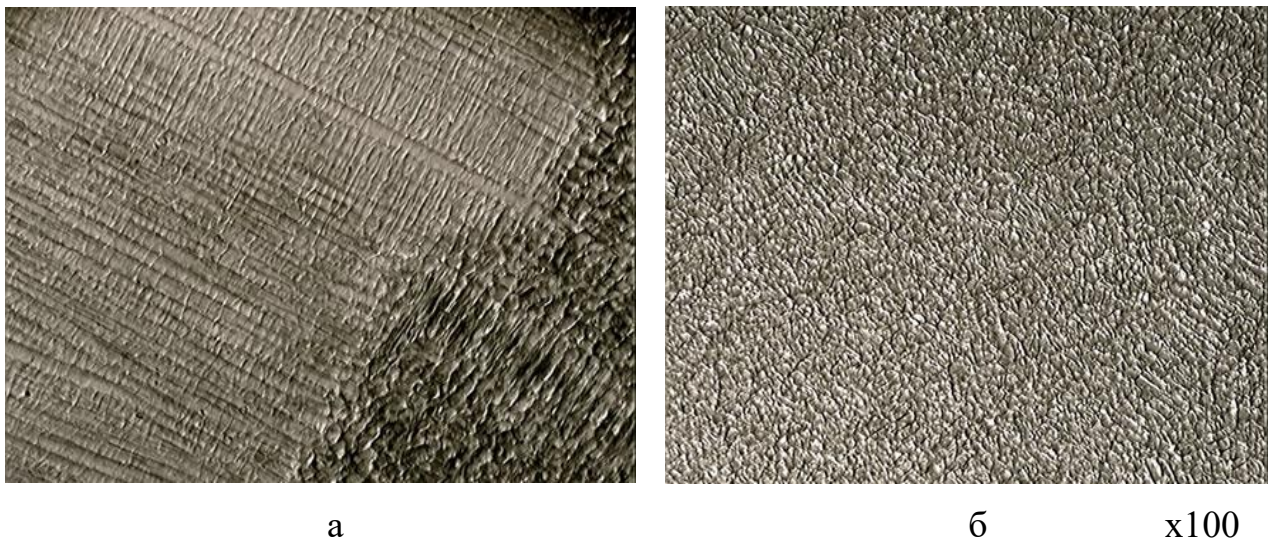


Рис. 4.5. – Мікроструктури зливків із сплаву камфену без вібрації (а) та під впливом вібрації (б)

З різних характеристик теплового стану системи зливок-форма, що визначають початкові умови формування його структури, температура перегріву

розплаву займає особливе положення. Вона є не лише характеристикою теплових умов розливання металу, а й параметром фізичного стану розплаву в момент початку процесу кристалізації, що впливає значною мірою на формування кристалічної структури металу на макро- та мікрорівнях, а також на ступінь його фізичної однорідності [59]. У всіх експериментах з алюмінієм технічної чистоти А5 температура перегріву (розливки) його розплаву була однаковою і рівною  $t_{пер.} = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Відомо, що основна відповідальність за формування структури, фізико-механічних та службових властивостей литого металу лежить на процесі кристалізації розплаву, характер якого визначається інтенсивністю відведення теплоти від нього. Характер температурних кривих охолодження розплавів, що твердіють, очевидно, визначається інтенсивністю тепловідведення (рис. 4.6). Видно, що, залежно від товщини стінок форм, швидкість охолодження розплавів, що твердіють, змінюється в широких межах (від  $0,8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  для сталеві форми з товщиною стінки 1 мм до  $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  для сталеві форми з товщиною стінки 20 мм). Загальна тривалість тверднення зливків змінюється відповідно до швидкостей охолодження і для крайніх варіантів скорочується приблизно в 6 разів.

При вібраційній обробці розплаву металу, що твердне, має місце більш інтенсивне відведення тепла від нього: в середньому, загальна тривалість тверднення зливків скорочується більш ніж в 1,5 рази для всіх варіантів охолодження розплавів (рис. 4.6). При підвищенні інтенсивності тепловідведення і дії вібрацією на розплав, що твердне, змінюється кінетика процесу кристалізації і, як наслідок, – дисперсність кристалічної структури литого металу. Як відомо, дисперсність кристалічної структури металу визначається співвідношенням параметрів кристалізації: швидкості утворення зародків твердої фази та лінійної швидкості їх зростання. Ці параметри, у свою чергу, є функціями величини переохолодження (інтенсивності тепловідведення). Результати проведених

експериментів підтвердили залежність дисперсності кристалічної структури зливків від параметрів їхньої кристалізації (рис. 4.7).

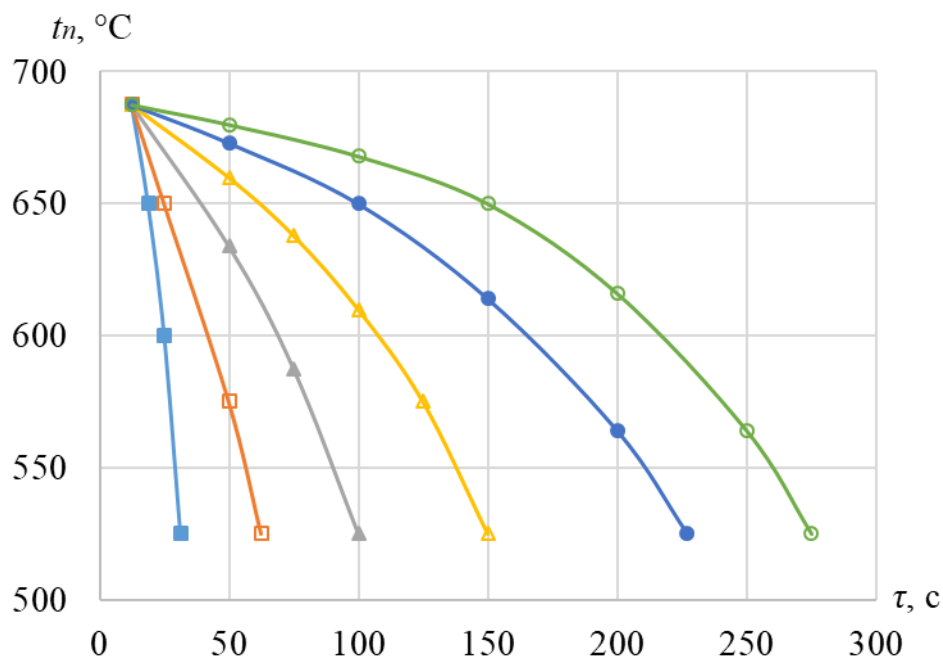


Рис. 4.6. – Температурні криві охолодження алюмінію технічної чистоти А5:

□ ■ – металева форма з  $\delta = 20$  мм;  $\triangle \blacktriangle$  –  $\delta = 10$  мм;  $\circ \bullet$  –  $\delta = 1$  мм;

□  $\triangle$   $\circ$  – без вібрації; ■  $\blacktriangle$   $\bullet$  – під впливом вібрації

Порівняльний аналіз макроструктур зливків з алюмінію технічної чистоти А5 та камфену, отриманих у цій роботі раніше при фізичному моделюванні (рис. 4.1), показав їхню хорошу кореляцію. Структури всіх контрольних зливків, переважно, складаються із зон стовпчастих кристалів, дисперсність яких визначається інтенсивністю тепловідведення (рис. 4.7). Наприклад, для металевої форми з товщиною стінки  $\delta = 1$  мм близько 70 % площі поперечного перерізу зливків займає зона великих (товстих) стовпчастих кристалів, інші 30% площі – зона грубих рівноосних кристалів (рис. 4.7, а). Для двох інших варіантів металевих форм усі 100 % площі поперечного перерізу зливків займає зона стовпчастих кристалів, причому, чим інтенсивніше тепловідведення, тим їхня дисперсність вища (рис. 4.7, б, в).



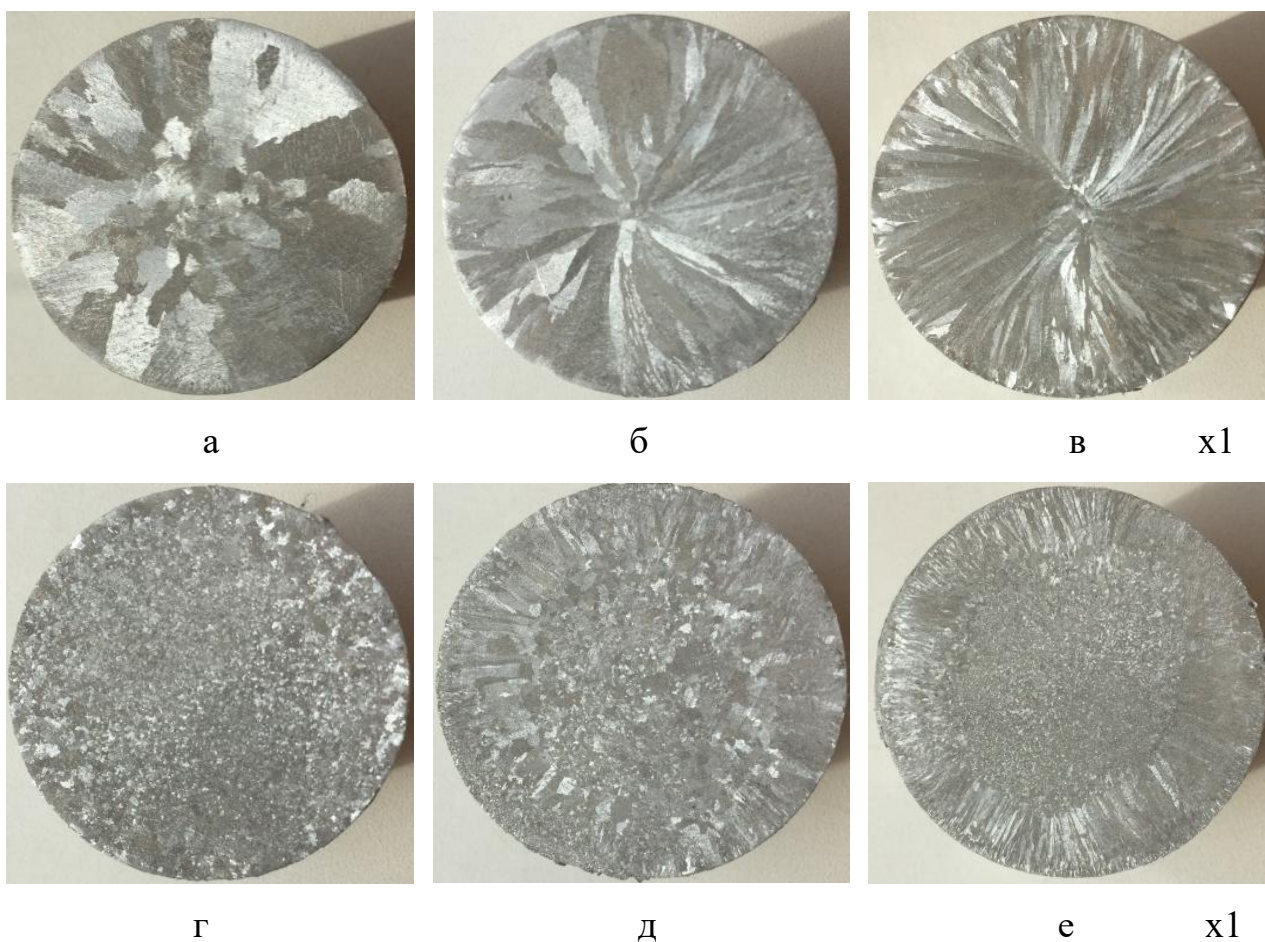


Рис. 4.7. – Макроструктури зливків з алюмінію технічної чистоти А5:

а, г – металева форма з  $\delta = 1$  мм; б, д – металева форма з  $\delta = 10$  мм;

в, е – металева форма з  $\delta = 20$  мм; а, б, в – без вібрації;

г, д, е – під впливом вібрації:  $A = 0,2$  мм;  $\omega = 60$  Гц

Зовсім іншого характеру результати отримані при формуванні структур зливків під впливом вібрації (параметри вібрації в цих дослідженнях мали такі значення: амплітуда  $A = 0,2$  мм;  $\omega = 60$  Гц). Для відносно низької інтенсивності тепловідведення від розплаву металу (тверднення в металевій формі з товщиною стінки = 1 мм) всі 100% площі поперечного перерізу зливків займають рівноосні кристали високої дисперсності (рис. 4.7, г). При суттєвому підвищенні інтенсивності тепловідведення від розплаву (тверднення в металевих формах з товщинами стінок  $\delta = 10$  і 20 мм) у поперечному перерізі зливків зберігається

невелика зона дисперсних стовпчастих кристалів по периметру, решту площі займає зона дрібних рівноосних кристалів (рис. 4.7, д, е).

