

Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова
Національної академії наук України
Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова
Національної академії наук України

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

ПОДОЛЬСЬКА ОЛЕНА АНАТОЛІЇВНА

УДК 669.14.018.294:621.771:620.186:629.4.027.4

ДИСЕРТАЦІЯ

ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ СТРУКТУРНОЇ НЕОДНОРІДНОСТІ ТА ГАРЯЧОЇ
ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ДОВТЕКТОЇДНОЇ СТАЛІ НА НАДІЙНІСТЬ
ЗАЛІЗНИЧНИХ ОСЕЙ

13 – Механічна інженерія

132 – Матеріалознавство

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

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

 Подольська О.А.

Науковий керівник: Кононенко Ганна Андріївна, доктор технічних наук, старший дослідник

Дніпро – 2026

АНОТАЦІЯ

Подольська О.А. Закономірності впливу структурної неоднорідності та гарячої пластичної деформації доевтектоїдної сталі на надійність залізничних осей.
– Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 132 – Матеріалознавство. – Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, Дніпро, 2026.

Дисертаційна робота присвячена встановленню закономірностей формування структурної неоднорідності осьових вуглецевих сталей, дослідженню її успадкування на різних стадіях технологічного процесу виробництва залізничних осей та оцінюванню впливу хімічного складу, гарячої пластичної деформації й термічної обробки на структуру, механічні властивості та втомну довговічність металу.

Актуальність роботи визначається необхідністю підвищення експлуатаційної надійності залізничних осей, які належать до найбільш відповідальних деталей рухомого складу та працюють в умовах багатоциклового навантаження. Сучасні вимоги міжнародних стандартів до якості осьових сталей постійно зростають, що потребує поглибленого дослідження процесів формування мікроструктури металу, причин виникнення структурної неоднорідності та їх впливу на механічні характеристики і втомну міцність готових виробів.

У роботі проведено комплексний аналіз сучасного стану досліджень, присвячених формуванню структури, властивостей та забезпеченню надійності осьових сталей. Виконано порівняльний аналіз вимог національних і міжнародних нормативних документів (ДСТУ ГОСТ 31334:2009, ДСТУ EN 13261:2022, AAR M-101-2016 та інших), що регламентують хімічний склад, механічні властивості, металургійну чистоту та експлуатаційну надійність залізничних осей. Показано, що найбільш жорсткі вимоги до металургійної чистоти та допустимого рівня неметалевих включень встановлені європейськими стандартами, що пов'язано із забезпеченням високої втомної довговічності виробів.

За результатами аналізу літературних джерел встановлено, що структурна неоднорідність формується ще під час кристалізації металу внаслідок дендритної ліквідації, мікросегрегації легувальних елементів та будови кристалів нових фаз. Незважаючи на подальшу гарячу пластичну деформацію, повне усунення спадкової неоднорідності досягається не завжди. Саме залишкові прояви ліквідації істотно впливають на кінцеву мікроструктуру, механічні властивості та опір металу втомному руйнуванню. При цьому встановлено недостатню дослідженість спільного впливу співвідношення вмісту марганцю та кремнію на формування структурної неоднорідності осьових сталей, що стало підставою для проведення даного дослідження.

Для досягнення поставленої мети сформовано комплекс сучасних експериментальних та розрахункових методів дослідження. Виплавку дослідних плавок здійснювали методом переплавлення в індукційній печі без примусового окислення домішок. Металографічні дослідження виконувались із застосуванням оптичної та растрової електронної мікроскопії. Кількісний аналіз мікроструктури проводився з використанням програмного забезпечення ImageJ, статистичну обробку результатів виконували у середовищі OriginLab, а моделювання фазових перетворень під час кристалізації – із застосуванням програмного комплексу ThermoCalc. Механічні властивості визначали відповідно до вимог чинних стандартів. Додатково використано методику аналізу міжатомної взаємодії на основі концепції спрямованого хімічного зв'язку, що дозволило оцінити комплексний вплив хімічного складу на структурний стан і властивості осьових сталей.

У роботі виконане комплексне дослідження закономірностей формування мікроструктури осьових сталей у литому стані, після гарячої пластичної деформації та після завершальної термічної обробки. Проведено кількісне визначення співвідношення фериту і перліту, досліджено зміну твердості залежно від стану металу (литий, деформований, термічно оброблений стан) та встановлено взаємозв'язок між хімічним складом та параметрами мікроструктури.

Підтверджено, що загалом зі збільшенням вмісту вуглецю збільшується кількість перлітної фази, але у литому сталі спостерігали певне плато в області 0,48-0,56%, після пластичної деформації тенденція до збільшення кількості перліту проявляється сильніше, але має певний розкид значень. У стані після термічної обробки кількість перліту збільшується, ця закономірність стає більш стабільною. Чітких залежностей, щодо впливу кремнію та марганцю не спостерігається. Виявлено взаємозв'язок між вмістом ванадію та формуванням перлітної складової після гарячої пластичної деформації й термічної обробки. Показано неоднозначний вплив алюмінію на кількість фериту залежно від конкретного хімічного складу сталі.

Аналіз впливу міжатомної взаємодії на твердість дослідних сталей показав існування характерної області значень параметра Z^Y (1,20-1,21), у межах якої змінюється характер взаємозв'язку між структурним станом металу та його твердістю після різних технологічних операцій. Отримані результати підтверджують доцільність використання параметрів міжатомної взаємодії як додаткового критерію прогнозування властивостей осьових сталей.

Отримані результати дозволили встановити закономірності формування та трансформації мікроструктури осьових сталей залежно від співвідношення базових хімічних елементів, а також показали, що від литого стану до завершальної термічної обробки спостерігається закономірне підвищення механічних властивостей.

Окремий розділ роботи присвячений дослідженню впливу технології гарячої пластичної деформації на структурну однорідність осьових заготовок. Проведено порівняльний аналіз різних способів прокатки чорнових осей зі сталі марки F відповідно до вимог стандарту AAR M-101-2016. Встановлено, що найбільш рівномірний розподіл пластичної деформації по всьому перерізу заготовки забезпечується під час прокатки на пілігримовому стані в один прохід. На відміну від цього, при прокатці на трубозаготівельному стані максимальне ущільнення металу локалізується в зоні $\frac{1}{2}$ радіуса осі. Більш рівномірний розподіл пластичної

деформації забезпечує ефективніше пророблення центральних шарів осьової заготовки, що зменшує прояви успадкованої структурної неоднорідності металу.

Результати випробувань на втому показали, що границя довговічності поверхневих шарів металу досягає 276 МПа, тоді як у внутрішніх шарах становить близько 267 МПа. Встановлено, що втомна міцність центральної частини осі практично не поступається показникам $\frac{1}{2}$ радіуса осі, що підтверджує ефективність сучасних технологій гарячої пластичної деформації. Разом із тим зниження втомної довговічності окремих зразків безпосередньо пов'язане з наявністю локальної структурної неоднорідності.

Під час дослідження промислових залізничних осей марки EA1N виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» встановлено істотний вплив структурної неоднорідності на експлуатаційну надійність виробів. Встановлено, що причиною зниженої довговічності осі, яка мала локальний підвищений ехо-сигнал при ультразвуковому контролі є не тільки більша кількість пор, але і більший об'єм ліквідаційних ділянок, в тому числі наявність грубого відманштеттевого фериту не лише в центрі, але й на $\frac{1}{2}$ радіуса осі.

Порівняльні дослідження осей, виготовлених із застосуванням операції кування та без неї, показали позитивний вплив кування на підвищення структурної однорідності поверхневих шарів металу та збільшення границі витривалості з 266 до 276 МПа.

Узагальнення результатів досліджень дозволило встановити, що основними чинниками, які визначають рівень втомної міцності осьових сталей, є ступінь структурної однорідності, характер успадкування дендритної ліквідації після гарячої пластичної деформації, а також рівномірність розподілу ферито-перлітної структури за перерізом осі.

Отримані результати можуть бути використані для оптимізації хімічного складу осьових сталей, удосконалення режимів гарячої пластичної деформації та термічної обробки, зменшення проявів структурної неоднорідності та забезпечення відповідності продукції вимогам сучасних міжнародних стандартів. Реалізація запропонованих рекомендацій сприятиме підвищенню втомної довговічності,

надійності та експлуатаційної безпеки залізничних осей. На основі науково обґрунтованих технологічних рекомендацій було вдосконалено технологію виробництва осей в умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ».

Ключові слова: мікроструктура, вуглецева сталь, хімічний склад, термічна обробка, фазові перетворення, гаряча пластична деформація, твердість, залізничні осі, моделювання, прогнозна модель, легуючі елементи

SUMMARY

Podolska O.A. Regularities of the Influence of Structural Heterogeneity and Hot Plastic Deformation of Hypoeutectoid Steel on the Reliability of Railway Axles. – Qualifying scientific work submitted as a manuscript.

Dissertation submitted for the degree of Doctor of Philosophy in Specialty 132 – Materials Science. – Z. I. Nekrasov Iron and Steel Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, 2026.

The dissertation is devoted to establishing the regularities of structural heterogeneity formation in axle carbon steels, investigating its inheritance at different stages of the technological process of railway axle production, and evaluating the influence of chemical composition, hot plastic deformation, and heat treatment on the microstructure, mechanical properties, and fatigue life of the metal.

The relevance of the study is determined by the necessity to improve the operational reliability of railway axles, which are among the most critical components of rolling stock and operate under high-cycle loading conditions. Current international standards impose increasingly stringent requirements on the quality of axle steels, necessitating a comprehensive investigation of the processes governing the formation of the metal microstructure, the causes of structural heterogeneity, and their influence on the mechanical characteristics and fatigue strength of finished products.

A comprehensive analysis of the current state of research on the formation of the structure and properties of axle steels and the assurance of their reliability was carried

out. A comparative analysis of the requirements of national and international regulatory documents (DSTU GOST 31334:2009, DSTU EN 13261:2022, AAR M-101-2016, and others), which regulate the chemical composition, mechanical properties, metallurgical cleanliness, and operational reliability of railway axles, was performed. It was shown that the most stringent requirements for metallurgical cleanliness and the permissible level of non-metallic inclusions are established by European standards, which is associated with ensuring high fatigue life of the products.

Based on the analysis of the literature, it was established that structural heterogeneity is formed during metal solidification as a result of dendritic segregation, microsegregation of alloying elements, and the crystal structure of newly formed phases. Despite subsequent hot plastic deformation, the complete elimination of inherited heterogeneity is not always achieved. Residual manifestations of segregation significantly affect the final microstructure, mechanical properties, and fatigue resistance of the metal. At the same time, insufficient attention has been paid to the combined influence of the manganese-to-silicon ratio on the formation of structural heterogeneity in axle steels, which provided the basis for this study.

To achieve the research objectives, a comprehensive set of modern experimental and computational methods was employed. Experimental heats were produced by remelting in an induction furnace without forced oxidation of impurities. Metallographic investigations were carried out using optical and scanning electron microscopy. Quantitative microstructural analysis was performed using ImageJ software, statistical processing of the results was conducted in the OriginLab environment, and phase transformations during solidification were simulated using the ThermoCalc software package. Mechanical properties were determined in accordance with the requirements of current standards. In addition, the method of interatomic interaction analysis based on the concept of directional chemical bonding was applied, making it possible to evaluate the combined influence of chemical composition on the structural state and properties of axle steels.

The study presents a comprehensive investigation of the regularities governing the formation of the microstructure of axle steels in the as-cast state, after hot plastic

deformation, and after final heat treatment. The ferrite-to-pearlite ratio was quantitatively determined, changes in hardness depending on the metal condition (as-cast, deformed, and heat-treated) were investigated, and the relationship between chemical composition and microstructural parameters was established.

It was confirmed that, in general, an increase in carbon content leads to an increase in the amount of the pearlitic phase. However, in the as-cast steel, a certain plateau was observed within the range of 0.48–0.56% carbon. After plastic deformation, the tendency toward an increase in pearlite content became more pronounced, although with some scatter in the values. In the heat-treated condition, the amount of pearlite increased further, and this relationship became more stable. No clear dependences regarding the influence of silicon and manganese were observed. A relationship was identified between vanadium content and the formation of the pearlitic constituent after hot plastic deformation and heat treatment. The ambiguous influence of aluminum on the ferrite content depending on the specific chemical composition of the steel was also demonstrated.

The analysis of the influence of interatomic interactions on the hardness of the experimental steels revealed the existence of a characteristic range of the ZY parameter (1.20–1.21), within which the relationship between the structural state of the metal and its hardness after different technological operations changes. The obtained results confirm the feasibility of using interatomic interaction parameters as an additional criterion for predicting the properties of axle steels.

The obtained results made it possible to establish the regularities governing the formation and transformation of the microstructure of axle steels depending on the ratio of the principal chemical elements. They also demonstrated that mechanical properties increase consistently from the as-cast condition to the final heat-treated state.

A separate chapter of the dissertation is devoted to investigating the influence of hot plastic deformation technology on the structural homogeneity of axle billets. A comparative analysis of different rolling methods for rough-rolled F-grade steel axles in accordance with the requirements of the AAR M-101-2016 standard was carried out. It was established that the most uniform distribution of plastic deformation throughout the billet cross-section is achieved during rolling on a pilgrim mill in a single pass. In contrast,

during rolling on a tube billet mill, the maximum metal densification is localized in the region corresponding to one-half of the axle radius. A more uniform distribution of plastic deformation ensures more effective working of the central layers of the axle billet, thereby reducing the manifestations of inherited structural heterogeneity.

The fatigue test results showed that the endurance limit of the surface layers of the metal reaches 276 MPa, whereas in the inner layers it is approximately 267 MPa. It was established that the fatigue strength of the central part of the axle is practically equal to that at one-half of the axle radius, confirming the effectiveness of modern hot plastic deformation technologies. At the same time, the reduced fatigue life of individual specimens is directly associated with the presence of local structural heterogeneity.

During the investigation of industrial EA1N railway axles manufactured by PJSC "INTERPIPE NTZ", a significant influence of structural heterogeneity on the operational reliability of the products was established. It was found that the reduced durability of an axle exhibiting a locally increased echo signal during ultrasonic inspection was caused not only by a greater number of pores but also by a larger volume of segregation regions, including the presence of coarse Widmanstätten ferrite not only at the center but also at one-half of the axle radius.

Comparative studies of axles manufactured with and without the forging operation demonstrated the positive effect of forging on improving the structural homogeneity of the surface layers of the metal and increasing the endurance limit from 266 to 276 MPa.

The generalization of the research results made it possible to establish that the principal factors determining the fatigue strength of axle steels are the degree of structural homogeneity, the nature of dendritic segregation inheritance after hot plastic deformation, and the uniformity of ferrite-pearlite structure distribution throughout the axle cross-section.

The obtained results can be used to optimize the chemical composition of axle steels, improve the regimes of hot plastic deformation and heat treatment, reduce the manifestations of structural heterogeneity, and ensure compliance of the products with the requirements of modern international standards. The application of the proposed recommendations will enhance the fatigue life, increase the reliability, and improve the

operational safety of railway axles. Based on scientifically substantiated technological recommendations, the axle manufacturing technology under the production conditions of PJSC "INTERPIPE NTZ" was improved.

Keywords: microstructure, carbon steel, chemical composition, heat treatment, phase transformations, hot plastic deformation, hardness, railway axles, modeling, predictive model, alloying elements

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Статті у виданнях, які індексуються у міжнародних наукометричних базах даних Scopus та Web of Science:

1. Babachenko O. I., D'omina K. H., Kononenko H. A., Dement'yeva Zh. A., Podol's'kyu R. V., **Safronova O. A.** Influence of Cooling Rate at Hardening of Continuous Casting Blank on Parameters of Dendritic Structure of Carbon Steel with 0.54% C. Metallofiz. Noveishie Tekhnol. – 2021. - No. 11. –P. 1537—1551 (in Ukrainian). DOI: 10.15407/mfint.43.11.1537

2. Babachenko O. I., Kononenko H. A., Podolskyi R. V., **Safronova O. A.**, Taranenko A. O. Structure and Fracture Resistance of Steels in Different Zones of Railway Axles// Materials Science. – 2022. Vol. 58, Is. 3, P. 417 – 421. DOI: 10.1007/s11003-023-00679-1

3. Бабаченко О.І., Балаханова Т.В., **Сафронова О.А.**, Дементьева Ж.А. Особливості виявлення первинної структури вуглецевих криць для виробництва залізничних осей. Metallofizika i Novejsie Tehnologii. – 2023. – Т. 45. Вип.2. С.275-292. DOI: 10.15407/mfint.45.02.0275

4. Babachenko, O. I., Balakhanova, T. V., **Safronova, O. A.**, Podolskyi, R. V. Specific features of the formation of structural heterogeneity in carbon steel depending on manufacturing technique. Science and Innovation. – 2023.- 19(4), P. 47–56. DOI: 10.15407/scine19.04.047

Статті у періодичних виданнях, включених до Переліку наукових фахових видань України:

5. Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Подольський Р.В., **Сафронова О.А.**, Тараненко А.О. Структура та опір руйнуванню сталей у різних зонах залізничних осей. Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2022. – Т. 58, №3. – С.124-129. ISSN: 0430-6252(print)

6. Бабаченко О.І., Дьоміна К.Г., Кононенко Г.А., **Сафронова О.А.** Аналіз існуючих способів підвищення якості металопродукції залізничного призначення. Метал та лиття України. – 2020. – №4. - С.84-94. DOI: 10.15407/steelcast2020.04.084

7. Бабаченко О.І., Подольський Р.В., Дьоміна К.Г., Кононенко Г.А., **Сафронова О.А.** Фізичне і математичне моделювання гарячої пластичної деформації лабораторних злитків сталей для осей. “Сучасні проблеми металургії”. – 2021. - № 24. - С. 12-20. DOI: 10.34185/1991-7848.2021.01.02

8. Бабаченко О.І., Балаханова Т.В., **Сафронова О.А.**, Кононенко Г.А., Дьоміна К.Г. Вплив методів гарячого деформування на пророблюваність металу за перерізом під час виробництва осьових заготовок. Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту. – 2021. - №5(95). - С. 60-70. DOI: [10.15802/stp2021/252041](https://doi.org/10.15802/stp2021/252041)

9. Філоненко Н.Ю., Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., **Сафронова О.А.** Вплив швидкості охолодження та перегріву вище лінії ліквідусу на формування структурних складових. Металознавство та обробка металів. - 2022.- №28(2).- С. 3-11. DOI: 10.15407/mom2022.02.003

10. Бабаченко О. І., Балаханова Т. В., **Сафронова О.А.**, Шпак О. А., Клинова О. П. Аналіз особливостей формування структурної неоднорідності вуглецевої сталі (огляд літератури). Металознавство та термічна обробка металів. – 2021. -№4(95).- С. 18-32. DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.281221.18.821

11. Бабаченко О. І., Балаханова Т. В., **Сафронова О.А.**, Кононенко Г. А., Дьоміна К. Г. Вплив методів гарячого деформування на пророблюваність металу за перерізом під час виробництва осьових заготовок. Наука та прогрес транспорту. - 2021.- С. 60-70. DOI: [10.15802/stp2021/252041](https://doi.org/10.15802/stp2021/252041)

12. Бабаченко О.І., Балаханова Т.В., **Сафронова О.А.**, Кононенко Г.А. Дослідження впливу співвідношення вмісту Si/Mn на дендритну структуру сталей для залізничних осей. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2022. - №1. – с. 6-12. DOI: 10.15588/1607-6885-2022-1-1

13. Бабаченко О. І., Балаханова Т. В., Кононенко Г. А., **Сафронова О. А.**, Дементьєва Ж. А. Формування макроструктури залежно від вмісту та співвідношення основних компонентів у зливках сталі залізничного призначення. Фундаментальні і прикладні проблеми чорної металургії. -2022. -Вип. 36. - С. 343-361 DOI: [10.52150/2522-9117-2022-36-343-361](https://doi.org/10.52150/2522-9117-2022-36-343-361)

14. Балаханова Т.В., Кононенко Г.А., **Сафронова О.А.**, Сафронов О.Л., Клинова О.П. Дослідження трансформації мікроструктури осевих заготовок після прокатування. Системні технології. 2023.- Т. 3, № 146.- С. 46-52. DOI: [10.34185/1562-9945-3-146-2023-05](https://doi.org/10.34185/1562-9945-3-146-2023-05)

15. Бабаченко О.І., Кононенко Г. А., Балаханова Т.В., **Сафронова О.А.**, Дементьєва Ж.А. Дослідження впливу хімічного складу сталей для залізничних осей на рівномірність кінцевої мікроструктури. Український журнал будівництва та архітектури. -2024. -№4 (022). - С. 8-14. DOI: 10.30838/J.BPSACEA.2312.300824.08.1069

16. Поворотня І.Р., **Сафронова О.А.**, Подольський Р.В., Олійник Е.В. Вплив хімічного складу на фазову структуру і твердість вуглецевої сталі для залізничних осей після деформації та термічної обробки. Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії. - 2024. - Вип. 38. - С. 656-671. DOI: [10.52150/2522-9117-2024-38-656-671](https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-656-671)

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації

17. **Safronova O.**, Podolskyi R., Domina K. Hereditary influence of the initial structural state on the quality of rail axes. The 19 International students scientific conference "Engineer of the Third Millennium" (14 травня 2020, Дніпро). С. 32–33.

18. Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Дьоміна К. Г., Подольський Р.В., **Сафронова О.А.** Дослідження гарячої пластичної деформації лабораторних осевих плавок. Матеріали міжнародної науково-технічної конференції «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні» (16-18 березня 2021, Дніпро). С. 12-16. DOI: 10.34185/1991-7848.itmm.2021.01.002

19. Бабаченко О.І., Дьоміна К.Г., Кононенко Г.А., Дементьєва Ж.А., **Сафронова О.А.**, Подольський Р.В. Вплив швидкості охолодження при затвердінні безперервнолитої заготовки на особливості дендритної структури вуглецевої сталі марки ЕА1N. Матеріали XIII Міжнародної науково-технічної конференції "Нові матеріали і технології в машинобудуванні" (28-29 квітня 2021, Дніпро). С. 26-27.

20. Бабаченко О.І., Дьоміна К.Г., Кононенко Г.А., Подольський Р.В., **Сафронова О.А.** Вплив швидкості охолодження при затвердінні безперервно-литої

заготовки на характеристики дендритної структури вуглецевої сталі марки ОС. Міжнародна конференція «Університетська наука - 2021» (19-20 травня 2021, Маріуполь). С. 70-71.

21. О.І. Бабаченко, Г.А. Кононенко, **О.А. Сафронова**, О.П. Клинова Порівняльні дослідження втомної довговічності по перерізу залізничних вісей різної якості/ Всеукраїнська науково-технічна конференція «НАУКА І МЕТАЛУРГІЯ»(24 червня 2021, Дніпро). С. 30-31.

22. Балаханова Т.В., Кононенко Г.А., **Сафронова О.А.**, Шпак О.А., Дементьєва Ж.А. Особливості мікроструктури осьових заготовок після прокатування. Матеріали міжнародної науково-практичної конференції «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні» (22 березня 2023, Дніпро). С.12-14. DOI: 10.34185/1991-7848.itmm.2023.01.003

23. Поворотня І.Р., Подольський Р.В., **Сафронова О.А.**, Олійник Е.В. Методологічний підхід до визначення ефективного компонентного складу вуглецевих сталей відповідального призначення. Матеріали міжнародної науково-практичної конференції «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні» (10 квітня 2024, Дніпро). С. 148-151. DOI: 10.34185/1991-7848.itmm.2024.01.025

24. Povorotnia I. R., **Safronova O. A.**, Podolskyi R. V., Oliinyk E. V. Influence of chemical composition on the structure and hardness of railway axle steel. All-Ukrainian scientific and technical conference «SCIENCE AND METALLURGY», (19 – 20 November 2024, Dnipro). P. 44. DOI: 10.52150/2522-9117-2024-conferens

25. Romanova N.S., **Safronova E.A.**, Demina Yu.O. Fatigue equation for grade F railway axles. The 5th International scientific and practical conference “Science and education: problems, prospects and innovations” (February 4-6, 2021 Kyoto Japan). P. 21-27.

Методичний посібник:

26. Подольський Р.В., Бабаченко О.І., Кононенко Г.А. Романова Н.С., **Сафронова О.А.** , Клемешов Е.С. Застосування спеціалізованого програмного

забезпечення в матеріалознавстві та термічній обробці металів та сплавів: методичний посібник. Дніпро: Україн. держ. ун-т науки і технол. 2022. 66 с.

Свідоцтво про реєстрацію авторського права:

27. Подольський Р. В., Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Романова Н. С., **Сафронова О.А.**, Клемешов Є.С. Методичний посібник «Застосування спеціалізованого програмного забезпечення в матеріалознавстві та термічній обробці металів та сплавів». АС № 116091 Україна. Заявл. № с202205338 08.12.2022. Регистр. 24.01.2023. Бюл. 74.

ЗМІСТ

ВСТУП.....	19
РОЗДІЛ 1 АНАЛІЗ СУЧАСНОГО СТАНУ ДОСЛІДЖЕНЬ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ, ВЛАСТИВОСТЕЙ ТА НАДІЙНОСТІ ОСЬОВИХ СТАЛЕЙ.....	27
1.1 Прогресивні вимоги та способи виробництва залізничних осей у світі.....	29
1.1.1 Аналіз вимог до хімічного складу залізничних осей.....	29
1.1.2 Аналіз вимог щодо механічних властивостей залізничних осей.....	33
1.1.3 Вимоги щодо припустимого вмісту неметалевих включень в залізничних осях.....	37
1.2 Аналіз впливу технології виготовлення сталі на її якість.....	40
1.3 Вплив хімічної неоднорідності на формування структури осьових сталей.....	41
1.4 Сучасні уявлення про механізми втомного руйнування осьових сталей.....	48
Висновки до розділу 1.....	50
РОЗДІЛ 2 МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ.....	53
2.1 Матеріал досліджень.....	53
2.1.1 Виготовлення дослідних плавок вуглецевих доевтектоїдних сталей	53
2.1.2 Виготовлення промислових плавок вуглецевих доевтектоїдних сталей.....	54
2.2 Виплавка дослідної сталі.....	55
2.3 Методика моделювання гарячої пластичної деформації дослідних зразків.....	58
2.4 Методика металографічного аналізу.....	59
2.5 Методика аналізу взаємодії хімічних елементів.....	59

2.6 Методика вимірювання твердості.....	62
2.7 Дослідження характеристик втомної міцності металу по перетину залізничної осі.....	63
2.8 Рентгеноструктурний аналіз.....	69
2.9 Визначення розміру зерна та кількісний аналіз структурних складових із застосуванням програмного забезпечення ImageJ.....	70
2.10 Обробка результатів рентгеноструктурного аналізу із застосуванням програмного забезпечення OriginLab.....	72
2.11 Моделювання рівноважного фазового стану із застосуванням програмного комплексу Thermo-Calc.....	72
Висновки до розділу 2.....	73
РОЗДІЛ 3 ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ ФОРМУВАННЯ МАКРО- І МІКРОСТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ ОСЕЙ.....	75
3.1 Вплив вмісту базових елементів (вуглець, кремній, марганець) на мікроструктуру та твердість вуглецевих сталей у литому та обробленому стані.....	75
3.2 Дослідження особливостей і мікроструктури при кристалізації.....	89
Висновки до розділу 3.....	101
РОЗДІЛ 4 ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ ФОРМУВАННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ ОСЕЙ.....	103
4.1 Дослідження особливостей мікроструктури після гарячої пластичної деформації осьової сталі марки F.....	103
4.2 Аналіз впливу морфології зеренної структури залізничних осей на їх механічні властивості та втомну довговічність.....	111
4.3 Порівняльні дослідження якості металу залізничних осей марки ОС різного способу виробництва.....	118
Висновки до розділу 4.....	124

РОЗДІЛ 5 Вплив структурної неоднорідності, сформованої при кристалізації та деформації, на опір втомному руйнуванню металу залізничних осей.....	127
5.1 Дослідження впливу гарячої пластичної деформації на рівень та стабільність значень втомних характеристик за перерізом залізничних осей.....	127
5.2 Дослідження структурного стану, результатів неруйнівного контролю та опору втомному руйнуванню металу за перерізом залізничних осей марки EA1N.....	131
5.3 Аналіз зв'язку структурного стану та втомної довговічності металу за перерізом залізничної осі, виготовленої прокатуванням на пілігримовому стані.....	142
5.4 Аналіз зв'язку структурного стану та втомної довговічності металу за перерізом залізничної осі, виготовленої протяганням на гідравлічному пресі.....	151
Висновки до розділу 5.....	159
ВИСНОВКИ.....	161
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	163
ДОДАТОК А Список публікацій здобувача за темою дисертації.....	171
ДОДАТОК Б Акт провадження результатів науково-дослідної роботи в умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ».....	176
ДОДАТОК В Довідка про впровадження результатів дисертаційної роботи до навчального процесу аспірантури Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України.....	178
ДОДАТОК Г Акт про використання результатів дисертаційної роботи під час виконання відомчих та госпдоговірних науково-дослідних робіт в умовах Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України.....	179

ВСТУП

Забезпечення безпеки та надійності залізничного транспорту значною мірою визначається експлуатаційною довговічністю найбільш відповідальних деталей рухомого складу, серед яких особливе місце займають залізничні осі. Вони працюють в умовах багатоциклового знакозмінного навантаження, тому навіть незначні дефекти структури або локальна неоднорідність металу можуть стати причиною зародження втомних тріщин і передчасного руйнування виробів. Саме тому сучасні міжнародні стандарти висувають підвищені вимоги до хімічного складу, металургійної чистоти, структурної однорідності та комплексу механічних властивостей осьових сталей.

Якість осьової сталі формується на всіх етапах технологічного процесу – від виплавки, кристалізації та позапічної обробки металу до гарячої пластичної деформації, термічної обробки й остаточного контролю готової продукції. Водночас структурна неоднорідність, що виникає під час кристалізації внаслідок дендритної ліквідації та мікросегрегації хімічних елементів, не завжди повністю усувається в процесі деформаційної обробки.

Її успадкування може впливати на формування кінцевої мікроструктури, рівномірність розподілу структурних складових, механічні властивості на втомну довговічність залізничних осей.

Незважаючи на значну кількість наукових досліджень, більшість із них присвячена окремим аспектам удосконалення технології виробництва осьових сталей або впливу окремих легувальних елементів. Водночас закономірності формування структурної неоднорідності залежно від співвідношення вмісту марганцю та кремнію, її успадкування після гарячої пластичної деформації та вплив на механічні й експлуатаційні властивості осьових сталей залишаються недостатньо дослідженими, що обумовлює актуальність виконаної роботи.

Метою дисертаційної роботи є встановлення закономірностей формування структурної неоднорідності осьових сталей різного хімічного складу, дослідження її успадкування після гарячої пластичної деформації та визначення впливу

співвідношення вмісту марганцю і кремнію на структуру, механічні властивості та втомну довговічність металу. Для досягнення поставленої мети виконано комплекс експериментальних досліджень формування макро- та мікроструктури сталей на різних стадіях технологічного процесу, проведено аналіз впливу хімічного складу на структурний стан і механічні властивості, досліджено особливості розподілу пластичної деформації за перерізом осьових заготовок та встановлено взаємозв'язок між структурною неоднорідністю і показниками втомної міцності залізничних осей. Отримані результати стали основою для розроблення практичних рекомендацій щодо вдосконалення технології виробництва осьових сталей та підвищення експлуатаційної надійності залізничних осей.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами та темами.

Дисертаційна робота виконана відповідно до наукового напрямку Інституту чорної металургії імені З. І. Некрасова Національної академії наук України «Розвиток наукових основ формування залізвуглецевих сплавів і управління їх структурою і властивостями». Здобувачка була виконавцем НДР відомчої тематики Національної академії наук України: «Дослідження особливостей формування хімічної неоднорідності в вуглецевих сталях (0,4 – 0,6 % мас. С) і її спадкового впливу на мікроструктуру та механічні властивості металопродукції залізничного призначення» №ДР 0120U101186 (2020-2022 рр.), «Наукове обґрунтування та розробка технологічних параметрів термічної обробки залізничних коліс, які забезпечують рівномірну структуру по перерізу обода» №ДР 0120U101181 (2020-2021 рр.), Цільова комплексна програма наукових досліджень НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» («Ресурс») «Розробка хімічного складу сталі та технологічних параметрів деформаційної та термічної обробки залізничних коліс, що забезпечують підвищення їх ресурсу в різних умовах експлуатації» №ДР 0120U102688 (2020 р.), №ДР 0119U101398 (2019 р.), «Вдосконалення технології виробництва залізничних осей для підвищення їх надійності та довговічності» № ДР 0121U110392 (2021 р.), Цільової програми наукових досліджень НАН України «Науково-дослідні роботи молодих учених НАН України 2023-2024рр.» «Дослідження впливу хімічної та

структурної неоднорідності вуглецевих сталей на надійність великогабаритного металопрокату залізничного призначення» №ДР 0123U102990 (2023-2024 рр), у яких автор брав участь згідно з календарним планом.

Мета і завдання дисертаційної роботи. Метою роботи є встановлення закономірностей формування і трансформації мікроструктури після деформації та термічної обробки вуглецевої сталі з різним вмістом і співвідношенням базових хімічних елементів з метою підвищення надійності залізничних осей.

Для досягнення поставленої мети були сформульовані наступні задачі дослідження:

- провести аналіз нормативно-технічних вимог до сталей для залізничних осей;
- дослідити вплив хімічного складу на формування структурної неоднорідності, фазового складу та рівень твердості осьової сталі за різних умов кристалізації;
- встановити закономірності впливу гарячої пластичної деформації на структуру та твердість осьової сталі;
- дослідити особливості деформаційного пророблення металу за перерізом осьових заготовок та визначити його взаємозв'язок із розподілом механічних властивостей;
- проаналізувати показники втомної міцності та довговічності залізничних осей залежно від структурного стану металу та технологічних параметрів виробництва;
- розробити науково обґрунтовані практичні рекомендації щодо вдосконалення технології виробництва залізничних осей з метою підвищення їх експлуатаційної надійності та ресурсу.

Об'єкт дослідження — процеси структуроутворення та формування механічних властивостей після деформації та термічної обробки вуглецевих сталей для залізничних осей з урахуванням хімічної неоднорідності, яка формується при кристалізації за різних умов охолодження.

Предмет дослідження – закономірності формування структурного стану ферито-перлітних сталей для виробництва залізничних осей з урахуванням структурної і хімічної неоднорідності, яка формується під час кристалізації, та їх вплив на втомну довговічність.

Методи досліджень. Для одержання дослідних зразків використано метод індукційного переплавлення без примусового окиснення домішок. Структурний стан досліджуваних сталей вивчено із застосуванням методів оптичної та растрової електронної мікроскопії. Механічні властивості матеріалів визначено відповідно до вимог чинної нормативно-технічної документації із використанням стандартних методик випробувань. Оцінювання впливу хімічного складу на структурний стан і властивості осевих сталей здійснено із застосуванням методики аналізу міжатомної взаємодії, що ґрунтується на концепції спрямованого хімічного зв'язку та дає змогу врахувати комплексний вплив легувальних елементів на фазові й структурні перетворення. Для кількісного аналізу мікроструктури використано методи цифрової обробки зображень, що забезпечили визначення середнього розміру зерна та об'ємної частки структурних складових. Оброблення й порівняльний аналіз експериментальних даних виконано із застосуванням сучасних програмних засобів статистичного аналізу, а термодинамічне моделювання процесів кристалізації та формування рівноважного фазового складу - з використанням спеціалізованого програмного комплексу Thermo-Calc. Комплексне застосування експериментальних, аналітичних і розрахункових методів дослідження забезпечило встановлення закономірностей формування та успадкування структурної неоднорідності доевтектоїдних осевих сталей у процесі гарячої пластичної деформації, а також оцінювання її впливу на механічні властивості та експлуатаційну надійність залізничних осей.

Наукова новизна отриманих результатів полягає в наступному:

1. Вперше встановлено, що співвідношення Mn/Si та вмісту вуглецю в осевих ферито-перлітних сталях суттєво впливають на умови кристалізації та характер формування структурної неоднорідності.

Встановлено, що збільшення співвідношення Mn/Si до 5 та зниження вмісту вуглецю від 0,45 до 0,36 % розширюють температурний інтервал існування δ -фази під час кристалізації та збільшують кількість цієї фази до 30 %, що призводить до посилення ліквідаційних процесів.

Використання встановлених закономірностей дозволяє на етапі проектування хімічного складу прогнозувати схильність сталі до структурної неоднорідності.

2. Вперше для ферито-перлітних осьових сталей із вмістом C = 0,36–0,59 % мас., Mn = 0,56–0,95 % мас., Si = 0,12–0,44 % мас. встановлено зв'язок між параметром Mn/Si та фазовим складом сталі.

Показано, що зі збільшенням співвідношення Mn/Si зростає інтенсивність дифракційних максимумів фаз FeMn_4 , Fe_2Si та FeSi за даними рентгенофазового аналізу, що свідчить про вплив ліквідаційних процесів під час кристалізації на перерозподіл легуючих елементів (Mn, Si) та формування кінцевого фазового складу і структурної неоднорідності металу.

Використання встановленого зв'язку може бути використане для обґрунтованого вибору хімічного складу для забезпечення необхідної структурної однорідності готових виробів.

3. Вперше для ферито-перлітних осьових сталей із вмістом C = 0,36–0,59 % мас., Mn = 0,56–1,08 % мас., Si = 0,12–0,44 % мас. систематизовано морфологічні прояви формування структурної неоднорідності залежно від хімічного складу та співвідношення Mn/Si.

Показано, що при вмісті вуглецю 0,36–0,46 % переважають дендритоподібні та направлені феритні виділення (відманштеттового типу та кристалографічно орієнтовані), тоді як при 0,56–0,59 % формується більш однорідна ферито-перлітна структура з окремими світлими ліквідаційними ділянками в перліті, а найменша структурна неоднорідність спостерігається при вмісті вуглецю близько 0,5 %. Диференційовано роль легуючих елементів: встановлено, що кремній відповідає за утворення ненаправлених феритних виділень, а марганець — за виникнення ліквідаційних зон зі зниженою травимістю та розвиток направлених структур типу

відманштеттового фериту. Встановлено, що важливим фактором є не абсолютний вміст Mn або Si, а їх співвідношення Mn/Si, яке визначає особливості ферито-перлітної структури після деформації та нормалізації.

Отримані результати розширюють уявлення про механізми формування структурного стану сталей ферито-перлітного класу та підтверджують доцільність використання параметра Mn/Si як критерія керування структуроутворенням в осьових сталях.

4. Вперше встановлено кількісний зв'язок між структурною неоднорідністю металу та втомною довговічністю залізничних осей із ферито-перлітної сталі марки F ($C \approx 0,5$ % мас.).

Показано, що присутність у структурі ділянок нерівномірного розподілу фериту (структурна неоднорідність) площею до 43 % призводить до зниження втомної довговічності (кількості циклів до руйнування) до 300 тис. циклів для осьової сталі марки F. Встановлено кількісну залежність: збільшення площі ділянок структурної неоднорідності на 1 % викликає зниження втомної довговічності приблизно на 42 500 циклів за напруження 286-295 МПа. Отримана залежність ($N = -42\,465 \cdot S + 2\,050\,400$, де N – кількість циклів до руйнування, од., S – площа ділянок на мікрошліфі зі структурною неоднорідністю, %) має високий коефіцієнт детермінації ($R^2 = 0,93$) свідчить, що отримана модель добре описує наявні дані.

Отримана залежність дозволяє кількісно оцінити вплив локальної структурної неоднорідності, успадкованої від процесів кристалізації та гарячої пластичної деформації на експлуатаційний ресурс виробів.

Практичне значення одержаних результатів.

1. Встановлені закономірності впливу хімічного складу, співвідношення Mn/Si та параметрів деформаційної обробки дозволяють прогнозувати схильність осьової сталі до формування структурної неоднорідності ще на етапі проєктування технології виробництва та коригувати технологічні режими до виготовлення готової продукції.

2. Розроблені рекомендації щодо вибору хімічного складу, співвідношення Mn/Si та параметрів гарячої пластичної деформації спрямовані на підвищення структурної однорідності металу, збільшення ресурсу роботи осей і зниження ризику їх передчасного втомного руйнування в експлуатації. Практичне використання результатів підтверджено актом впровадження ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ».

3. Використання розроблених рекомендацій забезпечує зниження ймовірності утворення ліквіаційних ділянок, відманштеттового фериту та інших концентраторів напружень, які є осередками зародження втомних тріщин. Це сприяє підвищенню експлуатаційної надійності залізничних осей та зменшенню ризику їх передчасного руйнування під час експлуатації.

4. Результати роботи можуть бути використані підприємствами, що виробляють осьові сталі та залізничні осі, для вдосконалення технології виробництва продукції відповідно до вимог ДСТУ EN 13261, ДСТУ ГОСТ 31334 та ААР М-101, підвищення стабільності механічних властивостей по перерізу осі та зниження втрат від браку і відхилень за результатами неруйнівного контролю.

5. Методичні напрацювання, отримані під час виконання дисертаційної роботи, увійшли до методичного посібника «Застосування спеціалізованого програмного забезпечення в матеріалознавстві та термічній обробці металів та сплавів: методичний посібник», призначеного для здобувачів другого (магістерського) рівня вищої освіти спеціальностей 132 «Матеріалознавство» та 136 «Металургія».

Особистий внесок здобувача. Основні результати роботи отримані здобувачем самостійно. Основні результати роботи отримані здобувачем самостійно. При проведенні досліджень, результати яких опубліковані в співавторстві, автору належать постановка проблеми, мети і завдання досліджень, пояснення зв'язку хімічний склад-структура-властивості механічні властивості [5, 15-17, 23-24, 25], проведення механічних випробувань [5, 18, 23-27], проведення металографічних досліджень [5, 12, 14, 20, 22-27], підготовка даних для математичного моделювання і обробка отриманих даних [23-27], аналіз

літературних даних [1-5, 7, 9-10, 16-17, 23-27], постановка мети і задач дослідження, аналіз та узагальнення даних літератури [5-8, 10-11, 13, 19, 21, 23-27].

Апробація результатів роботи. Матеріали роботи були повідомлені на конференціях: The 19 International students scientific conference "Engineer of the Third Millennium"(14 травня 2020 р., м. Дніпро), The 5th International scientific and practical conference "Science and education: problems, prospects and innovations" (Kyoto, Japan, February 4-6, 2021), Матеріали міжнародної науково-технічної конференції «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні» (16–18 березня 2021, м. Дніпро), Матеріали XIII Міжнародної науково-технічної конференції "Нові матеріали і технології в машинобудуванні" (28-29 квітня 2021 р., м. Дніпро), Міжнародна конференція «Університетська наука - 2021» (19-20 травня, 2021 р., м. Маріуполь), Всеукраїнська науково-технічна конференція «Наука і металургія» (24 червня 2021 р., м. Дніпро), Міжнародна науково-технічна конференція «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні – ІТММ’2023 (22 березня 2023 р., м. Дніпро), Матеріали міжнародної науково-практичної конференції «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні» (10 квітня 2024, Дніпро), «Science and metallurgy», (19 – 20 November 2024, Dnipro).

Публікації. За результатами дисертаційного дослідження опубліковано: 27 наукових праць, з них 4 статті у виданнях, що індексуються в міжнародних наукометричних базах Scopus та/або Web of Science Core Collection (квартиль Q3, відповідно до класифікації SCImago Journal and Country Rank або Journal Citation Reports), 12 статей у виданнях, включених на дату опублікування до Переліку наукових фахових видань України, 1 методичний посібник, 9 тез доповідей, представлених на наукових конференціях, отримано 1 свідоцтво про реєстрацію авторського права на твір, що безпосередньо стосується наукових результатів дисертації.

Структура та обсяг дисертації. Результати дисертаційної роботи викладені на 181 сторінках та складаються зі вступу, 5 розділів, загальних висновків, переліку джерел посилання, який містить 76 найменувань, 4 додатки. Робота містить 85 рисунка та 29 таблиць.

РОЗДІЛ 1

АНАЛІЗ СУЧАСНОГО СТАНУ ДОСЛІДЖЕНЬ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ, ВЛАСТИВОСТЕЙ ТА НАДІЙНОСТІ ОСЬОВИХ СТАЛЕЙ

Колісна пара є одним із основних елементів ходової частини рейкового рухомого складу і складається з осі та двох коліс, жорстко закріплених на ній. Жорстке з'єднання елементів забезпечує їх синхронне обертання та високу надійність роботи в умовах значних експлуатаційних навантажень [1].

Колісна пара вагонного візка (рис.1.1) сприймає навантаження від вагона і служить для направлення руху вагона по рейках. На зовнішні кінці осі через букси і ресори спирається рама візка [2].

Залізничні осі належать до найбільш відповідальних деталей рухомого складу, оскільки забезпечують передачу навантажень від колісних пар і безпосередньо впливають на безпеку руху поїздів. У процесі тривалої експлуатації залізничні осі піддаються багатоцикловому навантаженню, внаслідок чого зростає ймовірність зародження та розвитку втомних тріщин. Тому одним із головних завдань під час експлуатації залізничних осей є своєчасне виявлення дефектів і прогнозування їх залишкового ресурсу, що дозволяє забезпечити необхідний рівень експлуатаційної надійності та безпеки руху [3].

Залізнична вісь являє собою жорстку балку, що забезпечує взаємне положення коліс, передає крутний момент до коліс тягового рухомого складу та сприймає навантаження від кузова вагона. Враховуючи умови експлуатації, визначальними критерієм під час проектування залізничних осей є забезпечення їх високої втомної міцності та експлуатаційної надійності [4].

Типова залізнична вісь являє собою ступінчатий вал змінного діаметра, конструкція якого передбачає посадкові поверхні для встановлення коліс, буксових підшипників та інших елементів колісної пари, а також середню частину і перехідні ділянки між окремими посадковими місцями. Геометричні параметри цих ділянок визначаються конструктивними особливостями колісної пари, а також середню частину і перехідні ділянки між окремими посадковими місцями. Геометричні

параметри цих ділянок визначаються конструктивними особливостями колісної пари, вимогами до міцності та умовами монтажу її складових [5].



Рисунок 1.1 – Конструкція залізничної осі та основні її конструктивні елементи

До основних конструктивних елементів осі належать посадкові поверхні під колеса та буксові підшипники, середня частина осі, перехідні галтелі, а також інші посадкові поверхні, необхідні для встановлення елементів колісної пари [5].

Крім того, осі в процесі експлуатації працюють у нестационарному режимі навантаження при обертанні колісної пари. Вони відчувають знакозмінні напруження з амплітудами змінної величини. Під дією циклічних напружень в осях зароджуються і поступово розвиваються тріщини, що викликають в кінцевому підсумку повне руйнування. Такі руйнування особливо небезпечні, оскільки можуть виникати під дією напружень, величина яких є значно меншою за границю пластичності матеріалу. Більшість випадків експлуатаційного руйнування відбувається в результаті втомного руйнування в умовах циклічного навантаження. Досягнення підвищеного опору металу зародженню та поширенню тріщин різної природи забезпечується раціональним поєднанням внутрішніх залишкових напружень, твердості, характеристик міцності металу та градієнта напружень у зоні переходу від підматочинної до передпідматочинної частини осі [6].

1.1 Прогресивні вимоги та способи виробництва залізничних осей у світі

1.1.1 Аналіз вимог до хімічного складу залізничних осей

Оскільки залізничні осі належать до найбільш відповідальних елементів рухомого складу, тому до їх конструкції, матеріалів, технології виготовлення, механічних властивостей і контролю технічного стану висуваються жорсткі вимоги [5]. З метою забезпечення необхідного рівня міцності, довговічності та безпечної експлуатації ці вимоги регламентуються міжнародними стандартами, технічними специфікаціями та галузевими нормативними документами [3, 5]. Залежно від прийнятої системи стандартизації для виготовлення залізничних осей регламентовано застосування різних марок сталей.

Проведений аналіз вимог національних і міжнародних нормативних документів, що регламентують виготовлення залізничних осей, показав, що незалежно від прийнятої системи стандартизації їх положення спрямовані на забезпечення високої надійності, втомної міцності та безпечної експлуатації осей. При цьому нормативні документи регламентують вимоги до матеріалів, термічної обробки, механічних властивостей і контролю якості готової продукції, однак конкретні нормативні показники відрізняються залежно від стандарту [7-16]. Порівняльну характеристику вимог до хімічного складу сталей, передбачених різними нормативними документами для виготовлення залізничних осей, наведено в таблиці 1.1.

При порівнянні вимог щодо хімічного складу встановлено, що найнижчий вміст вуглецю має марка EA1N (0,35-0,40%С по мас.), а найвищий вміст вуглецю вимагає стандарт для осьової сталі марки F (0,45-0,59%С по мас.). В свою чергу марка сталі ОС має вищий вміст вуглецю, ніж в сталі EA1N, але в порівнянні з маркою F його вміст має нижчі показники (на рівні 0,42-0,50%С по мас.).

При порівнянні вмісту марганцю встановлено, що його найбільшу кількість містить сталь марки EA1N в діапазоні 0,9-1,2% мас., трохи менший вміст

регламентують вимоги для сталі марки F: 0,7 - 1,0% мас., а найменший вміст елементу в сталі ОС (0,6-0,9% мас.).

По вмісту кремнію для сталі F у вимогах встановлений мінімальний вміст у кількості 0,15% мас. Для сталі EA1N вміст кремнію стандарт обмежує в діапазоні 0,3 - 0,5% мас. Для осової сталі ОС кількість кремнію має бути в рамках 0,15-0,35% мас. Припустимий вміст основних хімічних елементів в сталях марок ОС, EA1N і F показаний на рисунку 1.2.

Марка ОС наразі єдина, яка використовується в залізничних сполученнях в Україні, але слід зазначити, що з врахуванням євроінтеграції (використання рухомого складу іноземного виробництва, транзитні перевезення на заході країни) необхідність переходу до міжнародних стандартів не виключення з практики. Аналізуючи вимоги до хімічного складу на осі, виготовлені зі сталі марки F, що є найбільш затребуваними американською залізничною колією. Ринок американських залізничних колій є одним із найбільших у світі й охоплює не лише США, але й низку інших економічно розвинених країн, де використовуються відповідні стандарти. Тому освоєння та вдосконалення технології виготовлення осей цієї марки є стратегічним завданням для виходу на міжнародні ринки виробників України. Вибір саме цих трьох марок сталей дає можливість дослідити три типові марки сталей з різних стандартів з різним вмістом вуглецю (0,4 - 0,6%, мас.). З наукової точки зору цей інтервал є особливо цікавим з огляду на фізико-металургійні процеси, оскільки саме в межах концентрацій 0,4–0,6 % C відбувається перитектичне перетворення під час первинної кристалізації сталі. Це перетворення суттєво впливає на формування ліквацийної неоднорідності, мікроструктури та, відповідно, на комплекс механічних і експлуатаційних властивостей осей.

