

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ДЕРЖАВНИЙ ВИЩИЙ НАВЧАЛЬНИЙ ЗАКЛАД
«ПРИДНІПРОВСЬКА ДЕРЖАВНА АКАДЕМІЯ
БУДІВНИЦТВА ТА АРХІТЕКТУРИ»

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

БЕКЕТОВ ОЛЕКСАНДР ВАДИМОВИЧ

УДК 620.181.4:691.714

ДИСЕРТАЦІЯ

**ТЕОРЕТИЧНІ ОСНОВИ ФОРМУВАННЯ СУБСТРУКТУРИ
ПЕРЕОХОЛОДЖЕНОГО АУСТЕНІТУ ТА МЕХАНІЧНИХ
ВЛАСТИВОСТЕЙ МІКРОЛЕГОВАНИХ БУДІВЕЛЬНИХ СТАЛЕЙ**

05.02.01 – Матеріалознавство

13 – Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук

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

 О. В. Бекетов

Науковий консультант:

Большаков Володимир Іванович, доктор технічних наук, професор

Дніпро – 2020

АНОТАЦІЯ

Бекетов О. В. Теоретичні основи формування субструктури переохолодженого аустеніту та механічних властивостей мікролегованих будівельних сталей. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.02.01 «Матеріалознавство» (13 – Механічна інженерія). Державний вищий навчальний заклад «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» Міністерства освіти і науки України, Дніпро, 2020.

Дисертація присвячена вирішенню науково-прикладної проблеми отримання в металопрокаті для зварних будівельних конструкцій підвищеного рівня експлуатаційних властивостей шляхом розробки удосконаленої технологічної схеми виробництва високоміцного прокату з низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталей. Проблему вирішено шляхом виявлення загальних закономірностей формування в області дифузійного механізму розпаду переохолодженого аустеніту нанорозмірних структурних елементів та особливостей їх впливу на підвищення механічних властивостей будівельного металопрокату з низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей.

Актуальність роботи обумовлена пошуком нових резервних можливостей удосконалення структури і властивостей металопрокату з низьковуглецевих низько, мікро та нелегованих сталей, і розробку нових та вдосконалення існуючих технологій виробництва високоміцного товстолистого металопрокату, який би задовольняв сучасним потребам будівельної індустрії.

Згідно з вимогами чинної в будівництві нормативної документації, сталь для металевих будівельних конструкцій, в тому числі відповідального призначення, використовується у ферито-перлітному структурному стані. При цьому, різноманіття визначень перліту та моделей його утворення, в першу чергу, пов'язано з тим, що в реальних перлітних колоніях будова як цементитної, так і феритної складових є більш складною, чим у запропонованих

теоретичних моделях: в залежності від кінетики процесу зросту одна і та ж колонія може набувати декількох морфологічних форм.

З іншого боку, тенденції розвитку сучасного матеріалознавства йдуть шляхом зменшення розмірів структурних складових (особливо це стосується сталей, призначених для будівельних металевих конструкцій відповідального призначення). Отримання нанорозмірних структурних елементів в металопрокаті дозволить додатково збільшити міцності властивості при збереженні пластичних та в'язкісних характеристик. Типовими прикладами таких нанорозмірних елементів структури є внутрішньофазні та міжфазні границі, цементний каркас перлітної колонії, міжпластинчата відстань в перлітній колонії. Виходячи з цього, необхідним є проведення поглибленого комплексу досліджень, спрямованих на виявлення загальних закономірностей формування елементів тонкої структури в області дифузійного механізму розпаду переохолодженого аустеніту низьковуглецевих сталей та особливостей їх впливу на підвищення комплексу механічних властивостей будівельного металопрокату.

Таким чином, метою роботи є додаткове збільшення міцностних властивостей при збереженні пластичних та в'язкісних характеристик металопрокату для будівельних металевих конструкцій на основі поглибленого дослідження впливу нанорозмірних елементів, які формуються під час дифузійного розпаду аустеніту. Поставленої мети вдалося досягнути за рахунок: встановлення основних особливостей утворення перлітної колонії в доєвтектоїдних будівельних сталей та аналізу морфології структурних складових перлітної колонії; аналізу мікроструктури продуктів дифузійного перетворення аустеніту та визначені механізму зросту перлітної колонії; дослідження взаємних орієнтацій між складовими та феритною матрицею в перлітному нодулі; застосування математичного апарату теорії обробки масивів експериментальних даних при визначення кількісного взаємозв'язку між параметрами процесів, які досліджуються; аналізу впливу структурних

елементів на кінетику розповсюдження пластичної деформації та зародження руйнування у низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталях після різних видів термо-механічної обробки.

Наукове значення роботи полягає в удосконаленні теорії збереження дислокаційної субструктури аустеніту низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей в верхній частині міжкритичного інтервалу температур шляхом урахування виділення фериту не тільки по великокутовим а й по дислокаційним полігональним границям аустеніту. Це призводить до блокування процесів рекристалізації в аустеніті та формуванні над дрібного зерна фериту перед подальшою контрольованою деформацією.

В дисертації розглянуто основні ідентифікаційні ознаки, що вказують на приналежність однієї чи іншої границі у фериті до спеціальних в концепції решіток співпадаючих вузлів, що володіють зниженою поверхневою енергією. На підставі дослідження зерногранічної структури встановлено наявність спеціальних низькоенергетичних границь у феритній складовій низьковуглецевих низьколегованих сталей 10Г2ФБ, 09Г2С, Ст3, 06Х1 та оцінено відсоткове співвідношення різних типів границь. Таким чином, виявлено залежність між технологічною схемою виробництва металопрокату та морфологією внутрішньофазних границь.

Встановлено морфологічні особливості тонкої структури цементитного каркасу колоній квазіевтектоїду та проаналізовано відмінностей в морфології перлітних колоній низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей широко спектру технологій виробництва товстолистого прокату. Проведений комплекс досліджень тонкої структури показав, що зародки перлітної фази з'являються на стиках границь аустенітних зерен та поверхнях розділу матриця–частка другої фази. Зріст колонії перліту припиняється, в більшості випадків, при зіткненні з іншою колонією, фронт зросту якої має протилежний напрямок. На основі аналізу літератури та металофізичного підходу запропоновано фізичну модель формування перлітної колонії в

низьковуглецевих низько-, мікро та нелегованих сталях. Показано, що колонії перліту в процесі росту зазнають кілька морфологічних переходів: спіральний двофазний зародок → розростання пластин і дефектів – стійких щілин → перехід пластинчастого цементиту в стрічковий → перетворення стрічок у стрижні.

Проаналізовано взаємозв'язок між морфологічним типом колонії перліту та її міцносними характеристиками. Показано, що найвищу мікротвердість мають колонії стрічкового типу.

Встановлено, що пластична деформація починаються від місць з підвищеним рівнем вільної енергії і розповсюджується вздовж кристалографічних площин, які складають найменший кут із напрямком максимального дотичного напруження від зовнішнього навантаження. При цьому показано, що пластична деформація, створює періодично неоднорідну зміцнену середу, яка буде визначати напрям розвитку тріщини. При умовах навантаження, що мають місце в стандартних випробуваннях на розтяг, опір матеріалу відриву долається в структурних складових з меншим опором пластичної деформації, тобто у фериті, так як в процесі пластичної деформації тут виникають залишкові напруги, котрі поступово нарастають до досягнення граничного стану. Така концентрація напружень спостерігається, поблизу границь зерен. При рівномірному розподілі напруги в критичному перетині сталевій деталі пластична деформація може розвиватися майже одночасно у ряді зерен фериту. При монотонному збільшенні навантаження утворюється велика кількість мікротріщин, які зрештою об'єднуються, утворюючи поверхню зламу з великим числом нерівностей і зміною напрямку розвитку від зерна до зерна. Границі зерен утворюють сітку, яка вирівнює розподіл деформацій між зернами полікристалічної структури.

Удосконалено моделі зародження та розповсюдження руйнування у сталях з ферито-перлітною структурою. Встановлено, що зародження в'язкого руйнування, можливо описати дією трьох механізмів: початкова стадія –

формування дислокаційних петель навколо частки (модель Броєка); наступні стадії зросту пори відбуваються за рахунок накопичення дислокацій. При цьому, ця стадія відбувається під дією обох компонентів напруги нормальної і зсувної.

Проаналізовано особливості процесів структуроутворення, які відбуваються в металопрокаті з низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей при застосуванні найбільш поширених технологічних схем виробництва: гарячої та контрольованої прокатки. Встановлено, що ефективний і стабільний вплив деформації на структуру сталей визначається наявністю і величиною трьох температурних інтервалів, обмежених критичними точками перетворення і температурами рекристалізації деформованого аустеніту.

З застосуванням математичного апарату теорії обробки масивів експериментальних даних кількісно проаналізовано взаємозв'язок між параметрами технологічних схем виробництва низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей (гаряча прокатка, контрольована прокатка) та основними механічними властивостями металопрокату. При цьому показано, що зміна температурного інтервалу чистової прокатки призводить до змінення міцностних характеристик (для технологічної схеми контрольованої прокатки). Пластичні властивості залишаються незмінними. З застосуванням математичного апарату однопараметричного (для гарячої прокатки) та багатопараметричного регресійного аналізу (для контрольованої прокатки) побудовано математичні моделі взаємозв'язку між механічними характеристиками та температурами початку та кінця чистової прокатки. Аналіз моделей показав, що підвищення температури початку чистової прокатки (для контрольованої прокатки) призведе до підвищення рівня механічних характеристик, зокрема міцності. Для технологічної схеми гарячої прокатки позитивний вплив на комплекс властивостей буде оказувати розширення температурного діапазону гарячої деформації.

На підставі отриманих результатів теоретично обґрунтовано температурно-деформаційний режим гарячої прокатки в міжкритичному інтервалі температур, яка призведе до збереження дислокаційної субструктури аустеніту до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур. Як наслідок, деформація в міжкритичному інтервалі температур дозволить отримати наддрібну структуру деформованого фериту та перліту, характерною особливістю якої є відсутність ферито-перлітної смугастості. Ця концепція реалізована для низько-, мікро- та майже нелегованих сталей.

Таким чином, аналіз результатів проведених досліджень показав можливість корегування процесів формування структурних і субструктурних компонентів шляхом безперервного деформування в міжкритичному інтервалі температур. При цьому, зниження температури кінця гарячої прокатки до нижньої границі міжкритичного інтервалу дозволить додатково покращити та стабілізувати комплекс механічних характеристик прокату для будівельних конструкцій. Збереження стабільної полігональної структури аустеніту, яка формується під час деформації в між критичному інтервалі температур, призводить до формування розвиненої ферито-перлітної структури з заданим типом цементитного каркасу перлітної складової. За рахунок цього, виникає можливість підвищити і стабілізувати міцнісні властивості не тільки в сталях, с карбідоутворюючими елементами, а також і в матеріалах без додаткового легування.

Використаний в роботі комплексний підхід щодо з'ясування принципів формування тонкої структури сталей в області дифузійного розпаду аустеніту (фериту та перліту) дозволив розробити технологічну схему виробництва прокату з низьковуглецевих низько-, мікро та нелегованих сталей, яка дозволяє розкрити резервні можливостей вітчизняних технологій виробництва та вдосконалити структуру і властивості високоміцного прокату з низьковуглецевих сталей, таким чином, щоб задовольнити вимоги сучасної вітчизняної будівельної індустрії. Отримані результати можуть бути

кваліфіковані як рішення важливої науково-прикладної проблеми, що має вагоме значення з точки зору удосконалення прокату з низьковуглецевих низько-, мікро та нелегованих сталей, що виробляється вітчизняними підприємствами.

Ключові слова: нанорозмірні елементи, квазіевтектоїд, цементитний каркас, полігональні та спеціальні границі, пластична деформація, математичне моделювання, безперервна контрольована прокатка.

SUMMARY

O.V. Beketov. Theoretical basis of the formation of supercooled austenite substructure and mechanic properties of microalloyed building steels. – Qualifying scientific work. Manuscript.

Thesis for a Doctor's degree in technical sciences in speciality 05.02.01 «Material science» (13 – Mechanical engineering). – State Higher Educational Institution of «Prydniprovsk State Academia of Civil Engineering and Architecture» Ministry of education and science of Ukraine, Dnipro, 2020.

The work deals with solving scientific-applied problem of getting in metal-roll for welding building constructions of increased level of operating capacity by means of elaboration of the improved technological production scheme of high-strength rolled metal from low-carbon low-, micro- and non-alloyed steels. The problem is solved by means of the detection of general regularities of nanoscale structural elements formation in the area of diffusive mechanism of supercooled austenite decay and the peculiarities of their influence on the increase in mechanic properties of building metal-roll from low-carbon steels.

The urgency of the work is conditioned by the search for new additional opportunities to improve the structure and the properties of metal-roll from low-carbon low-, micro- and non-alloyed steels. The elaboration of new and improvement of the existing technologies of production of high-strength plate metal-roll that satisfies the modern demands of building industry was also of primary importance.

According to the demands of current building standard documents, the steel for metal building constructions, including appropriate applicability, is used in ferrite-perlite structural state. At the same time, the diversity of perlite definitions and models of its formation, first of all, is connected with the fact that in real perlite colonies the creation of both cementite and ferrite components is more complicated than in suggested theoretical models: depending on kinetics of the growth process one and the same colony can obtain several morphological forms.

On the other hand, the tendencies of modern material science development tend to decrease the size of structural components (especially it concerns the steels for building metal constructions of appropriate applicability). Obtaining nanoscale structural elements in metal-roll will enable to increase additionally the strength properties while keeping ductile and viscosity characteristics. The typical examples of such nanoscale elements of structure are innerphase and interphase boundaries, cementite frame of the perlite colony, inter-plate distance in the perlite colony. Hence, it is necessary to carry out a wide complex of research aimed at detection of general regularities of the thin structure elements formation in the area of diffusive decay mechanism of supercooled austenite of low-carbon steels and peculiarities of their influence on the increase in the complex of mechanic properties of building metal-roll.

Thus, the aim of the work is an additional increase in strength properties while keeping ductile and viscosity characteristics of metal-roll for building metal constructions on the basis of a grounded research of the influence of nanoscale elements that are formed during the diffusive decay of austenite. This aim was reached thanks to: the determination of the main peculiarities of perlite colony formation in pre-eutectoid construction steels and the analysis of the morphology of perlite colony structural components; the study of mutual orientations between the components and ferrite matrix in perlite nodule; the application of mathematical apparatus of the theory of processing arrays of experimental data, while detecting the quantitative interconnection between the parameters of the process studied; the

analysis of structural elements influence on the kinetics of spreading the plastic deformation and the initiation of destruction in low-carbon low-, micro- and non-alloyed steels after different types of thermo-mechanic processing.

The scientific value of the work is to improve the theory of conservation of dislocation substructure of austenite of low-carbon low-, micro- and non-alloyed steels in the upper part of intercritical temperature range by means of considering ferrite separation not only at large-angle but also at dislocation polygonal boundaries of austenite. It leads to blocking the processes of recrystallization in the austenite and forming fine-grained ferrite before further controlled deformation.

The dissertation examines the main identification features that indicate the belonging of one or another boundary in the ferrite to the special in conception of lattices of matching nodes, which possess reduced surface energy. On the basis of the grain boundary structure, it is detected that there are special low-energetic boundaries in the ferrite component of low-carbon low-alloyed steels 10G2FB, 09G2S, St3, 06H1. The percentage of different types of these boundaries is evaluated. Thus, the dependence between the technological scheme of metal-roll production and the morphology of innerphase boundaries is defined.

Morphological peculiarities of the thin structure of cementite framework of quasi-eutectoid colonies are determined. The differences in morphology of perlite colonies of low-carbon low-, micro- and non-alloyed steels of a wide specter of production technologies of thick-sheet rolling are analyzed. The conducted research of the thin structure showed that the nuclei of the perlite phase appear on the boundary joints of austenite grains and the separation surfaces matrix-part of the second phase. The perlite colony growth stops, in the majority of cases, while colliding with another colony, the growth front of which has the opposite direction. On the bases of literature analysis and metallophysical approach, a physical model of perlite colony formation in low-carbon low, micro- and non-alloyed steels was introduced. It is shown that perlite colonies in the process of growth undergo several morphological transitions: spiral two-phase nucleus → accretion of plates and defects

– stable cracks → transition of lamellar cementite to tape → conversion of tapes into rods.

The interconnection between the morphological type of perlite colony and its strength characteristics is analyzed. It is shown that the colonies of a tape type have the highest microhardness.

It is stated that ductile deformation starts from the places with the enlarged level of free energy and spreads along crystallographic areas that make the smallest angle with the direction of maximal tangential stress from outer loading. It is shown that ductile deformation creates periodically inhomogeneous hardened environment, which will define the direction of crack growth. Under the conditions of loading, which happen in standard tensile tests, the resistance of material detachment is overcome in structural components with a lower resistance of ductile deformation, i.e. in ferrite because during the process of ductile deformation, residual strengths appear which gradually grow to reach the boundary state. Such concentration of strengths is observed close to grain boundaries. At the even strength spreading in the critical cross section of the steel part, ductile deformation can develop almost simultaneously in a number of ferrite grains. At the monotonous increase in loading a great number of micro cracks appear, which eventually unite, making the fracture surface with a large number of imperfections and the change of the direction from grain to grain. Grain boundaries create a net that evens the separation of the deformations among the grains of poly-crystal structure.

The models of initiation and spreading the destruction in steels with ferrite-perlite structure are perfected. It is found out that the initiation of viscous destruction can be described by the activity of three mechanisms: the initial stage – the formation of dislocation loops near the part (Broek's model); the next stage of pore growth happens owing to the accumulation of dislocations. Herewith, this stage occurs under the activity of both strength components normal and sliding.

The peculiarities of structure-creation processes are analyzed, which happen in metal-roll with low-carbon low-, micro- and non-alloyed steels during the use of the

most wide-spread technological production schemes: hot and controlled rolling. It is found out that the effective and stable deformation influence on the steel structure is determined by the presence and the size of three temperature intervals limited by critical points of transformation and the temperatures of recrystallization of the deformed austenite.

With the application of mathematical apparatus of the theory of experimental data array processing, the interconnection between the technological parameters of production schemes of low-carbon low-, micro- and non-alloyed steels (hot rolling, controlled rolling) and the main mechanic metal-roll properties is quantitatively analyzed. Hereby, it is shown that the change of the temperature interval of finish rolling leads to the change of strength characteristics (for the technological scheme of controlled rolling). Ductile peculiarities remain constant. With the application of mathematic apparatus of one-parameter (for hot rolling) and multiparmetry regression analysis (for controlled rolling), mathematic models of interconnection between mechanic characteristics and temperatures of the beginning and the end of finish rolling are created.

The analysis of the models showed that the increase in the temperature of the beginning of finish rolling (for controlled rolling) would lead to the increase in the level of mechanic characteristics, particularly strength. For the technological scheme of hot rolling, widening of temperature range of hot deformation will have a positive influence on the properties complex.

On the basis of the obtained results, temperature-deformation regime of hot rolling in intercritical temperature interval is theoretically grounded, which leads to the conservation of the dislocation austenite substructure to the lowest boundary of intercritical temperature interval. As a result, the deformation in intercritical temperature interval will enable to obtain a fine structure of the deformed ferrite and perlite, the peculiarity of which is the absence of ferrite-perlite striation. This conception is realized for low-, micro- and almost non-alloyed steels.

Thus, the analysis of the research results proved the possibility to correct the processes of the formation of structure and substructure components by means of constant deformation in intercritical temperature interval. Herewith, the decrease in the temperature of the end of hot rolling to the lowest boundary of intercritical interval will make it possible to improve further and stabilize the complex of mechanic characteristics of rolling for building constructions. The conservation of a stable polygonal structure during the deformation in the intercritical temperature interval leads to the formation of a developed ferrite-perlite structure with a certain type of cementite carcass of the perlite component. Due to this, it becomes possible to increase and stabilize the strength properties not only in steels with carbide-forming elements but also in materials without additional alloying.

The complex approach, applied in the work, as for the clarification of principles of thin structure steel formation in the area of diffusive decay of austenite (ferrite and perlite) made it possible to work out the technological scheme of rolling production with low-carbon low-, micro- and non-alloyed steels, which enables to reveal the backup capabilities of domestic production technologies and to improve the structure and properties of high-strength roll from low-carbon steels the way to meet the demands of modern domestic building industry. The obtained results can be classified as the solution to the important scientific-applied problem, which has a significant importance in terms of rolling improvement with low-carbon low-, micro- and non-alloyed steels produced by domestic enterprises.

Key words: nanoscale elements, quasi-eutectoid, cementite carcass, polygonal and special boundaries, ductile deformation, mathematical modelling, continuous controlled rolling.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ

Наукові праці, в яких опубліковані основні наукові результати дисертації

1. Бекетов А. В., Большаков В. И., Никитюк В. В. Оценка эффективности использования малоуглеродистых сталей, микролегированных V, Nb и Ti при

производстве строительных металлических конструкций. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2006. №1(32). С. 14-20.

2. Бекетов А. В., Большаков В. И., Дейнеко Л. Н., Исследование влияния параметров упрочняющих обработок на структуру и свойства малоуглеродистых низколегированных сталей и изделий из них. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2006. Вып.36, Ч. 1. С. 181-192.
3. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Специальные границы и множественные стыки в доэвтектоидном феррите низкоуглеродистых сталей. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian-Lithuaninan Transactions*. Warsaw, 2007. Vol. 15. P.73– 80.
4. Бекетов А. В., Большаков В. И., Воробьев Г. М., Лаухин Д. В., Калохтина Е. Ю. Обоснование выбора материала для строительных металлических конструкций. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2008. Вып.45, Ч.3. С. 116-122.
5. Бекетов А. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Рабич Е. В., Магала В. С., Ковтун-Горбачева Т.А., Рабич В.А. Использование низкоуглеродистых сталей высокой прочности в металлических конструкциях каркаса надстройки пятиэтажных жилых домов. *Строительство, материаловедение, машиностроение, Серия Инновационные технологии жизненного цикла объектов жилищно-гражданского, промышленного и транспортного назначения*. Днепропетровск, 2008. Вып.47. С. 103-108.
6. Бекетов А. В., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Сахник Н. В., Кузмичев Е. М., Тараненко А. А., Снижковская Ю. Л. Влияние режимов контролируемой прокатки на структурну и свойства низкоуглеродистой микролегированной стали 10Г2ФБ. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2009. Вып.48, Ч.3. С. 237-242.
7. Бекетов А. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Сухомлин Г. Д., Романец Р. Г., Иванцов С. В., Рязанова А. В., Сахник Н. В. Формирование структуры и

субструктуры горячедеформированного аустенита при контролируемой прокатке низкоуглеродистых сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2010. Вып.53. С. 153-161.

8. Бекетов А. В., Большаков В. И., Куксенко В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Семенов Т. В. Образование и рост перлитных колоний. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2010. № 1. С. 29-35.
9. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Семенов Т. В. Ориентационные соотношения феррит-цементит. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2011. Вып. 58. С. 123-129.
10. Бекетов А. В. Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Мурашкин А. В., Носенко О. П. Инновационная технология производства толстых листов – полигонизационная контролируемая прокатка. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2011. № 1-2 (52-53). С. 40-48.
11. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Мурашкин А. В., Носенко О. П., Котова Л. И., Полигонизационная контролируемая прокатка толстых листов. *Новини науки Придніпров'я*. 2011. № 1, 2. С. 30-34.
12. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Иванцов С. В. Сравнительный анализ технологических схем производства листового проката для строительных металлических конструкций. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2012. Вып. 64. С. 45-52.
13. Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д. Зарождение феррита на полигональных границах аустенита при контролируемой прокатке. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian Transactions*. Warsaw, 2012. Vol. 20. P.437-442.
14. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Котова Л. И., Куксенко В. И., Куксенко А. В., Котов Н. О., Щудро А. Е. Получение высокой прочности низкоуглеродистой микролегированной стали путем создания в ее

структуре наноразмерных продуктов распада аустенита. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2012. № 2 (57). С. 5-13.

15. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Аскеров Х. А., Иванцов С. В. Влияние дробности деформации в черновой клети и снижение содержания углерода в сталях, микролегированных ниобием и ванадием, на формирование структуры и комплекса свойств проката. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2013. Вып. 67. С. 295-302.
16. Бекетов А. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Мурашкин А. В., Иванцов С. В. Влияние размера аустенитного зерна на кинетику разрушения высокопрочных строительных сталей. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2014. № 1. С. 70-72.
17. Бекетов А. В., Большаков В. И., Семенов Т. В., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Аскеров Х. А., Мурашкин А. В., Ткач В. Н., Бурькина И. С. Влияние холодной деформации на количество специальных границ в ферритной составляющей низкоуглеродистых сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2014. Вып. 74. С. 216-222.
18. Бекетов О., Большаков В., Лаухин Д., Камінський Д. Дослідження взаємозв'язку між морфологією цементитного каркасу та мікротвердістю перлітної складової низьковуглецевих низьколегованих будівельних сталей. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian Transactions*. Dnepropetrivsk, 2014. Vol. 22, Part II. P. 63-68.
19. Бекетов А. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Тютерев И. А. Построение регрессионной модели зависимости изменения параметров квазиэвтектоида от скорости охлаждения. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2015. Вып. 80. С. 79-83.
20. Бекетов О. В., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Машковська А. В. Дослідження поверхневої енергії міжфазних границь під час дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення.

Металознавство та термічна обробка металів. Науков. та ін форм. бюл. 2015. № 2 (69). С. 24-29.

21. Бекетов О. В., Большаков В. І., Лаухін Д. В., Іванцов С. В., Лаухін В. Д. Дослідження взаємозв'язку між характеристиками руйнування та структурними складовими низьковуглецевих мікролегованих сталей. *Металознавство та термічна обробка металів. Науков. та ін форм. бюл.* 2016. № 1 (72). С. 53-58.
22. Beketov A. V., Bolshakov V. I., Laukhin D. V., Sukhomlin G. D. Polygonizing controlled rolling steels for metal constructions. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури.* 2016. № 5 (218). С. 40-45.
23. Бекетов О. В., Іванцов С. В., Тютєрев І. А., Ротт Н. О., Бабенко Є. О. Дослідження загальних особливостей розповсюдження пластичної деформації в сталях з феррто-перлітною структурою. *Строительство, материаловедение, машиностроение.* Днепропетровск, 2017. Вып. 95. С. 26-34.
24. Бекетов О. В., Лаухін Д. В., Сухомлин Г. Д., Іванцов С. В., Щудро А. Є., Лаухін В. Д. Вплив температурно-деформаційної обробки у міжкритичному інтервалі температур на структуру та властивості товстих листів з низьковуглецевих будівельних сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение.* Днепропетровск, 2017. Вып. 96. С. 95-102.
25. Бекетов А. В., Лаухин Д. В., Ротт Н. А., Лаухин В. Д. Алгоритм проведения статистической обработки массивов экспериментальных данных. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури.* Дніпро, 2017. №2. С. 68-77.
26. Beketov O., Laukhin D., Rott N., Schudro A. The Elaboration of Modernized Technology of Controlled Rolling Directed at the Formation of High Strengthening and Viscous Qualities in HSLA Steel. *Solid State Phenomena.* 2019. Vol. 291. P. 13 – 19.
27. Beketov O. V., Laukhin D. V., Rott N. O., Tyuterev I. A., Ivantsov S. V., Laukhin V. D. The Analysis of Interrelation between Kinetics of Propagation of Plastic

Deformation and Initiation of Ductile Fracture. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2017. Vol. 39, №10. P. 1335 – 1343.

28. Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д., Мурашкин А., Куксенко В., Рязанова А. Исследование влияния температурно-деформационных параметров черновой прокатки на процессы формирования и дробления перлитной полосчатости в сталях типа 10Г2ФБ. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian-Lithuanian Transactions.* Warsaw, 2010. Vol. 18. P. 439-444.

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації на конференціях

29. Бекетов А. В. , Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В. Исследование кинетики формирования доэвтектоидного феррита в зависимости от условий нагрева и скорости охлаждения стали 10Г2ФБ. *Строительство, материаловедение, машиностроение.* Днепропетровск, 2007. Вып. 41, Ч. 2. С. 7 – 18.

30. Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д., Куксенко В. Специальные границы и множественные стыки в ОЦК решетки феррита. *The eighth international scientific forum AIMS for future of engineering science (AFES 2007).* Winnipeg, Canada, 2007. P. 174-179

31. Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д. Ориентационные соотношения феррит-цементит. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian Transactions.* Warsaw, 2011. Vol. 19. P. 351-358.

32. Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д., Мурашкин А., Носенко О. Инновационная технология производства толстых листов – полиганизационная прокатка. *Строительство, материаловедение, машиностроение.* Днепропетровск, 2011. Вып. 59. С. 145-151.

33. Beketov A. V., Bolshakov V. I., Sukhomlin G. D, Laukhin D. V., Murashkin A. V., Gerasenko K. M. Method of regression modeling of dependence of basic mechanical properties of low-carbon micro alloyed iron plates on hot rolling finishing

temperatures. *10-th International Student's day of metallurgy*, Freiberg, Germany, 2012. P. 25-28.

34. Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д. Формирование структур полигонизации и рекристаллизации в аустените и феррите при контролируемой прокатке низкоуглеродистых микролегированных сталей. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian Transactions*. Warsaw, 2013. Vol. 21. P. 453-460.
35. Бекетов О. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Ротт Н. О., Барибин Д. О. Кількісний аналіз розміру зони локалізації пластичної деформації перед фронтом зростаючої тріщини з урахуванням структурного стану матеріалу (частина 2). *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2018. Вып. 104. С.71-76.
36. Бекетов А. В., Лаухин Д. В., Ротт Н. А., Щудро А. Е., Барыбин Д. А. Формирование полигонизованной структуры горячедеформированного аустенита для обеспечения в толстолистовом прокате высокого комплекса свойств в трех направлениях. *Proceedings of the VI International Scientific and practical Conference: International Scientific and Technology*. Warsaw, Poland, 2018. Vol. 1. P. 37 – 47.
37. Бекетов А. В., Большаков В. И., Мурашкин А. В., Сухомлин Г. Д., Пушков В. В., Лаухин Д. В., Рубец А. С., Носенко О. П., Клименко О. В., Семенов Т. В. Влияние дробности горячей деформации аустенита на формирование структуры и комплекса свойств толстолиствого проката. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2009. Вып. 48, Ч.1. С. 25-30.

Наукові праці, які додатково відображають наукові результати дисертації

38. Бекетов А. В., Дейнеко Л. Н., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д. Создание технологий термического упрочнения крупногабаритных изделий и автоматизированного закалочного оборудования для ее осуществления.

Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов (ОТТОМ-7). Харьков, 2006. С. 32-37.

39. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Эписьер Т. Э., Лаухин Д. В., Маковская А. В. Исследование карбидов Nb и V в микрорериванной конструкционной стали. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2008. Вып. 45, Ч.2. С. 3-9.
40. Бекетов О. В. Аналіз механізмів руйнування листів з низьковуглецевих низьколегованих сталей при статичних та динамічних випробуваннях. Частина 1. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2014. Вып. 73. С. 208-212.
41. Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевої мікролегованої сталі зі збереженням полігональної структури фериту: пат. 99770 Україна: МПК В21В 45/02 (2006.01). № у 2014 13687; заяв. 22.12.2014; опубл. 25.06.2015, Бюл. № 12. 10 с.
42. Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевих мікролегованої сталі: пат. 99769 Україна: МПК В21В 45/02 (2006.01). № у 2014 13685; заяв. 22.12.2014; опубл. 25.06.2015, Бюл. № 12. 4 с.
43. Спосіб термомеханічної обробки листової низьковуглецевої сталі з формуванням структури голчастого фериту: пат. 98891 Україна: МПК В21В 45/02 (2006.01); № у 2014 12824; заяв. 01.12.2014; опубл. 12.05.2015, Бюл. № 9. 27 с.
44. Спосіб термомеханічної обробки листової низьковуглецевої сталі з формуванням полігонізованої субструктури аустеніту: пат. 99199 Україна: МПК В21В 45/02 (2006.01); № у 2014 12731; заяв. 27.11.2014; опубл. 25.05.2015, Бюл. № 10. 12 с.
45. Спосіб виготовлення листів з низьковуглецевої низьколегованої сталі методом безперервної контрольованої прокатки: пат. 133785 Україна: МПК В21В 37/74 (2006.01) В21В 45/02 (2006.01); № у 2018 10697; заяв. 29.10.2018, опубл. 25.04.2019, Бюл. № 8. 24 с.

ЗМІСТ

ВСТУП	25
РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ТА ТЕХНОЛОГІЙ ВИРОБНИЦТВА СУЧАСНИХ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ	34
1.1. Технологічні схеми виробництва низьковуглецевих низьколегованих сталей, які застосовуються на вітчизняних підприємствах	34
1.2. Визначення елементів структури низьковуглецевої сталі, які можуть бути відносини до нанорозмірних	41
1.3. Аналіз теоретичних закономірностей перлітного перетворення	44
1.4. Морфологічні особливості структурних складових, які формується при зростанні перлітних колоній у доєвтектоїдних сталях	57
1.5. Загальні положення теорії будови міжфазних і внутрішньофазних границь	60
1.6. Аналіз загальних особливостей руйнування будівельних сталей з ферито-перлітною структурою.	71
1.7. Теоретичний аналіз моделей розповсюдження пластичної деформації при руйнуванні полікристалічних матеріалів	77
1.8. Постановка задачі і висновки по розділу 1	83
1.9. Список використаних джерел в розділі 1	84
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ	85
2.1. Хімічний склад та технологія виробництва сталей, які досліджуються	85
2.2. Методи дослідження структури, тонкої структури і нанорозмірних елементів, що формуються в структурі металопрокату з доєвтектоїдних будівельних сталей	89
2.3. Загальні характеристики методів визначення властивостей, що	

основані на руйнуванні матеріалів	95
2.4. Статистичний аналіз масивів експериментальних даних	97
2.5. Математичне моделювання досліджуваних процесів	100
2.6. Висновки по розділу 2	102
2.7. Список використаних джерел в розділі 2	103
РОЗДІЛ 3. ВИЗНАЧЕННЯ МОРФОЛОГІЧНИХ ОСОБЛИВОСТЕЙ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ЗА ДИФУЗІЙНИМ МЕХАНІЗМОМ	
3.1. Визначення морфологічних особливостей феритної складової низьковуглецевих низьколегованих сталей	104
3.2. Орієнтаційні співвідношення між нанорозмірними елементами феритної складової структури низьковуглецевої низьколегованої сталі	110
3.3. Аналіз морфологічних особливостей перлітних колоній в сталях доевтектоїдного складу	119
3.4. Дослідження орієнтаційних співвідношень між нанорозмірними елементами в перліті низьковуглецевих низьколегованих сталей	124
3.5. Формування колонії квазіевтектоїду	138
3.6. Фізична модель формування колонії квазіевтектоїда у просторі	142
3.7. Класифікація перлітних колоній	148
3.7. Дослідження поверхневої енергії міжфазних і внутрішньофазних границь квазіевтектоїду	150
3.8. Висновки по розділу 3	159
3.9. Список використаних джерел в розділі 3	161
РОЗДІЛ 4. ВПЛИВ МОРФОЛОГІЇ СТРУКТУРНИХ СКЛАДОВИХ НА ФОРМУВАННЯ КОМПЛЕКСУ ВЛАСТИВОСТЕЙ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ	
4.1. Дослідження впливу морфології цементитного каркаса на мікротвердість перлітних колоній	162

4.2. Дослідження впливу елементів структури на кінетику розповсюдження пластичної деформації в металопрокаті з низьковуглецевих низьколегованих сталей	167
4.3. Фізичне моделювання впливу структурного стану матеріалу на розповсюдження пластичної деформації	174
4.4. Дослідження впливу елементів структури на кінетику зародження та розповсюдження руйнування в металопрокаті з низьковуглецевих низьколегованих сталей	182
4.5. Дослідження розповсюдження пластичної деформації в низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталях	185
4.6. Фізична модель руйнування феритної складової	197
4.7. Руйнування перлітної складової низьковуглецевих низьколегованих сталей	207
4.7. Висновки по розділу 4	212
4.8. Список використаних джерел в розділі 4	214
РОЗДІЛ 5. ФІЗИКО-МАТЕМАТИЧНИЙ АНАЛІЗ ТЕХНОЛОГІЧНИХ СХЕМ ВИРОБНИЦТВА ДООБТЕКТОЇДНИХ СТАЛЕЙ	215
5.1. Структурні перетворення, які відбуваються під час виробництва низьковуглецевих низьколегованих сталей за технологічною схемою гарячої прокатки	215
5.2. Статистична обробка масивів експериментальних даних параметрів технологічної схеми гарячої прокатки	218
5.3. Структурні перетворення, які відбуваються під час виробництва низьковуглецевих низьколегованих сталей за технологічною схемою контрольованої прокатки	225
5.4. Статистична обробка масивів експериментальних даних параметрів технологічної схеми контрольованої прокатки	229
5.5. Дослідження впливу деформації на формування структури	

низьковуглецевих низьколегованих сталей	237
5.6. Дослідження впливу швидкості охолодження на параметри квазіевтектоїду	245
5.7. Висновки по розділу 5	254
5.8. Список використаних джерел в розділі 5	256
РОЗДІЛ 6. РОЗРОБКА УДОСКОНАЛЕНОЇ ТЕХНОЛОГІЧНОЇ СХЕМИ ВИРОБНИЦТВА ВИСОКОМІЦНОГО ПРОКАТУ З НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ	257
6.1. Технологічна схема безперервної контрольованої прокатки	257
6.2. Порівняльний аналіз структури металопрокату в стані постачання та після безперервної контрольованої прокатки	260
6.3. Аналіз тонкої структури металопрокату після безперервної контрольованої прокатки	264
6.4. Аналіз розповсюдження пластичної деформації в структурі металопрокату, виробленого по технології безперервної контрольованої прокатки	267
6.5. Висновки по розділу 6	279
6.6. Список використаних джерел в розділі 6	281
ВИСНОВКИ	282
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	292
ДОДАТОК А. АКТИ ВПРОВАДЖЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ	320
ДОДАТОК Б. ПЕРЕЛІК ПАТЕНТІВ, ЯКІ ОТРИМАНО ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ	326
ДОДАТОК В. СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА І ВІДОМОСТІ ПРО АПРОБАЦІЮ РЕЗУЛЬТАТІВ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ	336

ВСТУП

Сутність науково-прикладної проблеми. Дисертація присвячена вирішенню науково-прикладної проблеми отримання в металопрокаті для зварних будівельних конструкцій підвищеного рівня міцнісних характеристик при збереженні пластичних та в'язкісних властивостей шляхом розробки удосконаленої технологічної схеми виробництва високоміцного прокату з низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей. Проблему вирішено шляхом виявлення загальних закономірностей формування в області дифузійного механізму розпаду переохолодженого аустеніту нанорозмірних структурних елементів та особливостей їх впливу на підвищення механічних властивостей будівельного металопркату відповідального призначення.

Актуальність роботи. Згідно з вимогами чинної в будівництві нормативної документації, сталь для металевих будівельних конструкцій, в тому числі відповідального призначення, використовується у феррито-перлітному структурному стані. При цьому, різноманіття визначень перліту та моделей його утворення, в першу чергу, пов'язано з тим, що в реальних перлітних колоніях будова як цементитної, так і феритної складової є більш складною, чим у запропонованих теоретичних моделях: в залежності від кінетики процесу зросту одна і та ж колонія може набувати декількох морфологічних форм.

З іншого боку, тенденції розвитку сучасного матеріалознавства йдуть шляхом зменшення розмірів структурних складових (особливо це стосується сталей, призначених для будівельних металевих конструкцій відповідального призначення). Отримання нанорозмірних структурних елементів в металопрокаті дозволить додатково збільшити міцнісні властивості при збереженні пластичних та в'язкісних характеристик. Типовими прикладами таких нанорозмірних елементів структури є внутрішньофазні та міжфазні границі, цементитний каркас перлітної колонії, міжпластинчата відстань в перлітній колонії. Виходячи з цього, необхідним є проведення поглибленого

комплексу досліджень, спрямованих на виявлення загальних закономірностей формування елементів тонкої структури в області дифузійного механізму розпаду переохолодженого аустеніту низьковуглецевих сталей та особливостей їх впливу на підвищення комплексу механічних властивостей будівельного металопрокату.

Таким чином, поглиблені дослідження, спрямовані на пошук нових резервних можливостей удосконалення структури і властивостей з низьковуглецевих мікролегованих сталей, і розробку нових та вдосконалення існуючих технологій виробництва високоміцного товстолистого металопрокату, який би задовольняв сучасним потребам будівельної індустрії, є актуальною проблемою.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дисертаційна робота виконувалась на кафедрі матеріалознавства і обробки матеріалів ДВНЗ ПДАБА за планами науково-дослідних робіт та фундаментальних досліджень у рамках тем (де здобувач був виконавцем і відповідальним виконавцем): «Теоретичні основи отримання наноструктурованих елементів та їх вплив на комплекс властивостей будівельних сталей» (№ ДР 0103U005240 0113U000127, 2013 – 2015 рр.); «Теоретико-експериментальне дослідження механізмів впливу нанорозмірних параметрів структури на закономірності руйнування низьковуглецевих мікролегованих сталей» (№ ДР 0106U011369 0116U000219, 2016 – 2018 рр.); «Дослідження структури та властивостей, прогнозування якісних характеристик та розробка газотермічних покриттів конструкційних матеріалів» (№ ДР 0211U006483, 2011 – 2015 рр.); «Дослідження взаємозв'язку між механізмами формування структури та комплексом властивостей будівельних матеріалів» (№ ДР 0113U000775, 0116U004538 2016 – 2020 рр.).

Мета та задачі дослідження. Метою роботи є додаткове підвищення міцнісних властивостей при збереженні пластичних та в'язкісних характеристик металопрокату для будівельних металевих конструкцій на основі

поглибленого дослідження та використання впливу нанорозмірних елементів, які формуються під час дифузійного розпаду аустеніту. Для досягнення поставленої мети в роботі поставлені наступні основні задачі:

1. Визначити морфологічні особливості нанорозмірних елементів та зерногранічних ансамблів, які формуються в структурі низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталей після перетворення аустеніту за дифузійним механізмом розпаду.
2. Проаналізувати морфологію перлітних колоній, які утворюються внаслідок розпаду переохолодженого аустеніту в низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталей за евтектоїдною реакцією.
3. На підставі структурних досліджень форми цементитного каркасу перлітних колоній встановити взаємозв'язок між його типом та твердістю колоній.
4. Проаналізувати вплив зовнішнього навантаження на кінетику розповсюдження пластичної деформації та її впливу на руйнування структурних складових низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей.
5. Розкрити додаткові резерви підвищення основних механічних властивостей металопрокату з низьковуглецевих, низько-, мікро та нелегованих сталей на підставі поглибленого аналізу комплексу даних температурно-деформаційних режимів гарячої деформації, відповідних мікроструктурних досліджень та випробувань механічних властивостей товстих листів, які виготовляються на металургійних комбінатах України.
6. Дослідити вплив температурно-деформаційних параметрів прокатки в міжкритичному інтервалі температур на формування структури фериту та перліту низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей.
7. Розробити удосконалену технологічну схему прокатки для низько-, мікро- та нелегованих сталей.

8. Встановити вплив запропонованих температурно-деформаційних параметрів прокатки на структурний стан і комплекс механічних властивостей низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей.

9. Дослідити вплив мікро- та наноструктурних елементів, які формуються під час запропонованої технологічної схеми прокатки, на механізм розповсюдження пластичної деформації та зародження руйнування в структурі низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей.

Об'єкт досліджень: процеси формування структурних елементів при температурно-деформаційній обробці та їх вплив на властивості низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей.

Предмет досліджень: закономірності впливу нанорозмірних структурних елементів, які формуються під час дифузійного розпаду аустеніту, на механічні властивості, кінетику розповсюдження пластичної деформації та зародження руйнування товстих листів із низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей для будівництва.

Методи дослідження. У роботі використано сучасні методи дослідження структури, тонкої структури та комплексу властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей, а саме: оптичну мікроскопію з застосуванням оптичного мікроскопу Neophot 20; растрову електронну мікроскопію з застосуванням скануючого електронного мікроскопу PEM-106И; дифракційну електронну мікроскопію з застосуванням трансмісійних електронних мікроскопів PEM-125К та Jeol-200; загальні методи кількісного та напівкількісного металографічного аналізу. Для визначення комплексу механічних властивостей застосовувались традиційні методи статичних та динамічних випробувань. З метою отримання кількісних залежностей між параметрами процесів, які досліджувались та побудови відповідних фізико-математичних моделей, застосовувався математичний апарат теорії обробки масивів експериментальних даних, а саме: первинна статистична обробка,

кореляційний аналіз, одно та багатофакторний дисперсійний аналізи, одно та багатофакторний регресійний аналіз; квазіньютонівський метод перевірки адекватності отриманих моделей.

Наукова новизна отриманих результатів.

1. Встановлено основні теоретичні закономірності розпаду деформованого нерекристалізованого аустеніту – зроблено вперше. Розроблена концепція базується на аналізі тонкої структури цементитного каркасу колоній квазіевтектоїду та аналізу відмінностей в морфології перлітних колоній низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей широкого спектру технологій виробництва товстолистого прокату.
2. Узагальнено теорію збереження дислокаційної субструктури деформованого аустеніту низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей в верхній частині міжкритичного інтервалу температур – набуло подальшого розвитку. Ця концепція реалізується шляхом виділення фериту не тільки по великокутовим, а й по дислокаційним полігональним границям аустеніту, що призводить до блокування процесів рекристалізації в аустеніті та формуванні наддрібного зерна фериту перед подальшою контрольованою деформацією.
3. Теоретично та експериментально обґрунтовано концепція, яка базується на збереженні дислокаційної субструктури аустеніту до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур при контрольованій прокатці – зроблено вперше. Гаряча прокатка в міжкритичному інтервалі температур призводить до формування наддрібної структури деформованого фериту та перліту, характерною особливістю якої є відсутність ферито-перлітної смугастості. Ця концепція реалізована для низько-, мікро- та майже нелегованих сталей.
4. Виявлено особливості морфологічної будови нанорозмірних елементів в феритній складовій низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей – набуло подальшого розвитку. Розроблена концепція базується на інтерпретації ансамблів за участю спеціальних низькоенергетичних границь у структурних складових ферито-перлітних сталей.

5. Запропоновано модель перлітного перетворення у просторі з урахуванням морфології деформованого аустеніту – зроблено вперше. Розроблена концепція базується на аналізі тонкої структури продуктів дифузійного перетворення деформованого аустеніту низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей і встановленні потенційних місць зародження та загальних принципів зросту перлітних колоній.

6. Встановлено основні етапи розвитку колоній квазіевтектоїду – зроблено вперше. Розроблена концепція базується на аналізі загальних закономірностей зросту перлітних колоній, а саме на тому, що колонії перліту в процесі росту зазнають кілька морфологічних переходів: спіральний двофазний зародок → розростання пластин і дефектів – стійких щілин → перехід пластинчастого цементиту в стрічковий → перетворення стрічок у стрижні.

7. Удосконалено енергетичні аспекти теорії зародження руйнування на поверхнях розділу структурних складових низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей - набуло подальшого розвитку. Розроблена концепція відрізняється урахуванням вільної енергії та спроможністю поверхонь розділу бути потенціальним місцем для зародження тріщини.

8. Встановлено взаємозв'язок між розповсюдженням пластичної деформації та кількістю і типом структурних складових – зроблено вперше. Запропонована фізична модель враховує спроможність структурних складових до блокування пластичної деформації. Аналогічні моделі розповсюдження в'язкого руйнування зазначений фактор не враховують.

Практичне значення отриманих результатів.

1. На підставі теоретичного аналізу вперше було запропоновано температурно-деформаційний режим гарячої прокатки в між критичному інтервалі температур. Ця концепція базується на збереженні дислокаційної субструктури аустеніту та фериту аж до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур. В той же час, гаряча прокатка в міжкритичному інтервалі температур призводить до підвищення міцностних властивостей в трьох

напрямах, підвищення ударної в'язкості, та зниження ризику розшарування. Ця концепція реалізована для низько-, мікро- та майже нелегованих сталей.

2. Розроблено та запропоновано для промислового використання (патент 99770) технологічну схему прокатки низьковуглецевої низьколегованої сталі зі збереженням полігональної структури фериту, яка включає нагрів та витримку слябів, чорнову і чистову прокатки до потрібної товщини листа, примусове охолодження до температури 500°C та подальше уповільнене охолодження.

3. Розроблено та запропоновано для промислового використання (патент 99199) технологічну схему виробництва листового прокату з низьковуглецевих низьколегованих сталей з формуванням полігонізованої субструктури аустеніту, що включає нагрів та витримку слябів, зниження температури кінця чорнкової прокатки шляхом підвищення дрібності деформації до 850°C та наступне прискорене охолодження до температур початку чистової прокатки.

4. Вперше для низьковуглецевих низьколегованих сталей розроблена та реалізована технологічна схема прокатки, яка направлена на збереження діслокаційної субструктури аустеніту, фериту та перліту в діапазоні температур між 950...500°C.

5. Вперше розроблено та запропоновано для промислового виробництва прокату з низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей технологічну схему (патент 133785), яку засновано на збереженні стабільної полігональної структури аустеніту, яка формується під час деформації в між критичному інтервалі температур і наступною безперервною деформацією, що забезпечує формування розвиненої ферито-перлітної структури з заданим типом цементитного каркасу перлітної складової. За рахунок цього, виникає можливість підвищити і стабілізувати міцнісні властивості не тільки в сталях, які містять карбідоутворюючі елементи, але і матеріалах без додаткового легування.

6. Результати, отримані в роботі було впроваджено в навчальний процес кафедри матеріалознавства та обробки матеріалів Державного вищого

навчального закладу «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури».

7. На підставі проведеного комплексу мікроструктурних досліджень розроблено методику визначення взаємозв'язку між нанорозмірними елементами тонкої структури та ударною в'язкістю металопрокату для будівельних металевих конструкцій. Дану методику було впроваджено в навчальний процес кафедри матеріалознавства і обробки матеріалів при підготовці бакалаврів і магістрів спеціальності 132 – матеріалознавство.

Достовірність результатів роботи. Ступінь достовірності та обґрунтованості наукових положень, висновків і рекомендацій, які сформульовані у дисертації, забезпечені використанням сучасних методів досліджень, обчислювальною технікою і програмним забезпеченням, акредитованим випробувальним устаткуванням, статистично значимою кількістю лабораторних та промислових зразків, відповідністю аналітичних та експериментальних досліджень, впровадженням промислових технологій виробництва, обґрунтуванням результатів, які не суперечать загальноприйнятим науковим положенням та отриманим практичним досягненням..

Особистий внесок здобувача. В роботах, виконаних у співавторстві, здобувачу належить наступне: планування та розробка методик досліджень [6, 9, 10, 11, 16, 17, 23, 24, 26, 31, 32, 33, 34, 38, 43]; проведення досліджень структурних складових, аналіз отриманих результатів та формування висновків [1, 3, 8, 14, 15, 20, 21, 28, 29, 39, 40]; аналіз та узагальнення літературних даних [2, 5, 7, 18, 41, 42, 44]; проведення та аналіз мікроструктурних досліджень, інтерпретація отриманих результатів [27, 35, 36, 45]; дослідження субструктури за допомогою трансмісійної електронної мікроскопії, аналіз та узагальнення експериментальних результатів [4, 12, 13, 19, 22, 25, 37].

У дисертаційній роботі не використовувалися результати досліджень, наукові положення та висновки кандидатської дисертації здобувача.

Апробація результатів дисертації. Основні положення і результати роботи доповідалися й обговорювалися на наступних конференціях: міжнародній конференції «Строительство, материаловедение, машиностроение» (Дніпро, Україна, 2007, 2009, 2011, 2018); міжнародній конференції «The eighth international scientific forum AIMS for future of engineering science (AFES 2007)» (Винипег, Канада, 2007); міжнародній конференції «Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian-Lithuanian Transactions» (Варшава, Польща 2011, 2013); міжнародній конференції «10-th International Scientific day of metallurgy» (Фрайберг, Германія, 2012); міжнародній конференції «Proceedings of the VI International Scientific and practical Conference: International Scientific and Technology» (Варшава, Польща, 2018).

Публікації. Результати дисертаційної роботи опубліковані в 45 наукових працях, з яких: 7 статей у виданнях, що індексуються в міжнародних наукометричних базах даних, 24 статті у фахових виданнях, 9 – в матеріалах міжнародних наукових конференцій, 5 патентів України.

Структура та обсяг роботи. Дисертаційна робота складається із вступу, 6 розділів, висновків, списку використаних літературних джерел з 268 найменувань. Дисертація викладена на 341 сторінках машинописного тексту, обсяг основного тексту дисертації складає 267 сторінок та містить 128 рисунків, 41 таблицю.

Автор висловлює щире подяку за проведення спільних досліджень і допомогу докт. техн. наук, с.н.с. Сухомліну Г. Д., докт. техн. наук, проф. Лаухіну Д. В., докт. техн. наук, с.н.с. Дергач Т. О., докт. техн. наук, проф. Дейнеко Л. М.

РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ТА ТЕХНОЛОГІЙ ВИРОБНИЦТВА СУЧАСНИХ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

1.1. Технологічні схеми виробництва низьковуглецевих низьколегованих сталей, які застосовуються на вітчизняних підприємствах

Існує багато способів та методів виробництва сталі, які в результаті дозволяють отримувати металопрокат з необхідними властивостями і відповідною структурою. Для того щоб отримати сталь з бажаними властивостями треба враховувати три параметра: хімічний склад, спосіб виготовлення та мікроструктуру (рисунок 1.1).



Рисунок 1.1 – Схема формування бажаних властивостей в сталі

Це означає, що хімічний склад та технологічний шлях, який проходить сталь при виготовленні, треба ретельно контролювати, щоб отримати необхідну мікроструктуру. Фінальна мікроструктура має найбільшу важність для

виявлення властивостей кінцевого продукту [1, 2]. Проаналізуємо основні концепції двох найбільш розповсюджених на вітчизняних металургійних підприємствах технологічних схем виробництва прокату з низькоуглецеваних низьковуглецевих сталей: гарячу та контрольовану прокатку.

Вихідною заготовкою для гарячої прокатки є сляб, довжиною від 1300 до 5000 мм та шириною більшою за ширину готової полоси (листа) на 30...50 мм. Для нагрівання слябів чи злитків у теперішній час застосовують прилади двох типів: методичні печі (для заготовок невеликої маси, зазвичай до 6 т) та нагрівальні колодці (для заготовок з великими розмірами і масою).

При гарячій прокатці листової сталі відбувається значне зниження температури металу. Сляби необхідно нагрівати якомога більше, щоб закінчити прокатку при необхідній температурі, яка забезпечує потрібну структуру готового металопродукту, тиск його на валки та ін. Однак при цьому слід враховувати неприпустимість надмірного збільшення зерна, перегріву, перепалу, поверхневого знеуглецювання та надмірного окислення металу. Температура нагріву слябів визначається хімічним складом і допускається в границях 1150...1250 °С. Тривалість нагріву металу залежить від температури слябів при посаді, їх товщини та головним чином хімічного складу [2, 3]. Під час гарячої обробки тиском сталь рекристалізується. Контроль цього процесу призводить до ефективного подрібнення зерна за рахунок багаторазової рекристалізації. Необхідно приймати заходи щодо забезпечення мінімальної деформації за пропуск. Інакше може спостерігатись зростання зерна (рисунок 1.2). Класичний режим гарячої прокатки призводить до утворення середнього зерна аустеніту, приблизно 50 мкм (рисунок 1.3).

Разом з цим, ряд авторів [4-6] зазначає, що в процесі пластичної деформації разом із зміцненням відбувається розміцнення горячедеформованого аустеніту. У більшості робіт не були розмежовані явища, що відбуваються в ході гарячої деформації і відбуваються після її завершення при звичайному охолодженні або протягом післядеформаційних витримок.

Розвиток звороту, полігонізації і рекристалізації залежить від декількох основних параметрів пластичної деформації і може бути значно пригнічений навіть при високих температурах [7-9].

Однією з металознавських основ контрольованої прокатки є гаряча деформація аустеніту. За рахунок контролю умов гарячої прокатки в аустеніті утворюється висока щільність центрів зародження феритної фази, що забезпечує значне подрібнення зерна фериту після $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення.

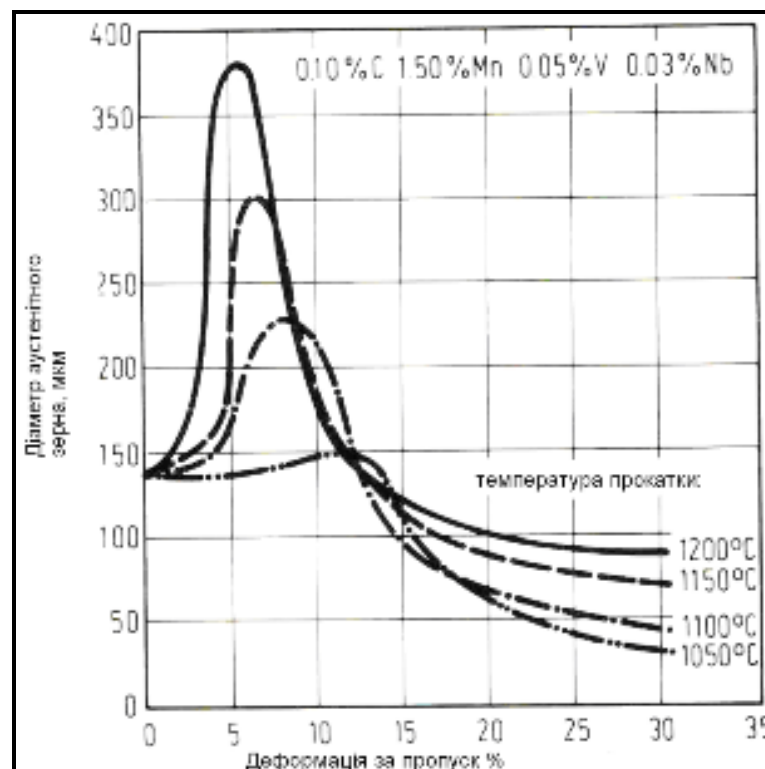


Рисунок 1.2 – Розмір рекристалізованого аустенітного зерна при попередній прокатці сталі з мікродомішками [10, 11]

Центри зародження фериту можуть утворюватися як на межах аустенітних зерен, так і усередині зерна на межах двійників, утворених в результаті гарячої деформації аустеніту, і смугах деформації. Контрольована прокатка є одним із перспективних видів термомеханічної обробки низьколегованих сталей. Технологічна схема класичної контрольованої прокатки включає контроль температури початку та завершення деформації,

обтискання та швидкості охолодження на різних стадіях пластичної обробки [3].

Однією з особливостей контрольованої прокатки є прокатка металу в чистовій клітці при температурі фазових перетворень, в міжкритичному інтервалі температур. Для реалізації такої технології метал передається після чергової клітці на байпас, де здійснює зворотно-поступальний рух (процес класичної контрольованої прокатки не передбачає охолодження металу водою). При досягненні температур зразка на байпасі $750\dots775^{\circ}\text{C}$, він передається до чистової клітці, де прокутується до заданої товщини за $5\dots7$ пропусків [10-12].

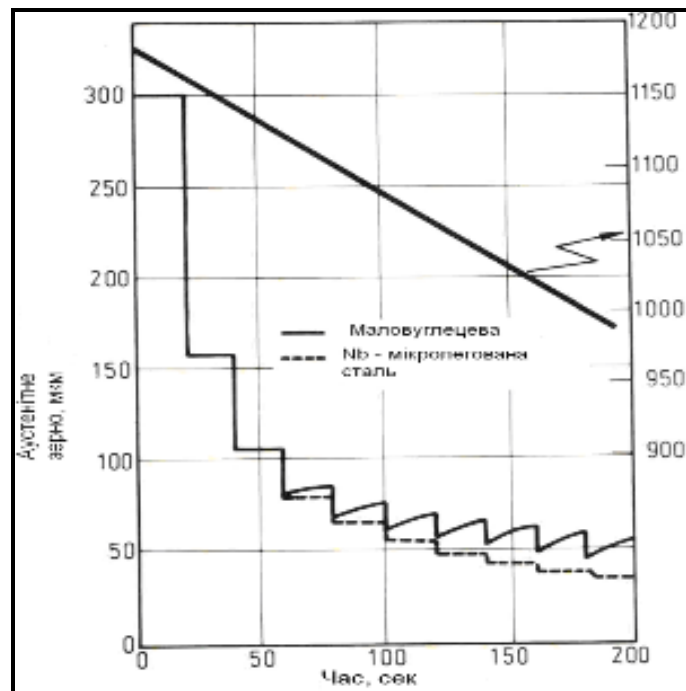


Рисунок 1.3 – Змінювання мікроструктури під час попередньої прокатки (9 пропусків по 15% загальне обтиснення сляба товщиною 250мм до 55мм) [12]

Аналіз процесів утворення структури при гарячій деформації показує, що ефективний вплив деформації на структуру сталі залежить від величини трьох температурних інтервалів, в яких відбувається деформація. Температурні інтервали обмежуються критичними точками перетворення і температурами рекристалізації деформованого аустеніту даної сталі (T_{95} - повне протікання

рекристалізації, T_5 - повне гальмування рекристалізації). Такий підхід приводить до трьох схем контрольованої прокатки (рисунок 1.4) [13]:

- РКП – рекристалізаційна контрольована прокатка: I стадія деформації ($> T_{95}$);
- ВКП - високотемпературна контрольована прокатка (у разі застосування прискореного охолодження - ВКПУО): I, II стадії ($I > T_{95}$; II - $T_5 \dots A_{r3}$);
- НКП - низькотемпературна контрольована прокатка: I, II, III стадії ($I > T_{95}$; II - $T_5 \dots A_{r3}$; III – $A_{r3} \dots A_{r1}$).