Вібрація помітно впливає і на формування мікроструктури алюмінію технічної чистоти А5 (рис. 4.8). Мікроструктури всіх зливоків (контрольних і з вібрацією) у поверхневих зонах практично не відрізняються один від одного і є дисперсними кристалами твердого розчину алюмінію ( $Al_\alpha$ ) та евтектикою  $Al_\alpha + Si$ . Для контрольних зливоків (тобто отриманих без вібрації) у міру наближення до центру розмір зерен збільшується і з'являються складніші евтектики  $Mg_2Si$ ,  $Mg_5Si_8$  у вигляді темної сітки по межах зерен  $Al_\alpha$  (рис. 4.8, а). У зливках, підданих впливу вібрацією, у центральних зонах дисперсність зерен суттєво вища (у порівнянні з контрольними зливками) і відбувається деяке зменшення об'ємної частки евтектик та більш рівномірний її розподіл (рис. 4.8, б), що свідчить про руйнування міжатомних зв'язків у кластерах типу  $Mg_xSi_y$ . Внаслідок цього утворюється твердий пересичений розчин алюмінію з більш високою мікротвердістю.

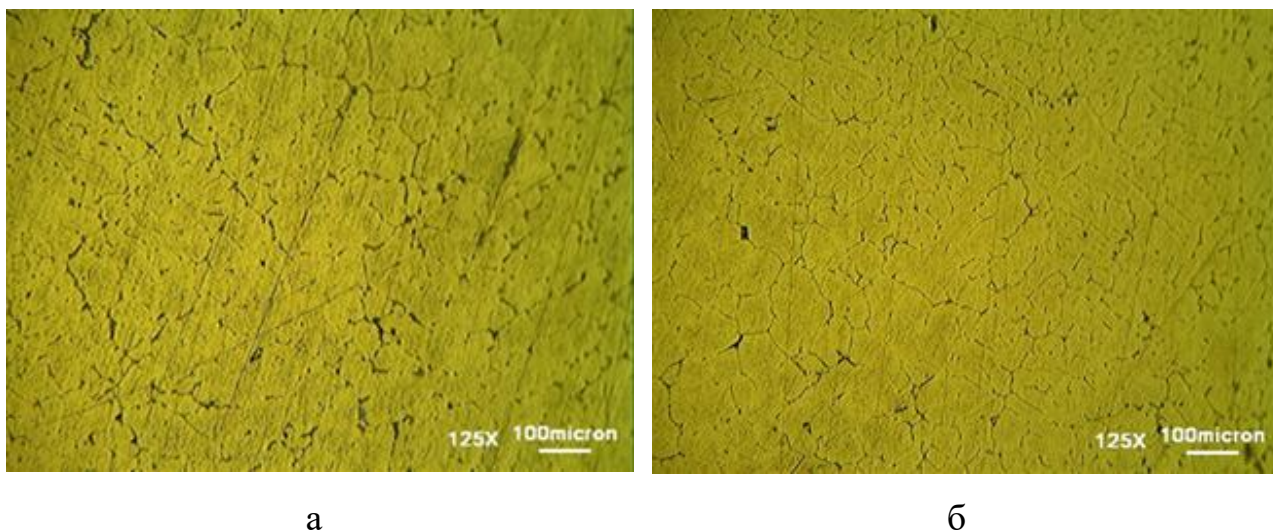


Рис. 4.8. – Мікроструктури осьових зон з алюмінію технічної чистоти А5, відлитих у металеві форми з  $\delta = 20$  мм: а – контрольний; б – з вібрацією

Перелічені вище зміни в макро- та мікроструктурах зливків під впливом вібрації зумовили суттєві зміни механічних характеристик литого металу (табл. 4.1). Для визначення впливу вібрації на зниження анізотропії властивостей металу по перерізу зливків механічні характеристики алюмінію технічної чистоти А5 були визначені в трьох зонах (поверхнева зона,  $\frac{1}{2}$  радіуса, осьова зона) на середньому рівні за їх висотою. Порівняльний аналіз механічних характеристик металу в литому вигляді для всіх трьох варіантів тепловідведення від зливків показує, що, по-перше, під впливом вібрації загальний рівень властивостей підвищується на 15-22% і, по-друге, усувається анізотропія цих характеристик за перерізом зливків (табл. 4.1).

Таблиця 4.1

Механічні властивості алюмінію технічної чистоти А5 у литому вигляді

Зони зливка	Межа міцності $\sigma_b$ , МПа	Межа плинності $\sigma_{0.2}$ , МПа	Відносне подовження, $\delta$ , %	Номер зливка
Поверхнева зона	$\frac{68}{56}$	$\frac{19}{15}$	$\frac{45}{35}$	№1
$\frac{1}{2}$ радіусу	$\frac{69}{56}$	$\frac{20}{15}$	$\frac{47}{35}$	
Осьова зона	$\frac{69}{54}$	$\frac{20}{13}$	$\frac{47}{37}$	
Поверхнева зона	$\frac{78}{66}$	$\frac{25}{21}$	$\frac{36}{30}$	№2
$\frac{1}{2}$ радіусу	$\frac{78}{66}$	$\frac{26}{21}$	$\frac{37}{30}$	
Осьова зона	$\frac{78}{63}$	$\frac{26}{19}$	$\frac{37}{34}$	
Поверхнева зона	$\frac{82}{68}$	$\frac{30}{25}$	$\frac{34}{28}$	№3
$\frac{1}{2}$ радіусу	$\frac{83}{68}$	$\frac{31}{25}$	$\frac{35}{28}$	
Осьова зона	$\frac{83}{66}$	$\frac{31}{21}$	$\frac{35}{26}$	

Чисельник – під впливом вібрації; знаменник – контрольний (без вібрації).



Такі зміни в структурах віброваних зливків пов'язані з тим, що під впливом пружних хвиль з'являється багато додаткових ефектів на процеси кристалізації розплаву металу. В результаті цього змінюються параметри кристалізації розплавів металів: підвищується швидкість зародження кристалів за рахунок механічного тертя підкладок і кавітаційної ерозії їх поверхонь; відбувається механічне руйнування дендритів на фронті тверднення (також в обсязі розплаву) та рівномірний розподіл уламків за перерізом злитків тощо [123, 124, 135, 136]. Через вплив цих вібраційних ефектів на процеси кристалізації розплавів металів і відбуваються такі зміни в макро- мікроструктурах зливків і, як наслідок, – у властивостях металу.

Аналогічний ефект від впливу вібрації на формування структури та властивостей литого металу нами отримано і при кристалізації більш масивних зливків з іншого металевого сплаву (рис. 4.9). У цих експериментах зливки масою 46 кг з нержавіючої сталі 12Х18Н9Т відливались у чавунних виливницях квадратного поперечного перерізу. Вібраційну обробку зливків з нержавіючої сталі здійснювали за допомогою того ж вібростолу (рис. 2.10, розділ 2), що і зливки з алюмінієвого сплаву, для чого чавунну виливницю жорстко закріплювали на плиті вібростолу. Враховуючи відносно більшу масу зливків, що відливаються, та більш високі характеристики міцності нержавіючої сталі, параметри вібрації, з якими оброблялися зливки, були вищими, ніж для алюмінію технічної чистоти А5 (рис. 4.2;  $A = 1,5$  мм;  $\omega = 100$  Гц). Розплав металу у обох варіантах розливання цього сплаву брали з однієї плавки для забезпечення ідентичності їх складу та температур перегріву (відповідно, розливки).

З макроструктур осьових перерізів контрольного і підданого впливу вібрації зливків з нержавіючої сталі 12Х18Н9Т бачимо принципову різницю в їхній кристалічній будові (рис. 4.9). У контрольному зливку спостерігаємо суцільну зону великих стовпчастих кристалів, за винятком вузької зони рівноосних кристалів (великих і середніх розмірів) в осьовій частині, що

розширюється по висоті зливка (рис. 4.9, а). Макроструктура зливка, підданого впливу вібрації, навпаки, в основному складається з дисперсних рівноосних кристалів в центральній частині і невеликої зони дрібних стовпчастих кристалів на тепловідвідних стінках форми (рис. 4.9, б).

Закономірним наслідком впливу вібрації на макроструктуру злиwkів із сталі 12X18H9T є відповідні зміни у їх мікроструктурах. Розмір аустенітного зерна у віброваному зливку становив 0,07-0,1 мм проти 0,8 мм у контрольному. Розміри оксидних включень у контрольному зливку становили 6-10 мкм, під впливом вібрації – 2-4 мкм, а розміри нітридних включень зменшилися з 18-20 до 4-6 мкм.

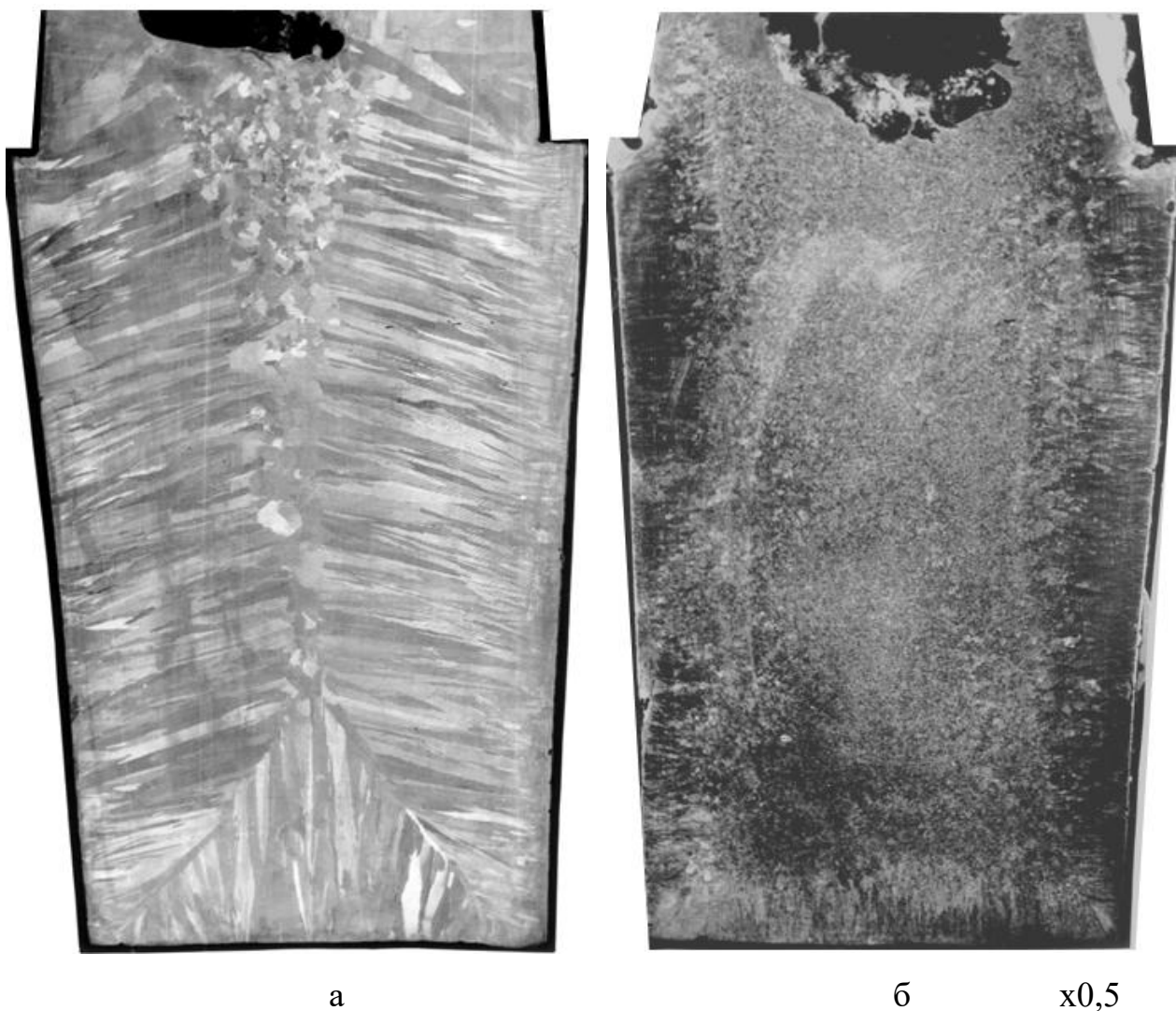


Рис. 4.9. – Макроструктури злиwkів з нержавіючої сталі 12X18H9T:

а – без вібрації; б – під дією вібрації

Перелічені вище зміни у структурах зливків під впливом вібрації зумовили відповідні зміни механічних характеристик металу у литому вигляді. Механічні властивості нержавіючої сталі 12X18H9T визначали на поздовжніх зразках, вирізаних їх двох зон осьового темплету в литому стані – зон стовпчастих та рівноосних кристалів. У механічних характеристиках нержавіючої сталі 12X18H9T в литому вигляді, за аналогією з алюмінію технічної чистоти А5, під впливом вібрації загальний рівень властивостей підвищується на 15-48% та знижується анізотропія цих характеристик за перерізом зливків (табл. 4.2).