Щодо вмісту ванадію для марки F встановлений вміст в діапазоні 0,02-0,8%V мас., а для марки EA1N передбачено обмеження максимального його вмісту на рівні 0,06%, мас. В марці ОС ванадію у складі не передбачено.

Таблиця 1.1 - Вимоги стандартів до хімічного складу сталей для залізничних осей

Стандарт	Марка сталі	Вміст елементів, % мас.									
		не більше									
		C	Mn	Si	P	S	Ni	Cu	Cr	Mo	V
ДСТУ ГОСТ 31334:2009 [7]	OC	0,42-0,50	0,60-0,90	0,15-0,35	0,040	0,04	0,30	0,25	–	–	–
ISO 1005-3:1982 (E) [8]	A0	0,40	1,20	0,50	0,040	0,04	–	0,30	0,30	0,08	0,05
	A1	0,40	1,20	0,50	0,040	0,04	–	0,30	0,30	0,08	0,05
	A2	0,50	1,20	0,50	0,040	0,04	–	0,30	0,30	0,08	0,05
	A3	0,40	1,60	0,50	0,040	0,04	–	0,30	0,50	0,40	0,10
	A4	0,30	0,80	0,50	0,040	0,04	–	0,30	1,20	0,05	0,05
UIC 811-1 (E) [9]	A1	0,37	1,20	0,50	0,050	0,05	0,30	0,30	0,3	0,05	0,05
					P + S ≤ 0,09						
AAR M-101:2016 [10]	F	0,45-0,59	0,70-1,0	min 0,15	0,045	0,05	–	–	–	–	0,02-0,8
	G	–	0,60-0,90		0,045	0,05	–	–	–	–	
	H										
BS 5892-1:2023 [11]	A0	0,40	1,20	0,50	0,04	0,04	0,30	0,30	0,30	0,08	0,05
	A1	0,40	1,20	0,50	0,04	0,04	0,30	0,30	0,30	0,08	0,05
	A2	0,50	1,20	0,50	0,04	0,04	0,30	0,30	0,30	0,08	0,05
	A3	0,40	1,60	0,50	0,04	0,04	0,30	0,30	0,50	0,40	0,10
	A4	0,30	0,80	0,50	0,04	0,04	0,30	0,30	1,20	0,35	0,10
IRS R-16/95 (Rev. 1):2025 [12]	–	0,37	1,12	0,15-0,46	0,040	0,04	0,30	0,30	0,30	0,05	0,05
TTS 093/98 [13]	A1	0,40	1,20	0,50	0,040	0,04	–	0,30	0,30	0,08	0,06
PN-71/K-91046 [14]	–	0,37-0,45	0,50-0,80	0,15-0,35	0,040	0,04	0,30	0,25	0,30	–	–
EN 13261:2024 (E) [15]	A1	0,40	1,20	0,50	0,020	0,02	0,30	0,30	0,30	0,08	0,06
ДСТУ EN 13261:2022 (EN 13261:2020, IDT) [16]	EA1N	0,35 – 0,40	0,9 – 1,2	0,3 – 0,5	<0,02	<0,015	<0,3	<0,3	<0,3	<0,08	<0,06

Щодо вмісту шкідливих домішок європейський стандарт ДСТУ EN 13261:2022 (марка сталі EA1N) має більш жорсткі вимоги щодо вмісту сірки ($<0,015\%S$) та фосфору ($<0,02\%P$). В українському стандарті ДСТУ ГОСТ 31334:2009 вміст сірки і фосфору обмежують до $0,4\%$ мас., а за американськими вимогами AAR M-101-2016 фосфору в сталі має бути не більше $0,0045\%$ мас. та сірки не більше ніж $0,05\%$ мас.

Вимоги щодо вмісту нікелю та міді за українським та європейським стандартами мають відповідний близький рівень вимог: для марки ОС Ni не більше $0,3\%$ мас., а Cu $<0,25\%$ мас.; для марки EA1N вміст нікелю і міді обмежується вмістом $<0,3\%$ мас. В американському стандарті вимоги щодо цих елементів відсутні.

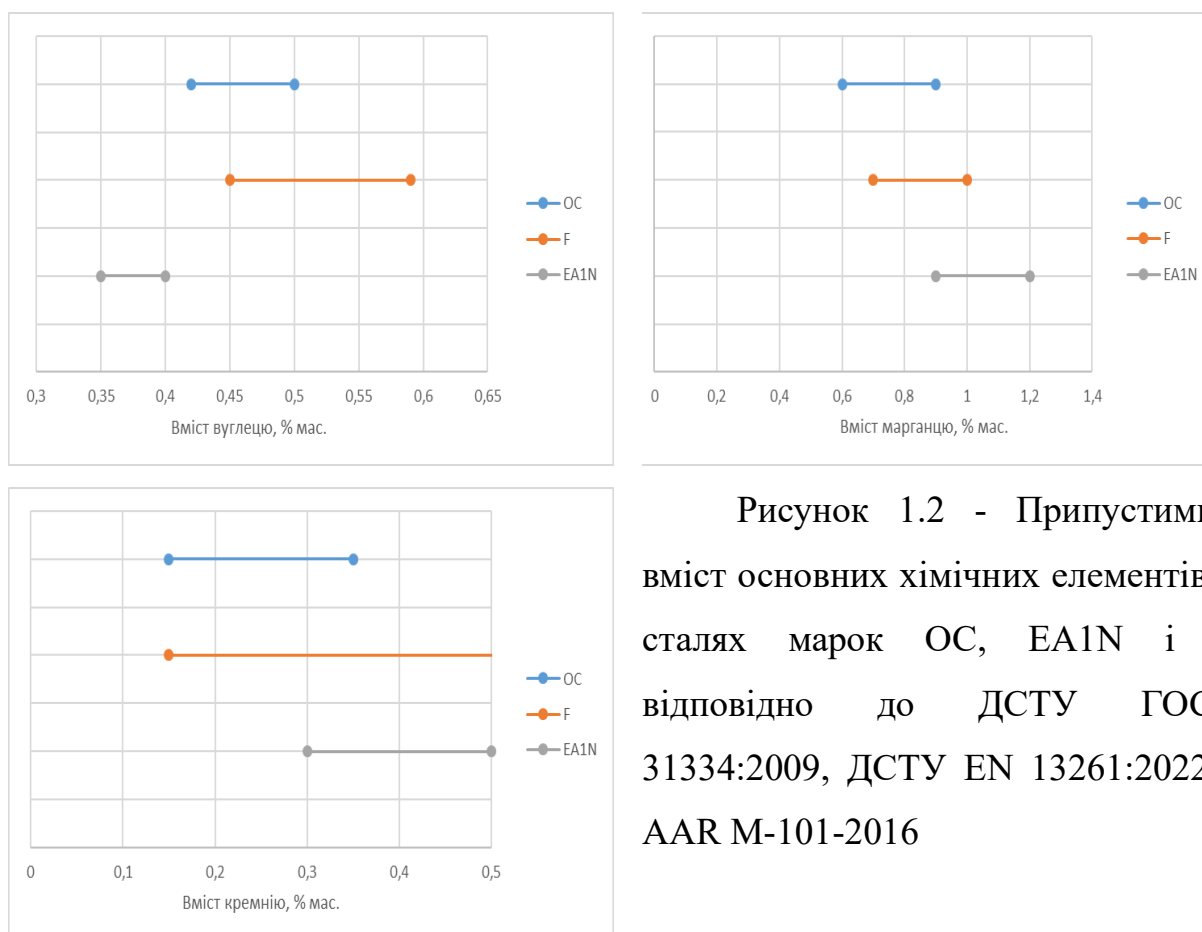


Рисунок 1.2 - Припустимий вміст основних хімічних елементів в сталях марок ОС, EA1N і F відповідно до ДСТУ ГОСТ 31334:2009, ДСТУ EN 13261:2022 і AAR M-101-2016

Хром і молібден присутні серед вимог лише в одній із трьох аналізованих сталей – у європейській сталі EA1N ($Cr < 0,3\%$ мас., $Mo < 0,08\%$ мас.).

1.1.2 Аналіз вимог щодо механічних властивостей залізничних осей

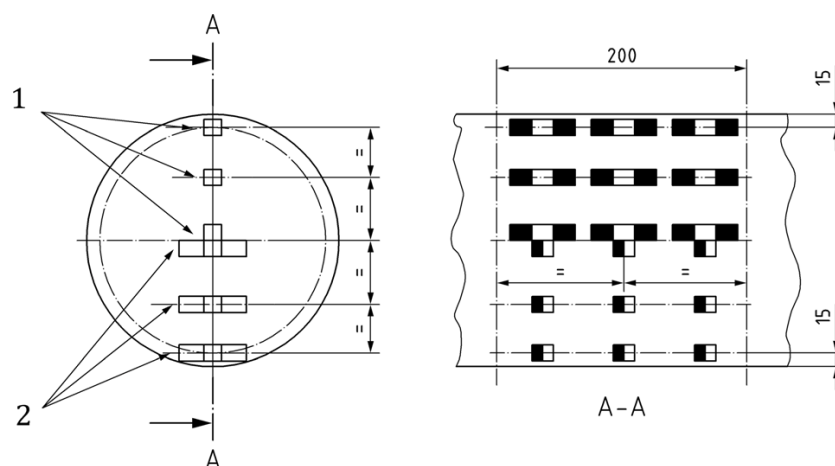
Механічні властивості залізничних осей є одними з основних нормованих показників, що визначаються нормативними документами та регламентують необхідний рівень міцності, пластичності й ударної в'язкості матеріалу. Їх граничні значення встановлюються стандартами залежно від марки сталі та умов експлуатації осей [7, 10, 16].

В стандарті ДСТУ EN 13261:2022 для марки сталі EA1N вказано, що для отримання результатів випробувань на розтягування необхідно вирізати зразки на середині радіусу суцільних осей або на середині відстані між зовнішньою та внутрішньою поверхнями порожнистих осей.

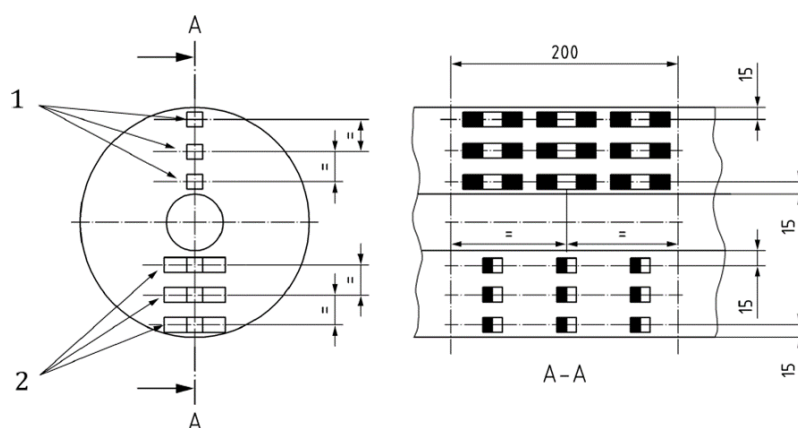
Для контролю значень ударної в'язкості стандарт вимагає відбирати зразки в поздовжньому та поперечному напрямках осі на трьох рівнях із перерізу найбільшого діаметра осі:

- 1) якомога ближче до зовнішньої поверхні для всіх осей;
- 2) на середині радіуса та в центрі у суцільних осей;
- 3) на половині відстані між зовнішньою та внутрішньою поверхнями та близько до внутрішньої поверхні у порожнистих осей; так, як це показано на рисунках 1.3, а, б (розміри у міліметрах).

Для визначення характеристики втомної міцності на поверхні для суцільних осей гладкого (ненадрізаного) зразка (F_1) та характеристики втомної міцності на поверхні отвору (F_2) для порожнистих осей випробувальні зразки зі сталі марки EA1N повинні мати геометрію та чистоту обробки поверхні у зоні утворення тріщини, аналогічні відповідним характеристикам готової осі. Для визначення F_2 поверхня зразків для випробувань повинна мати надріз глибиною 1 мм так, як показано на рисунку 1.4 а); надріз виконують на зовнішній поверхні зразка для випробування. Всі ці випробувальні зразки повинні бути виготовлені з використанням того самого виробничого процесу, що й для осей.



а) Суцільна вісь



б) Порожниста вісь

1 - поздовжній зразок

2 - поперечний зразок

Рисунок 1.3 - Місце відбору зразків для випробування

Для визначення границі витривалості, встановленої за результатами випробувань гладких (ненадріаних) зразків (R_{fL}) та границі витривалості, встановленої за результатами випробувань зразків з надрізом (R_{fE}) використовують зразки діаметром 10 мм у зоні утворення тріщини. Надріз на зразку для визначення R_{fE} має геометрію, відповідну рисунку 1.4 б). Такі зразки для випробувань відбирають якомога ближче до поверхні осі.

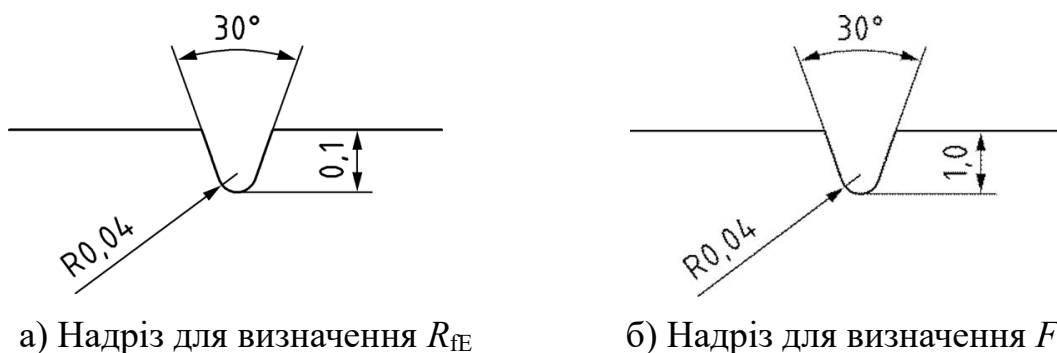
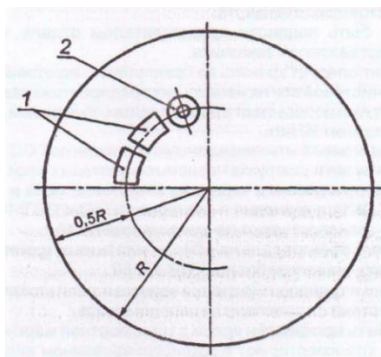


Рисунок 1.4 – Надрізи у зразках для випробування на втому (розміри в мм)

Для марки сталі F (AAR M-101-2016) зазначено, що зразки для випробування на розтягування відбираються від припуску для випробування або від осі. Якщо не зазначено інакше, вісь зразка повинна розташовуватися в будь-якій точці посередині між центром і поверхнею осі або повномірному припуску і повинна бути паралельною осьовій лінії осі. Всі випробування виконуються лише після остаточної термічної обробки осей. Границі міцності та плинності у зразків від припусків повинні бути щонайменше на 5% більше наведених у стандарті. Зразки для випробування на розтягування від осей повинні відбиратися від шийки осі на середині радіусу між поверхнею і центром з розрахунковою довжиною, паралельно осьовій лінії осі. Зразок для випробування на розтягування, що відбирається від припуску, береться на середині радіусу, між поверхнею та центром з розрахунковою довжиною, паралельно осьовій лінії осі. Проводиться одне випробування на марку, на плавку і на типорозмір, проте при цьому кожне випробування повинно представляти не більше 70 осей, включаючи вісь, що випробовується. Осі, представлені цим випробуванням, називаються термічно обробленою партією. Осі однієї термічно обробленої партії повинні піддаватися термічній обробці разом у печах періодичної дії або печах безперервної дії. У разі невідповідності механічних властивостей заданим вимогам усі осі від цієї партії термічної обробці відправляються на повторну термічну обробку. Якщо результати механічних випробувань будь-якої партії не відповідають зазначеним вимогам через дефект, що утворився в процесі випробування зразка, допускається повторне випробування у випадку, якщо цей дефект не викликаний розривами, тріщинами або флокенами в сталі. Якщо зразок для випробувань на розтягування не має дефектів, то результати

другого випробування з припуску (або осі) не можуть замінювати результати попереднього (невдалого) випробування. Якщо результат механічних випробувань будь-якої партії осей не відповідає заданим вимогам, осі можуть бути повторно термічно оброблені, але не більше трьох разів.

В ДСТУ ГОСТ 31334:2009 вказується, що контроль механічних властивостей металу чорнових осей при випробуваннях на розтягування і ударний вигин проводять на зразках, які виготовляють з припуску, залишеного при формоутворенні шийки або підматочинної частини чорнової осі. Для чорнових осей, виготовлених методами вільного кування з осьової заготовки, допускається виготовляти зразки з шийки чорнової осі. Для випробування на розтягування беруть один зразок діаметром 10 мм п'ятикратної розрахункової довжини, а для випробування на ударний вигин - чотири зразки. Схема вирізки зразків для механічних випробувань представлена рисунку 1.5. Проби зразків вирізають з осей з відступом щонайменше на половину радіусу чорнової осі плюс 10 мм від її поверхні у бік, паралельно утворюючої.



1 - дві заготовки для чотирьох зразків на ударний вигин; 2 - заготовка зразка для випробування на розтягування

Рисунок 1.5 - Схема вирізки зразків для механічних випробувань

Вимоги до механічних властивостей сталей ОС (ДСТУ ГОСТ 31334:2009), марки EA1N (ДСТУ EN 13261:2022) і марки F (AAR M-101-2016) показані в таблиці 1.2.

Таблиця 1.2 – Вимоги до механічних властивостей сталей марок ОС, F, EA1N

EA1N (ДСТУ EN 13261:2022)	ОС (ДСТУ ГОСТ 31334:2009)	F (AAR M-101-2016)
Границя міцності, σ_B , МПа		
550	580-640	≥ 606
Відносне видовження δ , %		
≥ 22	19-20	≥ 20
Ударна в'язкість (КСУ, Дж/см ²) і робота удару (КУ, Дж)		
КУ ≥ 30 / ≥ 21 ; КСУ ≥ 37 / ≥ 26 (Сер./мін.)	КСУ=39-49/29-34 (Сер./мін.)	-

Аналіз зарубіжних стандартів [9-16] показав, що механічні властивості сталі для виробництва залізничних осей знаходяться в інтервалах: тимчасовий опір $\sigma_B = 500-910$ Н/мм²; границя плинності $\sigma_T = 260-530$ Н/мм²; відносне видовження $\delta_5 = 14-24$ %; відносне звуження $\psi = 25-55$ % [7; 9, 11]; ударна в'язкість $KCV^{+20^\circ C} = 20-40$ Дж/см² [8] (в залежності від напрямку розташування зразків: поздовжніх $KCU^{+20^\circ C} = 20-50$ Дж/см², поперечних $-KCU^{+20^\circ C} = 20-40$ Дж/см², в залежності від температури випробувань: $KCU^{+20^\circ C}$ не менше 13 Дж/см², $KCV^{-20^\circ C}$ не менше 8 Дж/см² [15,16]).

1.1.3 Вимоги щодо припустимого вмісту неметалевих включень в залізничних осях

В українському стандарті ДСТУ ГОСТ 31334:2009 [7] контроль неметалевих включень в залізничних осях виконується згідно ДСТУ ГОСТ 4728:2014 [17], де зазначено, що забрудненість осевих заготовок неметалевими включеннями не має перевищувати значення, зазначені у таблиці 1.3.

Таблиця 1.3 – Максимально припустима забрудненість сталі неметалевими включеннями згідно ДСТУ ГОСТ 31334:2009

Тип і умовне позначення неметалевих включень	Бал для заготовок, не більше	
	Із злитків	Із БЛЗ
Сульфіди (С)	3,5	2,5
Оксиди рядкові (ОС)	3,5	2,5
Силікати пластичні (СП)	3,5	2,5
Силікати крихкі (СК)	3,5	2,5
Силікати, які не деформуються (СН)	3,5	2,5

Згідно ДСТУ EN 13261:2022 рівень чистоти має бути визначений на основі металографічних досліджень. Максимальні припустимі включення наведено у таблиці 1.4.

Таблиця 1.4 – Допустимі включення у виробі згідно ДСТУ EN 13261:2022

Тип включень	Категорія 1		Категорія 2	
	Товста серія (максимум)	Тонка серія (максимум)	Товста серія (максимум)	Тонка серія (максимум)
А (сульфіди)	1,5	1,5	1,5	2
В (алюмінати)	1	1,5	1,5	2
С (силікати)	1	1,5	1,5	2
Д (глобулярні оксиди)	1	1,5	1,5	2
В + С + D	2	3	3	4
DS	1,5		2	

AAR M-101-2016 не містять вимог щодо забрудненості неметалевими включеннями. В цьому стандарті нормуються макродефекти такі як рядкові включення і будь-які поздовжні несучільності, звані по-різному: волосовини, рядкові включення або дрібні шви.

Для багатьох видів прокату регламентуються вимоги до таких дефектів макроструктури, як центральна пористість, точкова неоднорідність, ліквацийний квадрат, підусадкова ліквация, плямиста ліквация. Усереднені діючих вимог в

України до показників якості макроструктури готового прокату груп якості 2 і 3 показані в табл. 1.5.

Таблиця 1.5 – Види контрольних випробувань чорнових осей, передбачені різними стандартами

Показники	ДСТУ ГОСТ 31334:2009 [7]	ДСТУ EN 13261:2022 [16]	UIC 811-1(E) [9]	AAR M-101- 2016 [10]	IRS: R 16- 95:2025 [12]	TTS 093- 98 [13]
Якість поверхні	+	+	+	+	+	+
Розміри	+	+	+	+	–	+
Хімічний склад	+	+	+	+	+3)	+
Механічні властивості	+	+	+	+	+	+
Макроструктура	+1)	+2)	+	+	+	+2)
Забрудненість сталі неметалевими включеннями	+1)	–4)	–4)	+	–4)	–4)
Мікроструктура	+	+	+	+	+	+
Ультразвуковий контроль	+	+	+	+	+	+

Примітка.

«+» – випробування проводяться; «–» – випробування не проводяться;

1) – випробування проводяться при виготовленні осей зі злитка, при виготовленні осей і осьової заготовки за нормативними документами на осьову заготовку;

2) – сірчані відбитки;

3) – вказано обмеження за вмістом водню;

4) – вимоги визначаються споживачем.

Однією з основних складних задач при виконанні експортних поставок осей є забезпечення жорстких вимог стандарту ДСТУ EN 13261:2022 [16] до забруднення сталі неметалевими включеннями. Згідно з новими вимогами стандарту ДСТУ EN 13261:2022 [16] вона не повинна перевищувати 2,0 і 1,5 бала. Відповідно до вимог стандарту UIC 811-1(E) [9], всі види неметалевих включень не повинні перевищувати 2,5...3,0 бала (для тонких включень) і 2,0 бала (для товстих включень) під час контролю за ISO 4967, метод А [18].

1.2 Аналіз впливу технології виготовлення сталі на її якість

Заходи для підвищення надійності залізничних осей можуть бути впроваджені на кожному з етапів їх виготовлення, від коригування хімічного складу та якості (зменшення вмісту газів та шкідливих домішок) сталі для осей, схем гарячої пластичної деформації заготовки осей, режимів термічного оброблення чорнової осі до фінішної обробки чистової осі.

У сучасному огляді Нон Z. та ін. [19] проаналізовано сучасні підходи до керування процесом кристалізації безперервнолитих заготовок і контролю центральної ліквациї. Автори зазначають, що формування хімічної неоднорідності визначається особливостями процесу затвердіння, перебігом тепло- та масопереносу, а також рухом рідкої фази під час кристалізації. Показано, що застосування електромагнітного перемішування сприяє вирівнюванню температурного поля та інтенсифікації масопереносу в рідкому металі, що зменшує розвиток центральної ліквациї. Також відзначено, що використання технології м'якого обтиснення (soft reduction) забезпечує компенсацію усадки металу на завершальній стадії кристалізації та знижує накопичення збагаченого домішками розплаву в центральній частині заготовки. Автори підкреслюють, що розвиток і комплексне застосування сучасних технологій контролю сегрегації сприяють підвищенню структурної однорідності безперервнолитих заготовок.

У роботі [20] досліджено вплив центральної ліквациї безперервнолитих заготовок на формування мікроструктури та механічних властивостей гарячекатаного фасонного прокату. Автори зазначають, що центральна ліквация є одним із найбільш характерних дефектів безперервнолитих заготовок, який виникає внаслідок перерозподілу легувальних елементів і вуглецю під час затвердіння металу. Встановлено, що зі збільшенням ступеня центральної ліквациї знижуються пластичність і ударна в'язкість металу, а також посилюється неоднорідність механічних властивостей за перерізом готового виробу. Показано, що центральна ліквация, сформована на стадії безперервного лиття, зберігається після гарячої прокатки та продовжує впливати на структуру і механічні властивості

прокату, що свідчить про неможливість повного усунення сформованої під час кристалізації хімічної неоднорідності лише за рахунок гарячої пластичної деформації.

Для підвищення чистоти сталей у сучасному виробництві застосовують комплекс заходів вторинної металургії, що включає обробку металу на установці піч-ківш, вакуумування, комплексне розкиснення та модифікування неметалевих включень. Застосування таких технологічних рішень забезпечує ефективний контроль, видалення та модифікування неметалевих включень, що сприяє підвищенню металургійної чистоти сталі [21].

У роботі Capurro C., Cerrutti G. та Cicutti C. [22] досліджено вплив вакуумування на металургійну чистоту сталі. Автори зазначають, що позапічна обробка є одним із ключових етапів виробництва відповідальних сталей, оскільки забезпечує коригування хімічного складу, видалення розчинених газів і зменшення кількості неметалевих включень. За результатами промислових досліджень показано, що застосування вакуумної дегазації сприяє підвищенню чистоти сталі та покращенню її якості, що підтверджує важливість оптимізації режимів вторинної металургії при виробництві відповідальних металовиробів.

У сучасних умовах експлуатації залізничний транспорт функціонує в ширшому діапазоні кліматичних умов, включаючи низькі та високі температури, що підвищує вимоги до надійності та довговічності осей. У зв'язку з цим стандарт ДСТУ EN 13261:2022 встановлює вимоги до хімічного складу, механічних властивостей, ударної в'язкості, втомної міцності, макро- і мікроструктури, а також допустимого рівня неметалевих включень, необхідних для забезпечення безпечної експлуатації залізничного рухомого складу [16].

1.3 Вплив хімічної неоднорідності на формування структури осевих сталей

Автори роботи [23], дослідивши формування структури залізничних осей, виготовлених з безперервнолитих заготовок різного перерізу, відзначають, що наразі особливості виробництва безперервнолитих заготовок, їх вплив на

морфологію і кінетику утворення первинної структури практично не враховувалися при розробці технологічних режимів гарячої деформації і термічної обробки осьових заготовок.

Введення в сталь марганцю, нікелю, хрому і молібдену сприятливо позначається на зносостійкості сталі. Однак вміст цих елементів має бути суворо обмежений, виходячи з економічних та технологічних аспектів вирішення питання щодо розробки матеріалу.

У роботі [24] була вивчена кінетика бейнітного перетворення при 280, 330 і 380°C і мікроструктура високовуглецевої литої сталі з високим вмістом кремнію, що містить (мас. %) 0,8% C та 2,25% Si. Вони виявили, що ця сталь характеризується значною мікросегрегацією Mn, Si і Cr з великими концентраціями в міждендритних областях ($\approx 2,6$ мас.% Si, $\approx 1,6$ мас.% Mn і $\approx 1,3$ мас.% Cr) порівняно з дендритними ($\approx 1,6$ мас.% Si, $\approx 0,8$ мас.% Mn і $\approx 0,7$ мас.% Cr). Це впливає на бейнітну трансформацію, яка починається в дендритних областях, і ці області демонструють більш високу швидкість трансформації, ніж міждендритні області.

Також має вагомий вплив на утворення смугастості в вуглецевих сталях алюміній. Наприклад, в двофазній вуглецевій TRIP-сталі [25] мікроструктурна смугастість складається з підвищеної кількості Mn і S в першій фазі і зниженого вмісту алюмінію в другій фазі. Як вказують автори цієї роботи, в багатофазових сталях саме алюміній, як легуючий елемент заміщення, має найбільший вплив на перетворення аустеніту в ферит під час охолодження, і відповідно має вплив на формування смугастості в багатофазних сталях. Також досліджено вплив MnS на формування смуг мікроструктури ферито-перлітної сталі 27MnCr5 [26]. Встановлено, що це викликано сегрегацією елементів Mn, Cr в основному у великих масштабах, але великі включення MnS, розподілені в областях сегрегації, перебільшують ступінь неоднорідності мікроструктури смуги. Автори стверджують, що гомогенізація протягом тривалого часу при високій температурі може зруйнувати включення MnS і, отже, диспергувати включення MnS великого розміру за допомогою дифузії Mn як крок, що регулює швидкість, і, нарешті, усунути сегрегацію елементів у лускатій та смугастій мікроструктурі.

Декілька досліджень показали, що Mn найбільш відповідальний за утворення смугастості в низьколегованих сталях [27, 28]. Вони стверджують, що вуглець мігрує із областей з більш низьким вмістом марганцю в області з більш високим вмістом марганцю. Такий перерозподіл вуглецю сприяє утворенню смуг, які перенасичені вуглецем, і смуг, які збіднені вуглецем. Цей перерозподіл вуглецю відбувається через вплив легуючих елементів заміщення на температуру, при якій аустеніт починає перетворюватися на ферит. При охолодженні ферит формується у вигляді смуг з високої температури і відкидає вуглець в аустеніт сусідніх низькотемпературних смуг.

Автори робіт [29, 30, 31] вказують на значний вплив Mn на неоднорідність структури. Про істотну здатність Mn до ліквації зазначено і в роботі [32], при цьому стверджується, що C, який є елементом, який добре дифундує, розподіляється досить рівномірно. І, попри вагомий вплив Mn на макро- та мікроліквацію, велика кількість авторів зазначає низьку здатність до ліквації у вуглецевій конструкційній сталі C та Mn, у порівнянні з P та S [33, 34].

Однак сегрегація Mn на границі розподілу може впливати на сегрегацію Si за допомогою взаємодії двох розчинених речовин, тобто пов'язаного ефекту опору розчиненої речовини. Оскільки між Mn і Si виникає притягувальна взаємодія, то саме присутність одного з них може підвищувати рівні сегрегації іншого, загальний ефект опору розчиненої речовини може бути більше, ніж сума опору розчиненої речовини, очікувана від кожного елемента окремо [35].

У роботі, автори якої досліджували атомну взаємодію між Si і Mn при евтектоїдному перетворенні у високовуглецевій перлітній сталі [36], показано що міжфазна сегрегація атомів Mn і Si в основному є причиною недостатньої дифузії і високого ступеня гібридизації атомів Fe, Mn, Si і C. Крім того, коефіцієнт розподілу Mn в сталі з високим вмістом Si був вище, ніж у сталі з низьким вмістом Si, що призводило до більш високого коефіцієнту ліквації. Розрахунки структури показали, що збагачення Si феритної фази сприяє відтисканню Mn в цементитну фазу через значну силу відштовхування між Mn і Si на перлітній границі розділу. При дослідженні нерівноважної кристалізації сплавів Fe-Al-Mn-Si-C [37] було

проведено моделювання для встановлення закономірностей поведінки сталей з високим вмістом Al, Mn та Si при затвердінні залежно від їх складу і швидкості охолодження. Мікросегрегація Mn в аустеніті набагато сильніша, ніж Si і Al, проте автори використовували припущення, що дифузія розчинених речовин не залежить від хімічного впливу інших розчинених речовин. Показано, що збільшення вмісту легувальних елементів Al і Si суттєво збільшує стабільність фериту в сплавах Fe-C. Очевидно, це позначається як на високотемпературних властивостях сплаву, так і на процесі розпаду аустеніту при більш низьких температурах.

Показано [37], що легування Mn знижує, а легування Si збільшує активність C в аустеніті. Це підтверджує поширене твердження про те, що взаємодія атомів C-Mn є притягувальною, а взаємодія атомів C-Si – відштовхувальною. Як вже було показано, кристалізація в сталях з високим вмістом Al, Mn і Si відбувається при набагато нижчих температурах, ніж у вуглецевих сталях. Солідус знижується особливо відчутно в тих сталях з високим вмістом Al, Mn, Si, в яких значна частка аустеніту над солідусом. Основною причиною є сильна схильність Mn до збагачення рідкої фази в аустенітовмісних сплавах.

Сульфід марганцю (MnS) відіграє неоднозначну роль у формуванні властивостей сталі. Під час кристалізації марганець зв'язує сірку у вигляді MnS, запобігаючи утворенню низькоплавкого FeS, який є основною причиною гарячоламкості та утворення гарячих тріщин. Водночас сформовані включення MnS, особливо витягнутої форми, можуть спричиняти анізотропію структури, виступати концентраторами напружень і за певних умов ставати осередками зародження втомних тріщин або локальної корозії [38].

Автори роботи [39] класифікували включення MnS на три типи залежно від вмісту алюмінію у сталі та показали, що зі мною їх морфології змінюється характер руйнування металу. Встановлено, що витягнуті включення (типи II і III) погіршують пластичність у поперечному напрямку та сприяють зародженню тріщин, тоді як глобулярні включення (тип I) меншою мірою впливають на їх виникнення. Таким чином, форма та орієнтація сульфідних включень є важливими

чинниками, що визначають анізотропію механічних властивостей і опір сталі руйнуванню.

В роботі [40] розглядались різні стадії утворення MnS та різні типи MnS, які виділяються у високовуглецевих сталях, під час повторного плавлення та охолодження за різних швидкостей охолодження. Більшість високовуглецевих сталей розкислюють кремнієм замість алюмінію, щоб уникнути цих включень. Спостерігалось осадження MnS на поверхні рідкої сталі *in situ* з використанням методу концентричного затвердіння високотемпературної лазерної скануючої конфокальної мікроскопії. Більша кількість MnS осідає при більш високих швидкостях охолодження через накопичення розчинних елементів на границі тверде тіло/рідина. MnS може осідати в рідині, навіть якщо добуток розчинності MnS не досягає теоретичного значення, оскільки сірка є поверхнево-активним елементом, що збільшує її концентрацію на твердій/рідкій поверхні, тобто зародки MnS ростуть усередині напіврідких включень.

За допомогою моделі мікросегрегації вивчалися збагачення хімічних складів міждендритної рідини та її вплив на температуру кристалізації рідини, в якій враховувався перехід феритно-аустенітного затвердіння та виділення MnS. Показано, що S та P накопичуються на границях стовпчастих зерен, а сегрегація P значно збільшується зі збільшенням вмісту C від 0,1% до 0,2%. В результаті накопичення P і S у міждендритній рідині температура кристалізації явно знижується, тому схильність до внутрішніх тріщин значно збільшується. [41].

В роботі [42] при вивченні високовуглецевої висококремністої сталі було досліджено вплив перерізу на утворення мікросегрегацій Mn, Cr і Si. В результаті дослідження встановлено, що збільшення розміру деталі не чинить суттєвого впливу на мікросегрегацію елементів. Проте зі зменшенням розмірів виробу відбувається істотне здрібнення дендритної структури, що супроводжується збільшенням різниці між максимальними та мінімальними концентраціями легувальних елементів.

Автори роботи [33] на основі моделі Броуді-Флемінгса та модифікованої моделі Фоллера-Бекермана розробили аналітичну модель мікросегрегації, яка враховує реальні умови охолодження під час затвердіння бляму. За результатами моделювання отримано розподіл легувальних елементів у міждендритному просторі та встановлено, що Р і S характеризуються значно вищим ступенем мікросегрегації, ніж вуглець і марганець. Показано, що міждендритна ліквідація розширює температурний інтервал крихкості, внаслідок чого зростає схильність до зародження центральних тріщин під час затвердіння безперервнолитої заготовки.

У роботі Chakrabarti D. та ін. [43] узагальнено сучасні уявлення про мікроліквідацію мікролегувальних елементів під час кристалізації високоміцних низьколегованих сталей. Автори показали що сегрегація мікролегувальних елементів зумовлює неоднорідний розподіл вторинних фаз і виділень, що, своєю чергою, впливає на локальну неоднорідність мікроструктури та властивостей сталі.

Таким чином, наведені результати свідчать про доцільність дослідження впливу хімічної неоднорідності, сформованої під час кристалізації, на формування структурного стану та властивостей осьових сталей.

Було показано [44], що мікролегування сплаву Fe-36Ni магнієм підвищує його гарячу пластичність завдяки зв'язуванню сірки з утворенням сульфідів магнію (MgS), що зменшує сегрегацію домішок по границях зерен. Крім того, введення магнію до сплаву Fe-36Ni-Ti модифікує неметалеві включення, змінюючи їх розмір, кількість і характер розподілу. У результаті ефективніше стримується ріст аустенітних зерен під час нагрівання, що також позитивно позначається на пластичності сплаву [45].

В роботі [46] показано, що здатність середньовуглецевих сталей до зростання зерна обумовлена не тільки хімічним складом, а й розміром зерна. На розмір вихідного зерна впливає швидкість нагрівання сталі [47]. Вказано, що високі властивості (границя міцності, границя плинності, твердість) можна отримати після нагрівання вуглецевої сталі до 800°C.

Неоднорідність структури чистої сталі від додаткових домішок та газів, яка спостерігається при формуванні структурного стану сталі, відбиває класичне уявлення про формування смугастої структури. У доевтектоїдних сталях смугастість, яка обумовлена нерівномірним співвідношенням структурних складових ферит-перліт, пояснюється дією Mn на A_{r3} . Марганець є γ -стабілізатором і знижує A_{r3} . Тому в сталі зі смугами високого і низького вмісту Mn при охолодженні ферит утворюється спочатку в смугах з низькою концентрацією Mn в аустеніті. Вуглець дифундує від феритного зародка, концентруючись в ділянках з високим вмістом Mn, де і утворюється перліт. Коли розмір аустенітних зерен менше довжини хвилі мікросегрегації, феритні зародки формуються на границях зерен аустеніту і в точках з високою температурою A_{r3} . Ці зерна або ростуть разом у напрямку прокатки і потім, із загальними границями, у поперечнім напрямку прокатки, або ростуть у напрямку місць, високовмісних на Mn. Експерименти з безперервним охолодженням [48] показують, що в гарячекатаному сплаві з мікросегрегацією Mn і Si утворення смуг фериту/перліту під час безперервного охолодження з аустенітного стану є фактично функцією застосованої швидкості охолодження. Охолодження зі швидкістю, що дорівнює або перевищує $2^\circ\text{C}/\text{с}$, є важливим для запобігання розвитку смугастої мікроструктури. Це узгоджується з результатами сучасних досліджень [49-51], які показують, що наявність мікрохімічної сегрегації Mn і Si є необхідною, але недостатньою умовою для формування смугастої структури. Визначальну роль відіграють кінетика фазових перетворень, насамперед утворення фериту, швидкість дифузії вуглецю та швидкість охолодження, які контролюють фактичне формування ферито-перлітних смуг.

Розділення легувальних елементів заміщення, таких як Ni та Cr, було визначено як основна причина формування мікроструктурних смуг. Такі смуги викликають анізотропну поведінку потоку при великих деформаціях, де деформація обмежена «млинцевими» смугами твердого гранульованого фериту [52].

Марганець стабілізує аустеніт, зменшує дифузійну рухливість вуглецю в аустеніті та схильний до макросегрегації. Додавання Si в сталь може покращити

механічні властивості, головним чином завдяки утворенню фаз по границях зерен. Аналогічні результати наведені авторами роботи [53], в якій зазначено, що на границях зерен фериту відбувається сегрегація, як атомів марганцю, так і кремнію, що впливає на утворення фериту. А також, в статті зазначено, що максимальна розчинність марганцю в фериті складає до 2,9 % мас.

1.4 Сучасні уявлення про механізми втомного руйнування осевих сталей

У роботі [54] наведено результати комплексного дослідження причин передчасного руйнування залізничної осі електровоза з прямим приводом. Автори виконали макро- та мікрофрактографічний аналіз поверхні руйнування, дослідили мікроструктуру, механічні властивості та хімічний склад матеріалу осі. За результатами досліджень встановлено, що руйнування мало втомний характер. Зародження тріщини відбулося в зоні локальної концентрації напружень на поверхні осі, після чого вона поступово поширювалася під дією циклічного навантаження до досягнення критичних розмірів, що спричинило остаточний долам виробу. Фрактографічний аналіз поверхні руйнування підтвердив наявність характерних для втомного руйнування зон зародження тріщини, її стабільного поширення з утворенням втомних бороздок та зони остаточного руйнування. Автори дійшли висновку, що передчасне руйнування осі було обумовлено сукупною дією конструктивних особливостей вузла, локальної концентрації напружень та циклічного експлуатаційного навантаження.

У роботі Sangid M.D. [55] розглянуто фізичні механізми зародження втомних тріщин та роль мікроструктури в цьому процесі. Автор зазначає, що втомна довговічність матеріалу визначається стадіями зародження та значною мірою залежить від особливостей мікроструктури. Під час циклічного навантаження накопичення дислокацій спричиняє локалізацію пластичної деформації з утворенням стійких смуг ковзання, які є основними осередками зародження втомних тріщин. Автор підкреслює, що істотний вплив на зародження тріщин мають розмір і орієнтація зерен, характер границь зерен, а також наявність частинок

другої фази, які визначають особливості руху дислокацій та локалізації пластичної деформації. Зазначено, що дрібнозерниста структура, як правило, сприяє підвищенню втомної довговічності матеріалу завдяки більш ефективному стримуванню розвитку локалізованої пластичної деформації.

У роботі Chen H. та ін. [56] досліджено вплив зеренної структури на поширення втомної тріщини в алюмінієвому сплаві 2024 за різних коефіцієнтів асиметрії циклу навантаження. На основі випробувань на втому та EBSD-аналізу встановлено, що поширення тріщини відбувається як за транскристалітним, так і за міжкристалітним механізмами, а характер її траєкторії визначається особливостями зеренної структури. Показано, що границі зерен сприяють відхиленню та розгалуженню тріщини, збільшуючи опір її поширенню. Водночас зі збільшенням коефіцієнта асиметрії циклу траєкторія тріщини стає більш прямолінійною, кількість відхилень на границях зерен зменшується, а швидкість її поширення зростає. Автори також встановили, що істотний вплив на поширення тріщини мають кут розорієнтації сусідніх зерен та фактор Шміда, які визначають локальні умови пластичної деформації та напрямок розвитку тріщини.

Дослідження Wu W., Zhang J., Ji D. та ін. [57] присвячене аналізу закономірностей поширення втомних тріщин у колісній сталі D2 за умов комбінованого стискально-зсувного навантаження. За результатами металографічних, фрактографічних та EBSD-досліджень встановлено, що траєкторія поширення тріщини значною мірою визначається особливостями мікроструктури матеріалу. Показано, що тріщина переважно поширюється через ділянки доєвтектоїдного фериту, тоді як перлітні колонії змінюють її напрямок або перешкоджають прямолінійному росту. Крім того, EBSD-аналіз засвідчив, що границі зерен є перешкодою для поширення тріщини, сприяючи зміні її траєкторії та локальній зупинці росту.

У роботі [58] досліджено взаємозв'язок між мікроструктурою поверхневого шару сталі D2 та процесом зародження і поширення контактної-втомної тріщини. Встановлено, що після механічної обробки на поверхні сталі формується ультрадрібнозернистий шар із підвищеною твердістю, який під дією циклічного навантаження стає осередком зародження мікротріщин і поверхневих викришувань. Показано, що тріщини поширюються переважно через ділянки

доевтектоїдного фериту або вздовж границі між феритом і перлітною колонією, тоді як перлітні колонії чинять більший опір їх подальшому поширенню.

Висновки до розділу 1

Проведений аналіз сучасних наукових досліджень, нормативних документів та міжнародних стандартів показав, що залізничні осі належать до найбільш відповідальних елементів рухомого складу, від яких безпосередньо залежить безпека експлуатації залізничного транспорту. Тому до матеріалу осей висуваються високі вимоги щодо хімічного складу, механічних властивостей, металургійної чистоти, мікроструктури та експлуатаційної надійності.

Порівняльний аналіз вимог стандартів ДСТУ ГОСТ 31334:2009, ДСТУ EN 13261:2022, ААР М-101:2016, а також інших міжнародних нормативних документів показав, що, незважаючи на спільну мету забезпечення високої надійності осей, вимоги до хімічного складу, механічних властивостей та допустимого рівня неметалевих включень істотно відрізняються. Найбільш жорсткі вимоги до металургійної чистоти та вмісту шкідливих домішок встановлено європейськими стандартами, що обумовлено необхідністю забезпечення високої втомної довговічності осей.

Встановлено, що якість осьової сталі формується на всіх етапах технологічного процесу - від виплавки та позапічної обробки металу до гарячої пластичної деформації, термічної обробки та остаточного контролю готової продукції. Застосування сучасних технологій вторинної металургії, вакуумування та керування процесами кристалізації дозволяє знизити рівень ліквації, газонасиченості та забрудненості сталі неметалевими включеннями.

Аналіз сучасних наукових публікацій показав, що структурна неоднорідність сталі формується ще на стадії кристалізації внаслідок мікросегрегації легувальних елементів, розвитку дендритної будови та утворення зон хімічної неоднорідності. Незважаючи на подальшу гарячу пластичну деформацію, повне усунення сформованої під час кристалізації неоднорідності досягається не завжди, а її залишкові прояви можуть впливати на формування мікроструктури, механічних властивостей і втомної довговічності готових виробів.

Аналіз літературних джерел свідчить, що більшість досліджень присвячено окремому впливу легувальних елементів або вдосконаленню окремих стадій технології виготовлення сталі. Встановлено, що питання спільного впливу вмісту марганцю та кремнію на формування структурної неоднорідності під час кристалізації, її успадкування після гарячої пластичної деформації та подальший вплив на механічні властивості осьових сталей різних марок залишаються недостатньо дослідженими.

Таким чином, актуальним є встановлення закономірностей формування структурної неоднорідності в осьових сталях різного хімічного складу, оцінка її успадкування після гарячої пластичної деформації та визначення впливу співвідношення вмісту марганцю і кремнію на структуру і механічні властивості металу. Розв'язання цих питань є необхідною передумовою для наукового обґрунтування технологічних рішень, спрямованих на підвищення однорідності структури, комплексу механічних властивостей і експлуатаційної надійності залізничних осей.

Для реалізації поставленої мети в роботі визначено такі науково-практичні завдання:

1. дослідити закономірності формування дендритної структури залежно від змін хімічного складу в межах конкретної марки сталі та умов кристалізації;
2. визначити вплив гарячої деформації на трансформацію слідів дендритної структури в сталях зі змінним хімічним складом;
3. проаналізувати вплив способу гарячої деформації на однорідність структури за перерізом заготовок зі сталлю постійного хімічного складу;
4. встановити закономірності спадкового впливу хімічної неоднорідності в вуглецевих сталях на кінцеву структуру, механічні та експлуатаційні властивості залізничних осей після термічної обробки;
5. розробити практичні рекомендації щодо вдосконалення технології виробництва залізничних осей відповідно до вимог як вітчизняних, так і міжнародних стандартів в умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ».

Практичне значення дослідження полягає у підвищенні надійності та втомної довговічності залізничних осей в умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ», а також у

розробці практичних рекомендацій для вдосконалення технологічного процесу їх виробництва відповідно до вимог національних і міжнародних стандартів.

При підготовці розділу 1 використані джерела [1-58], повний перелік яких наведено у загальному переліку використаних джерел.

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Матеріал досліджень

2.1.1 Виготовлення дослідних плавок вуглецевих доевтектоїдних сталей

Матеріалом для досліджень були зразки вуглецевої сталі лабораторного способу виготовлення, які за хімічним складом є співставними зі сталями марки EA1N (ДСТУ EN 13261:2022 [16]), марки ОС (ДСТУ ГОСТ 31334:2009 [7]), марки F (AAR M-101-2016 [10]). Для досягнення заданих діапазонів за хімічним складом сталі був обраний найбільш відповідний варіант шихтового матеріалу. Для забезпечення необхідних показників в досліджуваних варіантах і відсутності небажаних домішок присутніх в брухті в якості вихідної сировини вибрали метал катаного дроту. Хімічний склад дослідних сталей наведений в таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад дослідних сталей, % мас.

Умовне марку- вання	Основні елементи			Mn /Si%	Елементи*100								
	C	Si	Mn		P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	V	Ti
1	0,52	0,42	0,69	1,64	1,2	0,55	5,7	8,7	0,94	3,2	13,6	0,26	0,15
2	0,51	0,37	0,63	1,7	1,3	0,54	5,6	8,9	0,94	2,7	13,5	0,30	0,13
3	0,51	0,31	0,56	1,78	1,3	0,55	5,6	8,6	0,95	3,9	13,5	0,30	0,10
4	0,39	0,12	0,6	5	2,1	2,4	2,7	2,1	0,29	0,05	2,7	0,11	0,05
5	0,55	0,16	0,63	3,94	2,1	2,9	2,7	2,6	0,3	0,16	2,6	0,11	0,05
6	0,55	0,44	0,85	1,93	2,3	3,4	2,7	2,5	0,22	1,6	2,6	0,22	0,14
7	0,59	0,31	1,08	3,48	2,6	3,0	2,8	2,7	0,22	4,3	2,9	0,23	0,13
8	0,45	0,35	0,95	2,71	1,9	3,7	2,8	2,8	0,13	2,2	2,6	0,19	0,13
9	0,49	0,22	0,95	4,32	2,1	3,2	2,8	2,8	0,34	2,2	2,7	0,15	0,14
10	0,54	0,21	0,77	3,67	1,6	2,3	2,4	2,8	1,9	2,6	2,6	0,21	0,08
11	0,57	0,18	0,78	4,33	1,6	3	2,3	2,6	0,1	1,0	2,7	0,23	0,08
12	0,36	0,34	0,63	1,85	1,9	2,5	2,7	2,4	0,26	3,1	2,6	0,20	0,11
13	0,39	0,3	0,86	2,87	1,8	2,6	2,5	2,2	0,27	1,7	2,5	0,10	0,12
14	0,41	0,27	0,89	3,3	2,0	2,9	2,7	3,0	0,28	3,3	2,9	0,10	0,32

2.1.2 Виготовлення промислових плавок вуглецевих доевтектоїдних сталей

Вихідною заготовкою для дослідження впливу методів гарячої деформації на пророблюваність та щільність металу при виробництві осьових заготовок була безперервнолита заготовка Ø 470 мм, виготовлена з сталі в діапазоні вуглецю 0,48...0,50 %, з співвідношенням Mn/Si 3,3...4,2. Спосіб обробки та опис промислових зразків для аналізу наведені в таблиці 2.2.