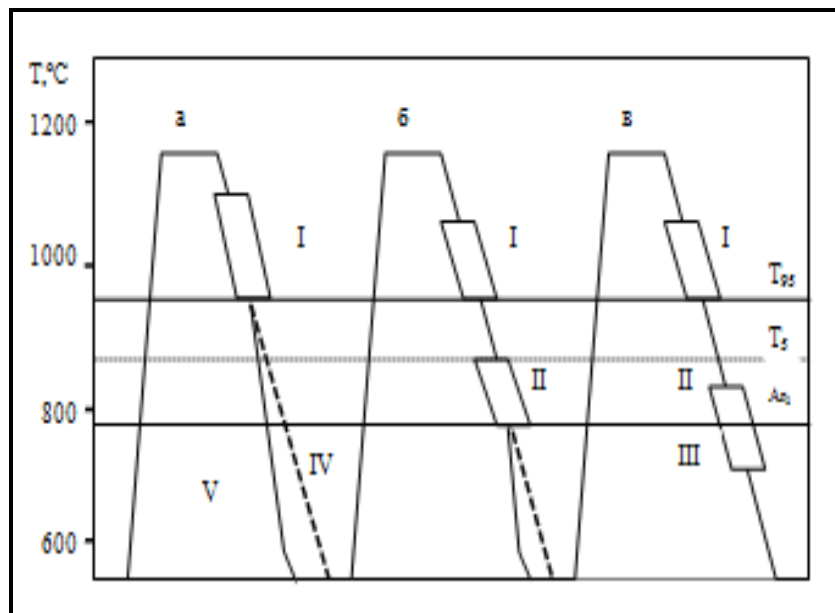


Рисунок 1.4 – Класифікація технологічних схем контрольованої прокатки:
a - РКП, *б* - ВКП, *в* - НКП; I, II, III - стадії контрольованої прокатки, IV - охолодження на повітрі, V - прискорене охолодження; T_{95} - температура повного завершення рекристалізації, T_5 - температура зупинки рекристалізації аустеніту

Добавки карбонітридоутворюючих елементів (ванадій, титан і ніобій) підвищують точку кінця рекристалізації γ -фази на 100 і більше градусів залежно від їх концентрації. Це пояснюється виділенням з твердого розчину в

процесі охолодження металу дрібнодисперсних карбонітрідів, гальмуючих міграцію границь аустенітного зерна [1]. При прокатці сталей з ніобієм, зерно аустеніту додатково подрібнюється, що пов'язано з контролем процесів дифузії. З іншого боку, зростання зерна між пропусками затримується карбонітридами ніобію. Чим менше аустенітне зерно перед деформацією, нижче температура прокатки і вище ступінь деформації при кожному пропуску, тим менше буде рекристалізоване зерно.

Було доведено, що шляхом рекристалізаційної прокатки листа товщиною 25 мм можна отримати дрібне аустенітне зерно, яке знаходиться на рівні 20 мкм [10-12]. Як наслідок, число центрів зародження α -фази значно збільшується за рахунок того, що при гарячій деформації аустеніту в таких сталях зародки α -фази утворюються як на межах аустенітних зерен, так і на двійниках і смугах деформації, що утворюються при наклепі нерекристалізованого аустеніту. Крім того, деформоване аустенітне зерно має більшу площу границь, ніж рівноосне зерно рекристалізованого аустеніту [14, 15].

Одна з проблем використання високоміцних низьколегованих сталей в будівництві полягає в змінні комплексу механічних властивостей (насамперед ударної в'язкості) зі збільшенням товщини металопродукату [16]. Тобто, при виробництві зварних металевих конструкцій із зазначеного типу сталей та подальшої їх експлуатації може постати проблема фізичної нелінійності (термінологія згідно вимог [17]). Типовий випадок відмінностей в значеннях механічних властивостей зі збільшенням товщини металопродукату приведено в таблиці 1.1.

Як правило, сталі підвищеної міцності поставляють в гарячекатаному стані згідно вимог [19]. Структура даного типу металопродукату являє собою ферритно-перлітну суміш, с балом зерна №8...10 (діаметр зерна 10...20 мкм) або с балом зерна №10...12 (діаметр зерна 8...10 мкм) [20]. Але, як свідчить аналіз відповідних мікроструктур (дивись рисунок 1.5) зі збільшенням товщини відбуваються значні структурні перетворення. Насамперед, спостерігається

зміна геометричних розмірів структурних складових, при цьому їх відсоткове співвідношення майже не змінюється (зміни знаходяться у межах допустимої похибки).

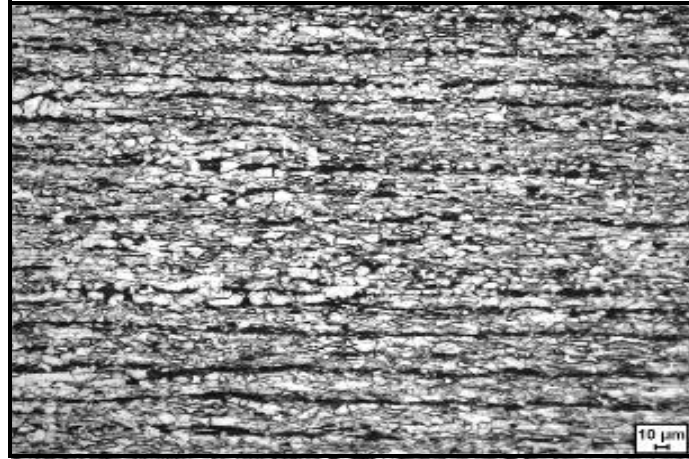
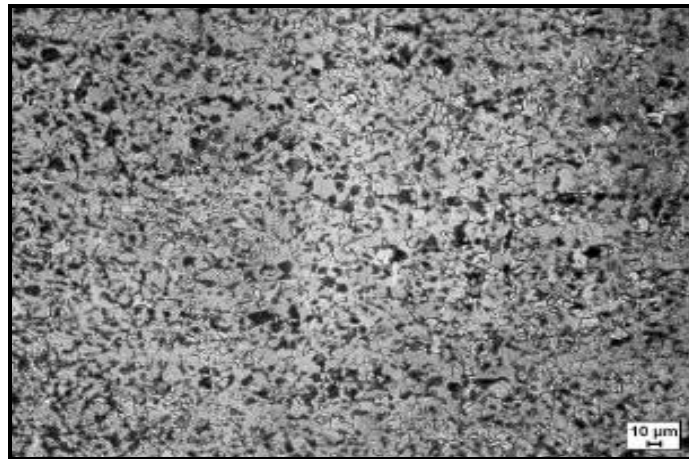
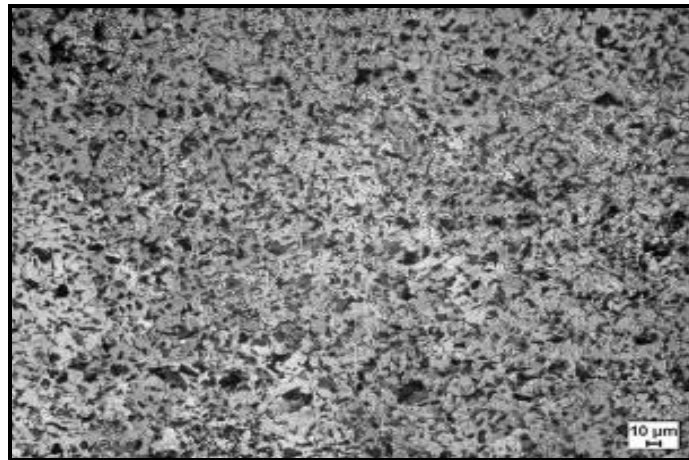
*a**б**в*

Рисунок 1.5 – Мікроструктура сталі 10Г2ФБ (за даними роботи [18]):

a – товщина 20мм; *б* – товщина 40мм; *в* – товщина 70мм

Таблиця 1.1 – Комплекс механічних характеристик сталі 10Г2ФБ
(за даними роботи [18])

Товщина, мм	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	$KCV^{-20^\circ C}$, Дж/см ²
20	515 ± 24	615 ± 25	22,5 ± 1,8	42 ± 5	189 ± 84
40	500 ± 25	610 ± 25	21,5 ± 2	40 ± 7	130 ± 80
70	480 ± 25	590 ± 25	19,5 ± 2	38 ± 7	110 ± 85

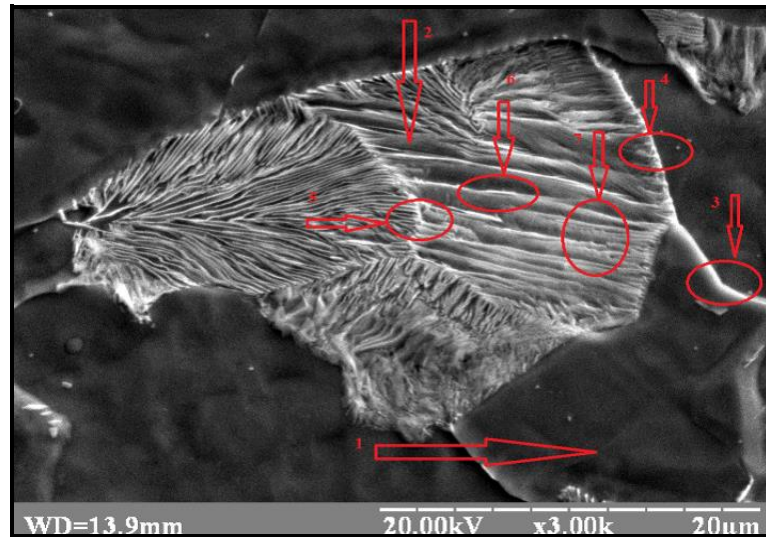
Відповідні зміни в морфології структурних складових, в першу чергу, пояснюються зміною термодинамічних умов фазових перетворень внаслідок дії масштабного ефекту [21]. Це призводить до утворення структурної неоднорідності та сприяє зниженню показників ударної в'язкості. З іншого боку, поява масштабного фактору призводить до того, що швидкість охолодження зі збільшенням товщини металопрокату змінюється. Про це свідчить, наприклад, збільшення розмірів колоній перліту, при зменшенні загальної кількості колоній.

1.2. Визначення елементів структури низьковуглецевої сталі, які можуть бути відносини до нанорозмірних

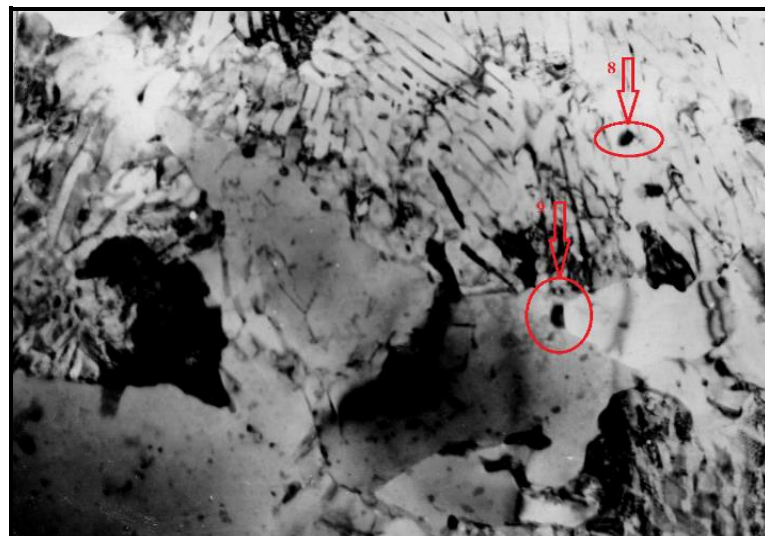
Необхідно відзначити, що сучасні тенденції розвитку чорної металургії йдуть шляхом зменшення розмірів структурних складових (особливо це стосується сталей, призначених для будівельних металевих конструкцій відповідального призначення).

Застосування контрольованої прокатки призводить до отримання в металі структурних елементів, які за своїми морфологічними і розмірами повинні бути віднесені до нанорозмірних [22, 23]. Типовим прикладам таких структурних елементів є внутрішньо фазні та міжфазні границі, протяжність яких в металопрокаті з доєвтектоїдних сталей може досягати понад 50-60% від загального об'єму структурних складових.

В стані постачання (ферито-перлітний структурний стан), в структурі сталі присутні феритні зерна, колонії перліту, а також частки другої фази – карбіди, нітриди та/або карбонітриди (дивись рисунок 1.6).



a



б ($\times 15000$)

Рисунок 1.6 – Типова структура низьковуглецевої низьколегованої будівельної сталі (позначено структурні елементи, які можливо віднести до нанорозмірних)

Аналіз феритної складової показує, що зерна фериту розорієнтовані, повернені одні відносно інших до десятків градусів. Тобто, існує певна

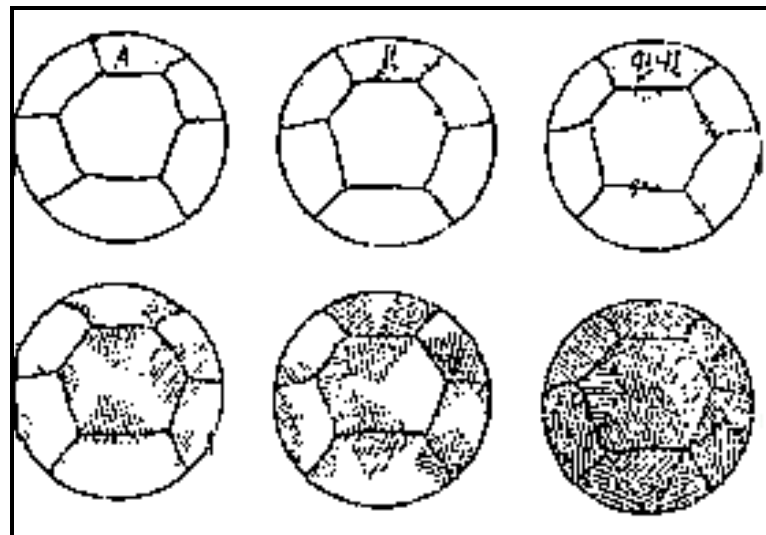
перехідна область шириною в декілька атомних діаметрів, в якій кристалографічні площини одного зерна стикаються з кристалографічними площинами іншого зерна [24]. Будова перехідного шару (границі) сприяє скупченню в ній дислокацій, оскільки під час переходу через границю ні площина ковзання, ні вектор Бюргерса не зберігаються незмінними. Зерна розбиті на окремі субзерна, які повернені одно відносно іншого на малий кут [25].

Утворення колоній перліту пов'язано із зростанням всередині однофазної матриці двофазних областей, які складаються з пластин різної структури і різного складу, які чергуються [26] (рисунок 1.7).

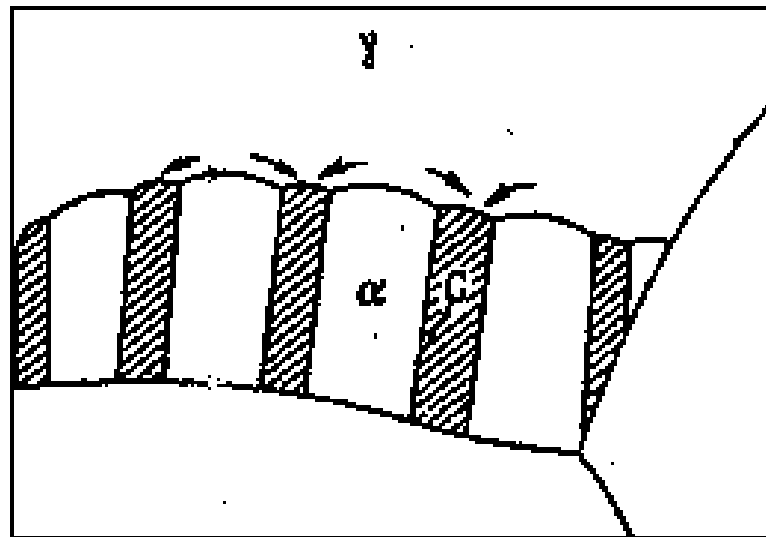
У процесі росту двофазних областей (колоній) відстань між окремими пластинами при постійній температурі зберігаються приблизно постійними, так що зростання в напрямку перпендикулярному площині пластин може відбуватися тільки за рахунок виникнення бічних відгалужень або за рахунок зародження нових пластин. Окремі колонії або групи колоній з різноорієнтованими пластинками зароджуються на границях зерен і ростуть всередині зерен [26] (рисунок 1.7 а).

На кінетику перлітного перетворення і форму утворення колоній перліту впливають кілька факторів, які взаємопов'язані один з одним [27]. Так, наприклад, на форму колоній перліту значний вплив робить кінетика перетворення із змінами в хімічній рівновазі і тенденція до досягнення геометричній рівноваги і мінімальної енергії границь [28]. Для протікання перетворень необхідна дифузія вуглецю, наслідком якої є встановлення хімічної рівноваги за рахунок утворення пластин фериту і карбіду, які чергуються (рисунок 1.7 б) [29]. Товщина пластин є функцією рухливості атомів вуглецю, яка, в свою чергу, залежить від температури.

Таким чином, теоретичний аналіз елементів структури низьковуглецевих сталей дозволив класифікувати їх за розмірною ознакою. Відповідні результати наведено у таблиці 1.2.



a



б

Рисунок 1.6 – Кінетика формування перліту в низько вуглецевій низьколегованій сталі: а – зародження колоній; б – дифузія вуглецю (використано дані роботи [26])

1.3. Аналіз теоретичних закономірностей перлітного перетворення

В основі теорії зародження перліту лежить положення про те, що при зародженні нової фази всередині материнської між двома фазами формується поверхня розділу (міжфазна границя). Міжфазна границя викликає локальне збільшення вільної енергії, коли перші декілька атомів об'єднуються з утворенням нової структури. Теорія такого процесу, в якій враховується

енергетичний бар'єр на шляху зародження, пов'язаний з утворенням поверхні розділу, була спочатку розвинена для конденсації рідини з пари.

Таблиця 1.2 – Класифікація структурних елементів за розмірами

Елемент структури	Розмір	Класифікація за типом	Класифікація за розміром
Зерна фериту	0,016мм	двовимірний	макро
Колонії перліту	0,028мм	двовимірний	макро
Границя ферит-ферит	0,6нм	квазінульмірний	нано
Границя ферит-перліт	0,4нм	квазінульмірний	нано
Границя перліт-перліт	0,8нм	квазінульмірний	нано
Міжпластинчата відстань	0,12нм	квазінульмірний	нано
Цементитна складова колонії перліту	0,4нм	квазінульмірний	нано
Феритна складова колонії перліту	0,6мкм	одномірний	мікро
Частка другої фази (спецкарбід)	0,15нм	квазінульмірний	нано
Частка другої фази (карбід)	0,15мкм	одномірний	мікро

Ця модель в кінці 40-х років було застосовано Торнбаллом до моделі затвердіння металів та теорії твердофазних перетворень і, згодом, стала фундаментальною в якісному і кількісному описі структурних змін у фізичному металознавстві [30].

При повільному охолодженні евтектоїдної сталі перетворення починається з формування деякої кількості надлишкового фериту, що

супроводжується збагаченням аустеніту вуглецем до евтектоїдного складу, після чого починається перлітна реакція; в результаті структура складається з фериту та перліту. Її характер залежить від переохолодження, а також від первинного зерна аустеніту: ферит утворюється зазвичай на границях аустенитних зерен у вигляді суцільної сітки, а при значному переохолодженні кристали фериту набувають голчастої морфології (Відманштетов ферит). При досить високому ступеню переохолодження виділення надлишкових фаз пригнічується, і перетворення починається шляхом безпосереднього формування перліту, що відрізняється за складом від евтектоїдного і названого А.А. Бочвара квазіевтектоїдом.

Пластинчаста будова колонії визначається кооперативним зростанням фаз в результаті дифузійного перерозподілу компонентів твердого розчину в процесі перетворення. На даний момент розроблено кілька теорій протікання перлітної реакції. Розглянемо деякі з них.

Перша теорія зростання перліту була створена К. Зінгером в 1946 р [31]. Зинер вважав, що зростання перліту проходить в умовах локальної рівноваги, тому граничні концентрації повинні бути такими ж, як для рівноважної фазової діаграми Fe-C. Відношення феритної і цементитної складової S^α і S^k дорівнює відношенню об'ємних часток фериту і цементиту f^α і f^k , які можна знайти за правилом важеля на основі початкової концентрації вуглецю в аустеніт $C_{H\gamma}$ і рівноважних концентраціях вуглецю в α -фазі і карбіді:

$$f^\alpha = \frac{S^\alpha}{S} = \frac{C^k - C_{H\gamma}}{C^k - C^{\alpha/\gamma}}; \quad f^k = \frac{S^k}{S} = \frac{C_{H\gamma} - C^{\alpha/\gamma}}{C^k - C^{\alpha/\gamma}}, \quad (1.1)$$

де $S = S^\alpha + S^k$ - межпластинчаста відстань. Для евтектоїдної сталі при 727°C $f^\alpha = 0,883$, $f^k = 0,117$, а відношення $S^\alpha/S^k = 7,57$. Наслідком гіпотези локальної рівноваги є те, що в γ -фазі перед фронтом перетворення з'являється градієнт концентрації в напрямку, який розташовано паралельно фронту, так як на

кордоні з α -фазою встановлюється концентрація $C^{\gamma/\alpha}$, а на кордоні з карбідом $C^{\gamma/K}$. Ці концентрації виявляються при фіксованій температурі, якщо продовжити лінії GS і ES вниз від евтектоїдної температури. Перепад концентрацій $\Delta C = C^{\gamma/\alpha} - C^{\gamma/K}$ реалізується на відстані порядку $S^a/2$, тому середній градієнт концентрацій в напрямку осі дорівнює $\Delta C^{\gamma}/L$, де $L = S^a/2$. Дифузійний потік атомів вуглецю рухається точно уздовж осі oy (рисунок 1.6) [31].

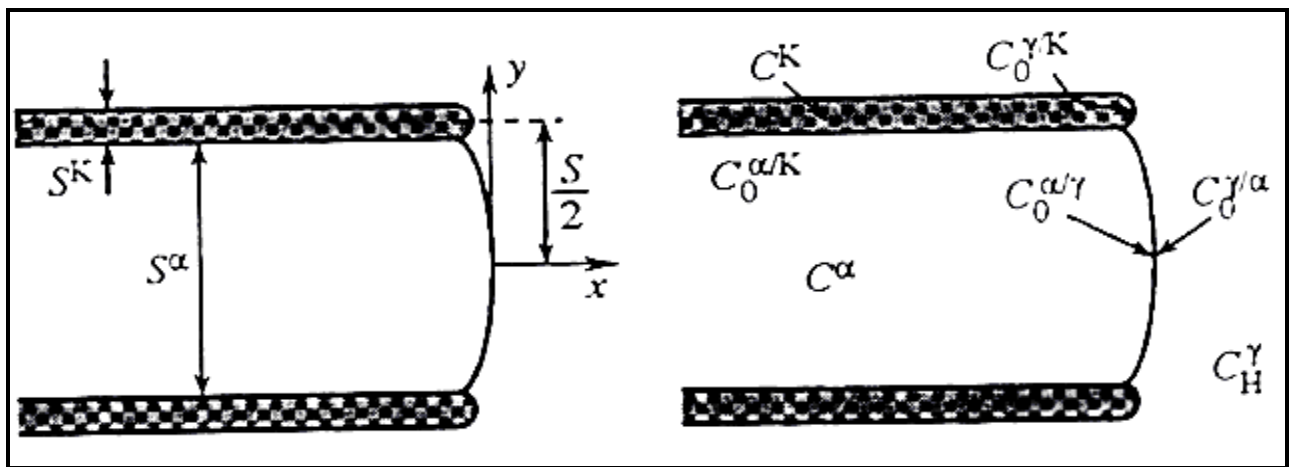


Рисунок 1.8 – Утворення перлітної колонії згідно теорії Зиннера [31]

Зміни концентрації в аустеніт поширюються на глибину близько S^a . Тому Зинер прийняв, що площа, через яку проходить дифузійний потік j_y , є bS^a , де b – будь-яка відстань на лінії зіткнення фериту і карбиду. За час $d\tau$ паралельно oy буде перенесена маса dm , причому:

$$\frac{dm}{d\tau} = bS^a \cdot D \frac{\partial C}{\partial y} = bS^a \cdot D \frac{\Delta C^{\gamma}}{S^a/2} = 2bD \cdot \Delta C^{\gamma}. \quad (1.2)$$

При переміщенні міжфазної границі на відстань vdx відбувається виділення вуглецю в обсязі $bS^a v d\tau$, де утворюється нова порція фериту і додаткове поглинання вуглецю в обсязі $bS^K v d\tau$, в якому продовжували формуватися пластини цементиту. В цьому випадку:

$$\frac{dm}{d\tau} = vbS^\alpha (C_H^\gamma - C^{\alpha/\gamma}) = vbS^k (C^k - C_H^\gamma). \quad (1.3)$$

Використовуючи попередні обчислення можна записати:

$$\frac{dm}{d\tau} = vbSf^\alpha f^k (C^k - C^{\alpha/k}). \quad (1.4)$$

Тоді швидкість росту буде визначатися:

$$v = \frac{2D\Delta C^\gamma}{f^\alpha f^k S (C^k - C^{\alpha/k})} = \frac{2D}{f^\alpha f^k S} \left(\frac{C^{\gamma/\alpha} - C^{\gamma/k}}{C^k - C^{\alpha/k}} \right). \quad (1.5)$$

Максимальна швидкість росту колонії перліту відповідає товщині $S = 2S_0$. Зинер вважав, що збільшення між пластинчастого відстані спочатку супроводжується збільшенням швидкості росту, але коли величина S стає рівною $2S_0$, швидкість набуває максимального значення:

$$V_{\max} = \frac{D}{f^\alpha \cdot f^k} \cdot \frac{C_0^{\gamma/\alpha} \cdot C_0^{\gamma/k}}{C^k \cdot C^\alpha} \cdot \frac{1}{S}. \quad (1.6)$$

Зменшення S_0 скорочує шлях дифузії і сприяє прискоренню зростання, але збільшує число пластин на одиницю об'єму, що вимагає підвищення витрат енергії на створення додаткових міжфазних границь ферит-цементит, тобто знижує рушійну силу перетворення.

Теорія К. Брандта (рисунок 1.9). Якщо прийняти, що структура перліту ідеально періодична уздовж осі ou , то можна отримати наступне рівняння:

$$C^\gamma(x, y) = C_H^\gamma + A_0 e^{-\lambda_0 x} + A_1 e^{-\lambda_1 x} \cos\left(\frac{2\pi}{S} y\right). \quad (1.7)$$

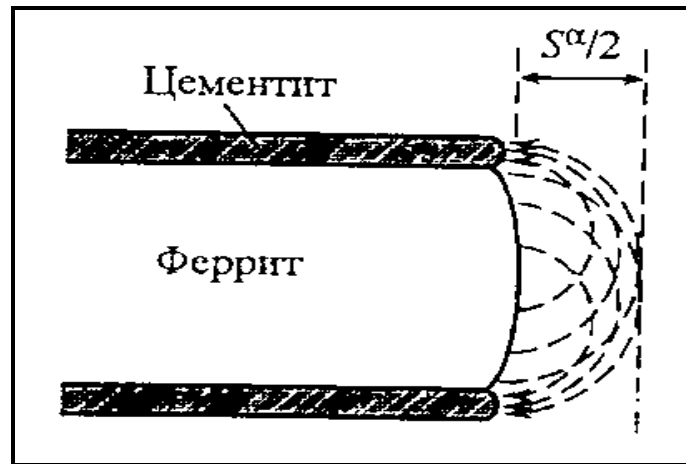


Рисунок 1.9 – До теорії К. Бранта зростання перлітних колоній [32]

Після врахування граничних умов К. Бранд отримав:

$$v = \frac{2\pi D}{S} \xi, \quad (1.8)$$

$$\xi = 2(p^2 - 1)^{1/2},$$

$$p = 1 + N \frac{J \frac{2}{1+p} + J}{M + J \frac{2}{1+p}},$$

$$N = 2 \frac{C^K - C_H^\gamma}{C_H^\gamma - C^{\gamma/K}},$$

$$J = \frac{C_H^\gamma - C^\alpha}{C^K - C_H^\gamma},$$

$$M = \frac{C^{\gamma/\alpha} - C_H^\gamma}{C_H^\gamma - C^{\gamma/K}}.$$

При малих значеннях параметра ξ справедливо вираз:

$$\xi = 2 \frac{C^{\gamma/\alpha} - C_H^\gamma}{C^K - C^\alpha}. \quad (1.9)$$

Фактично К. Брандт прийшов до того ж рівняння, що і Зіннер [32].

Теорія Б.Я. Любов [33] стосується зростання колоній при плоскому фронті перетворення. У такому випадку концентрація вуглецю в перліті (рисунок 1.10 а) виражається переривчастою, але періодичною функцією, яка може бути представлена рядом Фур'є:

$$C^i = \frac{\gamma_0}{2} + \sum_{n=1}^{\infty} \gamma_n \cos(2\pi n \frac{y}{S}). \quad (1.10)$$

Підстановка ряду Фур'є в рівняння масового балансу дозволяє обчислити коефіцієнти Фур'є A_n функції концентрації вуглецю в аустеніті:

$$A_n = \frac{(v/D)\gamma_n}{(v/D) - \lambda_n}. \quad (1.11)$$

Відповідно, в центрі проміжків контакту аустеніт/карбід і аустеніт/ферит будуть виконуватись умови:

$$C^\gamma(0,0) = C^{\gamma/K}, \quad C^\gamma(0,S/2) = C^{\gamma/\alpha}. \quad (1.12)$$

Врахування цих умов призводить до трансцендентного рівняння для швидкості росту перлітної колонії:

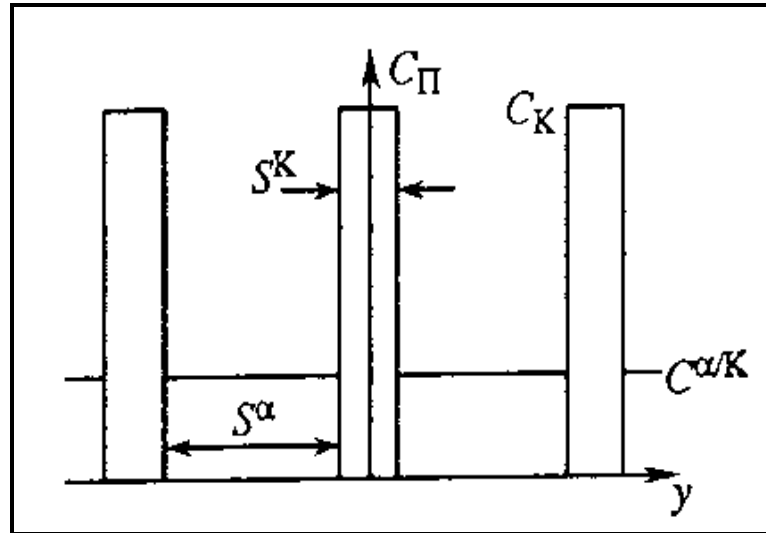
$$\hat{O}(\alpha_0) = \frac{\tilde{N}^{\gamma/\alpha} - \tilde{N}^{\gamma/\hat{E}}}{\tilde{N}^{\hat{E}} - \tilde{N}^{\alpha}}. \quad (1.13)$$

Б.Я. Любовим були зроблені розрахунки функції $\Phi(\alpha_0)$. Графічна залежність показана на рисунку 1.10 б. В інтервалі значень $0 \leq \Phi(\alpha_0) < 0,5$

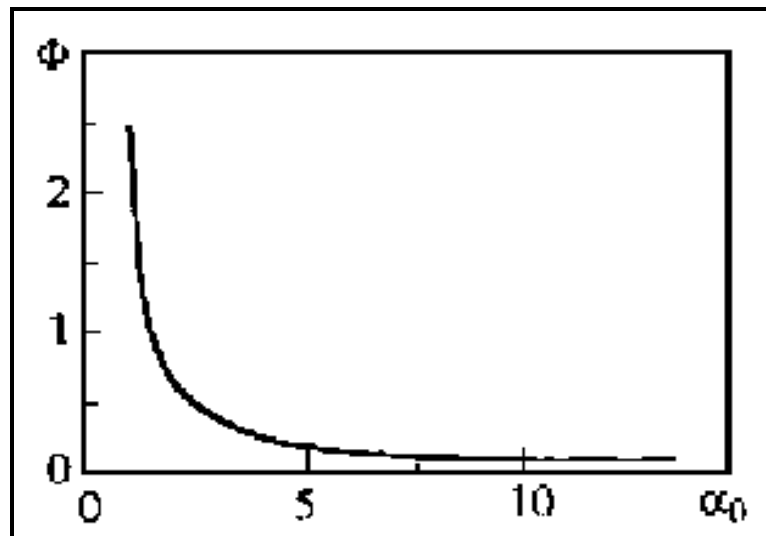
$$\hat{O}(\alpha_0) \approx \frac{1}{\alpha_0} = \frac{\tilde{N}^{\gamma/\alpha} - \tilde{N}^{\gamma/\hat{E}}}{\tilde{N}^{\hat{E}} - \tilde{N}^{\alpha}}. \quad (1.14)$$

Тоді

$$v = \frac{4\pi D}{S} \cdot \frac{\tilde{N}^{\gamma/\alpha} - \tilde{N}^{\gamma/\hat{E}}}{\tilde{N}^{\hat{E}} - \tilde{N}^{\alpha}}, \quad v \approx \Delta T^2 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right). \quad (1.15)$$



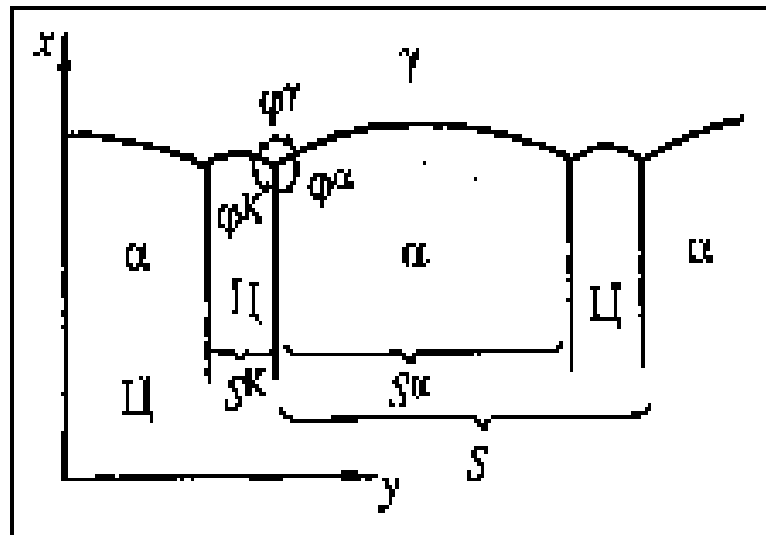
a



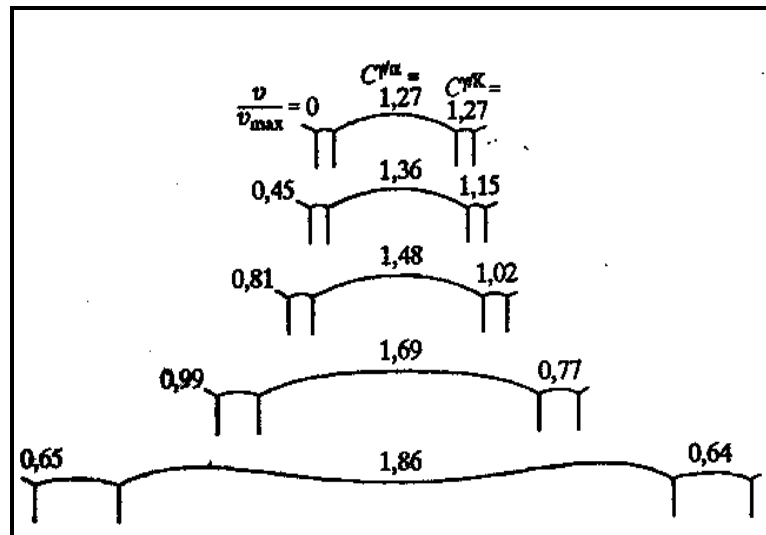
б

Рисунок 1.10 – До теорії Б.Я. Любова зростання перлітних колоній [33]

М. Хіллерт [34] при побудові теорії зростання перлітної колонії прийняв за основу рішення рівняння дифузії з урахуванням кривизни відрізків міжфазних границь аустеніт/ферит і аустеніт/карбід (рисунок 1.11 *a*).



a



б

Рисунок 1.11 – До теорії М. Хілерта [34]

Врахування кривизни міжфазної границі призводить до рівняння (1.16):

$$\frac{\sigma^{\gamma/\alpha}}{\sin \varphi_K} = \frac{\sigma^{\gamma/K}}{\sin \varphi_\alpha} = \frac{\sigma^{\alpha/K}}{\sin \varphi_\gamma}. \quad (1.16)$$

Для того щоб знайти Фур'є-коефіцієнти і швидкість росту М. Хіллерт використовував рівняння балансу. Рівняння швидкості росту аналогічно рівняння Зінера, але відрізняється від нього на константу, рівну 1.08 при

$S^K = S/2$ і 1,44 при $S^K = S/8$, а отже близька до одиниці. Хіллерт також розрахував шляхом чисельного інтегрування форму фронту, швидкість росту і граничні концентрації в аустеніт при різних межпластинчатих відстанях (рисунок 1.11 б) [35].

Теорія Фішера. Серед трьох фаз, що беруть участь в утворенні перліту, найвищим коефіцієнтом дифузії вуглецю володіє ферит. Величина D для α -фази майже в 100 разів вище ніж в аустеніту. Тому Фішер запропонував, що основний дифузійний потік атомів вуглецю протікає в α -фазі від міжфазної границі α/γ до границі α/K . Так як відповідні граничні концентрації рівні, то простий розрахунок, аналогічний оцінками Зинера, дає наступний результат:

$$v = \frac{D^\alpha}{S^\alpha / 2} \cdot \frac{\tilde{N}^{\gamma/\alpha} - \tilde{N}^{\alpha/\tilde{E}}}{\tilde{N}^{\gamma/\alpha} - \tilde{N}^{\alpha/\gamma}} \quad (1.17)$$

де $S^\alpha / 2$ - середній дифузійний шлях. Але дану теорію критикують, оскільки енергія активації дифузії вуглецю в α -залізі істотно менше енергії активації росту перліту [36].

Холл і Мейл дійшли висновку, що пластини цементиту в перліті закономірно кристалографічних орієнтовані по відношенню до тієї ж площині аустеніту (hkl), як заевтектоїдний цементит. Якщо припускати, що провідною фазою є цементит, то картина зародження і росту перлітних колоній може бути схематично представлена на рисунку 1.12.

Пластини цементиту ростуть як у поздовжньому, так і бічному напрямках. Зниження вмісту вуглецю в довколишніх зонах аустеніту після певної стадії росту пластини цементиту в бічному напрямку призводить до появи зародка α -фази. Пластини фериту також ростуть в подовжньому і бічному напрямках. Збільшення, у зв'язку з цим, вмісту вуглецю в прилеглих зонах аустеніту викликає формування нової цементитної пластини [37].

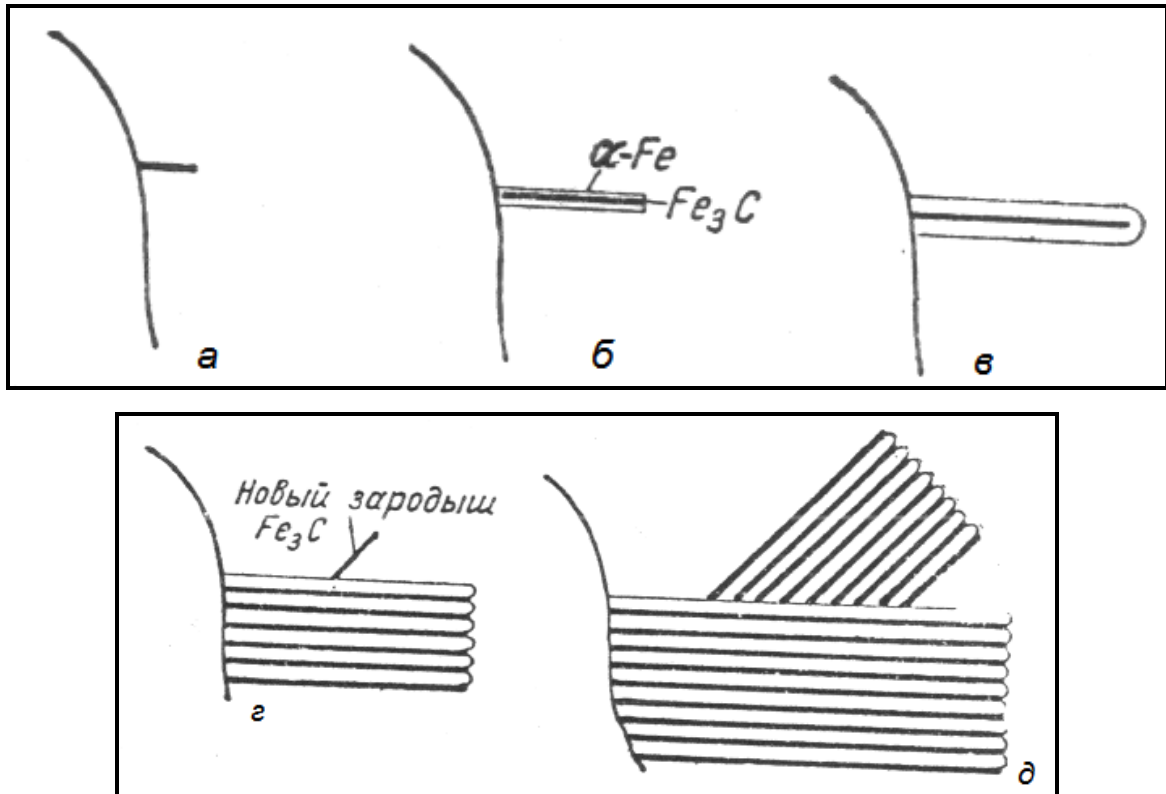


Рисунок 1.12 – Зростання перлітних колоній по Холлу та Мейлу [29]:
 а - початковий зародок Fe_3C ; б - пластина Fe_3C вирісла і з'явився зародок α -Fe;
 в - наступна стадія утворення перлітної колонії; г - поява зародка Fe_3C іншою
 орієнтацією; д - поява нової перлітної колонії

Читем і Рідлі [38] на підставі теорії Зинера і чисельного розрахунку Хіллера визначили:

$$V_n \cdot S_0^n = \text{const}$$

Даний результат добре узгоджується з експериментальними даними для сталі евтектоїдного складу при швидкості росту перліту в діапазоні $3 \cdot 10^{-4} \dots 1,3 \cdot 10^{-3}$ см/сек [37, 38].

Разом з тим, швидкість росту, розрахована на основі дифузії вуглецю і заліза перед фронтом зростання, зазвичай відрізняється від експериментальної, а розрахункове S_0 не відповідає реальному. Це, мабуть, пов'язано з особливістю

дифузії вздовж границь розділу фаз і з рядом інших неврахованих у теоретичних висновках факторів. Крім того, експериментальне визначення S_o утруднене, внаслідок того, що пластини різних колоній перетинають площину шліфа під різними кутами, що призводить до уявного додаткового розсіюванню S_o . Існуючі методи визначення межпластинчастої відстані носять непрямий характер і не дозволяють отримати достовірну величину в кожній конкретній колонії. Авторами ряду робіт пропонувалося робити оцінку дисперсності перліту по середньої, знайденої на великій кількості колоній відстані. Більш прийнятний, ймовірно, принцип найменшої відстані, що спостерігається [39], заснований на припущенні про рівність S_o у всіх колоніях: при цьому можливі відхилення реальних значень не враховуються.

Переохолодження в реальних умовах може змінюватися в процесі перетворення, що вимагає відповідної зміни S_o . Це, у свою чергу, пов'язано з необхідністю збільшення або зменшення числа пластин в колонії, тому пропорційне розширення чи звуження проміжок між усіма пластинами відбувається повільно.

При збільшенні S_o виклинцювання «ліній» пластин позначає просте припинення росту тих екземплярів (індивідуумів), які знаходяться в «найгірших» умовах. Інакше йде справа в разі зменшення S_o . Сміт [40] показав, що при формуванні перлітної колонії за механізмом, запропонованим Мейлом, вимагаються значні витрати вільної енергії, тому межпластинчата відстань повинна підтримуватися і змінюватися втіленням цементитних пластин. Експериментальне підтвердження цей висновок отримав в роботі Хіллєрта зі співробітниками [41], які спостерігали розмноження цементитних пластин при різкому зниженні температури перетворення. На підставі проведених досліджень ними був запропонований механізм, який передбачає розщеплення більш товстою цементитної пластини на дві або декілька тонких. Звідси випливає, що цементит в колонії може вирости з одного зародка, а всі цементитні пластини в колонії утворюють агрегат, який є по суті

монокристалом-дендритом. Те ж саме можна сказати і про феритну складову колонії. Ці міркування зазвичай беруться до уваги при визначенні поняття «перлітна колонія». Хультгрєн і Олін [42], вивчаючи взаїмну орієнтацію надлишкових і евтектоїдних фаз між собою, а також субструктуру фериту і цементиту, спостерігали випадки, коли система однаково орієнтованих пластин цементиту перебувала в феритній матриці і, навіть, іноді в двох різних чином орієнтованих «зернах». Випадки утворення двох або декількох систем пластин цементиту в одному феритному зерні не спостерігалися. Тому вони уточнили загальноприйняту Мейловське формулювання колонії, «що формується як ціле з тільки одним напрямком пластин цементиту і фериту, кожен з яких має єдину орієнтацію». На їхню думку, колонію «можна розглядати як елементарну, якщо принаймні одна зі складових має єдину орієнтацію решітки, беручи до уваги невеликі відхилення субструктурного характеру» [42].

Експериментальне підтвердження даної моделі отримали Хіллєрт і Ланге [43], які, зробивши 240 сошліфовок колонії перліту в заевтектоїдної сталі, показали, що її цементитні пластини утворилися шляхом розгалуження одного стержня заевтектоїдного цементиту, розташованого на границі аустенітного зерна, а ферит, який розташовано навколо колонії та ферит всередині її мають однакову орієнтацію. Сундквіст [44] вважає, що зміна межпластинчатої відстані може здійснюватися двома способами: збільшенням числа пластин шляхом зародження нових і поперечним пересуванням досить звичайних для перліту дефектів у вигляді країв екстрапластин. Він вважає, що ці краї витягнуті уздовж напрямку росту і розрахував, що наявність таких дефектів прискорює ріст колонії, проте механізм їх виникнення та розмноження не обговорювався.

Характерною особливістю описаних теоретичних передумов є те, що вони пропонуються для сталей евтектоїдного і заевтектоїдного складів без урахування деформації аустеніту. Разом з тим, перлітна реакція в сталях доевтектоїдного складу може відбуватися при концентрації вуглецю менше 0,8%. Евтектоїдна суміш, що утвориться, буде мати інші структурні параметри:

межпластинчату відстань, товщину цементитних пластин і співвідношення між ними, морфологію цементитного каркасу (коефіцієнт морфології) і ін. При цьому істотним чином змінюються і фізико-хімічні, та експлуатаційні властивості металу. Вплив деформації вихідної γ -фази призводить до збільшення місць зародження фериту [45], і як наслідок, до зміни дифузійних потоків вуглецю в аустеніт, появи в останньому дефектів, які будуть оказувати істотний вплив на кінетику утворення перлітних колоній.

1.4. Морфологічні особливості структурних складових, які формуються при зростанні перлітних колоній у доевтектоїдних сталях

Зародок перліту в тілі аустенітного зерна при зростанні перетворюється в скупчення сферичної форми - «нодуль», що складається з більшої кількості «елементарних» колоній. Нодулі, в процесі росту, зливаються і заповнюють початкове аустенітне зерно. Зародження нодулей відбувається зазвичай на границях аустеніту в евтектоїдній сталі, а в доевтектоїдній - на границях надлишкового фериту; і в тому, і в іншому випадку орієнтаційні співвідношення між фазами в колоніях не змінюються. Зв'язок решіток перлітних складових з вихідним аустенітом і надлишковими фазами розглядался неодноразово [46-50].

Сміт [40] висунув оригінальну гіпотезу, згідно якій напівкогерентний зародок фериту або цементиту утворюється на границі, а потім зростає в зерно, з яким він не пов'язаний орієнтаційним співвідношенням, так як некогерентна границя володіє більшою рухливістю. Модин та інші шведські дослідники [51] на підставі спостережень у звичайному і поляризованому світлі прийшли до висновку, що доевтектоїдний ферит і ферит сусідньої перлітної колонії часто мають однакову орієнтацію, якщо ж надлишковий ферит має відманштетову форму, то такий зв'язок відсутній. Беручи до уваги, що на відміну від Відманштетавого, полідрічний ферит не має когерентного зв'язку з початковим аустенітом, вони узагальнили гіпотезу Сміта. Все ж, ці положення

потребують більш строгих доказів у зв'язку з деякою суперечливістю результатів оптичних досліджень. Діппенар і Хонікомб [52] за допомогою мікродифракції провели пряме визначення орієнтаційних співвідношень між аустенітом і перлітними складовими сусідніх зерен (матеріал дослідження - сталь Гадфільда) з метастабільним станом аустеніту (при кімнатній температурі) і показали, що знайдені ОС не суперечать гіпотезі Сміта [50], проте ці результати важко вважати остаточними, тим більше, що методичні прийоми, використані в роботі [52], не зовсім бездоганні.

Дислокаційна структура надлишкового фериту характеризується майже повною відсутністю усередині зерна як одиничних дислокацій, так і їх окремих угруповань у вигляді субграніц. Деяку іншу структуру має Відманштетов ферит: розмір субзерен значно менше і може досягати 1мкм, щільність дислокацій досить висока, що вказує на можливість зсувного механізму утворення [53].

Зміцнюючою фазою в перлітних структурах є цементит тому, що він має високу твердість. Саме тому морфологія цементитних пластин постійно вивчається (дивись наприклад [54,55]).

Залежно від складу сталі і температури перетворення, товщина цементитних пластин коливається в широких межах і становить приблизно $1/8$... $1/12$ від межпластинчатої відстані. Це зазвичай служить відправним пунктом при розрахунках товщини, так як безпосереднє вимірювання за допомогою оптичного мікроскопа можливо тільки для дуже грубого перліту. Електронікроскопічні дані підтверджують ці значення, але мають несистематичний характер [56], так як їх отримання пов'язане з труднощами, які виникають при визначенні дійсної межпластинчатої відстані.

На границях колоній цементитні пластинки можуть мати потовщення типу «гранул», іноді чоткий зв'язок їх з границями відсутній, у ряді випадків вони існують самотійно, без пластин, у вигляді невеликих груп. Шляхом послідовної сошлифовки перлітної колонії в сірому чавуні К.П. Бунін зі співробітниками [57] показав, що «гранули» мають форму стрижнів з

відростками-пластинами в більш глибоких шарах і переходять в звичайну пластинчасту колонію.

Автори [55] вважають, що стрижні є провідними елементами перлитної колонії і ростуть уздовж дислокацій. Сандквіст [44] на підставі розрахунків конфігурації границі розділу перліт-аустеніт припустив, що стрижні цементиту можуть утворитися в заповнених аустенітом кавернах циліндричної форми при утворенні нових пластин в проміжках між існуючими. Він зазначає, що зменшення межпластинчастої відстані при різкому зниженні температури перетворення здійснюється, в основному, саме таким шляхом, а крайові дефекти відіграють незначну роль. Зароджуючись в умовах ізоляції від сусідніх пластин в аустенітному циліндричному обсязі, стрижень цементиту виростає через його торці і, проникаючи в аустеніт, дає початок новій пластині. У такому випадку орієнтація решітки стрижня може відрізнятися від орієнтації інших пластин, що суперечить наявними спостереженнями.

У початковий період утворення колонії перліту, коли кооперативний зріст між цементитом і ферритом слабо виражений, спостерігаються значні відхилення від пластинчастої будови; цементитні пластини мають численні вигини, викривлення, обриви і т.д., утворюючи «анормальну» структуру, що переходить у міру встановлення кооперативного зростання в «нормальну». У деяких випадках цей перехід затримується, або не настає зовсім. Обговорюючи вплив різних чинників на ступень кооперації, Хіллерт [44] зазначає, що при більш низьких температурах утворюється менш спотворений перліт, проте це питання залишається відкритим через складність урахування інших, залежних від температури факторів. Наприклад, К.Ф. Стародубов зі співробітниками, вивчаючи перерване охолодження сталі У8 при певних режимах обробки, виявили в перліті утворення значної кількості глобулярного цементиту поряд з пластинчастим [57].

Різні порушення в конфігурації пластин викликають субзерені границі в аустеніт. Брамфітт і Мардер [58] досліджували це питання детально. На їхню

думку, характер порушення залежить від кута, під яким пластини зростаючої колонії перетинають субграницю, і може виражатися в зміні межпластинчастої відстані і напрямку росту, його припинення або утворення «шеvronного» стику. На жаль, ці висновки не були підкріплені мікродіфракційними дослідженнями і заснованим на них просторовим аналізом спостережуваних структур.

1.5. Загальні положення теорії будови міжфазних і внутрішньофазних границь

Для матеріалознавства представляють інтерес міжкристалітні границі, оскільки більшість твердих речовин в навколишньому середовищі є конгломератами кристалів. У техніці використовуються матеріали (метали, мінерали, кераміка тощо), які мають, як правило, полікристалічну структуру [59]. На відміну від монокристалів, полікристали містять особливий вид площинних дефектів – границі зерен. Вони істотно впливають на властивості полікристалів і виробів з них. Ці дефекти структури відіграють істотну роль у формуванні властивостей полікристалічного матеріалу в цілому, тому на практиці часто необхідно оцінити, який спектральний склад границь у виробі, отриманому за тією чи іншою технологією. До цього часу структуру границь відносно добре вивчено в матеріалах з гранецентрованою кубічною (ГЦК) решіткою, наприклад, в міді, нікелі, алюмінії [60]. Структуру і властивості границь в таких поширених матеріалах з об'ємноцентрованою кубічною (ОЦК) решіткою як залізо, хром, вольфрам та багато інших, – відомості майже відсутні.

Для визначення атомної будови і властивостей будь-якої границі, необхідні відомості про просторову орієнтацію двох зерен, розділених цією границею. Для цього в свою чергу необхідно визначити орієнтацію кристалічних решіток двох кристалів за допомогою рентгенівської або електронної дифракції на просвіт або відбиття. Для цього потрібне спеціальне коштовне обладнання, складні методики дослідження та володіння певними, як

правило, трудомісткими, методами обробки експериментального матеріалу [61].

В теперішній час стає очевидним, що потрібно розглядати всі великокутові границі зерен таким чином, щоб виявити, які параметри границь та їх спектральний склад можуть впливати на різні фізичні, механічні та хімічні властивості. Це дає можливість більш розсудливо застосовувати різні види термічної, механічної та деформаційної обробки, для підвищення або зменшення тих чи інших властивостей в готових виробах. За кордоном вже використовується сучасний прогресивний метод визначення основних параметрів великокутових границь з позицій концепції решіток співпадаючих вузлів (РСВ), який заснований на дифракції електронів від поверхневого шару шліфа. Він дає можливість аналізувати велику кількість зерен, визначати їх кристалографічну орієнтацію та атомну будову границь між ними, що успішно реалізується на цей час.

З другого боку, раніше була також розроблена методика визначення енергетичного рівня міжзеренних границь за допомогою світлової мікроскопії, яка заснована на відомих металофізичних принципах рівноваги сил поверхневого натягіння в потрійних стиках за рівняннями Херінга та Янга [62].

У полікристалічних матеріалах границі зерен зазнають істотних змін як в процесі технологічних операцій гарячих та холодних обробок, так і під дією зовнішніх чинників під час експлуатації виробів. Саме тому границі зерен і їх властивості є предметом пильної уваги дослідників у галузі матеріалознавства, металофізики і металознавства. Цим пояснюється велика кількість робіт, присвячених вивченню границь зерен і процесів, пов'язаних з їх участю, опублікованих як у монографіях [63], так і в науково-технічних виданнях [64].

З границями зерен пов'язані практично всі властивості матеріалу, які притаманні кристалічній решітці в цілому. Разом з тим, границі володіють особливими властивостями, оскільки вони мають свою атомну будову і більш

дефектні, ніж решітки майже ідеального кристалу, яким є внутрішній обсяг зерна.

Наприклад, найбільш помітно проявляються властивості великокутових границь при дифузії власних і примісних атомів при високотемпературних процесах [65], так наприклад, коефіцієнт дифузії по границях зерен на кілька порядків вище коефіцієнта об'ємної дифузії.

Границі зерен мають істотний вплив на протікання процесів структуроутворення, на деформацію [66], пластичність і надпластичність, зернограничне прослизання [67], повзучість, адсорбційну здатність, виділення других фаз по границях зерен та інші властивості, відповідальні за поведінку матеріалу як у процесі технологічних переділів, так і в умовах експлуатації готових виробів.

Міграція великокутових границь грає важливу роль у процесах відпочинку і рекристалізації матеріалів, підданих холодній, теплій або гарячій деформації. Параметри кінетики міграції як малокутових, так і великокутових границь детально висвітлені в роботах [63-67]. Вивчення зв'язку між рухливістю окремої границі та її орієнтацією, тобто будовою, засновані на застосуванні методики модельних бікристалів, дозволило Штюве, Люкке, Осту і Раттеру та ін [68-70]. простежити поведінку окремої границі із заздалегідь заданими кристалографічними характеристиками. Було встановлено, що добавка марганцю в кількості 0,001% в чистий алюміній знижує швидкість міграції границі (при постійній рушійній силі) майже в 1011 разів [71]. На підставі цих робіт було зроблено висновок про те, що відома модель будови границь Розенхайна [72], як ізотропного аморфного шару або переохолодженої рідини, є спрощеною і що границя зерна є більш «кристалічною», тобто володіє деякою перехідною решіткою.

За участю границь протікають такі важливі процеси як рекристалізація, полігонізація, зростання зерен і формування текстур [73]. Наприклад, ультрадисперсні матеріали, які отримали широке розповсюдження в останні

роки, зобов'язані своїми унікальними властивостями саме особливим структурі міжзерених границь [74].

Численні роботи показують залежність дифузії по границях від їх енергії і структурних параметрів [66], а також від зовнішніх впливів - температури, тиску та ін [75]. Зокрема, швидкість дифузії чужорідних атомів уздовж осі повороту границь нахилу значно перевищує швидкість дифузії по цій же границі в перпендикулярному напрямку [64]. Цей факт також вказує на існування «кристалічної компоненти» в структурі великокутових границь.

Границі зерен взаємодіють з дислокаціями. Вони є як джерелами, так і стоками для дислокацій, вакансій та домішкових атомів. Границі зерен також відіграють значну роль у деформації, зміцненні і руйнуванні полікристалів, тому при розрахунках міцнісних показників різних матеріалів використовують формулу Хола-Петча, за допомогою якої враховуються компоненти, що вносяться границями зерен. Однак при розрахунках використовують усереднений розмір зерна або питому площу границь, без урахування того, що різні за структурою границі по-різному чинять опір дислокаціям або поширенню тріщини [66]. Існують спроби обліку кристалографічних, структурних і енергетичних показників гомофазних і гетерофазних границь, наприклад, при оцінці міцнісних властивостей перлітної структури [76].

Будова в атомних масштабах границь між кристалами давно розглядалася в різних гіпотезах і моделях. Найбільш рання з них - Розенхайна [72] – модель безструктурного (аморфного) шару завтовшки до кількох сотень атомних відстаней. Однак Мотт [77] при дослідженні ковзання по границях зерен прийшов до висновку, що для пояснення спостережуваних закономірностей слід вважати, що границі складаються не повністю з аморфного шару, а містять острівці з кристалічною структурою. Джіффікінс [78] удосконалив «острівну» модель Мотта, спостерігаючи структуру границь в іонному мікроскопі, але вона не враховує вплив кристалографічної розорієнтації зерен, хоча і припускає її вплив на впорядковану компоненту. З інших моделей будови границь слід

відзначити модель Ке [79], запропоновану для пояснення в'язкої течії і внутрішнього тертя при деформації; модель Смолуховського [80], засновану на анізотропній дифузії вздовж і впоперек осі повороту решіток; дисклінаційна модель Лі [81], а також модель здвоєних площин Памфрі [82].

В теперішній час найбільше визнання отримала концепція місць співпадіння. Вперше вона була запропонована в 1958 році Кронбергом і Вільсоном для пояснення особливостей текстури в деформованій і відпаленій міді. У структурі зразків, у яких пройшла вторинна рекристалізація, були виявлені текстурні максимуми, що характеризуються переважними кутами повороту 22 і 38° навколо напрямку $\langle 111 \rangle$. Для пояснення таких стійких текстурних явищ була запропонована схема «місць співпадіння» [83]. Вона припускає існування «особливих» границь, що відрізняються від звичайних тим, що для двох решіток, повернутих на певний кут навколо осі текстури, виникає третя, спільна для них підрешітка «місць співпадіння», і атоми на границі перебувають у вузлах цієї решітки.

Ост і Раттер експериментально показали, що в чистому свинці і у свинці з контрольованими домішками модель місць збігу Кронберга-Вільсона підтверджується, принаймні, для індивідуальних границь у трикристалах, створених експериментально [70].

Брендоном із співробітниками в 1966 році при вивченні структури границь зерен із застосуванням автоіонної польової мікроскопії, що дає змогу отримувати прями зображення розташування атомів на поверхні, було показано, що в площині границі значна кількість вузлів є спільною для обох зерен, тобто, атоми впорядковані таким чином, що ділянки з закономірними, «хорошими» зв'язками чергуються з безладними [84]. Це спостереження стало безпосереднім підтвердженням моделі Кронберга і Вільсона [83].

З цього моменту розпочався інтенсивний розвиток теоретичних і експериментальних робіт у цьому напрямку і отримала визнання теорія «решіток співпадаючих вузлів» (PCB). Вперше концепція «решіток

співпадаючих вузлів» (в англійській термінології - coincidence site lattice, CSL), була введена у роботі Ранджанатана [85], в якій приведені теоретичні основи утворення просторової решітки співпадаючих вузлів та описано її кристалографічні властивості. До теперішнього часу концепція РСВ стала одним з основних інструментів при експериментальних дослідженнях і аналізі як індивідуальних границь зерен, так і полікристалічних матеріалів.

Спеціальні границі відрізняються тим, що їх властивості, такі як поверхневий натяг, рухливість при міграції, параметри приграничної дифузії, поверхнева енергія та інші, мають немонотонний характер, з екстремумами на кутах, які призводять до утворення РСВ.

Теорія і математичний апарат РСВ розроблені в працях Боллманна, Ранджанатана, Брукмана, Балуфі, Уоррінгтона, Андрєєвої та ін [86].