Таблиця 4.2

Механічні властивості сталі 12X18H9T у литому вигляді

Зони зливка	Межа міцності $\sigma_b$ , МПа	Межа плинності $\sigma_{0.2}$ , МПа	Відносне подовження, $\delta$ , %	Відносне звуження, $\psi$ , %
Зона стовпчастих кристалів	<u>510</u>	<u>200</u>	<u>40</u>	<u>48</u>
	460	150	30	42
Зона рівноосних кристалів	<u>505</u>	<u>200</u>	<u>42</u>	<u>50</u>
	405	135	35	47

Чисельник – під впливом вібрації; знаменник – контрольний (без вібрації).

Одним з факторів, що визначають міцність, надійність і довговічність деталей машин і механізмів при їх експлуатації є залишкові напруги, що виникають в них ще на стадії отримання заготовок для їх виготовлення. Залишкові напруги не регламентуються ГОСТами і завдання полягає в отриманні заготовок з мінімальними їх значеннями.

У машинобудуванні для зниження рівня залишкових напруг і запобігання короблення заготовок застосовують різні технологічні операції. Найбільш традиційними і вивченими є процеси природного старіння та штучного старіння [143 – 146]. Основним недоліком природного старіння є його тривалість, що викликає необхідність мати великі запаси лиття. При штучному старінні (або

низькотемпературному відпалі) необхідно мати громіздке пічне обладнання, що недостатньо продуктивне через надзвичайно розтягнутий період охолодження заготовок після відпалу.

У зв'язку з цим останнім часом все більшого застосування знаходять методи динамічного зниження залишкових напружень у заготовках і деталях [147, 148]. Суть методу полягає у циклічному навантаженні потужними виброимпульсами литих заготовок чи готових деталей, тобто безпосереднього впливу на причини виникнення залишкових напружень у процесі кристалізації металу немає. Тому, на наш погляд, певний інтерес представляє встановлення впливу вібрації, прикладеної до зливків і виливків у процесі їх тверднення, на залишкові напруги, що в них виникають. З цією метою в осьових темплетях, вирізаних з досліджуваних зливків з нержавіючої сталі Х18Н9Т, методом електронної спекл-інтерферометрії [105] було визначено середні значення залишкових напружень за їх зонами (табл. 4.3).

Таблиця 4.3

Середні значення залишкових напружень по зонах зливків

Зливки	Залишкові напруження, МПа	
	½ зони стовпчастих кристалів	Центр зони рівноосних кристалів
Без вібрації	349	202
Під впливом вібрації	206	155

Встановлено, що залишкові напруження в зливку, що вібрується, по порівнюваних зонах на 30-59% менше, ніж у контрольному. На наш погляд, це обумовлено тим, що залишкові напруження в зливках (виливках) виникають внаслідок неодночасного перебігу фазових перетворень за їх перерізами. У зливках під впливом вібрації, за винятком невеликої кіркової зони, відбувається об'ємне твердіння, що забезпечує одночасне протікання фазових перетворень і формування більш однорідної кристалічної будови. Відповідно, забезпечує

меншу анізотропію властивостей структурних складових (окремих кристалів) і, як наслідок, менші залишкові напруження в зливках в цілому. Ще один чинник зниження залишкових напружень – це вплив вібрації на неметалеві включення, оскільки це є основною причиною виникнення місцевих локальних напружень [31, 149]. Вібрація суттєво змінює розмір і характер розподілу неметалевих включень: підвищує дисперсність, розбиває їх групові скупчення та практично усуває їхнє розташування по межах зерен, що сприяє суттєвому зниженню локальної концентрації напружень навколо них.

#### **4.3. Формування структур і властивостей безперервнолитих заготовок під дією вібрації у процесі їх кристалізації**

Безперервнолиті заготовки є основною проміжною формою литого металу під час виробництва широкого спектра продукції та виробів з різних металевих сплавів. Внутрішня будова литих металевих заготовок, сформована в процесі їх тверднення, має ключовий вплив на подальші фізико-механічні властивості кінцевих виробів. Процес кристалізації рідкого металу у кристалізаторах МБЛЗ супроводжується вкрай складною взаємодією різних фізико-хімічних явищ, що визначають кінцеву якість литих заготовок (структурну та хімічну неоднорідності, утворення дефектів тощо) [9, 16, 73, 90, 154].

Для підвищення якості литих заготовок застосовують різні способи зовнішнього впливу на рідкий метал і метал, що кристалізується, до яких, зокрема, належить низькочастотна вібрація (з частотою  $\nu \leq 200$  Гц і амплітудою  $A \leq 2$  мм). Існує достатня кількість робіт, що підтверджують позитивний вплив вібрації на підвищення дисперсності кристалічної структури, зниження зональної та дендритної неоднорідності, підвищення механічних властивостей металів та їх сплавів [116–120]. Водночас є й роботи, у яких ставиться під сумнів доцільність використання віброімпульсних технологій у металургії [66, 74]. Така суперечливість результатів, отриманих різними авторами, зумовлена, на наш

погляд, тим, що у своїх дослідженнях вони застосовували різні типи вібрації, неоднаковий хімічний склад і масу оброблюваного матеріалу, а також по-різному трактували суть процесів, що відбуваються в металі під час його тверднення. У зв'язку з цим у даній роботі було проведено дослідження впливу вібрації на процеси кристалізації та структуроутворення напівбезперервнолитих заготовок із модельних і металевих сплавів.

Об'єктом досліджень у цих експериментах були прямокутні блюмові заготовки перерізом  $50 \times 125$  мм з модельного сплаву камфену з трицикленом та круглі металеві заготовки діаметром 60 мм з алюмінієвого сплаву АД31. Прямокутні напівбезперервнолиті заготовки отримували за допомогою експериментальної установки для фізичного моделювання (рис. 2.7), а круглі заготовки – на лабораторній установці напівбезперервного лиття металів (рис. 2.8). Для кожного досліджуваного сплаву отримували по три контрольні (тобто без вібрації) та по три дослідні (під дією вібрації) заготовки.

Принципово важливим питанням у безперервному розливанні сталі є оптимізація теплової роботи кристалізатора, від ефективності якої залежить якість заготовок і продуктивність МНЛЗ. Тепловідведення від рідкого металу до охолодної води в кристалізаторі можна умовно розділити на окремі стадії, а саме: тепловіддача від рідкого металу до затверділої кірки; теплопередача через затверділу кірку металу; теплопередача через газовий проміжок від поверхні заготовки до втулки кристалізатора; теплопередача через стінку мідної втулки кристалізатора; тепловіддача від поверхні втулки до води, що охолоджує кристалізатор. Головною лімітуючою стадією відведення тепла від рідкого металу до охолоджувальної води в кристалізаторі МНЛЗ, на який можна впливати, є теплопередача через газовий прошарок між поверхнею заготовки та мідною втулкою кристалізатора. Враховуючи це, у цій роботі за розробленою методикою (розділ 2.7, рис. 2.9) вивчено процес теплопередачі через газовий прошарок у кристалізаторі МНЛЗ, а також випробуваний один із можливих способів

підвищення його інтенсивності. Встановлено закономірності теплопередачі через газовий прошарок залежно від умов експерименту та проведено розрахунок теплового балансу кристалізатора в цілому.

Якщо розглядати теплообмін між заготовкою та кристалізатором як теплопередачу від більш гарячого твердого тіла до менш гарячого (у нашому випадку – передачу тепла від заготовки до мідної втулки кристалізатора), то повна кількість тепла  $Q_z$ , що проходить через газовий прошарок між ними, дорівнює [73]:

$$Q_z = Q_m + Q_n, \quad (4.12)$$

де  $Q_m$  – кількість тепла, що передається теплопровідністю та конвекцією;  $Q_n$  – кількість тепла, що передається променевипусканням.

Враховуючи, що кількість тепла, що передається променевипусканням  $Q_n$  значно менше, ніж  $Q_m$ , то його можна не враховувати. Тоді тепло, що проходить через газовий прошарок за певний проміжок часу, дорівнює [73]:

$$Q_z \approx Q_m \approx \alpha \cdot F \cdot (t_1 - t_2) \cdot \tau, \quad (4.13)$$

де  $\alpha$  – коефіцієнт теплопередачі через газовий прошарок;  $F$  – площа теплообміну;  $t_1$  і  $t_2$  – температури поверхонь заготовки та втулки кристалізатора;  $\tau$  – тривалість теплообміну.

З іншого боку, кількість тепла, відведене в кристалізаторі ( $Q_k$ ) за той самий час, можна визначити таким чином [150, 151]:

$$Q_k = m \cdot C \cdot (t_{2k} - t_{2n}), \quad (4.14)$$

де  $m$  – маса теплоносія (води), що охолоджує кристалізатор;  $C$  – питома теплоємність води;  $t_{2k}$  і  $t_{2n}$  – кінцева та початкова температури води.

Тоді тепло, що проходить через газовий прошарок  $Q_z$ , і тепло, відведене в кристалізаторі  $Q_k$ , згідно із законом збереження кількості теплоти, повинні бути рівними між собою. Вирішуючи спільно рівняння (4.13) та (4.14), можна визначити коефіцієнт теплопередачі через газовий прошарок між заготовкою та втулкою кристалізатора:

$$\alpha = \frac{m \cdot C(t_{2k} - t_{2H})}{(t_1 - t_2) \cdot F \cdot \tau} \quad (4.15)$$

Відомо, що у загальному вигляді коефіцієнт теплопередачі залежить від геометричних, фізичних та гідродинамічних умов, у яких протікає теплообмінний процес [150, 151]. Раніше отримані результати, які показують, що вібрація посилює теплообмінні процеси при формуванні зливків на всіх стадіях передачі тепла від рідкого металу до стінки виливниці [152, 153]. У реальних МНЛЗ стандартних конструкцій формування заготовок відбувається у кристалізаторах за заданих геометричних та фізичних умов. Очевидно, що за таких умов інтенсивність теплообміну залежатиме, головним чином, від теплопередачі через газовий прошарок між заготовкою і мідною втулкою кристалізатора та визначатиметься його товщиною та аеродинамікою середовища в ньому.

За реальними вимірами відповідних температур (поверхень заготовки-ТЕНу та мідної втулки; температури води в резервуарі) були розраховані значення коефіцієнтів теплопередачі та кількості тепла, що передаються через газовий прошарок між заготовкою (ТЕНом) та мідною втулкою кристалізатора. Експериментальні значення коефіцієнта теплопередачі через газовий прошарок між заготовкою (ТЕНом) і мідною втулкою кристалізатора, розраховані за формулою (4.15), представлені рисунку 4.10. Звичайно, максимальне значення коефіцієнт теплопередачі має при нульовому зазорі. Очевидно, що за відсутності зазору йдеться про коефіцієнт контактної теплопередачі, який, як відомо, залежить від якості поверхонь, що стикаються (тобто їх шорсткості). При збільшенні товщини зазору між поверхнями від 0 до 1 мм значення коефіцієнта теплопередачі різко знижуються (рис. 4.10), але подальше зростання зазору до 2 мм помітно на нього не впливає.