Для отримання осьової заготовки Ø 260 мм деформацію початкової БЛЗ Ø 470 мм здійснювали наступними методами (табл. 2.2):

- кування на гідравлічному пресі зусиллям 20 МН (2000 тонн);
- поздовжньої прокатки на пілігримовому стані № 2 трубопрокатного агрегату ТПА 5 – 12;
- поздовжньої прокатки на трубозаготівельному стані ТЗС 900 / 750 – 3.

Сталість хімічного складу сталей і діаметрів початкової БЛЗ Ø 470 мм і осьової заготовки (ОЗ) Ø 260 мм дозволили оцінити вплив кожного з перерахованих методів деформаційного впливу на пророблення перерізу деформованих осьових заготовок.

Відзначимо, що для чистоти експерименту визначення впливу способів гарячої деформації на пророблюваність структури вуглецевої сталі в діапазоні 0,48...0,50 деформація заготовок виконувалася при однакових параметрах процесу: температура нагріву ($T_n = 1240 - 1260$ °C), величина відносної деформації ($\epsilon = 45$ %), загальний коефіцієнт витяжки або уковування $\lambda_{заг.(\gamma_{заг.})} = 3,27$.

Таблиця 2.2 – Спосіб обробки та опис промислових зразків для аналізу

№ режиму виготовлення осьової заготовки	Вміст вуглецю	Відстань від центру до поверхні заготовки, %	Розмір заготовки. Спосіб гарячої деформації. Обладнання. Підприємство
1	0,48	90...100	Осьова заготовка Ø 260 мм. Поздовжня прокатка на пілігримовому стані № 2 ТПА 5 – 12" в ТПЦ №4. Маршрут: Ø 470 → Ø 260 мм. ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»
		75	
		50	
		25	
		10	
		25	
2	0,50	90...100	Осьова заготовка Ø 260 мм. Протягання в комбінованих бойках (верхній плоский, нижній вирізний) на пресі зусиллям 20 МН. Маршрут: Ø 470 → Ø 350 → Ø 260 мм. ТОВ «ДНІПРОПРЕС СТАЛЬ»
		75	
		50	
		25	
		10	
3	0,49	90...98	Осьова заготовка Ø 260 мм. Поздовжня прокатка на ТЗС 900 / 750 –3 у прокатному цеху. Маршрут в кліті 900: Ø 470 → Ø 260 мм, 13 проходів. ПРАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ»
		75	
		50	
		25	
		10	

2.2 Виплавка дослідної сталі

Для виконання роботи і вирішення поставленого завдання використовувалася лабораторна індукційна плавильна піч, до складу якої входить: плавильний модуль - ІТПЕ-0,01 і генератор ВТГ-20-22. Її елементи розміщені в умовах лабораторної бази ІЧМ. На рисунку приведена фотографія загального вигляду експериментальної установки (рис. 2.1). Для отримання контрольованого складу металу, що

виплавляється, розроблений метод переплавки, де шихтою служить метал подібних марок сталі (табл. 2.3) з відомим і стабільним хімічним складом і вмістом, не більше 0,021%,мас. S і не більше 0,020%,мас. P.



Рисунок 2.1 - Загальний вигляд експериментальної установки в умовах лабораторної бази ІЧМ

Таблиця 2.3– Хімічний склад шихти

	Хімічний склад шихтової заготовки, % мас.											
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	V	Cu	Ti	Mo	Al
Шихта	0,081	0,006	0,347	0,015	0,018	0,028	0,032	0,008	0,026	-	0,0046	0,031

Однорідність металу за хімічним складом при переплавці перевірялася неодноразово на великій кількості експериментів. Порядок операцій при виплавці дослідного металу наступний.

Після розплавлення шихти на еталонній плавці відбирають проби металу на хімічний аналіз і після отримання останнього проводиться розрахунок необхідної кількості добавок легуючих елементів і розкислювачів для виплавки експериментальних плавок.

Попередньо дослідним шляхом було визначено показники по окисленню ряду елементів в умовах даної індукційної печі. Так, угар вуглецю в процесі розплавлення шихти склав від 15 до 20%.

Феромарганець для коригування хімічного складу вводили в метал за 10 хв до випуску. Угар марганцю склав 5-10%.

Феросиліцій присаджували за 10 хв, до випуску. Засвоєння становило близько 80%.

Всі феросплави вводили після попереднього розкислення алюмінієм для більш стабільного засвоєння легуючих елементів. Алюміній присаджували в піч в кількості не більше 0,5 кг / т.

З огляду на малий обсяг виплавленого металу (~1 кг) і, відповідно малу кількість присаджування для коригування хімічного складу феросплавів (2-15 г), а також дрібну фракцію феросплавів, метод їх введення був вибраний виходячи зі сформованих умов – в захисному металевому коробі з примусовим зануренням в розплав, що дозволить досягти нормальних показників по засвоєнню елементів.

Під час виплавки застосовувалась така ливарна тара як графітовий тигель+керамічний стакан , охолодження проводилось у вимкненій печі (табл.2.4).

Таблиця 2.4 – Розмір та швидкість охолодження досліджуваних зразків

№ злитку	Розмір			Швидкість охолодження, °C/c
	Висота	Ширина (верх)	Ширина (низ)	
1	69,4	34	32,5	0,05
2	68,7	34,5	24	0,04
3	70,5	34,2	23	0,06
4	65,6	42	40	0,18
5	60,1	41	40	0,20
6	53,8	40	40,6	0,03
7	66	40,7	39	0,02
8	63,5	40,4	39,3	0,20
9	61,1	41,2	40	0,10
10	54	39,8	39,7	0,04
11	61,4	40,6	39,6	0,02
12	61,8	40	40,4	0,20
13	61,6	40,4	39,3	0,20
14	55,9	41,6	39,3	0,20

2.3 Методика моделювання гарячої пластичної деформації дослідних зразків

Вихідною заготовкою для дослідження впливу методів гарячої деформації на пророблюваність та щільність металу при виробництві осьових заготовок була безперервнолита заготовка Ø 470 мм, виготовлена з сталі в діапазоні вуглецю 0,48...0,50 %, з співвідношенням Mn/Si 3,3...4,2. Хімічний склад всіх залучених в роботі плавов приведено в таблиці 2.5.

Таблиця 2.5 – Хімічний склад досліджуваних промислових плавов сталі

№	Вміст елементів, % мас.												ppm
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Ti	V	[H]
1	0,48	0,76	0,20	0,014	0,004	0,09	–	0,08	0,018		–	0,040	1,35
2	0,50	0,80	0,19	0,011	0,001	0,10	$\leq$ 0,010	0,10	0,028	0,150	$\leq$ 0,005	$\leq$ 0,005	–
3	0,49	0,84	0,20	0,010	0,002	0,09	–	0,12	0,024	0,170	–	0,040	1,54
4	0,34	0,82	0,30	0,009	0,002	0,16	0,041	0,10	0,017	0,14	-	-	-
5	0,33	0,89	0,32	0,009	0,006	0,19	0,043	0,13	0,017	0,18	-	-	-

Завданням досліджень була розробка моделі розрахунку розподілу фізико-механічних властивостей сталі для залізничних осей при ГПД на 50% за перерізом циліндричних зразків в програмі QForm. Також було проведено деформацію зразків в лабораторних умовах на універсальній випробувальній машині [59].

В програмі QForm проводилось моделювання експерименту процесу гарячої пластичної деформації (ГПД) на 50% циліндричних зразків лабораторних осьових плавов для дослідження зміни морфології литої структури при температурі $1250 \pm 10^\circ\text{C}$ з хімічним складом 0,59%С, 0,31% Si, 0,73%Mn з метою визначення навантажень під гарячу пластичну деформацію в лабораторних умовах [59].

В якості вихідних умов задавалися типи операцій – розрахунок термопружно-пластичної задачі. Побудова геометрії зразка проводилася в програмі SolidWorks. Креслення експортувалося в форматі *.stp в QForm [59].

2.4 Методика металографічного аналізу

Аналіз мікроструктури виконано на спеціально підготовленій шліфованій та полірованій до дзеркального блиску поверхні (шліфі) досліджуваних зразків методом хімічного травлення. Шліфування виконувалося на спеціальній шліфувальній машині, послідовно на п'яти номерах шліфувального паперу. Проводилося повертання шліфа на 90° при переході з одного номера паперу на інший для усунення рисок. Після шліфування проводилося полірування зразків на спеціальному полірувальному верстаті з використанням алмазних паст. Диск верстату обтягнутий фетром, який змочений в полірувальному порошку. Полірування відбувається до отримання дзеркальної поверхні. Мікроструктуру зразків вуглецевої сталі виявляли травленням в 4-% спиртовому розчині азотної кислоти HNO_3 (ніталь) та у розчині пікрату-натрію.

Металографічні дослідження сталей виконувались за допомогою світлового мікроскопу виробництва компанії «Axiovert 200 M MAT» (рис. 2.2, а).

Дослідження фрактографії виконували на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106 (рис. 2.2, б), та Сохет – 40 EN (рис. 2.2, в,г). Для металографічного дослідження деформаційного пропроблення за перерізом осьової заготовки після ГПД за різними технологіями проводили на зразках відібраних відповідно до схеми рис. 2.3.

2.5 Методика аналізу взаємодії хімічних елементів

У цій роботі пошук оптимального хімічного складу в межах існуючих марок сталей виконано із застосуванням концепції спрямованого хімічного зв'язку [60], відповідно до якої металевий розплав розглядається як єдина хімічна система. Для побудови моделей оптимальної структури також використано методи факторного аналізу.



а



б

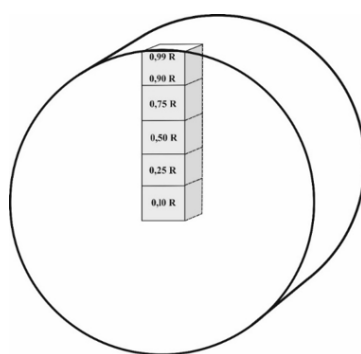


в



г

Рисунок 2.2 – Застосовані в роботі оптичний (а) та електронні мікроскопи (б,в,г)



R – радіус заготовки

Рисунок 2.3 - Схема відбору та маркування зразків безперервнолитої заготовки

Оскільки фазові перетворення є наслідком міжатомної взаємодії компонентів розплаву, на першому етапі здійснюється узагальнення його хімічного складу за допомогою інтегрального параметру зарядового (Z^Y) станів. Ці параметри

визначаються на основі попарної взаємодії всіх (m) компонентів шляхом розв'язання системи нелінійних рівнянь розмірністю $m^2 - m + 1$:

$$\begin{cases} a - f(\Delta e'_{ij}) = 0, \\ d - f(\Delta e''_{ij}) = 0, & i = 1, 2, \dots, m-1, j = i+1, \dots, m, \\ 4 \cdot ZX(a, \Delta e') + ZY(d, \Delta e'') = 0, \end{cases} \quad (2.1)$$

де $\Delta e'_{ij}$ - кількість електронів, що беруть участь в утворенні зв'язку $i - j$ на відстані a (по діагоналі ОЦК чи ГЦК-решіток), $\Delta e''_{ij}$ - на відстані $d = 0,866 \cdot a$ по грані,

$$\Delta e' = (\Delta e'_{12}, \Delta e'_{13}, \Delta e'_{ij}, \Delta e'_{m-1, m}), \quad \Delta e'' = (\Delta e''_{12}, \Delta e''_{13}, \Delta e''_{ij}, \Delta e''_{m-1, m}).$$

У результаті розв'язання системи визначають ефективні характеристики міжатомної взаємодії, необхідні для подальших розрахунків [60] $a, \Delta e'_{ij}, \Delta e''_{ij}, i = 1, \dots, m-1, j = i+1, \dots, m$.

Розрахунок інтегрального параметра (Z^Y) здійснюється шляхом усереднення ефективних зарядів для всіх типів зв'язків $i - j$ із довжиною (d) [60]:

$$Z^Y = \sum_{k=1}^m \frac{\lg Ru_k^o - \lg(d/2)}{\lg \alpha_k} \cdot n_k^2 + 2 \cdot \sum_{k=1}^{m-1} \sum_{l=k+1}^m n_k \cdot n_l \cdot \Delta e''_{kl}, \quad (2.2)$$

де n_k - мольна доля, Ru_k^o - радіус неполяризованого атома, $\lg \alpha_k$ - параметр, який характеризує зміну електронної щільності при іонізації атома k-того компонента. Використання інтегральних параметру Z^Y як «згортки» хімічного складу багатокомпонентного розплаву дозволяє збільшити інформаційну потужність моделей та знизити їх параметричність.

Використання інтегрального параметру (Z^Y) узагальненого опису хімічного складу багатокомпонентного розплаву дозволяє підвищити інформативність математичних моделей, одночасно зменшуючи їхню параметричність.

Дана методика реалізована в програмному модулі «Метал», який забезпечує виконання процедур узагальнення хімічного складу багатокомпонентних залізовуглецевих розплавів [60].

Хімічний стан досліджуваних розплавів характеризується інтегральним параметром ($Z^Y, e, 10^{-1}nm$). Їх використання забезпечує фізично обґрунтований опис системи, зменшує кількість змінних у моделях і підвищує достовірність прогнозування властивостей матеріалу.

2.6 Методика вимірювання твердості

2.6.1 Методика вимірювання твердості дослідних плавок за Брінеллем або методика вимірювання об'ємної твердості

Твердість дослідних сталей контролювали згідно ДСТУ ISO 6506-1:2014 [61] сталесою кулькою $\varnothing 10$ мм при зусиллі 29430 Н (3000 кгс) з витримкою 10 с. Контроль проводили на бічній поверхні зразка. Як результат твердості брали середнє статистичне (3 вимірювання).

Визначення твердості виконували з використанням спеціалізованого випробувального обладнання, яке зображене на рисунку 2.4.

2.6.2 Вимірювання мікротвердості промислових плавок за Віккерсом

Визначення мікротвердості проводилися за методом Віккерса відповідно до стандарту ДСТУ ISO 6507-1:2023 [62] із використанням малих навантажень. Метод ґрунтується на вдавлюванні алмазного індентора у формі правильної чотиригранної піраміди χ кутом між протилежними гранями 136° у підготовлену поверхню зразка.

Поверхню зразка попередньо шліфують і полірують для отримання рівної та гладкої поверхні, що забезпечує точність вимірювань. Індентор вдавлюється у

матеріал під дією малого навантаження 0,1 кгс (HV0,1), яке прикладалось плавно з подальшою витримкою протягом 15 с.



а



б

Рисунок 2.4— Спеціалізоване випробувальне обладнання: а –твердомір ТБ 5004, б – відліковий мікроскоп МПБ-2

За допомогою мікротвердоміру «LHVS-1000Z» проводилося вимірювання довжини двох діагоналей відбитка та визначення їх середнього значення. Обчислення мікротвердості визначалось як відношення прикладеного навантаження до площі відбитка:

2.7 Дослідження характеристик втомної міцності металу по перетину залізничної осі

Випробування проводилися відповідно до вимог ДСТУ ISO 12106:2021 на циліндричних зразках з робочою частиною діаметром 8 мм (тип II по ГОСТ 25.502-79) (рис. 2.5) з використанням випробувальної машини типу УБМ при чистому

вигині з обертанням (коефіцієнт асиметрії дорівнює -1) (рис. 2.6). Схема вирізки зразків і їх навантаження зображені на рис. 2.7 - 2.9.

У роботі були проведені дослідження втомної міцності металу залізничної осі з безперервно литої заготовки (БЛЗ) хімічний склад, яких представлено в таблиці 2.5-2.6. Зразки для випробувань були вирізані з підступичної частини чорнової осі у відповідності до схеми рис. 2.7 (EA1N) та рис. 2.8-2.9 (марка F). Були виконані порівняльні дослідження втомної міцності металу по перетину осі: центр осі; середній частині осі ($1/2$ радіуса); поверхневого шару осі.

Таблиця 2.6 - Хімічний склад осьової сталі марки EA1N виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» за ковшовою пробєю

№ плавки	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Ti	V
204497	0,35	0,22	0,86	0,009	0,002	0,09	0,024	0,11	0,02	0,15	-	0,002



Рисунок 2.5 - Зразки для втомних випробувань залізничної осі зі сталі марки F (стандарт AAR M-101) виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»

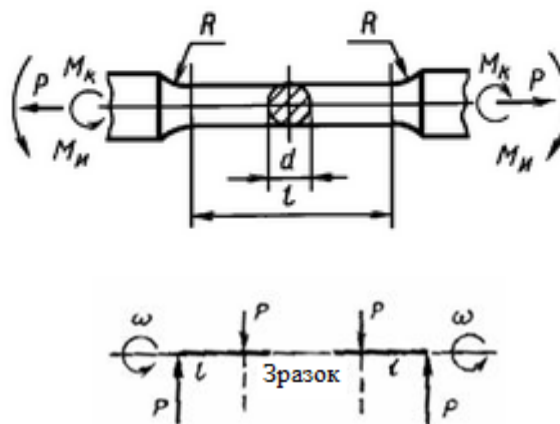


Рисунок 2.6 - Схема випробування зразка на чистий вигин

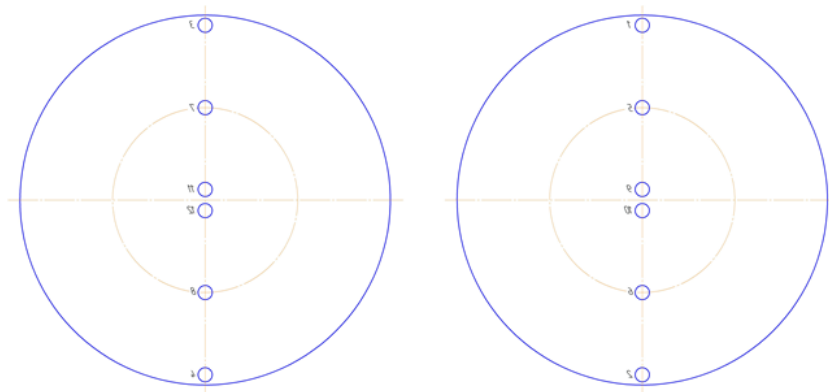


Рисунок 2.7 - Розташування зразків в поперечному перерізі осі

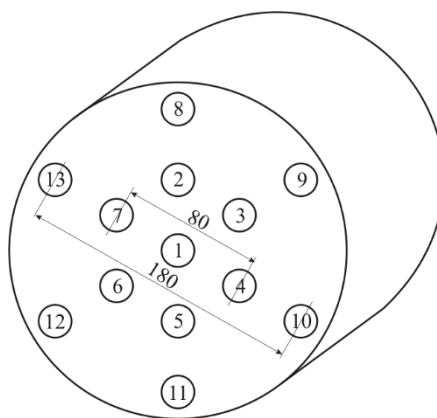


Рисунок 2.8 - Схема вирізки зразків з підматочинної частини залізничної осі з відповідним маркуванням.

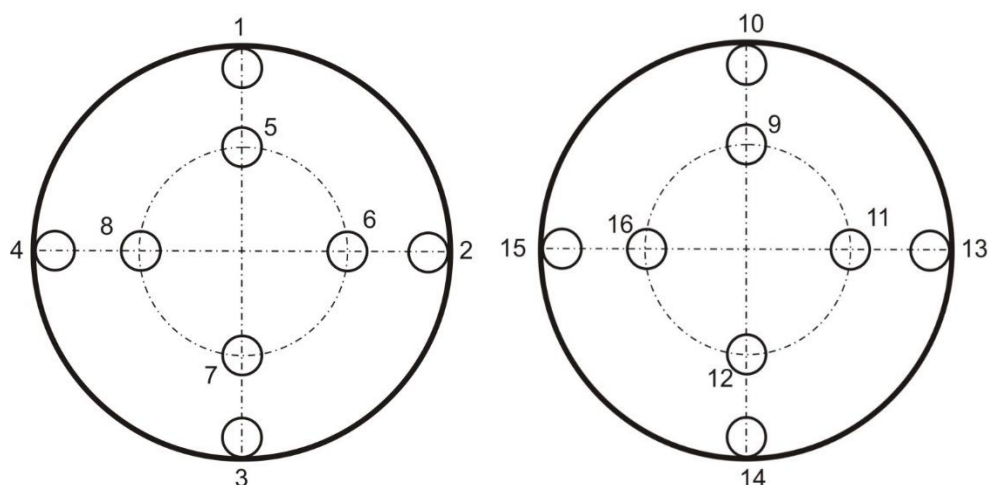


Рисунок 2.9- Розташування зразків в поперечному перерізі осі

Причиною руйнувань осей може бути втома матеріалу, тобто явище раптового руйнування від дії змінних навантажень при напруженнях нижче границі текучості. Результати статичних випробувань і випробувань на удар дають можливість тільки до певної міри судити про здатність матеріалу переносити тривалий час діє змінне навантаження. Для визначення цієї важливої характеристики матеріалу роблять особливе випробування матеріалу, зване випробуванням на витривалість або на втому.

Метою випробувань матеріалів на втому є визначення границь втоми і виявлення впливу на нього різних факторів.

Втома - процес поступового накопичення пошкоджень металу під дією змінних напружень, що призводять до зміни властивостей, утворення тріщин і руйнування.

Витривалість - здатність металу протистояти втомі.

При випробуванні зразків допускається м'яке і жорстке навантаження. Випробування зразків проводять безперервно до утворення тріщини заданого розміру, повного руйнування або до базового числа циклів. У процесі випробування зразків контролюють стабільність поставлених навантажень (деформацій). Для побудови кривої розподілу довговічності і оцінки середнього значення і середньоквадратичного відхилення логарифма довговічності на заданому рівні

напружень випробовують серію обсягом не менше 10 однакових зразків до повного руйнування або утворення макротріщин.

В умовах Інституту чорної металургії обчислювали втомну міцність за допомогою кривих Велера готових осей виготовлених в умовах ПАТ "Інтерпайп НТЗ".

Крива втоми (крива Велера) характеризує залежність рівня циклічного напруження, що призводить до руйнування матеріалу, від кількості циклів навантаження до моменту руйнування. Вона будується на основі результатів експериментальних випробувань і є одним із основних інструментів оцінювання втомної міцності матеріалів. Для визначення кривої втоми найчастіше застосовують випробування на чистий вигин за умов симетричного циклу навантаження. Такий вид навантаження вважається найбільш руйнівним для матеріалу з точки зору розвитку втомного руйнування та водночас забезпечує достатню простоту експериментальної реалізації. Випробування проводять на серії однакових зразків, кількість яких зазвичай становить від 6 до 10. Зразки мають циліндричну форму з постійним круглим поперечним перерізом у робочій частині, а їхній діаметр становить 5-10 мм. Перший зразок навантажують таким чином, щоб максимальне циклічне напруження було меншим за границю міцності, але перевищувало границю витривалості матеріалу. Для кожного наступного зразка величину прикладеного напруження поступово знижують. У процесі випробувань за допомогою лічильника циклів реєструють кількість циклів навантаження до руйнування кожного зразка. На підставі отриманих результатів будують криву Велера, яка відображає залежність між максимальним циклічним напруженням і числом циклів до руйнування (N). Для більшості конструкційних матеріалів характерним є наближення кривої втоми до горизонтальної ділянки, яка відповідає певному рівню напруженню. За напружень, що не перевищують це значення, руйнуванню матеріалу протягом заданої кількості циклів не спостерігається. Таке напруження прийнято називати границею витривалості. Практично вважається, що якщо зразок витримує без руйнування близько 10^6 циклів навантаження, то за

аналогічних умов експлуатації він може працювати тривалий час без проявів втомного руйнування [63].

Випробування матеріалів на втому проводять на випробувальних машинах, дозволяють навантажувати зразок змінними навантаженнями з частотою рівною 1000-3000 циклів в хвилину. В даній роботі використовувалась машина типу УБМ (рис.2.10).



Рисунок 2.10 –Випробувальна машина УБМ на втомну міцність

Для визначення границі витривалості при симетричному циклі навантаження виготовляються з даного матеріалу 6-15 однакових зразків. Максимальне напруження циклу першого зразка зазвичай береться рівній 0,5-0,6 від границі міцності даного матеріалу. Випробування закінчується, коли в результаті поступового зниження максимального напруження циклу і, як наслідок, збільшення числа циклів до руйнування визначається максимальне напруження циклу, при якому черговий зразок не зруйнується задану кількість циклів (база випробувань, наприклад $5 \cdot 10^6$ циклів). При визначенні довговічності число циклів до руйнування може відрізнитися на порядок і більше, а значення границі витривалості на $\pm 25\%$ від його середньої величини.

Після проведення описаних випробувань їх результати представляються графічно у вигляді кривої. Ординати точок цієї кривої представляють максимальні напруження циклу, при яких випробовувалися зразки, абсциси - число циклів навантаження, які відповідають цим напруженням. Такі криві часто називають кривими Веллера. Границя витривалості визначається як постійна ордината ділянки

кривої, де вона стає паралельною осі абсцис. Як свідчать численні літературні дані, втомні випробування можуть давати значний розкид результатів [64-67]. При визначенні довговічності число циклів до руйнування може відрізнятися на порядок і більше, а значення границі витривалості на $\pm 25\%$ від його середньої величини. За кривою Веллера отримують значення границі витривалості тільки для даного виду навантаження. Щоб охарактеризувати поведінку матеріалу при всіх видах навантаження, підсумовують результати в повну діаграму втоми. Вона використовується для визначення конструктивних розмірів циклічно навантажених деталей.

Границя витривалості багатьох матеріалів корелює з їх границею міцності при випробуваннях на розтяг. Величина σ_{-1} зразків без надрізу для сталей становить 0,4-0,6 σ_B .

2.8 Рентгеноструктурний аналіз

Для визначення фазового складу дослідних сталей використовували метод рентгенофазового аналізу. Метод ґрунтується на взаємодії рентгенівського випромінювання з кристалічною ґраткою матеріалу, що супроводжується виникненням дифракційних максимумів, і дозволяє визначати фазовий склад, особливості кристалічної будови, параметри ґратки та структурний стан металів та сплавів. Явище дифракції виникає внаслідок взаємодії рентгенівського випромінювання з атомними площинами кристалу. Умовою виникнення дифракційного максимуму є виконання закону Брегга [68-70]:

$$N\lambda = 2d \cdot \sin\theta, \quad (2.3)$$

де n - порядок відбиття,

λ – довжина хвилі рентгенівського випромінювання;

d – міжплощинна відстань;

θ – кут ковзання променя [68].

Положення дифракційних максимумів визначається кристалічною будовою матеріалу та міжплощинними відстанями, а їх інтенсивність залежить від фазового складу та структурного стану та структурного стану металу. Аналіз дифрактограм дозволяє ідентифікувати присутні фази та оцінювати зміни фазового складу внаслідок зміни хімічного складу або умов обробки матеріалу [68,69].

Рентгенофазові дослідження виконували на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3. Прилад призначений для дослідження полікристалічних матеріалів полікристалічних матеріалів методом рентгенівської дифракції та забезпечує реєстрацію інтенсивності дифрагованого випромінювання залежно від кута відбиття. Основними вузлами дифрактометра є рентгенівська трубка, гониометрична система, тримач зразка, лічильник квантів рентгенівського випромінювання та система реєстрації результатів вимірювання [69,70].

Принцип роботи дифрактометра ДРОН-3 полягає у послідовній зміні кута між джерелом випромінювання, зразком та детектором за схемою $\theta - 2\theta$ з одночасною реєстрацією інтенсивності дифрагованого випромінювання. Отримані залежності інтенсивності від кута дифракції використовують для побудови дифрактограм та подальшої ідентифікації фазових складових матеріалу [69].

У даній роботі рентгенофазовий аналіз застосовували для дослідження впливу хімічного складу та співвідношення Mn/Si на фазовий стан осьових сталей після кристалізації та гарячої пластичної деформації. За результатами аналізу дифрактограм виконували ідентифікацію фаз α -Fe, Fe₃C, FeMn₄, Fe₂Si та FeSi, а також оцінювали зміну інтенсивності характерних дифракційних максимумів залежно від хімічного складу дослідних сталей.

2.9 Визначення розміру зерна та кількісний аналіз структурних складових із застосуванням програмного забезпечення ImageJ

Для кількісного аналізу мікроструктури дослідних сталей використовували програмне забезпечення ImageJ (National Institutes of Health, США), призначене для цифрової обробки та аналізу мікроструктурних зображень.

Перед початком вимірювань виконували калібрування масштабу зображень за масштабною лінійкою, що забезпечувало визначення геометричних параметрів у реальних одиницях вимірювання.

Середній розмір зерна у литому стані визначали за металографічними зображеннями після виявлення границь зерен травленням. Для кожного дослідного зразка аналізувалась серія мікрофотографій, після чого за допомогою інструментів ImageJ здійснювалося виділення окремих зерен та визначення їх площі й еквівалентного діаметра. За результатами вимірювань розраховували середній розмір зерна та виконувалась статистична обробка даних.

Кількісний вміст фериту та перліту визначався методом цифрової сегментації мікроструктурних зображень. Після коригування яскравості та контрастності виконували порогову обробку (Threshold), що забезпечувала розділення феритної та перлітної складових за відмінністю їх оптичної контрастності. Площу, зайняту кожною фазою, визначали засобами ImageJ та виражали у відсотках від загальної площі досліджуваного поля. Для кожного зразка аналізувалося декілька полів зору, після чого визначали середнє значення вмісту фериту та перліту.

Оскільки програмне забезпечення ImageJ не дозволяє автоматично ідентифікувати ділянки структурної неоднорідності, їх попередньо виділяли оператором шляхом зафарбовування на мікрофотографіях. Після цього виконувався кількісний аналіз зображень, використовуючи алгоритм площі, аналогічний тому, що застосовувався для оцінювання площі фазових складових структури.

Методика цифрового аналізу мікроструктури із застосуванням програмного забезпечення ImageJ, розроблена та апробована під час виконання дисертаційної роботи, увійшла до методичного посібника «Застосування спеціалізованого програмного забезпечення в матеріалознавстві та термічній обробці металів та сплавів: методичний посібник», призначеного для здобувачів другого (магістерського) рівня вищої освіти спеціальностей 132 «Матеріалознавство» та 136 «Металургія» [71]. Методичний посібник може бути використаний також під час підготовки здобувачів інших технічних спеціальностей, освітні програми яких

передбачають вивчення сучасних програмних засобів аналізу цифрових зображень і моделювання металургійних процесів.

2.10 Обробка результатів рентгеноструктурного аналізу із застосуванням програмного забезпечення OriginLab

Для обробки результатів рентгеноструктурного аналізу використовувалося програмне забезпечення OriginLab Origin (OriginLab Corporation, США), призначене для аналізу експериментальних даних та їх графічного представлення.

Отримання рентгенограми імпортували до середовища OriginLab, де виконували їх обробку, що включала побудову графіків залежності інтенсивності дифрагованого випромінювання від кута дифракції 2θ , визначення положення та інтенсивності дифракційних максимумів, а також порівняльний аналіз дифрактограм дослідних сталей.

За допомогою програмного забезпечення OriginLab виконували обробку рентгенограм, визначали положення, інтенсивність та особливості зміни характерних дифракційних максимумів, що дало змогу встановити вплив співвідношення Mn/Si на фазовий склад дослідних осьових сталей та виявити особливості формування структурної неоднорідності.

2.11 Моделювання рівноважного фазового стану із застосуванням програмного комплексу Thermo-Calc

Для термодинамічного аналізу процесів кристалізації дослідних сталей використовувався програмний комплекс Thermo-Calc (Thermo-Calc Software AB, Sweden), призначений для розрахунку рівноважного фазового складу багатокомпонентних систем на основі методу енергії Гіббса. Розрахунки виконувалися з використанням фактичного хімічного складу дослідних сталей. За допомогою модуля Equilibrium Calculator визначали рівноважний фазовий стан у

процесі охолодження, температурні інтервали існування фаз та послідовність їх утворення під час кристалізації.

За результатами моделювання встановлювалися температурні області існування рідкої фази, δ -фериту, аустеніту та інших фазових складових, а також оцінювався вплив вмісту вуглецю та співвідношення Mn/Si на особливості фазоутворення в дослідних осьових сталях.

Результати термодинамічного моделювання були використані для інтерпретації експериментальних даних металографічних та рентгеноструктурних досліджень і пояснення закономірностей формування структурної неоднорідності.

Висновки за розділом 2

Виплавка досліджуваних хімічних складів проводили методом переплавлення без примусового окислення домішок в індукційній печі ІТПЕ-0,01.

Аналіз мікроструктури досліджуваних сталей проводився за допомогою оптичного мікроскопу «Axiovert 200M». Тонкий метод дослідження мікроструктури отримані за допомогою растрового електронного мікроскопу РЕМ-106, COXEM-40 EN.

Механічні властивості досліджуваних матеріалів визначались згідно вимог нормативно-технічної документації.

Застосовано методику аналізу взаємодії хімічних елементів на основі концепції спрямованого хімічного зв'язку, що дозволило врахувати комплексний вплив хімічного складу на структурний стан і властивості осьових сталей.

Для виконання досліджень сформовано комплекс взаємодоповнюючих експериментальних та розрахункових методів аналізу структури і властивостей осьових сталей. Цифровий аналіз мікроструктури за допомогою програмного забезпечення ImageJ дозволив визначити середній розмір зерна та кількісний вміст фериту і перліту, використання OriginLab – виконати обробку та порівняльний аналіз рентгенограм, а застосування програмного комплексу Thermo-Calc –

провести термодинамічне моделювання рівноважного фазового стану під час кристалізації.

Комплексне застосування сучасних експериментальних методів дослідження, що поєднує сучасні методи аналізу хімічного складу, мікроструктури, механічних властивостей та структурної неоднорідності доевтектоїдної сталі, забезпечує комплексне дослідження закономірностей формування та успадкування структурної неоднорідності під час гарячої пластичної деформації й оцінювання їх впливу на надійність залізничних осей.

При підготовці розділу 2 використані джерела [7, 10, 16, 59-71], повний перелік яких наведено у загальному переліку використаних джерел.

РОЗДІЛ 3

ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ ФОРМУВАННЯ МАКРО- І МІКРОСТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ ОСЕЙ

3.1 Вплив вмісту базових елементів (вуглець, кремній, марганець) на мікроструктуру та твердість вуглецевих сталей у литому та обробленому стані

Матеріалом дослідження були лабораторні сталі, що є співставними за хімічним складом зі сталями для залізничних осей відповідно до стандартів (ДСТУ EN 13261:2022, ДСТУ ГОСТ 31334:2009, AAR M-101-2016).

В рамках даного розділу було виконано дослідження з метою визначення особливостей впливу технологічних параметрів, що застосовуються при виробництві залізничних осей, на еволюцію мікроструктури та механічних властивостей в залежності від різного хімічного складу.

Для оцінювання впливу хімічного складу та технологічних параметрів на еволюцію мікроструктури виконано низку операцій, що включали попередню гарячу пластичну деформацію та термічну обробку сталі.

В лабораторних умовах було виготовлено дослідні злитки, які за хімічним складом відповідали марочному для сталей за європейським, вітчизняним та американським стандартом. При цьому вміст основних базових елементів змінювався у широкому діапазоні: 0,36-0,59% вуглецю, 0,12-0,47% кремнію, 0,56-1,08% марганцю.

Виконувалась кількісна оцінка мікроструктури після кожного етапу виготовлення та обробки зразків (литий стан, гарячедеформований, гарячедеформований з наступною термічною обробкою), визначали об'ємну твердість, обчислювали комплексний показник міжатомної взаємодії хімічних елементів - таким чином формувалась база даних для досліджуваних вуглецевих сталей з вмістом вуглецю в діапазоні 0,39...0,59% мас., за співвідношення Mn/Si в діапазоні 1,64...5.

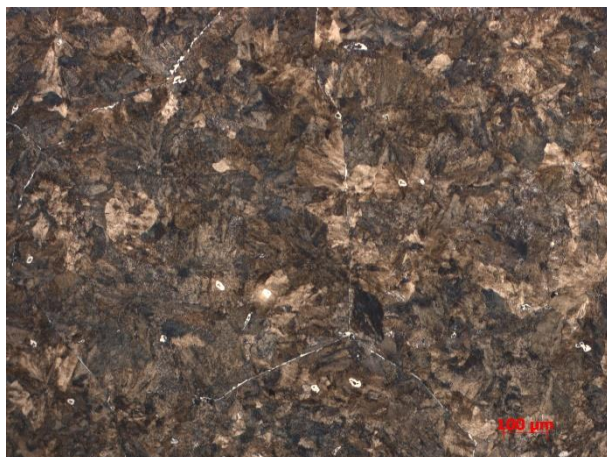
В результаті проведеного контролю об'ємної твердості було отримано значення, що представлені в таблиці 3.1. Визначення об'ємної твердості є одним з первинних та швидких способів прослідковування змін в механічних властивостях.

Таблиця 3.1 - Середні значення твердості дослідних плавок

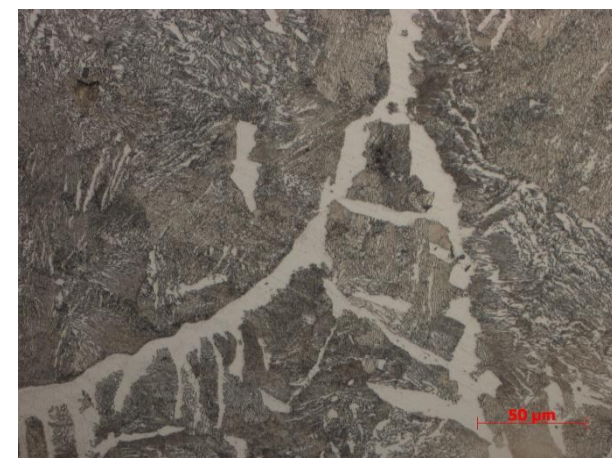
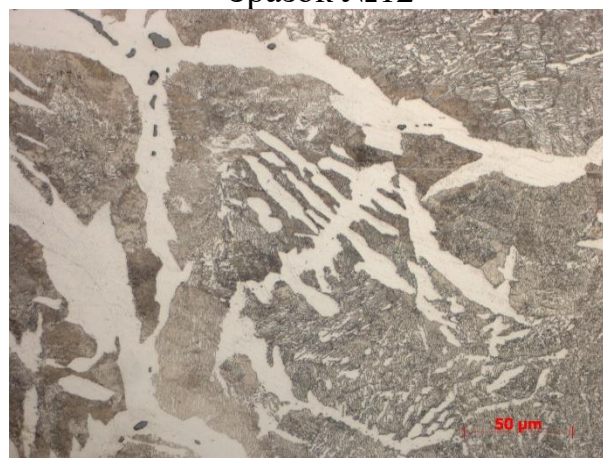
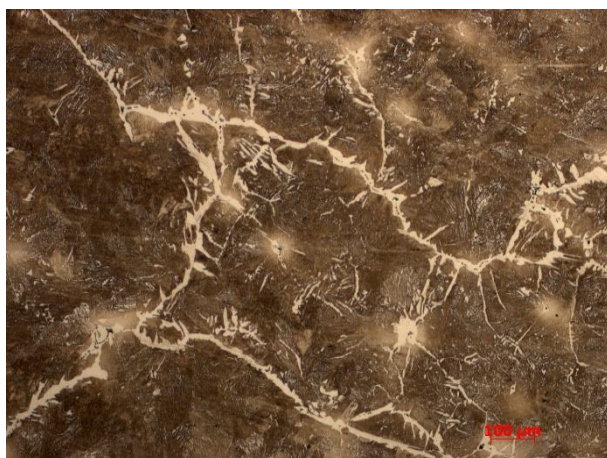
Умовне маркування	Литий стан	Гаряча пластична деформація	Термічна обробка (850°C 30хв, повітря)
	Твердість, НВ		
1	187	211	217
2	197	213	212
3	187	200	201
4	152	177	170
5	156	205	207
6	179	246	248
7	187	227	217
8	166	185	195
9	170	208	212
10	183	194	207
11	170	209	217
12	156	193	179
13	174	177	170
14	156	190	197

В мікроструктурі досліджуваного металу (рис. 3.1-3.3) спостерігається ферито-перлітна структура, в якій після проведення ГПД і термічної обробки відбулося подрібнення зерна і зміна кількості структурних складових.

Зразок №7



Зразок №12

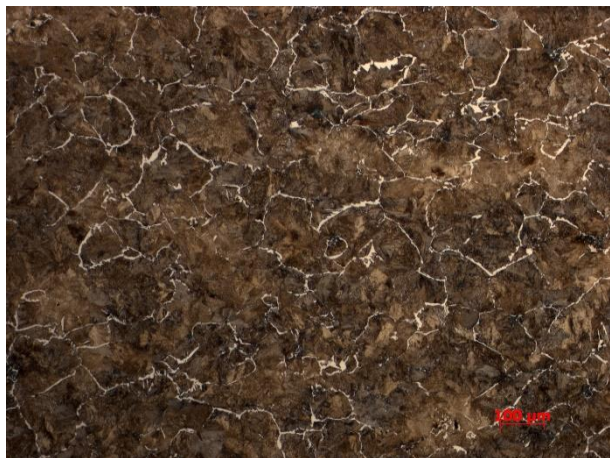


x100

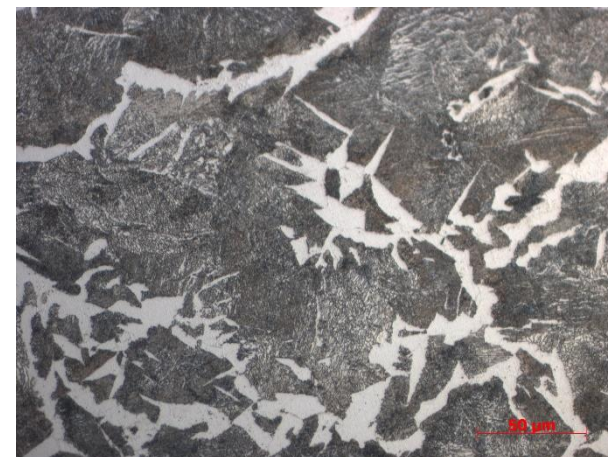
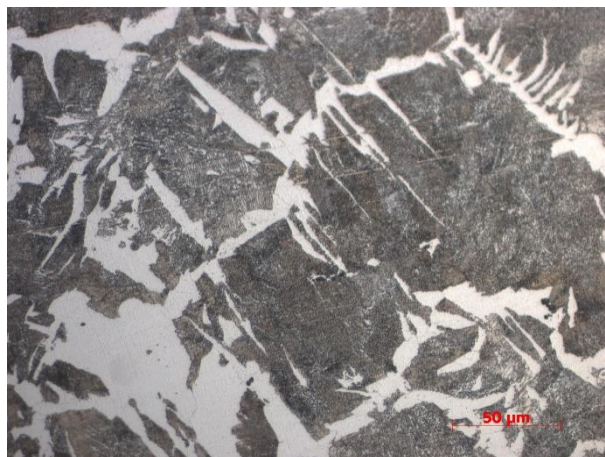
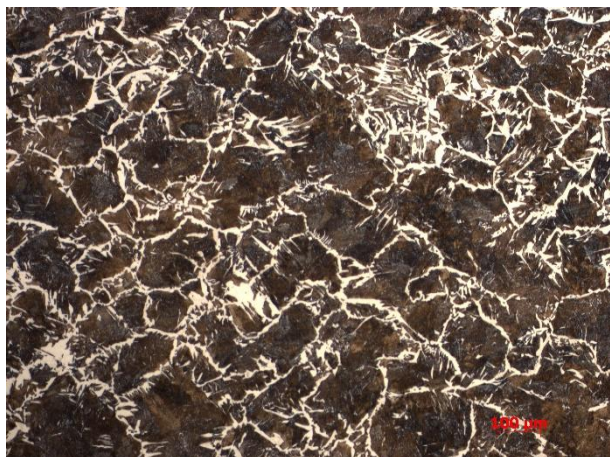
x500

Рисунок 3.1 – Мікроструктура дослідних зразків № 7 і № 12 вміст вуглецю складає 0,59С% мас. і 0,36%С мас. в литому стані

Зразок №7



Зразок №12



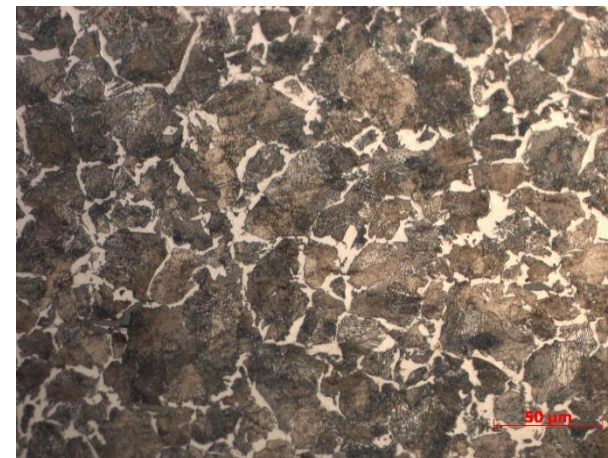
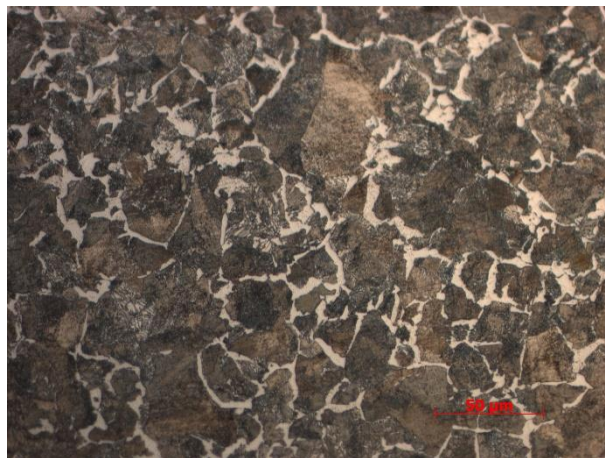
x100

x500

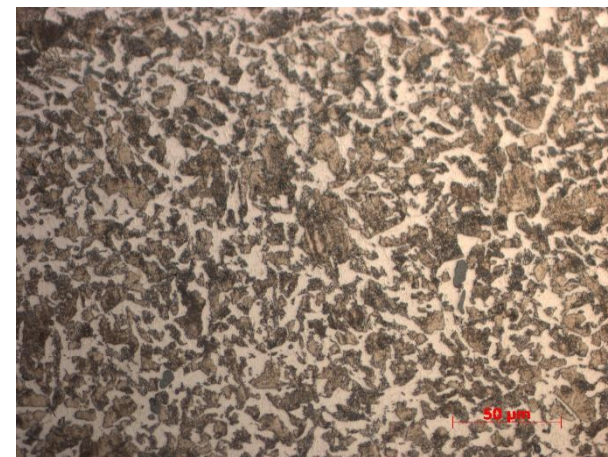
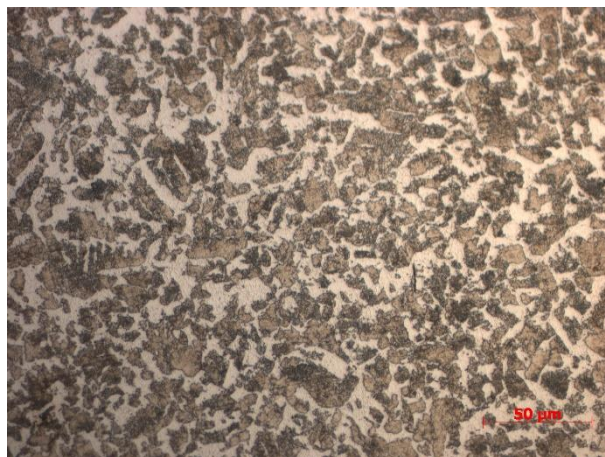
Рисунок 3.2 – Мікроструктура дослідних зразків № 7 і № 12 вміст вуглецю складає 0,59С% мас. і 0,36%С мас. після

ГПД

Зразок №7



Зразок №12



x100

x500

Рисунок 3.3 – Мікроструктура дослідних зразків № 7 і № 12 вміст вуглецю складає 0,59С% мас. і 0,36%С мас. після ГПД+ТО

При аналізі мікроструктури прослідковується збільшення кількості феритної складової після ГПД та термічної обробки, що ймовірно пов'язано з перекристалізацією перлітних колоній та формування більшої кількості осередків формування границь зерен фериту. Збільшення кількості перлітної складової в дослідних злитках після ГПД ймовірно пов'язано з процесами охолодження дослідних зразків, що охолоджувались на повітрі. За допомогою програми ImageJ проводився розрахунок співвідношення феритної і перлітної фаз. Результати розрахунку приведені в таблиці 3.2.

Таблиця 3.2 – Співвідношення кількості фаз дослідних сталей в різних станах

Умовне маркування	Литий стан		Гаряча пластична деформація		Термічна обробка (850°С 30хв повітря)	
	Структурна складова, %					
	Перліт	Ферит	Перліт	Ферит	Перліт	Ферит
1	75,34	24,66	93,56	6,44	81,1	18,9
2	67,54	32,46	93,15	6,85	79,66	20,34
3	78,71	21,29	94,15	5,85	75,68	24,32
4	76,3	23,7	81,39	18,62	62,34	37,66
5	76,2	23,8	93,47	6,54	89,4	10,6
6	70,61	29,39	98,24	1,77	89,56	10,44
7	70,9	29,1	92,78	7,23	84,55	15,45
8	87,22	12,78	91,46	8,55	71,45	28,55
9	72,74	27,26	89,30	10,70	86,51	13,49
10	72,62	27,38	93,30	6,70	87,02	12,98
11	74,85	25,15	96,94	3,06	92,29	7,71
12	72,95	27,05	84,83	15,17	77,73	22,27
13	71,49	28,51	73,58	26,43	64,37	35,63
14	82,41	17,59	84,17	15,83	76,15	23,85

Проведено аналіз впливу хімічного складу на структуру та твердість з застосуванням параметрів міжатомної взаємодії компонентів сталі. Виконана процедура «згортки» хімічного складу багатокomпонентних залізовуглецевих розплавів у програмному модулі «Метал». Результати дослідження представлені на рисунках 3.4 – 3.19.

Після гарячої пластичної деформації та термічної обробки зі збільшенням частки перлітної складової твердість підвищується, що в цілому обґрунтовано. При

цьому після термічної обробки характер цього впливу більш рівномірний, в той час як після гарячої пластичної деформації характер цього впливу стає більш інтенсивним при більшому відсотку перліту, що вказує на процеси перекристалізації перлітної складової. Необхідно відзначити, що в литому стані характер цього впливу протилежний: при збільшенні кількості перліту об'ємна твердість зменшується. Для пояснення цього ефекту додатково було проведено вимірювання мікротвердості. Встановлено, що мікротвердість грубого перліту в литому стані складає 2480 МПа/мм², а мікротвердість дисперсного перліту в стані після термічної обробки – 2650 МПа/мм². Через більш низьку твердість грубого перліту, твердість сталі в литому стані має зворотній характер залежності.