У математичній моделі РСВ показано, що перехід від однієї решітки до іншої може бути описаний матрицею R_{1-2} , яка визначає сукупність векторів другого кристала щодо першого:

$$(hkl)_1 * R_{1-2} = (hkl)_2, \quad (1.7)$$

де: $(hkl)_1$ і $(hkl)_2$ - індекси векторів або площин першого і другого кристалів відповідно, а матриця R_{1-2} визначається як:

$$R_{1-2} = \begin{pmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} \\ a_{21} & a_{22} & a_{23} \\ a_{31} & a_{32} & a_{33} \end{pmatrix}. \quad (1.8)$$

У моделі РСВ основною характеристикою є питома густина співпадаючих вузлів, а її зворотна величина - Σ - використовується при описі характеристик спеціальних границь. Величина Σ є непарним цілим числом і може змінюватися від 1 (поворот на кут $\theta = 0^\circ$) до 51 або більше, хоча вважається, що при $\Sigma > 25$

спеціальна границя вже не відрізняється за фізичними властивостями від звичайної [87]. Знаючи матрицю повороту, можна визначити кут θ і вісь $[uvw]$ повороту. Наприклад, для кубічних кристалів використовують рівняння Уоррінгтона і Буффаліні [88]:

Вісь повороту:

$$[uvw] = [(a_{32} - a_{23}); (a_{13} - a_{31}); (a_{21} - a_{12})]. \quad (1.19)$$

Кут повороту:

$$2\cos \theta = \Sigma - 1 (a_{11} + a_{22} + a_{33}) - 1. \quad (1.20)$$

Істотно, що при взаємодії трьох границь у потрібних стиках зерен визначити матрицю повороту третьої границі можна з відомих матрицям перших двох:

$$M_3 = M_1 \times M_2. \quad (1.21)$$

Теоретично величину Σ і θ можна також отримати з виразів, запропонованих у роботі [83]:

$$\Sigma = x_2 + (u_2 + v_2 + w_2), \quad (1.22)$$

$$\operatorname{tg}(\theta/2) = x_2/y_2 (u_2 + v_2 + w_2) y_2, \quad (1.23)$$

де x , y , u , v , w – цілі числа.

Основні кристалографічні параметри РСВ для $\Sigma \leq 49$ наведені у [90]. У таблиці 1.2 наведені осі і кути, які призводять до утворення РСВ в кубічній решітці [87].

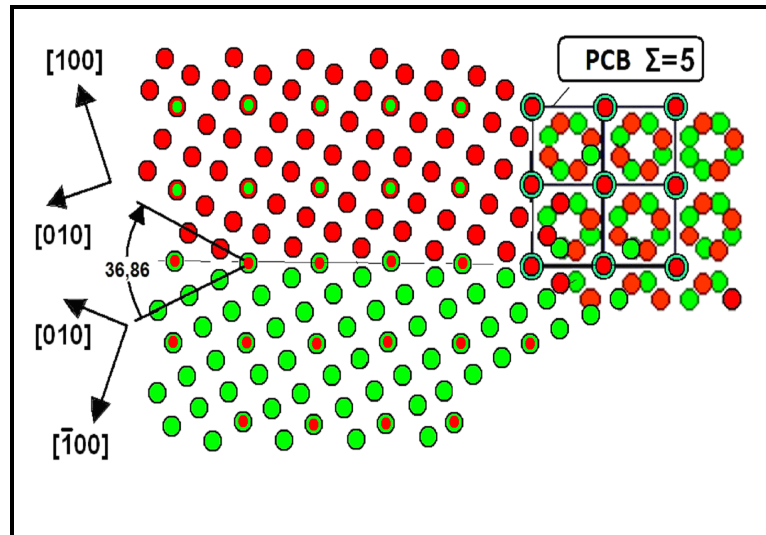
Таблиця 1.2 – Спеціальні кути Θ й вісі [UVW] розорієнтації при утворенні РСВ для $\Sigma < 50$ в кубічній решітці (за даними роботи [87])

Σ	[UVW]	Θ , град	Σ	[UVW]	Θ , град	Σ	[UVW]	Θ , град
3	111	60	27	110	31,59	41	210	40,88
5	100	36,86	27	210	35,43	41	110	55,88
7	111	38,23	29	100	43,60	43	111	15,18
9	110	38,94	29	221	46,40	43	210	27,91
11	110	50,47	31	111	17,90	43	332	60,77
13	100	22,61	31	320	54,50	45	311	28,62
13	111	27,79	33	110	20,05	45	211	36,87
15	110	48,18	33	311	33,56	45	221	53,13
17	100	28,07	33	110	58,99	47	331	37,07
17	221	61,92	35	211	34,05	47	320	43,66
19	110	26,52	35	331	43,27	49	111	43,57
19	111	46,82	37	100	18,92	49	511	43,57
21	111	21,78	37	310	43,14	49	322	49,23
21	211	44,41	37	111	50,57			
23	311	40,45	39	111	32,20			
25	100	16,26	39	321	50,13			
25	331	51,68	41	100	12,68			

З позицій РСВ модель Кронберга-Вільсона може бути представлена як поворот жорсткої кристалічної решітки навколо $\langle 100 \rangle$ на кут $36,86^\circ$ з утворенням РСВ $\Sigma = 5$ (рисунок 1.13 а).

Видно, що в утвореній решітці збігається кожен 5-й атом. Якщо границя проходить по одній з площин решітки співпадаючих вузлів (РСВ), то в такій границі одна п'ята всіх атомів будуть загальними для двох кристалів і її енергія буде значно знижена в порівнянні із звичайними границями. Щільність

співпадаючих вузлів в площині границі залежить не тільки від величини Σ , але і від того, вздовж якої площини РСВ проходить границя (рисунок 1.13 б).



a



б

Рисунок 1.13 – Розташування атомів в кубічній решітці при повороті на $36,86^\circ$ навколо вісі $[100]$ з формуванням решітки співпадаючих вузлів $\Sigma = 5$ (а); границя проходить по площині $(311)_1 \parallel (1\bar{1}3)_2$ з високою щільністю співпадаючих вузлів; графічне зображення РСВ (б) (згідно роботи [87])

Якщо границя паралельна одній з щільноупакованих площин РСВ, то її енергія нижче енергії звичайної границі. З пониженням щільності площини

РСВ енергія границі підвищується. Спеціальна границя має тенденцію розташовуватися вздовж найбільш щільноупакованих площин РСВ. У таких випадках кількість спотворених зв'язків на границі зменшується, а її поверхнева енергія на такій ділянці найбільш низька [64, 90]. При зміні площини залягання границі (формування фасетки) міняється також і характер упаковки атомів в границі, їх взаємозв'язки спотворюються більшою чи меншою мірою, а, отже, стрибкоподібно змінюються і фізичні властивості різних сегментів або фасеток границі. Фасетки є одними з характерних ознак приналежності границі до типу спеціальних навіть при металографічних дослідженнях [91].

Таким чином, у структурах спеціальних границь може бути велике розманіття, залежне від комбінацій значень кута θ , вісі $[uvw]$ повороту, величини Σ , площини (hkl) залягання границі. Відповідно цьому різноманіттю відповідають і різні значення питомої поверхневої енергії. Саме тому на спеціальних границях спостерігаються сходинки або фасетки, які мають тенденцію розташовуватися в найбільш щільноупакованих площинах РСВ.

Питома поверхнева енергія є основною характеристикою границі, що визначає її властивості. Найбільш поширеним методом експериментального визначення питомої поверхневої енергії тієї чи іншої границі є вимірювання протилежного їй кута між двома іншими границями. Можливість цього заснована на закономірності, згідно з якою в потрійному стику границь зерен рівновага сил визначається рівнянням Херрінга [92]:

$$\sum_{i=1}^3 [\gamma_i \sigma_i + (\sigma_i \mathbf{xz})(\partial \gamma_i / \partial \theta_i)], \quad (1.24)$$

де $\gamma_i \sigma_i$ - величини поверхневих енергій відповідних границь, а компоненти - враховують залежність i -й поверхневої енергії залежно від орієнтації її поверхні (площини залягання i -й границі).

Компоненту $\partial\gamma_i/\partial\theta_i$ зазвичай називають моментом, що обертає границю, якщо енергія границі залежить від положення решіток двох сусідніх зерен. Як правило, для довільних границь ця величина приймається рівною нулю і в такому випадку для визначення питомої поверхневої енергії користуються рівнянням Янга [93]:

$$\gamma_1/\sin \alpha_1 = \gamma_2/\sin \alpha_2 = \gamma_3/\sin \alpha_3, \quad (1.25)$$

де $\gamma_1, \gamma_2, \gamma_3$ - поверхнева енергія границь, що входять у стик; $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ - кути, протилежні відповідним границям.

Надлишкова енергія спеціальних границь залежить від того, на який кут повернені два кристали, тому що при цьому Σ змінюється в широких границях. Експериментальні вимірювання [94] і комп'ютерне моделювання показують [95], що функція $E = f(\theta)$ має провали в областях, що відповідають «спеціальним» кутам (рисунок 1.14).

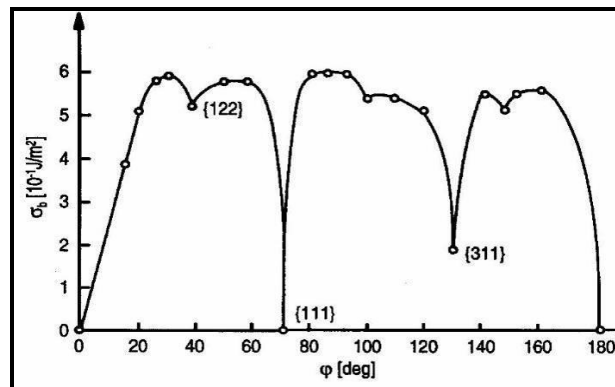


Рисунок 1.14 – Залежність енергії симетричних границь нахилу $\langle 110 \rangle$ у алюмінії від кута нахилу ϕ . У дужках дані індекси Міллера площини границь зерен [52]

Ці результати були багато разів підтверджені для різних матеріалів і умов в роботах [86, 87]. Численні дослідження показали, що величина поверхневої

енергії як гомофазної, так і гетерофазної границі, є найважливішою характеристикою, від якої залежать такі її властивості в полікристалі, як зерногранична дифузія [57], рухливість [60], корозійна стійкість [85], адгезійна здатність [87] та інші.

1.6. Аналіз загальних особливостей руйнування будівельних сталей з ферито-перлітною структурою

За даними работ [96, 97], руйнування ферито-перлітних структур із часом може відбуватися при напругах, що становлять одну сьому частину межі міцності. При цьому, слід зазначити, що на поширення тріщин і характер поверхні зламу ферито-перлітних сталей впливає збільшення напруги аж до досягнення граничного стану. Фрактографічні дослідження ясно показують, що міцність сталі повинна залежати від характеру і розподілу структурних складових і умов навантаження [98]. Поверхня зламу низьковуглецевої сталі незавжди має транскристалічний характер [99]. Так, наприклад при випробуваннях зразків зі сталі з феритною структурою (цементитна складова розтошована на границях феритних зерен) механізм виникнення і розвитку мікротріщин більш складний: тріщини можуть виникати як в окремих кристалітах в процесі деформації (через блокування процесів ковзання), так і в крихкій структурній фазі (в цементиті або на границях розділу частка-матриця) [100]. З іншого боку, саме границі зерен є найбільш ефективною перешкодою поширенню зародку тріщини [101].

Дещо інакше відбувається руйнування при статичному навантаженні перлітної складової структури сталі [102]. В відповідності до структури перліту, опір пластинок фериту ковзанню в напрямку, перпендикулярном пластинкам цементиту, вище, ніж у напрямку пластінок. Тому вплив ковзань в напрямку, перпендикулярному товщині пластинок, на загальну деформацію незначний [103]. Незважаючи на те, що цементит не здатний до пластичної деформації має місце відносно слабке зчеплення пластинок фериту і цементиту.

Дослідження розподілу напружень, обумовленого неоднаковим опором деформації в неоднорідному середовищі, якою є перліт, при одноосному навантаженні показує наявність значної концентрації напружень на границі між двома структурними складовими. Це підтверджується даними фрактографічних досліджень, які показують, що поверхня зламу в більшості випадків проходить не через пластинки фериту, а по поверхні розділу між феритом і цементитом [104].

В наднизьковуглецевих сталях (порівнянно мала кількість перлітної складової), при кімнатній температурі тріщина обходить колонії перліту, що володіють більш високою міцністю в порівнянні з навколишньою феритною матрицею [105]. В іншому граничному випадку (порівнянно мала кількість феритної складової) колонії перліту оточені тільки тонкою сіткою фериту, і тому мікротріщини зазвичай поширюються уздовж границь між феритом і перлітом [106].

Підвищення міцності до крихкого руйнування перліту досягається шляхом сфероїдизації цементитних пластин [107]. Ця сфероїдизація може досягатися шляхом деформації перліту з подальшим нагріванням і витримкою при температурі поблизу точки A_{c1} . Інший метод, який забезпечує відносно високу міцність і пластичність перліту, полягає в деформації перліту під час перлітного перетворення. Це призводить до утворення полігональної структури і сфероїдизації цементиту [108].

Впливаючи на суцільність металу частинки другої фази, грають роль концентраторів напруг і перешкоджають руху дислокацій, таким чином впливаючи на характер руйнування матеріалу. У низьковуглецевих низько-, мікр та нелегованих будівельних сталях внаслідок фізико-хімічних процесів утворюються значна кількість частинок другої фази, які можливо розподілити за розміром на три типи [109]:

- великі частки (розмір 1...20 мкм). Зазвичай вони являють собою складні хімічні з'єднання різних легуючих домішок;

- проміжні частки (розмір 500...5000 Å). Ці частинки можуть також утворюватися зі складних хімічних з'єднань різних легуючих домішок;
- осажені частинки (розмір 50-500 Å). Ці частки засобами термообробки та старіння утворюють в сплаві навмисно, щоб отримати необхідну границю плинності.

Великі частинки часто бувають дуже крихкими і не можуть пристосуватися до пластичних деформацій навколишньої кристалічної решітки. Тому при появі пластичної деформації, вони швидко руйнуються (вже при малих деформаціях), що веде до утворення в них пустот. Руйнування частинок такого типу призводить до підвищення концентрації напружень і локального збільшення деформації. Якби ці частинки були відсутні, то досягти таких деформацій можна було б тільки за рахунок загального деформування усіх точок матеріалу. Це означає, що великі включення не можуть оказувати істотний вплив на стадії руйнування матеріалів. Отже, руйнування породжується частками другого та третього типів. Оскільки ці частки не можуть деформуватися настільки легко, як і сама кристалічна решітка, при виникненні навколо них зони деформації вони втрачають зчеплення з кристалічною решіткою [110]. Та як порожнечі розташовані випадково, пори завжди мають неправильну форму. Однак, у першому наближенні, пори, відповідно до їх форми, можна розділити на дві категорії: рівновісні та параболічні. Форма пор залежить від системи навантажень, які діяли під час їх утворення. Рівновісні пори можуть утворюватися тоді, коли напруги є розтягуючими (рисунок 1.15 а), а параболічні пори - у разі зсуву або розриву (рисунок 1.15 б, в) [111].

Вважають, що пори діаметром більше 1 мкм обумовлені наявністю в металі часток типу оксидів і сульфідів, а пори менших розмірів пов'язані або з міжсубзеренним характером руйнування матеріалу, або з утворенням пор на його дисперсних частинках [111]. В'язке руйнування починається від більш великих включень (розміром 4 ... 16 мкм [112]), однак у процесі злиття

мікротріщин в одну тріщину беруть участь і більш дрібні неметалеві включення розміром до 0,05 мкм.

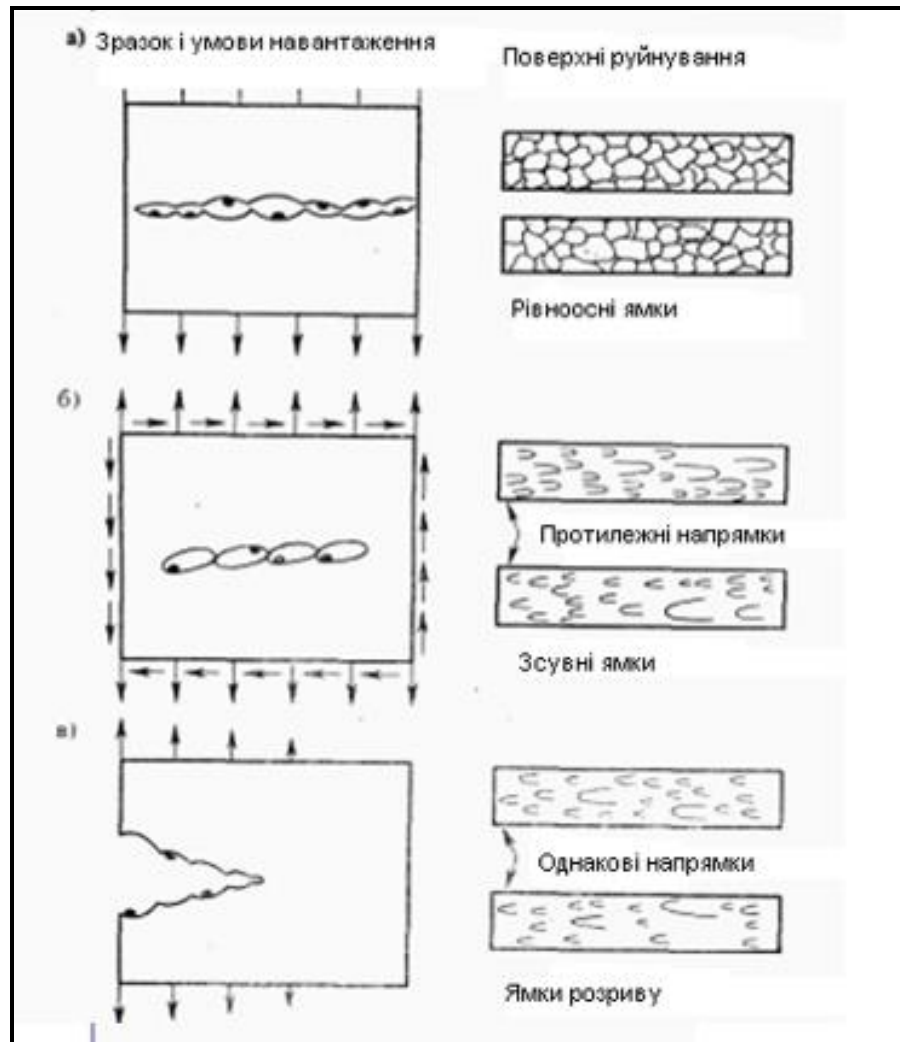


Рисунок 1.13 – Формування пор різних типів [111]: *а* – під дією нормальної складової напружень; *б, в* – під дією нормальної та зсувної складових напруження

Локалізація напружень біля часток другої фази в сталі пов'язана з двома основними причинами [113]: різним термічним стисненням частки і матриці під час охолодження матеріалу і концентрацією прикладених напружень, що обумовлено відмінністю модулів пружності частки і матриці, а також формою і розміром часток. Внаслідок різниці коефіцієнтів лінійного розширення частки і

матриці навколо частки виникають внутрішні (структурні) напруги σ_t . Математично ці напруги, що з'являються в результаті термічного стиску при охолодженні, виражаються формулою:

$$\sigma_t = \phi \cdot (\alpha_M - \alpha_B) \cdot \Delta t, \quad (1.26)$$

де ϕ - функція модулів пружності частки і матриці, а так само розміру, форми і розподілу часток; α_M - коефіцієнт теплового розширення матриці; α_B - коефіцієнт теплового розширення частки; Δt - зміна температури.

Для більшості оксидних часток температурні коефіцієнти нижчі, ніж для матриці, тобто $\alpha_1 < \alpha_2$, і виникає нормальна складова напруги. Отже, оксидні частки створюють напруги, що можуть призводити до значної зміни властивостей матриці навколо них та локальної пластичної деформації.

Сульфіди мають більш високий температурний коефіцієнт порівняно з матрицею, що призводить до утворення пор на відповідній поверхні розділу. Легкість утворення цих пор грає важливу роль у в'язкому руйнуванні сталей з сульфідними включеннями. Ступінь впливу неметалевих включень різних типів на структурні напруги (отримано за даними роботи [114]) показана на рисунку 1.16. Частки, коефіцієнт термічного стиску яких більше, ніж у матриці утворюють пори; частки, коефіцієнт термічного стиску яких менше, ніж у матриці утворюють нормальну складову напруги.

Отже, виникнення пор навколо частки у великій мірі залежить від сили зв'язку частки з матрицею металу. Для таких включень, як сульфіди марганцю в сталі, сили зв'язку занадто малі і пори можуть зароджуватися і зростати у напрямку прикладених розтягуючих напруг при малих показниках пластичної деформації.

Проте, навіть якщо включення не зв'язані з матрицею хімічно, зародження пор зазвичай ускладнюється напругами, що з'являються внаслідок

різниці стискання часток і матриці при охолодженні, в результаті чого відбувається захват частки матрицею.

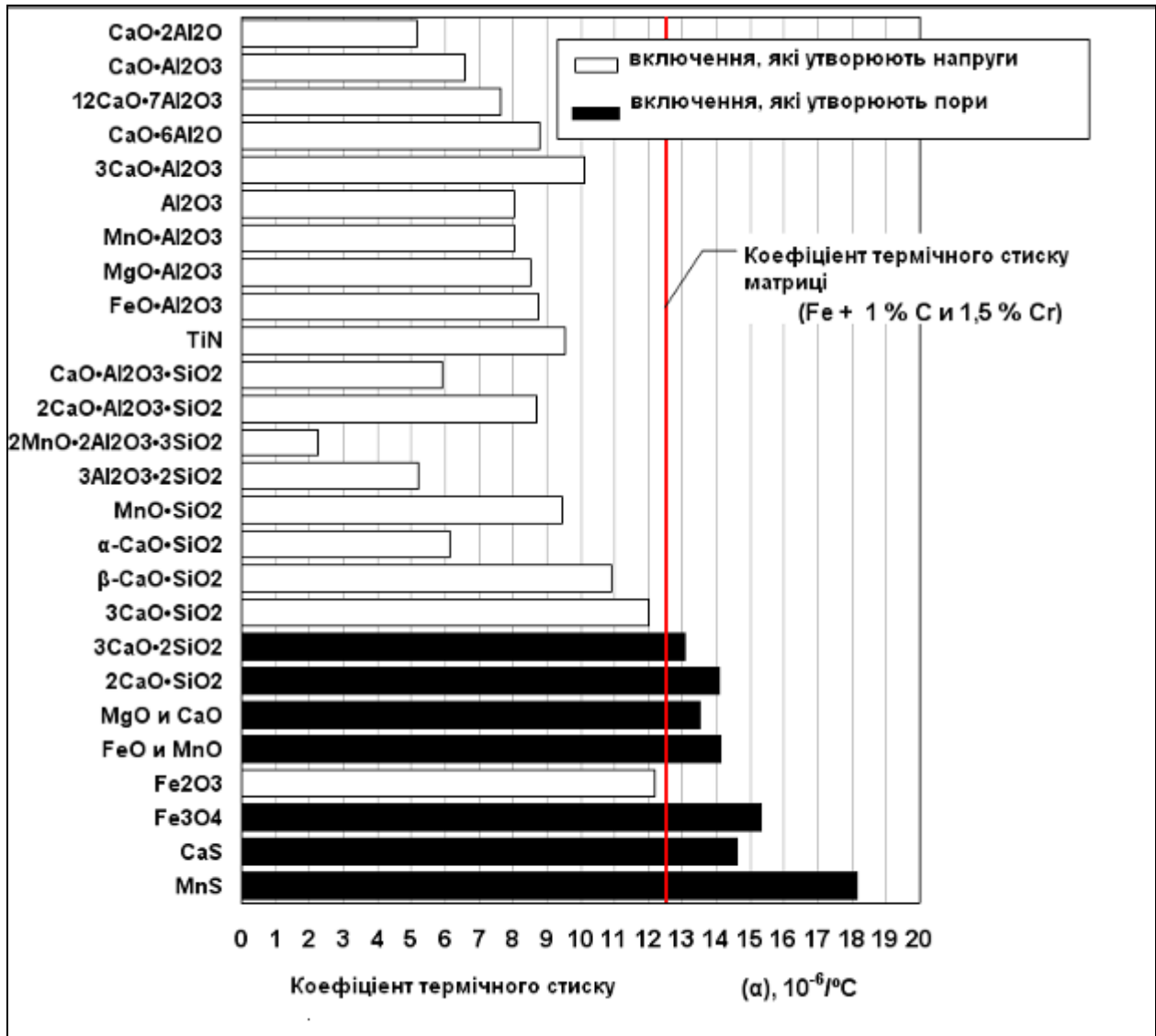


Рисунок 1.16 – Здатність включень різних типів у сталі підвищувати напруги і утворювати пори [114]

Якщо напруги, що виникають у включеннях, є розтягуючі, то частки можуть бути зруйнованими ще до розриву з поверхнею. Такі частки як карбіди і нітриди в сталях зв'язані з матрицею достатньо міцно і пори можуть виникати лише при високих ступенях локальних напружень. Таким чином, для виникнення пор необхідна велика ступінь пластичної деформації.

Зростання пор зазвичай відбувається в напрямку головної деформації і дуже чутливе до форми часток. Видовження пор призводить до зменшення відстані між ними в поперечному напрямку [115].

Критерії для початку злиття пор і в'язкого руйнування в значній мірі залежать від відстані між частинками. Поведінка оксидних частинок, як джерел зародження пор аналогічна поведінці сульфідів при даній формі і об'ємній частці частинок [116].

1.7. Теоретичний аналіз моделей розповсюдження пластичної деформації при руйнуванні полікристалічних матеріалів

Теорії пластичності ідеалізованого матеріалу виходять з уявлення про матеріал, як про ізотропне середовище, яке, в загальному випадку, володіє здатністю до зміцнення [117]. Теорії пластичності і засновані на їх використанні методи розрахунку розглядають тільки малі деформації і припускають стійкість процесу деформації [118].

Допущення про стійкість деформації виключає можливість зменшення напруги при збільшенні деформації. Стосовно до розгляду діаграми деформування (рисунок 1.17) це означає, що теорії пластичності не можуть бути використані ні для пояснення різкого падіння напруги від верхнього до нижнього краю плинності, ні для дослідження падаючої ділянки діаграми розтягування після досягнення максимального значення навантаження [119]. У відповідності з теоретичними уявленнями, деформації пружного тіла є повністю оборотними, розсіювання енергії, що витрачається при деформуванні такого тіла, не має місця і при розвантаженні тіла енергія деформації повністю звільняється [120]. На противагу цьому залишкові деформації вважаються повністю незворотними.

У більшості теорій пластичності приймається [117]:

- стан матеріалу не залежить від тривалості дії навантаження і що тривале навантаження не змінює постійних матеріалу;

- в області стійкої пластичної деформації збільшення напруги завжди повинно викликати збільшення деформації.

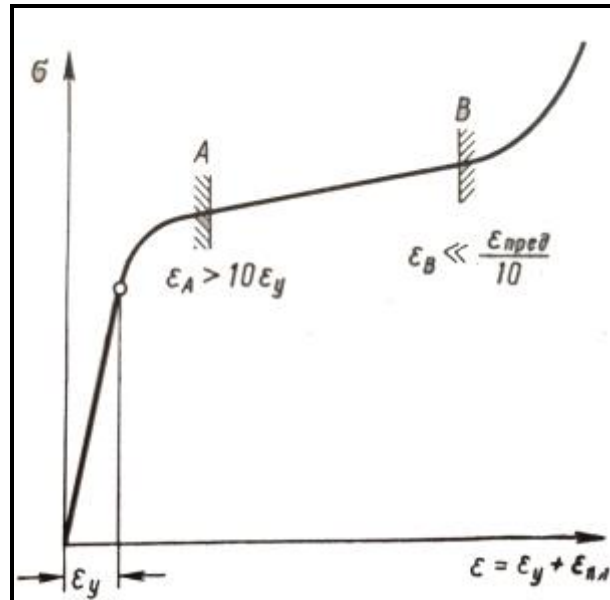


Рисунок 1.17 – Область пластичної деформації металів [123]

Питома робота деформації, що витрачається при поширенні тріщини, неоднакова в різних точках поверхні руйнування [121]. На початку розвитку руйнування питома робота деформації велика. У точці, де досягається критичний стан розвитку тріщини і задовольняє умова балансу енергії [122], відповідне можливості швидкого мимовільного поширення тріщини, питома робота деформації різко зменшується і незабаром досягає мінімального значення [121]. При подальшому поширенні тріщини величина збільшується у зв'язку з тим, що ефект надрізу збільшується мабуть повільніше, ніж опір пластичної деформації в умовах високої швидкості місцевої деформації [123].

Важливою умовою є підведення енергії до зони руйнування при розвитку тріщини [117]. Якщо пластична деформація у краю тріщини реалізується шляхом ковзання в зернах фериту, то граничний стан буде залежить від факторів, що впливають на рух дислокацій [124]. Пластичні деформації розвиваються в напрямку максимальної напруги зсуву, і величина їх залежить

від розташування і взаємозв'язку зерен фериту, а також від структурного стану матеріалу біля краю тріщини [125].

Згідно з даними теоретичних і експериментальних досліджень, поширення тріщини в полікристалічному матеріалі супроводжується виникненням у вершині тріщини полів внутрішніх напружень, які призводять до локальної пластичної деформації полікристала в область руху фронту зростаючої тріщини - так звану зону пластичної деформації або зону утяжки [126]. Виходячи з структуру стану матеріалу в якому відбувається поширення тріщини, можливі кілька варіантів формування зони утяжки [127]. Проаналізувавши літературні джерела можна виділити наступні моделі розвитку зони пластичної деформації біля вершини тріщини.

J-Q-теорія [128]. Область у вершині тріщини називається J-Q* – зоною (рисунок 1.18). Ця зона істотно більше зони, в якій напружене-деформований стан контролюється лише одним параметром. Таким чином, розміри J-Q* зони є функцією навантаження і не можуть залишатися постійним при стійкому зростанні тріщини, отже, не може бути використаний як параметр жорсткості напруженого стану в пластичній зоні у вершини розповсюдження тріщини. Таким чином, параметр Q* в модифікованому полі напруг не залежить від прикладеного навантаження і характеризує геометрію тіла, схему навантаження і пластичні властивості матеріалу, тобто – параметр Q характеризує жорсткість напруженого стану біля вершини.

Модель еквівалентної пружної тріщини [129]. Вплив невеликої пластичної зони на напругу і переміщення в тілі перед вершиною гострої тріщини може бути наближено оцінений наступним чином. Розподіл пружних напружень при плоскому напруженому стані і його зміна при появі малої, в порівнянні з довжиною тріщини і розмірами тіла, пластичної зони наведено на рисунку 1.17. Згідно моделі, що розглядається, при аналізі напружень вводиться концепція «умовної» пружної тріщини, розподіл напружень перед якою аналогічне розподілу у реальній тріщині з малою пластичною зоною.

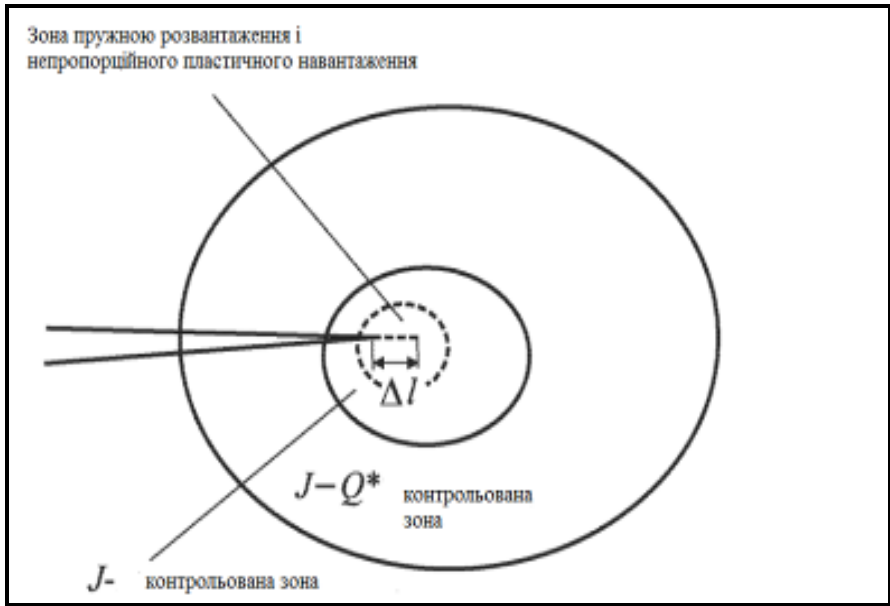


Рисунок 1.18 – Схема, яка демонструє основні поняття J-Q* теорії [128]

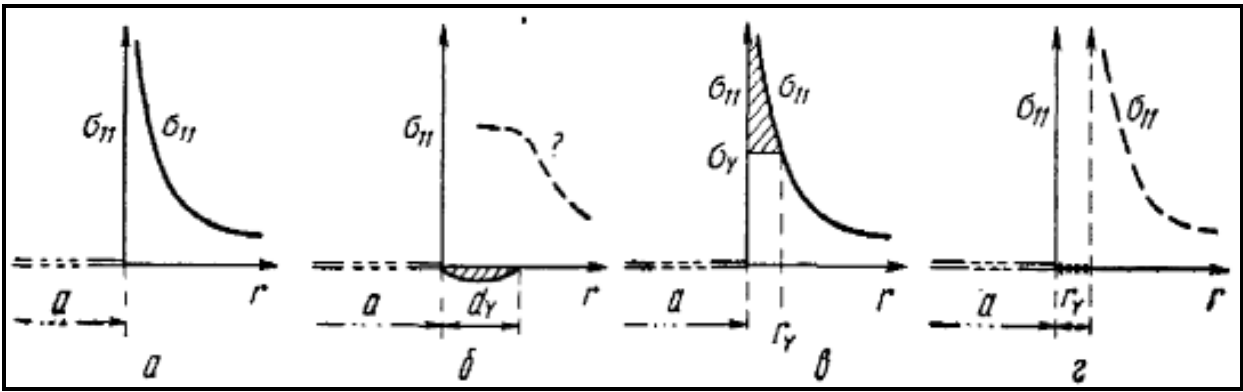


Рисунок 1.19 – Розподіл пружних напружень при плоскому напруженому стані:
а – розподіл пружних напруг ($\sigma_{11} = K / \sqrt{2\pi r}$); б – утворення пластичної зони;
в – оцінка величини пластичної зони у першому наближенні ($\sigma_{11} = K / \sqrt{2\pi r}$);
г – «умовна» пружна тріщина ($\sigma_{11} = K^* / \sqrt{2\pi r}$)

Модель пластичної складової тріщини [130]. Співвідношення між прикладеною напругою, довжиною тріщини і розвитком пластичної течії при плоскому напруженому стані можуть бути отримані з функції Вестергаарда.

Розглянемо, коли на тріщину довжиною $2a$ впливає нормальна складова напруги (рисунок 1.20). Нехай пластична зона поширюється від кінців тріщини

на відстань $c-a$. Напружений стан поблизу тріщини може бути представлено трьма складовими:

- розтягування в напрямку, ортогональному осі тріщини;
- зміщення у площині X_1X_2 ;
- зміщення у площині X_1X_3 .

За умови, що форма функції Вестергаарда відповідає навантаженням, що діють у пластичної зони, можливо розрахувати переміщення на кінцях тріщини (розкриття тріщини).

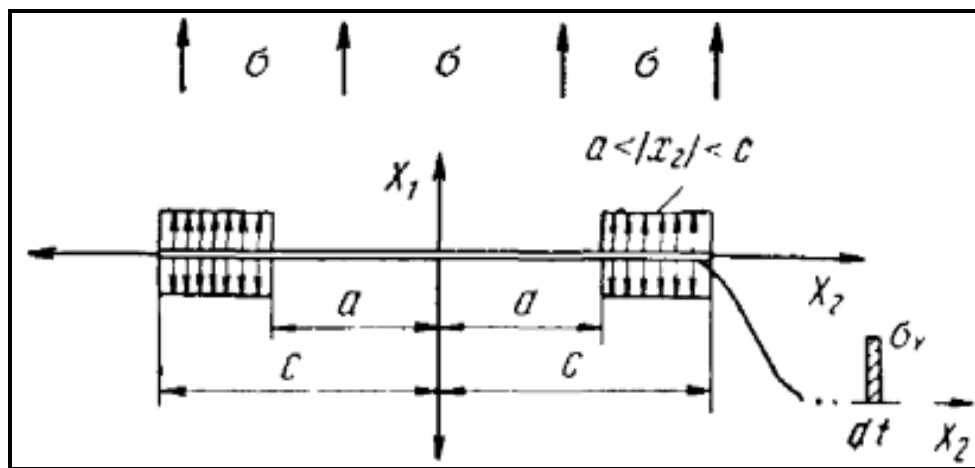


Рисунок 1.20 – Розвиток пластичних зон від тріщини (в області $a < |x_2| < c$ напруга дорівнює границі плинності)

Модель Білбі - Коттрелла – Суїндена [131]. Застосування моделі дозволяє отримувати аналітичні вирази для переміщення у вершини тріщини. На теперішній час ця модель найчастіше застосовується при розрахунках розподілу напружень в тілах кінцевих розмірів з декількома тріщинами. У цій моделі тріщина i , відповідно зона пластичної деформації у її вершині, надаються у вигляді рядів дислокацій (рисунок 1.21).

При отриманні градієнта переміщень, що змінюються від високих значень (у вершини тріщини) до низьких (на пружньо-пластичній границі) ряди дислокації повинні мати форму «зворотних» плоских скупчень, в якій

найбільша щільність спостерігається біля вершини тріщини, а найменша – у протилежному кінці зони пластичності.

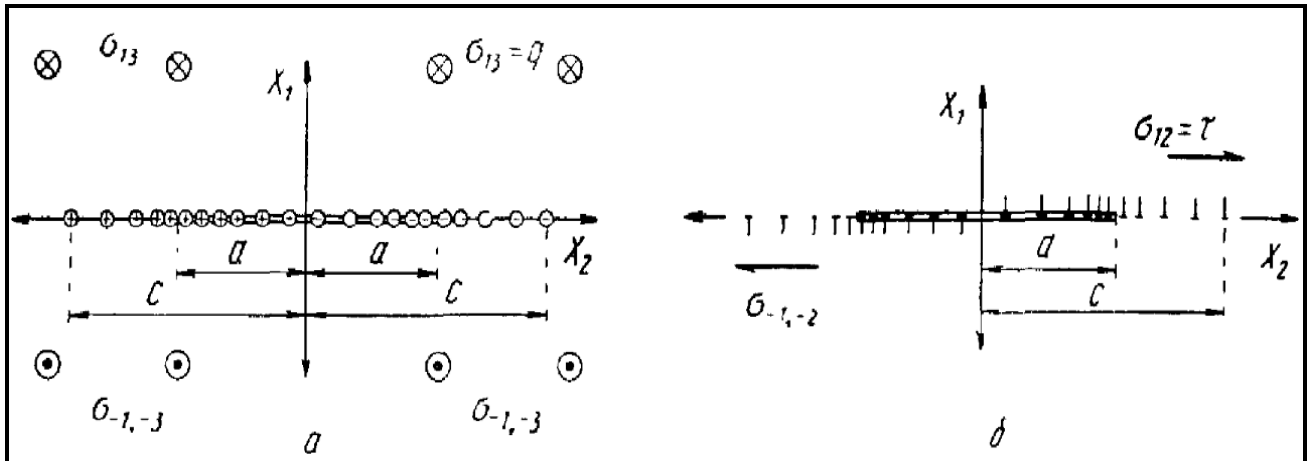


Рисунок 1.21 – Зони пластичності у вигляді рядів дислокацій: *a* – антиплоскі зрушення по типу III ($\sigma_{13}=n$); *б* – поздовжні зрушення по типу II ($\sigma_{13}=\tau$); *n*, τ – нормальна та зсувна компоненти навантаження відповідно

Модель Панасюка - Леонова – Дагдейла [132]. Модель використовується в якості ефективної розрахункової схеми при аналізі локалізації пластичних деформацій у вершини тріщини нормального відриву в пружно ідеально пластичному тілі в умовах плоского напруженого стану.

Навантаження тріщини нормального відриву в умовах плоского напруженого стану в поле залишкових напруг (пов'язаних з попереднім циклом навантаження) може призводити до утворення двох зародків пластичного течії (двохзонна локалізація пластичних деформацій): безпосередньо у кінчика тріщини і в зоні максимального залишкового розтягування, яке в разі циклічного навантаження, досягає однієї третини межі текучості.

Циклічні навантаження тріщини з локалізованою у її вершини пластичною зоною активізує процес звільнення прихованої вільної енергії, пов'язаної з присутністю мікрodefektів в межах пластичної зони [132]. На частку мікрodefекти припадає до 15% від всієї роботи, витраченої на пластичне

деформування [132]. Вивільнювана енергія є основним джерелом розвитку пошкодженості в зонах локалізації необоротних залишкових деформацій. Поле напруг, яке формується внаслідок цього процесу, змінює геометрію локалізованих зон, впливаючи, таким чином, на стан тріщини. Однією з характеристик подібного впливу може служити зсування розкриття тріщини, обумовлене перерозподілом напруг зі зміною зон локалізації пластичних деформацій внаслідок зростання пошкоджень.

1.8. Постановка задачі і висновки по розділу 1

Проведений інформаційно-аналітичний огляд показав, що сталі, які зараз застосовуються при виготовленні будівельних металевих конструкцій не завжди відповідають вимогам сучасного будівництва, оскільки вони мають високу ступень легування та високу вартість. Одним з можливих шляхів розв'язання цієї проблеми, як свідчить аналіз світового досвіду, є використання в будівництві низьковуглецевих мікролегованих сталей при умові покращення їх властивостей за рахунок застосування більш прогресивних технологічних схем виробництва.

Таким чином, основною метою роботи є збільшення міцнісних властивостей при збереженні пластичних та в'язкісних характеристик металопрокату для будівельних металевих конструкцій на основі поглибленого дослідження впливу нанорозмірних елементів, які формуються під час дифузійного розпаду аустеніту. Для досягнення поставленої мети в роботі поставлені наступні основні задачі:

1. Визначити морфологічні особливості нанорозмірних елементів, які формуються в структурі низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталей після перетворення аустеніту за дифузійним механізмом розпаду.
2. Проаналізувати морфологію перлітних колоній, які утворюються внаслідок розпаду переохолодженого аустеніту низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталей за евтектоїдною реакцією.

3. На підставі структурних досліджень форми цементитного каркасу перлітних колоній встановити взаємозв'язок між його типом та міцністю колоній.
4. Проаналізувати вплив зовнішнього навантаження на кінетику розповсюдження пластичної деформації та зародження руйнування в структурі низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталей.
5. На підставі аналізу даних температурно-деформаційних режимів, відповідних мікроструктурних досліджень та випробувань механічних властивостей товстих листів з низьковуглецевих, низько-, мікро та нелегованих сталей встановити взаємозв'язок між параметрами технологічних схем, які використовуються на металургійних комбінатах України, та основними механічними властивостями металопрокату.
6. Дослідити вплив температурно-деформаційних параметрів прокатки в міжкритичному інтервалі температур на формування структури низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей.
7. На підставі отриманих результатів розробити удосконалену технологічну схему прокатки для низько-, мікро- та майже нелегованих сталей.
8. Встановити вплив параметрів запропонованої технологічної схеми прокатки на структурний стан і комплекс механічних характеристик низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей.
9. Дослідити вплив елементів структури, які формуються під час запропонованої технологічної схеми прокатки, на механізм розповсюдження пластичної деформації та зародження руйнування в структурі низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей.

1.9. Список використаних джерел в розділі 1

У розділі 1 використані джерела [1-132]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1. Хімічний склад та технологія виробництва сталей, які досліджуються

Матеріалом для дослідження були обрані маловуглецеві промислові сталі 10Г2ФБ, 09Г2С, 10ХСНД, Ст3 та 06Х1 які широко використовується в будівельній, машинобудівній, нафтогазовидобувній і інших галузях промисловості. Хімічний склад досліджуваних сталей наведено у таблиці 2.1.

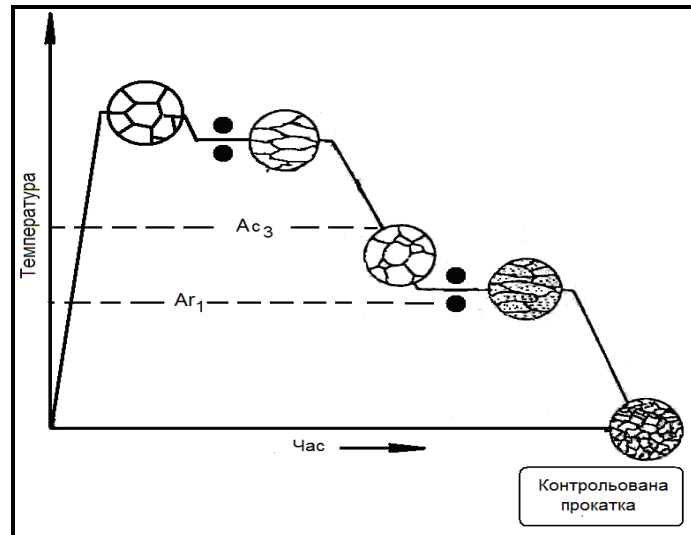
Таблиця 2.1 – Хімічний склад сталей, які досліджувались

Марка сталі	Масова доля елемента, %									
	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>S</i>	<i>P</i>	<i>N</i>	<i>Cr</i>	<i>V</i>	<i>Nb</i>	<i>Fe</i>
10Г2ФБ	0,10	1,58	0,18	0,005	0,015	0,008	-	0,088	0,022	ост
09Г2С	0,08	1,40	0,60	0,029	0,027	-	-	-	-	ост
10ХСНД	0,10	0,68	0,95	0,035	0,035	-	0,75	-	-	ост
Ст3	0,14- 0,22	0,3 - 0,6	0,12- 0,30	0,05	0,04	0,008	0,30	0,08	0,3	ост
06Х1	≤0,07	0,40- 0,65	0,17- 0,37	0,015	0,020	-	1,00- 1,30	0,02	0,06	ост

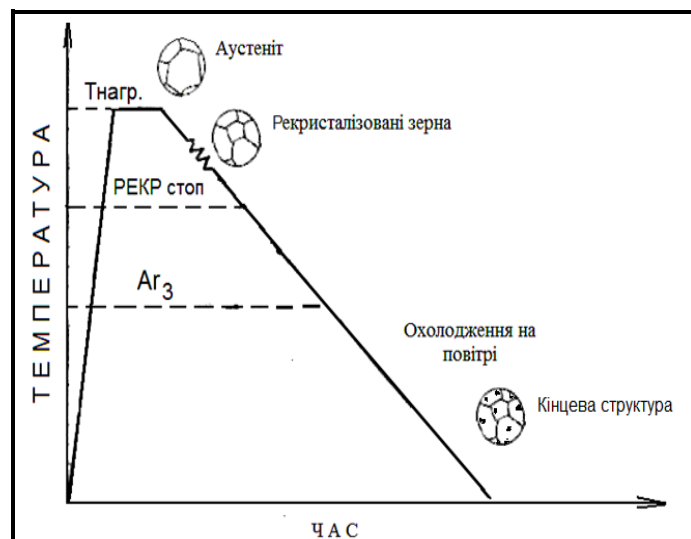
Сталь 10Г2ФБ – високоміцна конструкційна низьколегована сталь, яка виготовляється за технологією контрольованої прокатки (загальні концепції даної технології описані у пункті 1.1 цієї роботи), яку схематично наведено на рисунку 2.1 а. Після контрольованої прокатки сталь 10Г2ФБ має структуру, яку представлено на рисунку 2.2.

Структура має змішаний поліедричний тип за загальною класифікацією типів структур. В аустеніті зароджується ферит та цементит при відносно малому переохолодженні. Аустеніт у рівновазі з феритом має один склад, а з цементитом інший. Різниця концентрацій вуглецю на границях аустеніту з

феритом та цементитом обумовлює дифузію вуглецю, а у зв'язку з цим подальше утворення фериту і цементиту.



a

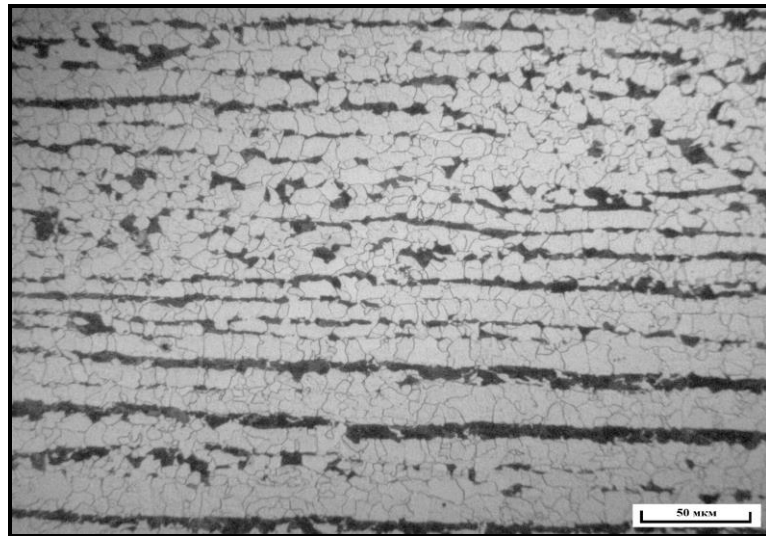


б

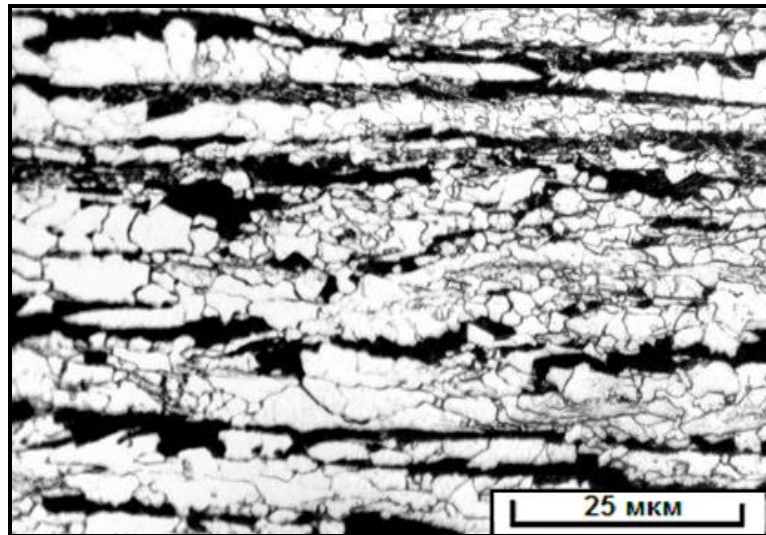
Рисунок 2.1 – Технології виробництва сталей, які досліджуються:

a – контрольована прокатка; *б* – гаряча прокатка

Утворення поліедричного фериту відбувається по дифузійному механізму в умовах значної рухливості атомів, коли не виникає внутрішніх напружень, а кристали, які утворюються, прагнуть отримати термодинамічно найбільш вигідну форму.



a



б

Рисунок 2.2 – Мікроструктура сталі 10Г2ФБ у стані постачання

Сталі 09Г2С, 10ХСНД, Ст3 та 06Х1 виготовляються за технологією гарячої прокатки (дивись пункті 1.1 цієї роботи). Схематично, даний режим виробництва представлено на рисунку 2.1 б. Мікроструктура сталей 09Г2С та 10ХСНД у стані постачання представлена на рисунку 2.3. Проведений комплекс металографічних досліджень показав, що в сталі 09Г2С у результаті термічної обробки формується ферито-перлітна структура (рисунок 2.3 а, б). При цьому зерна фериту мають правильну поліедричну форму. Сталь 10ХСНД також має ферито-перлітну структуру (див. рисунок 2.3 в, г), але при цьому структурні

складові мають більший розмір ніж у сталі 09Г2С. Для обох сталей спостерігається виражена ферито-перлітна смугастість.

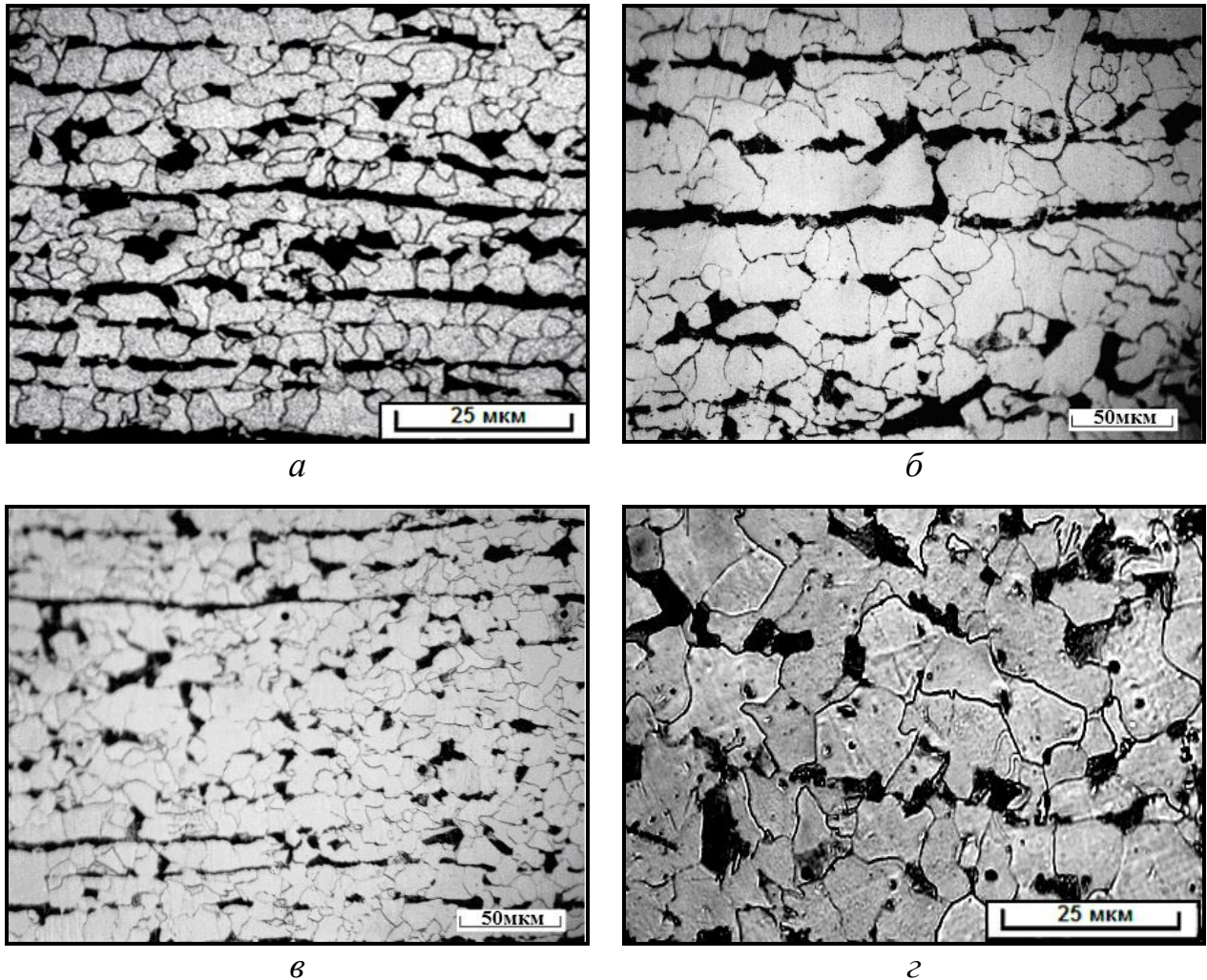


Рисунок 2.3 – Мікроструктура сталей, які досліджуються у стані постачання:
а, б – сталь 09Г2С; *в, г* – сталь 10ХСНД

Результати мікроструктурних досліджень сталей Ст3 та 06Х1 узагальнено та наведено на рисунку 2.4. Аналіз наведених даних показує, що у структурі сталі присутні також дві структурні складові: ферит та перліт. При цьому спостерігається певна різнозерність (див рисунок 2.4 *а, б*).

Сталь 06Х1 (рисунок 2.4 *в, г*) також має ферито-перлітну структуру, але при цьому перлітні колонії і феритні зерна мають більший розмір, порівнянно з іншими марками сталі, які досліджуються в даній роботі.

Комплекс механічних властивостей сталей, які досліджуються представлено в таблиці 2.2.

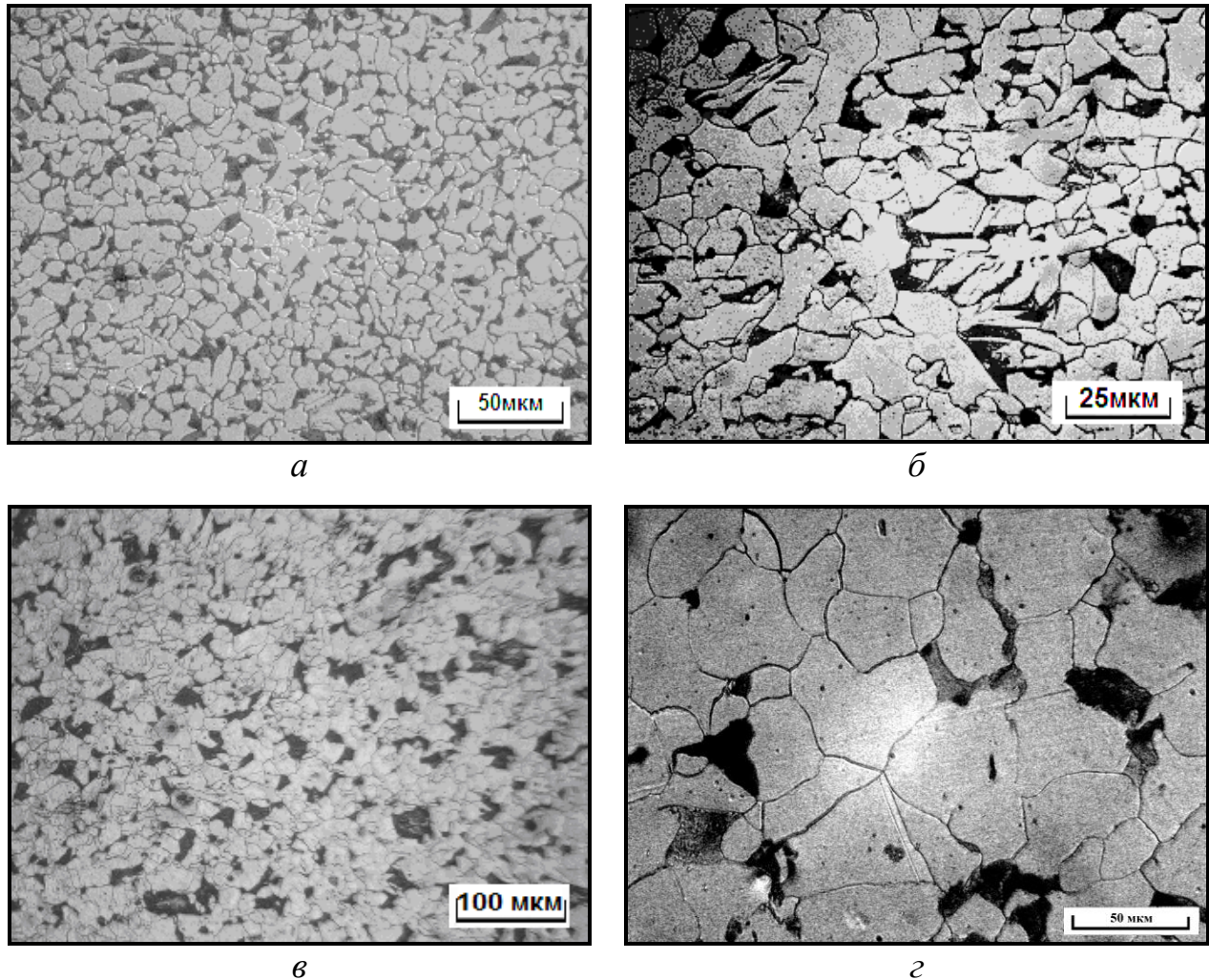


Рисунок 2.4 – Мікроструктура сталей, які досліджуються у стані постачання: *а, б* – сталь Ст3; *в, г* – сталь 06X1

2.2. Методи дослідження структури, тонкої структури і нанорозмірних елементів, що формуються в структурі металопрокату з доевтектоїдних будівельних сталей

Готування шліфів. Найважливішим етапом у підготовці шліфа є видалення деформованих під час механічної обробки та шліфування шарів з поверхні металу. У цьому відношенні найбільш радикальним методом є анодне розчинення (електрополіровка). При ретельному підборі хімічного складу

електроліту і його робочого режиму можна отримати атомарно гладку поверхню без пошкоджень (артефактів) зовнішнього походження. Наступною не менш важливою операцією є підбір травителя, його хімічного складу, температурно-часового режиму.

Таблиця 2.2 – Комплекс механічних властивостей сталей, які досліджувались

Марка сталі	Границя міцності (σ_B), МПа	Границя плинності (σ_T), МПа	Відносне видовження (δ_5), %	Ударна в'язкість KCV ⁺²⁰ , Дж/ м ² ·10 ⁻⁴
10Г2ФБ	545	445	30	151
09Г2С	460	305	22	165
10ХСНД	390	590	20	155
Ст3	425	245	26	-
06Х1	475	350	32	-

Від того, як протравлено зразок, залежить спостережувана в мікроскопі структура. Для вивчення тієї чи іншої особливості структури стали розроблено багато рецептів травителів: для виявлення дислокацій; для визначення розмірів аустенітного або феритного зерна, розподілу фаз, для виявлення ликваційної неоднорідності або кристалічної орієнтації з огранювання ямок травлення і т.д. [133]. Для перлітних і феритно-перлітних структур найбільш придатними є травителі на основі спиртових розчинів азотної кислоти, а також водних розчинів пікринової кислоти. Інтенсивність (тривалість) травлення залежить від конкретного завдання дослідження - як правило, для світлової мікроскопії травлення більш інтенсивне, а для електронної мікроскопії методом реплік - слабке. Як правило, для растрової електронної мікроскопії шліфи, які містять перлітні структури, травлять найбільш інтенсивно, тому що при цьому стає видимою просторова структура цементитного каркасу перлітної колоній. Після дуже інтенсивного травлення бажано, поряд зі звичайною промиванням,

застосовувати ультразвукову очистку в дистильованій воді або спирті, щоб позбутися від продуктів реакції в межпластинних проміжках.

Оптична мікроскопія. Після промивання і сушіння шліфи вивчають під оптичним мікроскопом і фіксують найбільш типові (або найбільш цікаві) структури. Часто на знімках видно нечітка фокусування на одному з його дільниць. Як правило – це є результатом перекосу площині шліфа щодо оптичної осі об'єктиву. Можливі причини:

1. Знімок зроблено поблизу краю шліфа, де є майже завжди присутні крайові ефекти.
2. На шліфі мається забій або заусенок.
3. Перекошено предметний стіл або скляна вставка, або об'єктив мікроскопу.
4. Наявність асиметричних забруднень на шліфі, що призводять до його перекосу.