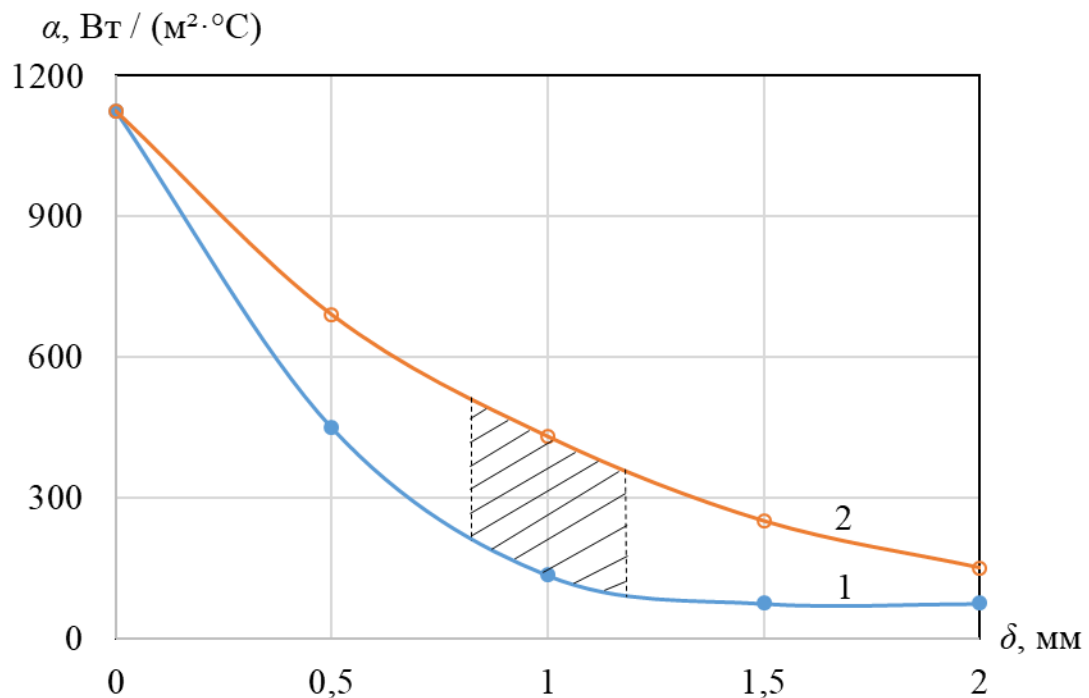


Рис. 4.10. – Залежність коефіцієнта теплопередачі між поверхнями теплообміну у кристалізаторі від товщини газового прошарку:

1 – без вібрації; 2 – під впливом вібрації ( $A = 1$  мм;  $\omega = 60$  Гц)

Вібрація істотно впливає на коефіцієнт теплопередачі через газовий прошарок між поверхнями теплообміну у кристалізаторі (порівняння криві 1 і 2, рис. 4.10). Механізм впливу вібрації може бути обумовлений двома факторами: зменшенням товщини зазору під дією сил віброімпульсу та зміною аеродинаміки газів у ньому. Також з цього рисунку бачимо явну залежність ефективності впливу вібрації від товщини газового прошарку між поверхнями теплообміну, при цьому максимальний ефект отриманий, коли амплітуда віброімпульсу дорівнює його товщині (заштрихована область, рис. 4.10).

Для визначення оптимальних параметрів вібрації, що забезпечують максимальну ефективність впливу на теплообмін між поверхнями, були побудовані криві зміни коефіцієнта теплопередачі для постійної товщини газового прошарку ( $\delta = 1$  мм) в залежності від характеристик вібрації (рис. 4.11).

Бачимо, що значення коефіцієнта теплопередачі значною мірою залежать від параметрів вібрації і що найбільший ефект його впливу досягається при значеннях амплітуд коливань, близьких до товщини газового зазору. Важливий висновок цього рисунку полягає в тому, що головним критерієм при виборі параметрів вібрації для інтенсифікації теплообмінних процесів в кристалізаторі є рівність значень товщини газового прошарку і амплітуди пружних коливань.

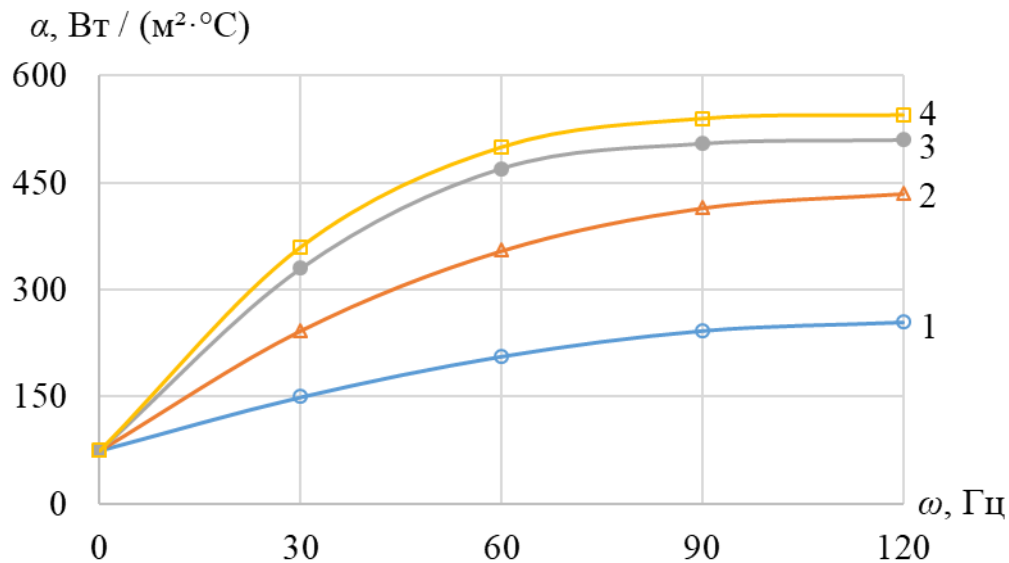


Рис. 4.11. – Вплив параметрів вібрації на коефіцієнт теплопередачі через газовий прошарок між поверхнями теплообміну:

1 –  $A = 0,5$  мм; 2 –  $A = 0,75$  мм; 3 –  $A = 1,0$  мм; 4 –  $A = 1,5$  мм

Внаслідок впливу вібрації на теплообмінні процеси в кристалізаторі суттєво підвищується кількість тепла, що передається від заготовки (ТЕНу) до охолоджувальної води (табл. 4.4). Основні параметри теплообмінного процесу в кристалізаторі були розраховані, використовуючи формули (4.13 – 4.15), за реальними значеннями температур поверхонь теплообміну та води в резервуарі. Як і у випадку з коефіцієнтом теплопередачі, максимальний ефект від впливу вібрації ( $A = 1$  мм;  $\omega = 60$  Гц) на кількість тепла, що відводиться у кристалізаторі,

отримано при рівності значень амплітуди коливань і товщини газового прошарку, тобто при  $A = \delta = 1,0$  мм.

Таблиця 4.4

Параметри теплообмінного процесу у кристалізаторі

Параметр теплообміну	Товщина зазору $\delta$ , мм				
	0	0,5	1,0	1,2	1,5
$\Delta t_2 = t_1 - t_2, ^\circ C$	$\frac{22}{22}$	$\frac{151}{36}$	$\frac{178}{52}$	$\frac{228}{60}$	$\frac{252}{214}$
$\Delta t_2 = t_{2к} - t_{2н}, ^\circ C$	$\frac{259}{259}$	$\frac{183}{248}$	$\frac{168}{239}$	$\frac{135}{177}$	$\frac{125}{141}$
$\alpha = \frac{m \cdot C(t_{2к} - t_{2н})}{(t_1 - t_2) \cdot F \cdot \tau} \frac{Вт}{м^2 \cdot К}$	$\frac{1400}{1400}$	$\frac{750}{1060}$	$\frac{113}{551}$	$\frac{71}{132}$	$\frac{60}{79}$
$Q_n = m \cdot C \cdot (t_{2к} - t_{2н}), кДж$	$\frac{528}{528}$	$\frac{373}{506}$	$\frac{343}{488}$	$\frac{275}{361}$	$\frac{255}{288}$

Чисельник – без вібрації; знаменник – з вібрацією:  $A = 1$  мм;  $\omega = 60$  Гц

З аналізу таблиці 4.4 видно, що, незалежно від товщини газового прошарку, вібрація зменшує перепад температур за перерізом газового прошарку ( $\Delta t_2$ ) між поверхнями теплообміну і, навпаки, посилює темп зростання температури охолоджувальної води ( $\Delta t_2$ ). Безумовно, це пов'язано з підвищенням коефіцієнта теплопередачі через газовий прошарок і, як наслідок, зростанням кількості тепла ( $Q_n$ ), яке передається від заготовки до охолоджуючої води. При цьому в деяких варіантах експериментів коефіцієнт теплопередачі зростає до 4,9 раза, а кількість тепла, що передається, – до 42%. Отримані результати показують суттєву залежність параметрів теплообміну між двома твердими поверхнями від розміру прошарку між ними. При цьому достовірно встановлено, що зовнішніми фізичними впливами (у нашому випадку вібрацією) можна посилити теплопередачу через газовий прошарок у кристалізаторі. Цілком очевидно, що зростання інтенсивності теплообмінних процесів між двома поверхнями під впливом вібрації обумовлено, по-перше, зміною характеру та швидкості руху

газів у прошарку та, по-друге, періодичним скороченням відстані між ними під впливом сил віброімпульсу.

На практиці при безперервному розливанні металів необхідно враховувати, що ефективність впливу вібрації на теплообмінні процеси в кристалізаторах МНЛЗ, у тому числі, буде залежати від точки підводу віброімпульсу. Якщо віброімпульс буде підведений безпосередньо до заготовки, що формується, то інтенсифікація теплообміну в кристалізаторі відбуватиметься на всіх стадіях передачі тепла від рідкого металу до охолоджувальної води (тобто і за рахунок посилення теплопередачі від розплаву до кірки металу внаслідок його примусового перешивання, і за рахунок посилення теплопередачі через газовий прошарок). А якщо віброімпульс буде підведений до кристалізатора – тільки за рахунок посилення теплопередачі через газовий зазор.

Далі розглянемо результати впливу вібрації на процеси кристалізації та структуроутворення досліджуваних сплавів і середовищ. Теоретичні основи механізму впливу вібрації на ці процеси нами вже були розглянуті в розділі 4.1 і вони від типу заготовки, що відливається, не залежать. Тому відразу приступимо до аналізу отриманих результатів і відзначимо, що вони підтвердили суттєвий вплив вібрації на якісні характеристики литих заготовок (структуру та властивості) з досліджуваних сплавів. Насамперед слід відзначити вищу якість поверхні заготовок, відлитих під дією вібрації (рис. 4.12). Наприклад, на поверхні контрольної заготовки (без вібрації) з алюмінієвого сплаву АД31 чітко спостерігаються такі дефекти, як незлітини, надири та оксидні плівки (рис. 4.12, а), тоді як на поверхні віброваної заготовки подібні дефекти практично відсутні (рис. 4.12, б). При цьому, як показали подальші металографічні дослідження, під впливом вібрації підповерхневі дефекти практично повністю усуваються.



а

б

Рис. 4.12. – Якість поверхонь контрольної (а) та віброваної (б) безперервнолитих заготовок з алюмінієвого сплаву АД31

Одним із найважливіших критеріїв оцінки якості литих заготовок є характеристики їх первинних кристалічних структур (форма та дисперсність литого зерна, розміри структурних зон тощо), від яких залежать рівень фізико-механічних властивостей кінцевої металопродукції та виробів. Порівняльний макроструктурний аналіз отриманих заготовок для обох досліджуваних сплавів показує, що вібрація чинить суттєвий вплив на їх формування (рис. 4.13 і 4.14). З наведених рисунків видно, що макроструктури всіх заготовок складаються зі «стандартних» зон: коркової зони, зони транскристалізації та зони рівноосних кристалів. Різниця між структурами контрольної та віброваної заготовок полягає у зміні ширин відповідних зон і дисперсності кристалів у них.