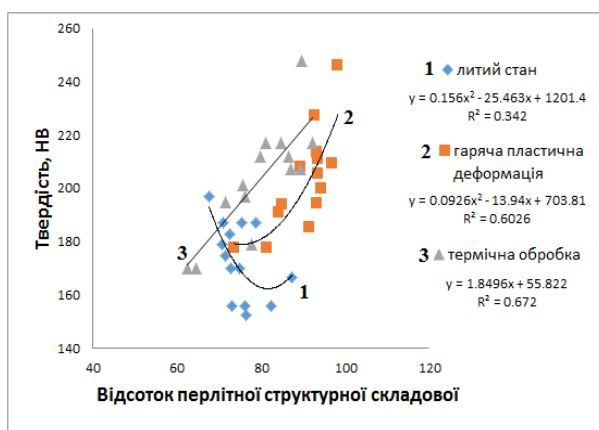


Рисунок 3.4 – Вплив відсотку перлітної структурної складової на твердість досліджуваних зразків з сталей лабораторного виготовлення

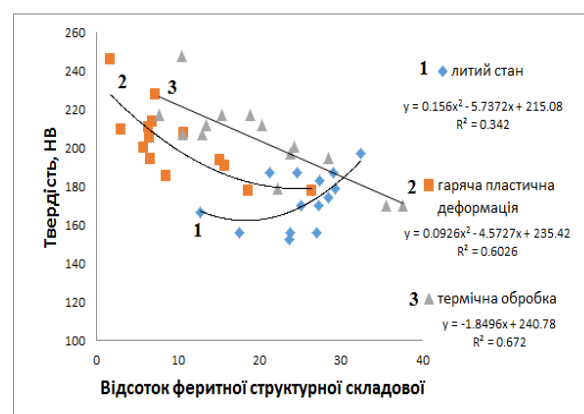


Рисунок 3.5 – Вплив відсотку феритної структурної складової на твердість досліджуваних зразків з сталей лабораторного виготовлення

Зміна кількості феритної складової на твердість впливає у протилежному напрямку ніж перлітна (рис. 3.4). Зі збільшенням вмісту фериту дещо зростає значення твердості у литому стані ($R^2 = 0,342$), натомість для гарячої деформації ($R^2 = 0,6026$) та термічної обробки ($R^2 = 0,672$) твердість зі збільшенням частки фериту знижується. (рис. 3.5).

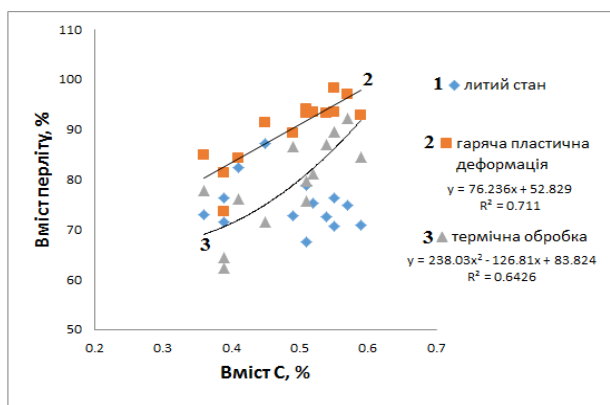


Рисунок 3.6 – Вплив вмісту вуглецю на кількість перліту в дослідних сталях лабораторного виготовлення

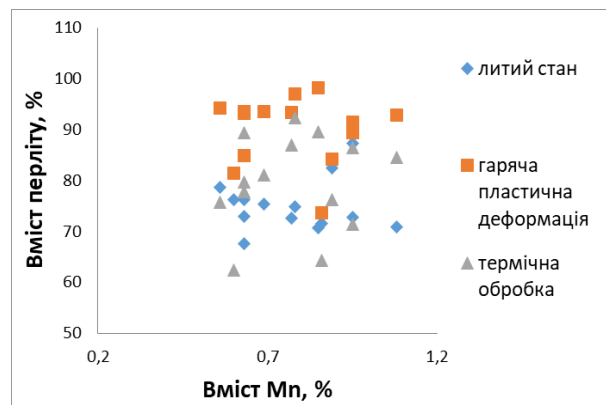


Рисунок 3.7 – Вплив вмісту марганцю на кількість перліту в дослідних сталях лабораторного виготовлення

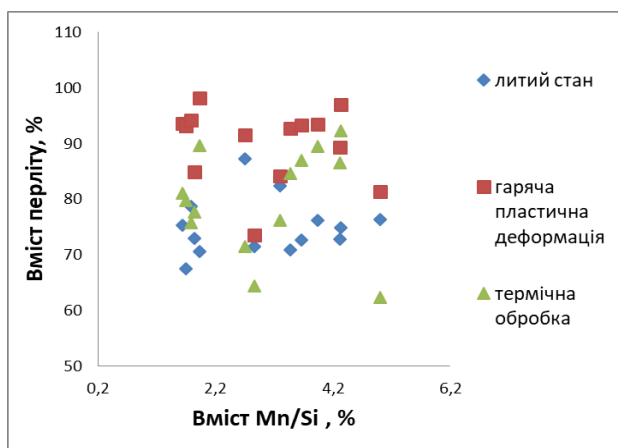


Рисунок 3.8 - Вплив співвідношення вмісту марганцю до кремнію на кількість перліту в дослідних сталях лабораторного виготовлення

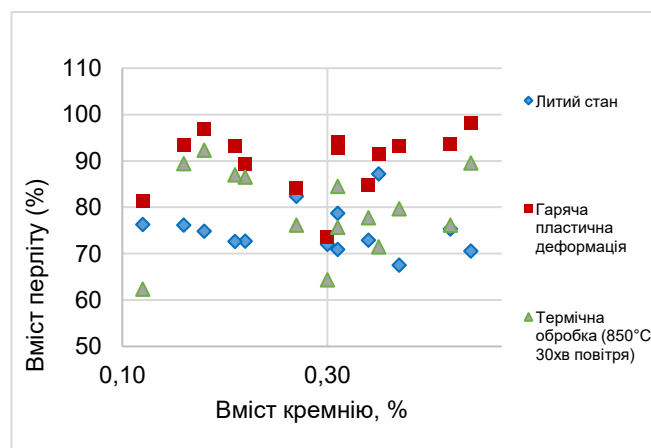


Рисунок 3.9 - Вплив вмісту кремнію на кількість перліту в дослідних сталях лабораторного виготовлення

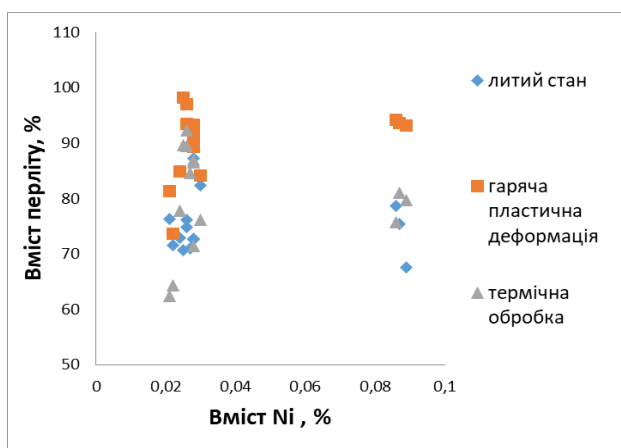


Рисунок 3.10 - Вплив вмісту нікелю на кількість перліту в дослідних сталях лабораторного виготовлення

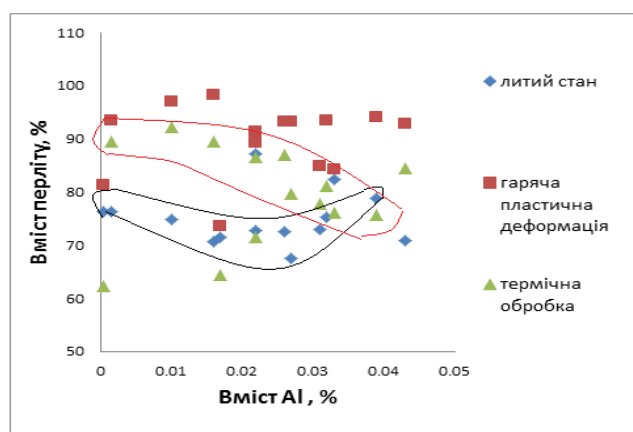


Рисунок 3.11 - Вплив вмісту алюмінію на кількість перліту в дослідних сталях лабораторного виготовлення

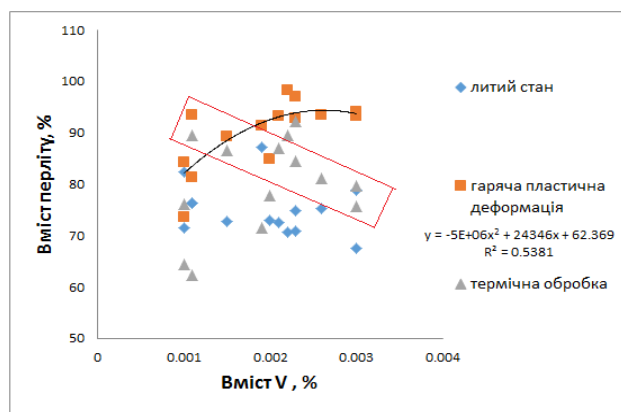


Рисунок 3.12 - Вплив вмісту ванадію на кількість перліту в дослідних сталях лабораторного виготовлення

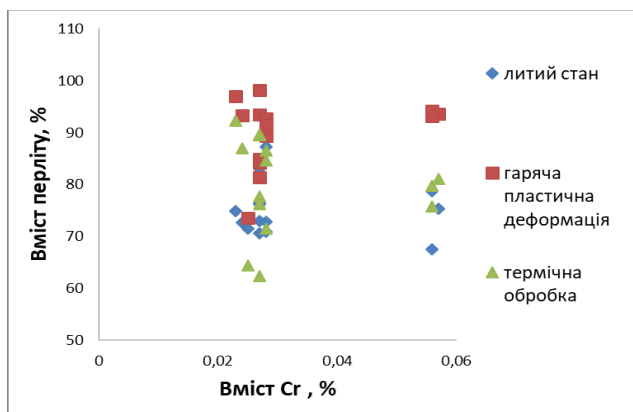


Рисунок 3.13 - Вплив вмісту хрому на кількість перліту в дослідних сталях лабораторного виготовлення

Базовими (матричними) елементами, що формують основу сплаву, прийнято вважати вуглець, кремній, марганець. Щодо їх впливу, то вуглець суттєво впливає на кількість перліту після гарячої пластичної деформації і гарячої пластичної деформації та термічної обробки (рис. 3.6). Чітких залежностей, щодо впливу кремнію не спостерігається (рис. 3.9). Марганець має наступний вплив на вміст

перліту у литому стані: кількість перліту зменшується зі зростанням відсотку марганця, проте дві плавки випадають з загального тренду (рис. 3.7).

Співвідношення марганцю до кремнію не має чіткого впливу, його значимість є на окремих ділянках для литого стану та після термічної обробки (рис. 3.8). Суттєвої ролі шкідливих домішок - сірки та фосфору на формування перлітної структури не виявлено.

Також доцільно відзначити, що в литому стані при аналізі дослідних злитків відповідно до вмісту вуглецю, об'ємної твердості, відсотку перліту, вмісту кремнію, вмісту марганцю та їх співвідношенню слід особливу увагу приділити саме співвідношенню кремнію та марганцю. Аналізуючи залежність зміни об'ємної твердості в залежності від вуглецю показано, що вміст вуглецю не лінійно підвищує об'ємну твердість, а підвищення зі стабільним плато відбувається на рівні від 0,51%С. Таким чином аналізуючи залежності твердості від вмісту вуглецю та вмісту перліту було встановлено, що не прослідковується прямої залежності вмісту перліту в цілому на значення об'ємної твердості, що ймовірно пояснюється дисперсністю перліту, як згадувалось раніше, але слід зазначити, що рівень перліту в литій структурі стає більш рівномірний при наявності більшого вмісту вуглецю, а саме 0,51%С, чим і пояснюється стабільність отриманих даних по об'ємній твердості. Як показують результати, збільшення вмісту вуглецю, як основного карбідоутворюючого елементу не демонструє стабільне підвищення рівня об'ємної твердості, а лише коливання в діапазоні $\pm 20\text{HV}$, а в деяких випадках взагалі формує плато на рівні від 0,51%С з відхиленням $\pm 9\text{HV}$. Враховуючи дане спостереження є необхідність в аналізі інших хімічних елементів. Кремній та марганець це одні з ключових елементів після вуглецю, що впливають на перебіг кристалізації сталей [70, 72] і є одними з ключових чинників в умовах формування вихідної структури в тому числі їх співвідношення. В результаті аналізу залежностей (рис. 3.7, 3.9) встановлено, що зниження вмісту кремнію до 0,22% в дослідних сталях та підвищення загального рівня співвідношення кремній/марганець від 3,94 та вище підвищують вміст перлітної складової, але зменшують об'ємну твердість при збільшенні вмісту вуглецю. Але слід зазначити, що дане високе співвідношення

було досягнуто шляхом зменшення вмісту кремнію, а підвищення вмісту даного елементу до рівня, що дозволяє отримати співвідношення кремній/марганець 1,7...1,93 показав формування плато щодо вмісту перліту в незалежності від вмісту вуглецю, лінійно впливаючи на об'ємну твердість від підвищення вмісту вуглецю. Але досягнення даного співвідношення можливе при підвищенні врахованих елементів до високих рівнів, аналізуючи залежність впливу кожного з цих елементів на вміст перліту та твердість можна зробити чіткий висновок, щодо діапазону вмісту кожного з цих елементів: кремнію 0,36...0,39%, марганцю 0,65...0,73%.

Хром, нікель, молібден розбивають на області з відкорегованими значеннями по їх вмісту, однак трендових залежностей не виявлено (рис. 3.9-3.10, 3.13). Алюміній має деякий вплив на фрагменти даних у литому стані (чорна область) та частково у термічній обробці (червона область), ймовірно їх потрібно окремо виділити та розглянути при подальших дослідженнях. На етапі гарячої пластичної деформації не виявлено значущого впливу алюмінію (рис. 3.11).

Ванадій має тісний зв'язок з перлітною складовою у стані після гарячої пластичної деформації ($R^2 = 0,52$) та частково після наступної термічної обробки (виділена область рис. 3.12).

Щодо зв'язку вмісту хімічних елементів та кількості фериту, то залежності мають зворотній характер.

Прослідковується вплив кремнію та марганцю, що представлено в залежностях на рис. 3.15-3.16. Для частини даних після термічної обробки знижується кількість феритної складової зі збільшенням марганцю, а для деяких – підвищується. У литому стані є невелике збільшення частки феритної складової при збільшенні кількості марганцю.

Також був виконаний аналіз впливу хімічних елементів на твердість з використанням параметрів міжатомної взаємодії, де Z^Y – параметр зарядового стану системи, e (рис. 3.17).

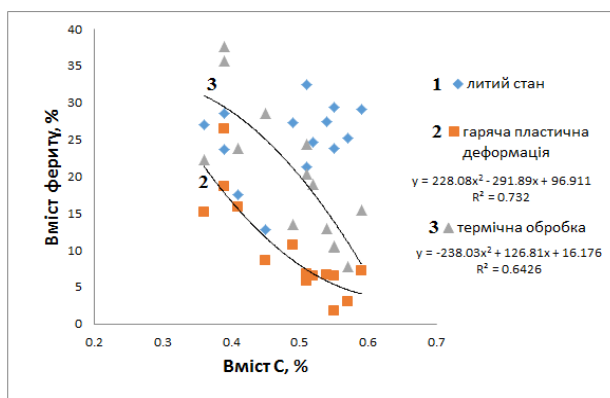


Рисунок 3.14 – Вплив вмісту вуглецю на кількість фериту в дослідних сталях лабораторного виготовлення

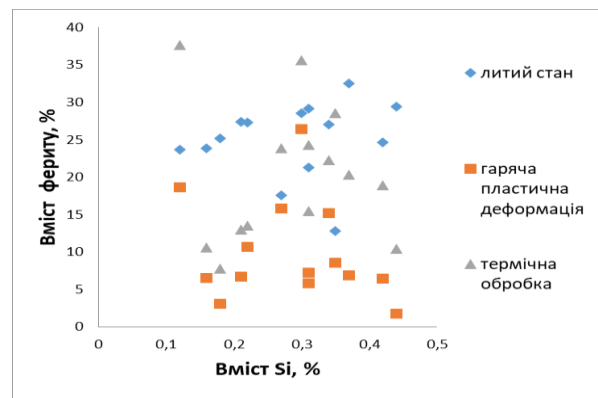


Рисунок 3.15 - Вплив вмісту кремнію на кількість фериту в дослідних сталях лабораторного виготовлення

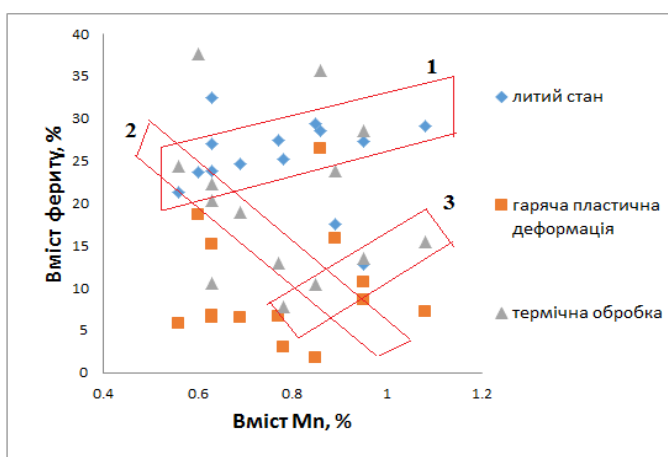


Рисунок 3.16 - Вплив вмісту марганцю на кількість фериту в дослідних сталях лабораторного виготовлення

Як показав аналіз отриманих результатів вимірювання твердості, розкид значень відносно середнього $(HB_{max}-HB_{min})/HB_{aver}$ для сталей, співставних за хімічним складом зі сталями для залізничних осей марки EA1N та OC, в досліджуваних межах зміни хімічного складу для різних станів оброблення складає в середньому близько 9% (від 5% до 13%). Для сталей, співставних за хімічним складом зі сталлю для залізничних осей марки F аналогічний показник складає більше 20% для кожного зі станів, що є достатньо відчутним та може впливати на тривалість експлуатації осей.

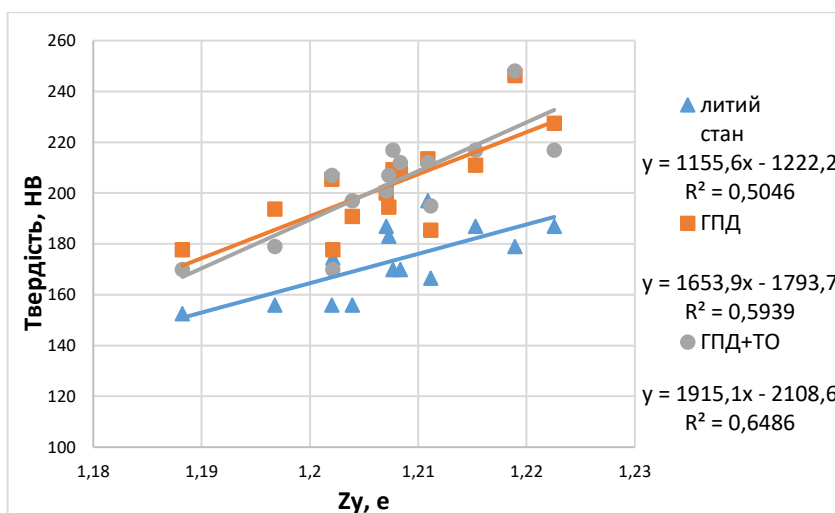


Рисунок 3.17 - Залежність твердості зразків дослідної сталі лабораторного виготовлення від Z^Y – параметру зарядового стану системи

Встановлено, що при перетині ліній тренду гарячої деформації та термічної обробки, за виконання умови $1,2 \leq Z^Y \leq 1,21$ вони «змінюють» своє положення: до цього інтервалу значень нижче розташовується лінія тренду для стану після термічної обробки, а вище – після гарячої пластичної деформації; після цього інтервалу значень Z^Y – навпаки (рис. 3.18).

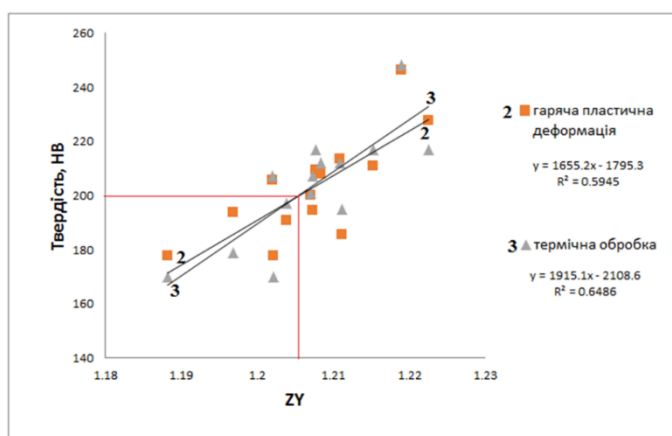


Рисунок 3.18 – Визначення значення параметру Z^Y , за якого змінюється вплив обробки на рівень твердості зразків дослідної сталі лабораторного виготовлення

Крім того, були отримані лінійні закономірності впливу інтегрального показника хімічного складу на твердість з більш високим рівнем коефіцієнту

апроксимації, ніж для окремих елементів [73]. До того ж вони мають однаковий напрямок як для литого стану, так і для стану з додатковим наступним обробленням (ГПД та ГПД+ТО): зі збільшенням інтегральних показників хімічного складу (Z^Y , $\text{tg}\alpha$, ρ_l) твердість сталі завжди збільшується, а зі збільшенням середньозваженої між'ядерної відстані d твердість завжди зменшується. Тобто застосування цих параметрів дозволило отримати більш стабільні та надійні закономірності (рис. 3.18):

$$\text{HB}_{\text{лит.}} = 1155,6 Z^Y - 1222,2 \quad (3.1);$$

$$\text{HB}_{\text{ГПД}} = 1653,9 Z^Y - 1793,7 \quad (3.2);$$

$$\text{HB}_{\text{ГПД+ТО}} = 1915,1 Z^Y - 2108,6 \quad (3.3).$$

Таким чином в результаті досліджень впливу хімічного складу на кількість структурних складових та твердість дослідних сталей у литому стані, після ГПД, та ГПД+ТО встановлено, що за певного хімічного складу при якому Z^Y менше 1,20 е твердість сталі у стані після ГПД вище, ніж після наступної термічної обробки. Співставлення одержаних даних таблиці 3.2 та аналіз представлених закономірностей свідчить, що в основному цій умові відповідають сталі з меншим вмістом вуглецю (марка EA1N) та дві плавки, що співставні за хімічним складом зі сталлю марки F, але мають відносно невелику кількість вуглецю в межах нормативних вимог та кількість марганцю, яка є дещо меншою за мінімальні вимоги стандарту (рис. 3.18). Такі результати відповідають загальним уявленням про вплив вуглецю та марганцю на кінетику фазових перетворень. Отже, за результатами досліджень було визначено граничне значення параметру зарядового стану системи Z^Y , до досягнення значень якого на рівні 1,20 е, проводити додаткову нормалізацію сталей задля підвищення твердості немає необхідності, оскільки стан після ГПД забезпечує більш високі значення цієї характеристики. Для сталей з вмістом хімічних елементів, який відповідає більш високим значенням Z^Y ніж 1,20 е, проведення наступної ТО після ГПД є ефективним з точки зору підвищення твердості.

Але на практиці використання параметру Z^Y ускладнене через обмежений доступ до бази «Метал» та складність аналітичних розрахунків відповідно до п. 2.5. Тому, для наближеного прогнозного аналізу ефективності ТО після ГПД з точки зору підвищення твердості, можна використовувати залежність, наведену на графіку 3.19.

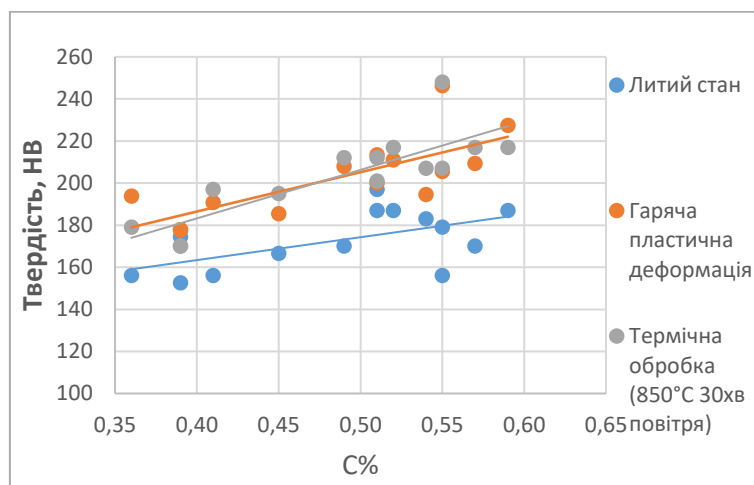


Рисунок 3.19 – Залежність твердості дослідних вуглецевих сталей від вмісту вуглецю

На рисунку 3.19 видно, що за вмісту вуглецю до 0,45% твердість сталі у стані після ГПД вище, ніж у сталі після ГПД та наступного ТО.

Це, а також те що в литому стані твердість та кількість перлітної фази не мають лінійного зв'язку з вмістом вуглецю, зумовило необхідність подальших досліджень структури у литому та обробленому стані для пояснення цих явищ.

3.2 Дослідження особливостей і мікроструктури при кристалізації

Рекомендованою мікроструктурою для залізничних осей, яка має забезпечувати високий комплекс властивостей, а відповідно й надійність є ферито-перлітна структура, де перліт є рівномірним середньої та високої дисперсності, а ферит виділяється у вигляді сітки по границям зерен з м'якими плавними міжфазними границями. Наявність голчастих або направлених виділень фериту

може призвести до зниження опору руйнуванню та раптовому виходу з експлуатації залізничних осей.

Формування структури відбувається на кожному з етапів виробництва. Враховуючи незначну деформаційну проробку підповерхневих та центральних об'ємів осі, лита структура, яка сформувалась при кристалізації може суттєво впливати на кінцеві властивості виробу. За однакових умов виплавки та розливки металу, вирішальним чинником є хімічний склад сталі.

За допомогою спеціалізованого програмного забезпечення ThermoCalc було визначено вміст δ -фериту в залежності від фактичного хімічного складу. З таблиці 3.3 можна бачити, що найбільший вміст вуглецю, за якого отримували δ -ферит – 0,45%. Тобто наявність інших елементів впливає на розташування критичних точок та зміщує кінець перитектичного перетворення в бік меншої концентрації вуглецю порівняно з двохкомпонентною діаграмою фазового стану залізо-вуглець (табл. 3.3).

Рентгенофазовий аналіз показав, що всі дослідні сталі мають ферито-перлітну структуру з переважанням α -заліза. Для сталі марки F характерна більш виражена цементитна складова, що свідчить про більшу кількість перліту.

Крім фериту та цементиту, ідентифіковано фази FeMn_4 , Fe_2Si та FeSi . Встановлено, що зі збільшенням співвідношення Mn/Si зростає інтенсивність окремих дифракційних піків, що вказує на зміну фазового складу та структурну неоднорідність металу.

За результатами термодинамічного моделювання встановлено, що під час кристалізації в дослідних сталях утворювалося від 3 до 30 % δ -фериту залежно від хімічного складу та швидкості охолодження. При зменшенні вмісту вуглецю та збільшенні співвідношення Mn/Si розширюється температурний інтервал існування δ -фази.

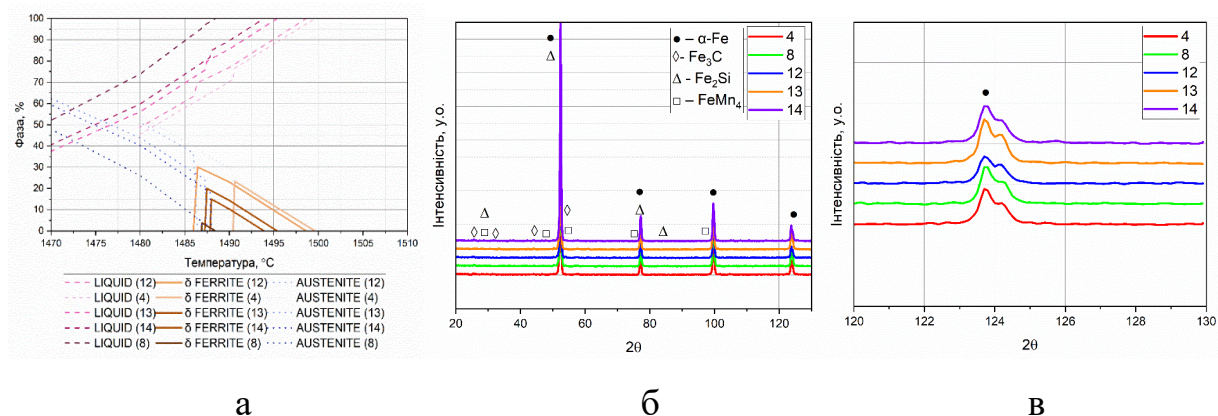
Для сталей, кристалізація яких проходила через утворення δ -фериту, на рентгенограмах спостерігається розщеплення четвертого дифракційного піку, що свідчить про формування хімічної та структурної неоднорідності внаслідок лікваційних процесів.

При кристалізації розплаву без проходження перитектичного перетворення відбувається формування кристалів аустеніту одразу з рідини, формується концентраційна неоднорідність в результаті виштовхування домішкових елементів фронтом кристалізації у залишкову рідину. При кристалізації з проходженням перитектичного перетворення, коли у рідкому розплаві спочатку утворюється δ -ферит у певній кількості, виштовхуючи домішкові елементи в залишкову рідину, а потім вона та δ -ферит перетворюються на аустеніт.

Таблиця 3.3 – Визначений розрахунковим методом вміст δ -фериту в залежності від фактичного хімічного складу, %, мас.

Умовне маркування	Основні елементи			Mn/Si%	δ Ф, %	Температура максимального піку δ Ф, °C
	C	Si	Mn			
1	0,52	0,42	0,69	1,64	0	
2	0,51	0,37	0,63	1,7	0	
3	0,51	0,31	0,56	1,78	0	
4	0,39	0,12	0,6	5	23,38	1490,6
5	0,55	0,16	0,63	3,94	0	
6	0,55	0,44	0,85	1,93	0	
7	0,59	0,31	1,08	3,48	0	
8	0,45	0,35	0,95	2,71	3,78	1486,93
9	0,49	0,22	0,95	4,32	0	
10	0,54	0,21	0,77	3,67	0	
11	0,57	0,18	0,78	4,33	0	
12	0,36	0,34	0,63	1,85	30,19	1486,4
13	0,39	0,3	0,86	2,87	20,05	1487,47
14	0,41	0,27	0,89	3,3	15,02	1487,99

Такий більш складний процес кристалізації зумовлює більш складний характер розподілу хімічних елементів та додаткові структурні напруження, які виникають внаслідок фазових перетворень.



- а - фазова рівновага (термодинамічне моделювання);
 б - рентгенофазовий аналіз;
 в - ділянка дифракційного піку α -фериту ($2\theta \approx 124^\circ$)

Рисунок 3.20 – Дослідження вмісту δ -фериту в залежності від фактичного хімічного складу

Був виконаний аналіз мікроструктури дослідних злитків в литому стані. Як ознаки неоднорідності було визначено наступні структурні елементи.

1. Світлі ліквацийні ділянки у перліті – області у мікроструктурі перліту, які мають меншу травимість, за розташуванням пов'язані з дендритною структурою та спричинені ліквациєю елементів під час кристалізації та перерозподілом елементів під час фазових перетворень (рис. 3.21).

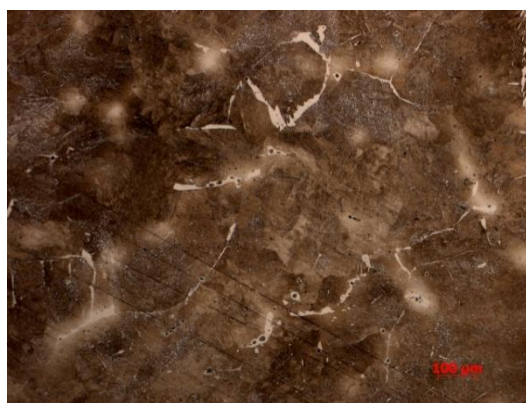


Рисунок 3.21 – Области перліту у дослідному зразку №5, $\times 100$

2. Аллотриаморфний внутрішньозеренний дисперсний ферит, які часто за розташуванням пов'язані з світлішими ділянками у перліті. Ймовірно, при утворенні фериту домішкові елементи виштовхуються в суміжні мікрооб'єми та формується перліт з підвищеним вмістом елементів, який слабніше травиться. Тобто, утворення дрібних окремих виділень фериту не на границі колишнього зерна аустеніту є наступною стадією прояву структурної неоднорідності (рис. 3.22).



Рисунок 3.22 – Аллотриаморфний внутрішньозеренний дисперсний ферит в дослідному зразку №2, $\times 100$

3. Дендрито-подібні феритні виділення ліквацийного походження – наступний етап розвитку виділення фериту, пов'язаного з ліквациєю елементів під час кристалізації за дендритним механізмом (рис. 3.23).

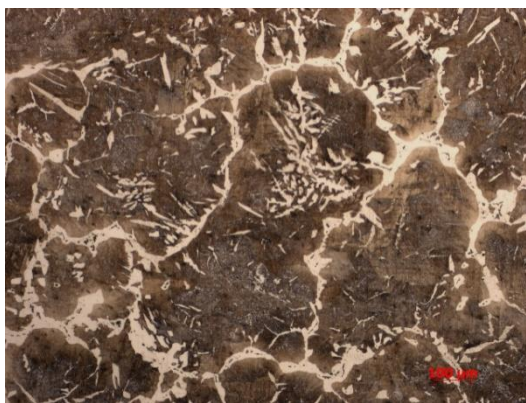


Рисунок 3.23 – Дендрито-подібні виділення фериту в об'ємі зерна в зразку №14, $\times 100$

4. Окрім неоднорідності, небажаними елементами мікроструктури є направлені голчасті структури, зокрема відманшеттовий ферит (рис. 3.24).

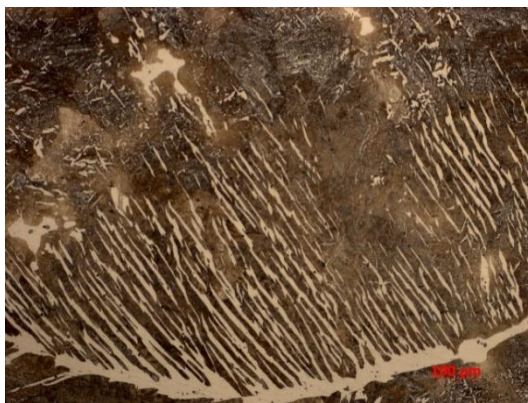


Рисунок 3.24 – Відманшеттовий ферит в структурі дослідного зразку №4, $\times 100$

5. Слабо розвинений відманшеттовий ферит. У разі меншого ступеню розвинення голок фериту від границь зерен, можна бачити формування коротких голочок, трикутників на границях зерен (рис. 3.25).



Рисунок 3.25 – Слабо розвинений відманшеттовий ферит в дослідному зразку №2, $\times 500$

6. У разі ще слабшого прояву направленості виділень, спостерігали потовщені зернограничні виділення фериту (рис. 3.26).



Рисунок 3.26 – Потовщені зернограничні виділення фериту в дослідному зразку №14, $\times 100$

7. Окрім дендрито-подібних виділень фериту також з об'ємі зерен спостерігали кристалографічно орієнтований ферит, який вже пов'язаний не стільки з ліквацийними ділянками, як з кристалографічною будовою первинного аустеніту. Ферит утворюється з орієнтуванням за площинами Курдюмова-Закса (рис. 3.27).



Рисунок 3.27 – Кристалографічно орієнтований ферит в дослідному зразку №4, $\times 100$

Надалі в рис. 3.28-3.31 використовували умовне позначення ознак неоднорідності відповідно до цієї нумерації.

При аналізі впливу вмісту вуглецю на наявні ознаки структурної неоднорідності встановлено, що світлі області в структурі перліту, пов'язані з ліквідацією спостерігались при вмісті вуглецю, за якого проходить перитектичне перетворення та при вмісті, значно більшому за вміст, який відповідає кінцю перитектичного перетворення. Тобто в області кінця перитектичної лінії вже не виникає додаткової ліквідації, викликаній утворенням δ -фериту, але насиченість легуючими елементами ще не така велика, як при подальшому підвищенні вмісту вуглецю. Натомість, в цьому інтервалі вмісту вуглецю утворюються дрібні точкові виділення фериту. Але загалом, утворення такого фериту всередині зерен не має зв'язку з вмістом вуглецю, ймовірно за це відповідальні інші фактори. Дендрито-подібні утворення фериту спостерігали у злитках з вмістом вуглецю 0,36 та 0,41%. Ймовірно, це було місцями утворення δ -фериту, там залишилась сприятливе орієнтування решітки та концентрація, тому були сприятливі умови для виділення α -фериту. Також можна бачити, що такі елементи структури як відманштеттовий ферит та кристалографічно орієнтований ферит всередині зерна характерні для сталей, у яких проходило перитектичне перетворення. Утворення коротких феритних голок від границь зерен, потовщені границі спостерігали практично для всіх сплавів.

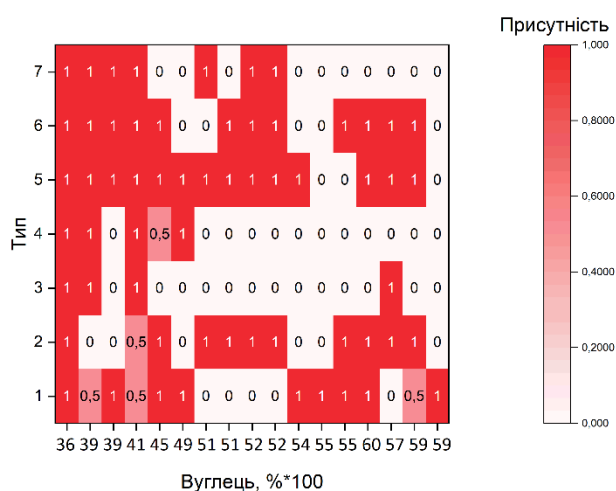


Рисунок 3.28– Присутність неоднорідності різного типу в залежності від вмісту вуглецю

Щодо впливу вмісту марганцю, то різні структурні елементи розподілені рівномірно у всьому інтервалі зміни концентрації: відманштеттів ферит, кристалографічно орієнтований ферит, дендритоподібні утворення фериту спостерігали у плавках як з низьким, так і з підвищеним вмістом марганцю. Аналогічна ситуація спостерігалась і щодо кремнію.

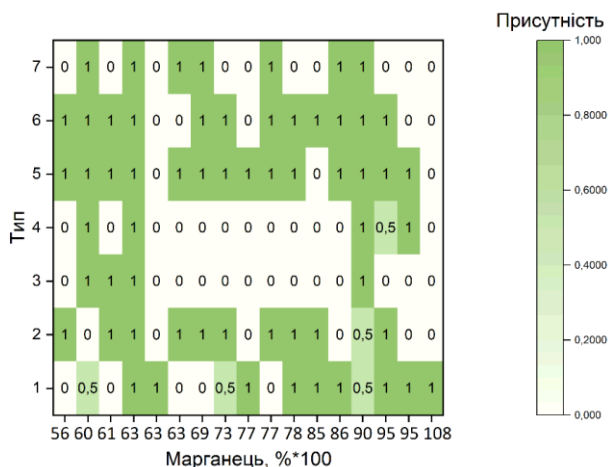


Рисунок 3.29 – Присутність неоднорідності різного типу в залежності від вмісту марганцю

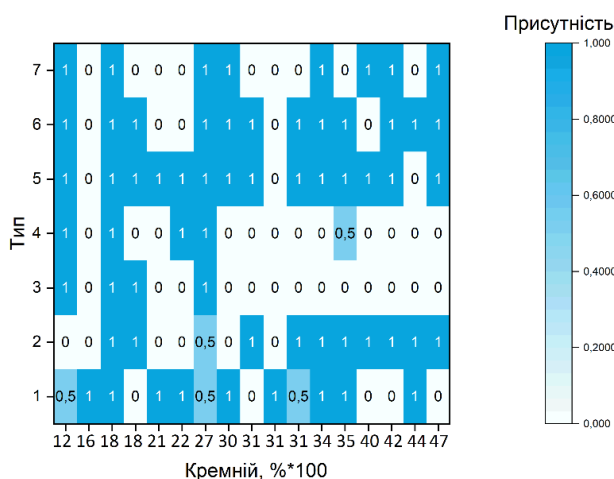


Рисунок 3.30 – Присутність неоднорідності різного типу в залежності від вмісту кремнію

При аналізі впливу відношення марганцю до кремнію на наявність певних структурних елементів встановлено, що світлі ділянки в перліті спостерігали за співвідношення компонентів більше 1,85, до цього значення такого типу елементу структури не спостерігали. Окремі дрібні компактні виділення фериту спостерігали для менших значень цього відношення. Тобто саме відношення марганцю до кремнію визначає прояв ліквациї, сформованої при кристалізації, через вплив на формування виділень фериту. Формування дендритоподібного фериту, відманштеттового фериту та кристалографічно орієнтованого фериту в зерні відповідає середньому значенню відношення вмісту елементів та найвищому. За середнього значення, ймовірно вирішальним чинником є наявність перитектичного перетворення, а для плавки №1 – це комплексний вплив відносно низького вмісту вуглецю, що обумовлює проходження перитектичного перетворення та низький вміст кремнію.

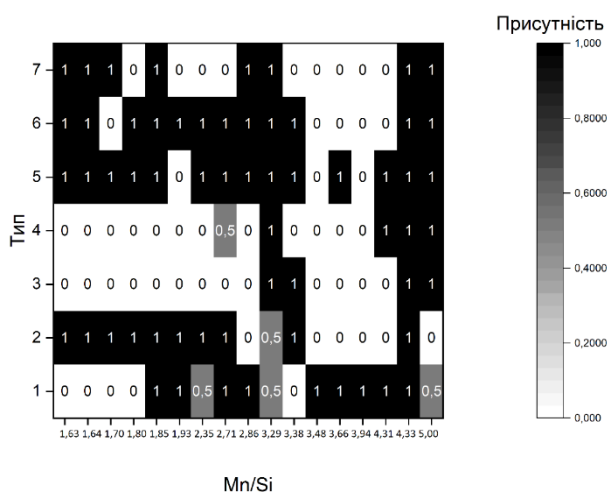


Рисунок 3.31 – Присутність неоднорідності різного типу в залежності від вмісту співвідношення Mn\Si

Також визначали середній вміст елементів у плавках, які мали певні структурні елементи (табл. 3.4). За результатами аналізу даних, наведених в таблиці можна бачити, що дендритоподібні утворення фериту та дрібні орієнтовані утворення фериту всередині зерна характерні для сталей з меншим вмістом вуглецю

(0,42-0,46%), інші елементи структурної неоднорідності характерні для сталей з більш високим вмістом (0,48-0,51% C). Більш високий вміст кремнію характерний для сталей, які мали утворення окремих дрібних ненаправлених виділень фериту та потовщених виділень на границях зерна. Оскільки кремній є α -стабілізатором, тобто сприяє утворенню фериту, то утворення ненаправлених виділень фериту можна пояснити впливом кремнію. Разом з тим, дедритоподібний ферит утворювався у сталі з найменшим вмістом кремнію. Ймовірно тут вже впливала саме чистота сталі від домішок як сприятливий фактор для утворення крупного виділення фериту. Підвищений вміст марганцю характерний для сталей, які мали такі елементи структури як світліші ділянки в перліті та відманштеттів ферит. Тобто світліші ділянки більш леговані марганцем, лікваційні ділянки збагачені цим елементом, тому їх травимість зменшена. Оскільки марганець зміщує кінетику фазових перетворень в бік більш високих швидкостей, то цілком логічно, що підвищений вміст цього компонента спостерігали в сталях, які мали такий структурний елемент як відманштетт.

Таблиця 3.4 – Тип неоднорідності в залежності від середнього значення хімічних елементів

Середні значення	Тип неоднорідності						
	1	2	3	4	5	6	7
C	0,49	0,51	0,46	0,48	0,49	0,49	0,42
Si	0,27	0,33	0,19	0,22	0,29	0,31	0,24
Mn	0,81	0,74	0,76	0,82	0,74	0,74	0,75
Mn\Si	3,31	2,42	4,21	4,09	2,90	2,74	3,47

Відношення марганцю до кремнію на найбільш високому рівні значень мали сталі з такими небезпечними з точки зору опору руйнуванню елементами структурної неоднорідності як відманштетт та крупні дендритоподібні утворення фериту. Підвищені значення відношення характерні для сталей, які мали дрібний направлений ферит в середині зерна та світлі ділянки. Сталі з ненаправленими утвореннями фериту мали значення цього показника на рівні 2,4-2,9. Тому можна

рекомендувати обмежити цей показник на рівні до 3. Вміст вуглецю має відповідати марочному, але з точки зору зменшення структурної неоднорідності та запобігання утворення направлених голчастих виділень фериту, можна рекомендувати підвищити мінімальний вміст вуглецю до 0,45 за якого утворення δ -фериту незначні, та забезпечується підвищення структурної та хімічної однорідності розчину.

Застосування графітових тиглів у поєднанні з керамічними стаканами конічної та циліндричної форми забезпечує широкий діапазон швидкостей охолодження, що дозволяє моделювати різні умови кристалізації. Отримані експериментальні значення швидкостей охолодження є близькими до швидкостей охолодження центральної частини промислових безперервнолитих заготовок, що свідчить про адекватність обраних методів виплавки та можливість використання отриманих результатів для аналізу процесів, характерних для промислових умов.

У процесі виплавки зафіксовано швидкість охолодження. У таблиці 2.4 наведено відомості про основні параметри досліджуваних зразків.

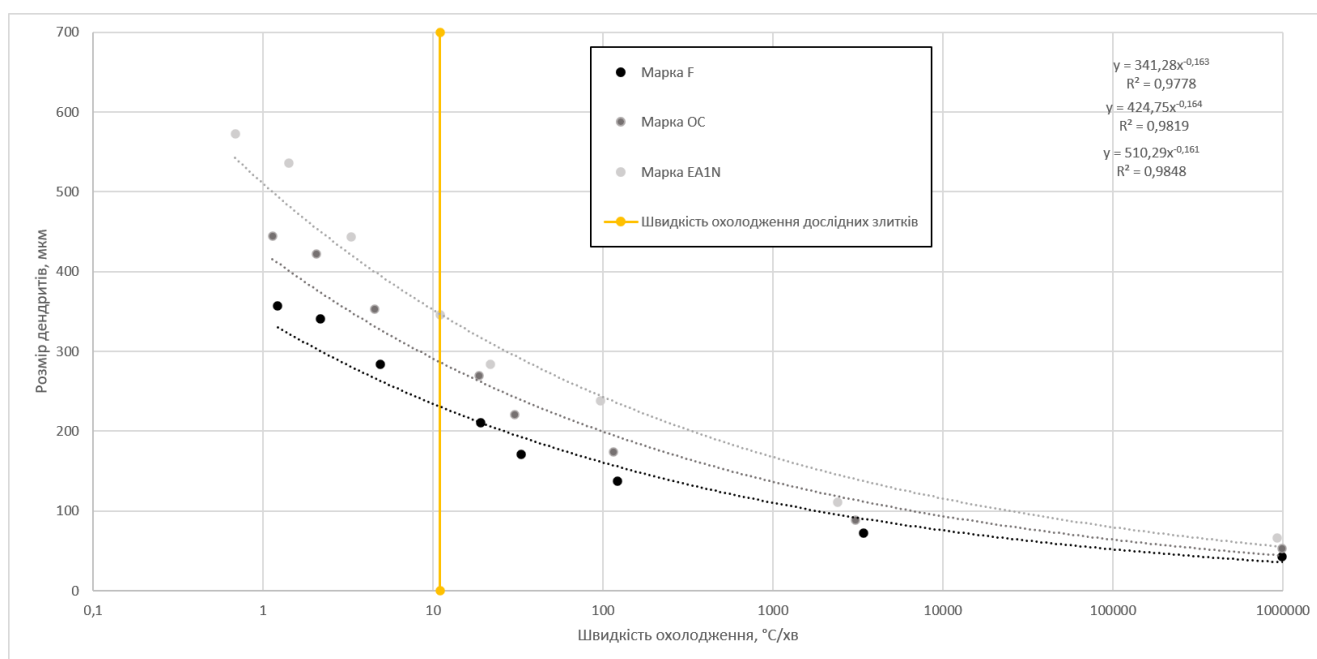


Рисунок 3.32 – Залежність розміру дендритів від швидкості охолодження для досліджуваних сталей

З аналізу графіка (рис. 3.32) випливає, що швидкості охолодження експериментальних злитків є зіставними зі швидкостями охолодження підповерхневої зони промислових безперервнолитих заготовок.

Висновки до розділу 3

Виконане металографічне дослідження, в результаті якого була розрахована кількість фаз фериту і перліту дослідних зразків у трьох станах: у литому, після гарячої пластичної деформації та після гарячої пластичної деформації з наступною термічною обробкою. Був проведений вимір твердості по Бринелю для дослідних сталей у вказаних станах.

Виконані дослідження впливу хімічного складу на кількість структурних складових та твердість дослідних сталей для залізничних осей, в тому числі і з використанням теорії міжатомної взаємодії у багатокомпонентних системах.

Встановлений вплив вмісту марганцю на кількість перліту у литому стані, який зменшується з зростанням вмісту марганця. Збільшення марганцю впливає на невелике збільшення феритної частки. Показано, що ванадій має тісний зв'язок з перлітною складовою у стані після ГПД та частково при ГПД+термічна обробка. Алюміній частково зменшує кількість фериту з ростом вмісту цього елементу, а для іншої частини навпаки - зростає частка фериту з ростом вмісту алюмінію.

Виконаний аналіз впливу хімічних елементів на твердість з використанням параметрів міжатомної взаємодії. Встановлено, що після значення Z^Y в інтервалі 1.21 - 1.20 вони «змінюють» своє положення: до цього інтервалу значень вище розташовується лінія тренду для стану після термічної обробки, а нижче – після гарячої пластичної деформації; після цього інтервалу значень Z^Y – навпаки.