За допомогою різних методів світлової мікроскопії можна отримати різноманітні відомості про ферито-перлітну структуру:

1. Оцінити відносну кількість перлітної (квазіевтектоїдної) і феритної складових.
2. Виміряти розміри колоній (субколоній) перліту і величину зерна (субзерна) доевтектоїдного фериту. В цьому випадку, висока ступінь достовірності не може бути досягнута, так як кордони між колоніями не завжди виявляються досить чітко.
3. Визначити середню величину міжпластинчатої відстані, якщо пластини в перліті добре видно. Якщо розрішаюча здатність на межі, слід спробувати повторити визначення з застосуванням методу темного поля, який має більш високий контраст.
4. Визначити наявність кордонів між двома феритними зернами в тих випадках, коли вона не витравлена з будь-яких причин, а забарвлення зерен однакове. В цьому випадку можна застосувати поляризоване світло або косе освітлення.

У виробках, одержуваних за сучасними технологіям, розпад аустеніту в перлітній області відбувається, як правило, при безперервному охолодженні з порівняно високою швидкістю, тому структура квазіевтектоїду, що утворюється, дуже дисперсна і в більшості випадків для виявлення її деталей необхідно застосування різних методів електронної мікроскопії.

Електрона мікроскопія перлітних структур. Підготовка зразків для світлової мікроскопії, яку описано вище, застосовується і для електронної мікроскопії методом реплік. При цьому підготовка і особливо відмивання зразка, повинні проводитись дуже ретельно, так як навіть невеликі вади приготування шліфів дуже чітко виявляються на електронномікроскопічних знімках. За допомогою електронної мікроскопії методом реплік можна отримати ті ж відомості про ферито-перлітну структуру, що і з використанням світлового мікроскопа, але значно чіткіше і з більш високим ступенем вірогідності. На відтінених золотом або платиною репліках можна отримати розрішаючу здатність близько 5нм або навіть краще, що цілком достатньо для визначення параметрів самих дисперсних структур перліту [134]. Оскільки, будь-яке відхилення пластин від положення, яке перпендикулярного площині шліфа, призводить до видимого збільшення міжпластинчатих проміжків, то найменші видимі проміжки будуть відображати справжню міжпластинчасту відстань S_0 в колоніях, що сформувалися в однакових (ізотермічних) умовах [135].

За кількістю відрізків пластин на певній площі можна оцінити суцільність (морфологічний коефіцієнт) цементитного каркасу колонії [136]. Для цього підраховують кількість відрізків пластин на площі або кількість перетинань із відрізками пластин на визначеній довжині.

Метод дифракційної електронної мікроскопії тонких фольг. Незважаючи на ряд переваг, якими володіють різні методи реплік, що стосуються в основному спрощеного отримання зразків з більшої за розмірами поверхні, за їх допомогою важко отримати прямі кількісні данні про

кристалічній структурі зразків. Тонкі шари металу (фольги), прозорі для електронів з енергією 100 ... 200 кеВ, дають можливість отримувати відомості щодо дислокацій та інші дефекти тонкої кристалічної структури сталей і сплавів. Метод дифракційної електронної мікроскопії на просвіт у поєднанні з мікродифракційними картинами від обраних ділянок дозволяє отримати додаткові відомості про морфологію перлітних і квазіевтектоїдних структур, а саме [137]:

- міжплощинні відстані в феритної, цементитної або невідомій кристалічній решітці;
- кристалографічні індекси площин залягання плоских елементів структури: границь зерен, цементитних і феритних пластин або інших плоских структурних елементів;
- кристалографічні індекси напрямків лінійних особливостей структури, наприклад, стиків трьох границь, ребер частинок або кромки цементитних пластин;
- орієнтаційні співвідношення між кристалічними решітками фериту і цементиту або між двома кристалами (зернами) фериту або пластинами цементиту;
- справжні міжпластинчаті відстані в перлітних або квазіевтектоїдних колоніях;
- справжню товщину феритних або цементитних пластин або їх співвідношення;
- щільність дислокацій як в доевтектоїдному, так і в перлітному фериті;
- разорієнтировку двох і більше полігонів, розділених субзереними границями у фериті.

Найбільш відповідальним моментом препарування є кінцеве електролітичне полірування. Практика показала, що найбільш якісну фольгу можна отримати із застосуванням електроліту наступного складу:

оцтова кислота синтетич. (99,5%) -	250 мл
хромовий ангідрид -	55 г
вода -	12 мл

Цей склад аналогічний рекомендованому в [138], але з підвищеним вмістом хромової кислоти.

У процесі роботи бажано обмежувати час полірування й проміжки між зразками, оскільки на поверхні холодного електроліту утворюється конденсат води (роса), що знижує концентрацію кислот і зменшує його ефективність, аж до втрати працездатності.

Растрова електронна мікроскопія. У растровій електронній мікроскопії зображення об'єкта формується послідовно по точках і є результатом взаємодії електронного пучка (зонда) з поверхнею зразка. Кожна точка послідовно опромінюється сфокусованим електронним пучком, який переміщається по досліджуваній поверхні [139]. У результаті взаємодії електронів зонда з речовиною виникає випромінювання (відбиті і вторинні електрони, Оже-електрони, характеристичне рентгенівське випромінювання), які можуть бути використані для отримання зображень.

Залежно від механізму реєстрації сигналу розрізняють кілька режимів роботи скануючого електронного мікроскопа [140]:

- режим відбитих електронів;
- режим вторинних електронів.

Зазвичай, для отримання інформації про структуру поверхні (зображення) використовуються вторинні електрони. Відбиті (обернено-розсіяні) електрони окрім інформації про морфології поверхні можуть нести додаткову інформацію про морфологічну будову зразку, тому такий тип випромінювання використовуються для аналізу кристаллографічних характеристиках (дифракція відбитих електронів, EBSD-аналіз).

Визначення хімічного складу. Хімічний склад досліджуваних зразків аналізувався з допомогою оптико-емісійних методів [141].

2.3. Загальні характеристики методів визначення властивостей, що ґрунтуються на руйнуванні матеріалів

Властивості матеріалів оцінюють механічними випробуваннями зразків, тобто деформуванням тіл визначених розмірів та форми. Насамперед до таких методів можливо віднести статичні механічні випробування, тобто випробування на розтяг. Механічні характеристики, що визначаються при таких випробуваннях, використовують при розробці всіляких технологічних режимів, при розрахунках і проектуванні елементів обладнання, а також для контролю виробів і металу.

Ускладнення умов експлуатації сучасних будівельних конструкцій призвело до необхідності вивчення спроможності матеріалів чинити опір зародженню та розповсюдженню тріщин, тобто властивостей, які б характеризували кінетику руйнування в об'ємі матеріалу.

Аналіз та вивчення причин руйнування різноманітних металевих конструкцій призвело до появи нової механічної характеристики матеріалу – ударної в'язкості, яка визначається при динамічних випробуваннях.

Основним інструментарієм при визначенні ударної в'язкості матеріалу є вивчення механізму руйнування. Аналіз кінетики руйнування проводять фрактографічно, тобто за зовнішнім виглядом поверхні зламу, у тому числі й при великих збільшеннях.

Випробування на розтяг. Є найбільш розповсюдженим видом випробувань матеріалів, тому що при їх проведенні найбільш яскраво виявляються характеристики міцності і пластичності матеріалів.

При статичних випробуваннях на розтяг визначають основні механічні характеристики матеріалів: границю пропорційності σ_{nc} ; границю пружності $\sigma_{0,05}$; границю плинності фізичну σ_m або умовну σ_{02} ; границю міцності або тимчасовий опір розриву σ_b ; дійсний опір розриву S_k і величини, які характеризують пластичність матеріалів: відносне видовження після розриву δ і відносне звуження ψ після розриву.

Випробування на ударний вигин. Розвиток сучасних технологічних процесів у машинобудуванні тісно пов'язаний з підвищенням температурно-швидкісних умов навантаження. В залежності від швидкості деформування, температури і концентрації напруг змінюється характер руйнування матеріалу та його механічні характеристики. У зв'язку з цим виникає необхідність проведення механічних випробувань при динамічних навантаженнях.

Найбільш поширеним різновидом динамічних випробувань є випробування на ударну в'язкість або динамічний вигин зразків з надрізом, які виконуються на маятникових копрах при нормальній, підвищеній і зниженій температурах.

Наявність надрізу й підвищена швидкість деформування дають змогу перевести метал в крихкий стан і виявити його схильність до крихкого руйнування, тобто ті якості металу, які неможливо виявити при статичних випробуваннях гладеньких зразків.

Крихке руйнування, що має місце в деталях та конструкціях, залежить від характеру напруженого стану, хімічного складу металевого сплаву та його структури.

Схильністю до крихкого руйнування володіють, як правило, метали з решіткою об'ємноцентрованого куба, а отже, і сталі (крім сталей з аустенітною структурою).

Випробування на маятниковому копрі ґрунтуються на принципі вимірювання енергії, яка витрачена на руйнування зразка [142, 143].

Методика дослідження поверхонь руйнування – фрактографія. Дослідження поверхонь руйнування (зламів) проводять з застосуванням оптичних металографічних (макрофрактографія) та растрових електронних (мікрофрактографія) мікроскопів [144-146].

Мікрофрактографічні дослідження охоплюють зв'язок між топографією поверхні та мікроструктурою, а також макрокінетику руйнування (хронологічний порядок мікроявищ в процесі руйнування). З метою

подальшого аналізу та оцінки загальних мікроскопічних особливостей поверхні руйнування, які виявляються за допомогою растрового електронного мікроскопа, отримували зображення – фрактограмми, які аналізували та описували згідно методикам, наведеним у [147].

2.4. Статистичний аналіз масивів експериментальних даних

У загальному випадку, можливо, виділити три основні типи кінцевих прикладних цілей статистичних досліджень [148]:

- **тип 1:** встановлення самого факту наявності (або відсутності) статистично значущого зв'язку між залежними і незалежними змінними. При такій постановці завдання статистичний висновок має альтернативну природу «зв'язок є» або «зв'язку немає» і може супроводжуватися чисельною характеристикою ступеня тісноти досліджуваної залежності;

- **тип 2:** прогноз (відновлення невідомих значень) досліджуваних результуючих ознак (залежних змінних). При такій постановці завдання статистичний висновок містить в собі опис інтервала (області) можливих значень прогнозованого показника і супроводжується величиною довірчої ймовірності, з якою гарантується справедливість прогнозу;

- **тип 3:** виявлення причинних зв'язків між незалежними і залежними змінними (часткове управління значеннями залежних змінних шляхом регулювання величин незалежних змінних). Така постановка завдання дозволяє кількісно описати фізичний сенс досліджуваних статистичних зв'язків.

В ході виконання даної роботи було застосовано наступну структурну схему проведення аналізу масивів експериментальних даних [149].

Етап 1: вихідний (попередній) аналіз досліджуваної системи. В результаті цього аналізу визначали:

- основні мета та цілі застосування статистичного аналізу;
- сукупність одиниць, що представляють предмет статистичного досліджування;

- структурний план аналізу;
- набір статистичних інструментів, який необхідний для досягнення поставленої мети.

Етап 2: первинна статистична обробка даних. Первина обробка результатів вимірювань і спостережень необхідна для того, щоб надалі при побудові емпіричних залежностей (функцій відгуку), з найбільшою ефективністю використовувати статистичні методи і коректно аналізувати отримані результати [150-153]. Зміст попередньої обробки полягає в відсіивання грубих похибок та оцінці достовірності результатів вимірювань. Іншими важливими моментами попередньої обробки даних є перевірка відповідності результатів вимірювання нормальному закону і визначення параметрів цього розподілу. Якщо гіпотеза про те що відгук не суперечить нормальному розподілу, виявиться неприйнятною, то слід визначити, яким законом розподілу підкоряються досвідчені дані або, якщо це можливо, перетворити досліджуваний розподіл до нормального вигляду [154-159]. Первину обробку масивів експериментальних даних здійснювали згідно методики, описаній у роботі [159]. При цьому у якості основних статистичних показників було обрано:

- середнє (математичне очікування) – найбільш типове значення випадкової величини (своєрідний центр, навколо якого розкидані всі значення ознаки);
- довірчий інтервал для середнього – інтервал, в який з вірогідністю 95% потрапляє середні ознаки генеральною сукупності;
- медіана - значення випадкової величини, яке розділяє всі випадки вибірки на дві рівні за кількістю вимірів частини;
- стандартне відхилення (середньоквадратичне відхилення) – міра варіації ознаки. Показує на яку величину в середньому відхиляються випадки від середнього значення ознаки.
- дисперсія – міра мінливості, варіації ознаки і являє собою середній квадрат відхилень випадків від середнього значення ознаки;

- мінімум і максимум – відповідно мінімальне і максимальне значення;
- розмах - відстань між найбільшим (maximum) і найменшим (minimum) значеннями ознаки;
- асиметрія – характеризує ступінь зміщення варіаційного ряду щодо середнього значення за величиною і напрямком;
- ексцес – характеризує ступінь концентрації випадків навколо середнього значення і є своєрідною мірою крутості кривої.

Етап 3: аналіз типу і сили зв'язку між досліджуємими ознаками.

Проводиться з використанням лінійного або нелінійного кореляційного аналізу [160, 161]. Кореляційний аналіз - статистичний метод вивчення взаємозв'язку між двома і більше випадковими величинами. В якості випадкових величин в емпіричних дослідженнях виступають значення змінних, що вимірюють властивості досліджуваних об'єктів спостереження. Суть кореляційного аналізу полягає в розрахунку коефіцієнтів кореляції. Коефіцієнти кореляції можуть приймати, як правило, позитивні і негативні значення. Знак коефіцієнта кореляції дозволяє інтерпретувати напрямок зв'язку, а абсолютне значення – силу зв'язку. При аналізі коефіцієнтів кореляції використовувались наступні його характеристики [118, 119]:

- знак перед коефіцієнтом: «-» – зв'язок зворотній; «+» – прямий;
- чисельне значення коефіцієнту кореляції: $< 0,3$ – зв'язок слабкий; від 0,31 до 0,5 – помірний; від 0,51 до 0,7 – значний; від 0,71 до 0,9 – тісний; від 0,91 і вище – дуже тісний (лінійний).

Етап 4: обчислювальна реалізація вибраних методів статистичної обробки масиву даних та інтерпретація отриманих результатів. На цьому етапі відбувається вибір програмного забезпечення, необхідного для реалізації поставленої мети статистичного дослідження. У тих випадках, коли при інтерпретації результатів проведених досліджень не можна спертися на теоретичну базу, може виявитися корисним використання імітаційного статистичного моделювання [120].

2.5. Математичне моделювання досліджуваних процесів

Для отримання математичних моделей досліджуваних процесів було застосовано наступні етапи статистичної обробки аналізованих параметрів:

- однофакторний дисперсійний аналіз;
- багатофакторний дисперсійний аналіз;
- однофакторний регресійний аналіз;
- багатофакторний дисперсійний аналіз;
- елементи теорії планування експерименту.

Дисперсійний аналіз – метод в математичній статистиці, спрямований на пошук залежностей в експериментальних даних шляхом дослідження значущості відмінностей в середніх значеннях. Завданням дисперсійного аналізу є вивчення впливу одного або декількох факторів на аналізовану ознаку.

Однофакторний дисперсійний аналіз використовується для порівняння середніх значень для трьох і більше вибірок. Фактором називається незалежна змінна, вплив якої вивчається на залежну змінну. Однофакторний дисперсійний аналіз використовується в тих випадках, коли є в розпорядженні три або більше незалежні вибірки, отримані з однієї генеральної сукупності шляхом зміни якого-небудь незалежного фактора, для якого з яких-небудь причин немає кількісних вимірів [165-168].

В даній роботі застосування методу одно факторного дисперсійного аналізу було здійснено наступним шляхом:

- формулювалась нульова гіпотеза (досліджувані фактори не мають жодного впливу на значення результативної ознаки і отримані відмінності випадкові);
- визначалась, яка ймовірність отримати спостережувані (або більш сильні) відмінності за умови справедливості нульової гіпотези;
- якщо ця ймовірність мала (максимальну прийнятну ймовірність відкидали, вірну нульову гіпотезу позначали рівнем значущості $\alpha = 0,05.$), то нульова

гіпотеза відкидалася. Як наслідок приймалось, що результати дослідження статистично значущі.

Багатофакторний дисперсійний аналіз – це статистичний метод аналізу результатів спостережень, що залежать від різних одночасно діючих факторів, вибір найбільш важливих з них і оцінка їх впливу. Багатофакторний аналіз дозволяє перевірити вплив декількох факторів на залежну змінну, оцінити не тільки вплив кожного з факторів окремо, але і їх взаємодію [169-171].

Принципової різниці між багатофакторним і однофакторним дисперсійним аналізом немає. Багатофакторний аналіз не змінює загальну логіку дисперсійного аналізу, а лише дещо ускладнює її, оскільки, крім врахування впливу на залежну змінну кожного з факторів окремо, слід оцінювати і їх спільну дію. Таким чином, те нове, що вносить в аналіз даних багатофакторний дисперсійний аналіз, стосується в основному можливості оцінити міжфакторну взаємодію.

Як і кореляційний аналіз, регресійний аналіз включає в себе побудовання рівняння регресії, наприклад, методом найменших квадратів і статистичну оцінку результатів. Якщо в регресійному аналізі розрахунок коефіцієнтів ведеться тими ж методами, наприклад найменших квадратів, то його теоретичні передумови вимагають інших способів статистичної оцінки результатів [172, 173].

При проведенні регресійного аналізу приймалися наступні допущення:

- вхідний параметр вимірювався з малою помилкою;
- результати спостережень над вихідною величиною являють собою незалежно нормально розподілені випадкові величини;
- при проведенні експерименту з об'ємом вибірки за умови, що кожен досвід повторений певну кількість разів, вибіркові дисперсії повинні бути однорідні (це означає приналежність експериментальних даних до однієї і тієї ж генеральної сукупності).

Після отримання рівняння регресії, проводився статистичний аналіз результатів. Цей аналіз полягав в перевірці значимості всіх коефіцієнтів і встановленні адекватності рівнянь. [174, 175].

Перевірку адекватності моделі здійснювали за припущення, що випадкові помилки спостережень є незалежними, нормально розподіленими випадковими величинами з нульовими середніми значеннями і однаковими дисперсіями. Математично перевірку робили використовуючи квазі-ньютонівський метод – процедуру нелінійного оцінювання, що обчислює на кожному кроці значення функції в різних точках для оцінювання першої та другої похідної [176].

При дослідженні множинної регресії не застосовувалась графічна інтерпретація (згідно рекомендацій [177]) багатofакторного простору. В даній роботі завдання лінійної множинної регресії полягало у побудові гіперплощини у $(k + 1)$ -вимірному просторі, відхилення результатів спостережень від якої були б мінімальними при використанні методу найменших квадратів. Процедура визначення коефіцієнтів не відрізняється від одновимірного випадку [178].

На підставі отриманих регресійних моделей було отримано загальну модель досліджуваних процесів (моделювання структурними рівняннями). При побудові моделі використовувались основні концепції математичної теорії планування експерименту [179, 180].

Комплекс обчислювальних операцій здійснювали на ПЕОМ з застосуванням пакету прикладних програм для статистичної обробки Statistica [181] та Microsoft Excel [182].

2.6. Висновки по розділу 2

1. У роботі використано сучасні методи дослідження структури, тонкої структури та комплексу властивостей низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталей, а саме: загальні методи кількісного та напівкількісного металографічного аналізу з застосуванням оптичного мікроскопу Neophot 20;

растрову електронну мікроскопію з застосуванням скануючого електронного мікроскопу PEM-106И; дифракційну електронну мікроскопію з застосуванням трансмісійного електронного мікроскопу EM-125K.

2. Для визначення комплексу властивостей застосовувались традиційні методи статичних та динамічних випробувань.

3. З метою отримання кількісних залежностей між параметрами процесів, які досліджувались та побудови відповідних фізико-математичних моделей застосовувався математичний апарат теорії обробки масивів експериментальних даних, а саме: первинна статистична обробка, кореляційний аналіз, одно та багатofакторний дисперсійний аналізи, одно та багатofакторний регресійний аналіз; квазіньютонівський метод перевірки адекватності отриманих моделей.

2.7. Список використаних джерел в розділі 2

У розділі 2 використані джерела [133-182]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 3. ВИЗНАЧЕННЯ МОРФОЛОГІЧНИХ ОСОБЛИВОСТЕЙ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ЗА ДИФУЗІЙНИМ МЕХАНІЗМОМ

3.1. Визначення морфологічних особливостей феритної складової низьковуглецевих низьколегованих сталей

Для матеріалознавства представляють інтерес міжкристалітні границі, оскільки більшість твердих речовин в навколишньому середовищі є конгломератами кристалів. У техніці використовуються матеріали (метали, мінерали, кераміка тощо), які мають, як правило, полікристалічну структуру [183]. На відміну від монокристалів, полікристали містять особливий вид площинних дефектів – границі зерен. Вони істотно впливають на властивості полікристалів і виробів з них. Ці дефекти структури відіграють істотну роль у формуванні властивостей полікристалічного матеріалу в цілому, тому на практиці часто необхідно оцінити, який спектральний склад границь у виробі, отриманому за тією чи іншою технологією. До цього часу структуру границь відносно добре вивчено в матеріалах з гранецентрованою кубічною (ГЦК) решіткою, наприклад, в міді, нікелі, алюмінії [184]. Структуру і властивості границь в таких поширених матеріалах з об'ємноцентрованою кубічною (ОЦК) решіткою як залізо, хром, вольфрам та багато інших, – відомості майже відсутні.

Для виявлення характерних ознак спеціальних границь було проведено комплекс металографічних досліджень, спрямований на визначення загальних характеристик (геометричних параметрів) феритної складової низьковуглецевих низьколегованих сталей. Матеріалом для дослідження були обрані низьковуглецеві промислові сталі 10Г2ФБ, 09Г2С, Ст3 та 06Х1. Результати відповідного комплексу металографічних досліджень представлені на рисунку 3.1 та у таблиці 3.1. При подальшому аналізі кількості спеціальних границь, сталь 06Х1 була обрана для порівняння завдяки більш високій

кількості внутрішньофазних границь і низької кількості перлітної складової порівняно з іншими марками, які використовувалися під час дослідження.

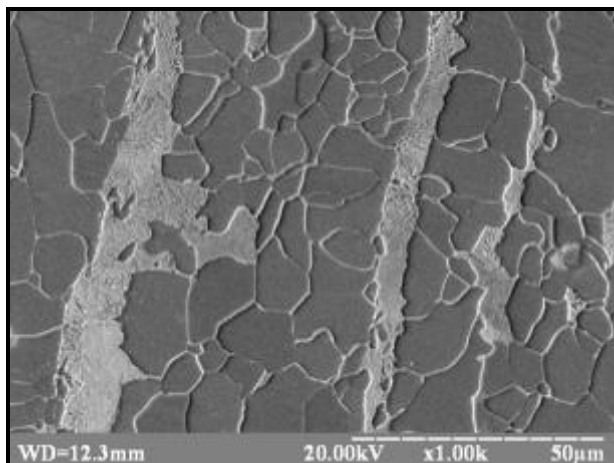
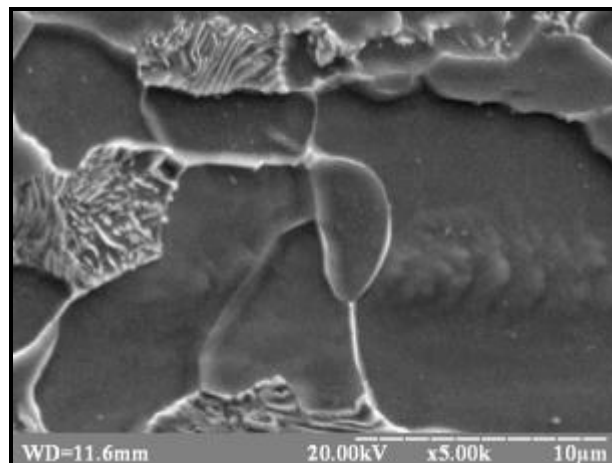
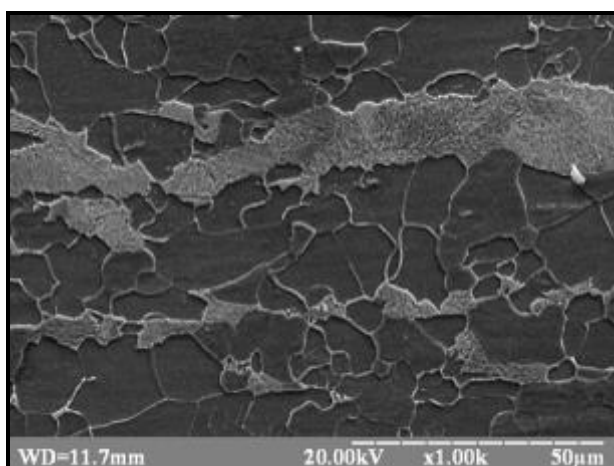
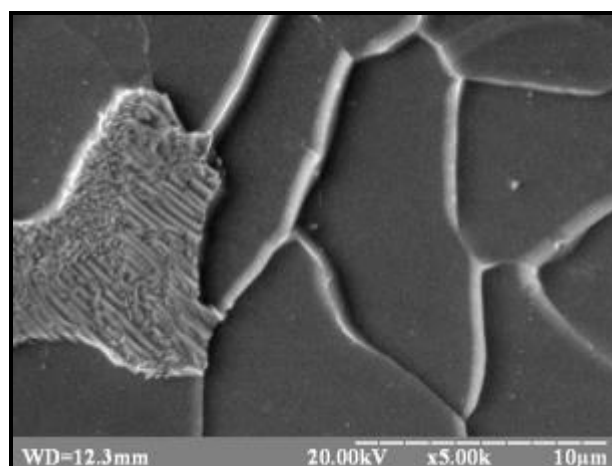
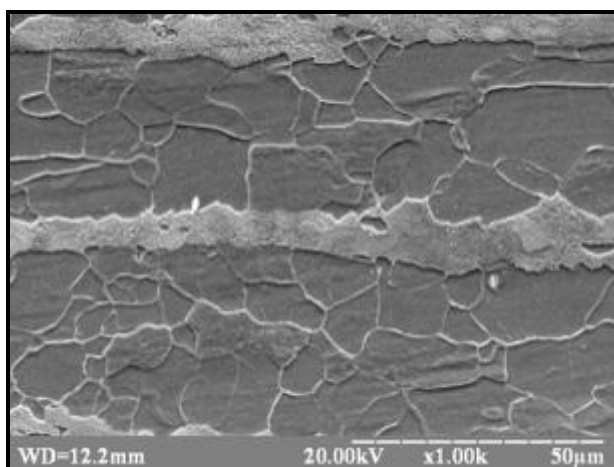
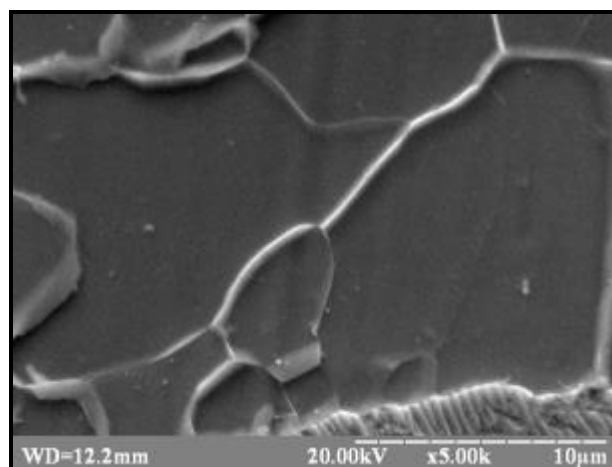
*a**б**в**г**д**е*

Рисунок 3.1 – Структура сталей, які досліджуються:

a, б – сталь 10Г2ФБ; *в, г* – 09Г2С; *д, е* – Ст3

Таблиця 3.1 – Кількісний аналіз даних металографічних досліджень

Марка сталі	d зерна, мм	Бал феритного зерна
10Г2ФБ	0,027	7
09Г2С	0,045	6
Ст3	0,052	6

Після визначення балу феритного зерна, були виділені основні характерні ознаки для знаходження та подальшого підрахунку низькоенергетичних границь у феритній складовій структури. На підставі виділених ознак, було розроблено аналітично-мікроструктурний, який спирається на використанні енергетичних властивостей спеціальних границь та умов рівноваги в потрійних стиках. Типовим ансамблям за участю спеціальних низькоенергетичних границь, притаманні деякі ознаки, які відрізняють їх від інших великокутових границь [185]:

- зменшена травимість;
- присутність зигзагоподібних фасеток;
- протилежні кути у потрійних стиках близькі до 180°.

Збіг або чітке проявлення одного чи декількох з указаних ознак з високою мірою вірогідності вказує на приналежність даної границі до спеціальної, низькоенергетичної.

Типовий випадок спеціальної взаємної орієнтації зерен у фериті приведений на рисунку 3.2 *а, б*, де границя містить фасетки, в цілому двох типів, у кожній з яких фасетки паралельні одна одній. Це прямо вказує на значну анізотропію енергії цієї границі, та її орієнтаційну чутливість.

Інший типовий випадок зафіксований на рисунку 3.2 *г* та 3.3 *а, б*, де границя знаходиться між зернами та має конфігурацію, типову для матеріалів з ГЦК решіткою. Ця границя характеризується тим, що найбільш видовжені її ділянки майже паралельні одна до іншої, а саме зерно має витягнуту форму й примикає до інших зерен, короткою стороною.

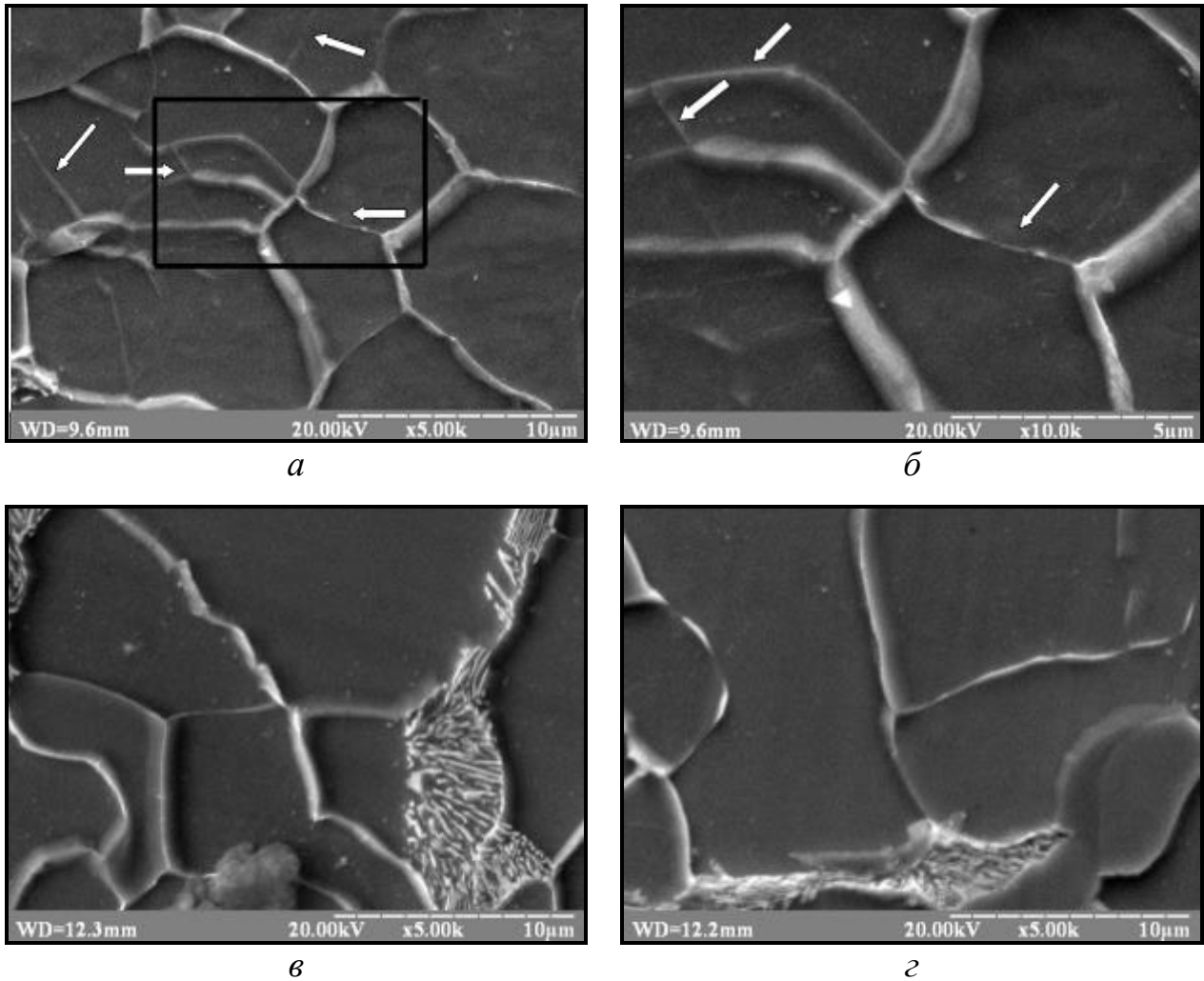


Рисунок 3.2 – Спеціальні границі в низьковуглецевих низьколегованих сталях:

а, б – сталь 10Г2ФБ; *в, г* – сталь 09Г2С

Звертає на себе увагу також те, що у потрійних стиках обидва сегменти границі не чинять значного натяжіння: протилежні їм кути дорівнюють майже 180° .

На рисунках 3.2 *а, б, в* та 3.3 *в, г* представлено ансамбль границь у ферито-перлітній структурі, серед яких видно границі $\Sigma=3^n$, з четверним стиком. Як показує проведений комплекс досліджень, четверний стик може утворитися тільки в тому випадку, якщо одна або декілька границь є спеціальними [186]. Виразні фасетки спостерігаються на границі, яка утворює стик, що дозволяє віднести її до $\Sigma=3$. Вона обумовлює наявність четверного стику і спеціальні

властивості двох інших границь, що входять до нього, хоча для них конкретні значення Σ визначити без дифракційних методів не представляється можливим.

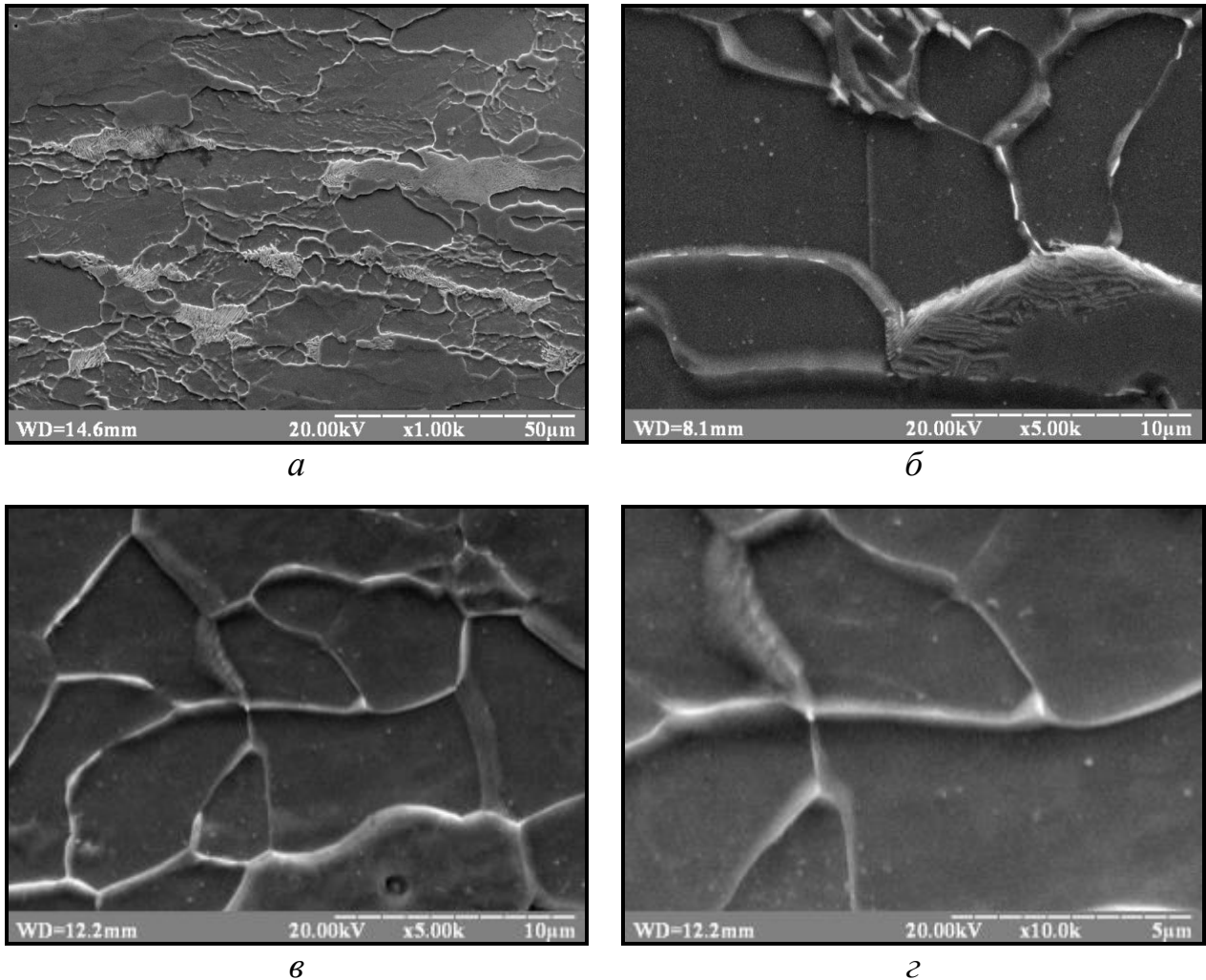


Рисунок 3.3 – Спеціальні границі в низьковуглецевих низьколегованих сталях:

а, б – сталь Ст3; *в, г* – сталь 06Х1

Для виявлення спеціальних границь у фериті дотримувалися таких основних ідентифікаційних ознак, які вказують на спеціальну структуру і понижену поверхневу енергію границі [187, 188]:

- наявність фасеток під тупими кутами завжди вказує на те, що границя володіє орієнтаційною чутливістю, тобто, моментом, що обертає, а, отже, відноситься до спеціальних. Якщо фасетки можна розділити на 2-3 групи з

однаковою спрямованістю і подібним ступенем травимості, то ймовірність, що така границя є спеціальною, різко зростає;

- якщо два сегменти границі паралельні один одному і обмежують порівняно вузький прошарок, а їхні контакти у двох стиках мають протилежні кути, приблизно дорівнює 180° , то така границя відноситься до типу $\Sigma=3$;
- границю можна віднести до низькоенергетичної, типу $\Sigma=3$, якщо в одному з потрійних стиків протилежний їй кут близький до 180° ; ця ознака є додатковою, але недостатньою;
- якщо один або обидва кінці границі входять до четверних стиків, то стик містить одну або кілька границь, що відносяться до типу $\Sigma=3$;
- якщо границя одним кінцем входить до четверного або п'ятірного стику, а другим кінцем до потрійного з утворенням протилежного кута, близького до 180° , то вона відноситься до типу $\Sigma=3$;
- якщо границя містить фасетки або групи фасеток, а в одному з її потрійних стиків кут близький до 180° , то вона відноситься до типу $\Sigma=3$.

Спираючись на зазначені ідентифікаційні ознаки було проаналізовано спектр границь та підраховано відсоток границь спеціального типу для всіх досліджуваних сталей (дивись таблицю 3.2).

Таблиця 3.2 – Кількісний аналіз співвідношення границь

Марка сталі	10Г2ФБ	09Г2С	Ст3	06Х1
$n_{заг}$	748	1508	660	801
$n_{спец}$	56	434	204	276
$(n_{спец}/n_{заг}) \times 100\%$	8	29	31	35

Для точного визначення кількості спеціальних границь було застосовано метод співвідношення спеціальних границь до загальної кількості границь.

Результати кількісного аналізу співвідношення спеціальних границь до загальних визначали за формулою:

$$(n_{\text{спец}}/n_{\text{заг}}) \times 100\%. \quad (3.1)$$

3.2. Орієнтаційні співвідношення між нанорозмірними елементами феритної складової структури низьковуглецевої низьколегованої сталі

З метою визначення орієнтації кристалічних решіток окремих феритних зерен застосовували мікродифракцію від обраної ділянки, при цьому розміри селекторного діафрагми не перевищували 2,5 мкм в масштабі зразка. Точні теоретичні значення кутів між площинами і напрямками визначали за допомогою розрахунків кристалографічних параметрів границь $\Sigma = 3^n$ [154]. Експериментальні значення малих кутів повороту визначали по розщепленню рефлексів або ліній Кікучі з помилкою, що не перевищує $0,1^\circ$ [189].

При аналізі габітусов (площин залягання) меж шляхом зіставлення електронно-мікроскопічних зображень і мікродифракційних картин застосовували метод слідів (точність $\pm 2^\circ$) [190]. Точність реалізації орієнтаційних співвідношень між решітками оцінювали за азимутальної куту між двома близькими ($0 \dots 5^\circ$) радіус-векторами різних фаз (або двох сусідніх зерен). Величину цього кута вимірювали на мікродифракційній картині з точністю не гірше $0,1^\circ$. При цьому дійсний кут між нормаллями до відбиваючих площин в залежності від взаємного розташування напрямки первинного пучка і площині, що містить нормаллі, може дещо відрізнятись від зафіксованого на знімку.

Обробку електроннографічного матеріалу, що стосується міжкристалічних орієнтаційних співвідношень і спеціальних границь, вели із застосуванням спеціально розробленої методики, яка включає побудову подвійних

стереографічних проєкцій для кристалів, сполучених з утворенням решіток співпадаючих кутів з $\Sigma=3$; $\Sigma=11$; $\Sigma=33$ і $\Sigma=129$.

Запропонована методика полягає у тому, що взаємне розташування площин відображається на дифракційних картинах, отриманих від двох кристалів, розділених границею, порівнюються з розташуванням полюсів площин, яке повинно дотримуватися, якщо границя відноситься до спеціальної. Для цього, були побудовані подвійні стереографічні проєкції з осями зон $[011]$, поверненими одна відносно іншої на кути $70,5$; $50,5$; $59,0$ і $10,5$ °, які відповідають спеціальним границям типу $\Sigma = 3$ (рисунок 3.4); $\Sigma = 11$ (рисунок 3.5); $\Sigma = 33$ (рисунок 3.6) і $\Sigma = 129$ (рисунок 3.7).

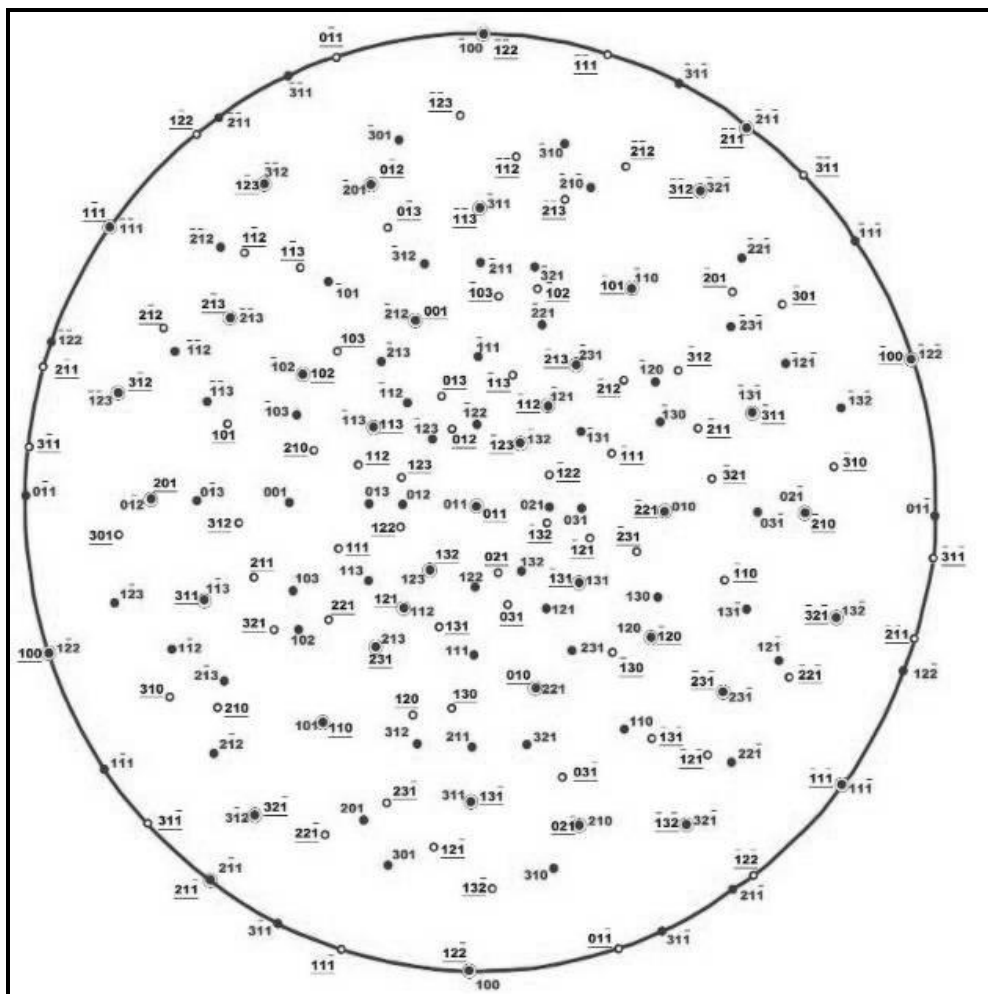


Рисунок 3.4 – Подвійні стереографічні проєкції для кристалів, спряжених відповідно $\Sigma=3$ згідно РСВ

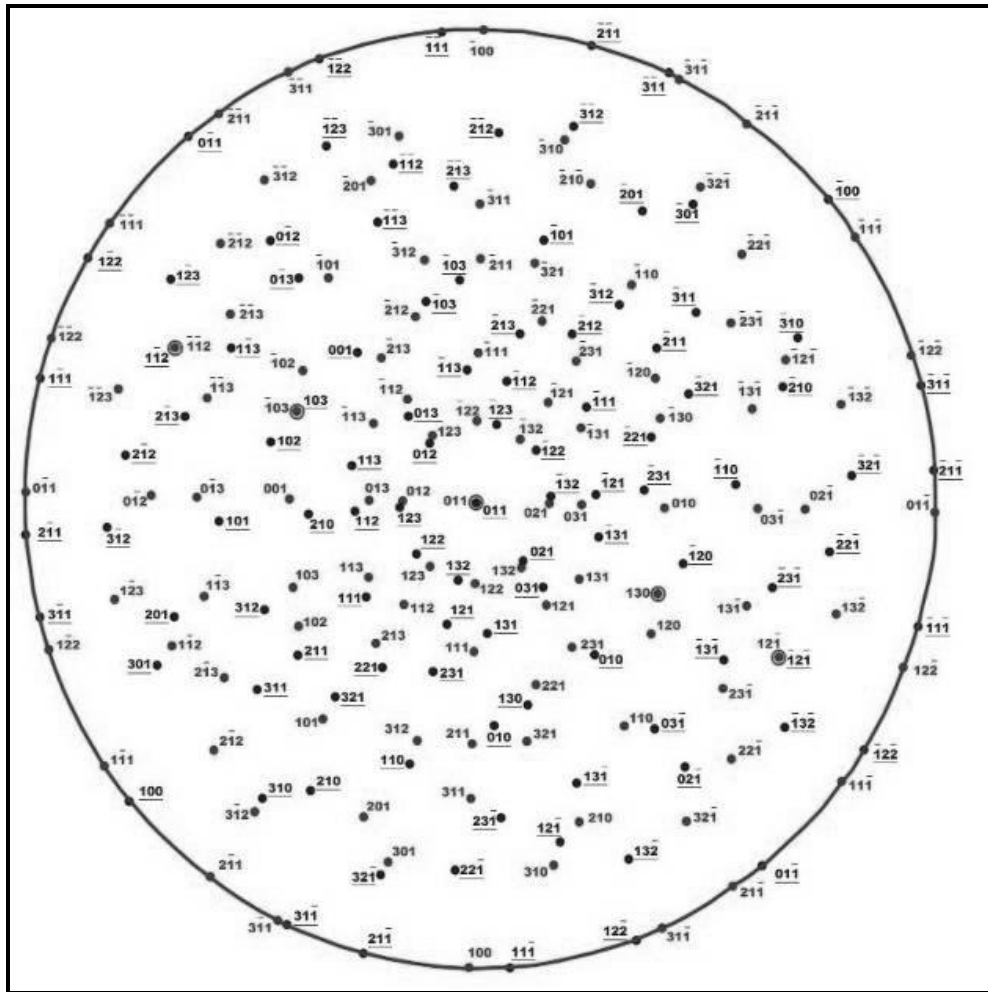


Рисунок 3.5 – Подвійні стереографічні проєкції для кристалів, спряжених відповідно $\Sigma=11$ згідно РСВ

Визначення типу границь здійснювали наступним чином:

- полюса відбиваючих електрони площин, які отримані при розшифровці мікродіфракційних картин, наносяться на подвійну стереопроекцію таким чином, щоб їх осі зон $[uvw]_1$ і $[uvw]_2$, були близькі до збігу на стереопроекції (кут між ними зазвичай не перевищує 6°), а в азимутному напрямку кути між полюсами таких площин повинні відповідати теоретичним з максимальною точністю ($0,2^\circ$);
- першим наносили велике коло відбиваючих площин з віссю $[uvw]_1$ в декількох варіантах, число яких відповідає фактору повторюваності, тому індекси по можливості належали сімействам $\langle u00 \rangle$, $\langle uv0 \rangle$, $\langle 0uv \rangle$, $\langle uu0 \rangle$;

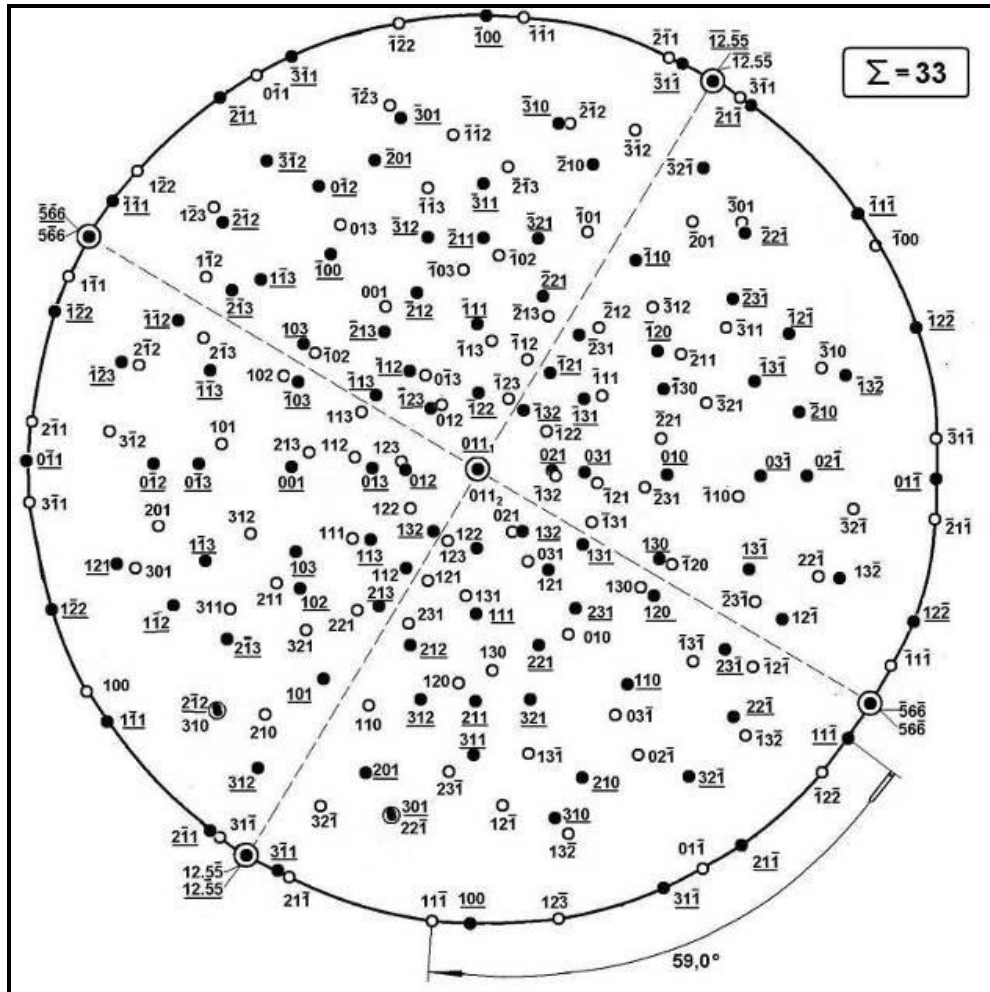


Рисунок 3.6 – Подвійні стереографічні проекції для кристалів, спряжених відповідно $\Sigma=33$ згідно РСВ

– далі знаходили другу зону відбиваючих площин, яка розташовується не далі $5-6^\circ$ від першої і перевіряли, чи дотримуються кутові співвідношення на дифракційних картинах. Якщо азимутальні кути відхиляються від теоретичних більше, ніж на 1° , співвідношення для даної величини Σ вважалося не виконаним, і процес повторюється з використанням іншої подвійної стереографічної проекції, яка відповідає іншому значенню Σ .

Для прикладу, в даному розділі наведено відповідний аналіз для сталі 09Г2С. Тонку структуру доевтектоїдного фериту наведено на рисунку 3.8.

Аналіз тонкої структури феритної фази показав, що щільність дислокацій в зернах α -фази невисока, істотно відрізняється від місця до місця і в

середньому становить $\rho \approx 0,5 \dots 5 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$. На деяких дислокаціях за сприятливих дифракційних умов помітний характерний контраст типу «бус», що пов'язано з ефектами формування доевтектоїдного фериту при змінній швидкості охолодження і утворенням у ньому нанорозмірних частинок (до 5нм), рисунок 3.8 б.

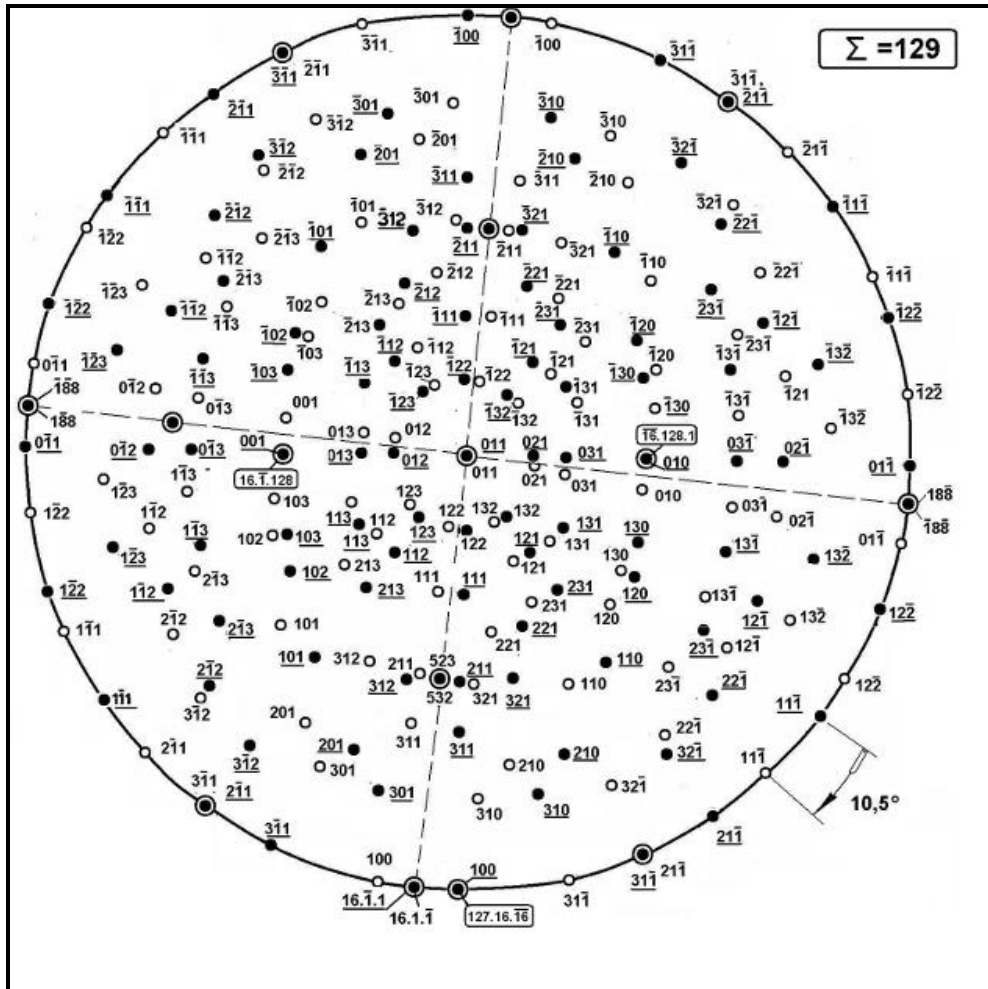
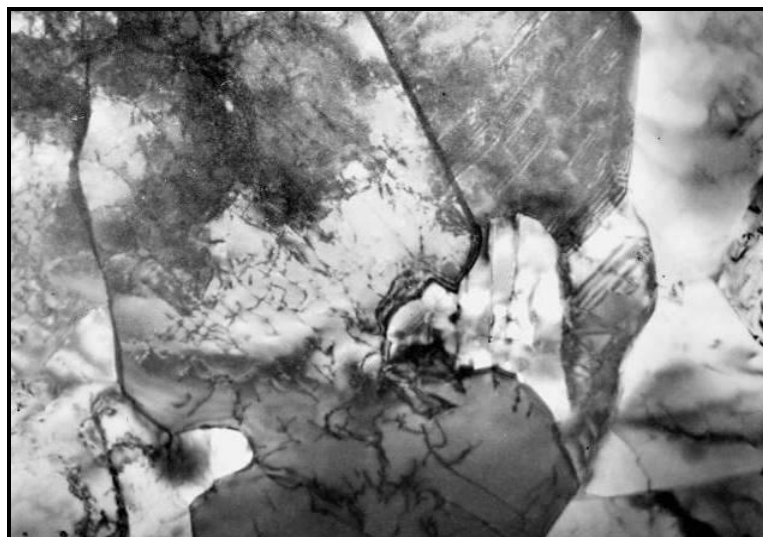


Рисунок 3.7 – Подвійні стереографічні проекції для кристалів, спряжених відповідно $\Sigma=129$ згідно РСВ

Підвищення точності визначення кристалографічних характеристик фольги при електронномікроскопічних дослідженнях за допомогою спеціальних прийомів дозволяє наблизитися до точності рентгенографічного визначення цих параметрів і разом з дослідженням тонкої структури

встановлювати орієнтаційні співвідношення кристалів однієї і тієї ж або різних фаз.



a ($\times 30000$)



б ($\times 22000$)

Рисунок 3.8 – Тонка структура феритної складової сталі 09Г2С

Темнопольний метод уточнення орієнтування представляється найбільш відповідним, завдяки його високій точності, застосовності до дефектних структур і можливості отримання надійних даних про дуже малі ділянки, безпосередньо прилеглі до межі кристалів. Орієнтування кристала однозначно задається двома однозначно відомими напрямками в ній, зокрема ними можуть

бути два взаємно перпендикулярних напрямки – паралельний первинному пучку електронів і будь-який з напрямків в площині електронограми. Ці дані, отримані одночасно для двох кристалів, повністю визначають орієнтаційний зв'язок між ними, так що його можна представляти будь-якими напрямками і площинами, які при випадковому орієнтуванні зразка опинилися паралельними і перпендикулярними пучку електронів. Проте прийнято представляти орієнтаційне співвідношення паралельними площинами і/або напрямками з малими індексами.

При розгляді кристалографії внутрішньофазних границь α -фази було зроблено припущення, що окремі зерна фериту утворюються за різними варіантами співвідношень Курдюмова-Закса таким чином, що орієнтування зерен повинно відповідати повороту решітки фериту навколо нормалі до однієї і тієї ж плотноупакованої площині аустеніту. Відповідно до цієї закономірності, площину $(011)_\alpha$, яка зображена у вигляді прямокутника на рисунку 3.6 а, розташовується на площині (111) таким чином, щоб її діагональ $(111)_\alpha$ лягла на бік $[011]_\gamma$ трикутника $(111)_\gamma$. Другий варіант кристала виникає, якщо на цю ж сторону укласти цю ж площину фериту, але другою діагоналлю прямокутника $(011)_\alpha$. Оскільки таких сторін в площині три, то всього на ній можна розташувати 6 різних кристалів фериту. Їх взаємна орієнтація показана на рисунку 3.9 б.

Раніше [191] в результаті аналізу ОС Курдюмова-Закса проф. Большаковим В.І. і с.н.с. Сухомліном Г.Д. було показано, що існує 6 можливих взаємних орієнтувань рейок (рисунок 3.9 б), кожна з яких відповідає певній щільності співпадаючих вузлів на границі. Причому, можливі чотири варіанти по щільності співпадаючих вузлів: $\Sigma=3$, $\Sigma=11$, $\Sigma=33$ і $\Sigma=129$ по концепції решіток співпадаючих вузлів.

Спеціальні орієнтування визначали шляхом аналізу мікродіфракційних картин від сусідніх зерен фериту і співставлення отриманих орієнтувань з існуючими подвійними стереографічними проекціями для передбачуваних решіток співпадаючих вузлів.

На рисунку 3.10 *a-в* наведено фотографія мікроструктури і відповідні мікродіфракційні картини для кожного з зерен.