У структурах контрольних заготовок у деяких місцях спостерігаються перемички («містки»), імовірно, утворені через нерівномірність товщини зон транскристалізації за їх висотою (рис. 4.13 і 4.14, а). «Стандартним» наслідком

утворення «містків» є поява у заготовках внутрішніх дефектів усадкового характеру (осьових тріщин, усадкових раковин, пор тощо) через те, що їх тверднення нижче перемичок відбувається за умов недостатнього підживлення рідким металом. У віброваних заготовках циклічні згинальні тиски пружних хвиль руйнують частину дендритів в зоні стовпчастих кристалів і, таким чином, усувають імовірність утворення «містків» за їх висотою, що є головною умовою зниження (або усунення) внутрішніх дефектів такого характеру (рис. 4.13 і 4.14, б).

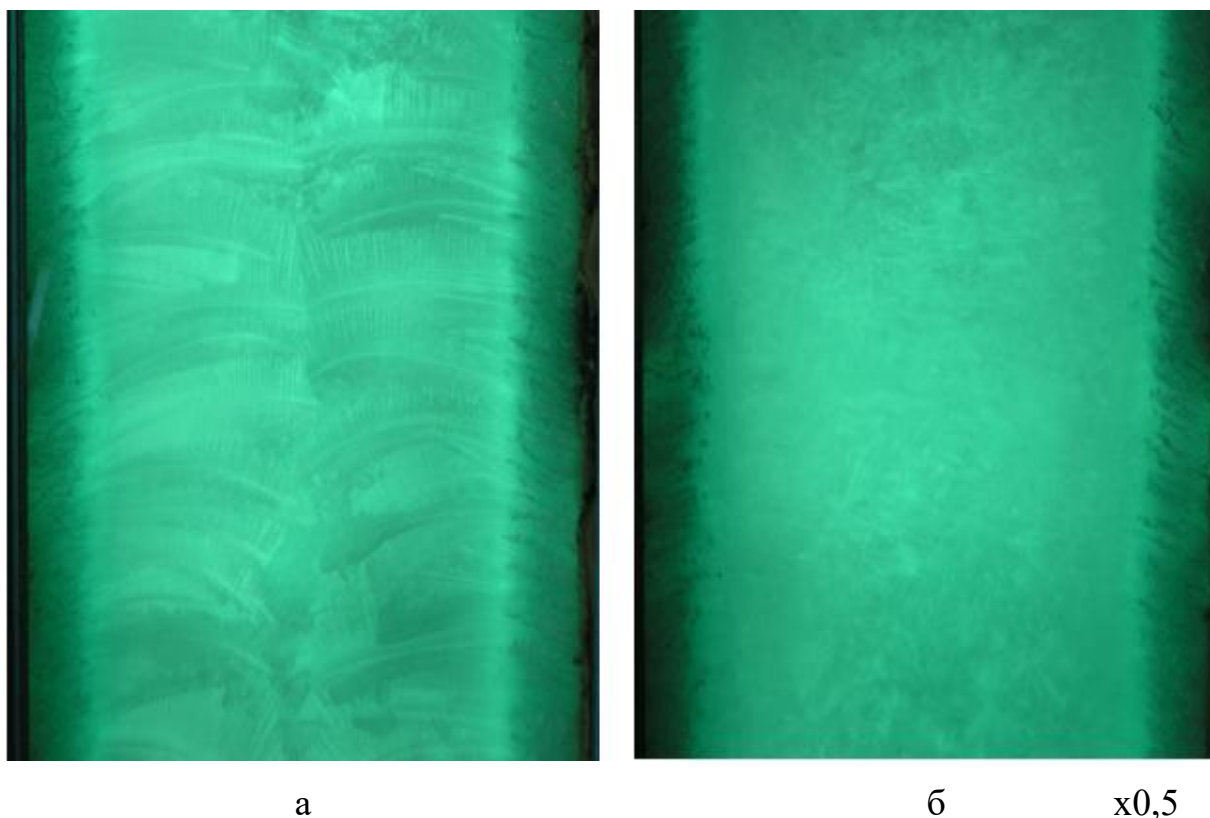


Рис. 4.13. – Макроструктури контрольної (а) та віброваної (б) заготовок із сплаву камфену в осьовій площині

Структура литого металу, як відомо, визначається інтенсивністю тепловідведення від нього при його кристалізації і залежно від значення цього параметру за дотримання певних умов можливі три схеми тверднення литих заготовок, а саме: послідовна (4.1), об'ємна (4.2) та змішана (4.2) [140].

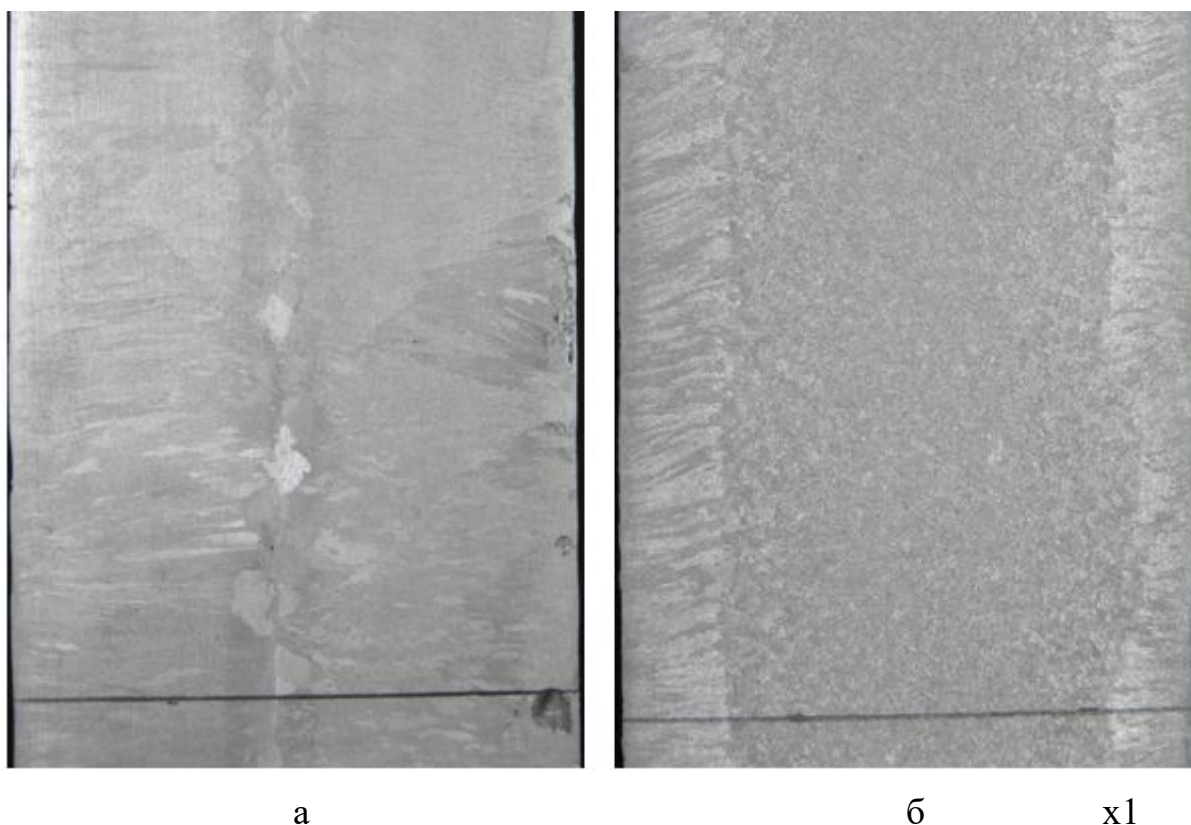


Рис. 4.14. – Макроструктури контрольної (а) та віброваної (б) безперервнолитих заготовок з алюмінієвого сплаву АД31 в осьовій площині

Так, з аналізу результатів цих експериментів слід, що формування безперервнолитих заготовок з досліджуваних сплавів (камфена і алюмінієвого сплаву АД31) відбувається за аналогічним механізмом, що і зливки з цих же матеріалів, які відливались у ливарні форми (див. розділи 4.1 і 4.2). Отже, з аналізу структур контрольних заготовок з обох сплавів можна припустити, що їх кристалізація, ймовірно, протягом усього процесу відбувається за схемою послідовного тверднення, про що свідчить незначна ширина зон рівноосних кристалів у них (рис. 4.13 і 4.14, а; табл. 4.5). А кристалічна будова віброваних заготовок вказує на те, що під впливом вібрації їх тверднення відбувається за змішаною схемою. На початковому етапі в дослідних заготовках, очевидно, відбувається зародження та зростання лише стовпчастих кристалів, тобто відбувається послідовне їх тверднення. При досягненні стовпчастими

кристалами певних розмірів (довжин) під дією згинальних тисків пружних хвиль відбувається їх часткове руйнування і більш дисперсна частина уламків, завдяки вібраційному перемішуванню, розподіляються по перерізу металу, що твердне, забезпечуючи в подальшому об'ємне тверднення заготовок. Про все це свідчить суттєве скорочення зон транскристалізації в дослідних заготовках та значне збільшення дисперсності і ширини зон рівноосних кристалів у них (рис. 4 і 5, 6; табл. 4.5). Більші уламки кристалів під дією сил гравітації осідають в донну частину заготовки, зменшуючи тим самим глибину рідкої лунки (рис. 4.15).

Таблиця 4.5

Розміри структурних зон у литих заготовках із досліджуваних сплавів

Сплав	Умови формування	Зона стовпчастих кристалів, мм	Зона рівноосних кристалів, мм
Камфен	вільне	49÷52	3÷6
	з вібрацією	10÷12	86÷90
Алюмінієвий сплав АД31	вільне	25÷26	4÷5
	з вібрацією	8÷10	40÷42

З рис. 4.15 бачимо, що зі зростанням параметрів вібрації зменшується глибина рідкої лунки, що свідчить про ефективне руйнування стовпчастих кристалів на поверхнях тепловідведення. При цьому ефект впливу вібрації зі збільшенням амплітуди вищий, ніж від підвищення її частоти (рис. 4.15, пор. 2 з 3 та 3 з 4). Зменшення глибини рідкої лунки та руйнування стовпчастих дендритів на фронті кристалізації практично виключає ймовірність утворення перемичок, які є основною причиною виникнення осьової пористості та, як наслідок, осьової ліквіації. Осьова пористість за звичайних умов затвердіння обумовлена, як зазначалося вище, усадкою металу при затвердінні. Через нестачу рідкого металу нижче перемичок, кристалізація відбувається в умовах розрідження, що сприяє



інтенсифікації виділення лікватів, утворюючи осьову ліквацію. При цьому чим вище розрідження, тим сильніше осьова ліквація [155].

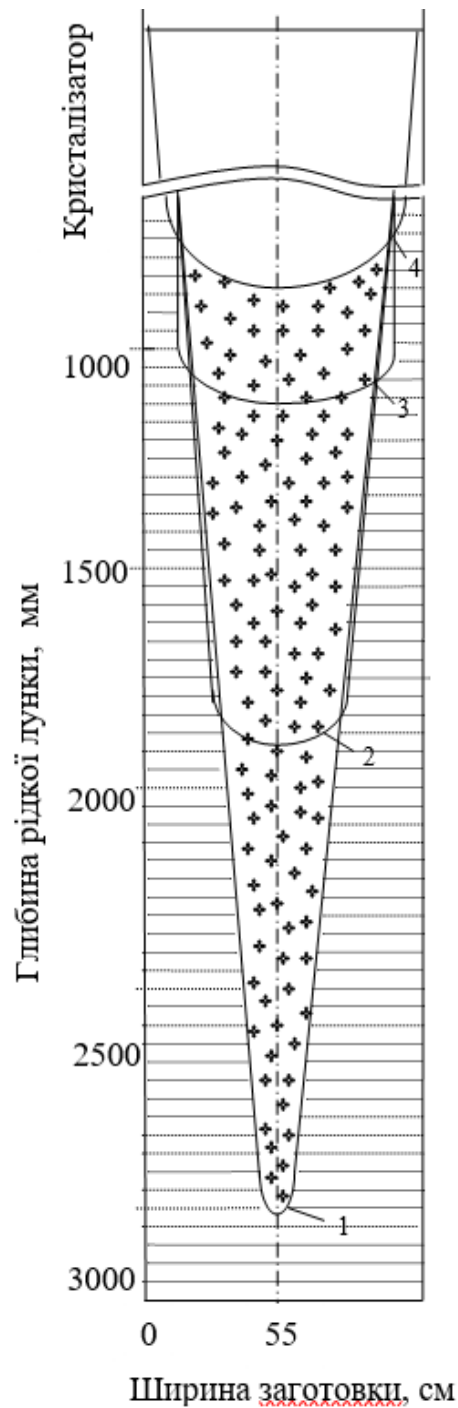


Рис. 4.15. – Зміна глибини рідкої лунки у безперервнолитій заготовці з камфену залежно від умов її формування: 1 – контрольна заготовка; 2 – під дією вібрації з  $A = 0,5$  мм и  $\omega = 40$  Гц; 3 – під дією вібрації з  $A = 1,0$  мм и  $\omega = 40$  Гц; 4 – під дією вібрації з  $A = 1,0$  мм и  $\omega = 60$  Гц;

Перелічені вище зміни в структурах заготовок, наприклад, алюмінієвого сплаву АД31 за різних умов затвердіння зумовили зміни фізико-механічних характеристик литого металу (табл. 4.6).