При аналізі впливу вмісту вуглецю на наявні ознаки структурної неоднорідності встановлено, що світлі області в структурі перліту, пов'язані з ліквідацією спостерігались при вмісті вуглецю, за якого проходить перитектичне перетворення та при вмісті, значно більшому за вміст, який відповідає кінцю перитектичного перетворення. Тобто в області кінця перитектичної лінії вже не

виникає додаткової ліквідації, викликаній утворенням δ -фериту, але насиченість легуючими елементами ще не така велика, як при подальшому підвищенні вмісту вуглецю.

Виконаний аналіз дозволив встановити наявність зв'язку хімічного складу з параметрами структури. Слід відзначити, що незважаючи на збільшення кількості перлітної складової відбувається помітне зниження значення твердості у литому стані. Від литої структури до фінішної ТО прослідковується приріст механічних властивостей, що є обґрунтованим.

Було виявлено вплив марганцю на кількість перліту у литому стані, який зменшується з зростанням вмісту марганцю. Також можна побачити що прослідковується вплив кремнію та марганцю.

Встановлені закономірності формування і трансформації мікроструктури після деформації і термічної обробки вуглецевої сталі з різним вмістом та співвідношенням базових хімічних елементів для підвищення надійності залізничних осей.

У розділі 3 застосовано два посилання на літературні джерела, що відповідають загальному списку літератури [70-73].

РОЗДІЛ 4

ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ ФОРМУВАННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ ОСЕЙ

4.1 Дослідження особливостей мікроструктури після гарячої пластичної деформації осьової сталі марки F

Вихідною заготовкою для дослідження впливу технологічних схем гарячої деформації на пророблюваність та щільність металу при виробництві осьових заготовок була безперервнолита заготовка Ø 470 мм, виготовлена зі сталі з вмістом вуглецю в діапазоні 0,48...0,50 %, з співвідношенням Mn/Si 3,3...4,2. Спосіб обробки та опис промислових зразків наведений в таблиці 2.2. Хімічний склад всіх залучених в роботу плавок приведено в таблиці 2.5.

Сталість хімічного складу сталей діаметрів початкової БЛЗ Ø 470 мм і осьової заготовки (ОЗ) Ø 260 мм дозволили оцінити вплив кожного з перерахованих методів деформаційного впливу на пророблення литої структури за перерізом деформованих осьових заготовок.

Для чистоти експерименту визначення впливу способів гарячої деформації на пророблюваність структури вуглецевої сталі марки F деформація заготовок виконувалася при однакових параметрах процесу: температура нагріву ($T_n = 1240 - 1260$ °C), величина відносної деформації ($\epsilon = 45$ %), загальний коефіцієнт витяжки або уковування $\lambda_{заг.}(\gamma_{заг.}) = 3,27$.

Характерна для вуглецевої сталі з 0,48 – 0,50% мас. (відповідно до марки F) вуглецю макроструктура темплетів БЛЗ Ø 470 мм, представлена на рисунку 4.1. Аналіз макроструктури показав, що у розглянутому перерізі сталь має щільну та однорідну будову і її основними дефектами є осьова пористість (ОП) і осьова ліквіація (ОЛ). Ступінь розвитку обох дефектів в макроструктурі всіх досліджуваних безперервнолитих заготовок не перевищував 1 бал шкал 1 і 2 СОУ МПП 77.040 – 191: 2007.

Найнижчий ступінь розвитку ОЛ як у поздовжньому, так і поперечному напрямку мали зразки сталі з 0,49%С. Неприпустимі за вимогами стандарту ААР М 101 (пункт 3.3) дефекти макроструктури – центральна пористість (усадні раковини) і надмірна ліквация – не спостерігаються.

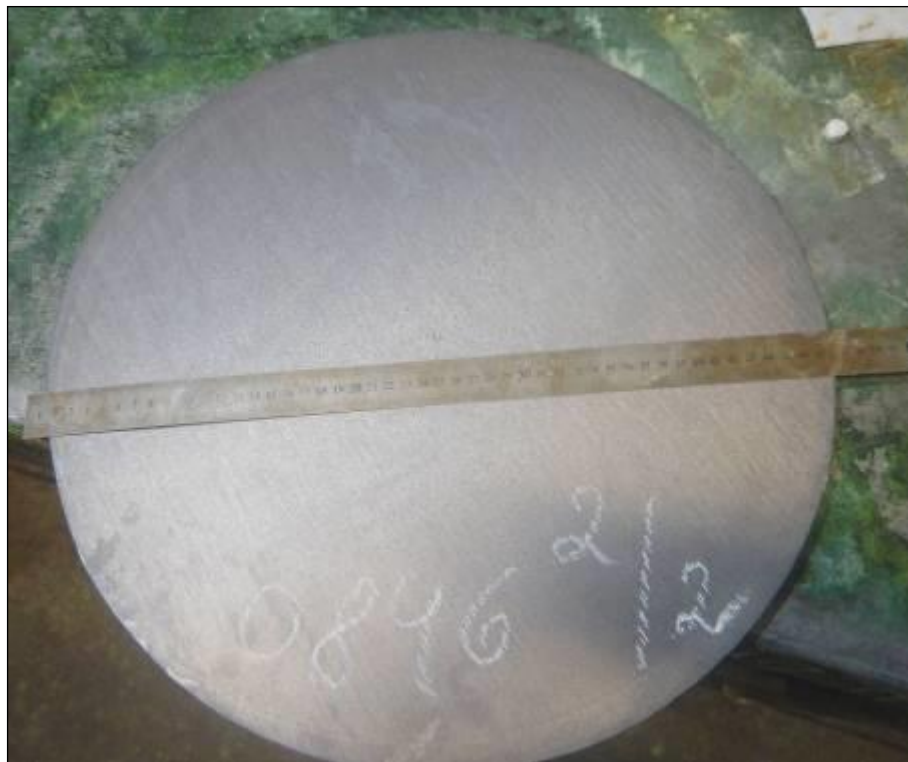


Рисунок 4.1 – Макроструктура темплету БЛЗ Ø 470 мм плавки № 3 (відповідно до табл.2.5), $\times 0,2$

Повна картина зміни дендритної структури за перерізом досліджуваної безперервнолитої заготовки Ø 470 мм показана на рисунку 4.2. Результати кількісної металографії надані в таблиці 4.1. Схема вирізки зразків наведена на рисунку 2.8.

Середній розмір дендритної структури в напрямку від поверхні до центральних шарів БЛЗ змінюється від 50,0 до 370,0 мкм. Характер зміни середнього розміру дендритної структури (D) у напрямку від поверхні до центральних шарів БЛЗ повною мірою показує характер зниження інтенсивності тепловідведення. У міру віддалення від поверхні заготовки дендрити грубішають.

Поблизу теплового центру заготовки розмір дендритних осей змінюється від 50,0 до 820,0 мкм (рис. 4.2, д, е). Формування найбільших дендритних осей відбувається внаслідок зниження швидкості охолодження в центральних шарах БЛЗ і вибіркового зростання вже сформованих дендритних осей кристалічного каркаса. У мікрооб'ємах, де зосереджена ізольована мостами залишкова рідина, можуть утворюватися нові зародки дендритів або зростати наявні дендрити з осями вищого, ніж I-го і II-го, порядку.

Щільність дендритної структури (N) сталі з 0,48%С у напрямку від поверхневих до центральних шарів БЛЗ без урахування значень щільності дендритів у поверхневій зоні зменшується в 7,2 рази, тобто характер її залежності від інтенсивності тепловідведення є зворотним характером зміни середнього розміру дендритів.

Далі в роботі саме щільність слідів дендритної структури використовувалася як основна металографічна характеристика, що дозволяє оцінити ступінь деформаційного пророблення литої сталі. Середня по зразках заготовки щільність дендритної структури розрахована без урахування її значення в поверхневій зоні дрібнокристалічних рівноосних дендритів (табл. 4.1).

Таблиця 4.1 – Параметри слідів дендритної структури в зразках БЛЗ Ø 470 мм, з 0,48%С

№ зразка	Відстань від центру до поверхні заготовки, %	Зона дендритів в макроструктурі заготовки	Середній розмір слідів дендритної структури D, мкм	Щільність слідів дендритної структури N, шт. / мм ²
1	98...100	дрібнокристалічні	48,01	552,39
	83...90...98	стовпчасті	138,78	66,11
2	66...75...83	стовпчасті	210,77	28,66
3	57...60...66	стовпчасті	249,57	20,44
4	32...50...57	рівноосні	283,84	15,80
5	17...25...32	рівноосні	342,26	10,87
6	2...10...17	рівноосні	358,28	9,92
7	2...0...15	рівноосні	371,76	9,23
Середнє значення по зразках заготовки			250,41	23,00

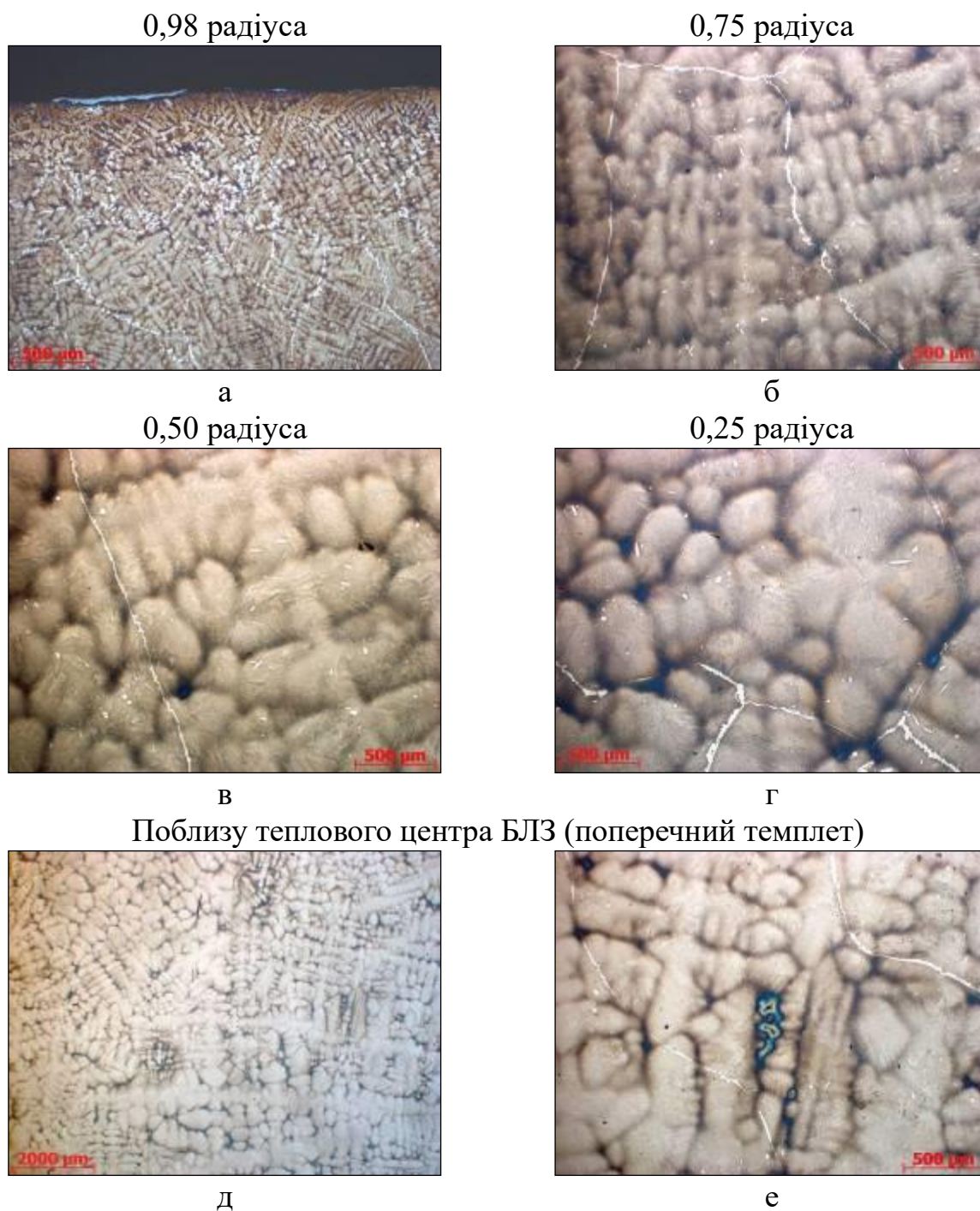


Рисунок 4.2 – Сліди дендритної структури в зразках БЛЗ Ø 470 мм, плавка № 1 (відповідно до табл. 2.5)

Помітно, що після прокатки тенденція зміни як виду дендритів (дрібні рівноосні, стовпчасті, великі рівноосні), так і щільності слідів колишньої дендритної структури за перерізом деформованих заготовок аналогічна характеру її зміни в поперечному перерізі литої заготовки до деформування.

ОЗ плавки № 1 після прокатки на
пільгерстані
за маршрутом:
 $\varnothing 470 \rightarrow \varnothing 260$ мм



ОЗ плавки №2 після прокатки на
ТЗС 900 / 750 – 3
за дослідним режимом:
 $\varnothing 470 \rightarrow \varnothing 260$ мм



ОЗ плавки №3 після протягання на пресі зусиллям 20 МН (2 000 тон) за
маршрутом:
 $\varnothing 470 \rightarrow \varnothing 350 \rightarrow \varnothing 260$ мм



Рисунок 4.3 – Сліди колишньої дендритної структури у зразках, вирізаних на відстані $\frac{1}{2}$ радіуса БЛЗ $\varnothing 470$ мм і ОЗ $\varnothing 260$ мм, $\times 50$

Для кількісної оцінки впливу гарячої деформації на щільність слідів дендритної структури визначена величина її ущільнення (С):

$$C = \frac{N_2}{N_1} \quad (4.1),$$

де N_1 – щільність слідів дендритної структури в початковому стані (до деформації);

N_2 – щільність слідів дендритної структури в деформованому стані.

Цей параметр характеризує, як в процесі прокатки і протягання відбувається природна витяжка кожного аналізованого шару заготовки і наскільки її величина відрізняється від коефіцієнта загального укову λ . Зміна ущільнення слідів дендритної структури за перерізом всіх досліджуваних заготовок має однаковий характер: у міру віддалення від поверхні заготовки його значення збільшуються, досягають максимальних значень на відстані $\frac{1}{2}$ радіуса (після протягання на пресі – на відстані $\frac{3}{4}$ радіуса заготовки) і зменшуються в центральних шарах (табл. 4.2).

Таблиця 4.2 – Результати металографічного аналізу зразків осевих заготовок Ø 260 мм виготовлених за різними технологіями

Вміст вуглецю	Відстань від центра до поверхні, %	Зона дендритів в макро-структурі заготовки	Середній розмір слідів дендритної структури D, мкм	Щільність слідів дендритної структури N, шт. / мм ²	Ступінь проробки (ущільнення) дендритної структури C, разів	Середнє за перерізом ущільнення слідів дендритної структури
Після прокатки на підгірмовому стані № 2 ТПА 5 – 12" за маршрутом № 3: Ø 470 → Ø 260 мм						
0,48	98...100	мінімальні	69,30	265,12	0,48	2,92
	90	стовпчасті	91,12	153,35	2,32	
	75	стовпчасті	114,01	97,95	3,42	
	50	стовпчасті	125,31	69,54	4,40	
	25	рівноосні	173,92	42,09	3,87	
	10	рівноосні	211,19	28,55	2,88	
	25	рівноосні	170,32	43,89	4,04	
Після прокатки на трубозаготівельному стані ТЗС 900 / 750 – 3 за маршрутом Ø 470 → Ø 260 мм						
0,49	98...100	мінімальні	41,57	736,80	1,33	3,23
	90	стовпчасті	88,48	162,64	2,46	
	75	стовпчасті	107,73	109,71	3,83	
	50	стовпчасті	125,28	81,12	5,13	
	25	рівноосні	183,33	37,88	3,49	
	10	рівноосні	203,04	30,88	3,11	
Після протягання на гідравлічному пресі зусиллям 20 МН (2000 тонн) за маршрутом Ø 470 → Ø 350 → Ø 260 мм						
0,50	98...100	мінімальні	49,55	518,59	0,94	2,10
	90	стовпчасті	111,48	102,45	1,55	
	75	стовпчасті	113,94	98,07	3,42	
	50	стовпчасті	156,24	52,16	3,30	
	25	рівноосні	245,18	21,18	1,95	
	10	рівноосні	300,21	14,13	1,42	

Зміну коефіцієнта ущільнення (С) слідів дендритної структури вуглецевої сталі в діапазоні 0,48 - 0,50%С за перерізом осьових заготовок Ø 260 мм показано на графіку (рис. 4.4). Показано, що зона інтенсивної пластичної деформації поширюється від поверхні до середини радіусу заготовок. Можна вважати, що центральні шари заготовок в процесі поздовжньої прокатки і протягання не зазнали особливого деформаційного впливу і, як наслідок, виявилися недостатньо «проробленими».

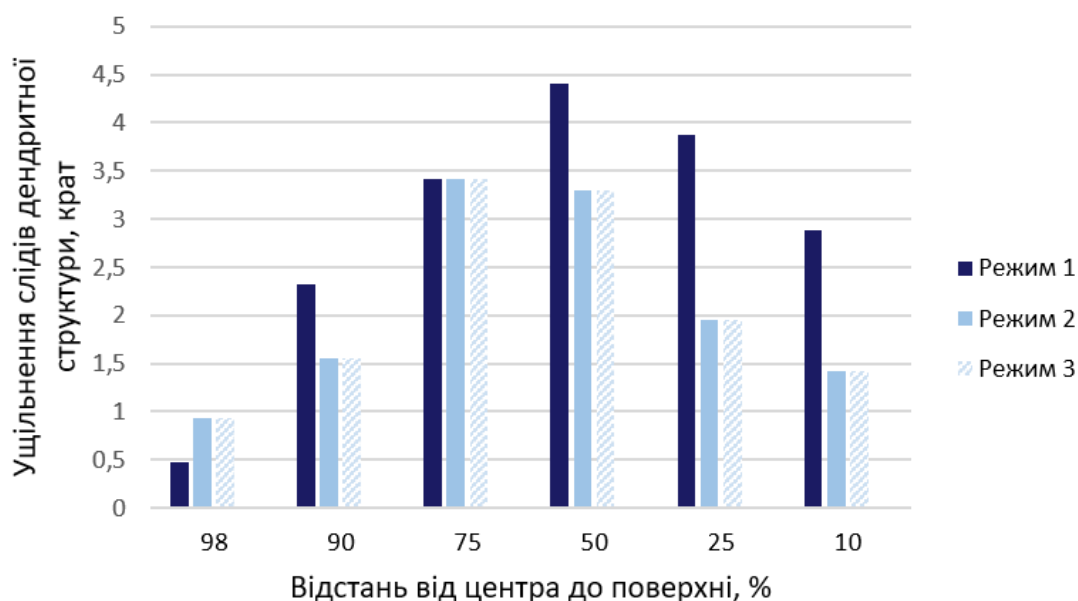


Рисунок 4.4 – Зміна коефіцієнта ущільнення структури за перерізом осьових заготовок Ø 260 мм зі сталі марки F: режим 1 – прокатка на пілігримовому стані: Ø 470 → Ø 260 мм; режим 2 – після протягання на пресі зусиллям 20 МН за маршрутом: Ø 470 → Ø 350 → Ø 260 мм; режим 3 – прокатка на ТЗС 900 / 750 – 3 за маршрутом Ø 470 → Ø 260 мм

За результатами проведеного аналізу можна зробити висновок, що ефективніша пророблюваність структури осьових заготовок Ø 260 мм була досягнута прокаткою в процесі деформації початкової литої заготовки Ø 470 мм на трубозаготівельному стані ТЗС 900 / 750 – 3 в умовах ПРАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ». З усіх порівнюваних варіантів гарячої деформації за маршрутом Ø 470 → Ø 260 мм

під час прокатки на ТЗС 900 / 750 – 3 коефіцієнт ущільнення слідів дендритної структури C досягає максимальних значень у всіх аналізованих шарах заготовки, які перебувають на відстані 10, 25, 50, 75, 90 і 98 % радіуса ОЗ. Слід врахувати, що ОЗ були прокатані в системі калібрів круг $\rightarrow$ квадрат $\rightarrow$ круг. Ймовірно, високий ступінь деформаційного пророблення структури це результат прокатки зі зміною системи калібрів і збільшенням кількості проходів.

Попри те, що максимальне ущільнення структури осевих заготовок був досягнутий при прокатці на ТЗС 900 / 750 – 3 в умовах ПРАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ», прокатка на пілігримовому стані № 2 в один прохід з використанням овального калібрування на бойковій (робочій) ділянці забезпечила більш рівномірне пророблення всього перерізу заготовки. Так, якщо графік зміни коефіцієнта ущільнення структури (C) за перерізом осевої заготовки при прокатці на ТЗС має виражений максимум на відстані 50 % радіуса заготовки, то аналогічний графік осевої заготовки, виготовленої за режимом 1, показує, що в міру віддалення від поверхні значення коефіцієнта ущільнення структури K спочатку стрімко підвищується, але вже на глибині 75 % радіуса заготовки його збільшення стає плавним без різкого погіршення пророблення центральних шарів осевої заготовки.

Зміна коефіцієнта ущільнення структури (C) по осевої заготовці в діапазоні 0,48...0,50% після протягання в комбінованих бойках на гідравлічному пресі зусиллям 20 МН показує, що в зоні інтенсивної пластичної деформації структура пророблена краще, ніж в аналогічних шарах осевих заготовок після прокатки на пілігримових станах. Але, для осевих заготовок, отриманих куванням, зона інтенсивної пластичної деформації зосереджена на відстані від 75 до 50 % радіуса заготовки.

Далі, в міру наближення до центральних шарів ОЗ отриманої за режимом 2, значення коефіцієнта ущільнення структури (C) різко зменшуються і вже на відстані 25 % радіуса і аж до центру пророблюваність структури після протяжки в комбінованих бойках виявляється гірше, ніж при прокатці на пілігримових станах.

Попри те, що зона рівноосних дендритів макроструктури в процесі протягання (витяжки) набула витягнутої будови, деформація із загальним

коефіцієнтом укову $\gamma_{\text{заг.}} = 3,27$ не забезпечила волокнисту структуру в напрямку витяжки всього перерізу заготовки. У поздовжньому перерізі макроструктури чітко видно, що навіть в осьовій зоні, яка здатна набувати волокнисту будову вже при величині укову $\gamma_{\text{заг.}} = 2 - 3$, більшість дендритів орієнтована під деяким кутом до осі заготовки. Крім цього, знижені значення коефіцієнта ущільнення структури в центральних шарах на відстані 25 і 10 % радіуса заготовки свідчать про погіршення деформаційного пророблення металу в її осьовій частині. Ймовірно, в центральних шарах дія стискальних напружень слабшає, і макропластична деформація реалізується, в основному, витягуванням заготовки в осьовому напрямку.

За результатами аналізу макроструктури та слідів дендритної структури можна зробити висновок, що режим деформування заготовки, реалізований в умовах ТОВ «ДНІПРОПРЕС СТАЛЬ» при протяганні в комбінованих бойках преса 20 МН (2000 тонн), дозволяє досягати максимального пророблення на певній глибині поковки. В цілому, розглянутий у цій роботі варіант протягання початкової литої заготовки за маршрутом $\varnothing 470 \text{ мм} \rightarrow \varnothing 350 \rightarrow \varnothing 260 \text{ мм}$ забезпечив середній за перерізом рівень ущільнення структури. Таке пророблення металу в процесі гарячої деформації осьової заготовки є слабшим в порівнянні з поздовжньою прокаткою на трубозаготівельному стані ТЗС 900 / 750 – 3 і на пілігримовому стані № 2 ТПА 5 – 12.

4.2 Аналіз впливу морфології зеренної структури залізничних осей на їх механічні властивості та втомну довговічність

В процесі виробництва чорнових осей для подальшого отримання чистових осей, остаточним термічним впливом на структуру вуглецевої сталі марки F є дві операції нормалізації і операція відпуску. Згідно з чинною нормативно-технічною документацією температура I-ої нормалізації становить $T_{\text{н}} = 850 \pm 15 \text{ }^{\circ}\text{C}$, температура II-ої нормалізації – $T_{\text{н}} = 810 \pm 15 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Відпуск проводять при температурі $T_{\text{відп.}} = 590 \pm 15 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

Механічні властивості зразків досліджених осьових заготовок наведені в таблиці 4.5. Показано, що комплекс механічних властивостей зразків осьових заготовок всіх досліджених плавок відповідає вимогам ААР М – 101 пункт 10.1.

Як відомо, переважно мікроструктура сталі після остаточної термічної обробки визначає комплекс механічних властивостей готової металопродукції. Зразки осьових заготовок зі сталі з 0,50% мас. С (табл. 2.5) з найменшим середнім розміром зерен (125,28 мкм) показали найбільші значення міцнісних характеристик – границі міцності та границі плинності. І, відповідно, навпаки: зразки осьових заготовок з 0,49%С (табл. 2.5) мають найменші значення міцнісних характеристик. Зіставляючи результати механічних випробувань і металографічного аналізу, можна помітити, що зміна середнього розміру зерна від 156,24 мкм до 125,28 мкм (ASTM E 112 – 13) призвела до підвищення на ~ 20,0 % границі плинності (табл.4.3).

Однак нерівномірність розподілу структурних компонентів може призвести до підвищення рівня напружень у сталі, що призводить до підвищення браку під час проходження УЗК-контролю.

Як вже було показано, саме твердість матеріалу виявляється неоднорідною в результаті формування мікросегрегації.

Проведено дослідження втомної міцності металу залізничної осі з БЛЗ.

Результати втомних випробувань представлені в таблицях 4.4 і 4.5.

Схема вирізки зразків з підматочинної частини залізничної осі з відповідними маркуваннями наведена на рисунку 2.9.

На рисунку 4.4 представлені криві втоми (криві Веллера) досліджуваних зразків у логарифмічних координатах.

Порівняльні дослідження мікроструктури зразків для втомних випробувань показали наявність в структурі металу середньої частини і центру досліджуваної залізничної осі незначної смугастості (рис. 4.5). Такі структурні відмінності є причиною зниження втомної міцності зразків, вирізаних з внутрішньої частини.

Таблиця 4.3 – Механічні властивості зразків осьових заготовок зі сталі марки F досліджуваних плавок відповідно до таблиці 2.5

Режим деформації	Границя плинності, МПа	Границя міцності, МПа	Відносне подовження, %	Відносне звуження, %	Середній розмір дендритної структури, мкм	Об'єм на частка фериту, %	Середній розмір дійсних зерен, мкм
Режим 1. Поздовжня прокатка на пілігримовому стані № 2 ТПА 5 – 12" в ТПЦ №4. Маршрут: Ø 470 → Ø 260 мм	357,26	656,53	21,60	41,66	125,31	28,95	14,16
	367,13	699,57	21,50	41,80			
Режим 2 Протягання на гідравлічному пресі за маршрутом Ø 470 → Ø 350 → Ø 260 мм	430,28	719,30	21,50	46,54	156,24	29,6	12,26
	425,81	718,90	23,00	49,47			
	428,07	716,80	22,50	51,11			
	387,75	744,70	21,50	46,31			
	421,07	705,40	24,00	50,95			
Режим 3 Прокатка на ТЗС 900 / 750 – 3 Ø 470 → Ø 260 мм	362,52	668,10	23,20	47,86	125,28	30,66	21,4
	356,22	686,30	21,50	43,49			
	348,02	718,74	21,50	45,35			
	347,05	700,01	21,10	46,07			
Вимоги ARR M – 101	≥345,0 0	≥607,0 0	≥20,00	≥35,00	–	–	<63,5 м км

Таблиця 4.4 – Результати випробувань металу внутрішньої частини осі на втому

Маркування	Напруження, МПа	Кількість циклів навантаження (n)	Кількість циклів навантаження, log (n)
1	275,40	1827000	6,261739
2	296,18	195000	5,290035
3	276,44	1655000	6,218798
4	286,31	886000	5,947434
5	281,51	874000	5,941511
6	271,50	3762000	6,477121
7*	267,57	5000000	6,69897

* – зразок не зруйнувався при встановленому рівні напруження

Таким чином, неоднорідність структури суттєво впливає на цей показник, а значить можна зробити припущення, що й стабільність властивостей також буде залежати від структурного стану матеріалу залізничної осі, а саме структурної рівномірності

Таблиця 4.5 – Результати випробувань металу поверхні осі на втому

Маркування	Напруження, МПа	Кількість циклів навантаження (n)	Кількість циклів навантаження, log (n)
8*	276,44	5000000	6,69897
9	288,48	731000	5,863917
10	281,37	3066000	6,486572
11	287,20	413000	5,61595
12	295,07	754000	5,877371
13	295,07	158000	5,198657

* – зразок не зруйнувався при встановленому рівні напруження

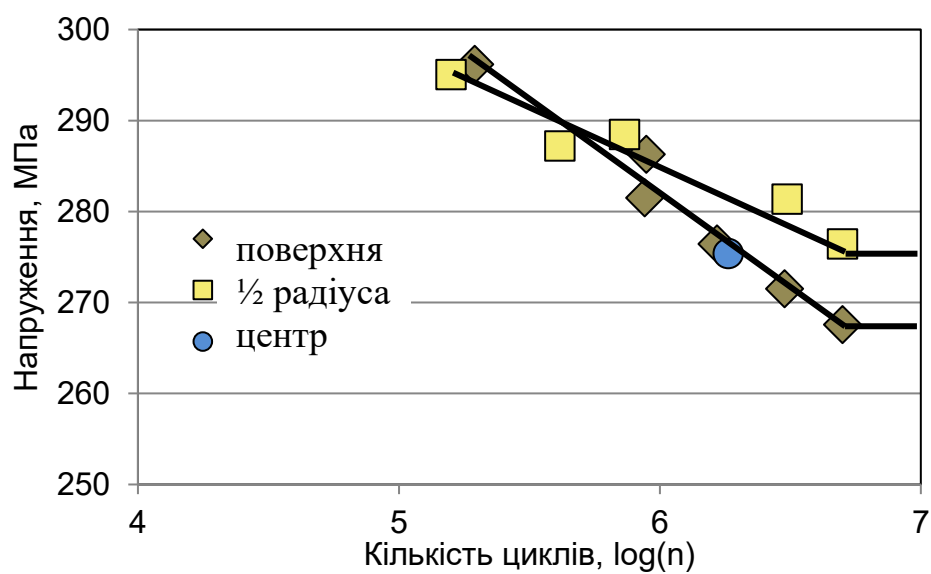


Рисунок 4.4 – Криві втоми досліджуваних шарів осі

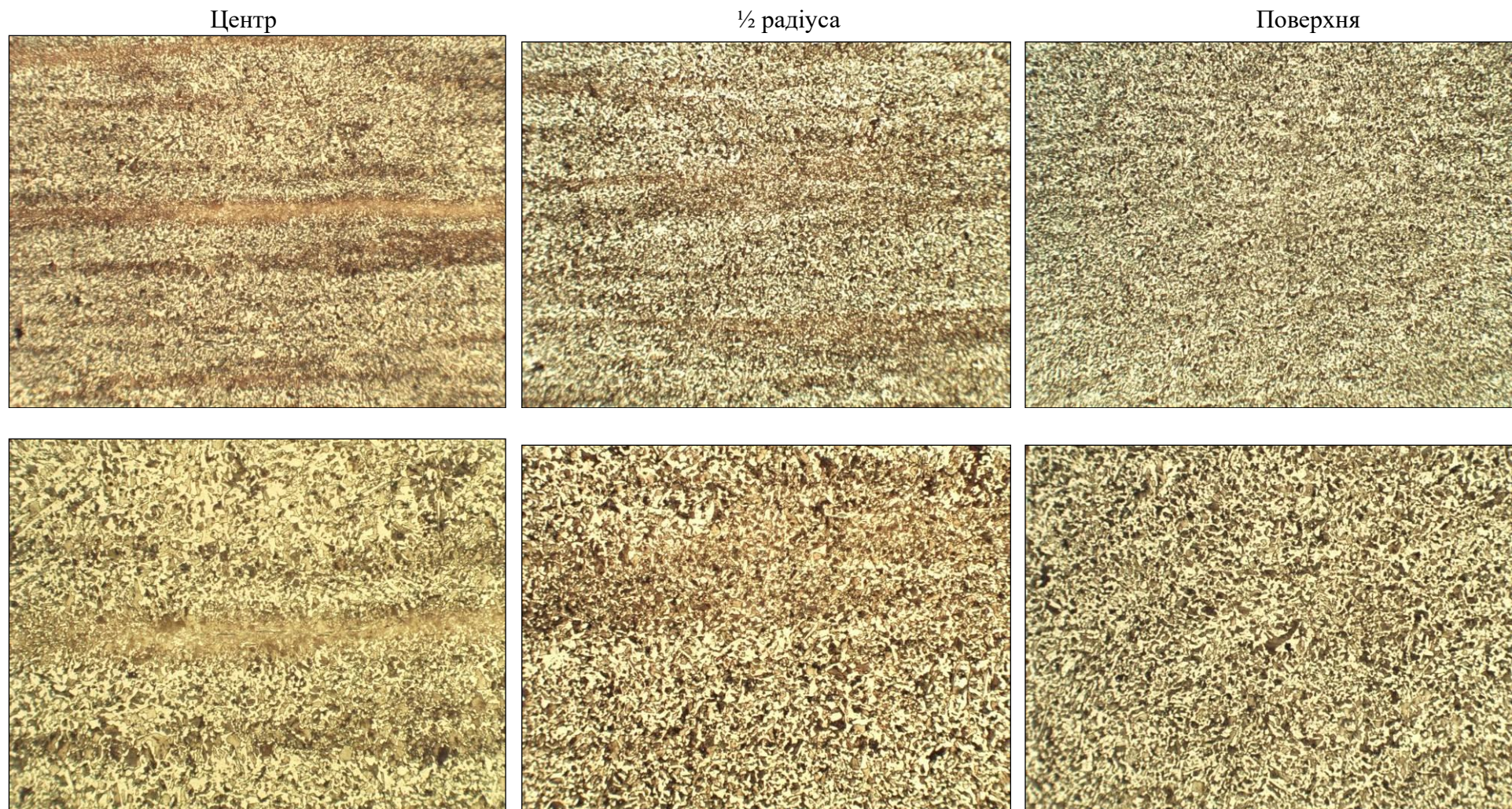


Рисунок 4.5 – Мікроструктура зразків для випробувань на втому досліджуваної осі, а – $\times 25$, б – $\times 50$

Додатково були проведені дослідження стабільності характеристик втомної довговічності металу за перерізом залізничної осі, виготовленої з БЛЗ з вуглецем 0,48%С (табл. 2.5). Зразки для випробувань були вирізані з підматочинної частини чорнової осі у відповідності зі схемою, наведеною на рисунку 4.6: внутрішньої частини осі (1/2 радіусу) – зразки № 2, 4, 6; поверхневого шару осі – зразки № 8, 10, 12. Для дослідження стабільності властивостей, кожен партію зразків випробовували при одному напруженні, визначеному раніше: для поверхневих шарів – при 285 МПа, для внутрішньої частини – 275 МПа.

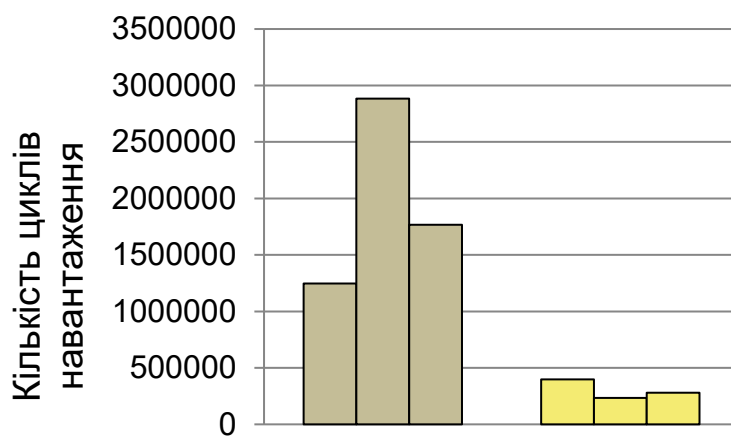


Рисунок 4.6 – Значення втомної міцності зразків із залізничної осі: 1 – зразки внутрішньої частини, напруження циклу ~ 275 МПа; 2 – зразки поверхневого шару, напруження циклу ~285 МПа

Результати випробувань показали, що метал внутрішньої частини залізничної осі та поверхневого шару мають певний розкид за значеннями втомної довговічності (рис. 4.6).

Порівняльні дослідження мікроструктури зразків для втомних випробувань, які мали мінімальне і максимальне значення за втомною довговічністю, показали наявність у структурі металу осі незначної смугастості (рис. 4.7).

При цьому зразки з максимальними значеннями втомної довговічності для кожного з шарів (зразки № 4 і 8) мали більш однорідний структурний стан. Зразок № 2 характеризується більш вираженою структурною неоднорідністю (наявністю грубих ліквіаційних ділянок), що і стало причиною зниження значень втомної довговічності.

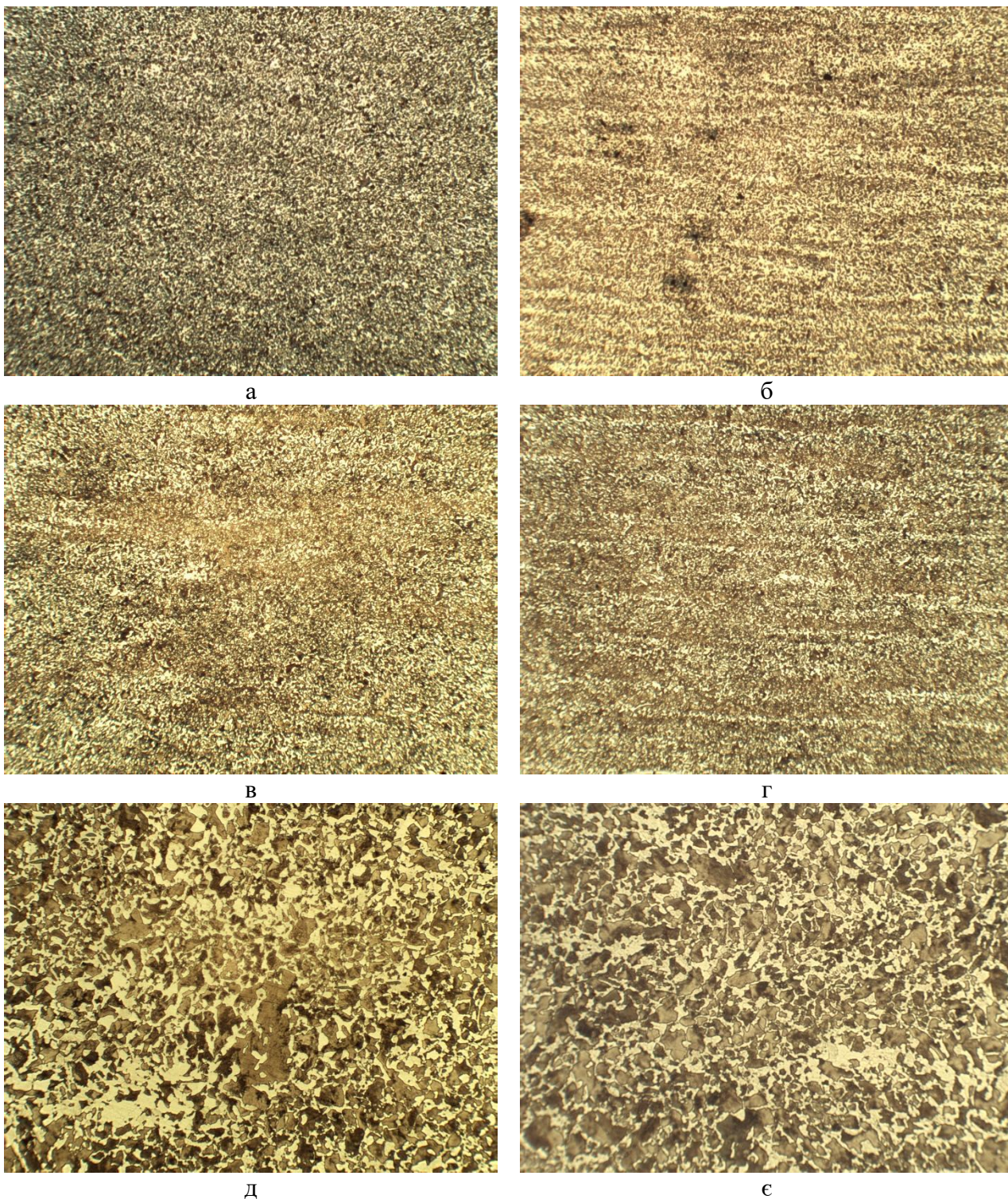


Рисунок 4.7 – Мікроструктура металу зразків з поверхневого шару (а – № 8, б – №10) та з центральної частини залізничної осі (в, д – № 2, г, е – № 4); а-г – $\times 25$, д, е – $\times 100$

4.3 Порівняльні дослідження якості металу залізничних осей марки ОС різного способу виробництва

Виконані порівняльні дослідження наступних осей:

1. Залізнична вісь виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ», Дніпро: вісь, плавка №13057, виготовлена відповідно до ТУ У 30.2-233365425-701:2018.

2. Залізнична вісь виробництва ВАТ «ДДАП-РАКС», Кам'янське: плавка В42225, виготовлена відповідно до ДСТУ ГОСТ 31334:2009. Досліджувана вісь виготовлена з осьової заготовки виробництва ПАТ «Дніпроспецсталь», Запоріжжя.

За результатами порівняльних досліджень було встановлено, що хімічний склад досліджуваних осей (табл. 4.6), повністю відповідає вимогам відповідної нормативної документації (ТУ У 30.2-233365425-701:2018 та ДСТУ ГОСТ 31334:2009) до марки ОС.

Таблиця 4.6 – Хімічний склад досліджуваних осей різних виробників

Виробник	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	S+P
ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»	0,47	0,32	0,75	0,010	0,004	0,21	0,12	0,18	0,017	0,014
ВАТ «ДДАП-РАКС»	0,48	0,31	0,74	0,014	0,003	0,20	0,14	0,16	0,035	0,017
Вимоги	Не більше									
ТУ У 30.2-233365425-701:2018 / ДСТУ ГОСТ 31334:2009	0,42-0,50	0,15-0,35	0,60-0,90	0,035	0,035	0,30	0,30	0,25	0,035	0,045

В результаті порівняльного аналізу механічних властивостей, визначених при випробуваннях на розтяг і ударний вигин досліджуваних осей різних виробників відповідно до вимог НТД (ТУ У 30.2-233365425-701:2018 та ДСТУ ГОСТ 31334:2009 [7]) встановлено (табл. 4.7), що досліджувані осі різних виробників відповідають вимогам зазначених НТД за механічними властивостями в підматочинній частині, при цьому вони мають близький рівень значень досліджуваних механічних властивостей.

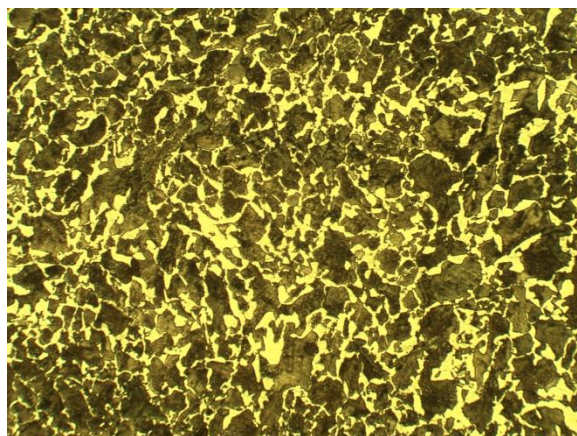
Додатково визначали механічні властивості досліджуваних осей в центральній частині. З аналізу результатів випробувань (табл. 4.7) видно, що вісь виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» та вісь виробництва ВАТ «ДДАП-РАКС» мають значення механічних властивостей на одному рівні.

Таблиця 4.7 – Механічні властивості досліджуваних осей різних виробників

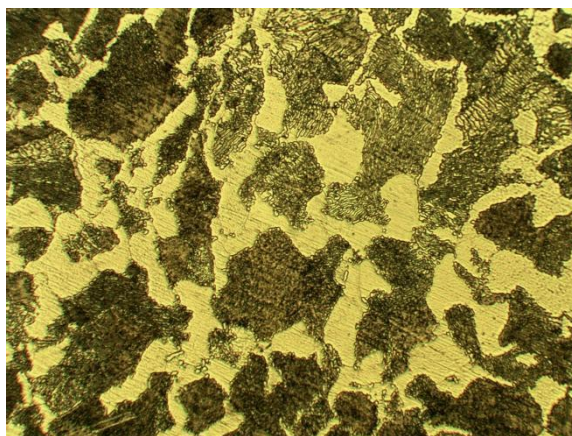
Зразок	σ_B , Н/мм ²	σ_T , Н/мм ²	δ_5 , %	КСУ ⁺²⁰ середн., Дж/см ²	КСУ ⁺²⁰ мін., Дж/см ²
ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»					
Підматочинна частина	672,6	361,3	24,4	61,7	59,7
ВАТ «ДДАП-РАКС»					
Підматочинна частина	678,4	370,0	25,0	62,0	58,3
ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»					
Центральна частина	676,5	360,6	20,9	58,8	52,2
ВАТ «ДДАП-РАКС»					
Центральна частина	680,0	365,3	21,8	59,3	52,0
Вимоги ТУ У 30.2-233365425-701:2018 / ДСТУ ГОСТ 31334:2009					
	≥650	≥325	18,0	34,0	29,0

Для обох виробників осей відмінності між відповідними показниками є незначними, що підтверджує рівномірний розподіл механічних властивостей металу та стабільність технології виготовлення осей. При цьому осі виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» і ВАТ «ДДАП-РАКС» демонструють практично однаковий рівень міцності, пластичності та ударної в'язкості, а всі визначені показники мають запас відносно вимог нормативної документації.

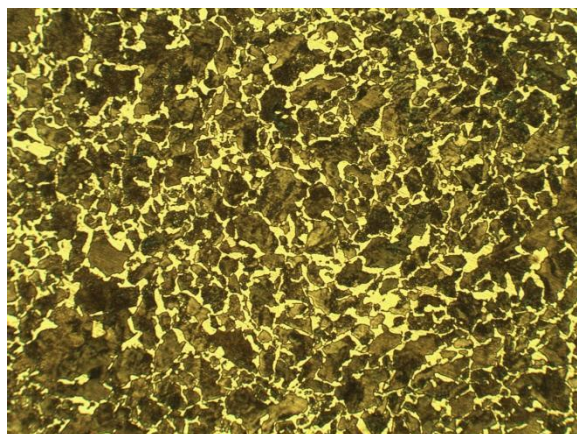
Виконано мікроструктурний аналіз металу досліджуваних осей. Мікроструктура осей різних виробників представлена на рис. 4.8-4.11.