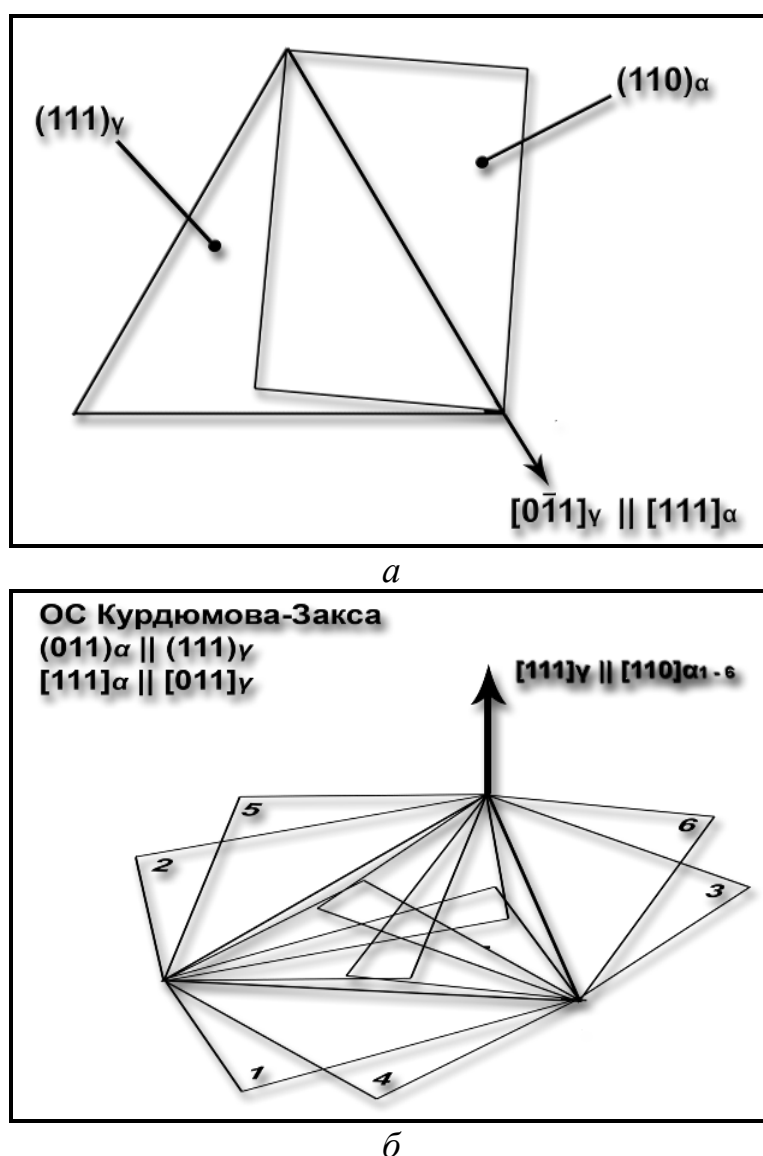
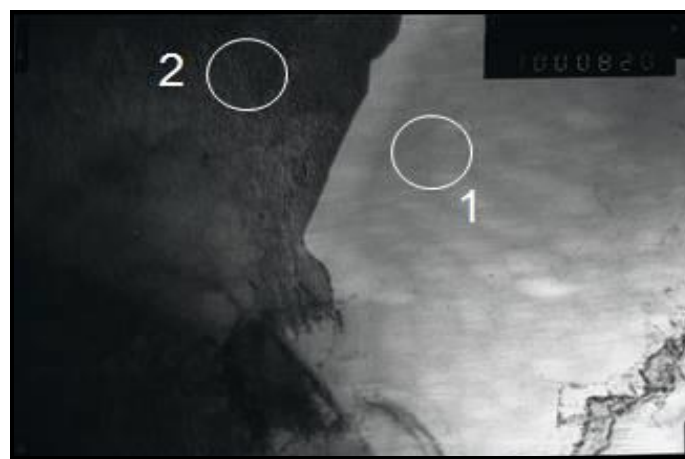
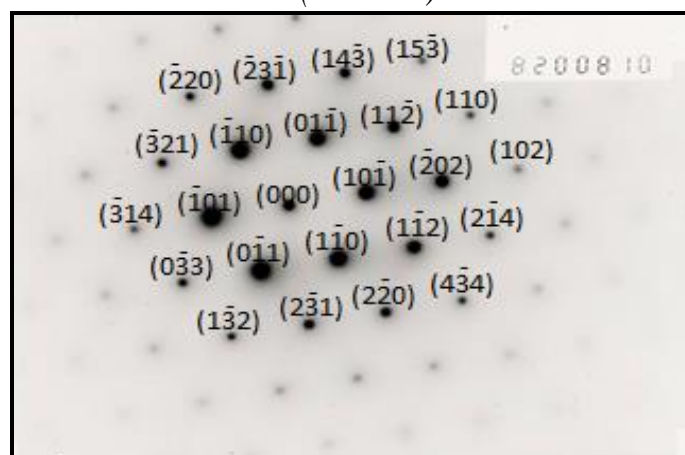


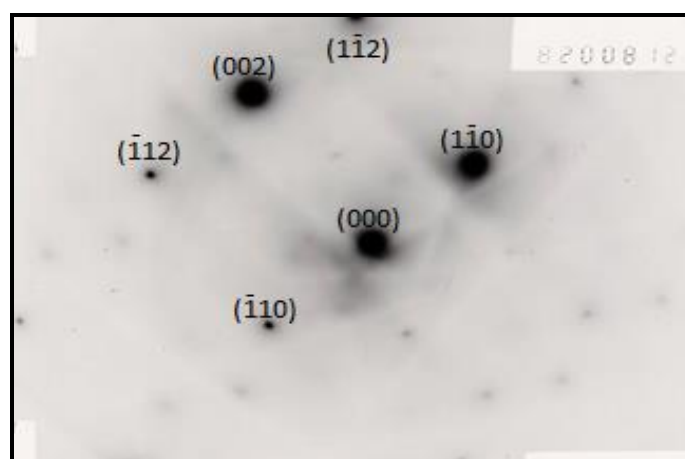
Рисунок 3.9 – Орієнтаційне співвідношення Курдюмова-Закса [187]:
a – схема розташування площин при утворенні внутрішньофазних границь відповідно до одного з варіантів ОС; *б* – шість варіантів розташування кристалічних решіток фериту на площині $(111)_{\gamma}$



a ($\times 20000$)



б



в

Рисунок 3.10 – Тонка структура сталі 09Г2С: *a* – границя між зернами фериту; *б* – мікродифракційна картина від зерна 1; *в* – мікродифракційна картина від зерна 2

Кристалографічний аналіз показав, що границя між зернами фериту відповідає орієнтаційному співвідношенню $\Sigma=3$ в концепції решіток

співпадаючих вузлів. При цьому, побудована модель мікродіфракційної картини від міжзерної границі відповідає кутовим співвідношенням подвійній стереографічній проекції для $\Sigma=3$ з точністю до $0,3^\circ$ в азимутному напрямку (рисунок 3.4).

В результаті досліджень певної кількості взаємних орієнтацій були знайдені всі з передбачуваних спеціальних границь $\Sigma=3$, $\Sigma=11$, $\Sigma=33$ і $\Sigma=129$.

Наявність певних орієнтаційних співвідношень між сусідніми зернами обумовлює знижену енергію границь між ними, підвищує проникність границь для рухомих дислокацій.

3.3. Аналіз морфологічних особливостей перлітних колоній в сталях доєвтектоїдного складу

Було проведено аналіз структури і тонкої структури перлітної складової низьковуглецевих мікролегованих сталей для будівельних металевих конструкцій, вироблених по різних режимах.

Колонією перліту прийнято називати групу однаково спрямованих пластин цементиту в монокристалі фериту. У доєвтектоїдних сталях в одному кристалі фериту можуть перебувати дві і навіть більше самостійних системи цементиту, що мають різну просторову і кристалографічну орієнтацію. Як вказують Гриднев зі співробітниками [192], в різних колоніях існують конкретні орієнтаційні співвідношення, що визначають тип габітусних площин цементиту і фериту, від яких залежить довжина вільного пробігу дислокацій в феритних проміжку. Тому найбільш правильним буде вважати колонією групу або систему цементитних пластин, об'єднаних однією кристалографічної орієнтацією. М.Л. Бернштейн зі співробітниками [193] також запропонував враховувати розміри «субколонії», під якими розуміються ділянки цементитних пластин, в яких різко змінюється габітусна площа, при цьому, кристалографічна) орієнтація решітки цементиту залишається незмінною.

Дослідження перлітної складової сталі 10Г2ФБ після контрольованої прокатки (рисунок 3.11 *а, б, в*) показали, що середній розмір колоній перліту становить 2,63мкм, а межпластинчата відстань коливається від 0,038 до 0,040мкм. У колоніях перліту присутні паралельні пластини цементиту, які мають дефекти у вигляді розривів і обривів. Дослідження тонкої структури сталі 09Г2С (рисунок 3.8 *г, д, е*) показали, що середній розмір колоній перліту становить 3,67мкм, а середня між-пластинчата відстань 0,034мкм.

Для сталі 10ХСНД (рисунок 3.12 *а, б, в*) спостережуваний середній розмір колоній перліту склав 3,17мкм, середня межпластинчата відстань - 0,042мкм.

При цьому, спостерігаються перлітні колонії, які характеризуються усередненими напрямками відбитків пластин, які мають, як правило, загальний центр від якого вони розходяться в різні боки віялоподібним чином (рисунок 3.12 *б*). Центр таких колоній не завжди чітко виражений і може мати деякі розміри і протяжність. У пластинах нерідко є дефекти. У структурі присутні колонії перліту, для яких характерним є розгалуження пластин цементиту шляхом утворення та розвитку поздовжніх щілин (рисунок 3.12 *а, в*). Утворення отворів пов'язане з локальним зниженням концентрації вуглецю на фронті перетворення нижче критичної. Під час проходження фронту зростання через збіднілу вуглецем область невеликих розмірів швидкість росту різко знижується і утворюється западина в пластині цементиту, тоді як інші ділянки пластини продовжували рости з колишньою швидкістю. Коли западина прийме форму близьку до півкола, то настає критичний момент в характері направлення дифузійних потоків уздовж осей x , y , z .

З появою западини в цементитній пластині ситуація змінюється: з'являються складові уздовж осі z , які відводять вуглець до швидко зростаючим краях цементитної пластини. При цьому «півпластини» не стикуються один з одним, а перекриваються на деякій ділянці, який потім стає новою феритною рейкою.

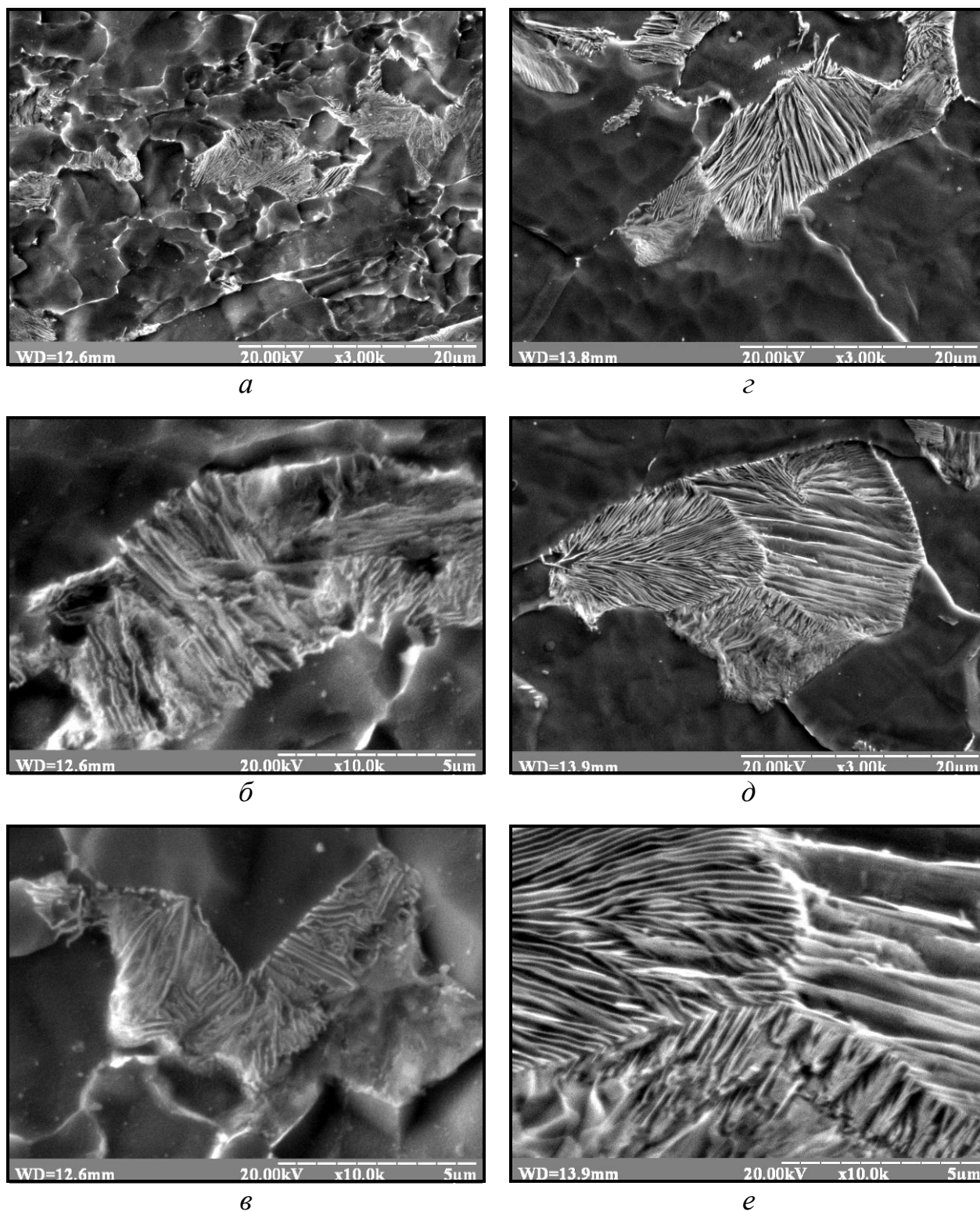


Рисунок 3.11 – Тонка структура перлітної складової низьковуглецевих низьколегованих сталей: *а, б, в* – сталь 10Г2ФБ; *г, д, е* – сталь 09Г2С

Цікавий випадок зустрічі трьох колоній перліту (рисунок 3.11 *д, е*). Таке зіткнення перешкоджає росту всіх трьох колоній одночасно.

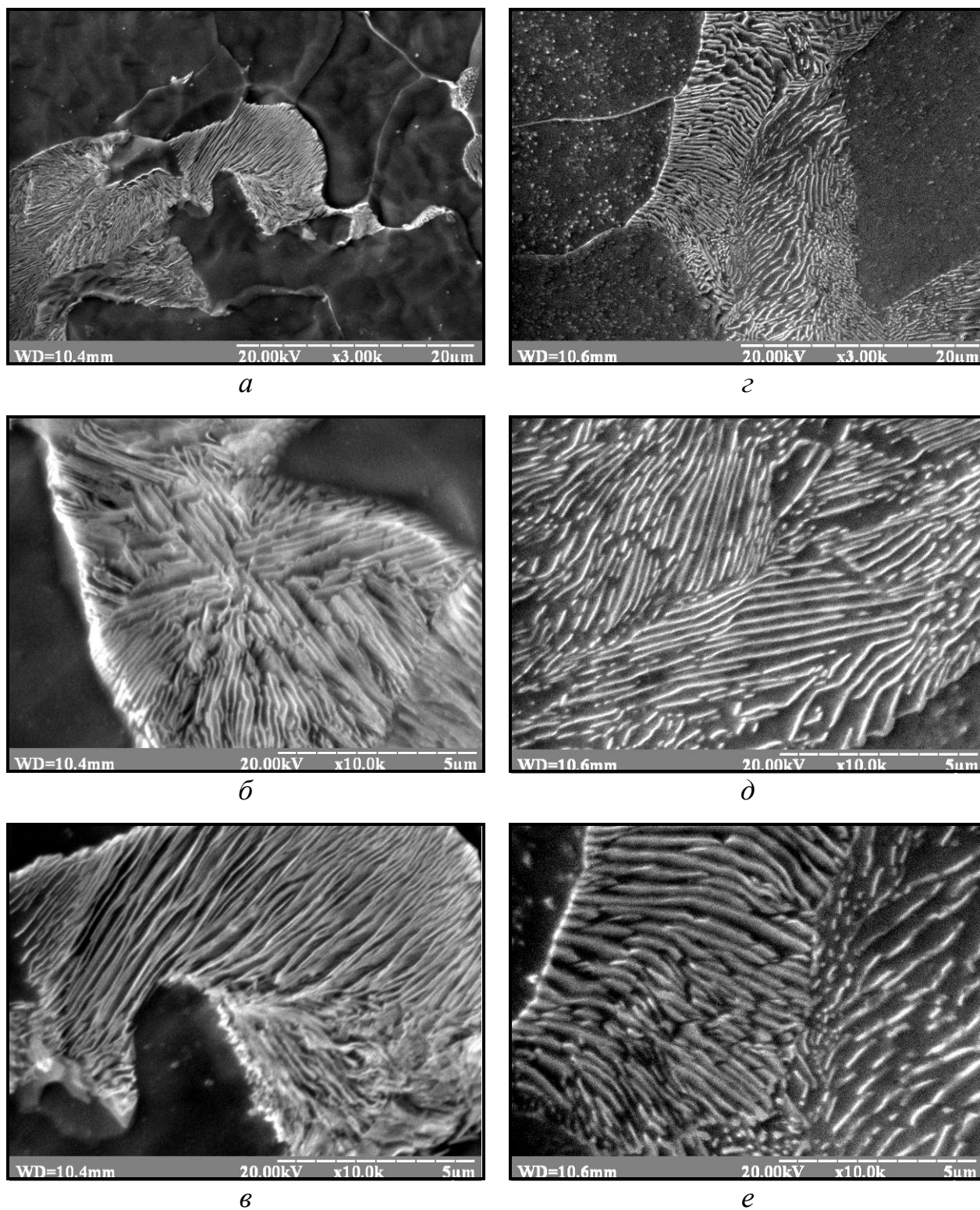


Рисунок 3.12 – Тонка структура перлітної складової низьковуглецевих низьколегованих сталей: *a*, *б*, *в* – сталь 10ХСНД; *z*, *д*, *е* – сталь Ст3

У результаті цементит набуває конфігурацію, яка може служити доказом утворення двох пластин цементиту з однієї. Таким чином цементитний каркас в

будь-якій точці фронту перетворення може поділятися на гілки, що буде призводити до зміни кількості пластин в колонії, і, як наслідок, регулювати межпластинчасту відстань [194].

У ході дослідження тонкої структури стали СтЗсп (рисунк 3.12 *г, д, е*) було виявлено, що середній розмір колоній перліту становить 5,04мкм, середня межпластинчата відстань 0,06мкм. Морфологія спостережуваних колоній аналогічна сталям 09Г2С та 10ХСНД.

Результати проведених досліджень за розрахунком параметрів перлітних колоній були узагальнені і представлені у вигляді таблиці 3.3.

Таблиця 3.3 – Кількісна оцінка параметрів перлітних колоній

Марка стали	Середня довжина хорди \bar{l}_r (мм)	Середній розмір колонії \bar{D} (мкм)	Середня міжпластинчата відстань S_0 (мкм)
10Г2ФБ	10,5	2,63	0,10
09Г2С	14,6	3,17	0,34
10ХСНД	12,6	3,67	0,42
СтЗсп	20	5,04	0,60

Аналіз наведених даних, показує, що колонії найбільших розмірів спостерігаються в стали СтЗсп, а колонії перліту найменших розмірів характерні для сталі 10Г2ФБ. Подрібнення колоній перліту в сталі 10Г2ФБ, мабуть, пов'язано з технологічною схемою виробництва - контрольованою прокаткою, яка містить деформацію стали в двофазній області. Таким чином, квазіевтектоїд формується в деформованому аустеніті, який містить велику кількість дефектів кристалічної будови, які можуть ускладнювати розповсюдження дифузійних потоків. Крім того, виділення доевтектоїдного фериту в ході охолодження після гарячої деформації значно скорочує можливу кількість місць для зародження квазіевтектоїда.

3.4. Дослідження орієнтаційних співвідношень між нанорозмірними елементами в перліті низьковуглецевих низьколегованих сталей

Між цементитом і феритом в перлітних колоніях існує кристалографічний зв'язок, який відповідає одному з трьох орієнтаційних співвідношень [195]:

1. Орієнтаційне співвідношення Багряцького:

- площина (100) цементита паралельна площині (011) фериту;
- площина (010) цементита паралельна площині (111) фериту;
- площина (001) цементита паралельна площині (211) фериту.

2. Орієнтаційне співвідношення Пітча:

- площина (100) цементита паралельна площині (311) фериту;
- площина (010) цементита паралельна площині (131) фериту;
- площина (001) цементита паралельна площині (215) фериту.

3. Орієнтаційне співвідношення Ісаїчева.

Аналізуючи кристалографічний взаємозв'язок в колонії перліту можливо припустити, що габітусна площина (ГП) пластин в колонії повинна бути пов'язана з такою площиною (hkl) цементиту, яка, будучи паралельною (за відомим орієнтаційними співвідношеннями) до феритної площині $(hkl)_\alpha$, дасть погодження решіток, яке забезпечить на границі розділу ферит-цементит мінімальну поверхневу енергію.

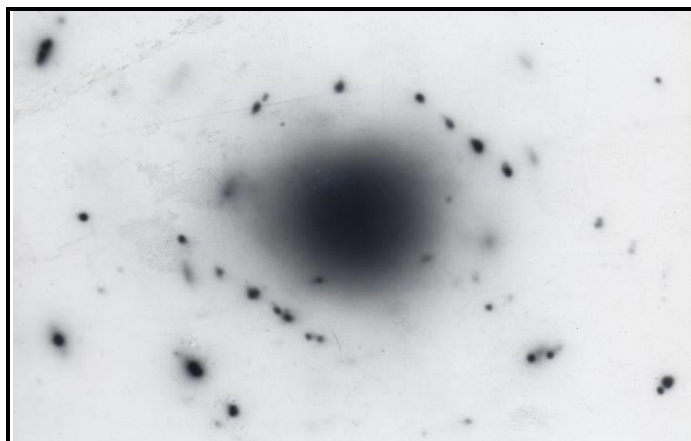
Було визначено тип орієнтаційних співвідношень (ОС) в більш ніж 150 колоніях перліту низьковуглецевої низьколегованої сталі 09Г2С. Встановлено, що між феритом та цементитом виконуються орієнтаційні співвідношення Пітча та Ісаїчева (дивись наприклад рисунок 3.13 і рисунок 3.14 *a-v*). Орієнтаційне співвідношення Багряцького не спостерігається.

Для уточнення кристалографічних співвідношень було виконано дослідження відносно виявлення орієнтаційного співвідношення Багряцького у квазіевтектоїді і його зв'язку с орієнтаційним співвідношенням Ісаїчева. З

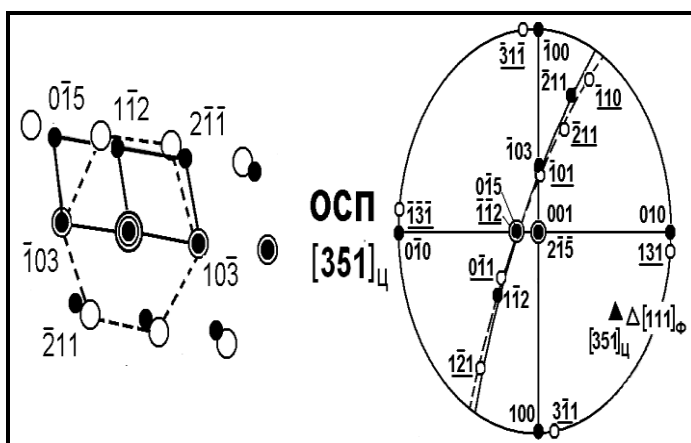
літературних джерел відомо [195], що ці два орієнтації них співвідношення відрізняються одне від іншого поворотом на кут $3,58^\circ$ навколо $[010]_y$.



a ($\times 40000$)

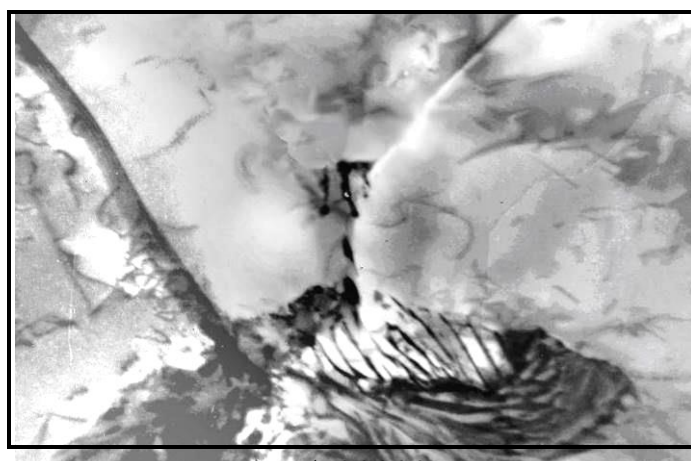


б

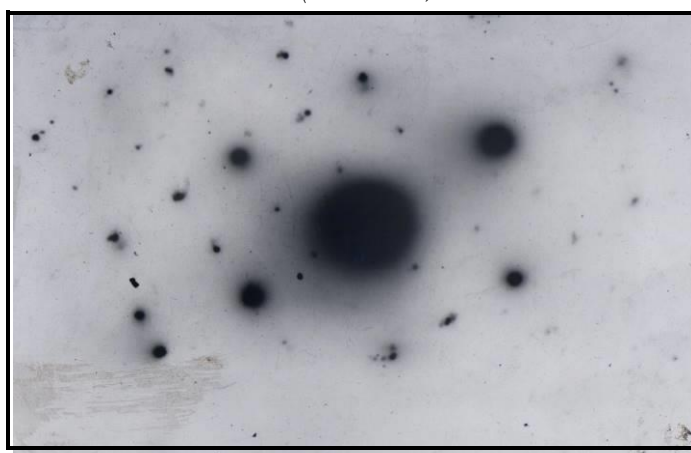


в

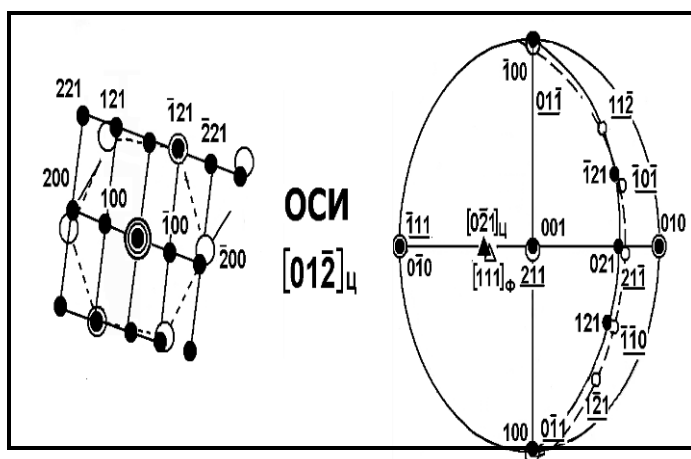
Рисунок 3.13 – Тонка структура сталі 09Г2С: *a* – перлітна колонія, *б* – дифракційна картина (інверсійне зображення); *в* – схема ідентифікації рефлексів та відповідна подвійна стереографічна проекція



a ($\times 30000$)



б



в

Рисунок 3.14 – Тонка структура сталі 09Г2С: *a* – перлітна колонія, *б* – дифракційна картина (інверсійне зображення); *в* – схема ідентифікації рефлексів та відповідна подвійна стереографічна проекція

При віддаленні напрямку пучка від напрямку $[010]_ц$ азимутальні розбіжності в мікродифракційній картинах, які відповідають досліджуваним

ОС зменшуються, а для осей зон відбиваючих площин цементиту перпендикулярних цьому напрямку зовсім нівелюються.

Таким чином, розподіл ОС Багаряцького та ОС Ісаїчева без застосування спеціальних методик з точністю більш ніж $0,5^\circ$ неможливий [195]. Саме тому, для аналізу вибиралися мікродифракційні картини с осями зон наближеними до $[010]_c$.

На більшості з досліджених мікродифракційних картин кути між радіус-векторами рефлексів цементиту та фериту відрізняються від передбачуваних згідно ОС Багаряцького на декілька градусів.

Використовуючи подвійну стереографічну проекцію (рисунок 3.15) було розраховано очікуваний для ОС Ісаїчева кут φ між радіус-векторами рефлексів від площин $[0\bar{1}1]_c$ і $(011)_\alpha$, який буде дорівнювати куту між сторонами-кутами BE і CE сферичного трикутника BCE .

Враховуючи умови дифракції Вульфа-Брега $BE \approx CE \approx 90^\circ$, звідси $\varphi = BC$.

З трикутника ABC по теоремі синусів:

$$\frac{\sin \alpha}{\sin A} = \frac{\sin \beta}{\sin B} = \frac{\sin \gamma}{\sin C} \Rightarrow \sin \alpha = \frac{\sin \gamma * \sin A}{\sin C}. \quad (3.2)$$

Для малих кутів справедливо рівняння:

$$\alpha \approx A * \sin \gamma. \quad (3.3)$$

Оскільки: $\alpha \rightarrow 0$, $A \rightarrow 0$, $C \rightarrow 90^\circ$ маємо:

$$\begin{pmatrix} \sin \alpha \approx \alpha \\ \sin A \approx A \\ \sin C \approx 1 \end{pmatrix}. \quad (3.4)$$

Для розглядаємого випадку, $A = OD = 3,58^\circ$, $\gamma = AB = 35,26^\circ$. Тоді шуканий кут буде дорівнювати:

$$\varphi = \alpha \approx 3,58 - 0,576 = 2,1^{\circ}. \quad (3.5)$$

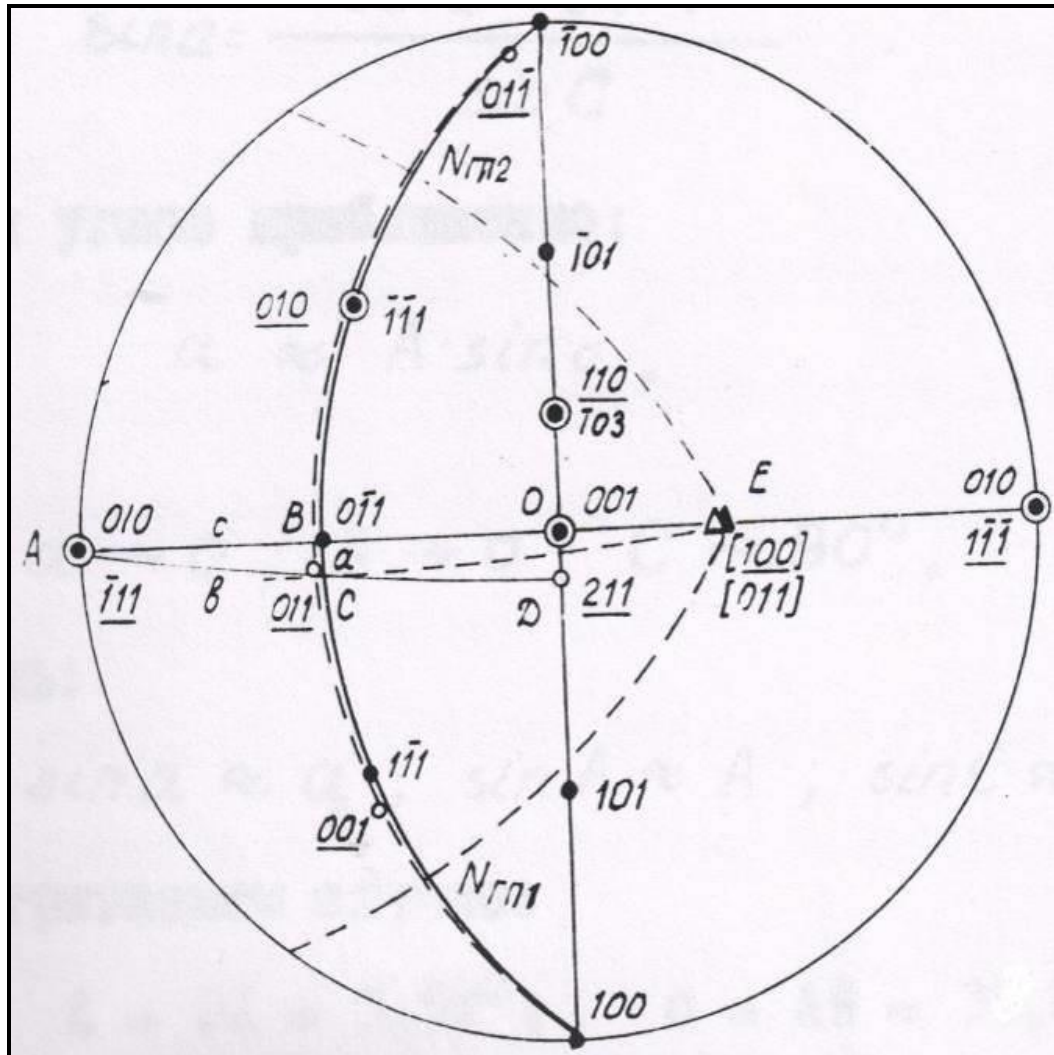


Рисунок 3.15 – До розрахунку взаємозв'язку між ОС Багаряцького та ОС Ісаїчева

В ході виконання дослідження було проаналізовано 168 випадків границь розділу між феритними решітками перлітних колоній, з одного боку, і структурно вільним (доевтектоїдним) феритом з іншого. Встановлено, що кристали евтектоїдного і доевтектоїдних фериту, як правило, розділені великокутовими границями (151 випадок); в 4-х випадках границями розділу були субзерені границі з кутами $2...6^{\circ}$; в 13 випадках границі були відсутні. Типовий приклад показаний на рисунку 3.16 а.

В цьому випадку колонією перліту і доевтектоїдним феритом присутній контраст, який є характерним для границь, не спостерігається.

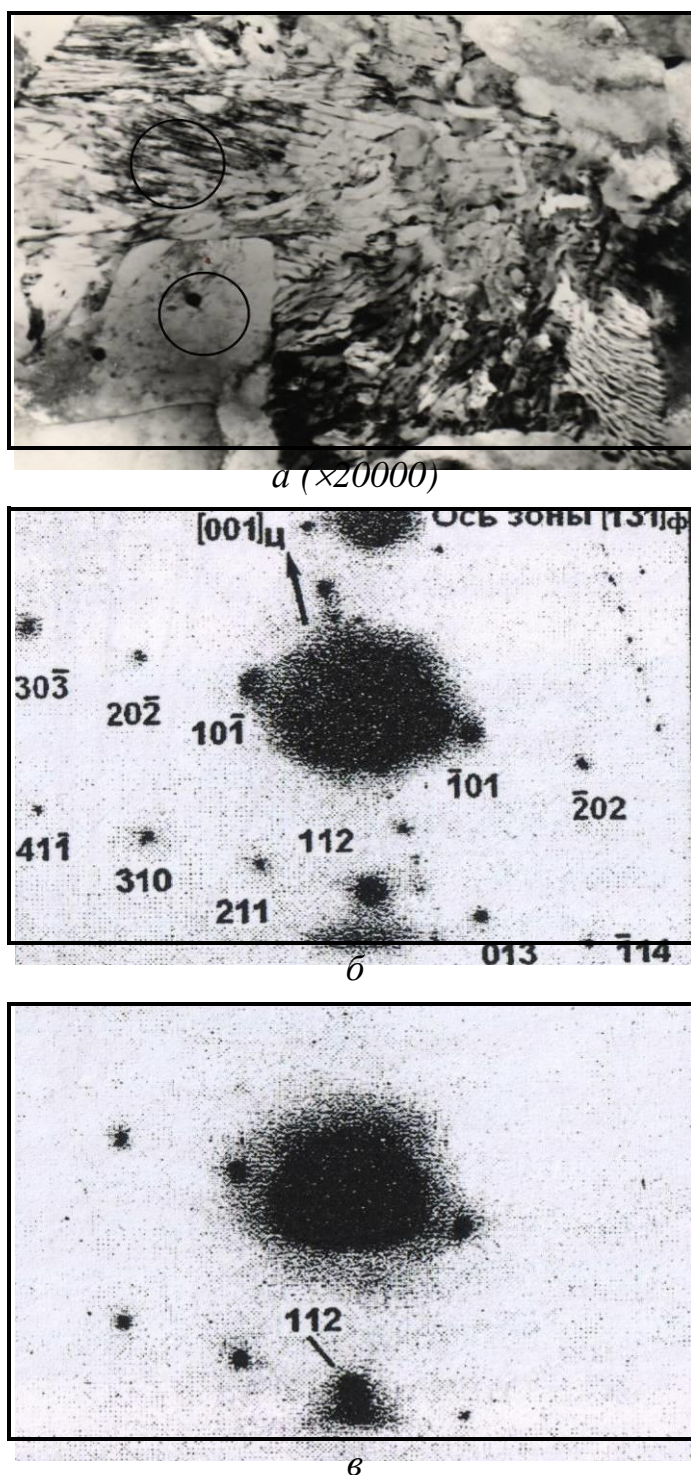


Рисунок 3.16 – Кристалографічна орієнтація евтектоїдного та доевтектоїдного феритів: *a* – структура перліту сталі 09Г2С; *б* – мікродифракційна картина від колонії перліту; *в* – мікродифракційна картина від доевтектоїдного фериту

Відповідні мікродифракційні картини від обраних ділянок перліту (рисунок 3.16 б) і фериту (рисунок 3.16 в) показані колами в масштабі селекторної діафрагми.

Решітки фериту всередині колонії і поза її мають однакову орієнтацію осей зон $[131]_{\alpha}$, як у вертикальному, так і в азимутному напрямках. Якщо враховувати тонкі деталі дифракційних картин, то можна відзначити, що лінія Кікучі біля рефлексу (112) дещо зміщена щодо інших рефлексів на величину близько $0,2^{\circ}$. незначна величина відхилення від колінарності осей зон двох феритних решіток пояснюється невеликим вигином фольги через релаксації пружних напружень при виготовленні тонкої фольги.

Аналогічне явище спостерігали Хулитрен і Олін [196] при дослідженні доєвтектоїдних сталей в поляризованому світлі. Вони вважають, що цей факт пов'язаний з можливістю зародження і зростання перлітної колонії, зокрема, її феритної складової, з кристалів доєвтектоїдного фериту. З іншого боку, зростаюча колонія може брати участь в утворенні вільного від карбідів фериту, шляхом збереження орієнтації евтектоїдного фериту, якщо пластини цементиту перлітної колонії припиняють формуватися в кооперації з феритною фазою, яка, в таких випадках, продовжує своє зростання як структурно вільний ферит. Саме такий варіант інтерпретації структури, яка наведена на рисунку 3.16 а найбільш ймовірний.

Коли колонія зростає в умовах деякого дефіциту по вуглецю і перед фронтом перетворення зустрічаються флуктуаційні зони з низьким вмістом вуглецю, пластини цементиту стають тонше, і в граничному випадку вони можуть призупинити ріст в односторонньому порядку. Внаслідок цього, потовщення на краях цементитних пластин відсутні, що можна використовувати для визначення причин утворення спільної феритної решітки доєвтектоїдного і перлітного фериту.

Феритні решітки сусідніх колоній розділені великокутовими границями, але бувають випадки, коли феритні границі між колоніями мають досить

невелику разорієнтацію або відсутні зовсім. На рис. 3.17 представлений випадок утворення сімейства з шести колоній з різною орієнтацією цементитних решіток, але з однаковою орієнтацією феритної решітки $[111]_{\alpha}$.

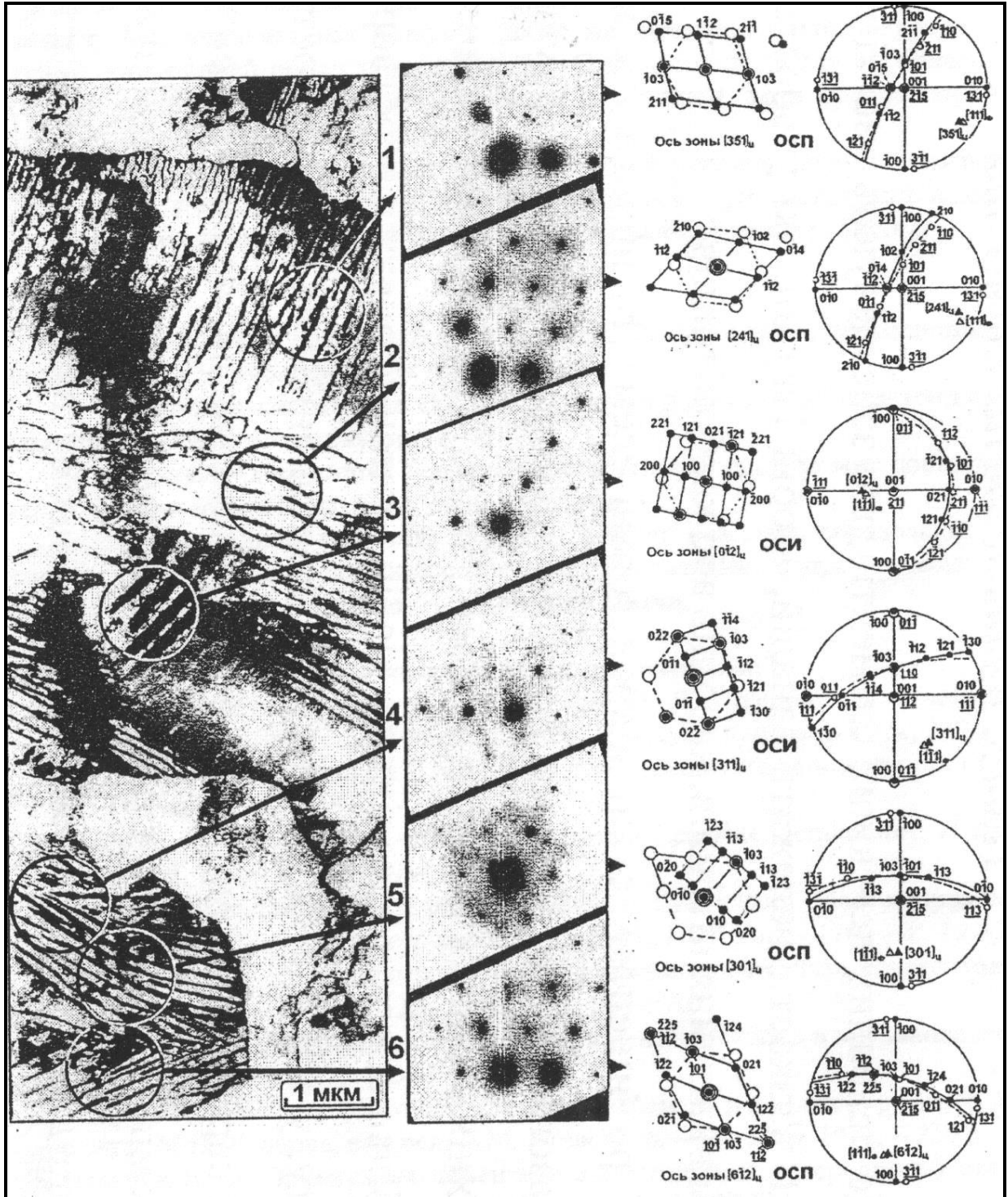


Рисунок 3.17 – Група колоній перліту, для яких орієнтація фериту $[111]_{\alpha}$ є загальною

Аналіз кристалографічних орієнтацій показує, що цементитні решітки кожної з шести колоній поєднані з феритною «матрицею» строгими закономірностями, які відповідають ОС Ісайчева і Питча. Особливий інтерес представляє випадок колоній 5 і 6. На мікродифракційній картинах видно, що орієнтація феритної решітки в них відповідає осі зони $[111]_{\alpha}$, при орієнтації цементитних пластин осями зон $[301]_{\zeta}$ і $[612]_{\zeta}$, які відстоять один від одного на кут $\sim 13^{\circ}$. Це відповідає малокутовій субзерені границі, тобто, цементитні решітки двох колоній співпадають з двома фрагментами одного і того ж кристала, який розділено малокутовою субграницею. З іншого боку, на зображеннях колоній видно, що габітусні площини цементитних пластин в цих колоніях різко відрізняються, а решітки сполучені з феритною «матрицею» різними варіантами ОС Питча. Таким чином, колонії 5 і 6 є цілком самостійними утвореннями з незалежною орієнтацією цементитних решіток. Міжпластинчаті відстані в колоніях – 170 ... 250 нм.

Взаємну орієнтацію двох (або кількох) кристалічних решіток можна визначити однозначно, якщо задати операцію перетворення. Однак, прямий пошук співпадаючих векторів (напрямів) двох решіток або варіантів обертання, призводять до тієї ж відносної орієнтації решіток, виявляється досить трудомістким. Ці завдання вирішуються набагато легше за допомогою матричних методів [131-133]. Зокрема, взаємну орієнтацію двох кристалічних фаз можна охарактеризувати взаємним поворотом їх координатних систем, тобто осьових векторів відповідних кристалічних решіток. Аналітично це лінійне перетворення, яке може бути представлено деякою матрицею перетворення координат [195, 200, 201].

Розглянемо використання матриць орієнтаційної та розмірної відповідності при аналізі орієнтаційного співвідношення (ОС) Багаряцького. Згідно співвідношенню Багаряцького, в найзагальнішому випадку осьові вектори цементитної решітки (c) повинні збігатися по напрямам з наступними кристалографічними осями в решітці ОЦК (α):

$$\begin{aligned} & [100]_{\alpha} \parallel [110]_c \\ & [010]_{\alpha} \parallel [111]_c . \\ & [001]_{\alpha} \parallel [112]_c \end{aligned} \quad (3.6)$$

Виходячи зі зручності оперування з мінімальною кількістю від'ємних знаків у індексах, при розрахунках можна вибрати наступний варіант ОС Багаряцького:

$$\begin{aligned} & [100]_c \parallel [1\bar{1}0]_{\alpha} \\ & [010]_c \parallel [11\bar{1}]_{\alpha} . \\ & [001]_c \parallel [112]_{\alpha} \end{aligned} \quad (3.7)$$

Тоді, з урахуванням розмірних відповідностей довжин векторів отримуємо:

$$T * \begin{bmatrix} a_1 \\ a_2 \\ a_3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_1 \\ A_2 \\ A_3 \end{bmatrix} \text{ де } T \equiv \begin{bmatrix} 1.116 & -1.116 & 0 \\ 1.025 & 1.025 & -1.025 \\ 0.9605 & 0.9605 & 1.921 \end{bmatrix}. \quad (3.8)$$

Транспонуємо матрицю:

$$\tilde{T} \equiv \begin{bmatrix} 1.116 & 1.025 & 0.9605 \\ -1.116 & 1.025 & 0.9605 \\ 0 & -1.025 & 1.921 \end{bmatrix}. \quad (3.9)$$

Отримаємо матрицю, зворотну матриці:

$$\tilde{T}^{-1} \equiv \begin{bmatrix} 0.4481 & -0.4481 & 0 \\ 0.3251 & 0.3251 & -0.3251 \\ 0.1735 & 0.1735 & 0.3470 \end{bmatrix}. \quad (3.10)$$

При виконання орієнтаційного співвідношення Пітча спостерігається наступний зв'язок між кристалічними решітками цементиту та фериту:

$$\begin{aligned} [100]_c \parallel [3\bar{1}1]_\alpha \\ [010]_c \parallel [131]_\alpha \\ [001]_c \parallel [\bar{2}\bar{1}5]_\alpha \end{aligned} \quad (3.11)$$

Тоді, з урахуванням розмірних відповідностей довжин векторів отримуємо:

$$T * \begin{bmatrix} a_1 \\ a_2 \\ a_3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_1 \\ A_2 \\ A_3 \end{bmatrix} \text{ де } T \equiv \begin{bmatrix} 0.21776 & 0.56618 & 0.18292 \\ -0.147714 & -0.16263 & 0.51887 \\ -0.38812 & 0.15525 & -0.07762 \end{bmatrix}. \quad (3.12)$$

Транспонуємо матрицю:

$$\tilde{T} \equiv \begin{bmatrix} 0.21776 & -0.14714 & -0.38812 \\ 0.56618 & -0.16263 & 0.15525 \\ 0.18292 & 0.51887 & -0.07762 \end{bmatrix}. \quad (3.13)$$

Отримаємо матрицю, зворотну матриці (3.13):

$$\tilde{T}^{-1} \equiv \begin{bmatrix} 0.64267 & -0.34750 & 0.59616 \\ -1.00012 & -0.37306 & 3.84751 \\ -0.40782 & 0.96496 & -0.33068 \end{bmatrix}. \quad (3.14)$$

При виконання орієнтаційного співвідношення Ісаїчева спостерігається наступний зв'язок між кристалічними решітками цементиту та фериту:

$$\begin{aligned} [103]_c \parallel [110]_\alpha \\ [010]_c \parallel [111]_\alpha \\ [121]_c \parallel [110]_\alpha \end{aligned} \quad (3.15)$$

Відповідна орієнтацій на матриця буде дорівнювати:

$$T \equiv \begin{bmatrix} 0.2982 & 0.43326 & 0.46218 \\ 0.32524 & -0.35524 & -0.32524 \\ -0.34654 & 0.19660 & -0.15594 \end{bmatrix}. \quad (3.16)$$

Транспонуємо матрицю:

$$\tilde{T} \equiv \begin{bmatrix} 0.0282 & 0.32524 & -0.34654 \\ 0.43326 & -0.35524 & 0.19660 \\ 0.46218 & -0.32524 & -0.15594 \end{bmatrix}. \quad (3.17)$$

Отримаємо матрицю, зворотну матриці (3.17):

$$\tilde{T}^{-1} \equiv \begin{bmatrix} 1.95864 & 2.68226 & -0.97112 \\ 2.60020 & 2.55227 & -2.56048 \\ 0.90251 & 4.05908 & -4.05121 \end{bmatrix}. \quad (3.18)$$

Взаємна орієнтація між двома кристалами може бути надана наступними матричними рівняннями:

$$\begin{aligned} \tilde{T} * \begin{bmatrix} u \\ v \\ w \end{bmatrix}_c &= \begin{bmatrix} u \\ v \\ w \end{bmatrix}_\alpha \\ \tilde{T}^{-1} * \begin{bmatrix} u \\ v \\ w \end{bmatrix}_\alpha &= \begin{bmatrix} u \\ v \\ w \end{bmatrix}_c. \\ T * \begin{bmatrix} h \\ k \\ l \end{bmatrix}_c &= \begin{bmatrix} h \\ k \\ l \end{bmatrix}_\alpha \end{aligned} \quad (3.19)$$

При цьому, у якості матриці розмірної відповідності T виступає відповідна для очікуваного орієнтаційного співвідношення матриця. Узагальнений підрахунок матриць розмірної відповідності наведено у табл. 8.1.

Виходячи з того факту, що при формуванні колонії перліту в низьковуглецевій низьколегованій сталі має місце контакт трьох фаз (аустеніту, цементиту, фериту) було шляхом використання матриць орієнтаційної розмірної відповідності проаналізовано можливий кристалографічний зв'язок між ціми фазами. Припустимо, що зародження цементиту в аустеніті відбувається з виконанням орієнтаційного співвідношення Арбузова-Курдюмова (матриця T_1), а фериту – Курдюмова-Закса (матриця T_2).

Таблиця 3.4 – Розраховані матриці розмірної відповідності для орієнтаційних співвідношень між феритом і цементитом в колонії квазіевтектоїда

	ОС Багаряцького	ОС Пітча	Ісаїчева
T	$\begin{bmatrix} 1.116 & -1.116 & 0 \\ 1.025 & 1.025 & -1.025 \\ 0.9605 & 0.9605 & 1.921 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0.21776 & 0.56618 & 0.18292 \\ -0.147714 & -0.16263 & 0.51887 \\ -0.38812 & 0.15525 & -0.07762 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0.2982 & 0.43326 & 0.46218 \\ 0.32524 & -0.35524 & -0.32524 \\ -0.34654 & 0.19660 & -0.15594 \end{bmatrix}$
\tilde{T}	$\begin{bmatrix} 1.116 & 1.025 & 0.9605 \\ -1.116 & 1.025 & 0.9605 \\ 0 & -1.025 & 1.921 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0.21776 & -0.14714 & -0.38812 \\ 0.56618 & -0.16263 & 0.15525 \\ 0.18292 & 0.51887 & -0.07762 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0.0282 & 0.32524 & -0.34654 \\ 0.43326 & -0.35524 & 0.19660 \\ 0.46218 & -0.32524 & -0.15594 \end{bmatrix}$
\tilde{T}^{-1}	$\begin{bmatrix} 0.4481 & -0.4481 & 0 \\ 0.3251 & 0.3251 & -0.3251 \\ 0.1735 & 0.1735 & 0.3470 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0.64267 & -0.34750 & 0.59616 \\ -1.00012 & -0.37306 & 3.84751 \\ -0.40782 & 0.96496 & -0.33068 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 1.95864 & 2.68226 & -0.97112 \\ 2.60020 & 2.55227 & -2.56048 \\ 0.90251 & 4.05908 & -4.05121 \end{bmatrix}$

При цьому, матриці орієнтаційної розмірної відповідності для зазначених ОС мають вигляд:

$$T_1 = \begin{bmatrix} 0.48773 & 0.39018 & 0.48773 \\ 0.49825 & 0 & -0.49825 \\ -0.18514 & 0.46284 & -0.18514 \end{bmatrix}. \quad (3.20)$$

$$T_2 = \begin{bmatrix} 0.59269 & 0.51953 & 0.13324 \\ -0.53300 & 0.59289 & 0.05989 \\ -0.05989 & -0.13324 & 0.78603 \end{bmatrix}. \quad (3.21)$$

Добуток матриці (3.20) на матрицю (3.21) дає матрицю (T_3) можливого орієнтаційного співвідношення між феритом і цементитом в перліті:

$$T_3 = \begin{bmatrix} 0.05199 & 0.41974 & 0.47172 \\ 0.32524 & 0.23524 & -0.32524 \\ -0.34537 & 0.20289 & -0.14247 \end{bmatrix}. \quad (3.22)$$

Порівнюючи отриману матрицю (3.22) з матрицями можливих орієнтаційних співвідношень цементит ферит (дивись таблицю 3.4) знаходимо, що з ймовірністю 95% матриця (3.22) подібна до матриці ОС Ісаїчева. Деякий розбіг між зазначеними матрицями пов'язано з різницею в кутах між відповідними площинами по ОС Арбузова-Курдюмова та ОС Ісаїчева, тобто:

$$\begin{aligned} (\bar{1}2\bar{1})_\gamma \wedge (\bar{2}5\bar{2})_\gamma \parallel (001)_c &= 5.77^\circ \\ (\bar{2}1\bar{1})_\alpha \wedge (\bar{2}1\bar{9})_\alpha \parallel (001)_c &= 3.58^\circ \end{aligned} \quad (3.23)$$

Саме тому матриця (3.22) відрізняється від матриці (3.8) поворотом на кут 5.77° , а від матриці (3.16) поворотом на кут 2.2° . Можливо, що ОС Арбузова-Курдюмова трохи відрізняється від реального. Це підтверджується тим фактом, що якби виконувалось наступне співвідношення:

$$(\bar{3}7\bar{3})_\gamma \parallel (001)_c. \quad (3.24)$$

то ОС Ісаїчева виконувалося з точністю 0.4° . Крім того, матриця (8.26) а отримана з урахуванням строгого виконання ОС Курдюмова-Закс, що на практиці не завжди виконується (відхилення може складати майже 1°).

3.5. Формування колонії квазіевтектоїду

В процесі росту колонія квазіевтектоїду проходить кілька стадій:

1. **Зародження колонії** – утворюється двофазний зародок, який надалі дає початок пластинам фериту і цементиту і сприяє їх проростанню в різних напрямках;

2. **Зростання колонії** – пластини збільшуються в розмірі з одночасним придбанням дефектів будови цементитного каркасу у вигляді вузьких щілин, ширина яких підтримується постійною і рівною чинної межпластинчастої відстані; при цьому пластини діляться на гілки шляхом розростання країв щілин;

3. **Формування цементитного каркасу колонії** - формування цементитного каркасу здійснюється шляхом збільшення кількості щілин, що сприяє прискоренню процесу розпаду аустеніту; щілини іноді ініціюють появу в сусідніх пластинах аналогічних дефектів;

4. **Розвиток колонії** - збільшення вільної енергії системи за рахунок зміни конфігурації фронту перетворення (формування стрижнів цементиту до яких дифундують атоми вуглецю).

Експериментальні спостереження показують, що зародження колонії відбувається зазвичай на неметалічних включеннях та інших сторонніх домішках (дивись рисунок 3.18 а). Однак, число колоній зазвичай значно перевищує число включень, тому можна припустити, що зародження колоній можливо також на інших високоенергетичних дефектах структури - вузлах і потрійних стиках границь зерен аустеніту (дивись рисунок 3.18 б). Таке припущення базується на тому, що як стики, так і вузли, є постачальниками вуглецю, атоми якого більш рухливі ніж атоми заліза, тому існує велика ймовірність флуктуаційного утворення скупчення атомів необхідної концентрації. Зародок цементиту в перліті може бути в кілька разів менше феритного, тому в перший момент утворюється не феритна, а карбідна

частинка, яка розташована, як правило, в точці (вузлі) перетину аустенітних границь або на будь-якій ділянці потрійного стику.

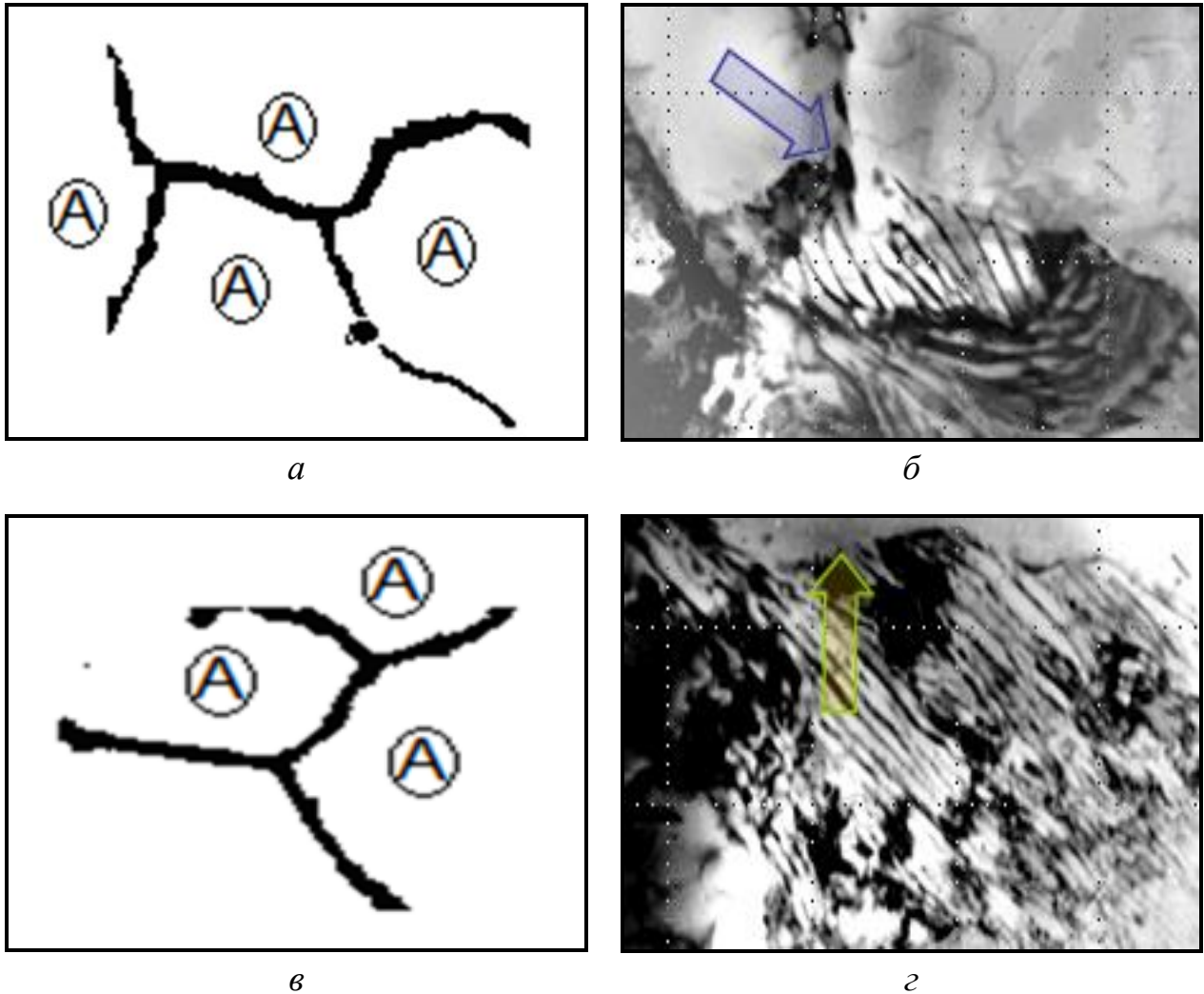


Рисунок 3.18 – Зародження колонії квазіевтектоїду: *а* – на неметалічних включеннях; *б* – на високоенергетичних дефектах структури

Як тільки утвориться плоский або сферичний зародок цементиту, навколо нього виникає зона зі зниженою концентрацією вуглецю в аустеніті, що дає поштовх для виникнення зародка α -фази (рисунок 3.19 *а*), з якого витискуються атоми вуглецю (зображені чорними крапками) в найближчий аустеніт, створюючи умови для зростання цементитного каркасу (рисунок 3.19 *б - г*). Таким чином, виконується перша вимога перлітної реакції - кооперативне

співіснування фериту і цементиту. Це означає, що в процесі росту найбільш активним базовим елементом колонії є границя розділу ферит/цементит, і саме вона є «провідною» ланкою, яка переміщається, створюючи конструкцію колонії перліту.

Залежно від умов виконання першої стадії друга стадія може протікати кількома шляхами. Тобто, формування цементитного каркасу може відбуватися декількома ймовірними шляхами, і, саме на цій стадії можуть починатися зміни в морфології цементитного каркасу, які призводять до отримання морфологічно різних колоній квазіевтектоїда.