Таблиця 4.6

Фізико-механічні характеристики литого металу в заготовках

Структурна зона заготовки	$\rho$ , кг/м <sup>3</sup>	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\sigma_{02}$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %
Стовпчастих кристалів	<u>2560</u>	<u>83</u>	<u>72</u>	<u>32</u>	<u>37</u>
	2550	67	55	25	32
Рівноосних кристалів	<u>2570</u>	<u>87</u>	<u>76</u>	<u>34</u>	<u>39</u>
	2515	48	42	22	24

Примітка: чисельник – із вібрацією; знаменник – без вібрації

#### Висновки до розділу 4

4.1. В результаті проведених досліджень визначено механізм впливу вібрації на формування кристалічних структур литих заготовок, який полягає у появі наступних додаткових ефектів у процесах їх кристалізації, а саме: у руйнуванні частини стовпчастих кристалів на поверхнях тепловідведення та розподілі цих уламків по об'єму розплаву в результаті вібраційного перемішування; у підвищенні швидкості зародження кристалів у розплавах металів в результаті створення на поверхнях адсорбованих зародків джерел для зростання та появі переохолоджених мікрооб'ємів розплаву навколо кожного уламка; у забезпеченні постійної інтенсивного тепловідведення від розплаву, що твердне, за рахунок зниження товщини теплового бар'єру на стінках ливарних форм в результаті руйнування стовпчастих кристалів на них.

4.2. З використанням методів фізичного моделювання та дослідями на реальних металах встановлено закономірності зародження, зростання та трансформації кристалів у полі пружних коливань у зв'язку з теплофізичними

умовами кристалізації досліджуваних сплавів та середовищ (температур перегріву, інтенсивності охолодження тощо). Встановлені закономірності можуть бути науковою основою для розробки нових металургійних технологій для управління структурою литих заготовок на першому етапі виробництва металопродукції. Модифікуючий ефект впливу вібрації на формування структур литих заготовок є альтернативою екологічно шкідливим операціям хімічного модифікування металів та ефективним фактором ресурсо- та енергозбереження.

4.3. Експериментально показано, що формуванням якісних характеристик зливків та безперервнолитих заготовок з реальних металів та сплавів можна керувати за допомогою вібрації. Встановлено, що вібрація зменшує товщину зон стовпчастих кристалів в литих заготовках у 2-4 рази в залежності від типу сплаву та відповідно збільшує ширину зон рівновісних кристалів. При цьому дисперсність зерна в заготовках для усіх досліджуваних сплавів підвищується у 5-15 разів в залежності від структурної зони. Наслідком таких змін у кристалічній будові металу є суттєве підвищення його фізико-механічних характеристик при одночасному зниженні їхньої анізотропії по перерізу заготовок. Отже, під впливом вібрації показники міцності підвищуються на 54–62%, а пластичності – на 25–35%.

### **Загальні висновки**

1. Розроблено оригінальні методики та устаткування для фізичного моделювання процесів кристалізації та структуроутворення литих металевих заготовок під впливом зовнішніх термочасової обробки та пружних коливань залежно від їх складу, форми та об'єму. Ці методики є універсальними і, змінюючи вихідні дані, можуть бути використані для дослідження процесів, якими супроводжується тверднення будь-яких металевих розплавів.

2. На модельних металевих сплавах і прозорих органічних середовищах з використанням розроблених методик фізичного моделювання встановлено, що

залежність рівня переохолоджень їх розплавів перед кристалізацією від температур перегріву зумовлено станом (ступенем розчинення) наявних у них обмежено розчинних домішок.

3. Встановлено, що у розплавах модельних середовищ категорії чистоти «технічний» ( $\leq 95\%$ ) навіть у зразках мікроскопічних об'ємів ( $50\div 200$  мкм) зародження центрів кристалізації завжди відбувався за гетерогенним механізмом. Використовуючи високоочищені модельні середовища ( $\geq 99\%$ ), було продемонстровано можливість гомогенного зародження кристалів у розплавах и що при цьому ступінь їх переохолодження значно (на порядок) вище, ніж при гетерогенному зародкоутворенні.

4. Доведено, що на дисперсність кристалічних структур литих металевих заготовок істотно впливає їх форма та розміри. Встановлено, що для заготовок невеликої товщини дисперсність та однорідність їх структур визначається виключно швидкістю утворення зародків на міжфазному кордоні розплав-стілки ливарних форм, а для заготовок великого перерізу – швидкістю зародкоутворення, обумовленою масштабними факторами.

5. Експериментально спростовано існуючі у літературі основні гіпотези щодо механізму впливу пружних коливань на зародкоутворення: про зниження в'язкості розплавів металів та про виключну роль кавітаційних тисків на зародкоутворення. Безпосереднє визначення кінематичних в'язкостей розплавів досліджуваних середовищ під впливом пружних коливань при температурах, близьких до температур їх кристалізації, не виявили ніяких змін рівня їх значень. Також не було виявлено ніяких змін у швидкості утворення зародків у розплавах досліджуваних середовищ під впливом пружних коливань у кавітаційному режиму їх дій.

6. Встановлено, що в розплавах реальних металів існують адсорбовані на твердих підкладках кристалічні зародки, здатних стати центрами кристалізації при значно менших переохолодженнях, ніж при спонтанному зародкоутворенні.

Саме через кавітаційну ерозію та механічне тертя твердих підкладок між собою і зі стінками ливарних форм, викликане пружними коливаннями, на поверхнях адсорбованих зародків з'являються джерела для їх зростання і, відповідно, зростає швидкість зародкоутворення у розплавах металів.

7. Уточнено механізм впливу вібрації на формування литих металевих заготовок, який полягає у наступному: у руйнуванні частини стовпчастих кристалів на поверхнях ливарних форм та розподілі цих уламків по об'єму розплаву в результаті вібраційного перемішування; у підвищенні швидкості зародження кристалів у розплавах металів; у пришвидшенні тверднення за рахунок забезпечення постійного інтенсивного тепловідведення від розплаву за рахунок зниження товщини теплового бар'єру на стінках ливарних форм.

8. Встановлено закономірності зародження, зростання та трансформації кристалів у розплавах досліджуваних матеріалів під впливом пружних коливань у зв'язку з теплофізичними умовами їх кристалізації (температур перегріву, швидкостей розігріву та охолодження). Встановлений модифікуючий ефект впливу вібрації на формування структур литих заготовок може бути альтернативою екологічно шкідливим операціям хімічного модифікування металів.

9. Доведено, що формуванням якісних характеристик литих металевих заготовок (зливків та безперервнолитих заготовок) можна керувати за допомогою вібрації. Встановлено, що вібрація знижує структурну та хімічну неоднородність литих заготовок для усіх досліджуваних сплавів. При цьому дисперсність структур заготовок підвищується у 5-15 разів в залежності від зони. Наслідком таких змін у кристалічній будові металу є суттєве підвищення його фізико-механічних характеристик при одночасному зниженні їхньої анізотропії по перерізу заготовок: показники міцності підвищуються на 54–62%, а плинності – на 25–35%.

## СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Данилов В.И. Строение и кристаллизация жидкостей. – К.: Наукова Думка, 1956. – 568 с.
2. Овсиенко Д.Е. Зарождение и рост кристаллов из расплава. – К.: Наукова Думка, 1994. – 256 с.
3. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
4. Гиббс Дж. Термодинамические работы. – М.: Гостехиздат, 1950. – 492 с.
5. Проблемы современной металлографии. – М.: Наука, 1975. – 407 с.
6. Скрипов В.П., Коверда В.П. Спонтанная кристаллизация переохлажденных жидкостей. – М.: Наука, 1984. – 232 с.
7. Френкель Я.И. Кинетическая теория жидкости. – Л: Наука, 1975. – 592 с.
8. Салли И.В. Кристаллизация сплавов. – К.: Наукова Думка, 1974. – 238 с.
9. Скворцов А.А., Акименко А.Д., Ульянов В.А. Влияние внешних воздействий на процесс формирования слитков и заготовок. – М.: Металлургия, 1991. – 216 с.
10. Козачковский О.Д. Вопросы физики металлов и металловедения. – К.: Наукова Думка, 1948. – 453 с.
11. Turnbull D. // J. Chem. Phys. – 1950. – №2. – Р. 198.
12. Чернов А.А., Трусков Л.И. Кристаллография. – 1969. – №2. – С. 218.
13. Молоцкий М.И. Кристаллография. – 1972. – №5. – С. 1015.
14. Джексон К. Жидкие металлы и их затвердевание. – М.: Металлургиздат. – 1962. – 200 с.
15. Таран Ю.Н., Мазур В.И. Структура эвтектических сплавов. – М.: Металлургия. – 1978. – С. 79-81.
16. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия. – 1976. – 552 с.

17. Бунин Н.П., Баранов А.А. Металлография. – М.: Металлургия. – 1970. – 254 с.
18. Зельдович Я.Б., Салганик Р.Л. О квазипериодическом выпадении осадков при взаимной диффузии двух веществ // ДАН СССР, 1961, т. 140, №6, с. 1282-1284.
19. Борисов В.Т. Теория двухфазной зоны металлического слитка. – М.: Металлургия. – 1987. – 223 с.
20. Lie K.Y., Nord C.D. Stochastic Modeling of Solidification Grain structures of Al-Cu crystal in Ribbons in Planar. Flow Casting // ISIJ International, 1997, vol. 37, №1, p. 8-12.
21. Еланский Г.Н. Строение и свойства металлических расплавов. – М.: Металлургия, 1991. – 160 с.
22. Баум Б.А. Металлические жидкости – проблемы и гипотезы. – М.: Наука, 1979. – 120 с.
23. Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В. и др. Жидкая сталь. – М.: Металлургия, 1984. – 209 с.
24. Вертман А.А., Самарин А.М. Свойства расплавов железа. – М.: Наука, 1970. – 280 с.
25. Белащенко Д.К. Структура жидких и аморфных металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 192 с.
26. Уббелоде А.Р. Расплавленное состояние вещества: Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. – С. 3-14.
27. Гельд П.В., Баум Б.А., Тягунов Г.В. и др. Связь свойств металла в жидком и твердом состояниях. Свойства расплавленных металлов. – М.: Наука, 1974. – С. 7-10.
28. Попель С.И. Поверхностные свойства расплава // Теория металлургических процессов. – М.: ВИНТИ, 1971. – С.7-132.

29. Хасин Г.А., Тягунов Г.В., Михайлов В.Б. и др. Влияние температурно-временного режима выплавки на повышение качества стали // Сталь. – 1978. – №9. – С. 814-817.

30. Баум Б.А., Тягунов Г.В., Цепелев В.С. и др. Перспективы термовременной обработки металлических расплавов // Процессы литья. – 1992. – №1. – С. 50-54.

31. Нурадинов А.С. Механизм влияния перегрева на переохлаждение расплава // Процессы литья. – 1997. – №3. – С. 55-58.