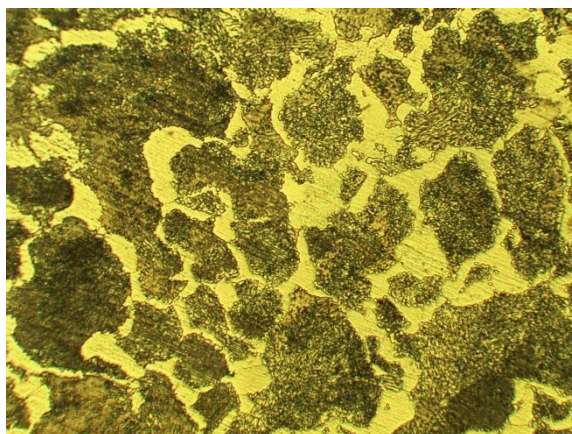
×100



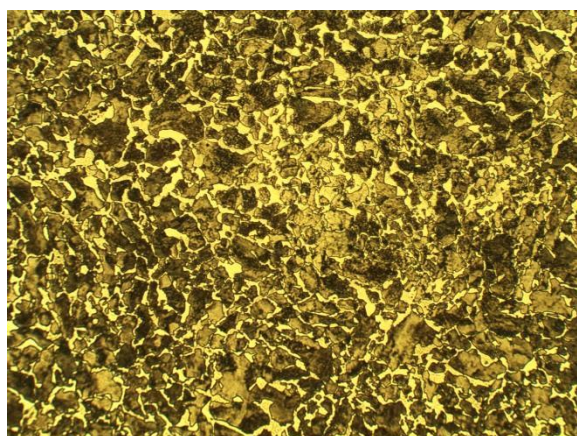
×400



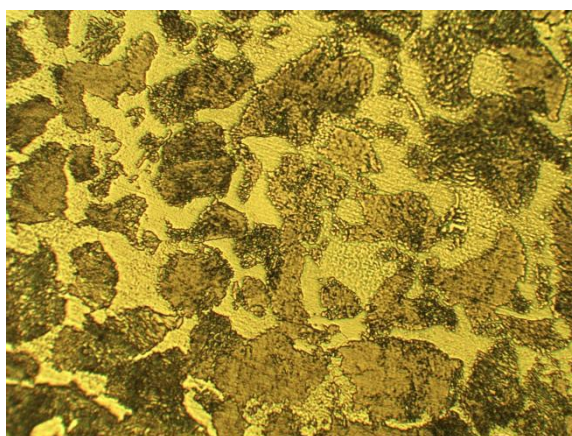
×100



×400



×100



×400

Рисунок 4.8 – Мікроструктура підматочинної частини осі, виробник ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»

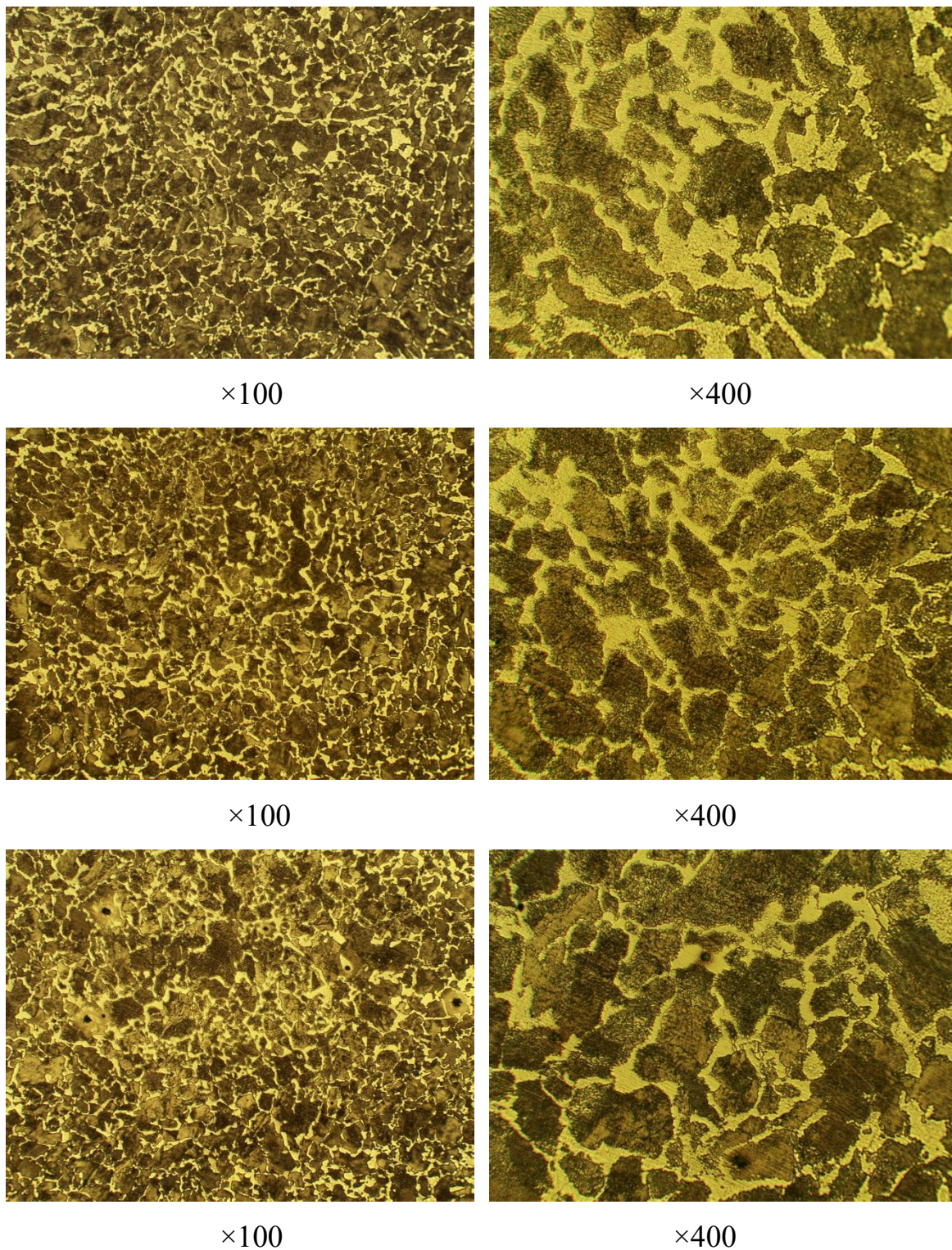
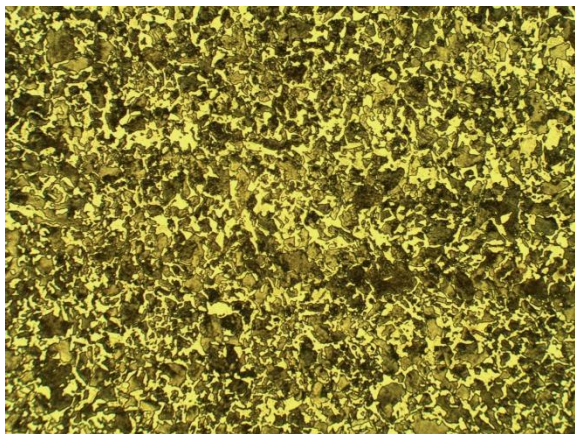
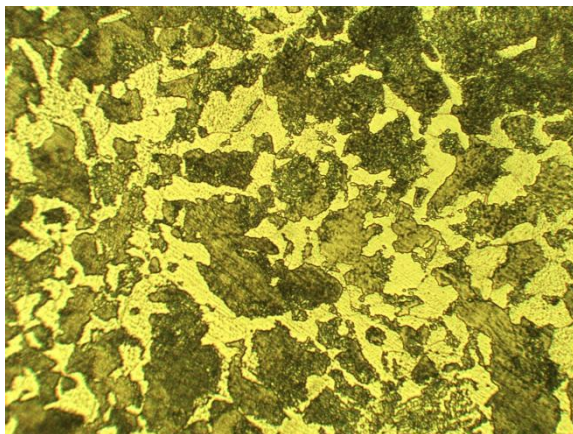


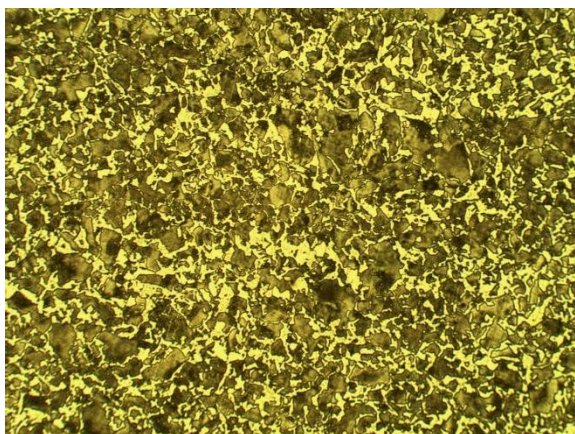
Рисунок 4.9 – Мікроструктура центральної частини осі, виробник ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»



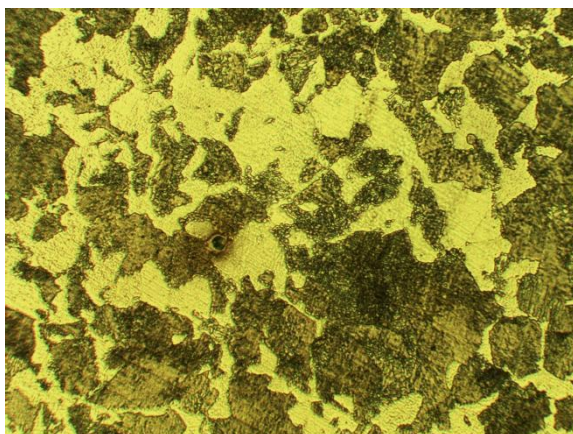
×100



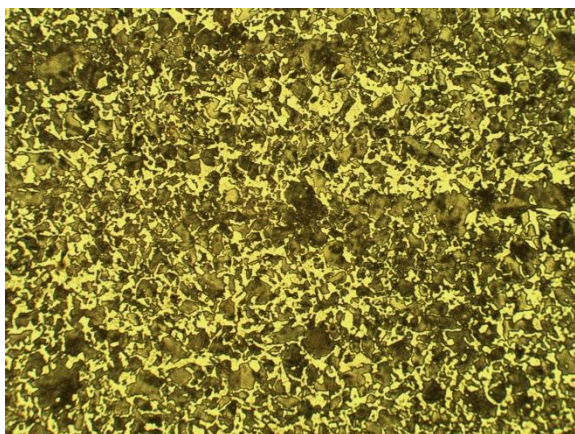
×400



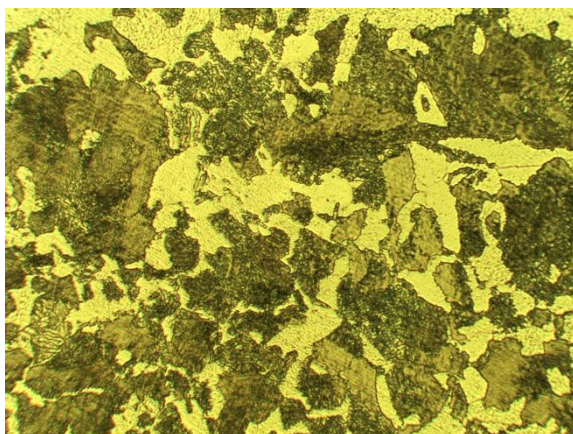
×100



×400

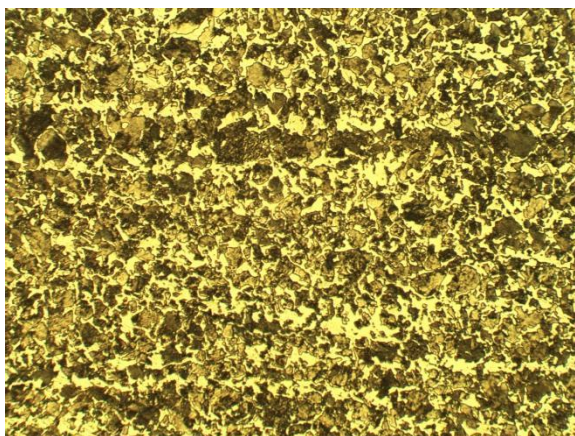


×100

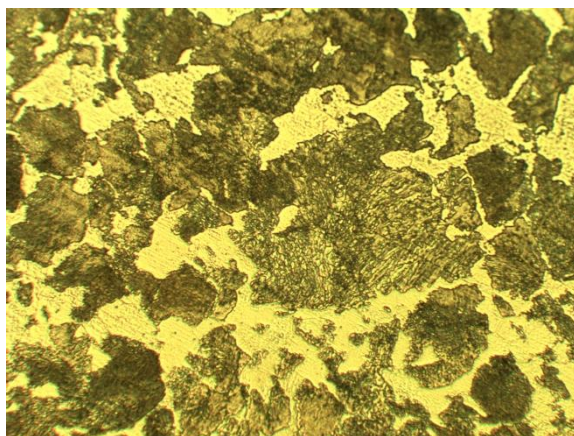


×400

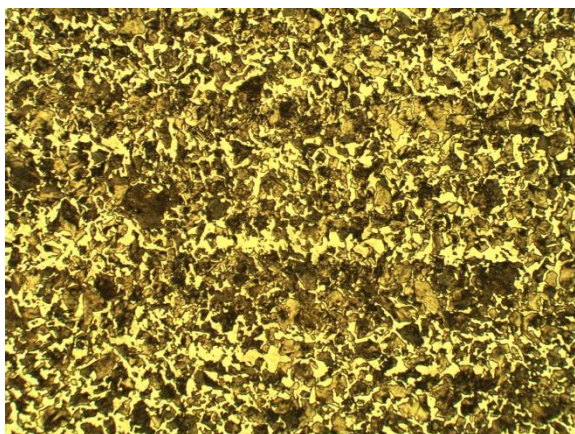
Рисунок 4.10 – Мікроструктура підматочинної частини, виробник ВАТ «ДДАП-РАКС»



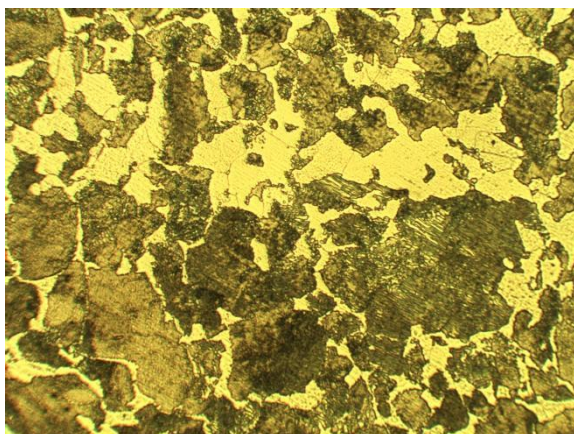
×100



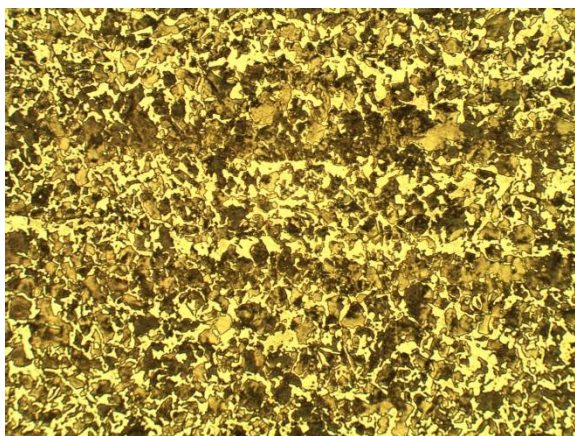
×400



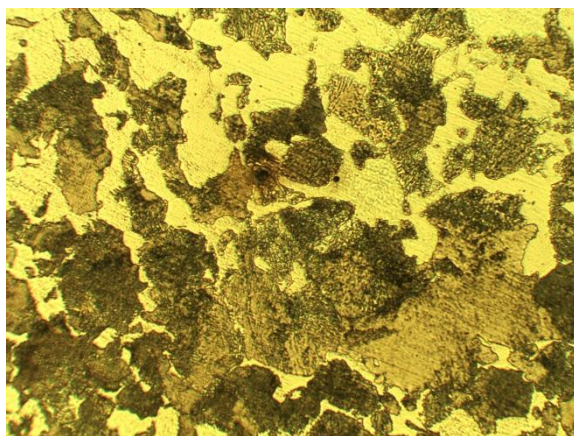
×100



×400



×100



×400

Рисунок 4.11 – Мікроструктура центральної частини осі, виробник ВАТ «ДДАП-РАКС»

В результаті металографічного аналізу встановлено, що мікроструктура досліджуваних осей різних виробників є ферито-перлітною, тобто відповідає вимогам ТУ У 30.2-233365425-701:2018 та ДСТУ ГОСТ 31334:2009 [7].

За розміром зерна спостерігається наступна тенденція: зразки, що розташовані близько зовнішньої поверхні мають в середньому 7 номер зерна за ДСТУ 8972:2019 [74], інші зразки мають 6 номер зерна. Вимогами ТУ У 30.2-233365425-701:2018 та ДСТУ ГОСТ 31334:2009 [7] визначено мінімальний середній номер зерна – 5, тобто обидві досліджувані осі відповідають зазначеним вимогам щодо розміру зерна.

Порівняльний аналіз мікроструктури показав наявність певних особливостей структурної будови металу досліджуваних осей. Так, для осі виробництва ВАТ «ДДАП-РАКС» встановлено неоднорідність мікроструктури в напрямку деформації. Водночас мікроструктура осі виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» є більш рівномірною. Таким чином, незважаючи на відповідність обох виробів вимогам нормативної документації, спостерігаються відмінності у характері структурної однорідності металу.

Загалом результати проведених порівняльних досліджень підтвердили, що осі виробництва ВАТ «ДДАП-РАКС» та ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» повністю відповідають вимогам ДСТУ ГОСТ 31334:2009 та ТУ У 30.2-233365425-701:2018 за нормованими показниками. Водночас встановлено, що вісь виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» характеризується більш рівномірною мікроструктурою порівняно з віссю виробництва ВАТ «ДДАП-РАКС», що є основною відмінністю, виявленою під час порівняльного аналізу.

Висновки розділу 4

Розглянуто вплив технології виробництва на особливості структури всього перерізу чорнових осей з вуглецевої сталі марки F, виготовлених відповідно до вимог стандарту AAR M – 101.

Встановлено, що незважаючи на досягнення максимального коефіцієнта ущільнення структури осевих заготовок при прокатці на ТЗС 900/750-3 в умовах ПРАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ», найбільш рівномірне пророблення металу по всьому перерізу забезпечується при прокатці на пілігримовому стані №2 в один прохід із застосуванням овалного калібрування на бойковій (робочій) ділянці. Для прокатки на ТЗС характерна локалізація максимального ущільнення на відстані близько 50% радіуса заготовки, тоді як при реалізації режиму 1 (прокатка на пілігримовому стані) коефіцієнт ущільнення інтенсивно зростає від поверхні до проміжних шарів, а починаючи приблизно з 75% радіуса його зміна набуває плавного характеру. Це свідчить про більш рівномірний розподіл пластичної деформації та ефективніше пророблення центральних шарів осевої заготовки, що сприяє підвищенню структурної однорідності металу.

Результати випробувань на втому показали, що границя витривалості металу поверхневих шарів залізничної осі зі сталі марки F досягає 276 МПа, тоді як у внутрішніх шарах (1/2 радіуса) становить 267 МПа. Встановлено, що втомна міцність металу центральної частини осі не поступається показниками середній зоні перерізу, що підтверджує ефективне пророблення центральних шарів під час деформаційної обробки. Зниження границі витривалості окремих зразків пов'язане з наявністю локальної структурної неоднорідності металу.

Аналіз результатів випробувань показав, що рівень втомної довговічності безпосередньо залежить від структурної однорідності металу. Найвищі значення характерні для зразків №4 і №8, які відзначаються більш однорідною структурою, тоді як найменші показники спостерігаються у зразка №2 і обумовлені наявністю структурної неоднорідності, насамперед грубих ліквіційних ділянок, які знижують опір металу втомному руйнуванню.

Проведені порівняльні дослідження за перерізом осі показали, що осі виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» та ВАТ «ДДАП-РАКС» повністю відповідають вимогам ДСТУ ГОСТ 31334:2009, ТУ У 30.2-233365425-701:2018 та ДСТУ 8972:2019. Тимчасовий опір розриву становив 672,6–680,0 МПа, границя плинності – 360,6...370,0 МПа, відносне видовження – 20,9...25,0 %, а середнє

значення ударної в'язкості при $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ – $58,8\ldots 62,0\text{ Дж/см}^2$, що перевищує нормативні вимоги ($\sigma_b \geq 650\text{ МПа}$, $\sigma_t \geq 325\text{ МПа}$, $\delta \geq 18\%$, $KCU \geq 34\text{ Дж/см}^2$). Отримані результати свідчать про близький рівень механічних властивостей та їх рівномірний розподіл у центральній і підматочинній частинах осей.

Мікроструктурний аналіз показав, що метал осей обох виробників має ферито-перлітну структуру із середнім номером зерна 6, що відповідає вимогам ДСТУ 8972:2019. Водночас встановлено, що вісь виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» характеризується більш рівномірною мікроструктурою порівняно з віссю виробництва ВАТ «ДДАП-РАКС», при практично однаковому рівні механічних властивостей.

РОЗДІЛ 5

ВПЛИВ СТРУКТУРНОЇ НЕОДНОРІДНОСТІ, СФОРМОВАНОЇ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ТА ДЕФОРМАЦІЇ, НА ОПІР ВТОМНОМУ РУЙНУВАННЮ МЕТАЛУ ЗАЛІЗНИЧНИХ ОСЕЙ

5.1 Дослідження впливу гарячої пластичної деформації на рівень та стабільність значень втомних характеристик за перерізом залізничних осей

Для виконання програми заходів щодо створення технології виробництва чистових залізничних осей згідно з вимогами ДСТУ EN 13261, що виключає гарячу пластичну деформацію на ковальсько-пресовій ділянці, проведено втомні випробування зразків, вирізаних за перерізом осі.

В роботі були проведені порівняльні дослідження втомної міцності металу за перерізом залізничної осі, виробленої з БЛЗ плавки № 14845 без гарячої пластичної деформації на ковальсько-пресовій ділянці та металу залізничної осі, виробленої з операцією кування (плавка № 11279). Хімічний склад сталей 4 і 5 представлено в табл. 2.5.

Зразки для випробувань були вирізані з підматочинної частини чорнової осі відповідно до схеми, наведеної на рисунку 2.8. Було випробувано три комплекти зразків, виготовлених з металу, взятого з різних перерізів осі.

Випробування проводилися на циліндричних зразках з робочою частиною діаметром 8 мм з використанням випробувальної машини типу УБМ при чистому згині з обертанням (коефіцієнт асиметрії дорівнює -1) - рисунок 2.6. Результати втомних випробувань наведені в таблиці 5.1-5.4.

На рисунку 5.1 представлені криві втоми (криві Веллера) досліджуваних зразків з осі, що не пройшла операцію кування, у логарифмічних координатах.

Результати втомних випробувань показали, що границя витривалості металу для кожного аналізованого перерізу залізничної осі знаходиться на одному рівні і становить 266 МПа. Втомна міцність зразка, вирізаного з центру осі (зразок №1), знаходиться на рівні зразків з інших шарів осі (див. рис. 5.1).

Таблиця 5.1 - Результати втомних випробувань металу внутрішньої частини осі, виготовленої без операції кування № 14845

Маркування зразка	Навантаження, МПа	Кількість циклів навантаження (n)	Кількість циклів навантаження, log (n)
1	274,37	446 000	5,649335
2	272,53	877 000	5,943000
3	275,40	697 000	5,843233
4	276,33	497 000	5,696356
5*	267,53	5 000 000	6,698970
6	270,45	1 869 000	6,271609
7	279,46	254 000	5,404834

* – зразок не зруйнувався за встановленого рівня напруження

Таблиця 5.2 - Результати втомних випробувань металу внутрішньої частини кованої осі № 11279

Маркування зразка	Навантаження, МПа	Кількість циклів навантаження (n)	Кількість циклів навантаження, log (n)
1	275,40	1 827 000	6,261739
2	296,18	195 000	5,290035
3	276,44	1 655 000	6,218798
4	286,31	886 000	5,947434
5	281,51	874 000	5,941511
6	271,50	3 762 000	6,477121
7*	267,57	5 000 000	6,698970

* – зразок не зруйнувався за встановленого рівня напруження

Таблиця 5.3 - Результати втомних випробувань металу поверхневого шару осі без операції кування № 14845

Маркування зразка	Навантаження, МПа	Кількість циклів навантаження (n)	Кількість циклів навантаження, log (n)
8	281,30	321 000	5,506505
9	276,44	918 000	5,962843
10	273,43	451 000	5,654177
11	271,46	1 546 000	6,189209
12*	267,55	5 000 000	6,698970
13	268,54	1 743 000	6,241297

* – зразок не зруйнувався за встановленого рівня напруження

Таблиця 5.4 - Результати втомних випробувань металу поверхневого шару кованої осі № 11279

Маркування зразка	Навантаження, МПа	Кількість циклів навантаження (n)	Кількість циклів навантаження, log (n)
8*	276,44	5 000 000	6,698970
9	288,48	731 000	5,863917
10	281,37	3 066 000	6,486572
11	287,20	413 000	5,615950
12	295,07	754 000	5,877371
13	295,07	158 000	5,198657

* – зразок не зруйнувався за встановленого рівня напруження

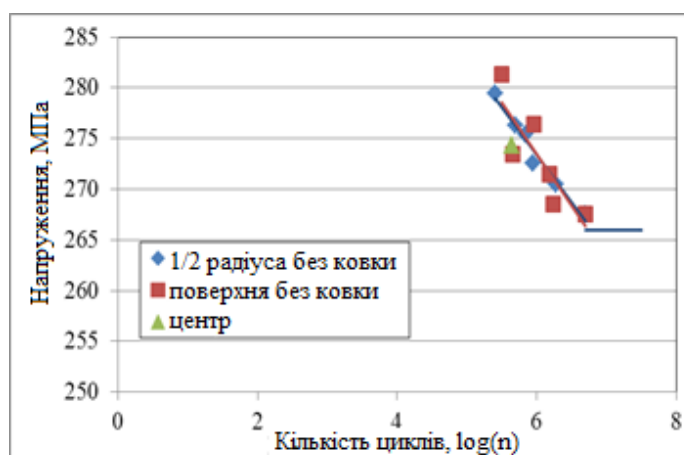


Рисунок 5.1 - Криві втоми металу осі без операції кування

На рисунках 5.2 і 5.3 представлені порівняльні криві втоми (криві Веллера) досліджуваних зразків з осі, що не пройшла операції кування, та зразків з кованої осі.

Як показали порівняльні дослідження металу залізничних осей, втомна міцність зразків з поверхневого шару осі, виробленої без операції кування менше у порівнянні зі зразками, вирізаними з аналогічного місця кованої осі і становить 266 МПа проти 276 МПа, цим підтверджується позитивний вплив деформації на цю характеристику.

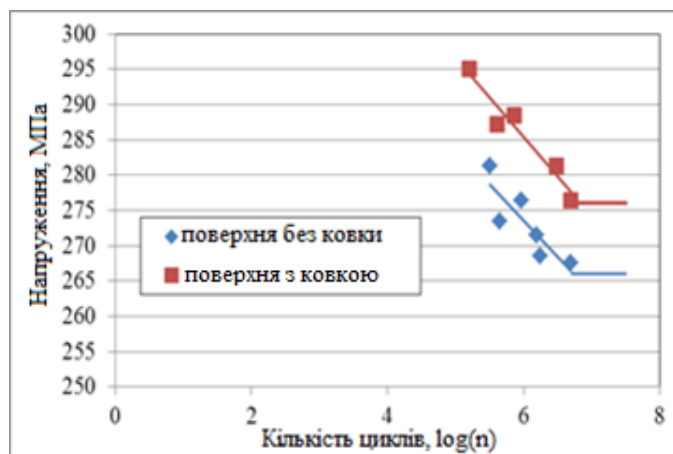


Рисунок 5.2 - Криві втоми зразків із поверхневих шарів осей без операції кування та кованих.

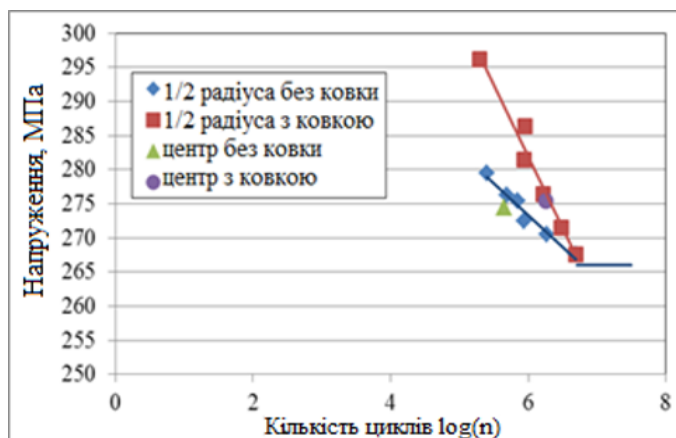


Рисунок 5.3 - Криві втоми зразків із внутрішніх шарів осей без операції кування та кованих

Втомна міцність зразків із внутрішніх шарів як для осі без операції кування, так і для кованої осі знаходиться на одному рівні і становить 266 МПа. Однак втомна довговічність металу внутрішніх шарів осей без кування нижче, порівняно з металом кованих осей, про що свідчить тангенс кута нахилу лівої частини кривої Веллера. Цим підтверджується, що на $\frac{1}{2}$ радіуса ще відчувається вплив деформації на опір втомному руйнуванню, хоча границя витривалості однакова.

Порівняльні дослідження мікроструктури зразків після випробувань на втому показали у структурі металу по всьому перерізу залізничної осі, виробленої без операції кування, наявність смугастості (рис. 5.4-5.5). Ця смугастість формується в результаті структурної неоднорідності, яка проявляється як світліші ділянки з більшою кількістю рівномірно розподіленого фериту по границям зерен та темніші ділянки з меншою кількістю фериту, який нерівномірно розподіляється по границям зерен, формуючи ділянки з суто перлітною структурою. Ймовірно, формування неоднорідної структури пов'язано з нерівномірним розподілом хімічних елементів під час кристалізації сталі, а світліші й темніші ділянки відповідають осям дендритів та міждендритним зонам, напрямок смуг відповідає напрямку росту стовпчастих дендритів. При цьому у зразках, вирізаних із поверхневих шарів кованої осі, смугастості у мікроструктурі не спостерігається. У внутрішніх шарах смугастість збігається зі структурою металу осі без кування.

Такі структурні відмінності могли стати причиною того, що втомна міцність зразків, вирізаних за перерізом осі виробленої без операції кування, нижче втомної міцності зразків поверхневого шару кованої осі і знаходяться на рівні значень, отриманих на зразках, вирізаних з внутрішніх шарів осі з куванням.

5.2 Дослідження структурного стану, результатів неруйнівного контролю та опору втомному руйнуванню металу за перерізом залізничних осей марки EA1N

Для досліджень використовували зразки, вирізані із залізничних осей марки EA1N, виготовлених відповідно до вимог стандарту ДСТУ EN 13261:2022, що походили з однієї плавки. Було досліджено дві осі: №143, під час ультразвукового контролю якої не було зафіксовано підвищеного ехо-сигналу, №178, для якої в процесі УЗК виявлено локальний підвищений ехо-сигнал. Хімічний склад сталі наведено в табл. 2.6, а її механічні властивості у таблиці 5.5.

Співвідношення вмісту марганцю до кремнію становило 3,91, що перевищує рекомендований діапазон 2,5-3,0. Такий хімічний склад створює умови для

формування структурної неоднорідності типу 4 та 5 (п. 3.2) – виділення розвиненого та нерозвиненого відманштеттового фериту від границь зерен.

Обидві досліджувані осі були виготовлені з металу однієї плавки за ідентичною технологічною схемою. За комплексом основних характеристик вони повністю відповідали вимогам стандарту ДСТУ EN 13261:2022.

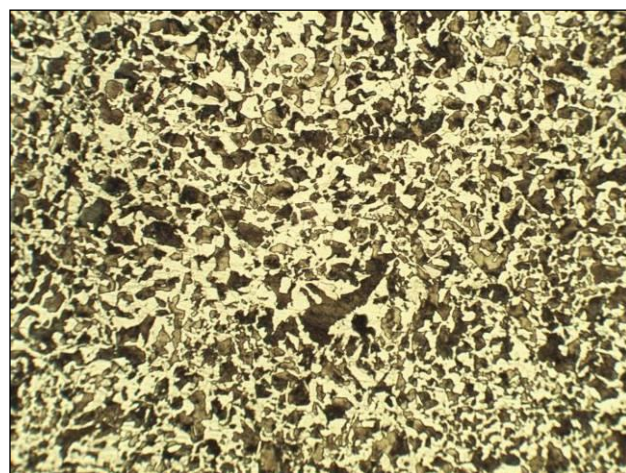
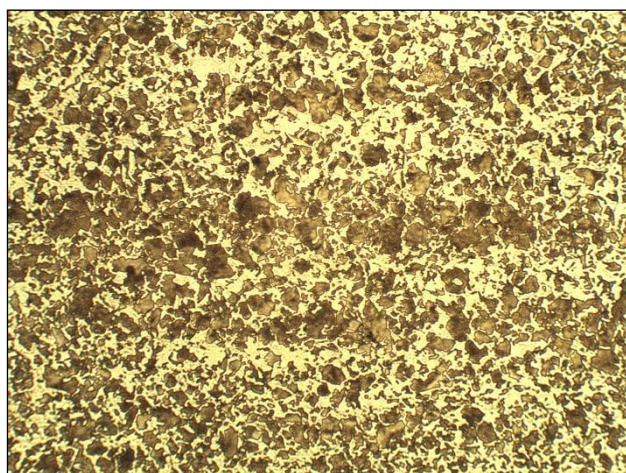
Порівняльна оцінка втомної міцності та довговічності виконувалася за стандартною методикою на випробувальній машині типу УБМ в умовах чистого згину з обертанням при коефіцієнті асиметрії циклу $R = -1$ (методика наведена в п. 2.7). Випробування проводили за максимальних циклічних напружень у межах 260-262 МПа. Аналіз поверхонь втомного руйнування здійснювали методом фрактографічних досліджень з використанням растрового електронного мікроскопа РЕМ-106 відповідно до методики, описаної в п. 2.3. Зразки №1-4 були відібрані з поверхневої зони осі, зразки №5-8 – із шару, розташованого на глибині $\frac{1}{2}$ радіуса, а зразки №9-12 – із центральної частини поперечного перерізу осі (рис.2.7).

Без операції кування

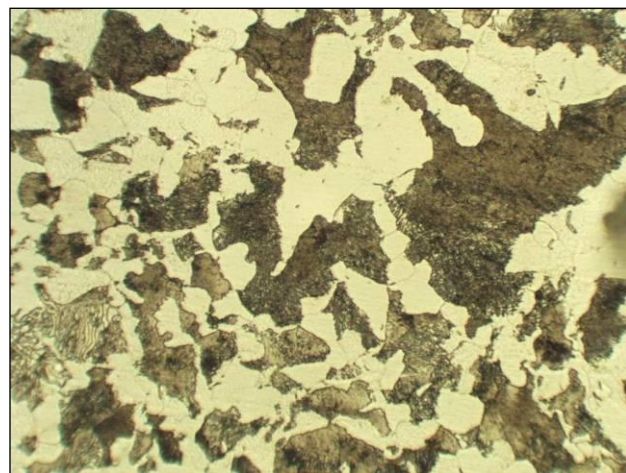
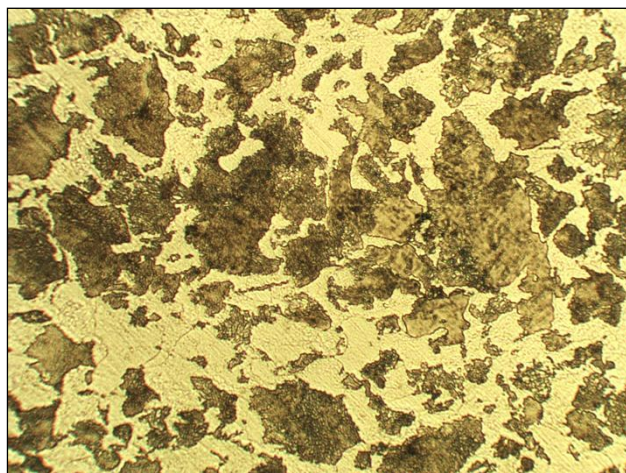
З куванням



×25



×100

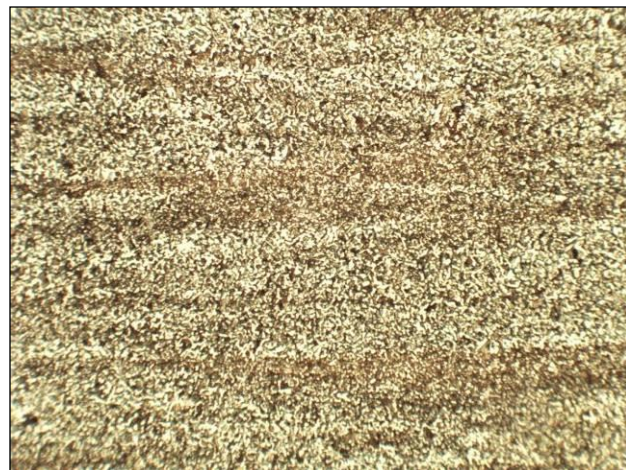


×400

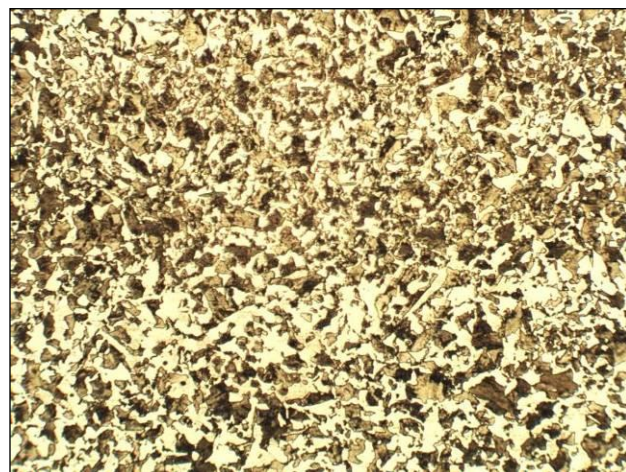
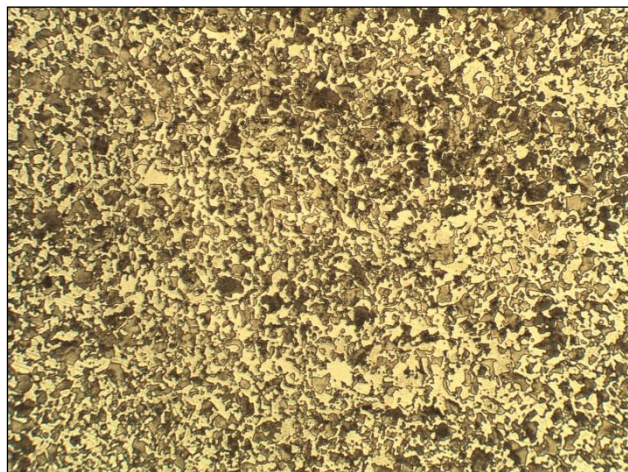
Рисунок 5.4 - Мікроструктура зразків для втомних випробувань досліджуваних осей з поверхневого шару.

Без операції кування

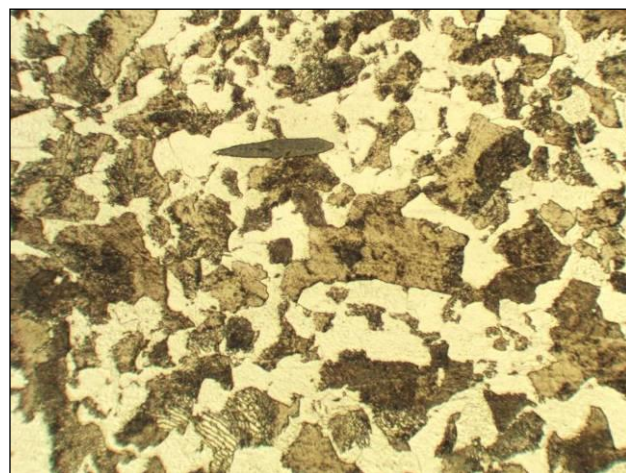
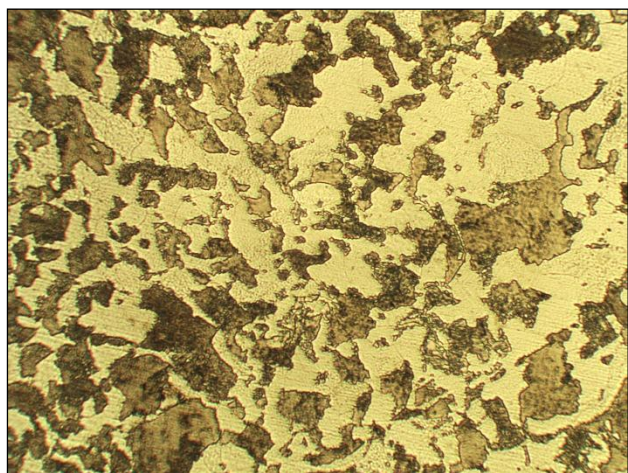
З куванням



×25



×100



×400

Рисунок 5.5 - Мікроструктура зразків для втомних випробувань досліджуваних осей із внутрішніх шарів

Таблиця 5.5 – Показники механічних властивостей осі №143 зі сталі марки EA1N, виготовленої ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»

Характеристика	Вимоги	Результати визначення		
Границя плинності R_{eH} , Н/мм ²	Верхній зразок (сер. * 0,95)	352,2		
	не менше 320 (середній зразок)	347,3		
	Нижній зразок (сер. * 0,80)	322,9		
Тимчасовий опір R_m , Н/мм ²	Верхній зразок (сер. * 0,95)	591,1		
	550-650 (середній зразок)	582,9		
	Нижній зразок (сер. * 0,80)	577,4		
Відносне видовження δ , %	Верхній зразок (сер. * 0,95)	24,0		
	Не менше 22,0 (середній зразок)	23,6		
	Нижній зразок (сер. * 0,80)	23,0		
Ударна в'язкість KU ⁺²⁰ , Дж, повздовжні зразки	Мінімальне значення	43,2	39,6	40,2
	не менше 21,0	42,0	36,6	39,0
		40,8	36	41,4
	Середнє значення не менше 30,0	42	32,4	40,2
Ударна в'язкість KU ⁺²⁰ , Дж, поперечні зразки	Максимальне значення не менше 14,0	42,6	34,8	36,0
		40,2	39,0	35,4
		42,0	38,4	36,0
	Середнє значення не менше 20,0	41,6	37,4	35,8

Метою проведених досліджень було оцінювання втомної довговічності зразків, вирізаних із поверхневого шару, зони на глибині $\frac{1}{2}$ радіуса та центральної частини поперечного перерізу осі, за умов циклічного навантаження з максимальними напруженнями 260-262 МПа.

Результати випробувань, що характеризують кількість циклів до втомного руйнування зразків №1-12, відібраних із різних зон поперечного перерізу осі (поверхня, шар на глибині $\frac{1}{2}$ радіуса та центральна частина), при рівні напружень 260-262 МПа наведено на рисунку 5.6.

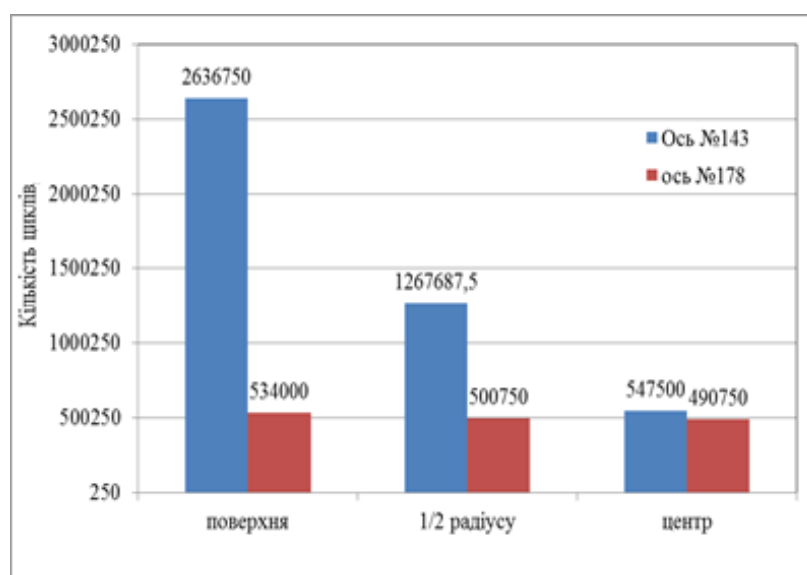


Рисунок 5.6 - Результати випробувань на втомну довговічність зразків, отриманих із різних зон поперечного перерізу осей №143 та №178

Аналіз отриманих результатів показав, що втомна довговічність металу осі №143 є вищою по всій площі її поперечного перерізу порівняно з віссю №178.

Зародження втомної тріщини за умов циклічного навантаження відбувається переважно в зоні концентрації напружень, до яких належать надрізи, мікротріщини, пори, неметалеві включення, а також ділянки структурної неоднорідності, що виступають місцями накопичення дислокацій під дією прикладених напружень. У зв'язку з цим структурний стан сталі є одним із ключових чинників, що визначає її опір втомному руйнуванню. Для з'ясування

причин відмінностей у втомній довговічності досліджуваних осей було виконано металографічний аналіз зразків після проведення випробувань.

З метою встановлення причин відмінностей у втомній довговічності зразків, випробуваних за однакових рівнів напружень і відібраних із відповідних зон поперечного перерізу осі (поверхневий шар, зона на глибині $\frac{1}{2}$ радіуса та центральна частина), проведено порівняльний аналіз їх мікроструктури (рис. 5.7, 5.8, 5.9), а також фрактографічні дослідження поверхонь втомного руйнування (рис. 5.10).

Аналіз отриманих результатів показав, що метал осі №143 характеризується значно меншою пористістю порівняно з металом осі № 178. Зокрема, середня кількість мікропор у полі зору була меншою у 2,4 рази (17 од. проти 41 од.), середній розмір окремих мікропор – у 2 рази (19 мкм проти 38 мкм), а кількість рядкових мікропор – у 3,2 рази (10 од. проти 32 у полі зору) (рис. 5.7).

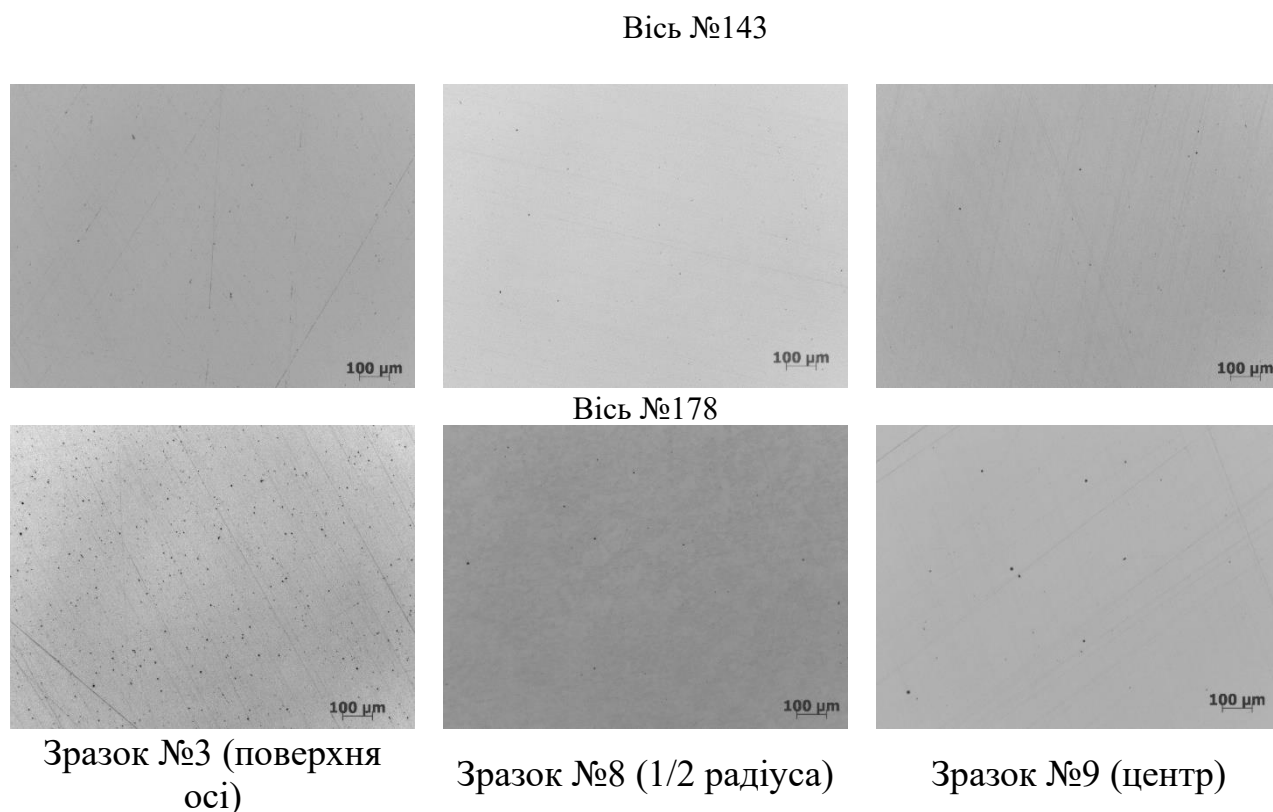
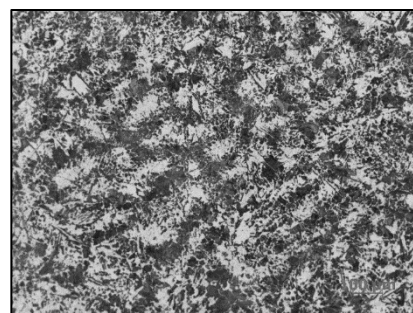
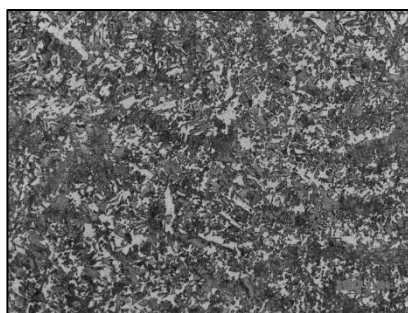
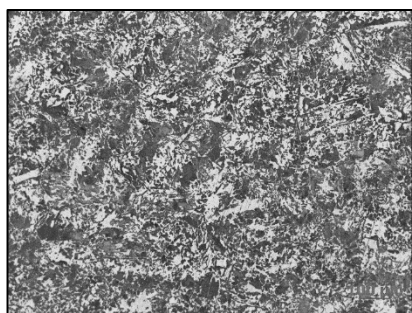


Рисунок 5.7 - Мікроструктура досліджуваних зразків в полірованому стані після випробувань на втому, $\times 100$

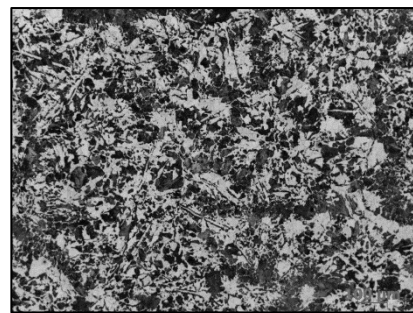
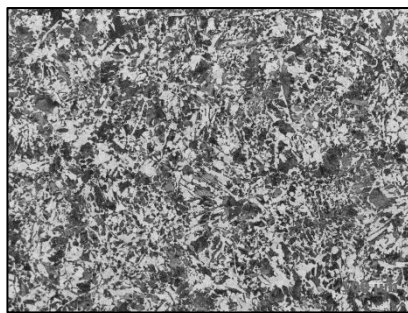
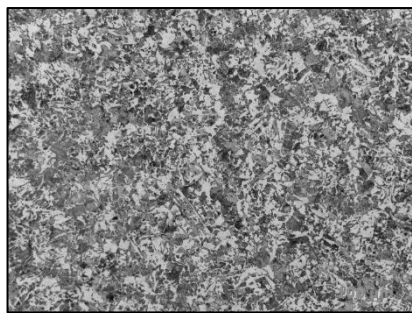
Підвищена на 91,4% втомна довговічність поверхневих зразків (№3), вирізаних з осі № 143, порівняно зі зразками осі №178 пояснюється меншою часткою структурно неоднорідних ділянок у металі. Це зумовило формування більш вираженого рельєфу поверхні зламу, характерного для в'язкого типу руйнування, а також зменшення розмірів зони доламу (рис.5.10).

Втомна довговічність зразків №8, вирізаних із шару металу на глибині $\frac{1}{2}$ радіуса осі №143, перевищувала аналогічний показник для осі №178 на 73%. Аналіз мікроструктурного стану показав, що метал осі №143 містить меншу кількість локальних зон структурної неоднорідності, зумовлених дендритною ліквідацією, яка виникає в процесі кристалізації сталі. Натомість у зразках осі № 178 виявлено локальні ділянки зі структурою відманштетту, яка має локальний характер, і, таким чином, могла сформуватись тільки в результаті спадкового впливу структури (рис. 5.9). Їх формування, імовірно, пов'язано зі спадковим впливом первинної структури, що утворилася під час кристалізації (БЛЗ). При цьому розміри зон втомного руйнування та остаточного доламу для обох зразків мали співставні розміри (рис. 5.10).