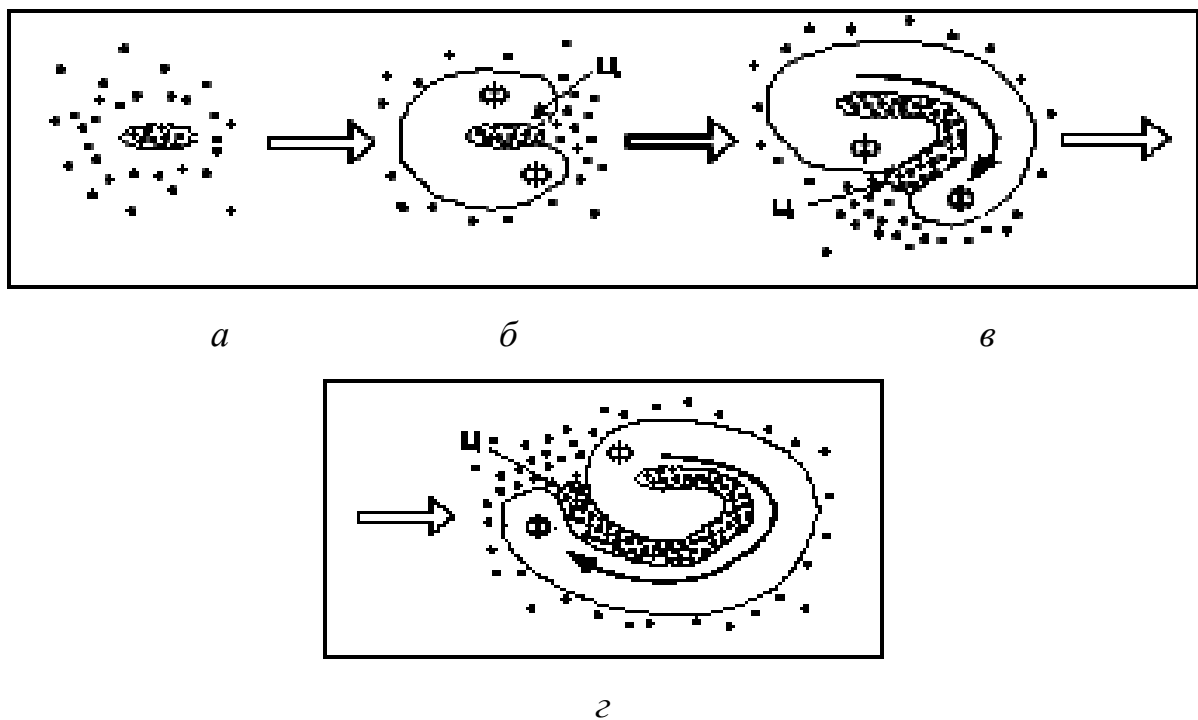


Рисунок 3.19 – Запропонована схема утворення плоского зародка перлитної колонії

Перед фронтом зростання колонії в аустеніт існують збіднені по вуглецю зони, які зазвичай виникають навколо окремих дислокацій або субзеренних малокутових границь (рисунок 3.20 *a*). Це призводить до того, що зростаюча система пластин, зустрічаючи на своєму шляху таку зону, змушена

призупинити зростання однієї з цементитних пластин таким чином, що в ній утворюється поглиблення (рисунок 3.20 б).

Дифузійні потоки вуглецю (показані стрілками на рисунку 3.20 а і б) перерозподіляються таким чином, що появляються потоки уздовж осі oz , які підтримують ширину щілини постійною і близькою до діючої межпластинчатої відстані в колонії (рисунок 3.20 в).

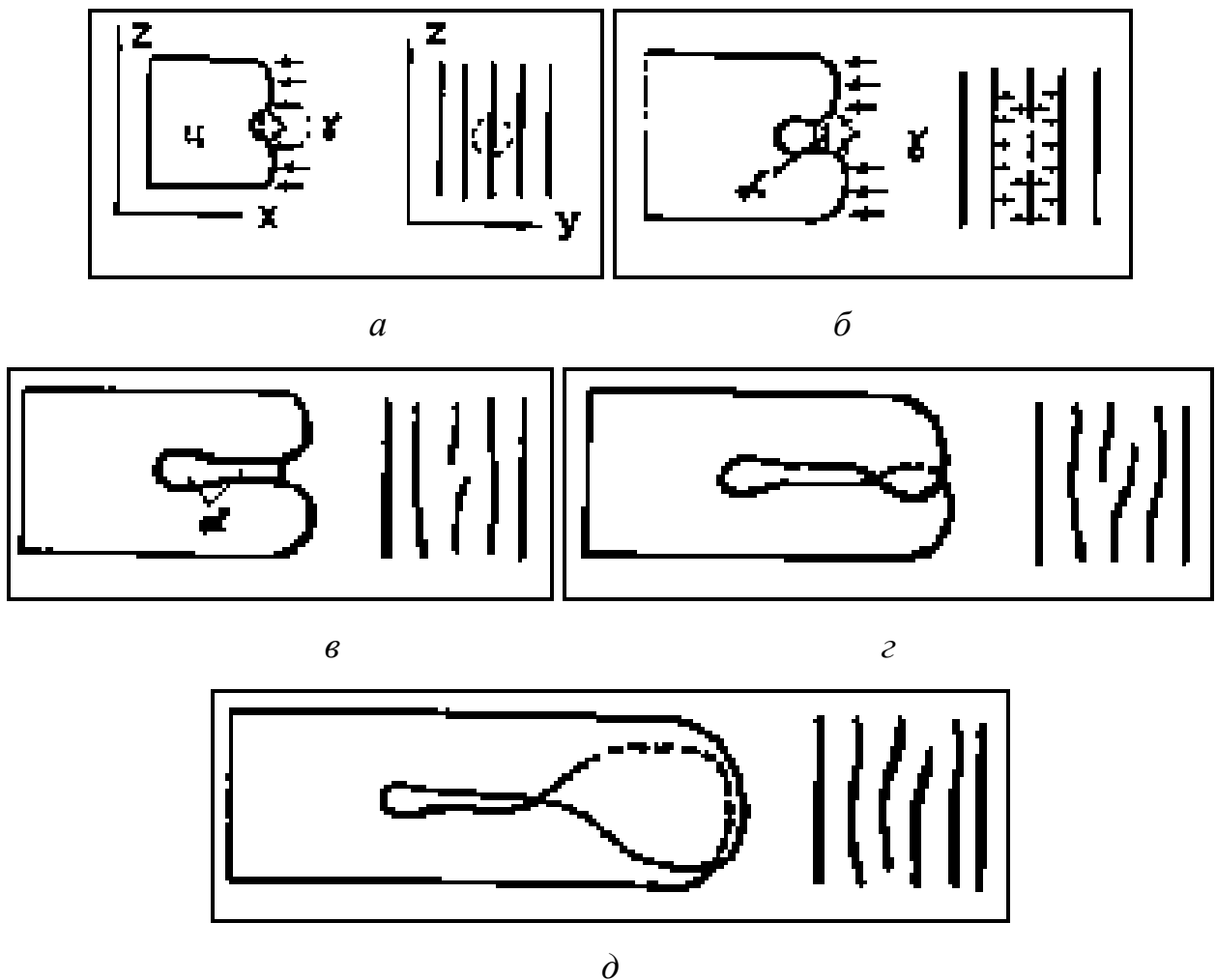


Рисунок 3.20 – Схема утворення дефектів: а, б, в - стадії утворення стійкої щілини; г, д - розгалуження пластин

Як наслідок, щілина заповнюється ферритною фазою нарівні з іншими ділянками фронту перетворення. Такі щілини рідко заліковуються в процесі

подальшого зростання колонії, так як вони сприяють скороченню поверхності міжфазних границь і зниженню надлишкової поверхневої енергії.

Якщо на фронті перетворення існує стабільність умов, наприклад, необхідність збільшення числа пластин в колонії, то в міру просування фронту перетворення краї щілини можуть відхилятися від основного габітусу і нарощуватися в напрямку осі oz , (рисунок 3.20 *в, з*). У підсумку на такий ділянці створюється додаткова пластина в напрямку осі ou . Це призводить до такого ж результату, як і зародження «пліч-о-пліч» [202], але в повній згоді з постулатами перлитної реакції.

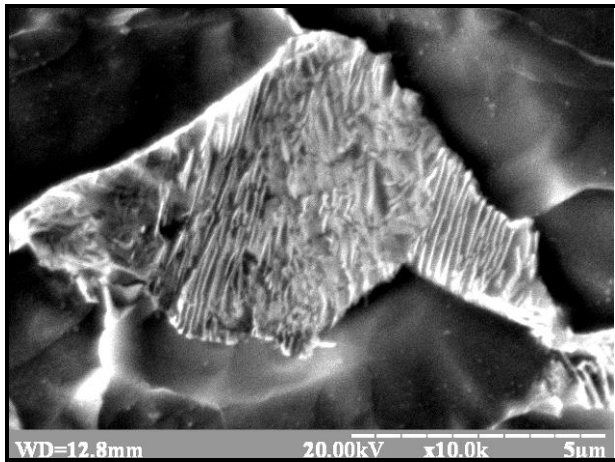
Ділянки фронту перетворення, що містять одну чи декілько щілин, переміщуються швидше за інших, чим сприяють прискоренню розпаду аустеніту. У ряді випадків, наприклад, при прискореному охолодженні, щілини ініціюють появу таких же дефектів у сусідніх пластинах, тому через деякий час пластини розщеплюються на вузькі стрічки, що знаходяться одна від одної на таких же відстанях, як і пластини. У міру подальшого зростання стрічки переходять в стрижні гексагонального перетину. Масове перетворення пластин в стрічки, а стрічок в стрижні термодинамічно виправдане з точки зору зниження загальної міжфазної поверхні розділу в колонії [203, 204].

Таким чином, формування цементитного каркасу може відбуватися декількома ймовірними шляхами, що може призвести до отримання морфологічно різних колоній квазіевтектоїду. Схематично, цей процес представлено на рисунку 3.21

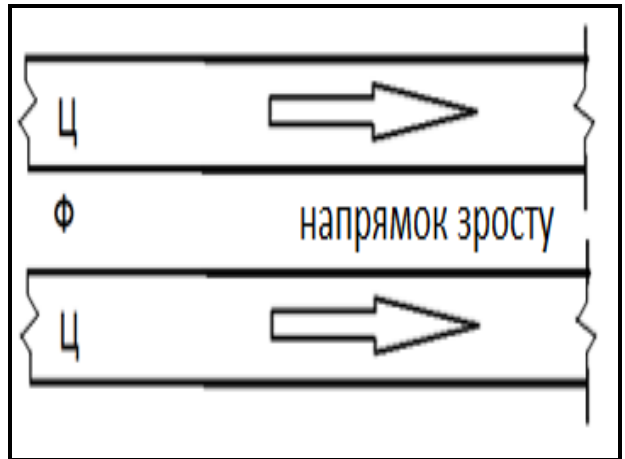
3.6. Фізична модель формування колонії квазіевтектоїда у просторі

У трьохвимірному просторі схема зародження та розвитку колонії квазіевтектоїду має вигляд, наведений на рисунку 3.22.

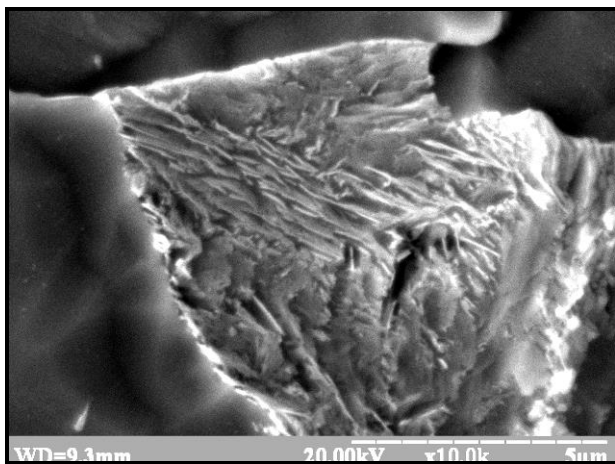
З урахуванням можливих варіантів просторової будови цементитного каркасу можливо відокремити наступні стадії розвитку (дивись наприклад [204]).



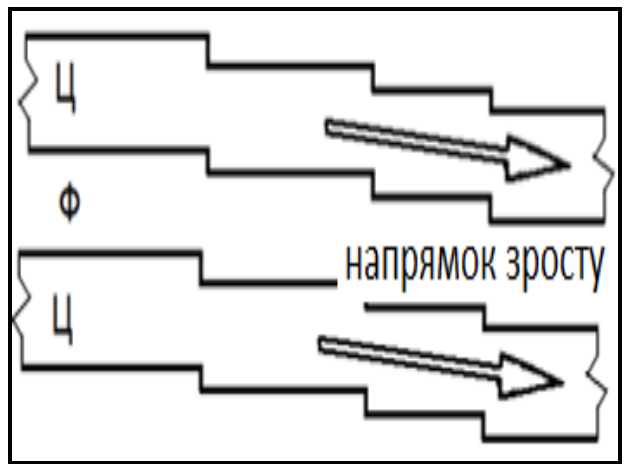
а



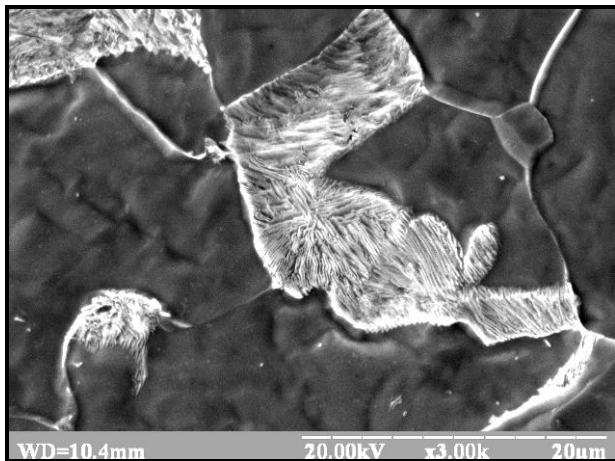
б



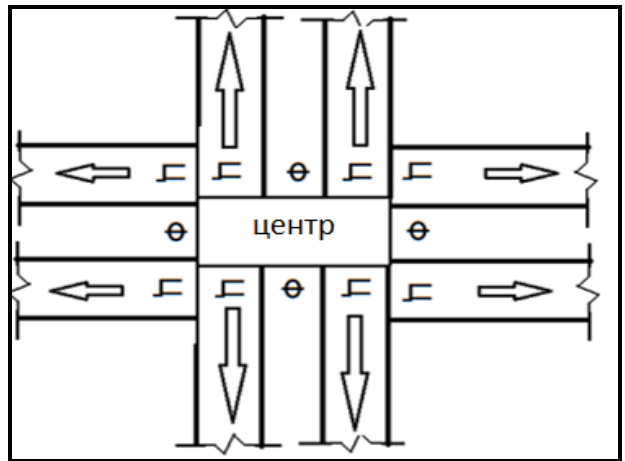
в



г



д



е

Рисунок 3.21 – Загальний вигляд морфологічно різних колоній квазієвтектоїду (а, в, д) та умовна схема їх утворення (б, г, е)

1. Зародження цементиту.
2. Зародження феритної фази на цементитній підкладці.

3. Вигин платин, який викликано нестабільністю фронту перетворення.
4. Охоплення цементитом феритного шару.
5. Початок першого витку спіралі.

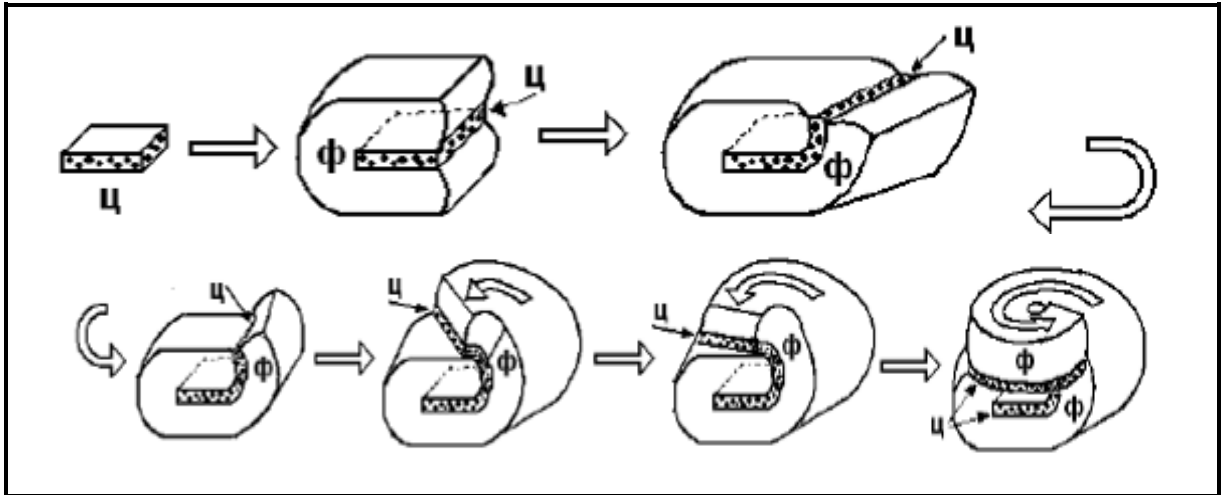


Рисунок 3.22 – Формування колонії квазіцементоїду у просторі.

На цьому етапі фронт росту має значну кривизну, тому напрямок зросту відрізняється нестабільністю, що призводить до його відхилення в бік, що є найбільш сприятливим для подальшого розвитку. Саме тому, перехід від плоского зародка до об'ємного здійснюється за рахунок нашарування вже існуючої конфігурації на власну «підкладку» з утворенням першого витку спірального зародку колонії перліту.

На рисунку 3.23 а показана запропонована схема цементитної складової зародка, а на рисунку 3.23 б – вигляд осьового перерізу спіральної ділянки.

Подальший розвиток зародка відбувається у вигляді спареної ферито-цементитної спіралі шляхом багаторазового повторення наступних вітків. Така схема розвитку колонії забезпечує зріст колонії у напрямку OZ , а витки, які вже утворилися подовжують зростати у напрямках OY і OX .

В осьовому перерізі спіральні ділянки мають вигляд звичайних пластинчатих колоній тому довести, що колонія містить спіральну компоненту не можливо. У випадках, коли переріз проходить майже паралельно площини

пластин, спіральна колонія може бути виявлено досить досконало. Такий випадок наведено на рисунку 3.24, де можливо бачити дві спіральні колонії (рисунок 3.24 *a* та рисунок 3.23 *б*), які розташовані на поряд одна з одною.

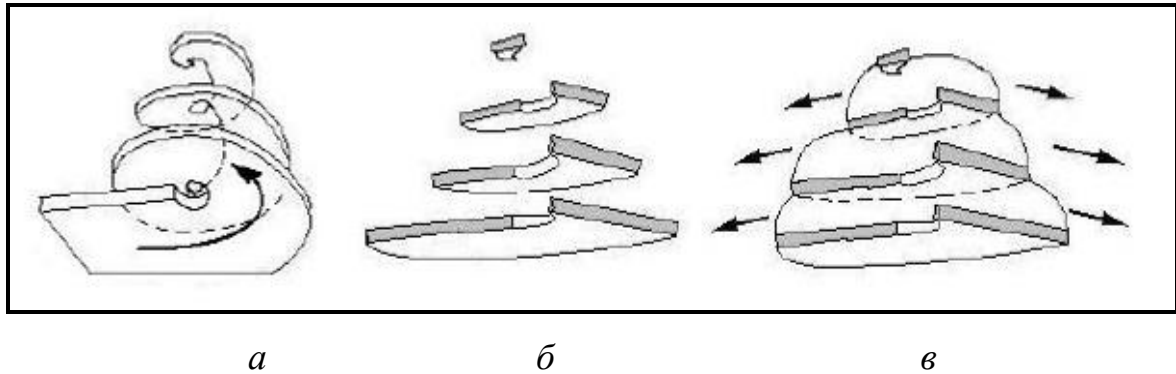
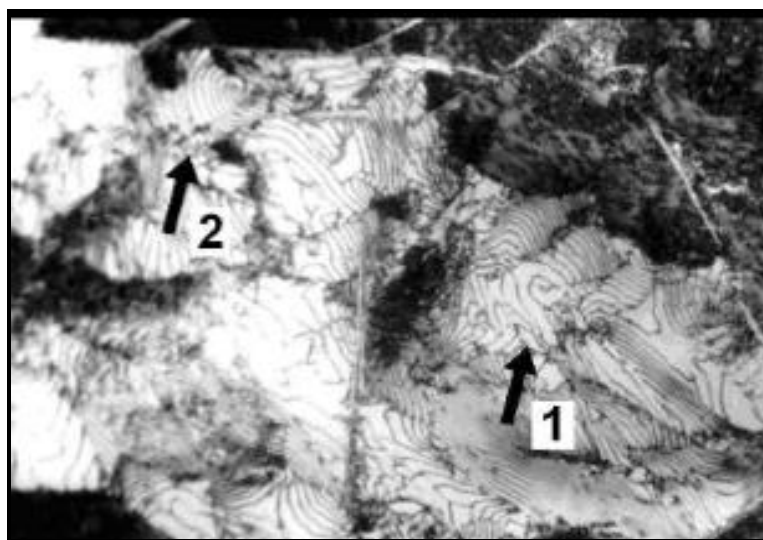


Рисунок 3.23 – Розвиток спіральної ділянки колонії квазіцементиту:
a – цементитний каркас; *б* – осьовий переріз спіралі;
в – бічний ріст колонії шляхом переміщення фронту перетворення

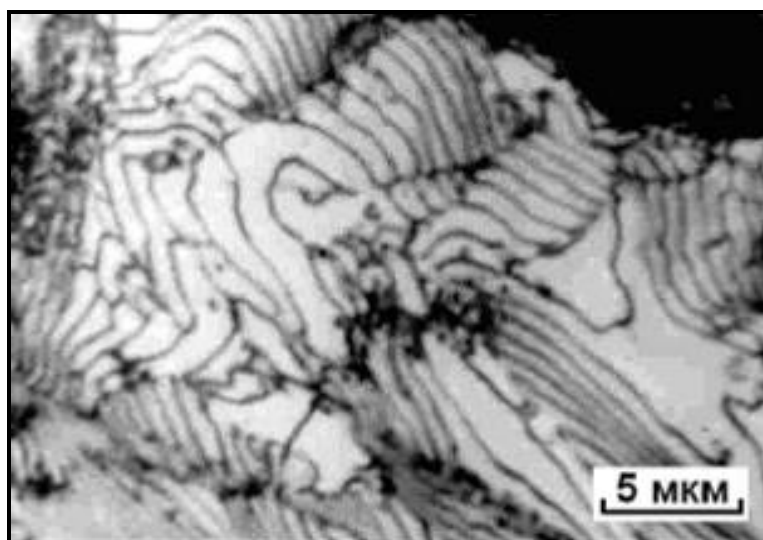
Такий механізм росту на початковій стадії формування колонії перліту забезпечує просторове її розташування. При цьому, такий механізм утворення обумовлює бікристалну будову колонії на відміну механізму «пліч-о-пліч», який було запропоновано Мейлом і який припускає незалежну орієнтацію нових пластин. Якщо на фронті перетворення існує нестабільність умов, наприклад, необхідність збільшення числа пластин в колонії, то в міру просування фронту перетворення краї щілин можуть відхилятися від основного габітусу і нарощуватися вздовж напрямку OZ . У підсумку на такій ділянці створюється додаткова пластина в напрямку OY . Це призводить до такого ж результату, як і зародження «пліч-о-пліч», але в повній згоді з постулатами перлитної реакції.

Ділянки фронту перетворення, містять одну чи декілька щілин, переміщуються швидше за інших, чим сприяють прискоренню розпаду аустеніту. У ряді випадків, наприклад, при прискореному охолодженні, щілини

ініціюють появу таких же дефектів у сусідніх пластинах, тому з через деякий час пластини розщеплюються на вузькі стрічки, що знаходяться одна від одної на таких же відстанях, як і пластини.



a



б

Рисунок 3.24 – Спіральний ріст колоній квазіевтектоїду

У міру подальшого зростання стрічки переходять в стрижні гексагонального перетину. Масове перетворення пластин в стрічки, а стрічок в стрижні термодинамічно виправдано з точки зору зниження загальної міжфазної поверхні в колонії.

Проведений аналіз дозволяє припустити, що перлітні колонії в процесі росту проходять кілька стадій, яким притаманні свої морфологічні види цементитної складової. У загальному вигляді це можна представити наступним чином (дивись рисунок 3.25).

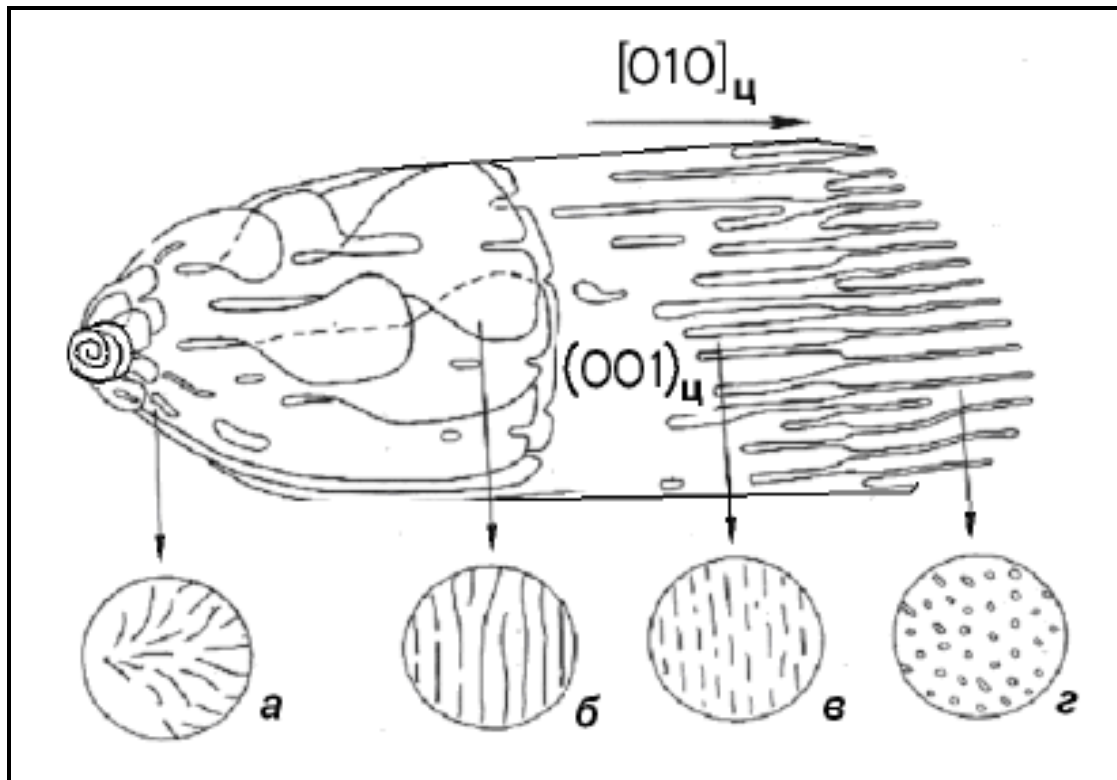


Рисунок 3.25 – Схема просторового розвитку колонії квазіевтектоїда

На першій стадії утворюється двофазний спіральний зародок, що дає початок пластинам фериту і цементиту і їх можливості проростати у всіх напрямках (рисунок 3.25 а). На другій стадії пластини збільшуються в розмірах, одночасно здобуваючи дефекти в цементитній фазі у вигляді вузьких щілин, ширина яких підтримується постійною і рівною чинної межпластиночної відстані. При цьому, пластини розгалужуються шляхом розростання країв щілин (рисунок 3.25 б). Третя стадія – активне формування стрічок з пластин внаслідок збільшення кількості щілин (рисунок 3.25 в). Цей процес йде активно, так як збільшення кількості щілин сприяє прискоренню процесу

розпаду аустеніту. Четверта, завершальна стадія – перехід вузьких стрічок у стержневідну форму, що істотно знижує вільну енергію системи (рисунки 3.25 з). При цьому, фронт зростання стає майже плоским і складається з осередків. У центрі кожного осередку знаходиться стрижень цементиту, до якого з усіх боків з аустеніту спрямовуються потоки вуглецю.

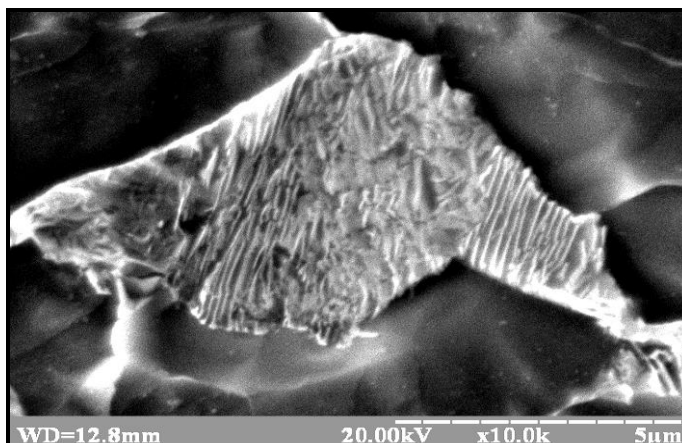
Важливо відзначити, що всі стадії реалізуються в умовах дифузійного перерозподілу компонентів твердого розчину, тому для їх проходження потрібен час і простір. По ряду причин деякі морфологічні форми цементитного каркасу можуть бути відсутніми, наприклад, стрижні або стрічки, в тих випадках, якщо колонії ростуть в дрібному аустенітному зерні, при малому переохолодженні, при низькій температурі. Від цих же факторів залежить і кількісне співвідношення різних видів морфології цементиту і, отже, фізичні властивості сталей.

3.7. Класифікація перлітних колоній

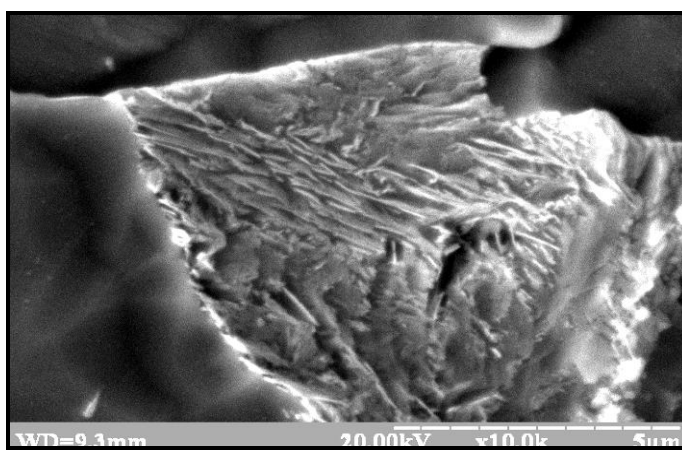
Аналіз отриманих експериментальних даних показує, що за морфологічними ознаками колонії перліту можливо класифікувати на наступні типи:

- стрічкові (рисунки 3.26 а). Характеризуються паралельними між собою пластинами цементиту, відстані між якими завжди досить великого розміру, а самі пластини мають дефекти у вигляді розривів і обривів, так що існують області, які вільні від карбиду. Кількість і рівномірність розподілу таких областей змінюється в широких межах. При цьому, спостерігається розгалуження пластин цементиту шляхом утворення та розвитку поздовжніх щілин;

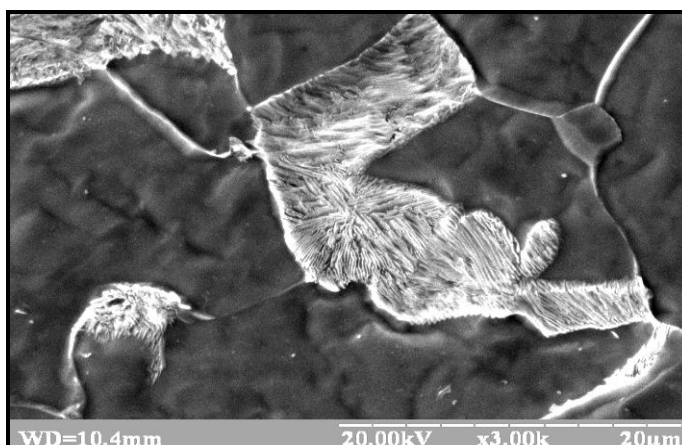
- колонії з пластинами зигзагоподібного типу (рисунки 3.26 б). Характеризуються різкими вигинами в пластинах цементиту. При цьому в колонії не змінюється середня межпластинчатая відстань по всьому об'єму завдяки специфічній упаковці пластин;



a



б



в

Рисунок 3.26 – Зовнішній вигляд спостережуваних колоній квазієвтектоїду: *a* - стрічковий тип; *б* - колонії з пластинами зигзагоподібного типу; *в* - віяловий тип

– віялові (рисунок 3.26 *в*). Характеризуються усередненими напрямками пластин, які мають зазвичай загальний центр і від якого вони

расходяться в різні боки віялоподібним чином. Центр колоній не завжди чітко виражений і може мати деякі розміри і протяжність. У пластинах нерідко присутні дефекти;

Проведений аналіз показує, що перлітні колонії в процесі росту проходять кілька стадій, яким відповідають свої окремі морфологічні види цементитної складової.

3.7. Дослідження поверхневої енергії міжфазних і внутрішньофазних границь квазіевтектоїду

Для аналізу морфологічних особливостей структурних складових, що сформувалися в процесі фазових перетворень, був проведений комплекс електронно-мікроскопічних досліджень із застосуванням растрового мікроскопа (рисунок 3.27 а-є).

Аналіз результатів проведеного комплексу досліджень дозволив встановити, що формування структурних складових перліту відбувалося шляхом поступового зростання цементиту і фериту в вигляді рівновісних утворень.

Використовуючи класифікацію перлітних структур за типом цементитного каркасу було визначено відносну кількість колоній різного морфологічного типу у структурі сталі. Результати цих досліджень представлено у таблиці 3.5.

Аналіз даних, наведених у таблиці 3.5 показує, що зі збільшенням відстані від поверхні відносна кількість колоній стрічкового типу зменшується, з одночасним збільшенням колоній зигзагоподібного типу. При цьому, колонії віяльного типу у середині зразків не спостерігались. Така зміна типу колоній свідчить про вплив швидкості охолодження (швидкість охолодження зменшується при збільшенні відстані від поверхні) на кінетику зросту цементитного каркасу.

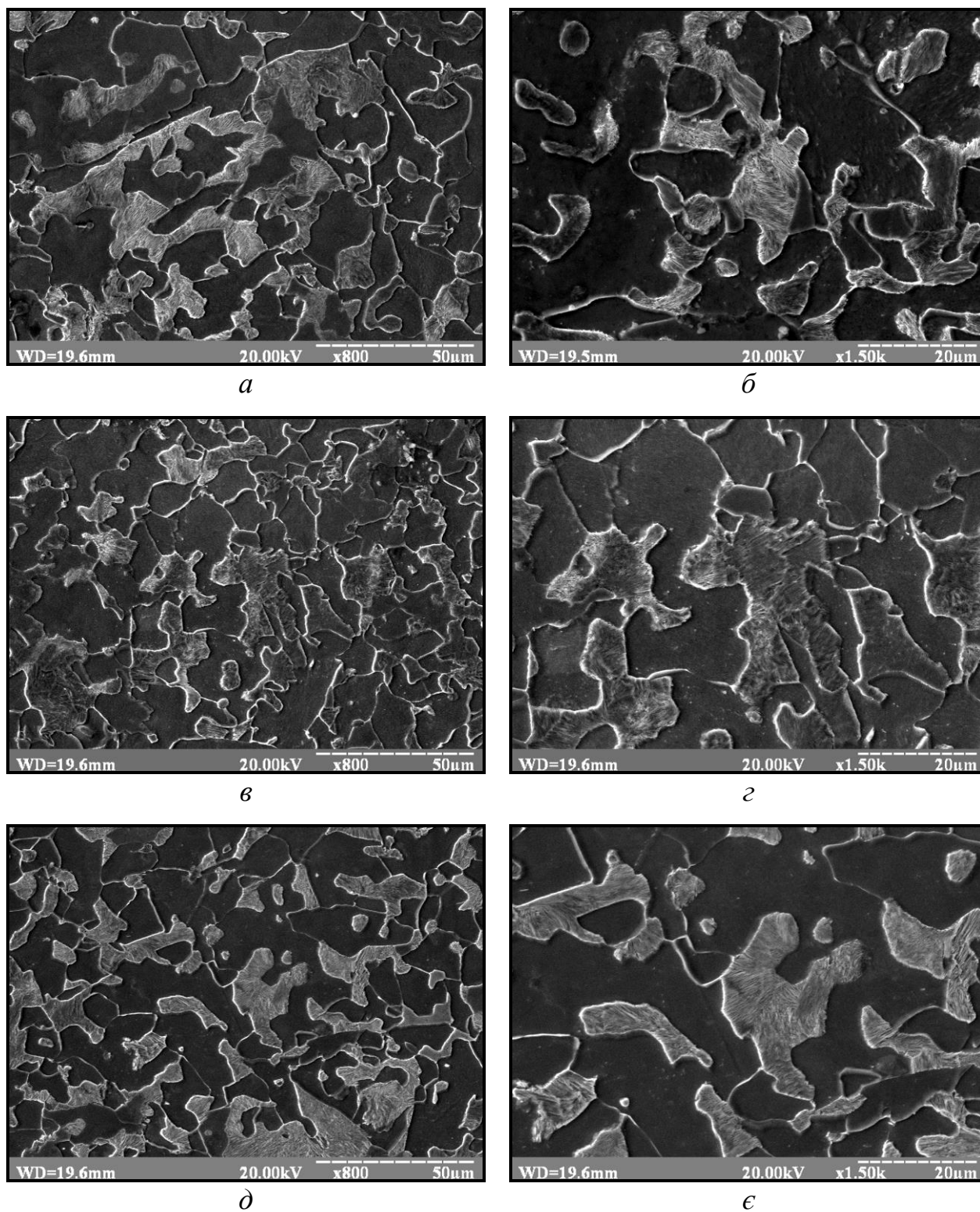


Рисунок 3.27 – Тонка структура зразків сталі 10Г2ФБ: *a*, *б* – поверхня; *в*, *z* – відстань $\frac{1}{4}$ від поверхні зразку; *д*, *е* – відстань $\frac{1}{2}$ від поверхні зразку

З метою аналізу типу і властивостей границь, які формуються в процесі виробництва низьковуглецевої низьколегованої сталі 10Г2ФБ, здійснювався

розрахунок поверхневої енергії міжфазних та внутрішньофазних границь з виростанням рівняння Янга:

$$\gamma_1/\sin \alpha_1 = \gamma_2/\sin \alpha_2 = \gamma_3/\sin \alpha_3, \quad (3.25)$$

де $\gamma_1, \gamma_2, \gamma_3$ - поверхнева енергія границь, що входять у стик; $\alpha_1; \alpha_2; \alpha_3$ - кути, протилежні відповідним границям. Найменшому значенню у стику (75° на рисунку 3.28 б) привласнюється максимальне значення поверхневої енергії 780 ерг/см^2 , та підставивши це значення в рівняння (3.25.) визначали останні невідомі поверхневі енергії.

Таблиця 3.5 – Відносна кількість колоній різної морфології
(за типом цементитного каркасу)

Відстань	5 колонії		
	<i>Стрічковий, %</i>	<i>Зигзагоподібний, %</i>	<i>Віяльний, %</i>
поверхня	64	31	5
$\frac{1}{4}$ від поверхні	61	34	5
$\frac{1}{2}$ від поверхні	50	50	–

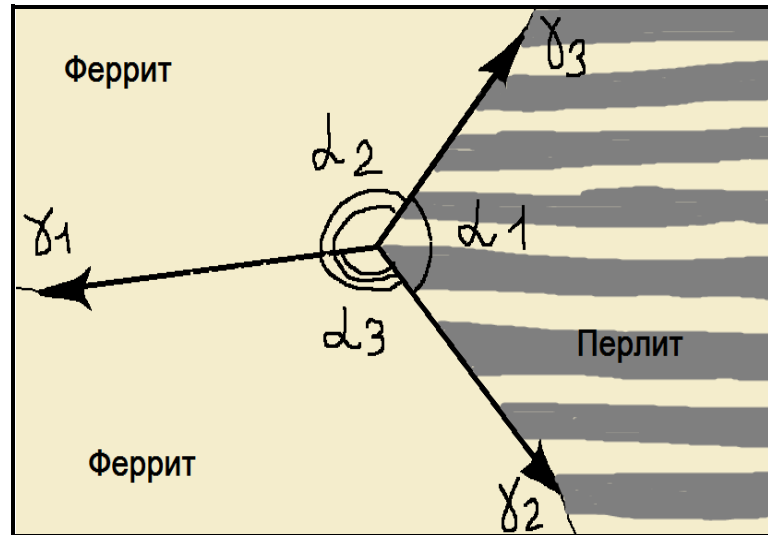
Експериментальну схему, за якою здійснювалося вимірювання кутів разорієнтації наведеною на рисунку 3.28.

Типові приклади аналізованих потрійних стиків приведено на рисунку 3.29 а-г.

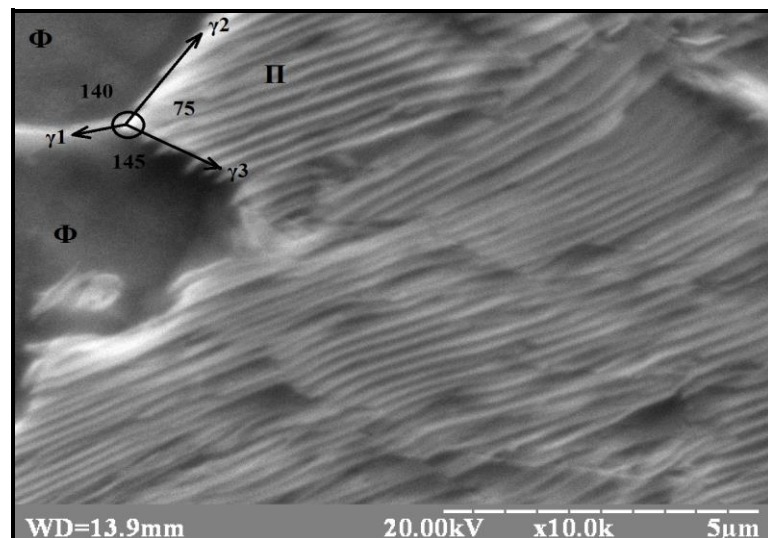
На підставі проведеного комплексу досліджень побудовані гістограми розподілу кутів (рисунок 3.30) і розподілу відповідних значень поверхневої енергії (рисунок 3.31).

Аналіз отриманих даних показав, що для сталі 10Г2ФБ у стику типу перліт-ферит-ферит максимальне значення поверхневої енергії 780 ерг/см^2

належать як перлітній так і феритній складовій, поверхнева енергія від 500...700 ерг/см² належить у більшій мірі до феритної складової.



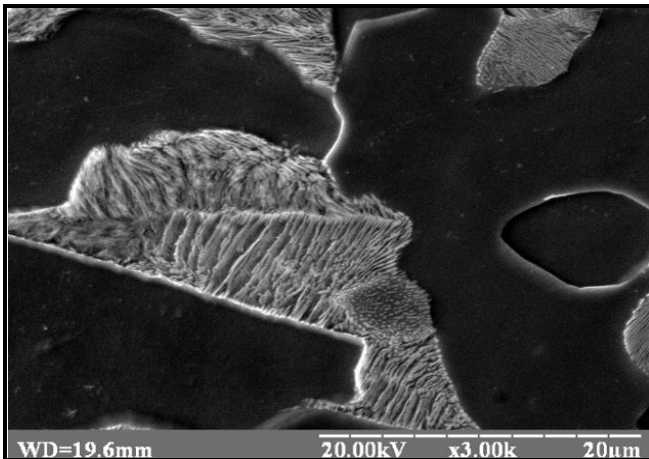
a



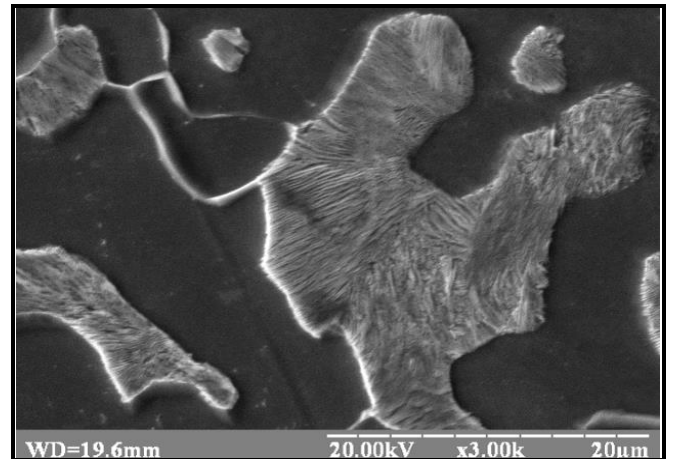
б

Рисунок 3.28 – Карта-схема (*a*) та приклад (*б*) експериментального визначення кутів разорієнтації

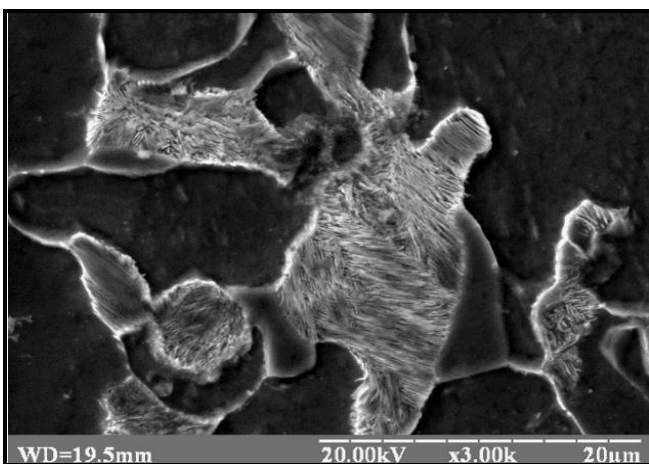
Для стику перліт-перліт-ферит розподіл значень поверхневої енергії приблизно однаковий для феритної та перлітної складової. У стику перліт-перліт-перліт максимальні значення поверхневої енергії приходяться в діапазоні 100...400 ерг/см² та 500...780 ерг/см².



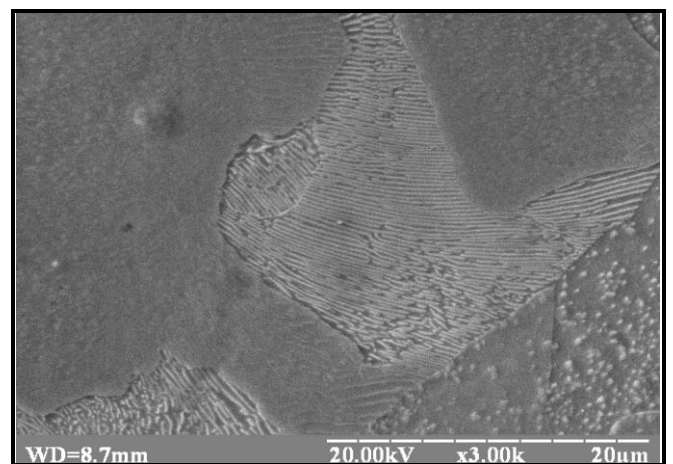
а



б



в



г

Рисунок 3.29 – приклади потрійних стиків ,які досліджувались:

а – сталь 10Г2ФБ; б – сталь 09Г2С; в – сталь 10ХСНД; г – сталь Ст3

Для сталі 09Г2С у стикі перліт-ферит-ферит розподіл поверхневої енергії аналогічне випадку потрійного стикі перліт-ферит-ферит для сталі 10Г2ФБ. У стикі перліт-перліт-ферит значення енергії від 500 до 780 ерг/см² належать до перлітної складової, а від 100 до 500 ерг/см² – до феритної. Для стикі перліт-перліт-перліт характерні максимальні значення поверхневої енергії в діапазоні 200...300 ерг/см² та 600...780 ерг/см².

Для сталі 10ХСНД у стикі перліт-ферит-ферит максимальне значення поверхневої енергії 780 ерг/см² належать як перлітній так і феритній складовій, поверхнева енергія від 300...700 ерг/см² належить у більшій мірі до феритної

складової. У стику перліт-перліт-ферит максимальне значення поверхневої енергії 780 ерг/см^2 належать до перлітної складової, а залишкові значення енергії приблизно однакові для обох складових.

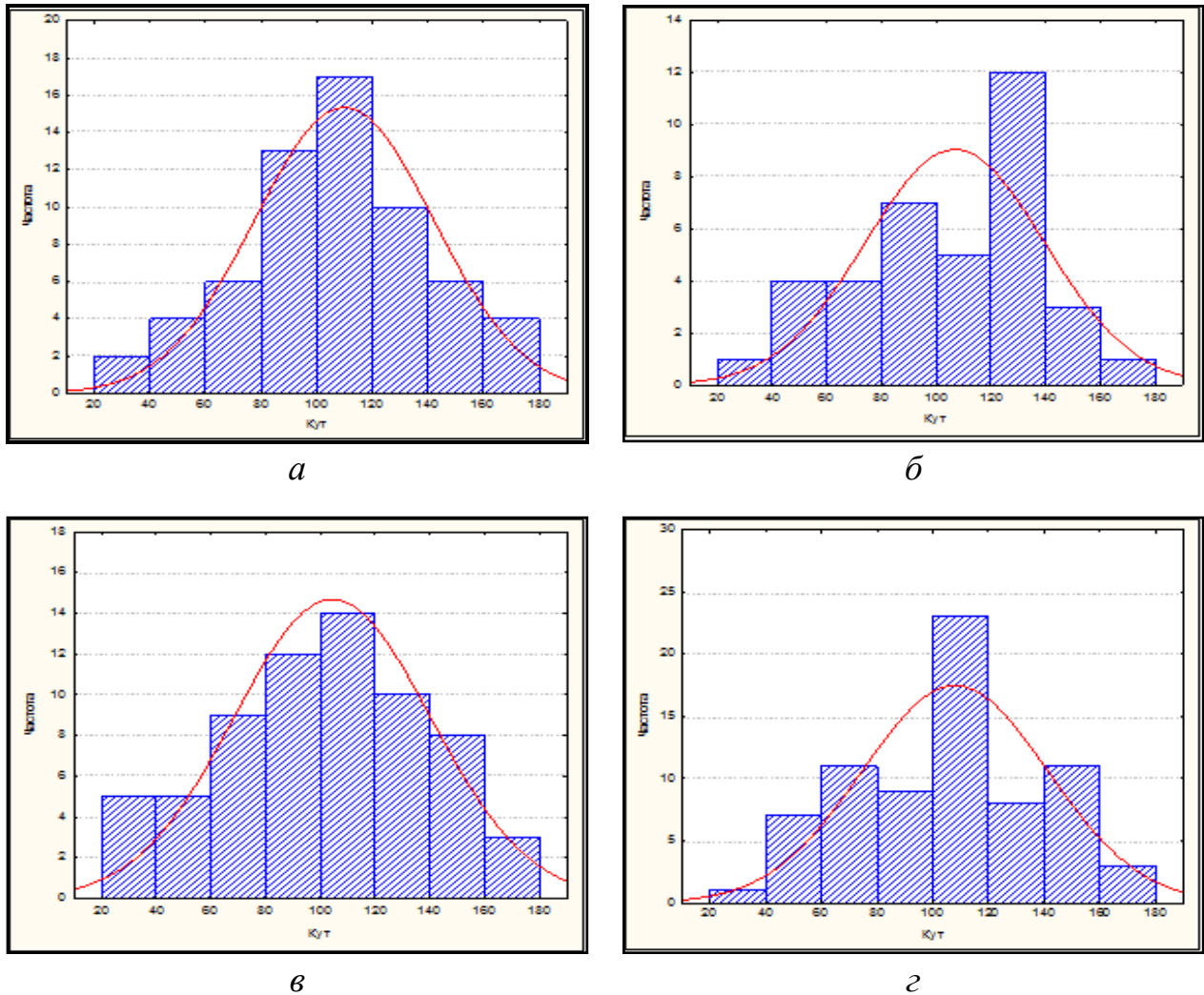


Рисунок 3.30 – Гістограми розподілу кутів разорієнтації: *а* – сталь 10Г2ФБ; *б* – сталь 09Г2С; *в* – сталь 10ХСНД; *г* – сталь Ст3

Максимум поверхневої енергії у стику перліт-перліт-перліт приходяться на проміжки $200 \dots 400 \text{ ерг/см}^2$ та $500 \dots 780 \text{ ерг/см}^2$.

Для сталі Ст3 у стику перліт-ферит-ферит максимальне значення поверхневої енергії 780 ерг/см^2 належать як перлітній так і феритній складовій, поверхнева енергія від $0 \dots 700 \text{ ерг/см}^2$ належить до феритної складової. У стику

перліт-перліт-ферит максимальне значення поверхневої енергії 780 ерг/см^2 належать до перлітної складової, до феритної складової належать значення енергій $0 \dots 100 \text{ ерг/см}^2$ та $400 \dots 500 \text{ ерг/см}^2$, а залишкові значення енергії приблизно однакові для обох складових.

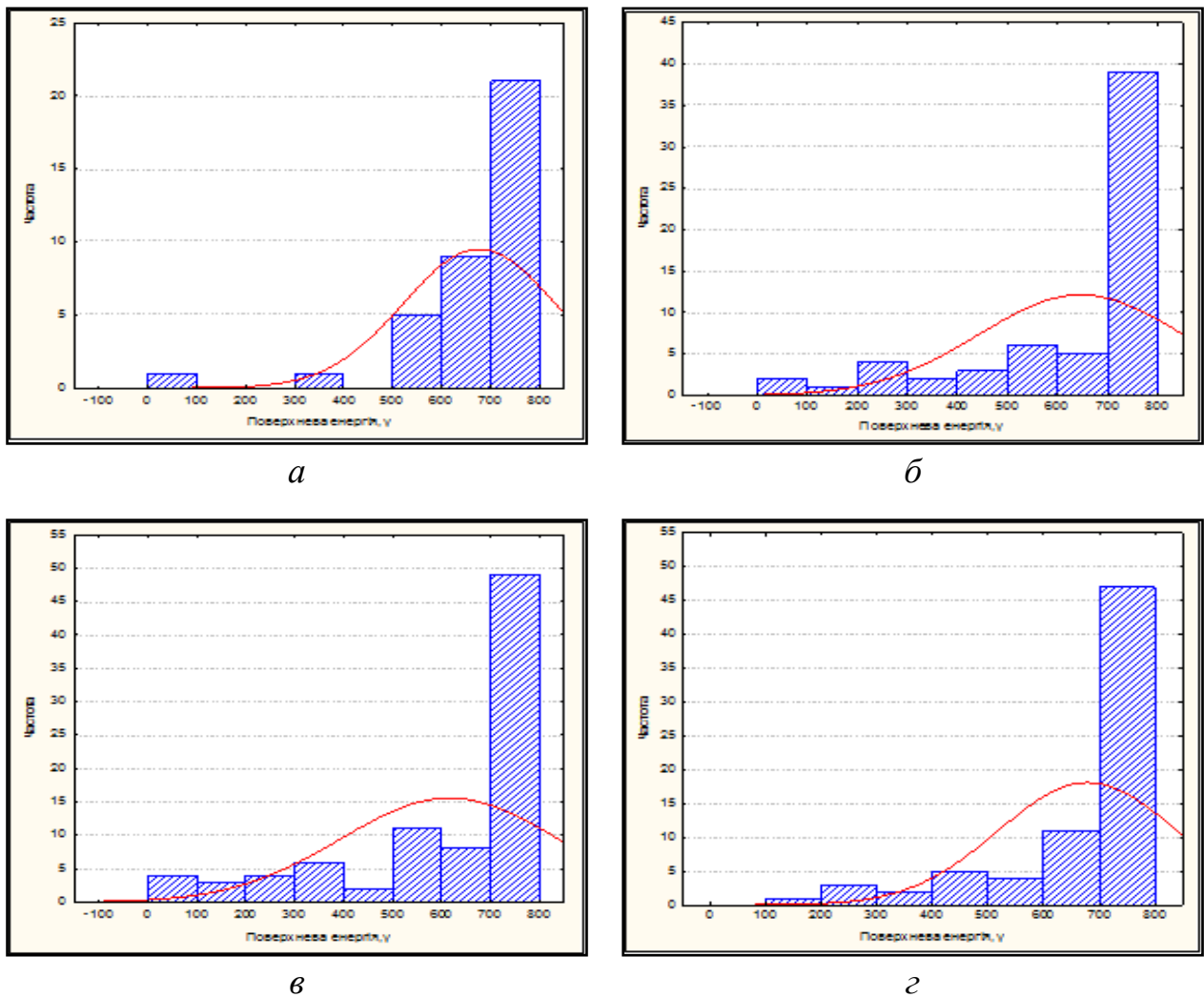


Рисунок 3.31 – Гістограми розподілу поверхневої енергії в потрійному стикі:

а – сталь 10Г2ФБ; *б* – сталь 09Г2С; *в* – сталь 10ХСНД; *г* – сталь Ст3

У стикі перліт-перліт-перліт максимумами поверхневої енергії приходяться на проміжок $400 \dots 500 \text{ ерг/см}^2$ та 780 ерг/см^2 .

Загальний розподіл даних кутів та відповідних ним енергій отриманих при кількісних розрахунках наведено у таблиці 3.5.

Таблиця 3.5 – Розподіл кутів та поверхневої енергії в досліджуваних сталях за типом цементитного каркасу колоній кавзіевтектоїду

Марка сталі	Тип колоній - Стрічкові		Тип колоній - Зигзагоподібні		Тип колоній - Віяльні	
	Розподіл кутів	Розподіл поверхневої енергії, ерг/см ²	Розподіл кутів	Розподіл поверхневої енергії, ерг/см ²	Розподіл кутів	Розподіл поверхневої енергії, ерг/см ²
10Г2ФБ	від 20° до 118° від 140° до 180° від 118° до 140°	780 0..500 500..700	від 0° до 110° від 150° до 180° від 110° до 150°	780 0..200 300..700	Не спостерігається	-
09Г2С	від 20° до 120° від 145° до 180° від 120° до 145°	780 0..100, та 300..400 500..700	від 20° до 120° від 150° до 180° від 110° до 150°	780 200..300 400..700	Не спостерігається	-
10ХСНД	від 0° до 110° від 150° до 180° від 110° до 150°	780 0..500 500..700	від 40° до 110° від 145° до 160° від 110° до 145°	780 200..400 500..700	Незначна кількість	4%
Ст3	від 0° до 110° від 140° до 180° від 110° до 140°	780 0..600 600..700	Незначна кількість	2%	Не спостерігається	-

Аналіз приведених даних показує, що для квазіквтектоїду з стрічковою морфологією цементитного каркасу у сталі 10Г2ФБ максимальна частота кутів

разорієнтації в діапазоні від 20° до 118° що відповідає значенню поверхневої енергії 780 ерг/см^2 , та від 118° до 140° з енергією $500 \dots 700 \text{ ерг/см}^2$, та для кутів від 140° до 180° поверхнева енергія становить $0 \dots 500 \text{ ерг/см}^2$.

Для сталі 09Г2С спостерігається максимальна частота кутів разорієнтації в діапазоні від 20° до 120° , що відповідає максимальному розрахунковому значенню поверхневої енергії 780 ерг/см^2 , від 120° до 145° з енергією $500 \dots 700 \text{ ерг/см}^2$, та для кутів від 145° до 180° поверхнева енергія становить $0 \dots 100 \text{ ерг/см}^2$ та $300 \dots 400 \text{ ерг/см}^2$. У сталі 10ХСНД розрахункові кути в діапазоні від 0° до 110° відповідають енергії 780 ерг/см^2 , від 110° до 150° відповідає енергії від $500 \dots 700 \text{ ерг/см}^2$; від 150° до 180° відповідають значення поверхневої енергії в діапазоні $0 \dots 500 \text{ ерг/см}^2$.

Для сталі Ст3 також спостерігається максимальної частоти кутів разорієнтації в діапазоні від 0° до 110° що відповідає енергії 780 ерг/см^2 , та від 110° до 140° відповідно від $600 \dots 700 \text{ ерг/см}^2$; від 140° до 180° відповідають значення поверхневої енергії у розмірі $200 \dots 400 \text{ ерг/см}^2$.

Для квазіевтектоїда з зигзагоподібною формою цементитного каркасу отримано наступні результати. У сталі 10Г2ФБ частота кутів разорієнтації в діапазоні від 60° до 120° відповідає енергії 780 ерг/см^2 ; від 120° до 140° відповідає енергії від $500 \dots 700 \text{ ерг/см}^2$; від 140° до 160° відповідає розрахунковому значенню поверхневої енергії в діапазоні $300 \dots 700 \text{ ерг/см}^2$. Для сталі 09Г2С сума перших частот кутів разорієнтації в діапазоні від 20° до 110° відповідає розрахунковому значенню поверхневої енергії 780 ерг/см^2 , від 110° до 150° відповідає енергії в діапазоні $400 \dots 700 \text{ ерг/см}^2$, від 150° до 180° відповідає енергії від $200 \dots 300 \text{ ерг/см}^2$. У сталі 10ХСНД кути в діапазоні від 40° до 110° відповідають енергії 780 ерг/см^2 , та від 110° до 145° відповідає енергії від $500 \dots 700 \text{ ерг/см}^2$; від 145° до 160° відповідають значення поверхневої енергії в діапазоні $200 \dots 400 \text{ ерг/см}^2$.

У сталі Ст3 разорієнтація кутів в діапазоні від 40° до 120° відповідає поверхневій енергії 780 ерг/см^2 , від 120° до 150° відповідають енергії

500...700 ерг/см²; кути від 150° до 180° відповідають розрахунку поверхневої енергії в діапазоні 100...400 ерг/см².

3.8. Висновки по розділу 3

1. Розглянуто основні ідентифікаційні ознаки, що вказують (при дослідженні в світловому мікроскопі) на приналежність однієї чи іншої границі у фериті до спеціальних в концепції решітки співпадаючих вузлів, що володіють зниженою поверхневою енергією. Продемонстровані та інтерпретовані типові ансамблі з участю спеціальних низькоенергетичних границь у феритній складовій маловуглецевих низьколегованих ферито-перлітних сталей.

2. На підставі дослідження зерногранічної структури встановлено наявність спеціальних низькоенергетичних границь у феритній складовій низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей 10Г2ФБ, 09Г2С, Ст3, 06Х1 та оцінено відсоткове співвідношення різних типів границь. Встановлено, що для сталей вироблених за технологічною схемою гарячої прокатки спостерігається збільшена кількість спеціальних границь. Для сталі 10Г2ФБ (технологія виробництва – контрольована прокатка) наявна часткова рекристалізована субзерена структура.

3. Запропоновано методику обробки електроннографічного матеріалу та визначення типу границь, яка включає побудову подвійних стереографічних проєкцій для кристалів, сполучених з утворенням решіток співпадаючих кутів з $\Sigma=3$; $\Sigma=11$; $\Sigma=33$ і $\Sigma=129$. Застосування даної методики при аналізі тонкої структури сталі 09Г2С дозволило встановити, що границі між зернами фериту відповідають орієнтаційному співвідношенню $\Sigma=3$, $\Sigma=11$, $\Sigma=33$ і $\Sigma=129$ в концепції решіток співпадаючих вузлів.