32. Бродова И.Г., Чикова О.А., Поленц И.В. и др. Влияние метастабильной гетерогенности жидких металлических растворов на структуру литых алюминиевых сплавов // Процессы литья. – 1992. – №2. – С. 67-71.

33. Гудмен Т. Применение интегральных методов в нелинейных задачах нестационарного теплообмена // Проблемы теплообмена. – М.: Атомиздат, 1967. – С. 41-96.

34. Qian M., Cao P., Easton M.A., McDonald S.D., StJohn D.H. An analytical model for constitutional supercooling-driven grain formation and grain size prediction // Acta Materialia. – 2010. – V. 58, No. 9. – P. 3262–3270.

35. StJohn D.H., Prasad A., Easton M.A., Qian M. The Contribution of Constitutional Supercooling to Nucleation and Grain Formation // Metall. Mater. Trans. A. – 2015. – V. 46. – P. 4868-4885.

36. Jeong G., Park J., Nam S., Shin S.-E., Shin J., Bae D., Choi H. The Effect of Grain Size on the Mechanical Properties of Aluminum // Archives of Metallurgy and Materials. – 2015. – V. 60, No. 2. – P. 1287-1291.

37. Schempp P., Cross C.E., Häcker R., Pittner A., Rethmeier M. Influence of grain size on mechanical properties of aluminium GTA weld metal // Weld World. – 2013. – V. 57. – P. 293-304.

38. El-Danaf E.A., Soliman M.S., Almajid A.A., El-Rayes M.M. Enhancement of mechanical properties and grain size refinement of commercial purity aluminum



1050 processed by ECAP // Materials Science and Engineering A. – 2007. – V. 458. – P. 226-234.

39. Cui X., Wu Y., Liu X., Zhao Q., Zhang G. Effects of grain refinement and boron treatment on electrical conductivity and mechanical properties of AA1070 aluminum // Materials and Design. – 2015. – V. 86. – P. 397-403.

40. Cui X., Wu Y., Zhang G., Liu Y., Liu X. Study on the improvement of electrical conductivity and mechanical properties of low alloying electrical aluminum alloys // Composites Part B: Engineering. – 2017. – V. 110. – P. 381-387.

41. Zeng H., Wu Y., Zhang J., Kuang C., Yue M., Zhou S. Grain size-dependent electrical resistivity of bulk nanocrystalline Gd metals // Progress in Natural Science: Materials International. – 2013. – V. 23, No. 1. – P. 18-22.

42. Yang B., Perepezko J.H., Schmelzer J.W.P., Gao Y., Schick C. Dependence of crystal nucleation on prior liquid overheating by differential fast scanning calorimeter // The Journal of Chemical Physics. – 2014. – V. 140. – P. 510-513.

43. Zhao B., Li L., Lu F., Zhai Q., Yang B., Schick C., Gao Y. Phase transitions and nucleation mechanisms in metals studied by nanocalorimetry: A review // Thermochimica Acta. – 2015. – V. 603. – P. 2-23.

44. Абрамов А.А., Ткаченко В.Г., Щерецкий А.А., Максимчук И.Н. и др. Особенности переохлаждения жидких металлических сплавов с различным химическим взаимодействием компонентов // Электронная микроскопия и прочность материалов: Сб. научн. тр. – К.: ИПМ НАН України, 2014. – Вип. 20. – С. 52-64.

45. Jinku Y., Qi Q., Lian L., Qihua J., Dongying N. Investigation on the undercooling and crystallization of pure aluminum melt by DSC // Phase Transitions. – 2010. – Vol. 83, No. 7. – P. 543–549.

46. Mei Q., Li J. Dependence of Liquid Supercooling on Liquid Overheating Levels of Al Small Particles // Materials. – 2016. – V. 9, No. 1, article 7. – P. 1-8.

47. Uttormark M.J., Zanter J.W., Perepezko J.H. Repeated nucleation in an undercooled aluminum droplet // Journal of Crystal Growth. – 1997. – V. 177. – P. 258-264
48. Perepezko J.H. Nucleation controlled phase selection during solidification // Materials Science and Engineering A. – 2005. – V. 413-414. – P. 389-397.
49. Nitsch K., Cihlár A., Rodová M. Molten state and supercooling of lead halides // Journal of Crystal Growth. – 2004. – V. 264. – P. 492-498.
50. Борисов В.Т. О механизме нормального роста кристаллов // ДАН СССР, 151, №6, 1963, с. 1311-1314.
51. Mathew J., Brody H.D. Simultion of heat flow and thermal stresses in axisymmetric continuous casting // Solidification and Coating of Metals. – Sheffield. – 1977. – P. 244-248.
52. Бочвар А.А. Металловедение. – М.: Metallurgizdat, 1956. – 795 с.
53. Новиков И.И. Золотаревский В.С. Дендритная ликвация в сплавах. – М.: Наука, 1966. – 156 с.
54. Смирнов А.Н., Глазков А.Я., Пилюшенко В.Л., Чертков В.А., Бродский С.С., Пикус М.И. Теория и практика непрерывного литья. – Донецк: ООО «НОРД Компьютер», 2000. – 363 с.
55. Гончар В.П. Расчет параметров виброобработки металла в изложницах // Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация». – 1975. – №7. – С.37-38.
56. Серветник В.М., Яковлев Ю.Н., Фомин Р.Э. и др. Влияние вибрации на кристаллизацию крупных промышленных слитков кипящей стали // Влияние внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1983. – С. 41-43.
57. Ефимов В.А. Перспективы работ по применению внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся расплав. В сб.: Влияние внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл. – К.: Наукова Думка, 1983. – С. 3-22.
58. Романов А.А. Литье в вибрируемые формы. – М: Машгиз, 1959. – 136 с.

59. Баландин Г.Ф. Формирование кристаллического строения отливок. – М.: Машиностроение, 1979. – 288 с.
60. Герман Э. Непрерывное литье. – М.: Metallurgizdat, 1961. – 814 с.
61. Ульянов В.А., Скворцов А.А. Теплофизические аспекты применения водоохлаждаемых холодильников // Проблемы стального слитка: – Киев, ИПЛ АН УССР, 1988. – С. 52-56.
62. Эльдарханов А.С. Кавитационное разрушение границы затвердевания // Процессы литья. – 1996. – № 3. – С. 16-24.
63. Полоцкий И.Г., Левин Г.И. О механизме действия ультразвука на процессы кристаллизации // Вопросы физики металлов и металловедения. – Киев: Изд. АН УССР, 1959. – С. 160-166.
64. Гуревич Я.Б., Леонтьев В.И., Теумин И.И. Влияние упругих колебаний при кристаллизации на структуру, механические свойства и деформируемость стали Х27, Х25Н20 // Проблемы металловедения и физики металлов: Сб. научн. трудов ЦНИИЧМ. – М.: Metallurgizdat, 1959. – Вып. 6. – С. 117-137.
65. Сутырин Г.В. Исследование механизма воздействия низкочастотной вибрации на кристаллизацию сварочной ванны // Автоматическая сварка. – 1975. – №5. – С. 7-10.
66. Campbell I. Effekts of vibration during Solidification // Internationale Metals Reviers. – 1981. – №2. – P. 71-108.
67. Нурадинов А.С. Исследование влияния теплофизических и динамических воздействий на кристаллизацию и структурообразование литых заготовок // Диссертация кандидата технических наук. – Киев: 1998, 188 с.
68. Ефимов В.А. Влияние внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл // Сталь. – 1988. – №4. – С. 21-27.
69. Межидов В.Х., Асхабов Х.И., Эльдарханов А.С., Щупак Ю.Д. Влияние вибрации на кристаллизацию органического слитка // Влияние внешних

воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1983, с. 35-40.

70. Таранов Е.Д., Нурадинов А.С., Кондратюк С.Е., Бречко Е.Л. Кристаллизация и структурообразование стальных слитков в условиях вибрационного воздействия // Процессы литья. – 1998. – №3-4. – С. 84-90.

71. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Влияние вибрации на теплофизические особенности затвердевания слитков // Процессы литья. – 1995. – №3. – С. 30-41.

72. Гладков М.И., Балакин Ю.А., Гончаревич И.Ф. Термодинамический анализ условий зарождения и роста кристаллов при виброобработке металла // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1989. – №9. – С. 27-29.

73. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С., Таранов Е.Д. Влияние градиента температуры на кристаллическую структуру литья // Процессы литья. – 2001. – №5. – С. 25-27.

74. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С., Таранов Е.Д. Моделирование процессов кристаллизации и структурообразования сплавов // Процессы литья. – 2001. – №1. – С. 15-18.

75. Абрамов О.В. Кристаллизация металлов в ультразвуковом поле. – М.: Металлургия, 1972. – 256 с.

76. Соболев В.В. Влияние кавитации на кристаллизацию металла при ультразвуковом воздействии на расплав // Металлы. – 1989. – №5. – С. 52-59.

77. Добаткин В.И., Эскин Г.И., Боровикова С.И. Особенности ультразвукового воздействия на процесс кристаллизации при непрерывном литье // Физика и химия обработки материалов. – 1973. – №6. – С. 37-41.

78. Эскин Г.И. Недендритная кристаллизация легких сплавов при ультразвуковой обработке расплава // Металлургия машиностроения. – 2003. – №9. – С. 11-15.

79. Ульянов В.А., Китаев Е.М., Скворцов А.А. Кинетика формирования стальных слитков при пассивных и активных внешних воздействиях // Процессы литья. – 1993. – №4. – С. 38-43.

80. Смирнов А.Н., Пилюшенко В.Л., Момот С.В. и др. Затвердевание металлического расплава при внешних воздействиях. – Донецк: Издательство «ВИК», 2002. – 169 с.

81. Самойлович Ю.А. Кристаллизация слитка в электромагнитном поле. – М.: Металлургия, 1986. – 168 с.

82. Видов С.В., Зверев В.Ф., Лепешкин А.А. и др. Кристаллизация расплава при воздействии внешних магнитных полей // Процессы литья. – 1992. – № 1. – С. 107-114.

83. Мартынов О.В., Голиков С.С. Влияние внешнего магнитного поля на кристаллизацию стального слитка // Разливка стали в изложницы. – М.: Металлургия, 1984. – С. 18-20.

84. Лычев А.П., Черемисин А.И. Влияние магнитного поля на линейную скорость роста кристаллов // Электронная обработка материалов. – 1981. – №2. – С. 55-57.

85. Танагучи С., Бримакомб Дж. Извлечение неметаллических включений из жидкого металла силой Пинча // Магнитная гидродинамика. Саласпилс, Латвия: Институт физики. – 1996. – №2. – С. 158-163.

86. Вершкова Е.А., Мочалов А.А., Ефимов В.А. К вопросу возникновения отрицательной сегрегации перед фронтом кристаллизации при магнитном перемешивании расплава // Процессы литья. – 1993. – №3. – С. 66-71.

87. Ершов Г.С., Позняк Л.А. Структурообразование и формирование свойств сталей и сплавов. – К.: Наукова Думка, 1993. – 364 с.

88. Шкляр В.С. Влияние электрического поля на вязкость и жидкотекучесть расплава // Литейное производство. – 1989. – №3. – С. 29-35.

89. Нурадинов А.С. Управление формированием структуры металлических заготовок путем теплосиловых воздействий на затвердевающие сплавы // Диссертация доктора технических наук. – Киев: 2007, 328 с.
90. Скворцов А.А., Акименко А.Д. Теплопередача и затвердевание стали в установках непрерывной разливки. – М.: Металлургия, 1966. – 190 с.
91. Самойлович Ю.А. Кристаллизация слитка в электромагнитном поле. – М.: Металлургия. – 1986. – С. 154.
92. Ефимов В.А. Влияние внешних воздействий на формирование отливок. Специальные способы литья. – М.: Машиностроение, 1991. – С. 10-50.
93. Дымнич А.Х., Корниец И.В. Основы теории подобия и физического моделирования. – Киев: Наш формат, 2016. – 172 с.
94. Еронько С.П., Быковских С.В. Физическое моделирование процессов внепечной обработки и разливки стали. – Киев: Техника, 1998. – 136 с.
95. Гухман А.А. Введение в теорию подобия. – М.: Высшая школа, 1973. – 295 с.
96. Гухман А.А. Применение теории подобия к исследованию процессов тепломассообмена. – М.: Высшая школа, 1974. – 328 с.
97. Марков Б.Л., Кирсанов А.А. Физическое моделирование в металлургии. – М.: Металлургия, 1984. – 119 с.
98. Зиновьев В.Е. Кинетические свойства металлов при высоких температурах // Справочник. – М.: Металлургия, 1984. – 200 с.
99. Зиновьев В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах // Справочник. – М.: Металлургия, 1983. – 384 с.
100. Галдин Н.М., Чернега Д.Ф. и др. Цветное литье. // Справочник. – М.: Машиностроение, 1989. – 528 с.
101. Ефимов В.А., Осипов В.П., Гребенюк В.П. Пути усовершенствования разливки стали. – М.: Металлургиздат, 1963. – 183 с.