Вісь №143



Вісь №178



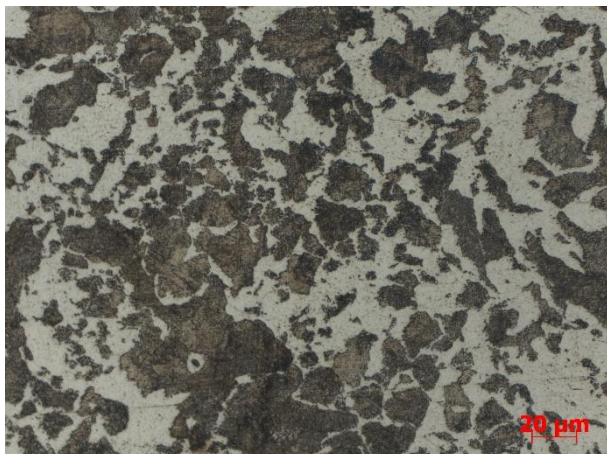
Зразок №3 (поверхня осі)

Зразок №8 (1/2 радіуса)

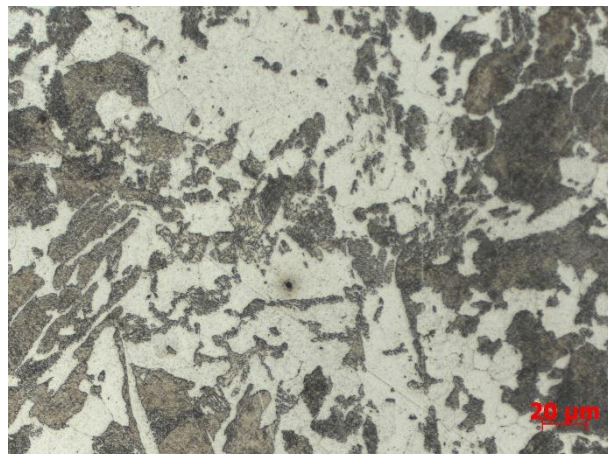
Зразок №9 (центр)

Рисунок 5.8 – Мікроструктура зразків після випробувань на втому, x100

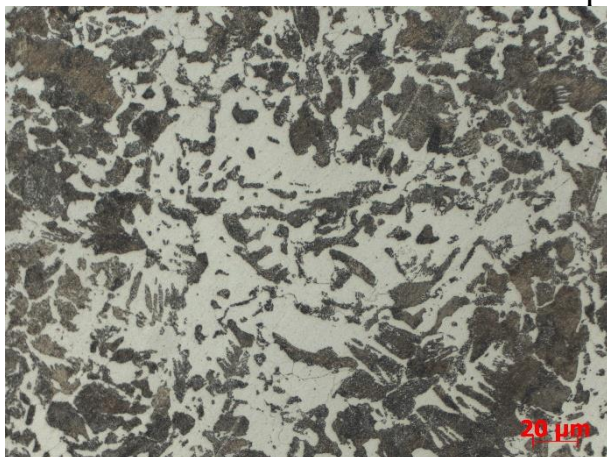
Вісь №143



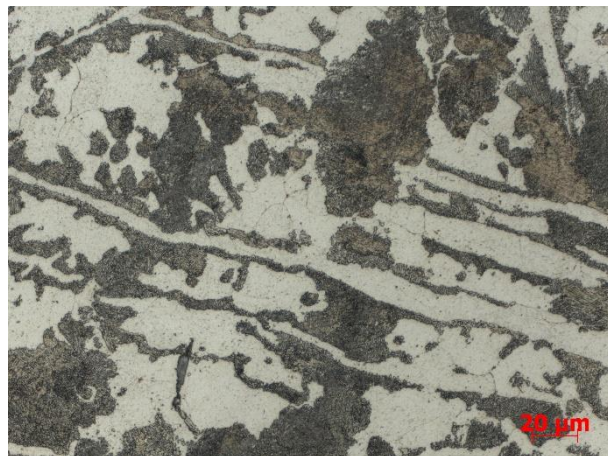
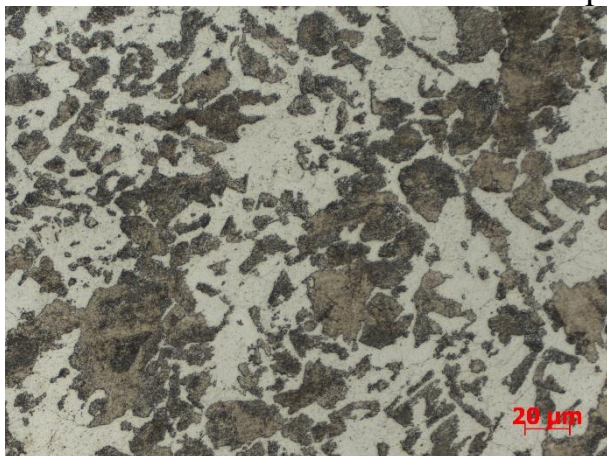
Вісь №178



Зразок 3



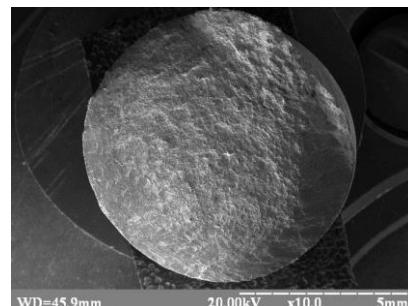
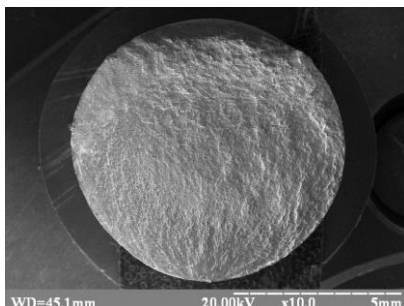
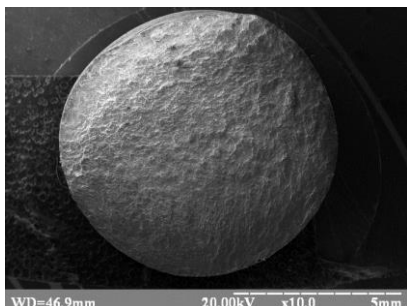
Зразок 8



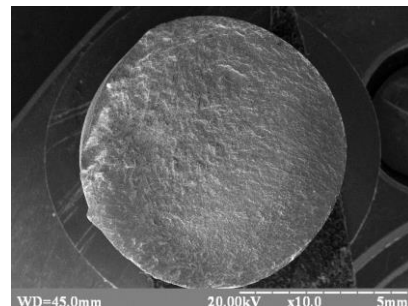
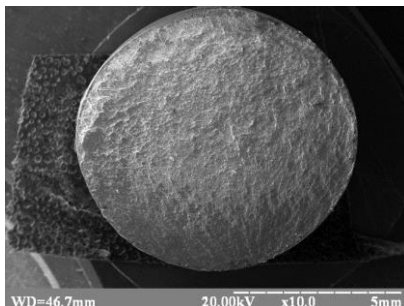
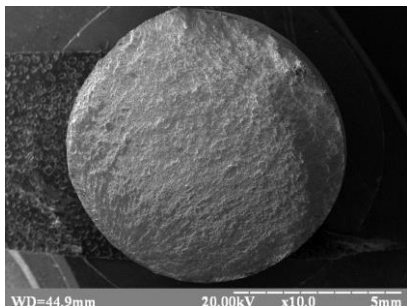
Зразок 9

Рисунок 5.9 – Мікроструктури досліджуваних зразків після випробувань на втому, х800

Вісь №143



Вісь №178



Зразок №3 (поверхня
осі)

Зразок №8 (1/2 радіуса)

Зразок №9 (центр)

Рисунок 5.10 – Макрофрактографічні особливості зламів зразків після випробувань на втому, $\times 10,0$

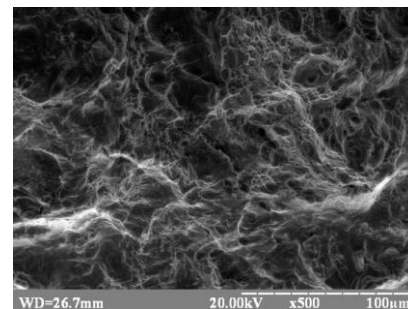
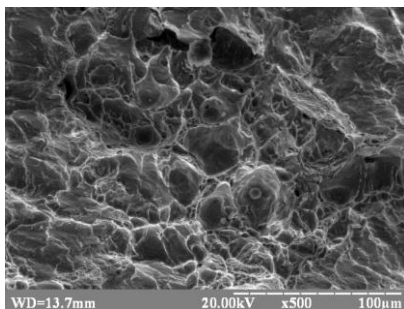
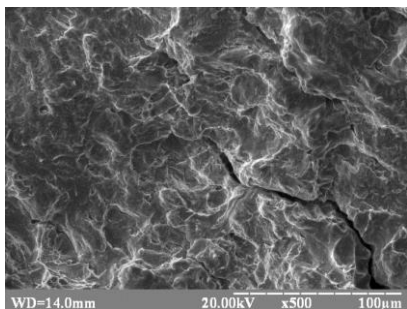
Втомна довговічність центрального зразку №9, вирізаного з осі №143, виявилася на 12,7% вищою порівняно з аналогічним зразком осі № 178. Основною причиною цієї відмінності є наявність у металі осі №178 локальних ділянок зі структурою відманштеттевого фериту (рис. 5.9), формування яких пов'язане зі спадковим впливом первинної структури БЛЗ та локальною хімічною неоднорідністю, що виникла в процесі її кристалізації. Водночас розміри зон поширення втомної тріщини та остаточного доламу для обох зразків були практично однаковими (рис. 5.10).

Внаслідок багатостадійного характеру розвитку втомного руйнування поверхня зламу істотно відрізняється від характерної картини, що формується за статичного чи динамічного навантаження. Для досліджуваних зразків не спостерігаються типові форми руйнування типу «зірочка» чи «чашковий» злам.

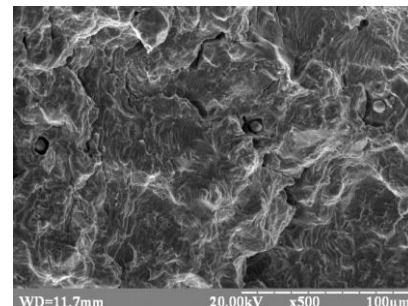
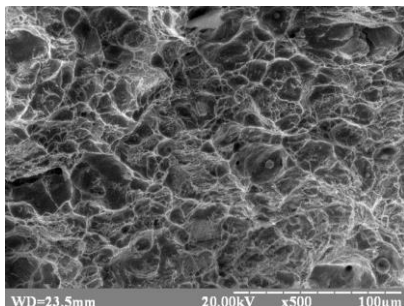
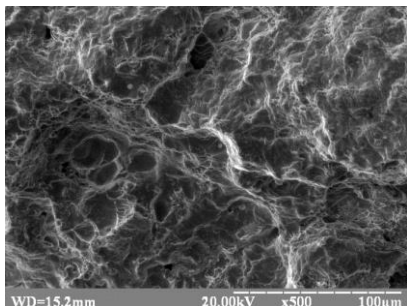
Натомість зародження втомної тріщини відбувається одночасно в декількох осередках, розташованих на протилежних сторонах (рис. 5.10). Подібний характер руйнування, як зазначено в роботі [74], є типовим для випадків дії невисоких номінальних напружень, що також підтверджується загальним виглядом поверхонь зламу зразків обох досліджуваних осей. Фрактографічний аналіз показав, що поверхня руйнування має волокнисто-лускатий характер (рис. 5.11). У зоні втомного руйнування чітко простежується типовий для такого механізму змішаний мікрорельєф, сформований поєднанням мікросмуг і мікроямок. Аналіз морфології поверхні руйнування та конфігурації слідів поширення фронту тріщини дав змогу визначити осередки зародження руйнування та особливості їх формування. Для зразків №9 обох досліджуваних осей характерна наявність витягнутих параболічних мікроямок, орієнтація яких на суміжних поверхнях зламу є взаємно протилежною. Така морфологія свідчить про переважання зсувного механізму руйнування. Для інших досліджуваних зразків характерною є наявність рівноосних мікроямок, утворення яких зумовлене рівномірним об'ємним деформуванням матеріалу за механізмом нормального відриву (рис. 5.11). У центральній частині зразка № 9, вирізаного з осі № 178, виявлено ймовірні локальні концентратори напружень, які могли слугувати осередками зародження втомної тріщини. Аналіз поверхонь руйнування показав, що у зразку №3, відібраному з поверхневої зони осі №143, розвиток руйнування відбувався після значної кількості циклів навантаження. При цьому на поверхні зламу спостерігалися численні відгалуження втомної тріщини, що свідчить про підвищений опір матеріалу її поширенню. Натомість у зразку №3 осі № 178 процес руйнування проходив без утворення таких відгалужень, що вказує на менш ефективний опір розвитку втомної тріщини.

Проведений комплекс мікроструктурних і фрактографічних досліджень засвідчив істотний вплив структурної неоднорідності на механізм втомного руйнування сталі. Встановлено, що голчасті виділення відманштеттевого фериту є локальними концентраторами напружень, які сприяють зародженню втомної тріщини та визначають напрямок її подальшого розвитку (рис. 5.11) [75].

Вісь №143



Вісь №178



Зразок №3 (поверхня
осі)

Зразок №8 (1/2 радіуса)

Зразок №9 (центр)

Рисунок 5.11 - Мікрофрактографія зламів зразків після втомних випробувань, x500

5.3 Аналіз зв'язку структурного стану та втомної довговічності металу за перерізом залізничної осі, виготовленої прокатуванням на пілігримовому стані

Було досліджено 8 зразків для випробувань на втомну довговічність, вирізаних з шийки осі марки F з 0,49%С (пл. 10746) (табл. 2.5), виготовленої на ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» за стандартом AAR M-101 за технологією, яка включала прокатування на пілігримовому стані. Зразки з маркуванням 1, 2, 3, 4 були відібрані від поверхні осі. Зразки 5, 6, 7, 8 відібрані на глибині $\frac{1}{2}$ радіуса осі (рис. 2.9).

Метою досліджень було визначення втомної довговічності зразків, вирізаних з поверхневих і внутрішніх (1/2 радіуса) шарів металу осі. Результати втомних випробувань представлені в табл. 5.6.

Середня кількість циклів до руйнування зразків при напруженнях 295 і 286 МПа, відібраних від поверхневого і внутрішнього (1/2 радіуса) шарів осі представлені в таблиці 5.6, рисунок 5.12, 5.13.

Таблиця 5.6 - Втомна довговічність металу осі, виготовленої зі сталі марки F (AAR M-101), виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ», отриманих методом прокатування на пілігримовому стані

Зразок	Напруження, МПа	Цикли до руйнування	Розташування зразка в осі
1	295,20	413 000	поверхня
2	286,15	1 500 000	поверхня
3	286,22	1 510 000	поверхня
4	295,79	761 000	поверхня
5	295,20	510 000	1/2 радіуса
6	286,82	905 000	1/2 радіуса
7	286,03	1 157 000	1/2 радіуса
8	295,68	157 000	1/2 радіуса

Як показали результати випробувань, відмінність втомної довговічності металу осі на її поверхні і у внутрішній частині (1/2 радіуса) при напруженні 295 і 286 МПа складає 15,0 і 46,4% відповідно. Більш висока втомна –довговічність поверхневого шару металу в порівнянні з 1/2 радіуса пояснюється тим, що при нормалізації осі в процесі її виробництва поверхневі шари металу охолоджуються з більшою швидкістю і мають в результаті цього більший рівень міцності та довговічності. Це припущення підтвердили виміри твердості зразків методом Бріннеля (рис. 5.14), які показали, що зразки, відібрані від поверхні осі, мають в середньому на (13,0%) більшу твердість, ніж, зразки, відібрані від внутрішніх шарів (1/2 радіуса).



Рисунок 5.12 - Результати випробувань зразків при напруженні 295 МПа



Рисунок 5.13 - Результати випробувань зразків при напруженні 286 МПа

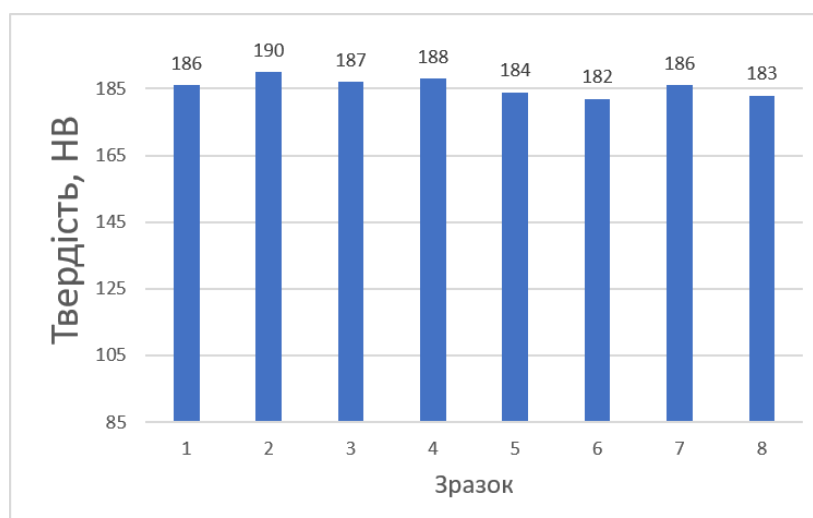


Рисунок 5.14 - Середня (за 6 вимірами) твердість по Бринелю зразків після прокатки на пілігримовому стані, випробуваних на втомну довговічність

Для визначення причини низької втомної довговічності зразків №2 і №8 був виконаний мікроструктурний аналіз (рис. 5.15-5.18). В якості порівняльного був обраний зразок №3, який показав при випробуваннях на порядок більшу втомну довговічність, ніж зразок №2 при однаковому напруженні випробування.

Аналіз показав, що метал зразків №2 і №8 відрізняється від №3 більш вираженою структурною неоднорідністю: при збільшеннях 25-50 крат видна нерівномірність розподілу фериту і перліту.

Оскільки втомна тріщина при циклічному навантаженні зароджується біля концентраторів напружень або в місцях структурної неоднорідності, які є місцями стоку дислокацій під дією напружень, то виявлені особливості мікроструктури в металі зразків №2 і № 8 в порівнянні з №3 могли стати причиною малої кількості циклів навантаження зразків до їх руйнування.

На рисунку 5.10 показані злами зразків, які мають класичний вигляд, що складається з 2-х зон: зони зародження і розвитку втомної тріщини (гладка притерта «втомна пляма») і зони дуже швидкого остаточного руйнування (в'язкого або крихкого в залежності від матеріалу) [74].

Додатково була досліджена пара зразків 1-4. Це зразки, які були відібрані від поверхні шийки осі, та які мають велику різницю втомної довговічності (84,2%). Результати металографічних, фрактографічних досліджень і вимірювання твердості були проаналізовані парно для зразків, розташованих один під одним (зразки 1-5, 2-6, 3-7, 4-8), тобто на глибинах «поверхня» - « $1/2$ радіуса».

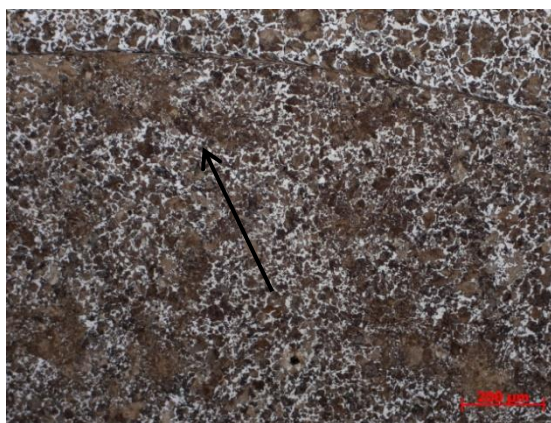
Зразки з низькою втомною довговічністю

Зразок №2



(×25)

Зразок №8



(×50)

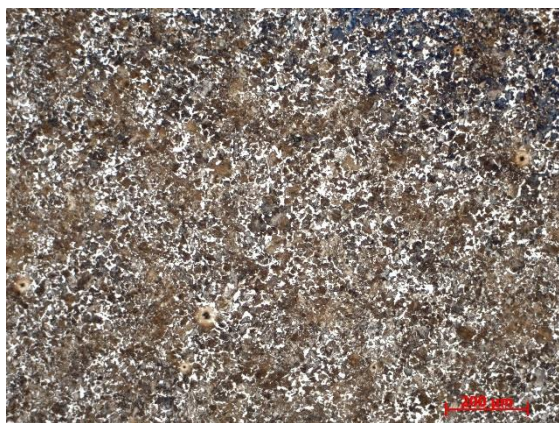
Зразок з високою втомною довговічністю

Зразок №3

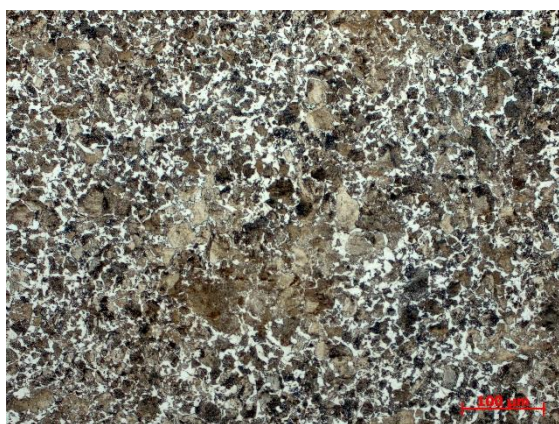


(×50)

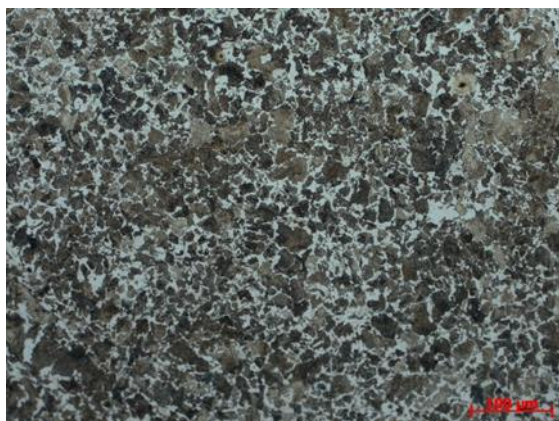
Рисунок 5.15 - Мікроструктура зразків з низькою і високою втомною довговічністю



Зразок № 1



Зразок № 2

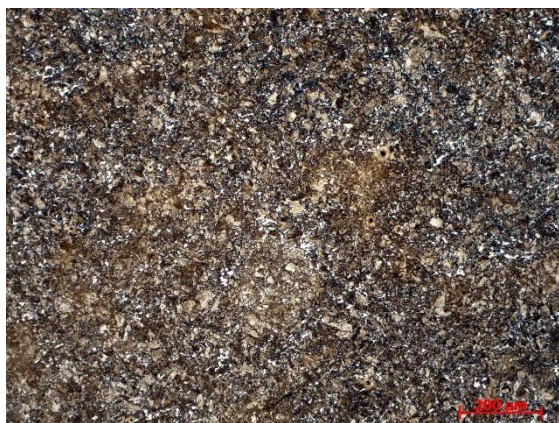


Зразок № 3

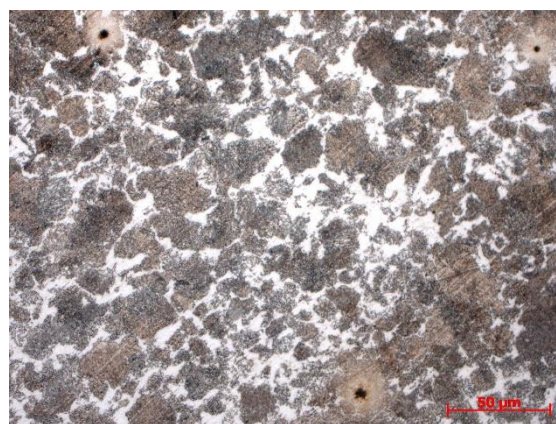
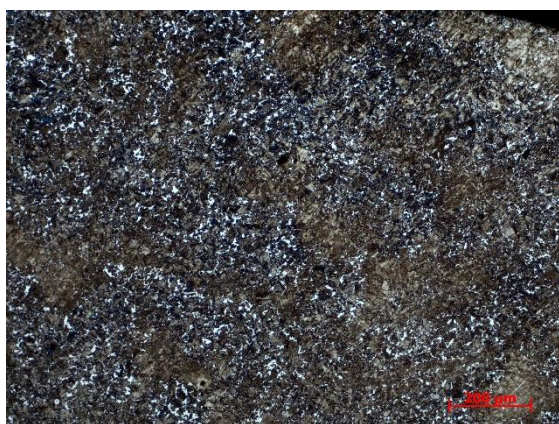
x100

x500

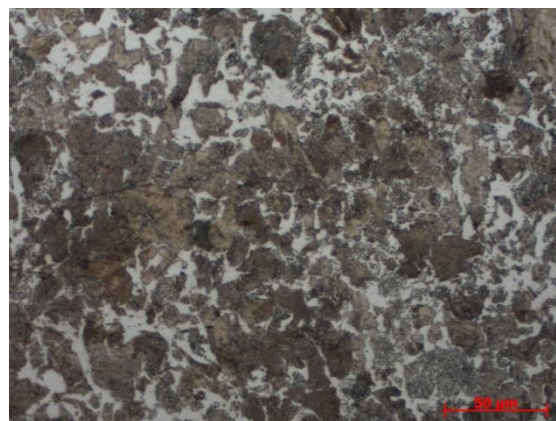
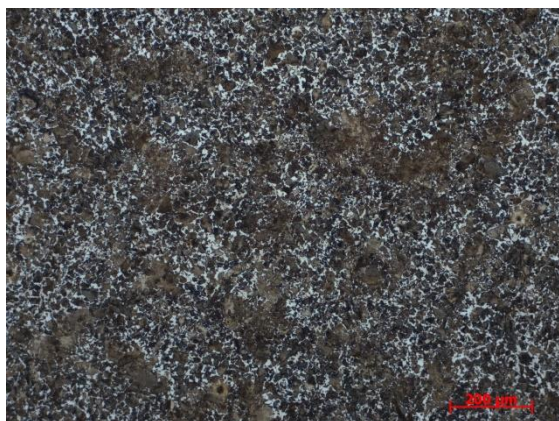
Рисунок 5.16 – Мікроструктура зразків 1-3 після випробувань на втомну довговічність металу осей виробництва ПАТ «Інтерпайп НТЗ» після прокатування на пілігримовому стані



Зразок № 4



Зразок № 5

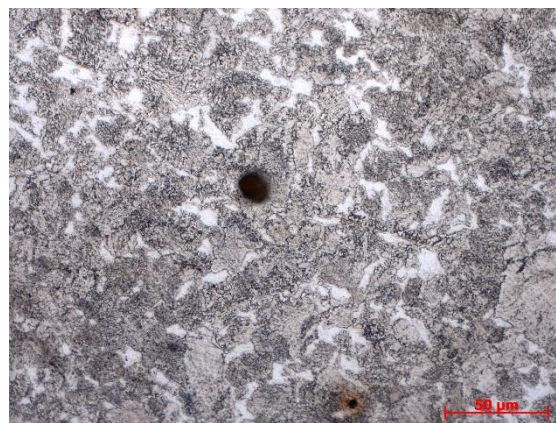


Зразок № 6

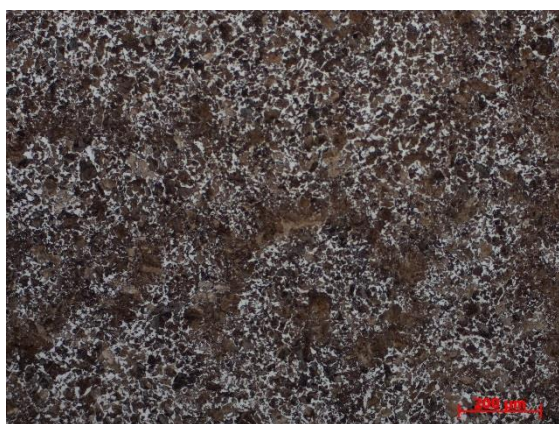
x100

x500

Рисунок 5.17 – Мікроструктура зразків 4-6 після випробувань на втомну довговічність металу осей виробництва ПАТ «Інтерпайп НТЗ» після прокатування на пілігримовому стані



Зразок № 7



Зразок № 8

x100

x500

Рисунок 5.18 – Мікроструктура зразків 7-8 після випробувань на втомну довговічність металу осей виробництва ПАТ «Інтерпайп НТЗ» після прокатування на пілігримовому стані

Причиною більшої на 84,2% втомної довговічності зразка №4 в порівнянні зі зразком № 1 є перш за все менш виражена неоднорідність структури , а також більш висока його твердість (на 10,5%). Забрудненість неметалевими включеннями для двох зразків знаходиться практично на однаковому рівні.

Причиною більшої на 23,4% втомної довговічності зразка №5 у порівнянні зі зразком № 1 є більш висока його твердість (на 4,7%), неоднорідність структури для двох зразків знаходиться на однаковому рівні.

Причиною більшої на 60,3% втомної довговічності зразка №2 в порівнянні зі зразком № 6 є значно менш розвинена структурна неоднорідність, що обумовлює тривалий час зародження та повільний розвиток втомної тріщини. Значення втомної довговічності зразка №3 в порівнянні зі зразком № 7 відрізняються на 30,5%, принципової відмінності в мікроструктурі не виявлено, різниця значень знаходиться в межах розкиду для цієї характеристики. Причиною більшої на 484,7% втомної довговічності зразка №4 в порівнянні зі зразком № 8 є відсутність вираженої структурної неоднорідності.

Як показник для кількісної оцінки структурної неоднорідності використовували частку площі і відсотках. Для цього зони, які мали неоднорідність – темні та світлі ділянки - в ручному режимі виділяли в графічному редакторі та визначали частку площі за допомогою спеціалізованого програмного забезпечення. Детальніше методика описана в розділі 2. Площу неоднорідності визначали на зразках 2, 3, 4, 5, як на зразках які мали найбільші та найменші значення втомної довговічності. Отримані результати наведені на рисунку 5.19.

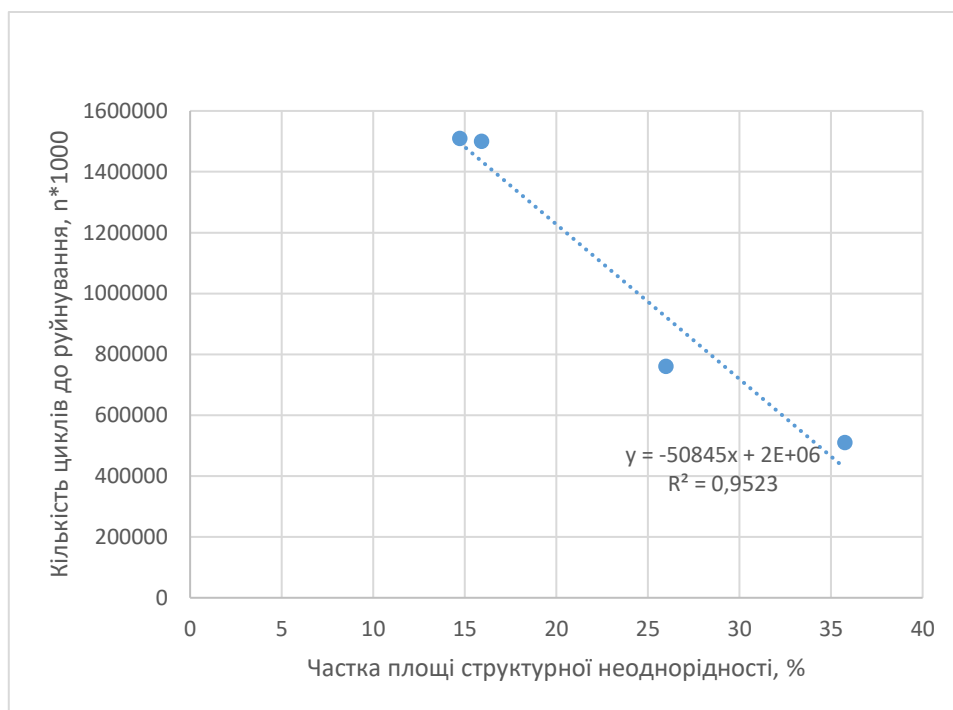


Рисунок 5.19 – Залежність втомної довговічності від структурної неоднорідності металу осей марки F виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» після виготовлення на пілігримовому стані

5.4 Аналіз зв'язку структурного стану та втомної довговічності металу за перерізом залізничної осі, виготовленої протяганням на гідравлічному пресі

Дослідження виконані на 8 зразках для випробувань на втомну довговічність вирізаних з шийки осі виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» (пл. 10745), виготовленої зі сталі марки F з 0,5%С (табл.2.5) відповідно до вимог стандарту ААР М-101 виготовленої протяганням на гідравлічному пресі. Зразкам було присвоєне маркування 9, 10, 11, 12, 13, 14, 15, 16 і методом Бринелля визначена їх твердість (рис. 5.20).

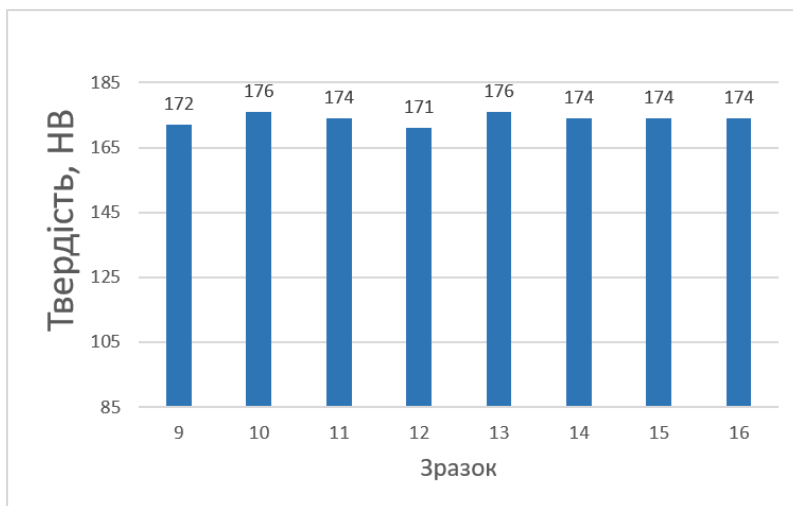


Рисунок 5.20 - Середня (за 6 вимірами) твердість по Бринелю зразків з металу залізничних осей, виготовлених протягуванням на гідравлічному пресі, випробуваних на втомну довговічність

Метою досліджень було визначення втомної довговічності зразків, вирізаних з поверхневих і внутрішніх ($1/2$ радіуса) шарів металу осі. Результати втомних випробувань представлені в табл. 5.7.

Таблиця 5.7 - Результати втомних випробувань металу осі марки F за AAR M-101 виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» (пл. № 10745)

Зразок	Напруження, МПа	Цикли до руйнування	Розташування зразка в осі
10	295,90	598 000	поверхня
13	295,32	593 000	поверхня
14	286,66	2 446 000	поверхня
15	286,76	659 000	поверхня
11	295,07	632 000	1/2 радіуса
16	295,56	297 000	1/2 радіуса
9	286,03	427 000	1/2 радіуса
12	286,22	764 000	1/2 радіуса

Результати випробувань показали (табл. 5.7, рис. 5.21, 5.22), що метал поверхневого шару осі має більшу втомну довговічність в порівнянні з внутрішнім шаром (1/2 радіуса в поперечному перерізі). Так, при напруженні 286 МПа поверхневий шар осі продемонстрував в середньому 1 552 500 циклів навантаження перед руйнуванням, внутрішній (1/2 радіуса) - 595 500 циклів, тобто в 2,6 рази менше (рис. 5.21).

При напруженні 295 МПа поверхневий шар осі продемонстрував в середньому 595 500 циклів навантаження перед руйнуванням, внутрішній (1/2 радіуса) - 464 500 циклів, тобто в 1,28 рази менше (рис. 5.22).

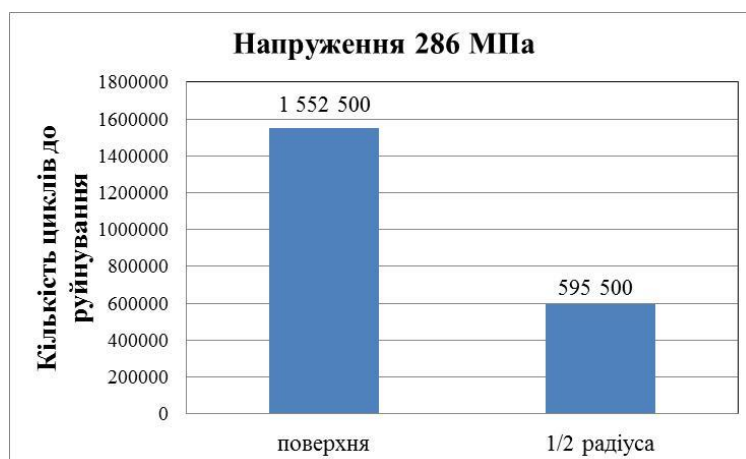


Рисунок 5.21 - Результати випробувань зразків при напруженні 286 МПа

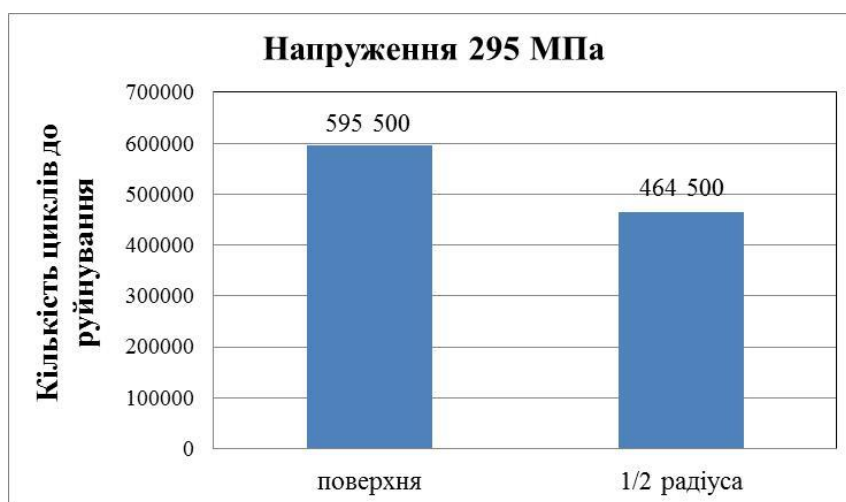


Рисунок 5.22 - Результати випробувань зразків при напруженні 295 МПа

Різниця втомної довговічності металу осі на її поверхні і у внутрішній частині (1/2 радіуса) при напруженні 286 і 295 МПа складає 160,7 і 28,2% відповідно. Більш висока втомна довговічність поверхневого шару металу в порівнянні з 1/2 радіуса пояснюється тим, що при нормалізації осі в процесі її виробництва поверхневі шари металу охолоджуються з більшою швидкістю і мають в результаті цього більший рівень міцності та довговічності. Крім того, для поверхневого шару виробу характерна також більш щільна дендритна структура в порівнянні з його внутрішніми шарами, яка формується в результаті більшого ступеня гарячої пластичної деформації металу осі. При цьому виходить більш дрібне дійсне зерно сталі і менша її пористість. Ці фактори відіграють позитивну роль в підвищенні втомних характеристик сталі.

Для встановлення причини різної втомної довговічності зразків, випробуваних при однаковому напруженні і розташованих на однаковій глибині («поверхня» або «1/2 радіуса»), був виконаний порівняльний мікроструктурний аналіз наступних пар зразків: 14-15, 9-12, 10-13, 11-16 (рис. 5.23-5.25). Також була досліджена мікроструктура зразків, випробуваних при однаковому напруженні, але розташованих на різній глибині і показали велику різницю втомної довговічності (зразки 14-9).

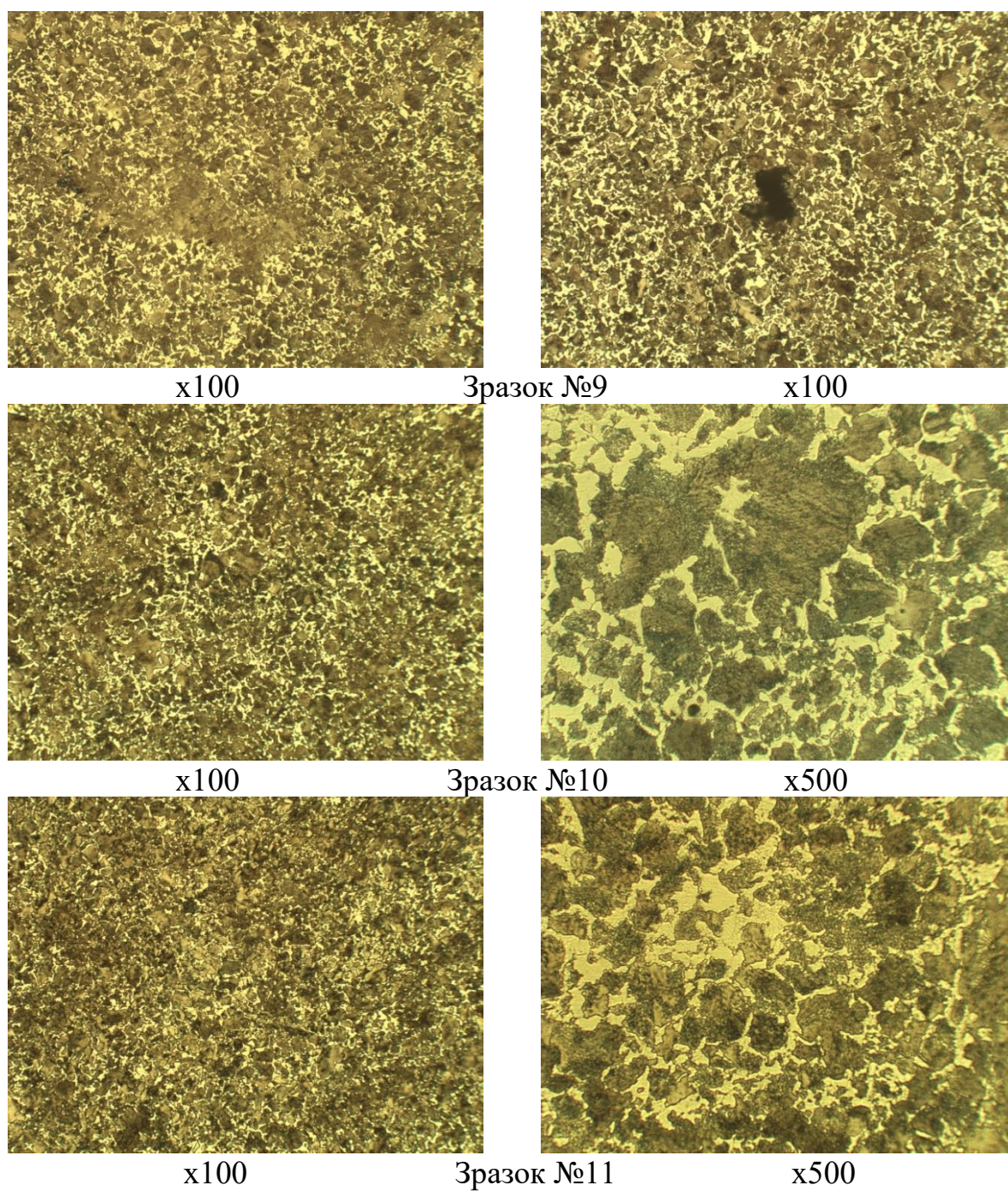


Рисунок 5.23 – Мікроструктура зразків 9-11 після випробувань на втомну довговічність металу осей виробництва ПАТ «Інтерпайп НТЗ», виготовленої протяганням на гідравлічному пресі

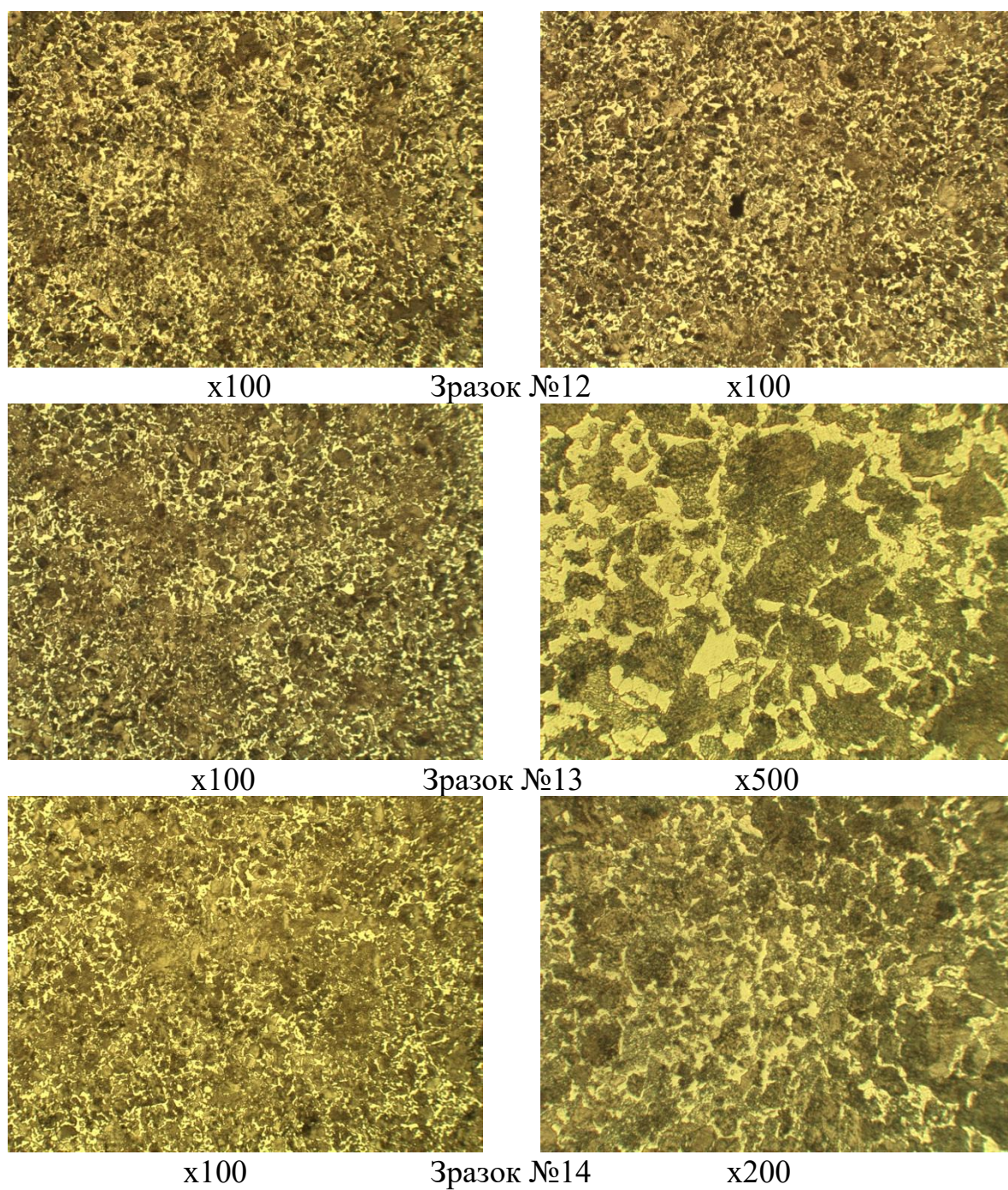


Рисунок 5.24 – Мікроструктура зразків 12-14 після випробувань на втомну довговічність металу осей виробництва ПАТ «Інтерпайп НТЗ», виготовленої протяганням на гідравлічному пресі

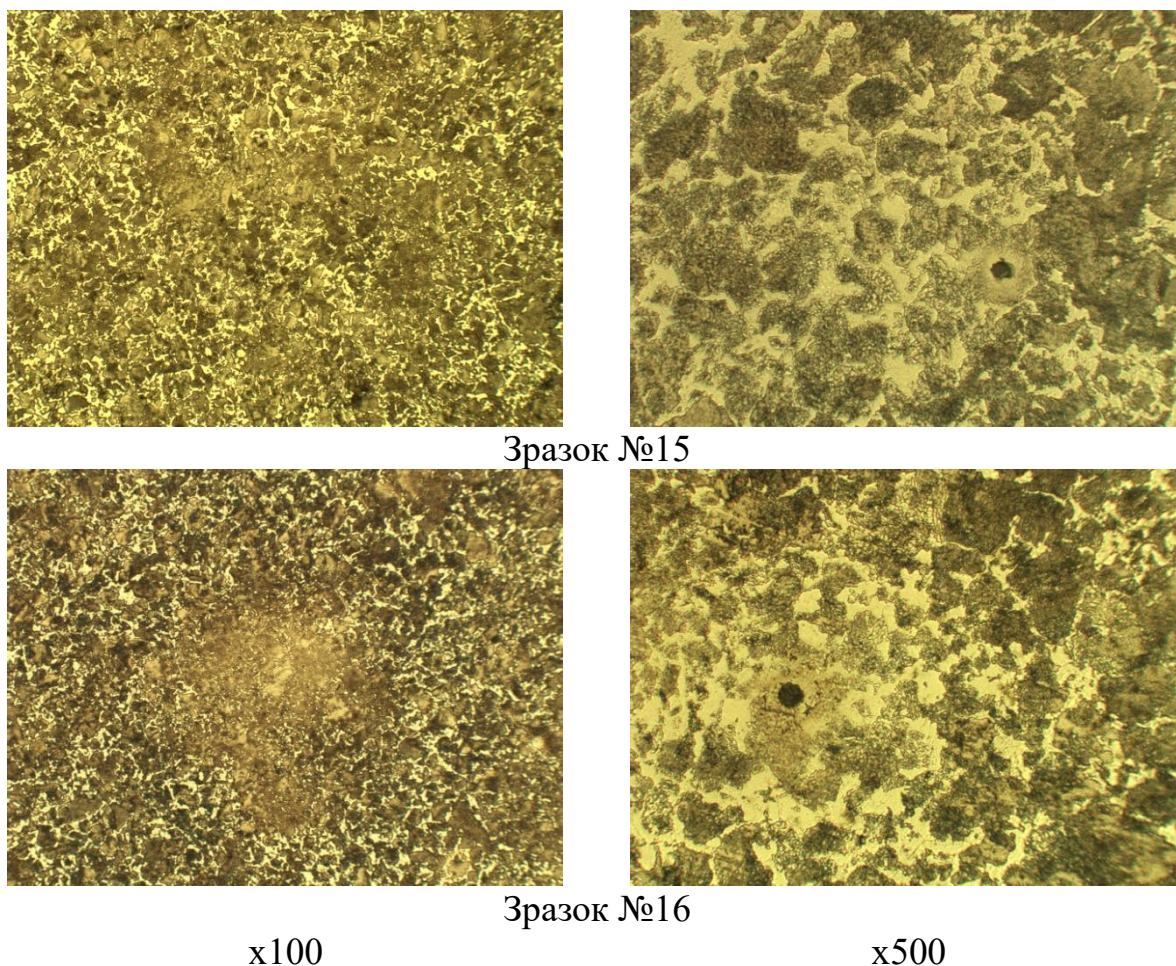


Рисунок 5.25 – Мікроструктура зразків 15-16 після випробувань на втомну довговічність металу осей виробництва ПАТ «Інтерпайп НТЗ», виготовленої протяганням на гідравлічному пресі

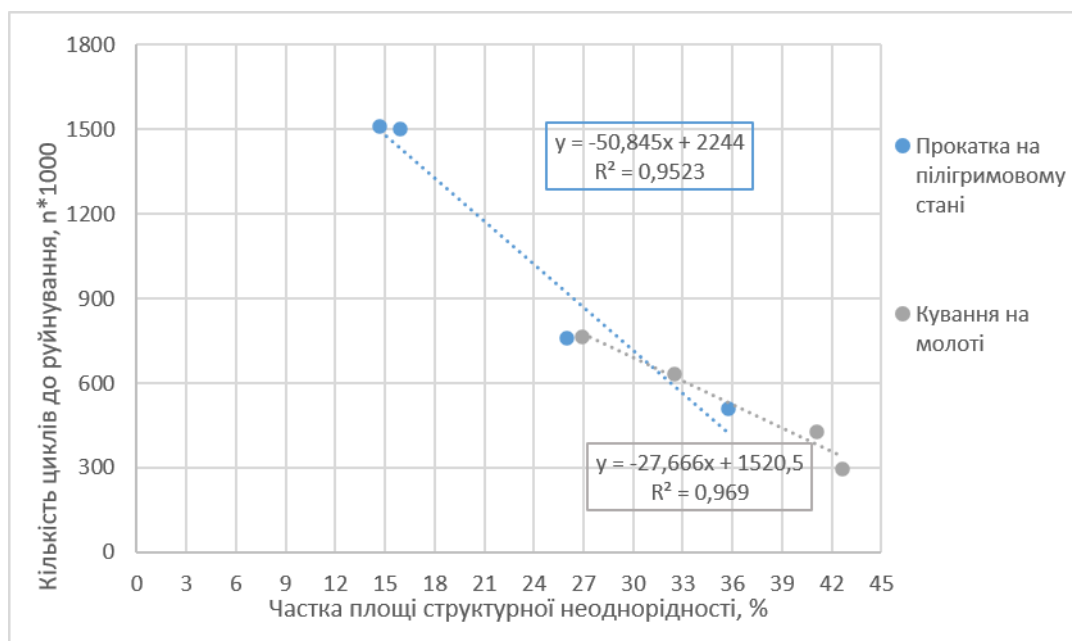
Причиною більшої на 271,1% втомної довговічності зразка №14 в порівнянні зі зразком № 15 є менш розвинена структурна неоднорідність. Зразок №12 мав більшу на 78,9% втомну довговічність зразка №12 в порівнянні зі зразком № 9, при цьому неоднорідність структури для двох зразків знаходиться на близькому рівні.