4. Встановлено морфологічні особливості структурних складових, що формуються під час зросту перлітних колоній в низьковуглецевих низько-, мікро та нелегованих сталях. Проведений комплекс досліджень виявив

відмінність у морфології квазіевтектоїда аналізованих марок сталей. Це свідчить про те, що технологічна схема виробництва впливає на структуру і параметри колоній перліту. Всі спостережувані колонії мали дефекти морфологічної будови цементитного каркасу.

5. Було визначено тип орієнтаційних співвідношень (ОС) в колоніях квазіевтктоїду низьковуглецевої низьколегованої сталі 09Г2С. Встановлено, що між феритом та цементитом виконуються орієнтаційні співвідношення Пітча та Ісайчева. Орієнтаційне співвідношення Багаряцького не спостерігається.

6. В ході виконання дослідження було проаналізовано границі розділу між феритними решітками перлітних колоній, з одного боку, і структурно вільним (доевтектоїдним) феритом з іншого. Встановлено, що кристали евтектоїдного і доевтектоїдних фериту, як правило, розділені великокутовими границями. Аналіз кристалографічних орієнтацій показує, що цементитні решітки перлітних колоній можуть бути поєднані з феритною «матрицею» строгими закономірностями, які відповідають ОС Ісайчева і Пітча.

7. Проведений комплекс досліджень тонкої структури показав, що зародки перлітної фази з'являються на стиках границь аустенітних зерен та поверхнях розділу матриця–частка другої фази. Зріст колонії квазіевтектоїду припиняється, в більшості випадків, при зіткненні з іншою колонією, фронт зросту якої має протилежний напрямок.

8. На основі аналізу літератури та металофізичного підходу запропоновано фізичну модель формування колонії квазіевтектоїду в низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталях. Показано, що колонії квазіевтектоїду в процесі росту зазнають кілька морфологічних переходів: спіральний двофазний зародок → розростання пластин і дефектів – стійких щілин → перехід пластинчастого цементиту в стрічковий → перетворення стрічок у стрижні.

9. На підставі проведеного комплексу досліджень здійснено класифікацію колоній квазіевтектоїду за формою цементитного каркасу на

стрічкові; колонії з пластинами зигзагоподібного типу; віялові.

10. Проведений комплекс досліджень показав, що границі між феритними компонентами перлітних колоній не впливають на границі між перлітом та феритом. Це свідчить про те, що ці границі виникли вже після того, як сформувались потрібні стики між границями аустеніт-ферит. Таким чином, саме такі границі повинні відображати співвідношення між силами поверхневого натягу границь аустеніт-ферит, та ферит-ферит.

11. Проведено кількісний аналіз розподілу кутів разорієнтації та рівня поверхневої енергії в потрібних стиках, які виникають під час формування структурного стану в низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталях. Сумісний аналіз наведених даних показав, що границі між феритними компонентами перлітних колоній не впливають на границі між перлітом та феритом. Це свідчить про те, що ці границі виникли вже після того, як сформувались потрібні стики між границями аустеніт-ферит. Таким чином, саме такі границі повинні відображати співвідношення між силами поверхневого натягу границь аустеніт-ферит, та ферит-ферит.

3.9. Список використаних джерел в розділі 3

У розділі 3 використані джерела [154, 183-204]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 4. ВПЛИВ МОРФОЛОГІЇ СТРУКТУРНИХ СКЛАДОВИХ НА ФОРМУВАННЯ КОМПЛЕКСУ ВЛАСТИВОСТЕЙ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

4.1. Дослідження впливу морфології цементитного каркаса на мікротвердість перлітних колоній

Дослідження впливу нанорозмірних структурних складових на міцність сталей було досліджено на сталях 09Г2С, Ст3. У якості модельної було використано заевтектоїдна сталь У9. Міцнісні характеристики визначальні шляхом виміру мікротвердості структурних складових, зокрема перлітних колоній різної морфології.

Місця контролю мікротвердості для всіх сталей, які досліджуються наведено на рисунках 4.1-4.3. Сталь 09Г2С має ферито-перлітну структуру. У ході проведення мікроструктурних досліджень було виявлено наявність колоній стрічкоподібного типу.

Сталь Ст3 також має ферито-перлітну структуру. Виявлено колонії двох типів: стрічкового та зігзагоподібного.

Сталь У9 також має структуру, яка відповідає заевтектоїдному вмісту вуглецю (перліт та надлишковий цементит). Виявлено колонії двох типів: стрічкового та зігзагоподібного.

Результати кількісної оцінки мікротвердості перлітних колоній різної морфології в сталях які досліджуються узагальнено та наведено на рисунку 4.4.

Сумісний аналіз даних рисунків 4.1-4.5 дозволив встановити наступне. В перлітних колоніях сталі 09Г2С зустрічається стрічковий тип колоній. При цьому можна спостерігати значну зміну мікротвердості. Максимальне значення мікротвердості 247 МПа спостерігається в колонії діаметром 20 мкм. В перлітних колоніях сталі Ст3 зустрічається стрічковий та зігзагоподібний тип колоній. При цьому можна спостерігати значну зміну мікротвердості.

Максимальне значення мікротвердості 200 МПа спостерігається в колонії стрічкового типу з діаметром 23 мкм.

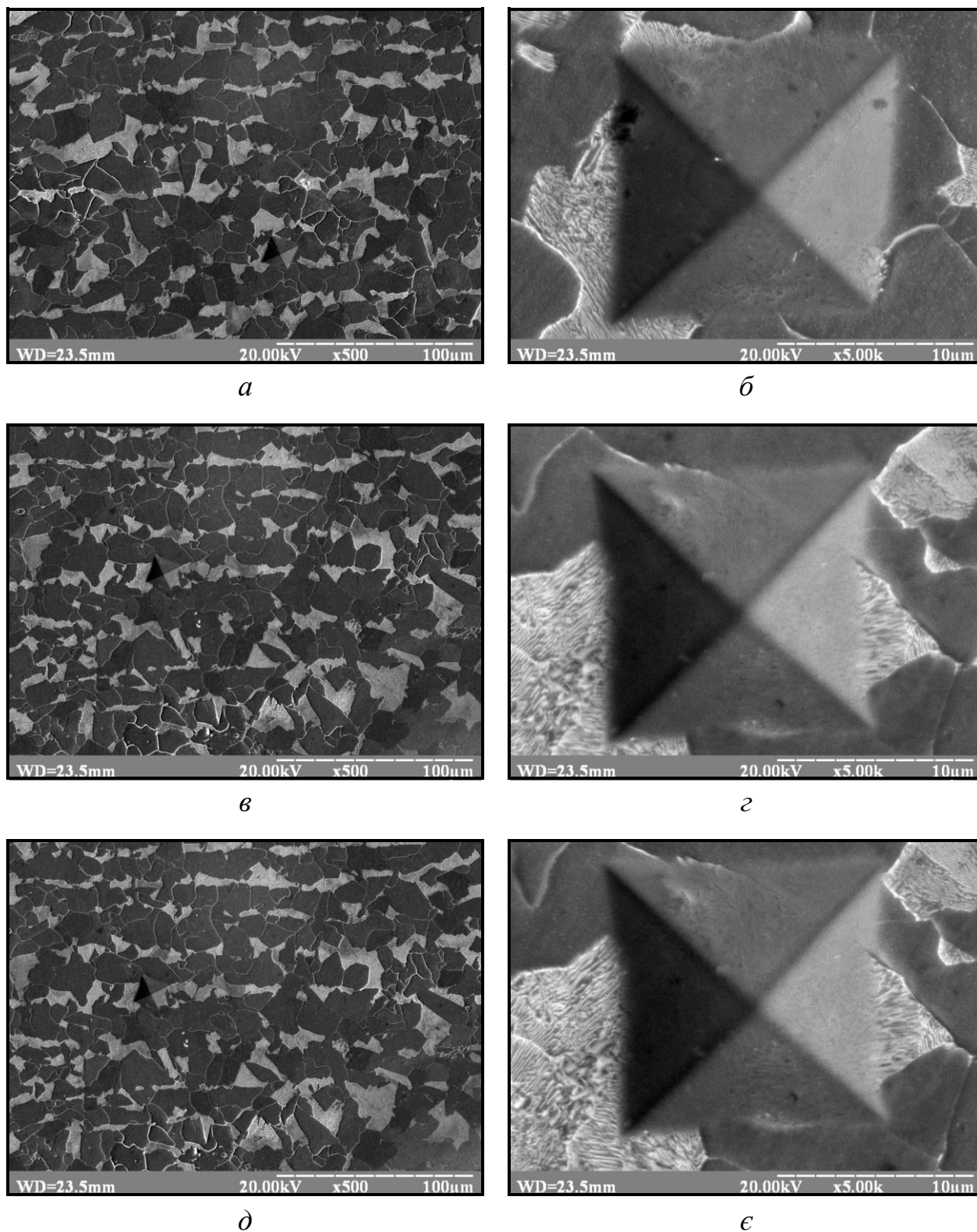


Рисунок 4.1 – Місця контролю мікротвердості в сталі 09Г2С.

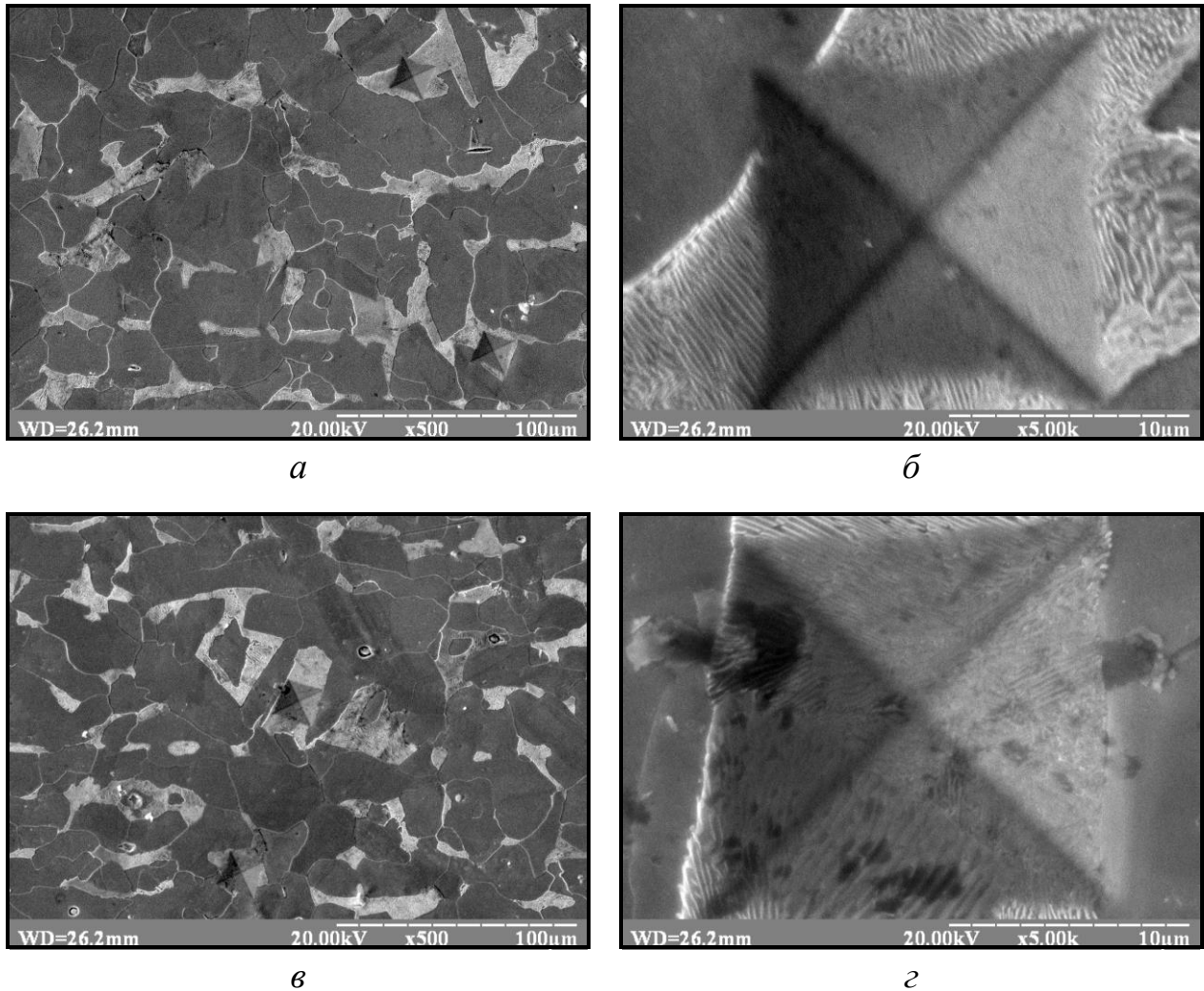


Рисунок 4.2 – Місця контролю мікротвердості в сталі Ст3

Максимальне значення мікротвердості 240 МПа спостерігається в колонії зигзагоподібного типу с діаметром 23,5мкм. В перлітних колоніях сталі У9 зустрічається стрічковий та зигзагоподібний тип колоній. При цьому можна спостерігати значну зміну мікротвердості.

Максимальне значення мікротвердості 440 МПа спостерігається в колонії стрічкового типу з діаметром 78 мкм. Максимальне значення мікротвердості 462 МПа спостерігається в колонії зигзагоподібного типу с діаметром 73,5 мкм.

Для напівкількісного аналізу впливу морфології цементитного каркасу колонії квазіевтектоїду на її міцнісні характеристики було виконано відповідний комплекс досліджень.

Було визначено взаємозв'язок: морфологія цементитного каркасу – мікротвердість колонії [205].

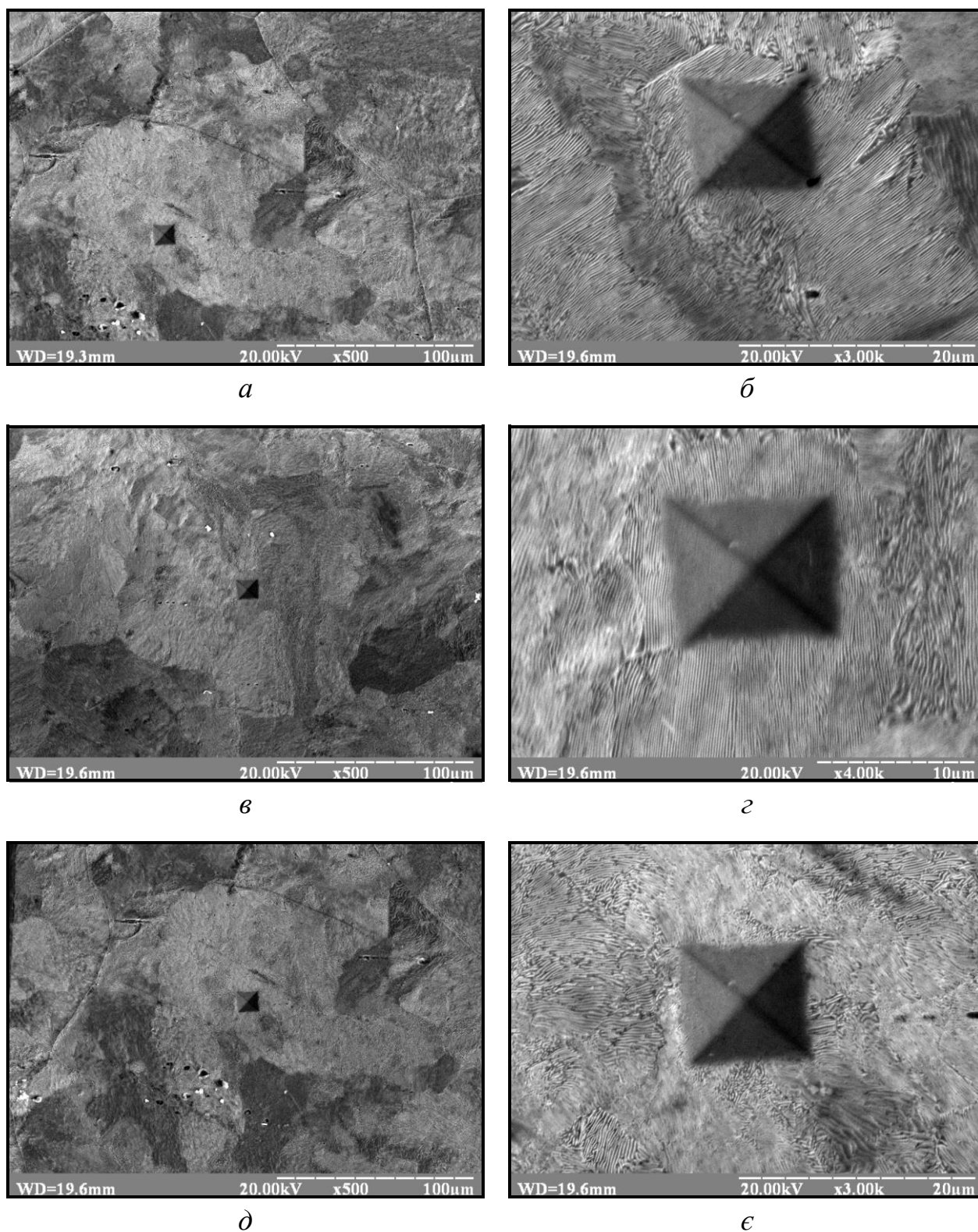
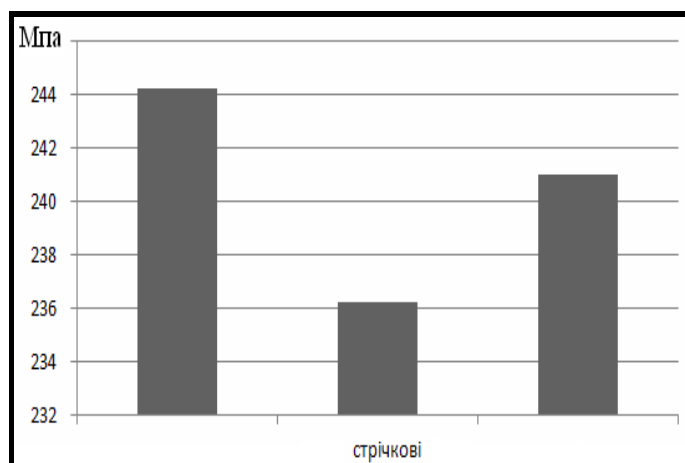
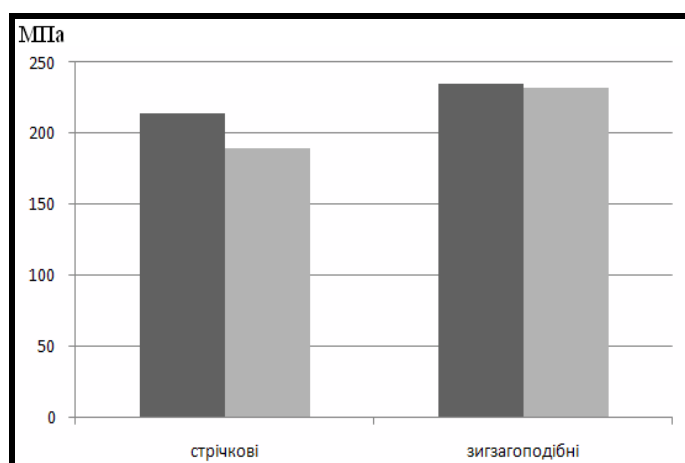


Рисунок 4.3 – Місця контролю мікротвердості в сталі У9

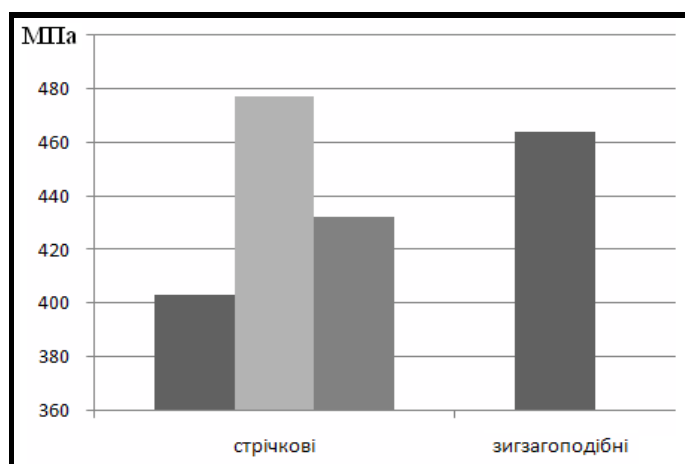
Результати проведених досліджень узагальнено та представлено в таблиці 4.1.



а



б



в

Рисунок 4.4 – Кількісний аналіз мікротвердості перлітних колоній різної морфології : *а* – сталь 09Г2С; *б* – сталь СтЗ; *в* – сталь У9

Таблиця 4.1 – Результати вимірювання мікротвердості цементитного каркасу

Тип колонії	№ п/п	Кількість вимірювань	Середнє, МПа	Медіана, МПа	Мінімум, МПа	Максимум, МПа	Розмах, МПа	Дисперсія	Стандартне відхилення	Коефіцієнт асиметрії
<i>Зигзагоподібний</i>	1	50	225	225	220	230	10	12,05	3,47	0,431
<i>Віальний</i>	2	50	230	230	225	235	10	15,86	3,57	0,096
<i>Стрічковий</i>	3	50	240	240	230	250	20	22,26	4,95	0,055

4.2. Дослідження впливу елементів структури на кінетику розповсюдження пластичної деформації в металопрокаті з низьковуглецевих низьколегованих сталей

Для вивчення впливу нанорозмірних елементів структури на механізм руйнування будівельних сталей основним матеріалом для дослідження була обрана сталь 06Х1. Для проведення досліджень було виготовлено зразки, які мали циліндричну форму і одну відшліфовану поверхню, придатну для металографічних досліджень. Зразки були піддані розтягу, без досягнення стану руйнування. Розтяг зразків припинявся при різних навантаженнях, значення яких приведені у таблиці 4.2, та на рисунку 4.5.

Таблиця 4.2 – Зусилля навантаження зразків при випробуванні на розтяг

№ зразка	1	2	3	4	5
Зусилля навантаження	3000	3100	3800	3900	4000
Р, Н					

Результати дослідження взаємозв'язку між зовнішнім навантаженням та локальною деформацією наведені на рисунках 4.6-4.8.

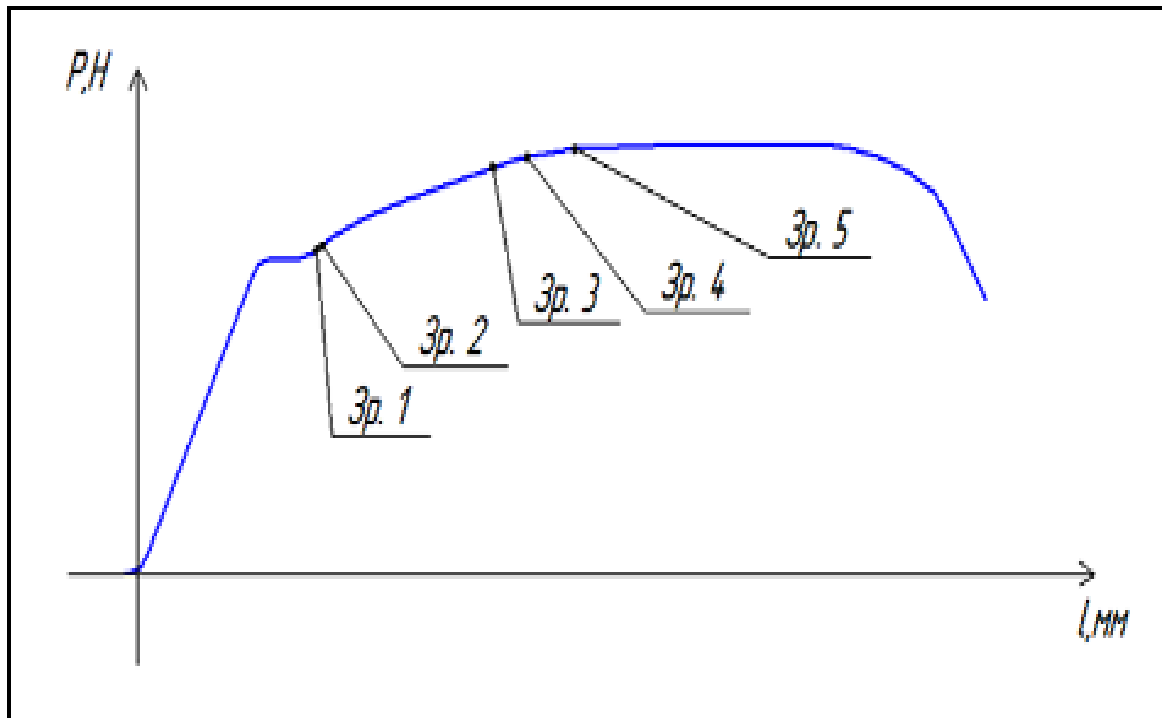


Рисунок 4.5 – Діаграма експериментального розтягу зразків

Поступовим збільшення зовнішнього навантаження на кристалічний сталевий зразок можна досягти такого її значення, при якому з'являються пластичні деформації в зернах фериту, в яких площині дії максимальних зсувних напружень збігаються з кристалографічними площинами найбільш щільного розташування атомів.

При цьому відбувається ковзання «блоків» або «пачок» кристалічної решітки, сліди якого добре видно на протравленій поверхні металевих зразків.

Площина, в якій починається ковзання, називається площиною ковзання. Існує багато паралельних площин ковзання, проте не у всіх цих площинах реалізується ковзання при даному рівні напруг. Площині, в яких раніше всього починається ковзання, називаються активними площинами ковзання.

Ці площини відрізняються не тільки орієнтуванням по відношенню до напрямку діючих напружень, а й також і щільністю розміщення і характером дефектів. Розміри елементарних областей, що утворилися в початковій стадії

пластичної деформації, зазнають істотних змін також і при великих деформаціях.

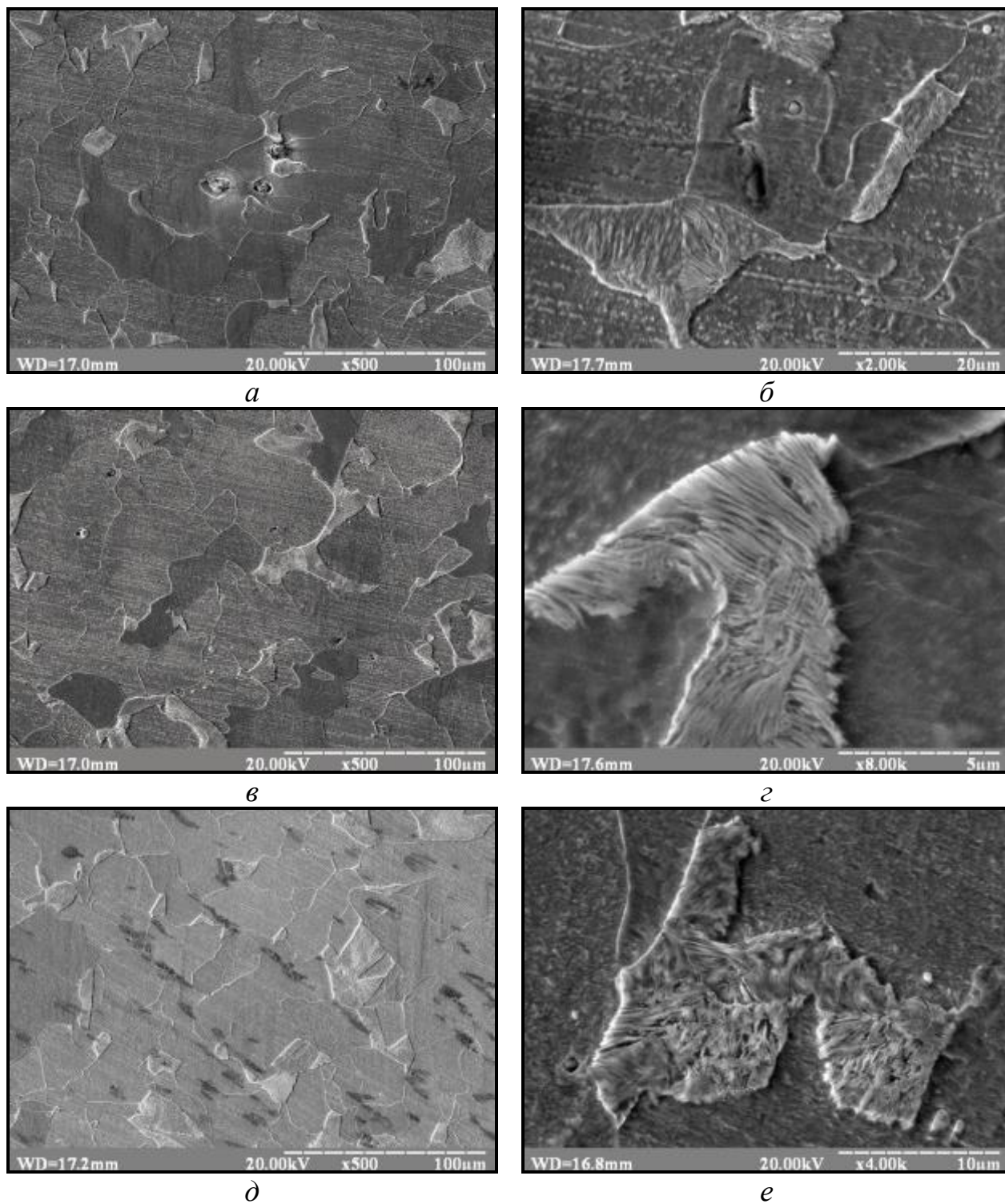


Рисунок 4.6 – Структура зразків стали після розтягнення з навантаженням:

a, *в*, *д* – 3000Н; *б*, *г*, *е* – 3100Н; *a*, *б* – $L/8$ – захват; *в*, *г* – $L/4$ – центр;

д, *е* – $L/2$ – периферія

Дослідження початкової стадії розвитку пластичної деформації у випадку нерівномірного розподілу напружень показує, що деформації розподіляються в обсязі металу вельми нерівномірно.

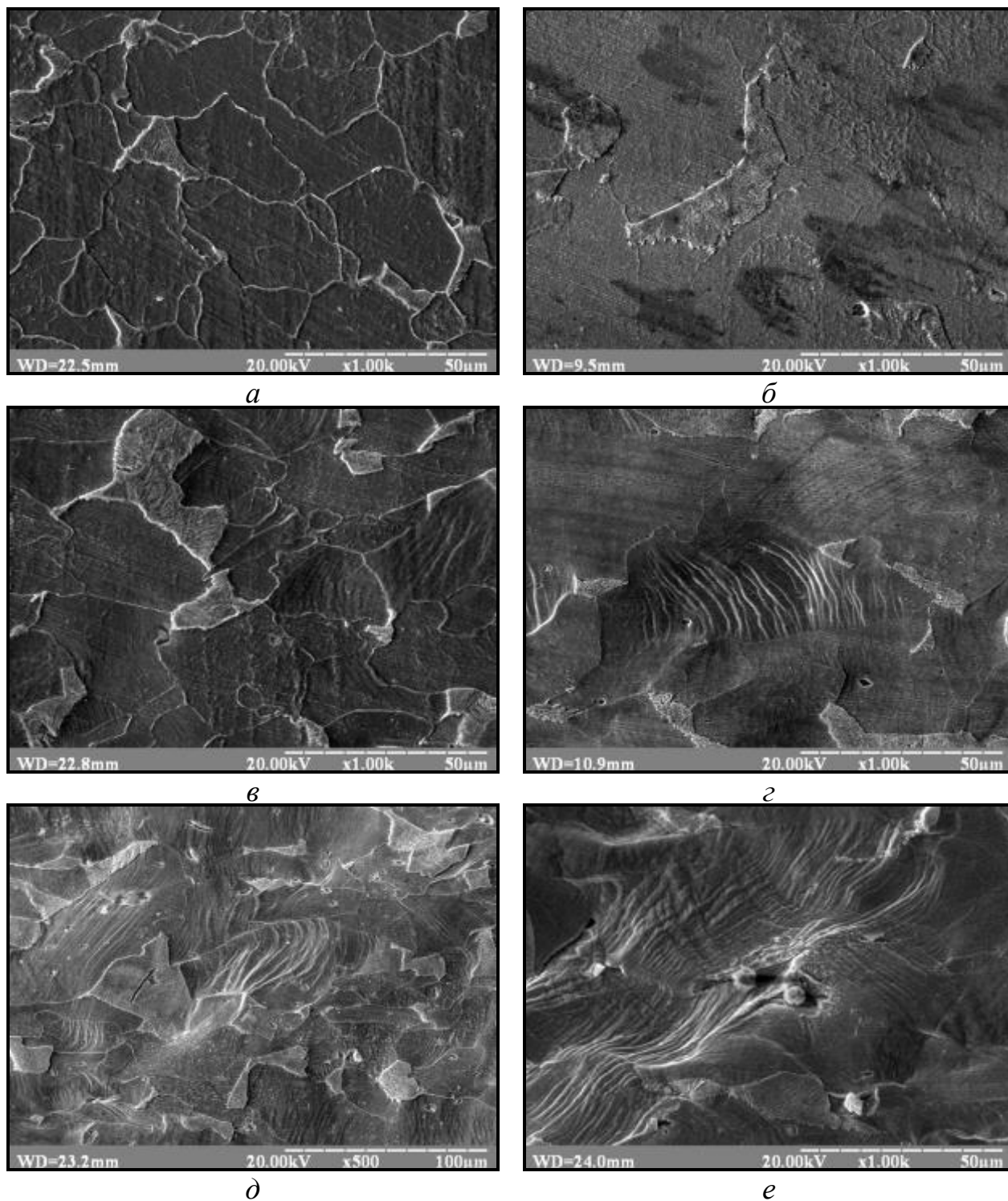


Рисунок 4.7 – Структура зразків сталі після розтягнення з навантаженням:

a, в, д – 3800Н; *б, г, е* – 3900Н; *a, б* – $L/8$ – захват;

в, г – $L/4$ – центр; *д, е* – $L/2$ – периферія

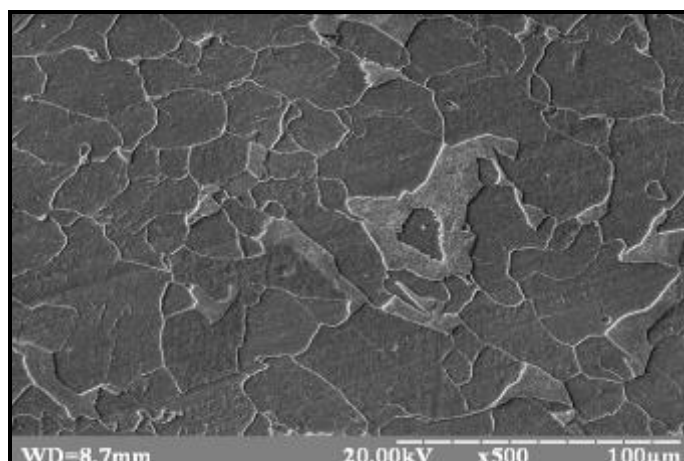
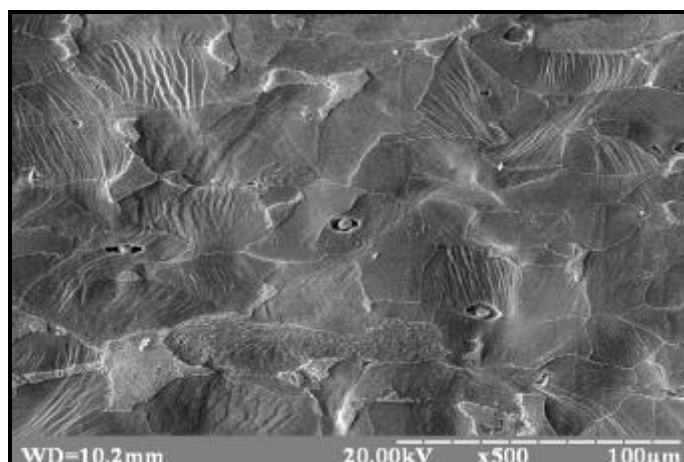
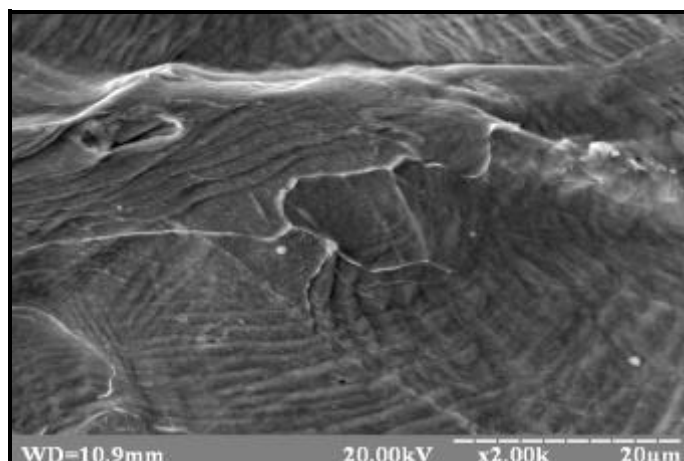
*a**б**в*

Рисунок 4.8 – Структура зразків сталі після розтягнення з навантаженням: 4000Н: *a* – $L/8$ – захват, *б* – $L/4$ – центр, *в* – $L/2$ – периферія

У поверхневих шарах металу при наявності значного градієнта напруги спостерігається той факт, що при одному і тому ж значенні деформації в деяких

областях пластична деформація розвинулася, тоді як в суміжних областях матеріал ще перебуває в стані пружної деформації. Різниця в місцевих значеннях відносного видовження або відносного зсуву досягає значень в 10...30 одиниць .

Надалі при розвитку деформації зразка спостерігається відома ступінь упорядкування зон пластичної деформації, пов'язана з взаємодією розповсюдженням зон деформації і розподілом енергії в обсязі зразку.

Для виявлення впливу навантаження на розмір зерна було пораховано видовження зерна. Розрахунки проводились по формулі:

$$\varepsilon = (\Delta l/l) \times 100\%. \quad (4.1)$$

Зразки навантажували поздовжньої розтягувальною силою і розраховували величину пластичної деформації в середині зерна по довжині зразка. Деформація розподіляється в середині зерна нерівномірно, має місце невелика різниця в точках контакту зерен.

Результати розрахунків представлені у таблиці 4.3. Графічна інтерпретація отриманих результатів для кожного зразка приведена на рисунку 4.9.

Таблиця 4.3 – Ступень деформації феритних зерен

№зразка п/п	1	2	3	4	5
Зусилля навантаження Р, Н	3000	3100	3800	3900	4000
Деформація зерна ε , %	33	40	66	71	83

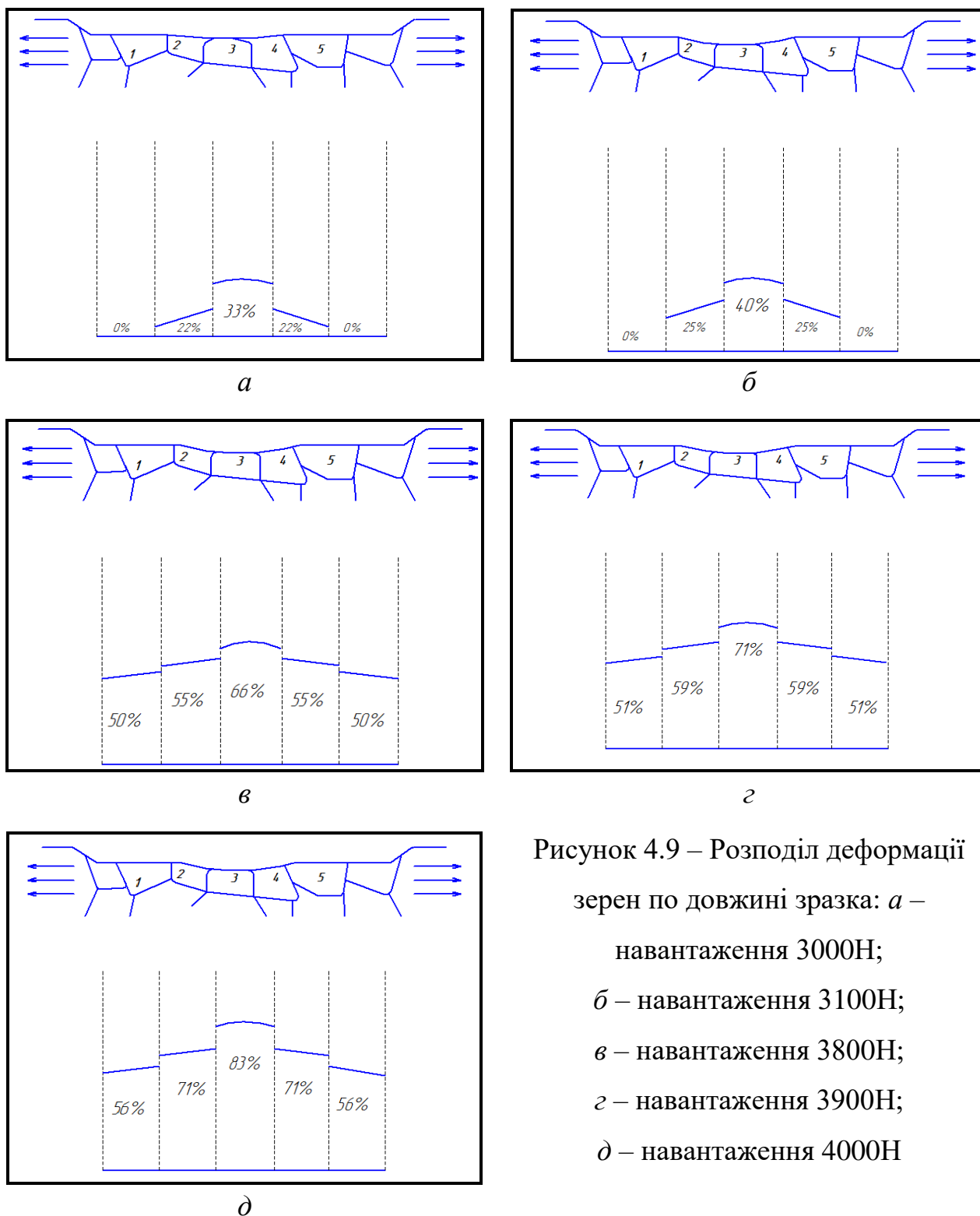


Рисунок 4.9 – Розподіл деформації зерен по довжині зразка: *a* – навантаження 3000Н; *б* – навантаження 3100Н; *в* – навантаження 3800Н; *г* – навантаження 3900Н; *д* – навантаження 4000Н

На підставі проведених випробувань можна зробити важливий висновок про те, що границі зерен утворюють сітку, яка вирівнює розподіл деформацій між зернами полікристалічної структури. Відмінності в деформації окремих

зерен, що характеризуються різними напрямками і площинами ковзання, не роблять помітного впливу на макродеформацію всього об'єму.

Звичайно, ці висновки справедливі тільки при достатньо великих пластичних деформаціях тіл – порядку декількох відсотків, при яких може проявитися, вирівнювальний вплив границь зерен. Ця умова виконується в тому випадку, коли граничний стан нестійкості пластичної деформації досягається при постійному збільшенні навантаження. З іншого боку, при динамічних навантаженнях, коли відбувається розвиток дефекту в найбільш навантаженому зерні, а більш віддалені зерна знаходяться в пружному стані, умови пластичної деформації виявляються зовсім іншими, і наявність границь зерен надає протилежний вплив.

4.3. Фізичне моделювання впливу структурного стану матеріалу на розповсюдження пластичної деформації

Для моделювання процесу розподілу пластичної деформації по структурним складовим використано модель, яка запропонована у [107].

Розглянемо спільну діаграму трьох суміжних зон, з яких середня відчуває пластичну деформацію, а обидві крайні знаходяться в пружному стані. Поведінку зазначених зон можливо дослідити за аналогією із системою трьох стрижнів, які з'єднано та навантажено спільним зовнішнім навантаженням P (рисунок 4.10). Природно, зусилля в стержнях будуть неоднакові.

З точки зору структурного стану, аналізовані три зони, виділені в обсязі полікристалічного матеріалу, будуть працювати при одному і тому ж навантаженні, але матимуть різний опір пластичній деформації. Таким чином, при розгляді внутрішніх напружень, що діють в малих обсягах (порядку розміру одного зерна або колонії), описана модель з певною ймовірністю буде описувати співвідношення сил, що має місце в реальному матеріалі.

Виходячи з умов апроксимації, можливо припустити, що середній стрижень системи буде відчувати найбільше навантаження і, як наслідок, в

ньому в першу чергу буде виникати пластична деформація. Разом с цим, в інші стержні будуть знаходитися ще в області пружної деформації.

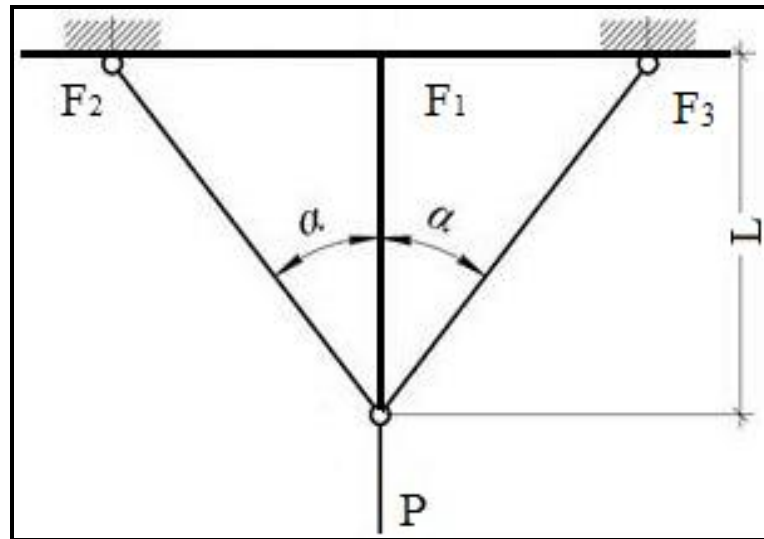


Рисунок 4.10 – . Стрижнева модель, яку запропоновано в роботі [107]

Для розрахунку було використано наступне рівняння:

$$\sigma_{cp} / \sigma_T = P / (F_1 + F_2 + F_3) \quad (4.2)$$

де F_1 , F_2 , F_3 – величина деформації елементів структури (визначалась за формулою 4.1).

Разорієнтація смуг деформації (кути нахилу α на рисунку 4.10) в залежності від зусилля навантаження, довжини зразка та типу границі представлена на рисунках 4.11...4.13. Результати проведеного комплексу досліджень узагальнено та наведено в таблиці 4.4.

Аналіз наведених даних показує, що при навантаженні 3000Н в 1/8 зразка разорієнтація деформаційних смуг відсутня, оскільки при такому навантаженні відбувається локальна деформація, яка зосереджується в невеликій кількості окремих зерен. При навантаженні 4000Н кут разорієнтації стає максимальним и дорівнює майже 180°. Це свідчить про максимальну швидкість розповсюдження пластичної деформації по структурним складовим.

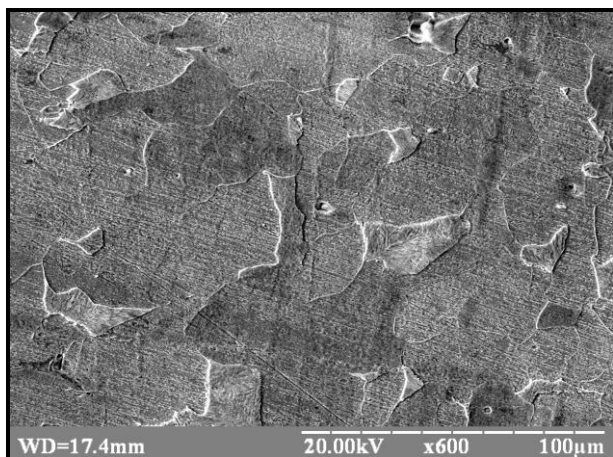
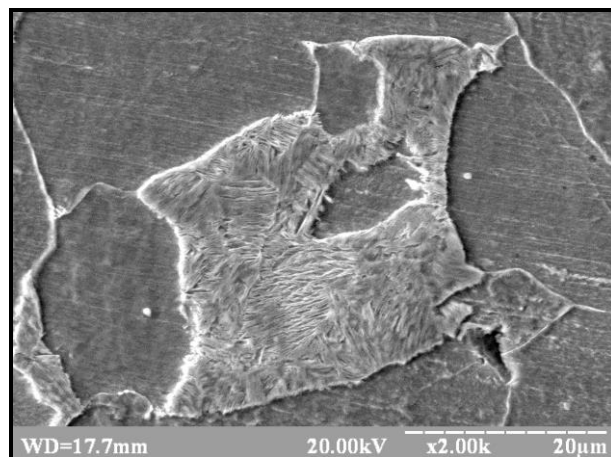
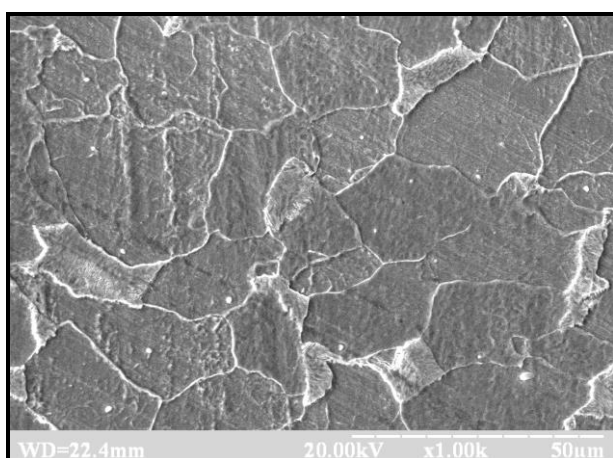
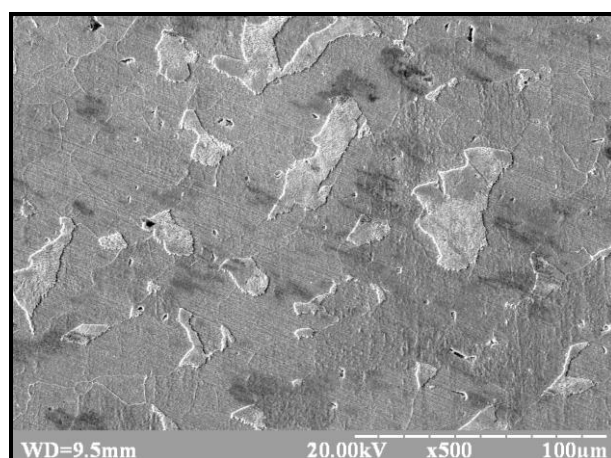
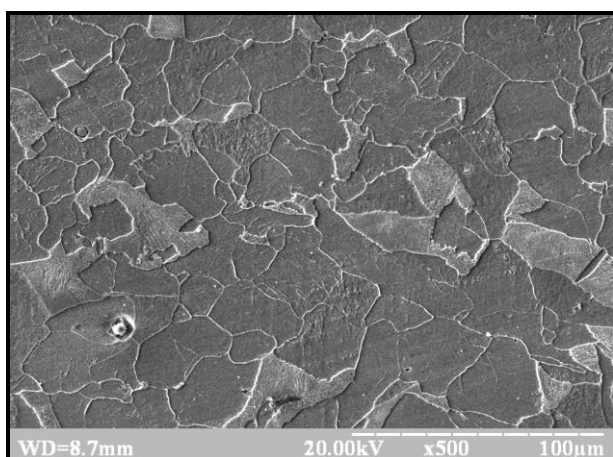
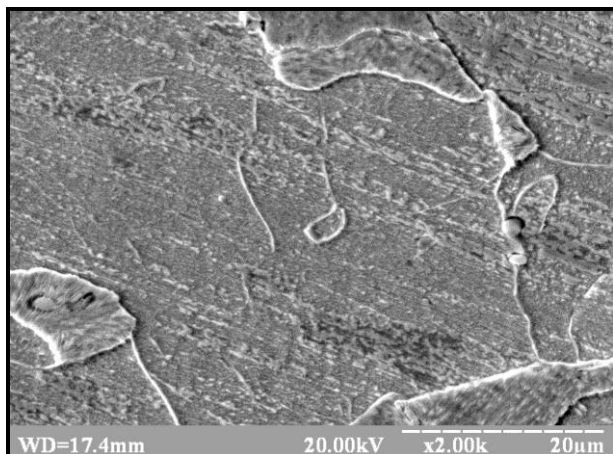
*a**б**в**г**д*

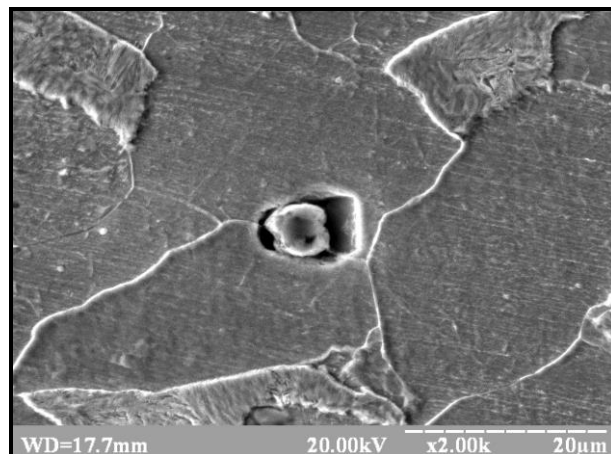
Рисунок 4.11 – Разорієнтація деформаційних смуг на 1/8 довжини зразку: *a* – навантаження 3000 Н; *б* – навантаження 3100 Н; *в* – навантаження 3800 Н; *г* – навантаження 3900 Н; *д* – навантаження 4000 Н

Результати розрахунків згідно обраної моделі (рівняння 4.2) узагальнено та наведено на рисунку 4.14. Аналіз отриманих даних показує, що протидія

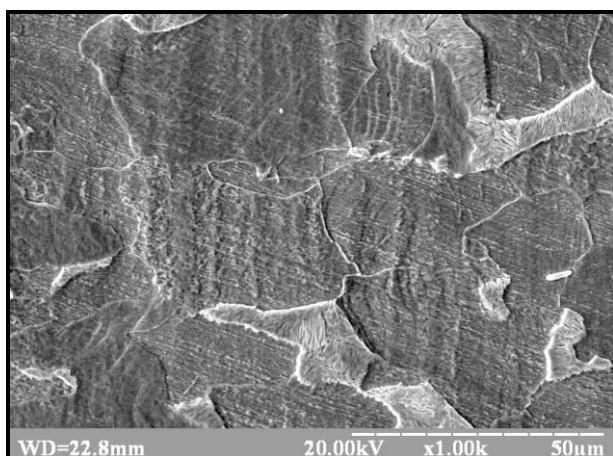
пластичній деформації відбувається в суміжних зонах. При цьому, границі зерен можуть як бути бар'єром так і не чинити опір розповсюдженню пластичної деформації.



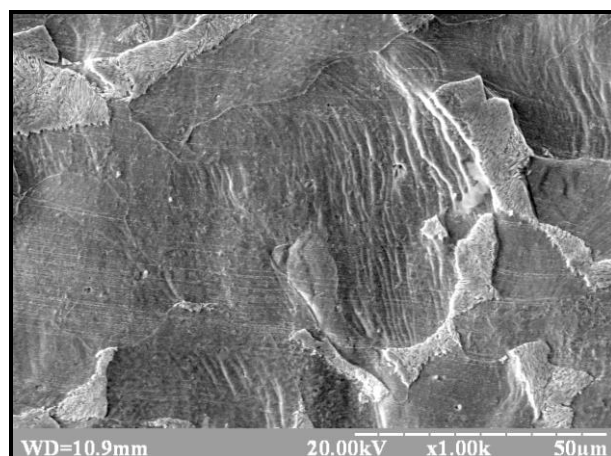
a



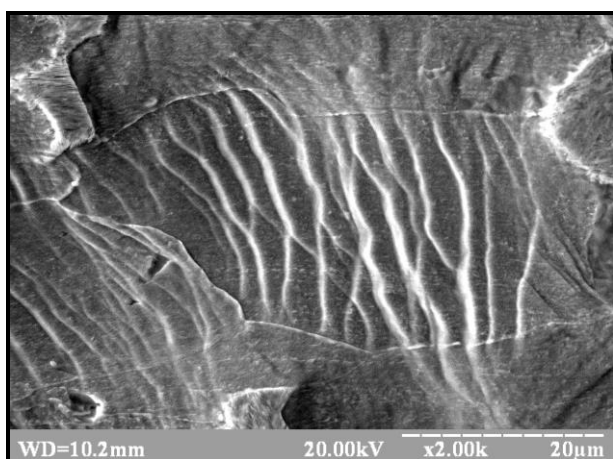
б



в



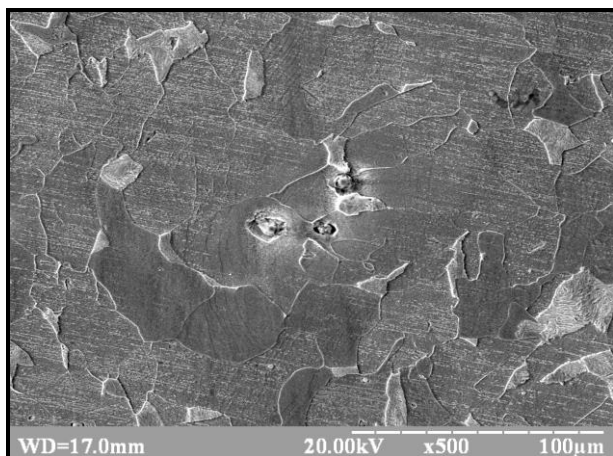
г



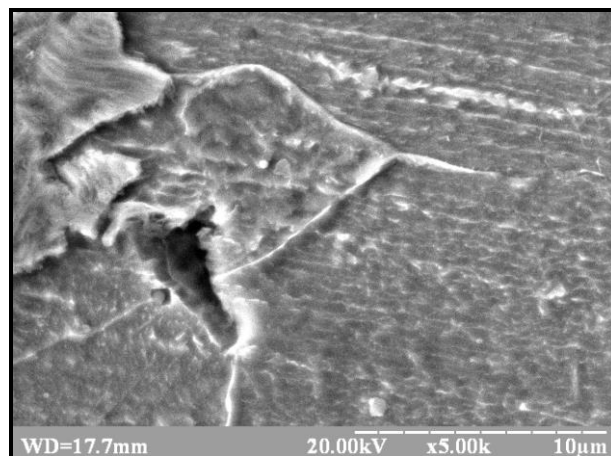
д

Рисунок 4.12 – Разорієнтація деформаційних смуг на 1/4 довжини зразку: *a* – навантаження 3000 Н;
б – навантаження 3100 Н;
в – навантаження 3800 Н;
г – навантаження 3900 Н;
д – навантаження 4000 Н

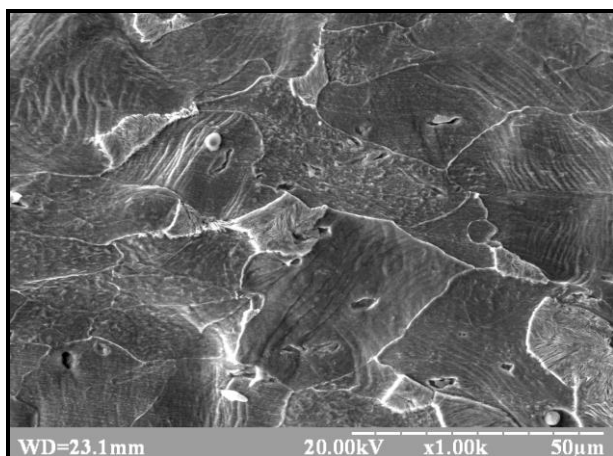
Зі збільшенням зовнішнього навантаження розподіл напружень стає більш рівномірним.



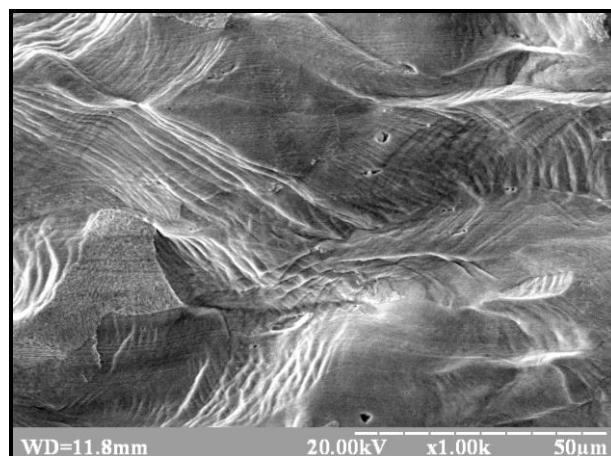
a



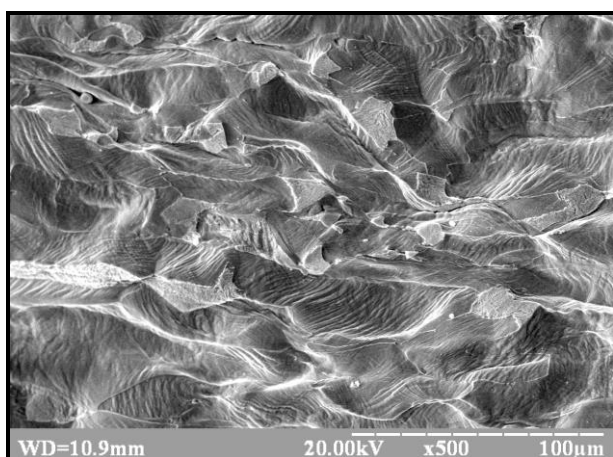
б



в



г



д

Рисунок 4.13 – Разорієнтація деформаційних смуг на 1/2 довжини зразку: *a* – навантаження 3000 Н; *б* – навантаження 3100 Н; *в* – навантаження 3800 Н; *г* – навантаження 3900 Н; *д* – навантаження 4000 Н

Таблиця 4.4 – Кут разорієнтації деформаційних смуг

Довжина зразка	Навантаж.	3000	3100	3800	3900	4000
	Р,Н Тип границі					
1/8	Звичайні	0	0	18	10	180
	Спеціальні	0	0	0	0	180
1/4	Звичайні	0	0	30	180	180
	Спеціальні	0	0	0	180	-
1/2	Звичайні	0	0	10	180	-
	Спеціальні	0	0	180	180	-

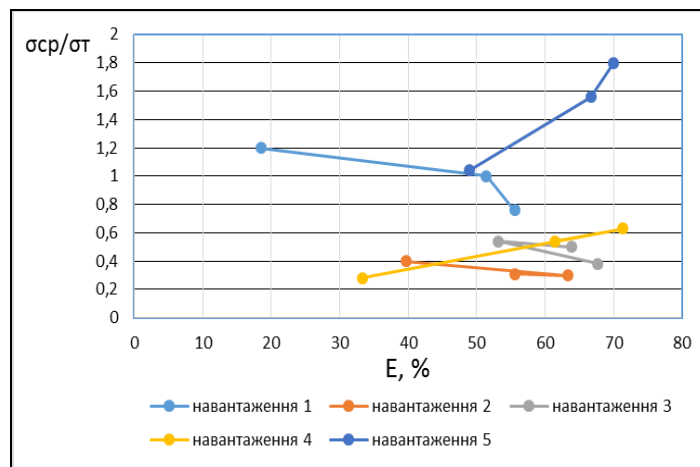


Рисунок 4.14 – Кількісна оцінка розподілу пластичної деформації по структурним складовим (виконано згідно рівняння 4.2)

Таким чином, ширина зони границь зерен дуже мала з точки зору розподілу деформацій. З іншого боку, границі зерен можуть довільним чином скривлюватися відповідно до розвитку ковзання всередині зерна. Ця властивість пов'язана з неоднорідністю структури металу на границях зерен. Як вказувалося вище, ці границі складаються з зон довільно розташованих атомів, що чергуються з зонами більше впорядкованої структури. Ширина границі

зерен достатня для можливості ковзання блоків кристалічної решітки зерен на відстань близько багатьох міжатомних відстаней. Як наслідок, руйнування шляхом відриву виникає після досягнення граничного стану взаємодії зсувів на границях зерен.