102. Нурадинов А.С., Ноговіцин О.В., Школяренко В.П., Баранов І.Р., Нурадінов І.А. Залежності впливу температури перегріву на зародження кристалів у розплавах металів // Процеси лиття. – 2023. – № 3 (153). – С. 27-33.

103. Салли И.В., Фалькевич Э.С. Управление формой роста кристаллов. – К.: Наукова Думка. – 1989. – 160 с.

104. Таранов Е.Д., Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С., Дука В.М. Влияние вибрации на кристаллизацию, структуру и свойства полунепрерывнолитой заготовки // Процессы литья. – 2011. – №5. – С. 44-49.

105. Лобанов Л.М., Пивторак В.А., Савицкий В.В., Ткачук Г.И. Оперативное определение остаточных напряжений с использованием электронной спекл-интерферометрии // В мире неразрушающего контроля. – 2005. – №1. – С. 10-13.

106. Nuradinov A.S., Mazur V.L., Sirenko K.A., Chistyakov O.V., Nuradinov I.A. Influence of the superheating temperature of metal melts on their supercooling before crystallization // Металофізика і новітні технології – 2025. – Том 47. – №10. – С. 1125–1136.

107. Нурадинов А.С., Ноговіцин О.В., Гончаров О.Л., Нурадінов І.А., Чистяков О.В., Зубеніна Н.Ф. Методика дослідження впливу перегріву на переохолодження металів та їх сплавів // Процеси лиття. – 2024. – № 3. – С. 19-27.

108. Нурадинов А.С., Баранов І.Р., Пригунов С.В., Нурадінов І.А., Чистяков О.В. Методика дослідження зародження кристалів у розплавах краплинним методом // Науково-технічний журнал "Металознавство та обробка металів". – 2024. – №2. – С. 27-35.

109. Nuradinov A.S., Nogovitsyn A.V., Sirenko K.A., Nuradinov I.A., Chistyakov O.V., Derecha D.O. Physical Simulation of Nucleation and Crystallization Processes in Transparent Organic Media Melts // Physica Scripta 100 (2025) 035909 <https://doi.org/10.1088/1402-4896/adadb0>

110. Флемингс М.С. Процессы затвердевания. – М.: Мир, 1977. – 423 с.
111. Чалмерс Б. Теория затвердевания. – М.: Metallurgiya, 1968. – 288 с.
112. Чистяков О.В., Нурадинов А.С., Ноговицын О.В., Сіренко К.А., Баранов І.Р., Нурадінов І.А. Методика дослідження механізмів зародження кристалів у розплавах металів в залежності від їх обсягу та форми // Науково-технічний журнал "Металознавство та обробка металів". – 2025. – №2. – С.47-58.
113. Nuradinov A.S., Sirenko K.A., Nuradinov I.A., Chistyakov O.V., Derecha D.O. The size effect on nucleation process during solidification of metals // <http://arxiv.org/abs/2507.04737>
114. Фольмер М. Кинетика образования новой фазы. – М.: Наука. – 1986. – 208 с.
115. Оно А. Затвердевание металлов. – М.: Metallurgiya. – 1980. – 280 с.
116. Таранов Е.Д., Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С., Дука В.М. Влияние вибрации на кристаллизацию, структуру и свойства полунепрерывнолитой заготовки // Процессы литья. – 2011. – №5. – С. 44-49.
117. Нурадинов А.С., Ноговицын А.В., Нурадинов И.А., Зубенина Н.Ф. Внешнее термосиловое воздействие как фактор управления формированием структуры литых заготовок // Процессы литья. – 2019. – №4. – С. 11-19.
118. Нурадинов А.С., Прыгунова А.Г., Шейгам В.Ю., Вернидуб А.Г., Нурадинов И.А. Физические методы управления формированием структуры металлов // Металл и литье Украины. – 2020. – №2. – С. 64-71.
119. A. Eldarchanov, O. Figovsky, A. Nuradinov Influence of Vibration on Continuously Cast Blooms // Scientific Israel – Technological Advantages. – 2014. – Vol. 16 (no.1-2). – S. 225-228.
120. Нурадинов А.С., Нарівський А.В., Нурадінов І.А. та інші. Процеси структуроутворення в сталевих злитках при теплосилових діях на метал// Процеси литья. – 2021. – № 4. – С. 22-30.



121. Шейгам В.Ю, Пригунова А.Г., Кошелев М.В., Нурадинов А.С. та інші. Управління структурою виливка через відкриту поверхню надливу // Процеси лиття. – 2021. – № 4. – С. 30-40.
122. Nuradinov A.S., Nogovitsyn A.V., Nuradinov I.A. and oth. Research of possibility of control of the formation of crystal structure of metal alloys // Science and innovation. – 2020. – Vol. 16(4). – S. 67-73.
123. Нурадинов А.С., Ноговіцин О.В., Чистяков О.В., Сіренко К.А., Нурадінов І.А. Про механізм впливу пружних коливань на зародження кристалів у металах // Процеси лиття. – 2026. – № 1. – С. 12-22.
124. Нурадинов А.С., Чистяков О.В., Нурадінов І.А. Вплив термочасової обробки та пружних коливань на кристалізацію металевих сплавів // Процеси лиття. – 2026. – № 2. – С 18-30.
125. Межидов В.Х., Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С., Таранов Е.Д. О механизме образования и роста кристаллических зародышей в расплавах // Процессы литья. – 2010. – №6. – С. 3-7.
126. ДСТУ EN ISO 3104:2022 Нафтопродукти. Прозорі та непрозорі рідини. Визначення кінематичної в'язкості та обчислення динамічної в'язкості.
127. Федоткин И.М., Гулый И.С. Кавитация, кавитационная техника и технология, их использование в промышленности (теория, расчеты и конструкции кавитационных аппаратов). – К.: Полиграфкнига. – 1997. – 940 с.
128. J. Mi, D. Tan and T. Lee. In situ synchrotron X-ray study of ultrasound cavitation and its effect on solidification microstructures // Metall. Mater. Trans. B. – 2015. – Vol. 46. – S. 1615-1619.
129. D.G. Eskin, J. Mi and M. Khavari. Application of a pulsed magnetic field during solidification of direct chill cast aluminum alloys: Part 2. Microstructure evolution // Metall. Mater. Trans. A. – 2022. – Vol. 53. – S. 2767-2784.

130. T.V. Atamanenko, D. G. Eskin, L. Zhang and L. Katgerman. Criteria of grain refinement induced by ultrasonic melt treatment of aluminum alloys containing Zr and Ti // *Metall. Mater. Trans. A.* – 2010. – Vol. 41. – S. 2056-2066.
131. H.T. Li, Y. Wang and Z. Fan. Mechanisms of enhanced heterogeneous nucleation during solidification in binary Al-Mg alloys // *Acta Mater.* – 2012. – Vol. 4. – S. 1528-1537.
132. A. Ramirez and M. Qian. Potency of high-intensity ultrasonic treatment for grain refinement of magnesium alloys // *Scripta Mater.* – 2008. – Vol. 1. – S. 19-22.
133. J. Zhang, Z. Fan, Y.Q. Wang and B.L. Zhou. Effect of electromagnetic vibration on microstructure and properties of rapidly solidified Mg-Zn-Y-Zr alloys // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2007. – Vol. 448. – S. 189-194.
134. K.S. Suslick and G.J. Price. Applications of ultrasound to materials chemistry // *Annu. Rev. Mater. Sci.* – 1999. – Vol. 29. – S. 295-326.
135. Нурадинов А.С., Чистяков О.В., Нурадінов І.А. Структурутворення і властивості литих заготовок під впливом вібрації при кристалізації розплаву // Науково-технічний журнал "Металознавство та обробка металів". – 2025. – №4. – С. 5-7.
136. Нурадинов А.С., Чистяков О.В., Сіренко К.А., Нурадінов І.А. Механізм зародження кристалів у розплавах металів під впливом пружних коливань // Тези доповідей Міжнародній науково-практичній конференції «Стратегічні орієнтири розвитку науки, освіти, технологій та суспільства в умовах глобальних трансформацій», 27 грудня 2025 року в м. Сіетл, США. – С. 76-79.
137. Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С. Влияние вибрации на кристаллизацию и структуру слитка // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2002. – №7. – С. 192-195.

138. Нурадинов А.С., Таранов Е.Д., Кондратюк С.Е., Бречко Е.Л. Кристаллизация и структурообразование стальных слитков в условиях вибрационного воздействия // Процессы литья. – 1998. – №3-4. – С. 31-39.
139. Нурадинов А.С. Исследование вибрационной обработки слитков из нержавеющей стали // Процессы литья. – 2003. – №1. – С. 33-36.
140. Вейник А.Й. Теория затвердевания отливки. – М.: Машгиз. – 1960. – 435 с.
141. Херлах Д., Файербах Б. Зародышеобразование и переохлаждение. Космическое материаловедение. – М.: Мир. – 1989. – 179 с.
142. Кондратюк С.Е., Пархомчук Ж.В., Вейс В.И. Термокинетические параметры обработки расплава и структурообразование литой стали // Металловедение и обработка металлов. – 2018. – №4. – С. 9-18.
143. Коцюбинский О.Ю. Стабилизация размеров чугунных отливок. – М.: Машиностроение, 1974. – 269 с.
144. Коцюбинский О.Ю. Коробление чугунных отливок от остаточных напряжений. – М.: Машиностроение, 1965. – 176 с.
145. Квашнина Е.И. Оптимальная скорость нагрева и охлаждения отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом при отжиге // Металловедение и термическая обработка. – М. – Киев: Машгиз, 1961. – С. 292-301.
146. Адоян Г.А., Батышев К.А. Коробление отливок из алюминиевых сплавов от действия остаточных напряжений // Литейное производство. – 1991. – №1. – С. 38.
147. Горенко В.Г., Русаков П.В. Статические и динамические способы снижения уровня остаточных напряжений и стабилизации размеров отливок // Повышение надежности и долговечности литых деталей. – К.: Институт проблем литья. – 1987. – С. 23-39.

148. Прокопенко Г.И., Недосека А.Я., Грузд А.А., Красовский Т.А. Разработка и оптимизация оборудования и процесса ультразвуковой ударной обработки сварных соединений с целью снижения остаточных напряжений // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 1995. – №3. – С. 14-22.
149. Кондратюк С.Е. Фрактографические особенности разрушения литых сталей с гетерогенной структурой // Процессы литья. – 1998. – №1. – С. 40-45.
150. Кутателадзе С.С. Основы теории теплообмена. – М.: Атомиздат, 1979. – 416 с.
151. Дымнич А.Х., Троянский А.А. Вопросы тепломассообмена в сталеплавильных процессах. – Донецк: ГВУЗ «ДонНТУ», 2009. – 582 с.
152. Нурадинов А.С., Ефимов В.А. Исследование теплофизических условий затвердевания стальных слитков в поле упругих волн // Процессы литья. – 2002. – №4. – С. 30-35.
153. Нурадинов А.С., Найдек В.Л., Пилипенко Т.К., Таранов Є.Д. Вплив вібрації на структуру сірого чавуну // Науково-технічний журнал "Металознавство та обробка металів". – 2004. – №1. – С.45-57.
154. Смирнов А.Н., Куберский С.В., Штепан Е.В. Непрерывная разливка стали. Донецк: ГВУЗ «ДонНТУ», 2011. – 484 с.
155. Нурадинов А.С., Таранов Е.Д., Эльдарханов А.С., Ефимов В.А. Влияние внешних воздействий на перемещение ликвирующей фазы в затвердевающем слитке // Процессы литья. – 2004. – №2. – С. 37-40.