Порівняння зразків №9 і №14 проводили як для найбільш значущого розбігу значень втомної довговічності. Неоднорідність у них обох достатньо виражена, але має трохи різний розподіл, але у зразку № 9 була виявлена крупна гострокутна пора. Тобто гострокутні пори як концентратори напружень за їх наявності можуть чинити вирішальний вплив на втомні характеристики.

Причиною практично однакової втомної довговічності зразків № 10 і № 13 (розходження 0,84%) є близький рівень структурної неоднорідності. У зламах зразків №10 і №13 принципових відмінностей не виявлено.

Причиною більшої на 112,7% втомної довговічності зразка № 11 в порівнянні зі зразком № 16 є практична відсутність структурної неоднорідності.

Як показник для кількісної оцінки структурної неоднорідності використовували частку площі і відсотках. Отримані результати для осей, отриманих протягуванням на гідравлічному пресі у порівнянні з результатами, отриманими для осей після прокатки на пілігримовому стані, наведені на рисунку 5.26.



Рисунк 5.26 – Залежність втомної довговічності від структурної неоднорідності металу осей марки F виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» після виготовлення на пілігримовому стані та протягування на гідравлічному пресі

З аналізу рисунку 5.26 було встановлено, що для обох способів виготовлення зберігається однаковий тип залежності між неоднорідністю та втомною довговічністю. За зменшення частки площі ділянок з нерівномірним розподілом фериту по границям зерен, наявністю потовщених виділень фериту та наявністю світлих ділянок в перліті втомна довговічність збільшується.

Також можна відзначити, що за близьких значень частки площі з структурною неоднорідністю, втомна довговічність має практично однакові значення. Таким чином, не спосіб виготовлення, а саме особливості мікроструктури є визначальними для виявленої залежності. Це дає підстави для включення даних для обох способів виготовлення до спільної вибірки. Результати аналізу представлені на рисунку 5.27.

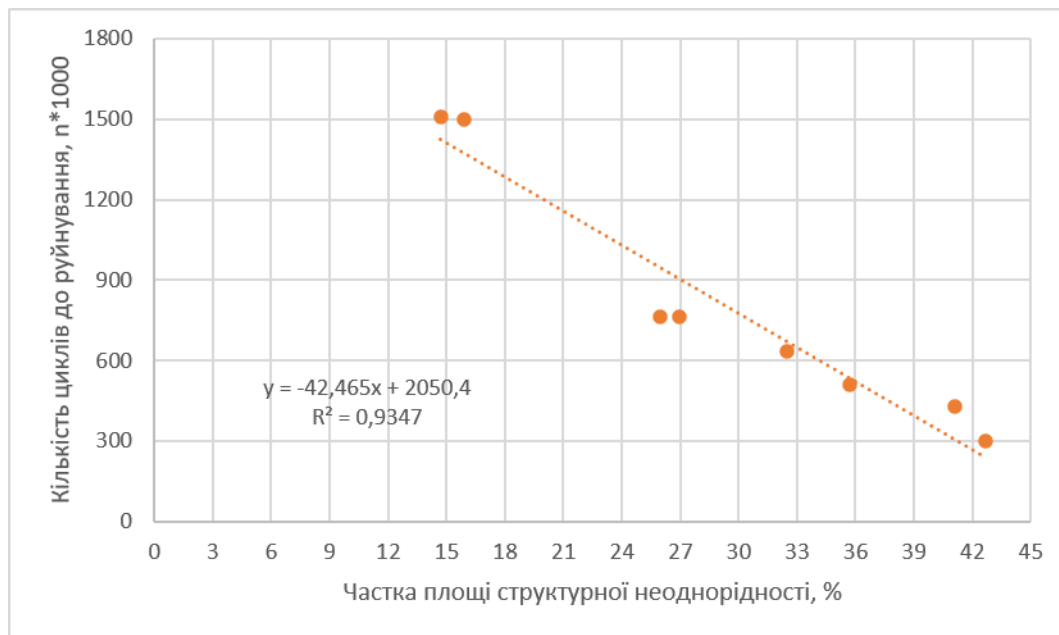


Рисунок 5.27 – Залежність втомної довговічності від кількості структурної неоднорідності в сталі залізничних осей марки F, виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»

Дана залежність дозволяє прогнозувати зміну втомної довговічності в залежності від структурного стану. З графіку видно, що присутність у структурі ділянок нерівномірного розподілу фериту (структурна неоднорідність) площею до 43% призводить до зниження втомної довговічності (кількості циклів до руйнування) до 300 тис. циклів.

Таким чином, було встановлено лінійну залежність:

$$N = -42\,465 \cdot S + 2\,050\,400,$$

де N – кількість циклів до руйнування, од.,

S – площа ділянок на мікрошліфі зі структурною неоднорідністю, %.

Ця залежність має високий коефіцієнт детермінації ($R^2 = 0,93$), який свідчить, що отримана модель добре описує наявні дані.

Встановлена залежність дозволяє прогнозувати зміну характеристик: збільшення площі ділянок структурної неоднорідності на 1 % викликає зниження втомної довговічності приблизно на 42 500 циклів за напруження 286-295 МПа. Це дає можливість кількісно оцінити вплив локальної структурної неоднорідності, успадкованої від процесів кристалізації та гарячої пластичної деформації, на експлуатаційний ресурс виробів.

Висновки до розділу 5

Результати лабораторних випробувань показали, що втомна міцність (границя витривалості) зразків вирізаних за перерізом досліджуваної осі (поверхня і $\frac{1}{2}$ радіусу) плавки №14845, виробленої без операції кування, знаходиться на одному рівні і дорівнює менше 266 МПа.

За результатами досліджень залізничних осей №143 та № 178 однієї плавки марки EA1N (EN 13261:2020) виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» встановлено, що втомна довговічність осі №143 по всьому перерізу вища у порівнянні із віссю №178. Показано, що при напруженні 262...260 МПа поверхневий шар осі №143 має рівень втомної довговічності більше на 79,8% в порівнянні з №178, внутрішній шар на глибині $\frac{1}{2}$ радіуса осі №143 - на 60,4% більше в порівнянні з №178 та центральної частини осі №143 на 10,3 % більше в порівнянні з №178.

Встановлено, що причиною більшої втомної довговічності зразків, відібраних за перерізом осі №143, в порівнянні з віссю № 178 є менші: кількість мікропор, об'єм локальних ділянок, з вираженими особливостями структури, пов'язаними з ліквідаційними мікрооб'ємами та впорядкованою відманштеттовою структурою, які формуються при кристалізації БЛЗ. В осі №143 такі локальні ділянки спостерігаються лише в центральній частині та менше виражені, в той час як для осі №178 ці особливості мікроструктури присутні не тільки в центральній частині, але і на $\frac{1}{2}$ радіуса.

При фрактографічному аналізі зразків з вісі №178 (підвищений ехо-сигнал УЗК) спостерігали частинки неметалевих включень або їх сліди у вигляді поглиблень на поверхні зламу, що є осередками зародження втомних тріщин, та як, наслідок, причиною низьких значень втомної довговічності металу цієї осі.

Порівняльні дослідження втомної міцності металу за перерізом залізничних осей, вироблених без кування і з куванням, показали, що границя витривалості зразків, вирізаних з поверхневих шарів осі без кування (рівний 266 МПа) нижче границі витривалості зразків з кованої осі (276 МПа). На глибині $1/2$ радіуса), цей показник для порівнюваних варіантів знаходиться на одному рівні і дорівнює 266 МПа.

Показано позитивний вплив однорідності розподілу структурних складових на значення втомної міцності осьової сталі. Наявність нерівномірності розподілу фериту та перліту в структурі сталі марки EA1N знижує границю витривалості втомних випробувань з 276 МПа до 267 МПа та сприяє нестабільності значень втомної міцності.

Порівняльні дослідження мікроструктури зразків для втомних випробувань (поверхневий шар) показали наявність у структурі металу залізничних осей без кування більш високого ступеня структурної неоднорідності в порівнянні з металом осей з куванням.

При підготовці розділу 5 використані джерела [75-76], повний перелік яких наведено у загальному переліку використаних джерел.

ВИСНОВКИ

1. Встановлено закономірності формування структурної неоднорідності в осьових ферито-перлітних сталях залежно від хімічного складу. Ідентифіковано сім характерних типів структурної неоднорідності та визначено діапазони вмісту вуглецю, кремнію і марганцю, за яких вони утворюються. Показано, що кремній сприяє формуванню ненаправлених феритних виділень, тоді як марганець обумовлює утворення ліквацийних ділянок зі зниженою травимістю та структур типу відманштеттового фериту.

2. Встановлено, що морфологія ферито-перлітної структури, дендритної будови та фазовий склад осьових сталей визначаються не лише абсолютним вмістом кремнію і марганцю, а насамперед їх співвідношенням Mn/Si. Виявлено залежність інтенсивності дифракційних максимумів фаз FeMn_4 , Fe_2Si та FeSi від параметра Mn/Si, що підтверджує вплив ліквацийних процесів на формування структурної неоднорідності та кінцевого фазового складу металу.

3. Встановлено, що ефективність термічної обробки після гарячої пластичної деформації залежить від хімічного складу сталі. Визначено граничне значення вміст вуглецю $\%C = 0,45$: за менших значень додаткова нормалізація не забезпечує підвищення твердості, тоді як за $\%C > 0,45$ проведення термічної обробки після ГПД є ефективним для її підвищення.

4. Досліджено вплив технологічних схем деформаційної обробки на формування структури та властивостей осьових заготовок. Показано, що прокатка на пілігримовому стані забезпечує найбільш рівномірну проробку дендритної структури, зменшення структурної неоднорідності за перерізом заготовки та формує збалансований комплекс механічних властивостей при збереженні необхідної пластичності відповідно до вимог стандарту.

5. Встановлено, що сталі марок ОС та F виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» за рівнем механічних властивостей не поступаються аналогічним осям виробництва ВАТ «ДДАП-РАКС» та відповідають вимогам чинних нормативних

документів, а отримані значення границі міцності, пластичності та ударної в'язкості є рівномірними за перерізом виробів.

6. Показано, що гаряча пластична деформація осі позитивно впливає на втомну довговічність залізничних осей. Вісь марки EA1N, отримана без кування, має рівномірні за перерізом значення втомної довговічності. Вісь, яка отримана методом гарячої пластичної деформації, має вище значення границі витривалості поверхневих шарів на 3,6% вище ніж вісь без кування.

7. Для осей марки F (AAR M-101) встановлено, що поверхневі шари характеризуються в 1,15-2,6 рази вищою втомною довговічністю порівняно з шарами на глибині 1/2 радіуса. Основними чинниками підвищення втомної міцності є зниження рівня структурної неоднорідності.

8. Розроблено практичні рекомендації щодо хімічного складу, співвідношення Mn/Si, режимів гарячої пластичної деформації осьових сталей, спрямовані на підвищення структурної однорідності, механічних властивостей і втомної довговічності залізничних осей виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ». Рекомендовано притримуватись вмісту вуглецю ближче до 0,5 % мас, співвідношення Mn/Si має бути не більше 3 для сталей марок EA1N (ДСТУ EN 13261) і ОС (ДСТУ ГОСТ 31334) і не менше 2,5 для сталі марки F (AAR M-101). З досліджуваних способів деформації осьової заготовки рекомендованою є прокатка на пільгерстані.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Панченко, С.В., Каграманян, А.О., Борзилов, І. Д., Мартинов, І. Е., Можейко, Є.Р., Стріленко, В. Е., & Феногенов, А. І. (2018). *Колісні пари вагонів магістральних залізниць (конструкція, технічне обслуговування та ремонт)*. РРВ УкрДУЗТ, 367с.
2. Корнійчук, М.П., Липовець, Н.В., & Шамрай, Д.О. (2008). *Технологія галузі і технічні засоби залізничного транспорту. Ч.1 (розділи 1–6) (2-ге вид., випр.)*. Дельта. 504с.
3. Tichon, D., Vojtek, T., Dlhý, P., Pokorný, P., Náhlík, L., Fernández-Canteli, A., Fajkoš, R., Peter, O., & Hutař, P. (2026). Stochastic assessment of residual fatigue life of railway axles considering relevant critical factors. *Railway Engineering Science*, 34(1), 1–24. <https://doi.org/10.1007/s40534-025-00376-6>
4. Mistry, P. J., & Johnson, M. S. (2020). Lightweighting of railway axles for the reduction of unsprung mass and track access charges. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit*, 234(9), 958–968. DOI: 10.1177/0954409719877774
5. American Public Transportation Association. (2022). *Passenger rolling stock axle design* (APTA PR-M-RP-008-98, Rev. 2). 53p.
6. Вакуленко, І.О., Грищенко, М.А., & Перков, О.М. (2007). Залежність процесів виникнення смуг деформації від структурних параметрів низьковуглецевих сталей після відпалу. *Вісник ДНУЗТ ім. В. Лазаряна*, 19, 240–241.
7. Держспоживстандарт України. (2009). ДСТУ ГОСТ 31334:2009. *Осі для рухомого складу залізниць колії 1520 мм. Технічні умови (ГОСТ 31334-2007, IDT)*. ДП «УкрНДНЦ». 31с.
8. International Organization for Standardization. (1982). ISO 1005-3:1982(E). *Railway rolling stock material - Part 3: Axles for tractive and trailing stock: Quality requirements*. 10 p.

9. International Union of Railways. (1987–2006). UIC 811-1(E). *Technical specification for the supply of axles for tractive and trailing stock (4th ed., amended)*. 50 p.
10. Association of American Railroads. (2016). AAR M-101:2016. *Axles, carbon steel, heat-treated (Manual of Standards and Recommended Practices, Section G: Wheels and Axles)*. 42p.
11. British Standards Institution. (2023). BS 5892-1:2023. *Railway rolling stock materials - Part 1: Specification for axles for traction and trailing stock*. 32p.
12. Research Designs and Standards Organisation. (2025). *IRS R-16/95 (Rev. 1):2025. Specification for railway rolling stock axles*. Ministry of Railways, Government of India. 48p.
13. Republic of Turkey State Railways. (1998). *Technical specification TTS 093/98: Railway vehicle axles*. 12с.
14. Polski Komitet Normalizacyjny. (1971). PN-71/K-91046. *Tabor kolejowy normalnotorowy. Osie zestawów kołowych pojazdów trakcyjnych. Wymagania i badania*. 14 p.
15. European Committee for Standardization. (2024). EN 13261:2024. *Railway applications - Wheelsets and bogies – Axles - Product requirements*. 82p.
16. Національний орган стандартизації. (2022). ДСТУ EN 13261:2022 (EN 13261:2020, IDT). *Залізничний транспорт. Колісні пари та візки. Осі колісних пар. Вимоги до продукції*. ДП «УкрНДНЦ». 80 с.
17. Держспоживстандарт України. (2008). ДСТУ ГОСТ 4835:2008. *Колісні пари вагонів магістральних залізниць колії 1520 мм. Технічні умови*. 26р.
18. International Organization for Standardization. (2018). ISO 4967:2018. *Steel - Determination of the non-metallic inclusion content - Micrographic method using standard diagrams*. 35p.
19. Hou, Z., Guo, D., Peng, Z., & Wen, G. (2024). Research progress on solidification behavior and segregation control of continuous casting billet along casting direction. *Iron and Steel*. Advance online publication. DOI: 10.13228/j.boyuan.issn0449-749x.20230518

20. Guo, F., Wang, X., Wang, J., Misra, R.D.K., & Shang, C. (2020). The significance of central segregation of continuously cast billet on banded microstructure and mechanical properties of section steel. *Metals*, 10(1), Article 76. DOI: [10.3390/met10010076](https://doi.org/10.3390/met10010076)
21. Costa e Silva, A.L.V. (2018). Non-metallic inclusions in steels: Origin and control. *Journal of Materials Research and Technology*, 7(3), 283–299. DOI: [10.1016/j.jmrt.2018.04.003](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.04.003)
22. Capurro, C., Cerrutti, G., & Cicutti, C. (2015). Influence of vacuum degassing on steel cleanliness. In *Proceedings of the 9th International Conference on Clean Steel*. Budapest, Hungary. 11p.
23. Кондратюк, С. Є. (2010). *Структуроутворення, спадковість і властивості литої сталі*. Наукова думка. 176с.
24. Basso, A., Eres-Castellanos, A., Tenaglia, N., San-Martín, D., Jiménez, J. A., & Caballero, F. G. (2021). Effect of microsegregation and bainitic reaction temperature on the microstructure and mechanical properties of a high-carbon and high-silicon cast steel. *Metals*, 11(2), Article 220. DOI: [10.3390/met11020220](https://doi.org/10.3390/met11020220)
25. Ennis, B.L., Jimenez-Melero, E., Mostert, R., Santillana, B., & Lee, P.D. (2016). The role of aluminium in chemical and phase segregation in a TRIP-assisted dual phase steel. *Acta Materialia*, 115, 132–142. DOI: [10.1016/j.actamat.2016.05.046](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.05.046)
26. Wang, K., Yu, T., Song, Y., Li, H.-X., Liu, M.-D., Luo, R., Zhang, J.-Y., Fang, F.-S., & Lin, X.-D. (2019). Effects of MnS inclusions on the banded microstructure in non-quenched and tempered steel. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 50(3), 1213–1224. DOI: [10.1007/s11663-019-01532-0](https://doi.org/10.1007/s11663-019-01532-0)
27. Grossterlinden, R., Kawalla, R., Lotter, U., & Pircher, H. (1992). *Steel Research*, 63, 331–336.
28. Kirkaldy, J. S., von Destinon-Forstmann, J., & Brigham, R. J. (1962). *Canadian Metallurgical Quarterly*, 1, 59–81.
29. Réger, M., Fábíán, E. R., & Tóth, L. (2019). Centerline inhomogeneity of flat products. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 572, 012036. DOI: [10.1088/1757-899X/572/1/012036](https://doi.org/10.1088/1757-899X/572/1/012036)

30. Hidalgo, J., Celada-Casero, C., & Santofimia, M. J. (2019). Fracture mechanisms and microstructure in a medium Mn quenching and partitioning steel exhibiting macrosegregation. *Materials Science and Engineering: A*, 754, 766-777. DOI: [10.1016/j.msea.2019.03.055](https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.055)
31. Al Gahtani, M. S. (2015). *Formation of micro-structural banding in hot-rolled medium-carbon steel* (Doctoral dissertation). School of Mechanical, Materials and Mechatronics Engineering, University of Wollongong. 190p.
32. Kazakhstan Institute of Standardization and Certification. (2007). ST RK ISO 1005-9-2007. *Railway rolling stock material-Part 9: Axles for tractive and trailing stock: Dimensional requirements* (ISO 1005-9:1986, IDT).
33. Zeng, Q., Xiao, C., & Li, J. (2021). Analysis of micro-segregation of solute elements on the central cracking of continuously cast bloom. *Metals*, 11(3), Article 382. DOI: <https://doi.org/10.3390/met11030382>
34. Ghosh, A. (2001). Segregation in cast products. *Sadhana*, 26, 5-24. DOI: [10.1007/BF02728476](https://doi.org/10.1007/BF02728476)
35. Sun, W.W., Zurob, H.S., & Hutchinson, C.R. (2017). Coupled solute drag and transformation stasis during ferrite formation in Fe-C-Mn-Mo. *Acta Materialia*, 139, 62–74. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.08.010>
36. Huang, L., Zhang, R., Zhou, X., Tu, Y. & Jiang, J. (2019). Atomic interactions between Si and Mn during eutectoid transformation in high-carbon pearlitic steel. *Journal of Applied Physics*, 126, Article 245102. DOI: [10.1063/1.5119185](https://doi.org/10.1063/1.5119185)
37. Miettinen, J., Koskenniska, S., Visuri, V. V., Somani, M., Fabritius, T. & Kömi, J. (2020). Thermodynamic, kinetic, and microstructure data for modeling solidification of Fe-Al-Mn-Si-C alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 51, 2946–2962. DOI: [10.1007/s11663-020-01973-y](https://doi.org/10.1007/s11663-020-01973-y)
38. You, D., Michelic, S.K., K., Wieser, G., & Bernhard, C. (2017). Modeling of manganese sulfide formation during the solidification of steel. *Journal of Materials Science*, 52, 1797–1812. DOI: [10.1007/s10853-016-0470-y](https://doi.org/10.1007/s10853-016-0470-y)

39. Farahat, I.Z.A., Abdel-Hamid, Z., & Gomaa, N. (2015). Effect of manganese sulphide shapes on the work-hardening coefficient of hot rolled structural steel. *Journal of Metallurgical Engineering*, 4, 16–23. DOI: 10.14355/me.2015.04.003
40. Tanaka, Y., Pahlevani, F., Moon, S.-C., Dippenaar, R., & Sahajwalla, V. (2019). In situ characterisation of MnS precipitation in high carbon steel. *Scientific Reports*, 9, Article 10096. DOI: [10.1038/s41598-019-46450-y](https://doi.org/10.1038/s41598-019-46450-y)
41. Han, Z., Cai, K., & Liu, B. (2001). Prediction and analysis on formation of internal cracks in continuously cast slabs by mathematical models. *ISIJ International*, 41(12), 1473–1480.
42. Basso, A., Toda-Caraballo, I., San-Martín, D., & Caballero, F. G. (2020). Influence of cast part size on macro- and microsegregation patterns in a high carbon high silicon steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(3), 3013–3025. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.01.052
43. Chakrabarti, D., Anand, K. A., Patra, S., Crowther, D. N., & Davis, C. (2025). An analytical review on microalloy segregation and the resultant inhomogeneous precipitate distribution in as-cast high-strength low alloy steel. *Ironmaking & Steelmaking*. Advance online publication. DOI: [10.1177/03019233251356054](https://doi.org/10.1177/03019233251356054)
44. Abbasi, S. M., Morakabati, M., Mahdavi, R., & Momeni, A. (2015). Effect of microalloying additions on the hot ductility of cast FeNi36. *Journal of Alloys and Compounds*, 639, 602–610. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.03.167
45. He, Y., Wang, F., Li, C., Yang, Z., Zhang, J. & Li, Y. (2016). Effect of Mg content on the hot ductility of wrought Fe-36Ni alloy with Ti addition. *Materials Science and Engineering: A*, 673, 99–107. DOI: [10.1016/j.msea.2016.07.070](https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.070)
46. Національний орган стандартизації. (2015). ДСТУ 7806:2015. *Прокат із легованої конструкційної сталі. Технічні умови*. ДП «УкрНДНЦ». 46с.
47. Blaoui, M. M., Zemri, M., & Brahami, A. (2018). Effect of heat treatment parameters on mechanical properties of medium carbon steel. *Mechanics and Mechanical Engineering*, 22(4), 909–918. DOI: 10.2478/mme-2018-0071
48. Frómeta, D., Cuadrado, N., Rehrl, J., Suppan, C., Dieudonné, T., Dietsch, P., Calvo, J., & Casellas, D. (2020). Microstructural effects on fracture toughness of ultra-

high strength dual phase sheet steels. *Materials Science and Engineering: A*, 802, Article 140631. DOI: 10.1016/j.msea.2020.140631

49. Zhao, Y., Chen, Y., Yu, W., & Sun, J. (2023). The effect of cooling rate on the banded structure of 20CrMnTi gear steel based on C diffusion and partitioning analysis. *Steel Research International*, 95(2), Article 2300440. <https://doi.org/10.1002/srin.202300440>

50. Farahani, H., Xu, W., & van der Zwaag, S. (2018). A novel approach for controlling the band formation in medium Mn steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 49, 1998–2010. DOI: [10.1007/s11661-018-4565-8](https://doi.org/10.1007/s11661-018-4565-8)

51. Thompson, S. W., & Howell, P. R. (1992). Factors influencing ferrite/pearlite banding and origin of large pearlite nodules in a hypoeutectoid plate steel. *Materials Science and Technology*, 8(9), 777–784. DOI: 10.1179/mst.1992.8.9.777

52. Isavand, S., & Assempour, A. (2021). Effects of microstructural morphology on formability, strain localization, and damage of ferrite-pearlite steels: Experimental and micromechanical approaches. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 52, 711–725. DOI: 10.1007/s11661-020-06115-2

53. Slater, C., Bandi, B., Dastur, P., & Davis, C.L. (2022). Segregation neutralised steels: Microstructural banding elimination from dual-phase steel through alloy design accounting for inherent segregation. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 53, 2286–2299. DOI: 10.1007/s11661-022-06674-6

54. Pan, A.-X., Wen, C., Wang, H., Shi, P., Bi, Q., Jia, X., Tao, P., Liu, X., Gong, Y., & Yang, Z.-G. (2025). Premature fatigue failure analysis of axle in permanent magnet direct-drive electric locomotive. *Materials*, 18(16), Article 3747. DOI: 10.3390/ma18163747

55. Sangid, M.D. (2013). The physics of fatigue crack initiation. *International Journal of Fatigue*, 57, 58–72. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2012.10.009

56. Chen, H., Liu, S., Wang, P., Wang, X., Liu, Z., & Aldakheel, F. (2024). Effect of grain structure on fatigue crack propagation behavior of 2024 aluminum alloy under different stress ratios. *Materials & Design*, 244, Article 113117. DOI: 10.1016/j.matdes.2024.113117

57. Wu, W., Zhang, J., Ji, D., Zeng, D., & Lu, L. (2025). Investigation of fatigue crack threshold and crack growth behavior of wheel steel under combined compressive - shear loading. *SSRN Electronic Journal*. Advance online publication. DOI: [10.2139/ssrn.6875032](https://doi.org/10.2139/ssrn.6875032)
58. Wang, S., Zhao, X., Liu, P., Pan, J., Chen, C., & Ren, R. (2019). Investigation of the relation between rolling contact fatigue property and microstructure on the surface layer of D2 wheel steel. *Materials Sciences and Applications*, 10(8), 509–526. DOI: 10.4236/msa.2019.108037
59. Бабаченко, О. І., Подольський, Р. В., Дьоміна, К. Г., Кононенко, Г. А., & Сафронова, О. А. (2021). Фізичне і математичне моделювання гарячої пластичної деформації лабораторних злитків сталей для осей. *Сучасні проблеми металургії*, 24, 12–20. DOI: 10.34185/1991-7848.2021.01.02
60. Togobitska, D., & Belkova, A. (2024). New approach to evaluating the thermodynamic consistency of melts in the "metal-slag" system based on interatomic interaction parameters. *Lithuanian Journal of Physics*, 64(1), 58–71. DOI: [10.3952/physics.2024.64.1.6](https://doi.org/10.3952/physics.2024.64.1.6)
61. International Organization for Standardization. (2014). ISO 6506-1:2014. *Metallic materials - Brinell hardness test - Part 1: Test method*. 21p.
62. Національний орган стандартизації. (2023). ДСТУ ISO 6507-1:2023 (ISO 6507-1:2018, IDT). *Металеві матеріали. Визначення твердості за Віккерсом. Частина 1. Метод випробування*. ДП «УкрНДНЦ». 28p.
63. International Organization for Standardization. (2017). ISO 1099:2017. *Metallic materials - Fatigue testing - Axial force-controlled method*. 24p.
64. Roark, R. J., Young, W. C., & Budynas, R. G. (2020). *Roark's formulas for stress and strain (9th ed.)*. McGraw-Hill. 926 p.
65. Milella, P.P. (2024). Stress-based fatigue analysis-High cycle fatigue. *Fatigue and corrosion in metals*, 315–353. DOI: 10.1007/978-3-031-51350-3_7
66. Wang, Q., Zhu, S., Correia, J., & de Jesus, A. (2025). *Fatigue of materials and structures: Physics and data science*. CRC Press. 494p. DOI: [10.1201/9781003405122](https://doi.org/10.1201/9781003405122)

67. Lesiuk, G., Duda, S., Correia, J.A.F.O., & De Jesus, A.M.P. (Eds.). (2022). *Fatigue and fracture of materials and structures*. Springer. 423 p. DOI: 10.1007/978-3-030-97822-8
68. Cullity, B. D., & Stock, S. R. (2001). *Elements of X-ray diffraction* (3rd ed.). Prentice Hall. 649p.
69. Klug, H.P., & Alexander, L.E. (1974). *X-ray diffraction procedures: For polycrystalline and amorphous materials* (2nd ed.). Wiley-Interscience. 960p. DOI: 10.1002/xrs.1300040415
70. Callister, W.D., & Rethwisch, D.G. (2024). *Materials science and engineering: An introduction* (10th ed.). Wiley. 944p.
71. Подольський, Р. В., Бабаченко, О. І., Кононенко, Г. А., Романова, Н. С., Сафронова, О. А., & Клемешов, Е. С. (2022). *Застосування спеціалізованого програмного забезпечення в матеріалознавстві та термічній обробці металів та сплавів. Методичний посібник*. Український державний університет науки і технологій. 66с.
72. Krauss, G. (2015). *Steels: Processing, structure, and performance* (2nd ed.). ASM International. 704p. DOI: 10.31399/asm.tb.spsp2.9781627082655
73. Поворотня, І. Р., Подольський, Р. В., Сафронова, О. А., & Олійник, Е. В. (2023). Аналіз впливу вмісту та співвідношення хімічних елементів на фазовий склад та твердість вуглецевих сталей різного складу. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*, 37, 476–489. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2023-37-476-489>
74. Національний орган стандартизації. (2019). *ДСТУ 8972:2019. Сталі та сплави. Методи виявлення та визначення величини зерна*. ДП «УкрНДНЦ». 74с.
75. ASM International Handbook Committee. (1987). *ASM handbook* (Vol. 12, Fractography). ASM International. 517p.
76. Babachenko, O.I., Kononenko, H.A., Podolskyi, R.V., Safronova, O.A., & Taranenko, A.O. (2022). Structure and fracture resistance of steels in different zones of railway axles. *Materials Science*, 58(3), 417–421. <https://doi.org/10.1007/s11003-023-00679-1>

Список публікацій здобувача за темою дисертації

Статті у виданнях, які індексуються у міжнародних наукометричних базах даних Scopus та Web of Science:

1. Babachenko O.I., D'omina K.H., Kononenko H.A., Dement'yeva Zh.A., Podol's'kyu R.V., **Safronova O.A.** Influence of Cooling Rate at Hardening of Continuous Casting Blank on Parameters of Dendritic Structure of Carbon Steel with 0.54% C. Metallofiz. Noveishie Tekhnol. – 2021. - No. 11. –P. 1537—1551 (in Ukrainian). DOI: 10.15407/mfint.43.11.1537

2. Babachenko O.I., Kononenko H.A., Podolskyi R.V., **Safronova O.A.**, Taranenko A.O. Structure and Fracture Resistance of Steels in Different Zones of Railway Axles// Materials Science. – 2022. Vol. 58, Is. 3, P. 417 – 421. DOI: 10.1007/s11003-023-00679-1

3. Бабаченко О.І., Балаханова Т.В., **Сафронова О.А.**, Дементьева Ж.А. Особливості виявлення первинної структури вуглецевих криць для виробництва залізничних осей. Metallofizika i Novejsie Tehnologii. – 2023. – Т. 45. Вип.2. С.275-292. DOI: 10.15407/mfint.45.02.0275

4. Babachenko, O.I., Balakhanova, T.V., **Safronova, O.A.**, Podolskyi, R.V. Specific features of the formation of structural heterogeneity in carbon steel depending on manufacturing technique. Science and Innovation. – 2023.- 19(4), P. 47–56. DOI: 10.15407/scine19.04.047

Статті у періодичних виданнях, включених до Переліку наукових фахових видань України:

5. Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Подольський Р.В., **Сафронова О.А.**, Тараненко А.О. Структура та опір руйнуванню сталей у різних зонах залізничних осей. Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2022. – Т. 58, №3. – С.124-129. ISSN: 0430-6252(print)

6. Бабаченко О.І., Дьоміна К.Г., Кононенко Г.А., **Сафронова О.А.** Аналіз існуючих способів підвищення якості металопродукції залізничного призначення. Метал та лиття України. – 2020. – №4. - С.84-94. DOI: 10.15407/steelcast2020.04.084

7. Бабаченко О.І., Подольський Р.В., Дьоміна К.Г., Кононенко Г.А., **Сафронова О.А.** Фізичне і математичне моделювання гарячої пластичної деформації лабораторних злитків сталей для осей. “Сучасні проблеми металургії”. – 2021. - № 24. - С. 12-20. DOI: 10.34185/1991-7848.2021.01.02

8. Бабаченко О.І., Балаханова Т.В., **Сафронова О.А.**, Кононенко Г.А., Дьоміна К.Г. Вплив методів гарячого деформування на пророблюваність металу за перерізом під час виробництва осьових заготовок. Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту. – 2021. - №5(95). - С. 60-70. DOI: [10.15802/stp2021/252041](https://doi.org/10.15802/stp2021/252041)

9. Філоненко Н.Ю., Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., **Сафронова О.А.** Вплив швидкості охолодження та перегріву вище лінії ліквідусу на формування структурних складових. Металознавство та обробка металів. - 2022.- №28(2).- С. 3-11. DOI: 10.15407/mom2022.02.003

10. Бабаченко О. І., Балаханова Т. В., **Сафронова О.А.**, Шпак О. А., Клинова О. П Аналіз особливостей формування структурної неоднорідності вуглецевої сталі (огляд літератури). Металознавство та термічна обробка металів. – 2021. -№4(95).- С. 18-32. DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.281221.18.821

11. Бабаченко О. І., Балаханова Т. В., **Сафронова О.А.**, Кононенко Г. А., Дьоміна К. Г. Вплив методів гарячого деформування на пророблюваність металу за перерізом під час виробництва осьових заготовок. Наука та прогрес транспорту. - 2021.- С. 60-70. DOI: [10.15802/stp2021/252041](https://doi.org/10.15802/stp2021/252041)

12. Бабаченко О.І., Балаханова Т.В., **Сафронова О.А.**, Кононенко Г.А. Дослідження впливу співвідношення вмісту Si/Mn на дендритну структуру сталей для залізничних осей. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2022. - №1. – с. 6-12. DOI: 10.15588/1607-6885-2022-1-1

13. Бабаченко О. І., Балаханова Т. В., Кононенко Г. А., **Сафронова О. А.**, Дементьєва Ж. А. Формування макроструктури залежно від вмісту та

співвідношення основних компонентів у зливках сталі залізничного призначення. Фундаментальні і прикладні проблеми чорної металургії. -2022. -Вип. 36. - С. 343-361 DOI: [10.52150/2522-9117-2022-36-343-361](https://doi.org/10.52150/2522-9117-2022-36-343-361)

14. Балаханова Т.В., Кононенко Г.А., **Сафронова О.А.**, Сафронов О.Л., Клинова О.П. Дослідження трансформації мікроструктури осевих заготовок після прокатування. Системні технології. 2023.- Т. 3, № 146.- С. 46-52. DOI: [10.34185/1562-9945-3-146-2023-05](https://doi.org/10.34185/1562-9945-3-146-2023-05)

15. Бабаченко О.І., Кононенко Г. А., Балаханова Т.В., **Сафронова О.А.**, Дементьєва Ж.А. Дослідження впливу хімічного складу сталей для залізничних осей на рівномірність кінцевої мікроструктури. Український журнал будівництва та архітектури. -2024. -№4 (022). - С. 8-14. DOI: 10.30838/J.BPSACEA.2312.300824.08.1069

16. Поворотня І.Р., **Сафронова О.А.**, Подольський Р.В., Олійник Е.В. Вплив хімічного складу на фазову структуру і твердість вуглецевої сталі для залізничних осей після деформації та термічної обробки. Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії. - 2024. - Вип. 38. - С. 656-671. DOI: [10.52150/2522-9117-2024-38-656-671](https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-656-671)

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації

17. **Safronova O.**, Podolskyi R., Domina K. Hereditary influence of the initial structural state on the quality of rail axes. The 19 International students scientific conference "Engineer of the Third Millennium" (14 травня 2020, Дніпро). С. 32–33.

18. Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Дьоміна К. Г., Подольський Р.В., **Сафронова О.А.** Дослідження гарячої пластичної деформації лабораторних осевих плавок. Матеріали міжнародної науково-технічної конференції «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні» (16-18 березня 2021, Дніпро). С. 12-16. DOI: 10.34185/1991-7848.itmm.2021.01.002

19. Бабаченко О.І., Дьоміна К.Г., Кононенко Г.А., Дементьєва Ж.А., **Сафронова О.А.**, Подольський Р.В. Вплив швидкості охолодження при затвердінні безперервнолитої заготовки на особливості дендритної структури вуглецевої сталі

марки EA1N. Матеріали XIII Міжнародної науково-технічної конференції "Нові матеріали і технології в машинобудуванні" (28-29 квітня 2021, Дніпро). С. 26-27.

20. Бабаченко О.І., Дьоміна К.Г., Кононенко Г.А., Подольський Р.В., **Сафронова О.А.** Вплив швидкості охолодження при затвердінні безперервно-ливої заготовки на характеристики дендритної структури вуглецевої сталі марки ОС. Міжнародна конференція «Університетська наука - 2021» (19-20 травня 2021, Маріуполь). С. 70-71.

21. О.І. Бабаченко, Г.А. Кононенко, **О.А. Сафронова**, О.П. Клинова Порівняльні дослідження втомної довговічності по перерізу залізничних вісей різної якості/ Всеукраїнська науково-технічна конференція «НАУКА І МЕТАЛУРГІЯ»(24 червня 2021, Дніпро). С. 30-31.

22. Балаханова Т.В., Кононенко Г.А., **Сафронова О.А.**, Шпак О.А., Дементьєва Ж.А. Особливості мікроструктури осьових заготовок після прокатування. Матеріали міжнародної науково-практичної конференції «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні» (22 березня 2023, Дніпро). С.12-14. DOI: 10.34185/1991-7848.itmm.2023.01.003

23. Поворотня І.Р., Подольський Р.В., **Сафронова О.А.**, Олійник Е.В. Методологічний підхід до визначення ефективного компонентного складу вуглецевих сталей відповідального призначення. Матеріали міжнародної науково-практичної конференції «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні» (10 квітня 2024, Дніпро). С. 148-151. DOI: 10.34185/1991-7848.itmm.2024.01.025

24. Povorotnia I. R., **Safronova O. A.**, Podolskyi R. V., Oliinyk E. V. Influence of chemical composition on the structure and hardness of railway axle steel. All-Ukrainian scientific and technical conference «SCIENCE AND METALLURGY», (19 – 20 November 2024, Dnipro). P. 44. DOI: 10.52150/2522-9117-2024-conferens

25. Romanova N.S., **Safronova E.A.**, Demina Yu.O. Fatigue equation for grade F railway axles. The 5th International scientific and practical conference “Science and education: problems, prospects and innovations” (February 4-6, 2021 Kyoto Japan). P. 21-27.

Методичний посібник:

26. Подольський Р.В., Бабаченко О.І., Кононенко Г.А. Романова Н.С., **Сафронова О.А.**, Клемешов Е.С. Застосування спеціалізованого програмного забезпечення в матеріалознавстві та термічній обробці металів та сплавів: методичний посібник. Дніпро: Україн. держ. ун-т науки і технол. 2022. 66 с.

Свідоцтво про реєстрацію авторського права:

27. Подольський Р. В., Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Романова Н. С., **Сафронова О.А.**, Клемешов Є.С. Методичний посібник «Застосування спеціалізованого програмного забезпечення в матеріалознавстві та термічній обробці металів та сплавів». АС № 116091 Україна. Заявл. № с202205338 08.12.2022. Регистр. 24.01.2023. Бюл. 74.



ЗАТВЕРДЖУЮ:

Директор технічний
ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»

О.В. Рослик

2021 р.

АКТ ВПРОВАДЖЕННЯ

результатів науково-дослідної роботи: «Порівняльні дослідження втомної міцності зразків із залізничних осей з внутрішніми дефектами та без них»

(Договір № 210812/КС.0185.21 від 01.02.2021 р.)

Ми, представники Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України – директор, Бабаченко О. І.; керівник роботи, старший науковий співробітник Кононенко Г.А., відповідальний виконавець роботи, молодший науковий співробітник Сафронова О.А. та представники ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» – начальник відділу металознавства і запитів споживачів ПАТ «Інтерпайп НТЗ» Майстренко К.М., начальника РМЦ Стеценко О. С. склали цей акт про те, що за період з 01.02.2021 р. по 30.04.2021 р. було проведено порівняльні дослідження втомної довговічності зразків, вирізаних з поверхневих, внутрішніх (1/2 радіуса) та центральних шарів металу залізничних осей марки EA1N, виготовлених на ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» за стандартом EN 13261:2020.

В роботі визначена втомна довговічність та мікроструктура залізничних осей з внутрішніми дефектами (вісь № 178, партія 2) та без них (вісь №143, партія 1) марки EA1N, виготовлених на ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» за стандартом EN 13261:2020. Проведено, порівняльний аналіз відповідних зразків, відібраних поблизу поверхні, на відстані 1/2 радіуса та у центрі досліджуваних залізничних осей. Показано, що поверхневий шар осей марки EA1N має більш високі значення втомної довговічності в порівнянні з шаром на глибині 1/2 радіуса осі, та центральної частини.

Встановлено, що вісь №178 марки EA1N (пл. № 204497, стандарт EN 13261:2020) виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» за втомною довговічністю не відповідає осі №143 марки EA1N, виготовленій на тому ж підприємстві за такою ж технологією з однієї плавки.

Показано, що причиною низької втомної довговічності осевої сталі можуть бути такі особливості її структури, як підвищена кількість мікропор та локальні зміни структурного стану (відманифест з голчастою морфологією фериту).

Застосовувані режими обробки дозволили забезпечити високий рівень втомної довговічності та її сприятливий розподіл за перерізом в осі №143. З урахуванням того, що досліджувані осі №143 і №178 були виготовлені за однаковою технологією, це може свідчити про те, що вихідна низька якість металу осі №178 не дозволила при використанні таких самих режимів обробки досягти високих значень втомної довговічності поблизу поверхні.

Рекомендовано застосовувати для виробництва осей якісну безперервнолиту заготовку з малою кількістю мікропор та без вираженої ліквіації.

Внаслідок виконання даної науково-дослідної роботи остаточний економічний ефект становив 3 268 602,31 грн на рік.



Від ІМ НАНУ
Директор Інституту

О.І. Бабаченко

Керівник роботи,
Старший науковий співробітник
Г.А. Кононенко

Відповідальний виконавець,
Молодший науковий співробітник
О.А. Сафронова

Від ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»
Начальник відділу металознавства і
запитів споживачів
ПАТ «Інтерпайп НТЗ»

К.М. Майстренко

Начальник РМЦ
О.С. Стеценко

ЗАТВЕРДЖУЮ

Директор Інституту,
чл. кор. НАН України

Олександр БАБАЧЕНКО

«27» травня 2026 р.

ДОВІДКА

про впровадження результатів дисертаційної роботи аспірантки Інституту,
наукового співробітника відділу проблем деформаційно-термічної обробки
конструкційних сталей Подольської Олени Анатоліївни

Методичні напрацювання та наукові результати дисертаційної роботи Подольської Олени Анатоліївни впроваджено в освітній процес підготовки докторів філософії за спеціальністю 132 «Матеріалознавство» (ОНП «Матеріалознавство та обробка металів»). Вони лягли в основу методичного посібника «Застосування спеціалізованого програмного забезпечення в матеріалознавстві та термічній обробці металів і сплавів» та використовуються під час викладання дисципліни «Основи термічної обробки вуглецевих і легованих сталей».

Гарант освітньо-наукової програми
«Матеріалознавство та обробка металів»,
докт. техн. наук, старш. наук. співроб.

Едуард ПАРУСОВ

**ЗАТВЕРДЖУЮ**
Директор Інституту,
чл. Кор. НАН України
Олександр БАБАЧЕНКО

«27» травня 2026 р.

АКТ

про використання результатів дисертаційної роботи аспірантки Інституту,
наукового співробітника відділу проблем деформаційно-термічної обробки
конструкційних сталей Подольської Олени Анатоліївни «Закономірності
впливу структурної неоднорідності та гарячої пластичної деформації
доевтектоїдної сталі на надійність залізничних осей»

Цей акт складений про те, що Подольська Олена Анатоліївна є безпосереднім виконавцем відомчих та госпдоговірних науково-дослідних робіт:

1. КС 006.20 «Дослідження особливостей формування хімічної неоднорідності в вуглецевих сталях (0,4–0,6 % мас. С) і її спадкового впливу на мікроструктуру та механічні властивості металопродукції залізничного призначення» (виконавець);
2. КС 0185.21 «Порівняльні дослідження втомної міцності зразків із залізничних осей з внутрішніми дефектами та без них» (виконавець);
3. КС 023.23 «Дослідження впливу хімічної та структурної неоднорідності вуглецевих сталей на надійність великогабаритного металопрокату залізничного призначення» (відповідальний виконавець).

Під час виконання зазначених науково-дослідних робіт Подольською Оленою Анатоліївною були проведені комплексні дослідження процесів формування хімічної та структурної неоднорідності осевих ферито-перлітних сталей, досліджено вплив хімічного складу, умов кристалізації, гарячої пластичної деформації та термічної обробки на формування мікроструктури, фазового складу, механічних властивостей і втомної довговічності металу залізничного призначення.

Під час виконання дисертаційної роботи Подольською Оленою Анатоліївною було вирішено наступні завдання:

1. Встановлено закономірності формування дендритної структури під час кристалізації у ферито-перлітних сталях залежно від швидкості охолодження під час кристалізації, вмісту вуглецю та співвідношення Mn/Si. Визначено, що збільшення вмісту вуглецю та зменшення співвідношення Mn/Si сприяють формуванню більш щільної дендритної структури.

2. Досліджено спадковий вплив структурної неоднорідності литої структури на формування мікроструктури після гарячої пластичної деформації та термічної обробки. Вивчено зв'язок між хімічним складом (вмістом C, Mn, Si, співвідношенням Mn/Si) та морфологією феритних виділень і наявністю слабовитравлюваних ліквацийних ділянок у перліті. Встановлено, за вмісту C 0,49-0,53% мас. формується найбільш однорідна структура, підвищення вмісту Mn сприяє формуванню відманшеттового фериту та світлих ліквацийних ділянок у перліті, тоді як підвищення вмісту Si – виділенню аллотриаморфного внутрішньозеренного фериту та потовщенню феритної сітки по границям зерен. Для сталей марок EA1N, OC та F розроблено рекомендації щодо хімічного складу кожної з марок, які сприяють зменшенню проявів структурної неоднорідності.

3. Виконано комплексне дослідження фазового складу і твердості дослідних сталей у литому стані, після гарячої пластичної деформації та після термічної обробки. Встановлено вплив хімічного складу на фазовий склад і твердість сталей: за вмісту C до 0,45 % мас. твердість у стані після гарячої пластичної деформації вища, ніж у стані після цієї деформації та наступної нормалізації; за збільшення вмісту Mn та Si твердість сталей збільшується. Встановлено зв'язок між фазовим складом та твердістю в досліджуваних станах: збільшення кількості перлітної складової призводить до підвищення твердості у стані після гарячої деформації та після такої ж деформації з наступною нормалізацією, у литому стані твердість та кількість перлітної фази не мають лінійного зв'язку, що пояснюється наявністю вираженої структурної неоднорідності у литому стані.

4. Спрогнозовано вплив співвідношення Mn/Si на формування δ -фериту, який спричиняє розвиток ліквацийних процесів у спадковому γ -фериті та пояснює структурну неоднорідність та появу локальних виділень α -фериту у сталях з вмістом C 0,36-0,45 % мас. За результатами термодинамічного моделювання встановлено, що під час кристалізації у вказаних дослідних сталях може утворюватись від 3 до 30 % δ -фериту залежно від хімічного складу та швидкості охолодження. При зменшенні вмісту вуглецю та збільшенні співвідношення Mn/Si розширюється температурний інтервал існування δ -фази.

5. Проведено порівняльні дослідження втомної довговічності промислових залізничних осей. Встановлено, що локальна структурна неоднорідність металу є одним із визначальних чинників зниження втомної довговічності, оскільки виступає осередком зародження втомних тріщин та визначає характер руйнування металу. Встановлено, що ущільнення слідів дендритної ліквації, яке свідчить про деформаційне пророблення металу осей, сприяє зменшенню структурної неоднорідності та призводить до підвищення втомної довговічності залізничних осей.

Отримані результати покладено в основу дисертаційної роботи Подольської Олени Анатоліївни та використано під час виконання вищезазначених науково-дослідних робіт.

Учений секретар
Інституту чорної металургії
ім. З. І. Некрасова НАН України,
канд. техн. наук

Лариса ГАРМАШ