В пластично деформованому зерні під впливом зовнішнього навантаження дислокації накопичуються біля границь зерен (рисунок 4.15).

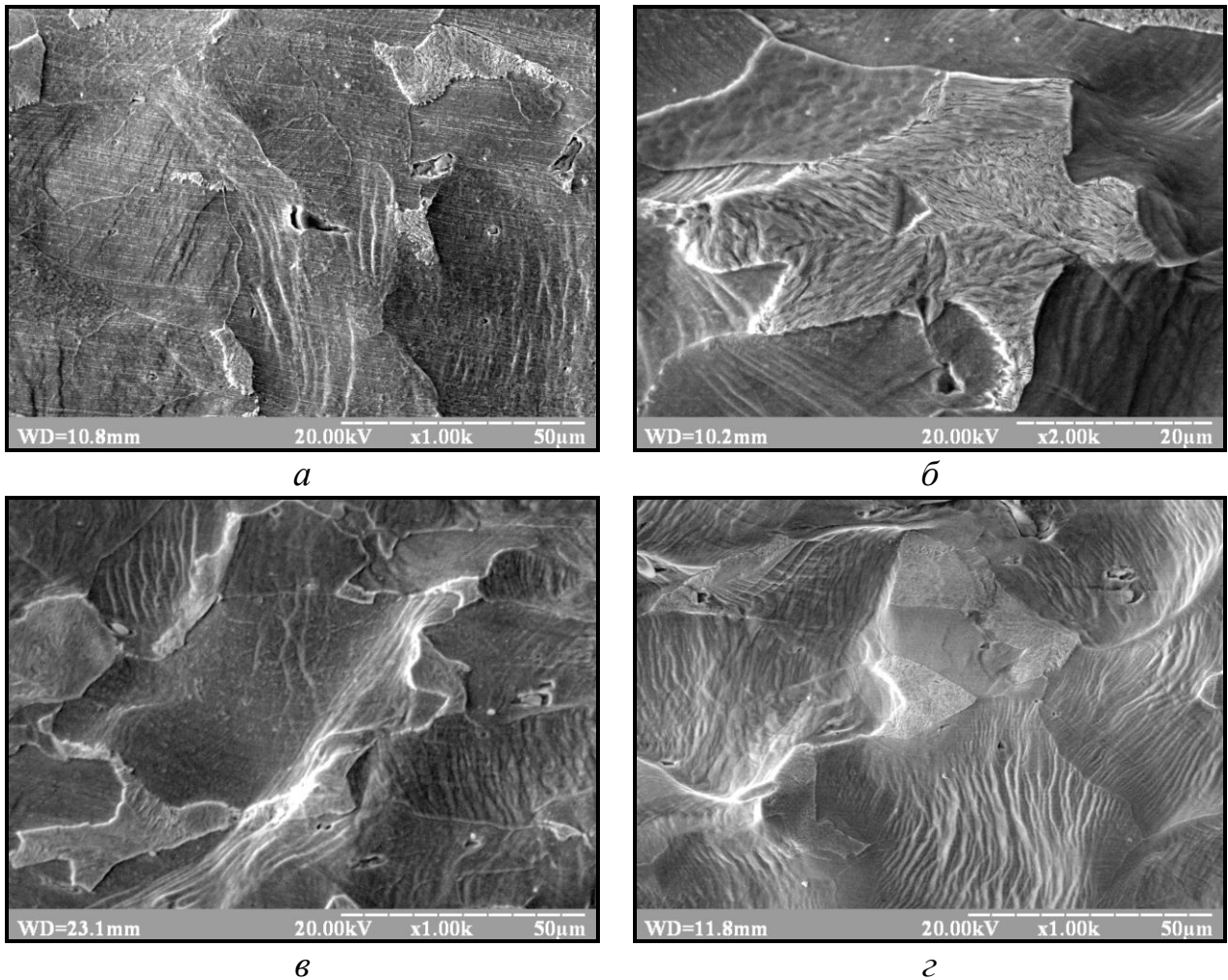
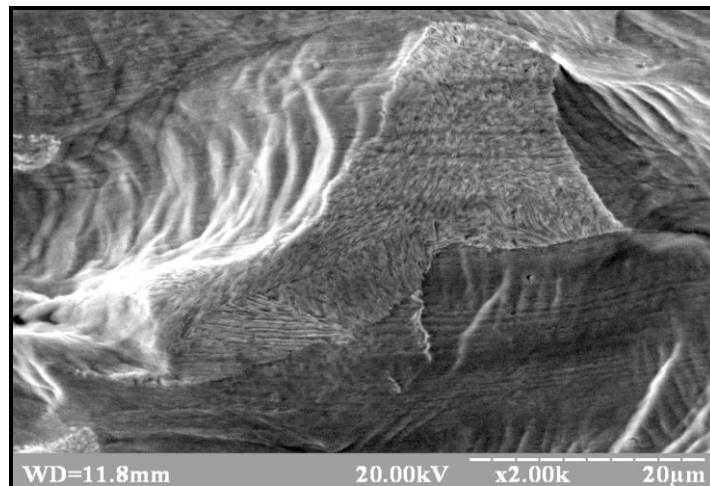
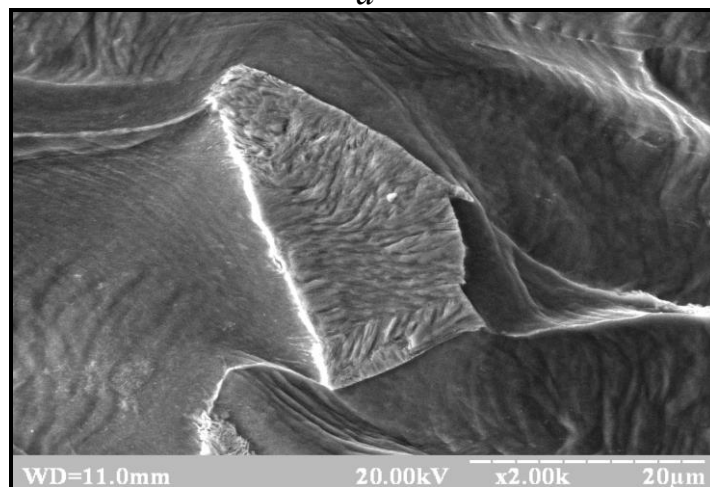


Рисунок 4.15 – Вплив міжфазних і внутрішньофазних границь на розповсюдження пластичної деформації: *a* – блокування деформації внутрішньозереними границями (навантаження 3900Н); *б* – нерівномірне виникнення деформації (навантаження 4000Н); *в* – перехід пластичної деформації через внутрішньофазні границі (навантаження 3800Н); *г* – руйнування міжфазної границі ферит-перліт (навантаження 3900Н)

При цьому, в сусідньому зерні пластична деформація відсутня (рисунок 4.15 *а, б*), так як не достатньо високий рівень напруги від зовнішнього навантаження щоб відбувся перехід через границю розділу. Зі збільшенням рівня зовнішнього навантаження напруга, яка обумовлена накопиченням дислокацій в першому зерні, зростає до значень, необхідних для активації джерел дислокації в сусідньому зерні (рисунок 4.15 *в, г*). Описана схема пояснює механізм розповсюдження пластичної деформації через границі зерен. При цьому слід зазначити, що на перехід пластичної деформації від одного зерна в інше залежить як від рівня навантаження так і від типу границі. Наприклад, ситуація, яку наведено на рисунку 4.16, демонструє блокування пластичної деформації міжфазною границею ферит-перліт.



а



б

Рисунок 4.16 – Блокування пластичної деформації міжфазними границями:

а – навантаження 3900Н; *б* – навантаження 4000Н

У структурах, в якій присутня карбонитридна фаза по границям, границі зерен мають більш високий опір деформації і справляють істотний вплив на загальні пластичні деформації деталей. Це пояснює підвищення границі плинності сталі в порівнянні з напругою ковзання фериту і те, що нахил діаграми деформування сталі в зоні пластичної деформації більше нахилу відповідної діаграми, отриманої при випробуваннях макрокрісталічних зразків. Форма діаграми деформування в області пластичної деформації змінюється відповідно до різниці між опором деформації границь зерен і металу всередині зерен.

4.4. Дослідження впливу елементів структури на кінетику зародження та розповсюдження руйнування в металопрокаті з низьковуглецевих низьколегованих сталей

Результати дослідження місць зародження руйнування наведені на рисунках 4.17-4.18.

Слід зауважити, що зміцнення в результаті пластичної деформації перешкоджає розвитку зламу в напрямку, перпендикулярним активним площинам ковзання, але сприяє зростанню мікротріщин в напрямку площин ковзання у країв цих площин, розташованих біля границь зерен або крихких структурних складових.

Не виключена також можливість розвитку руйнування в пластичних матеріалах, починаючи від осередків іншого характеру, наприклад, довільним чином орієнтованих поверхневих мікротріщин.

Незважаючи на те, що місцева концентрація напружень в перліті при деформації «зерна» в цілому буває вище, ніж у зерні фериті після значної деформації, статична міцність зерен перліту вище статичної міцності зерен фериту. Це підтверджується тим, що перлітна структура протистоїть розвитку в'язкого руйнування. Проте відносна значна крихкість колоній перліту, що виявляється при динамічних навантаженнях, ясно вказує на наявність

концентрації напружень біля границь зерен, на поверхні контакту пластинок цементиту і фериту.

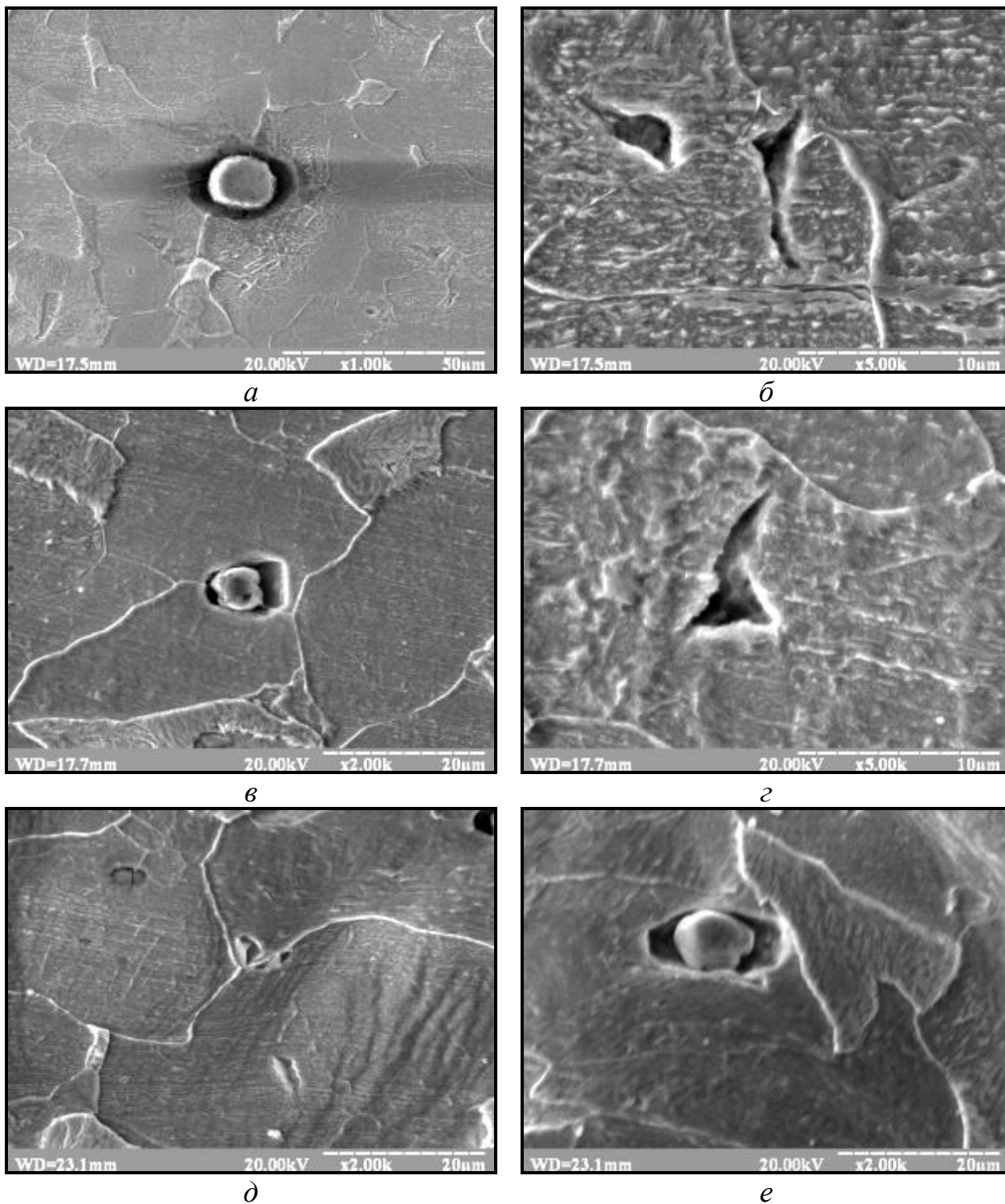


Рисунок 4.17 – Структура зразків сталі після розтягнення з навантаженням:

a, б – 3000 Н; *в, г* – 3100 Н; *д, е* – 3800 Н;

a, в, д – $L/4$ – центр, *б, г, е* – $L/2$ – периферія.

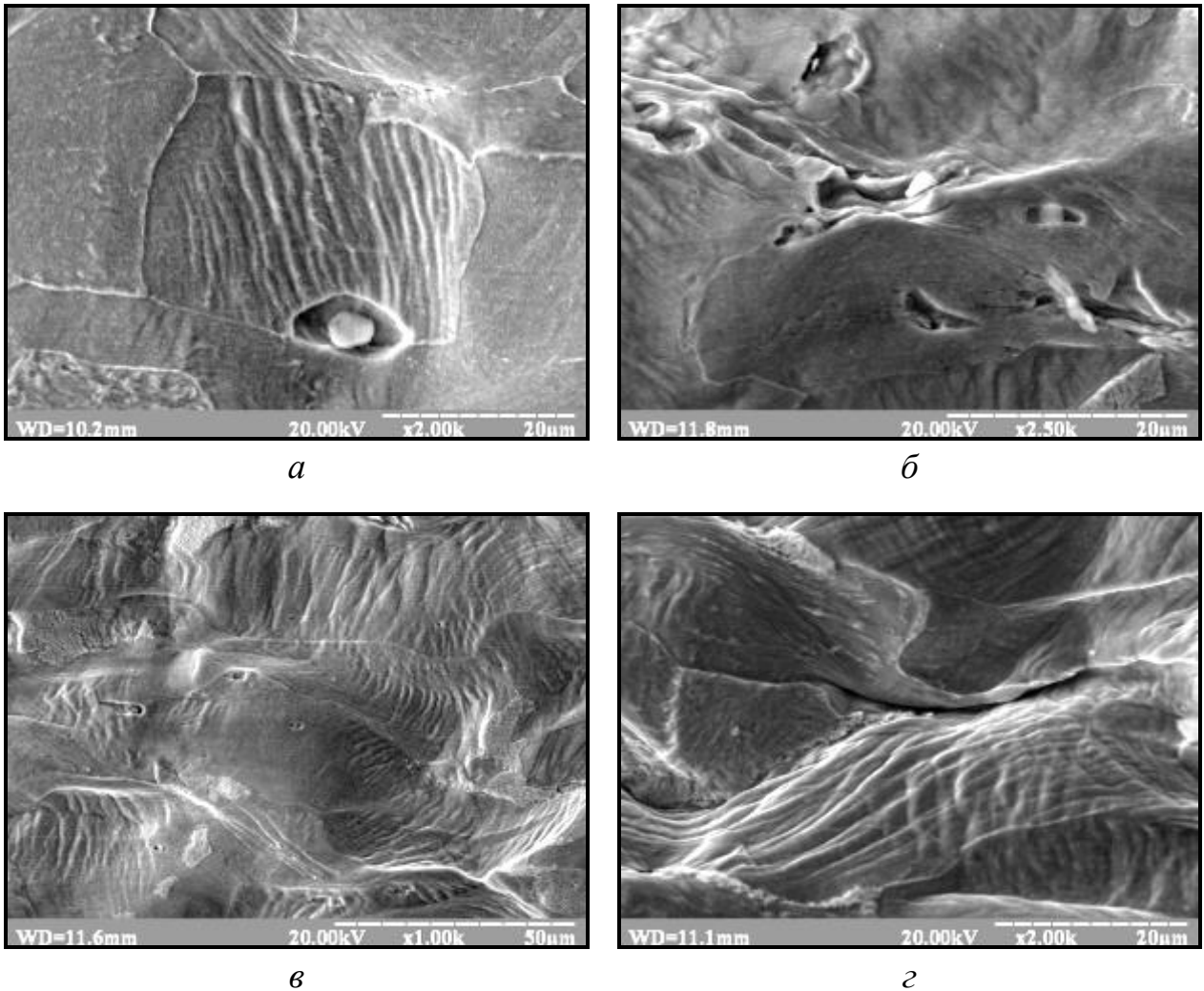


Рисунок 4.18 – Структура зразків стали після розтягнення з навантаженням:

a, б – 3900 Н; *в, г* – 4000 Н; *a, в* – $L/4$ – центр, *б, г* – $L/2$ – периферія

Наведений вище аналіз дозволяє зробити висновок, про те що зародження мікротріщин не є єдиним критерієм граничного стану сталі.

Настільки ж важливим фактором є наявність умов, що роблять можливим об'єднання тріщин після досягнення певної щільності їх аж до руйнування матеріалу.

На цей процес впливає не тільки величина і напрямок напружень в області критичного перетину, але також і структура матеріалу, зв'язок і зчеплення структурні складові і їх міцність. На противагу умовам існуючим в монокристалічних зразках, границі зерен і концентрації напружень на

поверхнях контакту різних структурних складових протидіють пластичної деформації шляхом ковзання.

Залежно від характеру кордонів і властивостей зерен опір пластичної деформації може зростати в десятки разів.

Узагальнену схему, місць можливого зародження руйнування наведено на рисунку 4.19.

4.5. Дослідження розповсюдження пластичної деформації в низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталях

Для підтвердження фізичних моделей розповсюдження пластичної деформації для сталей з карбонітридним зміцненням було проведено наступний експеримент. Зі сталей 10Г2ФБ, 09Г2С, 10ХСНД та Ст3 виготовляли зразки для статистичних випробувань на розтяг. Одну поверхню зразка готували, відповідно до рекомендацій препарування зразків для металографічних досліджень. На цій поверхні, за допомогою мікротвердоміра ПМТ-3, виконували вимірювання мікротвердості структурних складових (отримання сліду індентору на поверхні). У якості індентора використовувалась правильна чотирьохгранна алмазна піраміда з кутом при вершині 136° , навантаження – 3 Н.

На останньому етапі, зразки були піддані розтягу: один до руйнування, а інші три без досягнення стану руйнування. Розтяг зразків припинявся при навантаженнях, значення яких приведені у таблиці 4.5.

Діаграми розтягу зразків з обраних сталей наведено на рисунку 4.20.

Структура сталі після прикладеного навантаження у напрямі перпендикулярному площі поперечного перерізу зразка приведена на рисунках 4.21...4.24.

Після деформації в структурах спостерігається результат від дії пластичної деформації, яка виражається у появі смуг та ліній ковзання на поверхні шліфів.

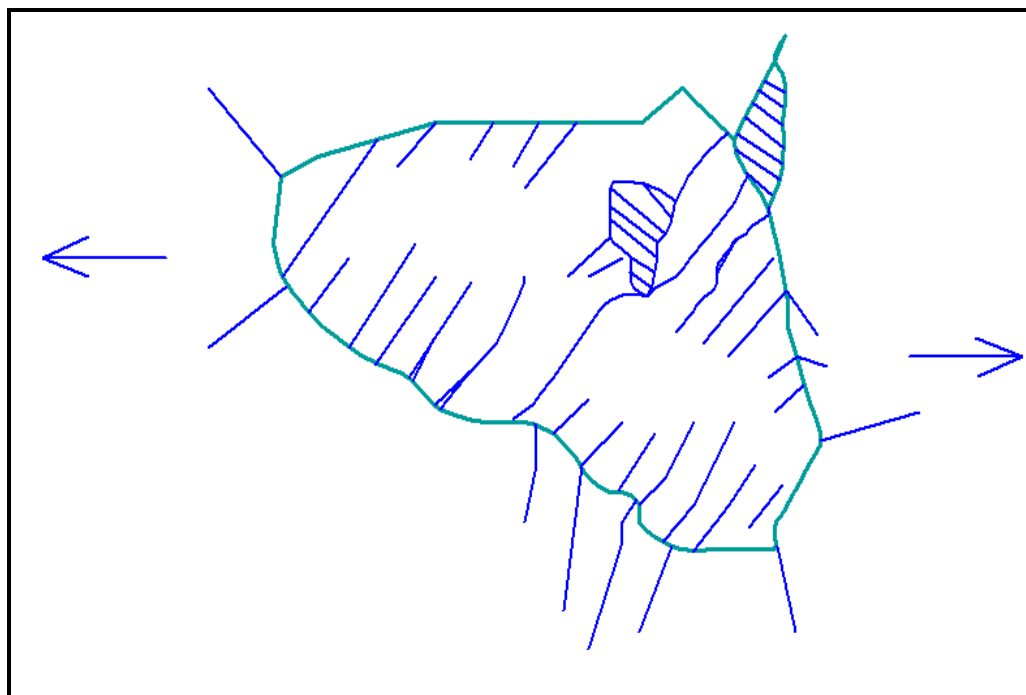


Рисунок 4.19 – Схема зародження тріщин в феритній складовій структурі сталі

Таблиця 4.5 – Експериментально розраховані зусилля навантаження

Марка сталі	Зусилля навантаження Р, Н		
	<i>Початок площадки плинності</i>	<i>Кінець площадки плинності</i>	<i>Середина області концентрації залишкових напружень</i>
10Г2ФБ	7200	8000	8800
09Г2С	3400	3800	5800
10ХСНД	3300	4000	5100
Ст3	4300	4400	5400

Аналогічно даним, які були отримані при дослідженні розповсюдження пластичної деформації для модельної сталі 06Х1, для сталей 10Г2ФБ, 09Г2С,

10ХСНД та Ст3 спостерігається нерівномірний розподіл деформації по структурним складовим.

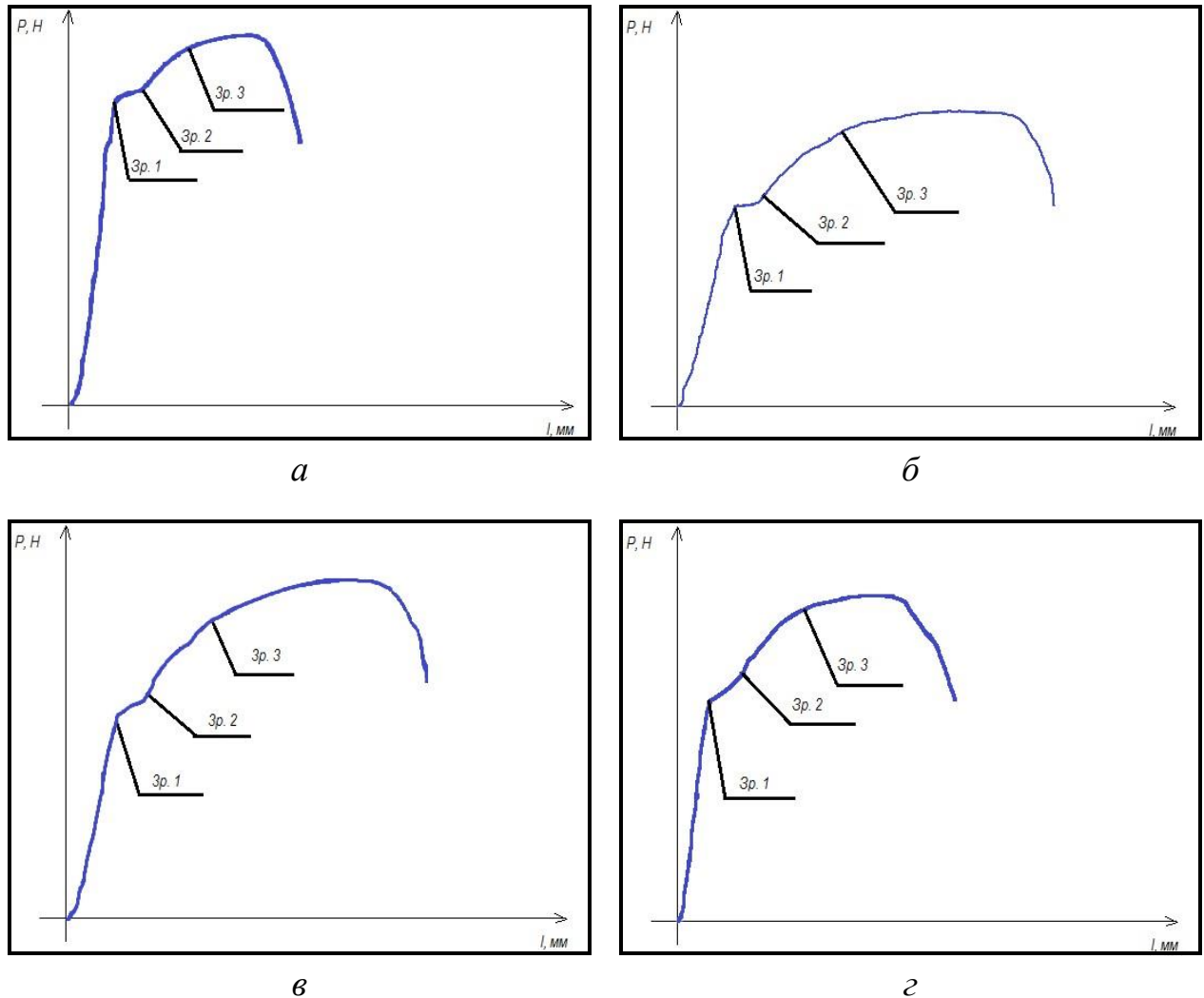


Рисунок 4.20 – Діаграми розтягу зразків: *а* – сталь 10Г2ФБ; *б* – сталь 09Г2С;
в – сталь 10ХСНД; *г* – сталь Ст3

В ході виконання досліджень було виявлено випадки, коли пластична деформація розподіляється всередині зерен нерівномірно.

При цьому, на внутрішньофазних границях присутня невелика різниця у величині деформації в точках контакту зерен. Розглянуті випадки представлено на рисунку 4.22 *б* та рисунку 4.24 *б*.

Структура досліджуваних сталей після уколів твердоміра представлена на рисунках рисунках 4.25...4.28.

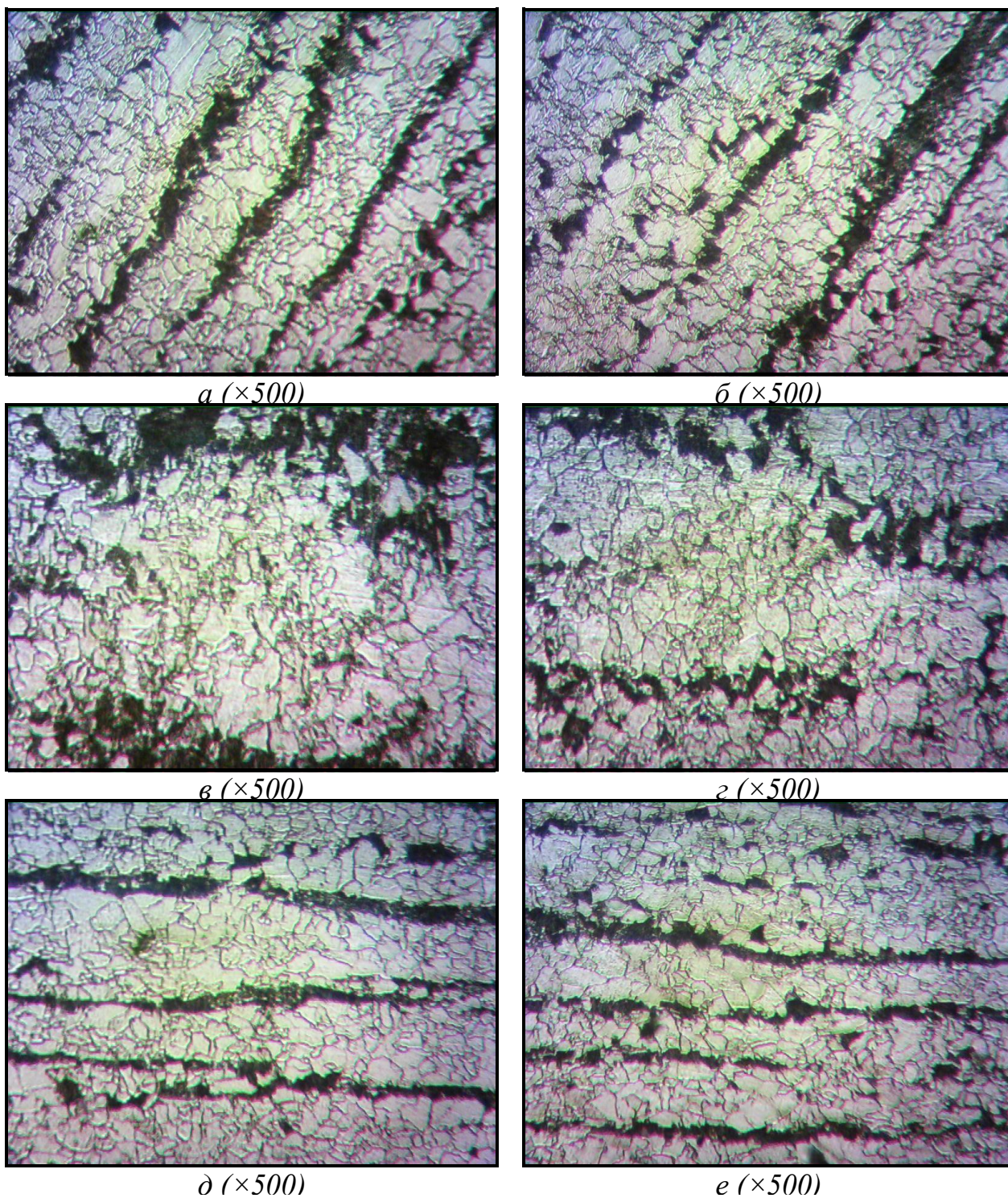


Рисунок 4.21 – Мікроструктура сталі 10Г2ФБ після прикладеного зовнішнього навантаження: *a*, *б* – 7200Н; *в*, *г* – 8000Н; *д*, *е* – 8800Н; *a*, *в*, *д* – 1/4 довжини зразка; *б*, *г*, *е* – 1/2 довжини зразка

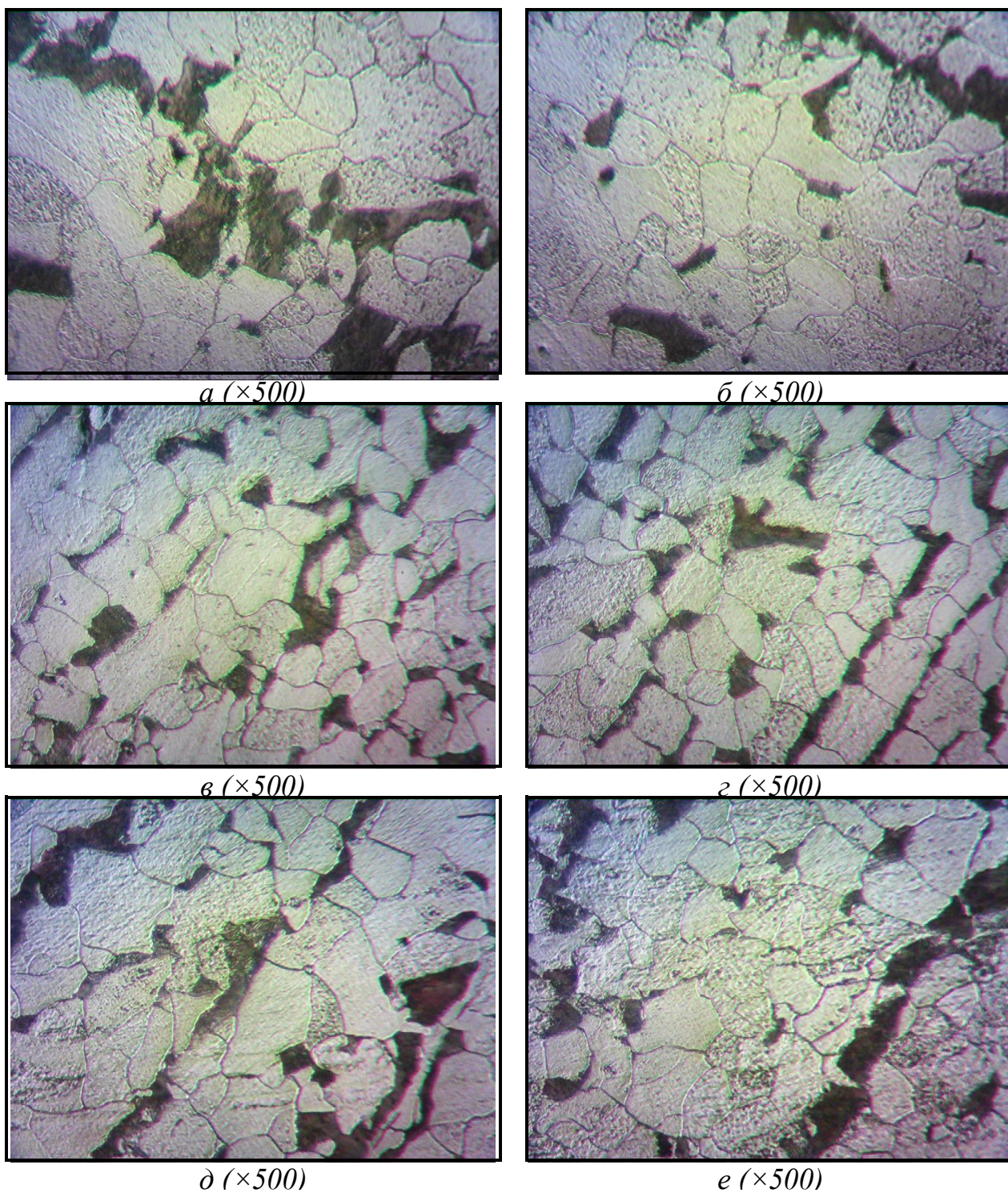


Рисунок 4.22 – Мікроструктура сталі 09Г2С після прикладеного зовнішнього навантаження: *a, б* – 3400Н; *в, г* – 3800Н; *д, е* – 5800Н; *a, в, д* – 1/4 довжини зразка; *б, г, е* – 1/2 довжини зразка

Контроль здійснювали по складовим структури:

- ферит – рисунки 4.25 *a, б* ...4.28 *a, б*;

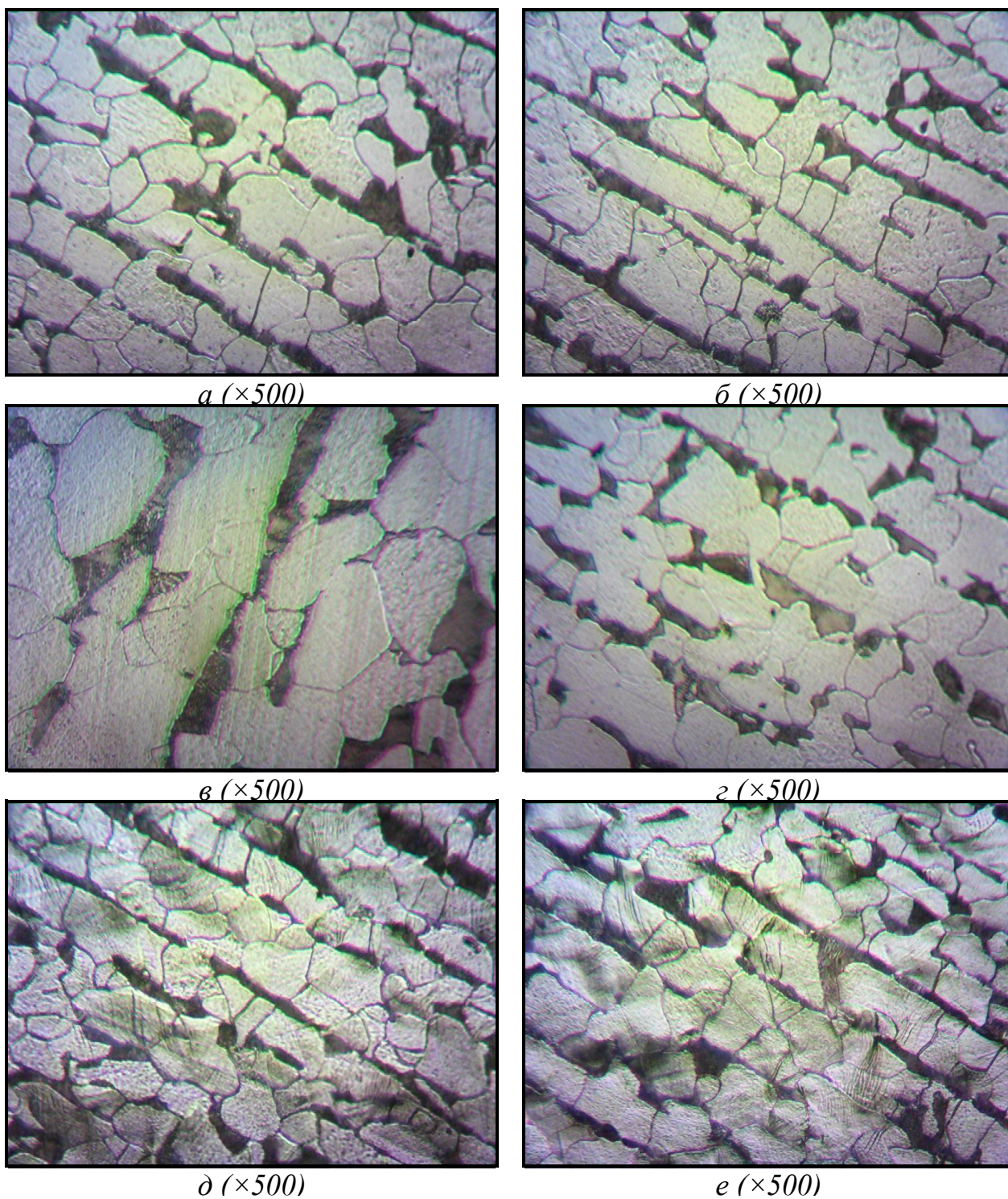


Рисунок 4.23 – Мікроструктура сталі 10XСНД після прикладеного зовнішнього навантаження: *a*, *б* – 3300Н; *в*, *г* – 4000Н; *д*, *е* – 5100Н; *a*, *в*, *д* – 1/4 довжини зразка; *б*, *г*, *е* – 1/2 довжини зразка

- квазіевтектоїд – рисунки 4.25 *в*, *г* ... 4.28 *в*, *г*;
- внутрішньофазні границі – рисунки 4.25 *д*, *е* ... 4.28 *д*, *е*.

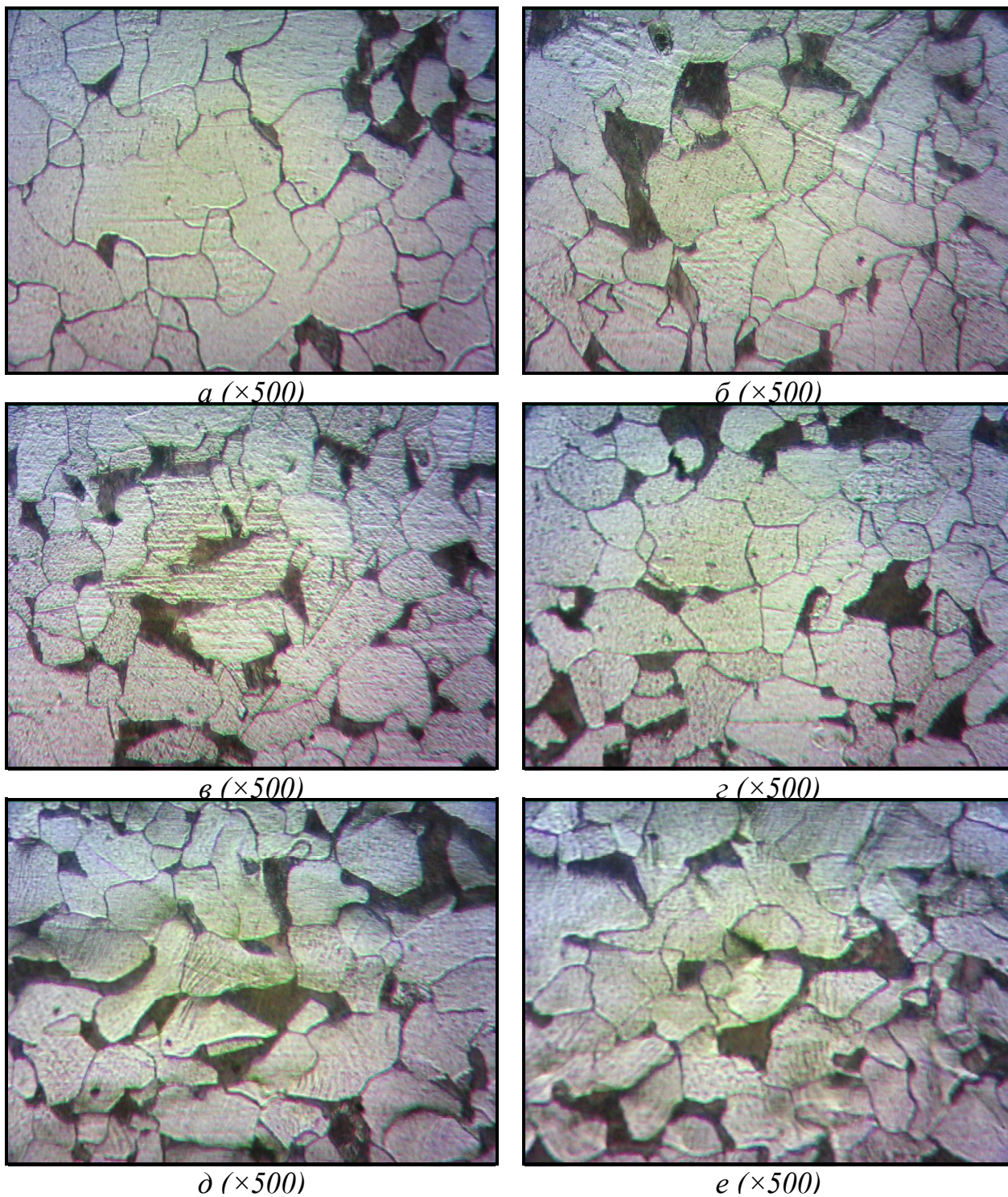


Рисунок 4.24 – Мікроструктура сталі Ст3 після прикладеного зовнішнього навантаження: *a*, *б* – 4300Н; *в*, *г* – 4400Н; *д*, *е* – 5400Н; *a*, *в*, *д* – 1/4 довжини зразка; *б*, *г*, *е* – 1/2 довжини зразка

Для кількісної оцінки впливу зовнішнього навантаження на деформацію структурних складових було здійснено підрахунки розмірів відбитків.

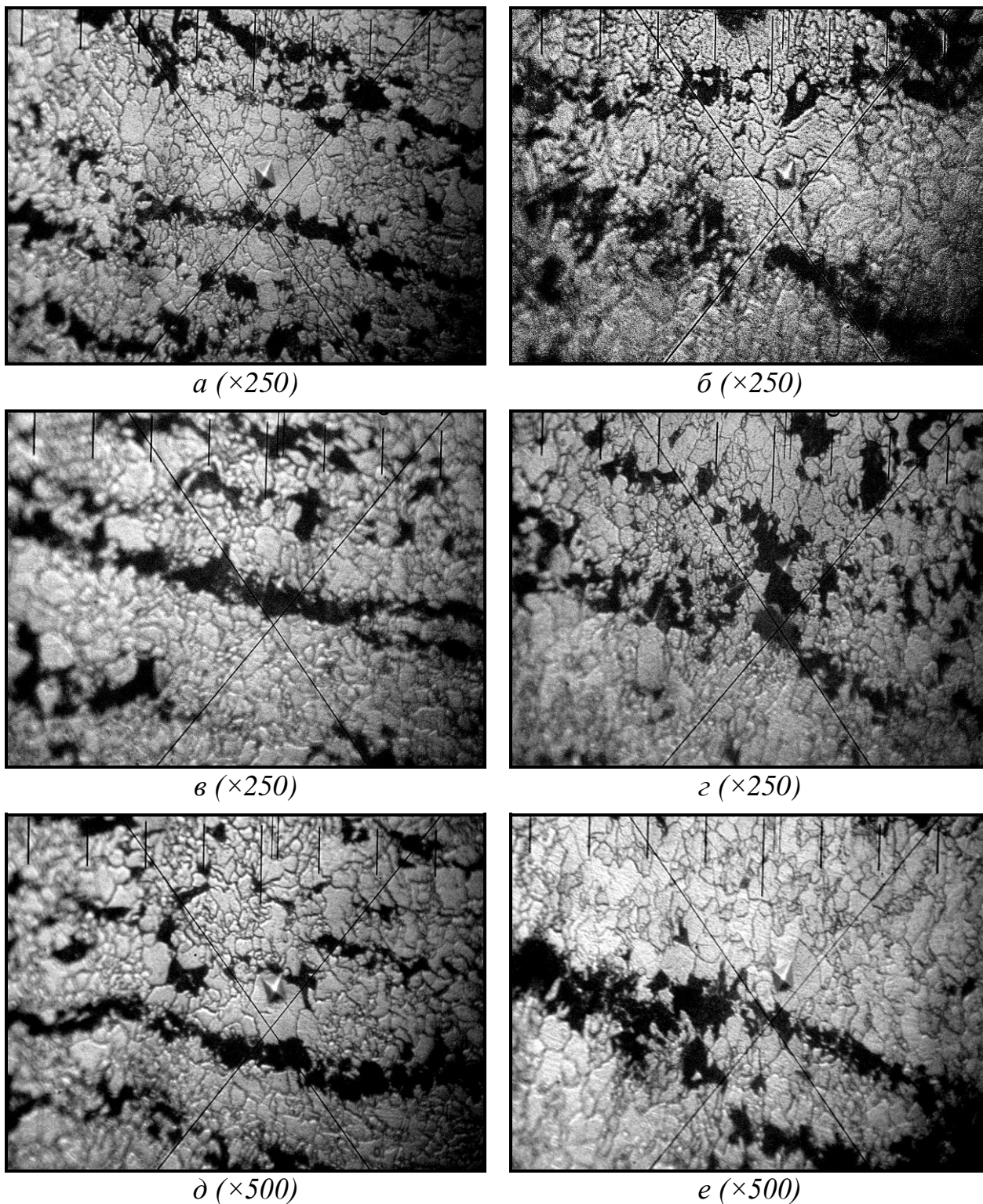


Рисунок 4.25 – Мікроструктура сталі 10Г2ФБ з областями контролю структурних складових: *a, б* – ферит; *в, г* – квазіевтектоїд; *д, е* – внутрішньофазні границі

Результати проведених вимірювань узагальнено та наведено у таблиці 4.6.

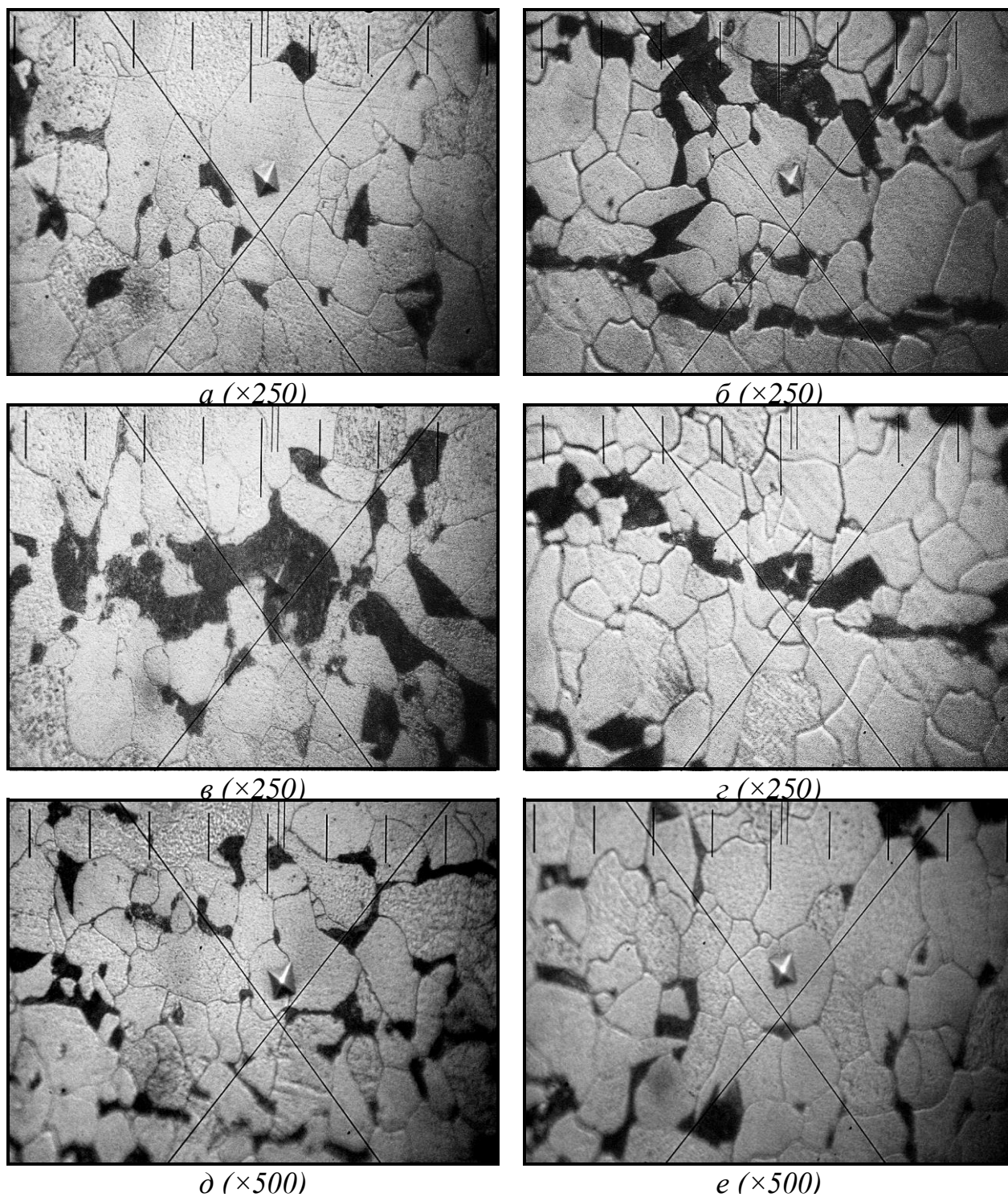


Рисунок 4.26 – Мікроструктура сталі 09Г2С з областями контролю структурних складових: a, b – ферит; v, z – квазіевтектоїд; d, e – внутрішньофазні границі

Для напівкількісної оцінки було здійснено підрахунок відбитків уколів після прикладеного навантаження.

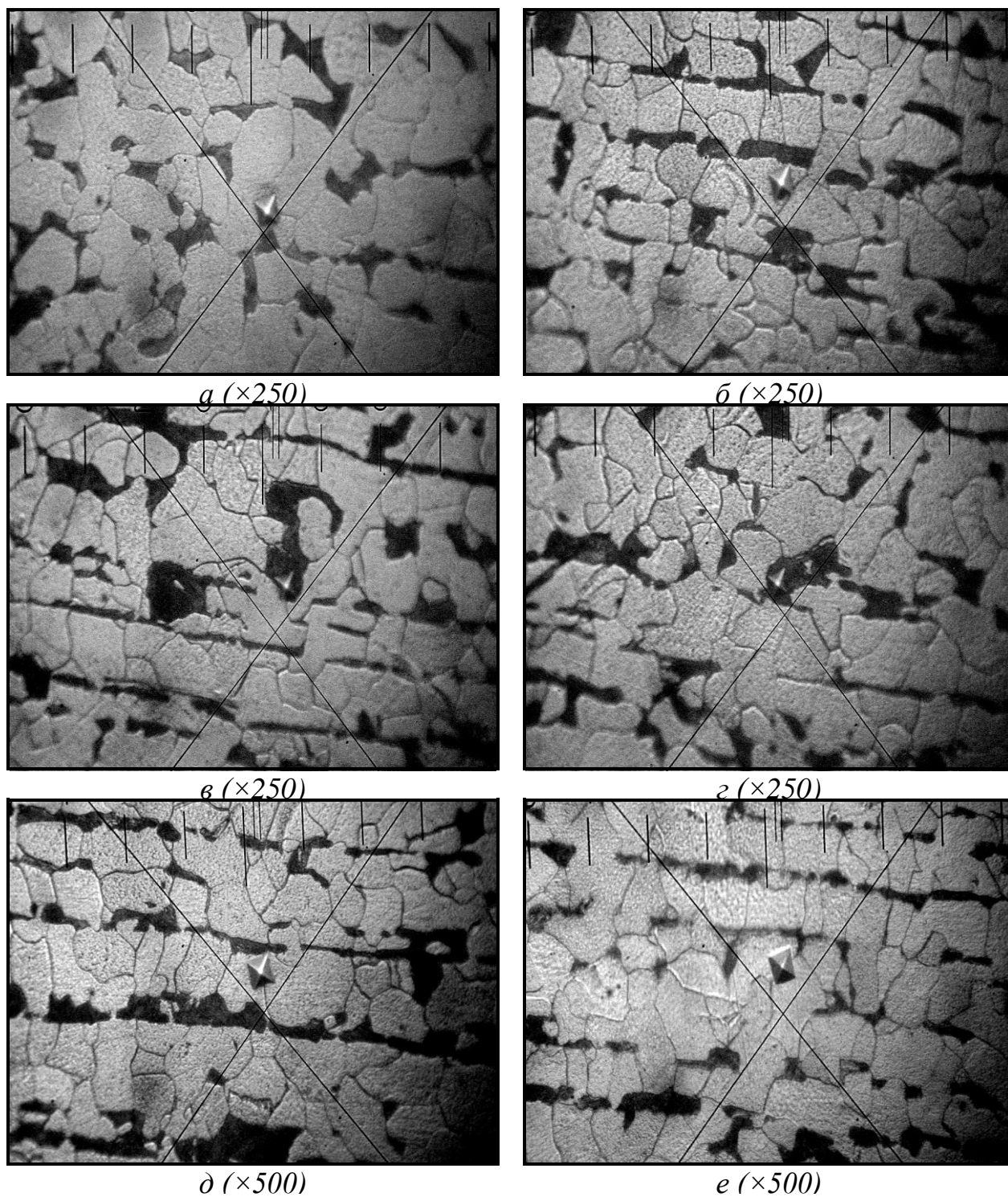


Рисунок 4.27 – Мікроструктура сталі 10ХСНД з областями контролю структурних складових: a, b – ферит; v, z – квазіевтектоїд; d, e – внутрішньофазні границі

В даному випадку розглядався рівень навантаження, який відповідає кінцю площадки плинності (дивись таблицю 4.5).

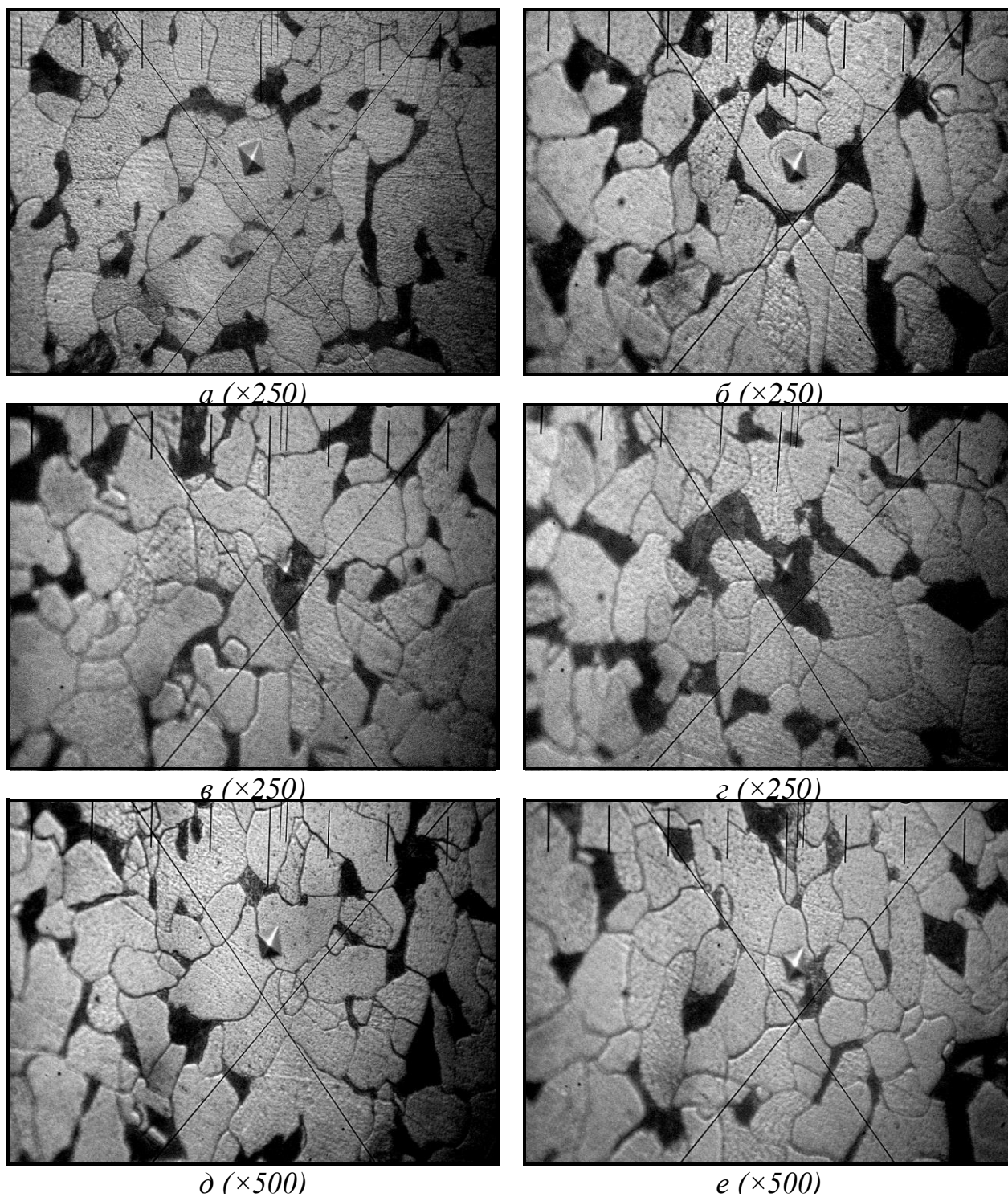


Рисунок 4.28 – Мікроструктура сталі Ст3 з областями контролю структурних складових: a, b – ферит; v, z – квазіевтектоїд; d, e – внутрішньофазні границі

Розрахунок відносні деформації структурних складових здійснювали за формулою:

$$\varepsilon = \Delta x_{\text{вихідна}} \div \Delta x_{\text{кінцева}} * 100 \%. \quad (4.3)$$

Таблиця 4.6 – Результати підрахунків розмірів відбитків

Структурні складові	Сталі							
	09Г2С		10Г2ФБ		10ХСНД		Ст3	
	Позд., мм	Попер., мм	Позд., мм	Попер., мм	Позд., мм	Попер., мм	Позд., мм	Попер., мм
Ферит	0,0043	0,0042	0,0053	0,0053	0,0046	0,0049	0,0053	0,0052
Перліт	0,0036	0,0042	0,0047	0,0048	0,0042	0,0043	0,0042	0,0046
Міжфазні границі	0,0048	0,0044	0,0048	0,005	0,0043	0,0044	0,0039	0,0036

Результати розрахунків узагальнено та наведено в таблиці. 4.7.

Таблиця 4.7 – Результати підрахунку відносної деформації структурних складових

Структурні складові	Сталі							
	10Г2ФБ		09Г2С		10ХСНД		Ст3	
	$\varepsilon_{\text{позд}},$ %	$\varepsilon_{\text{попер}},$ %	$\varepsilon_{\text{позд}},$ %	$\varepsilon_{\text{попер}},$ %	$\varepsilon_{\text{позд}},$ %	$\varepsilon_{\text{попер}},$ %	$\varepsilon_{\text{позд}},$ %	$\varepsilon_{\text{попер}},$ %
Ферит	33	42	30	56	38	43	56	56
Перліт	6	12	8	11	8	12	10	12
Міжфазні границі	34	36	32	38	30	32	31	35

Аналіз наведених в таблиці 4.7 даних показує, що при отриманому рівні деформації феритної фази (середня відносна деформація для всіх марок сталей більш ніж 35) проявляється урівнюючий ефект границь зерен (це впливає з

того факту, що деформація граничного шару знаходиться майже на тому ж рівні, що й деформація феритної складової). Зі збільшенням навантаження, буде відбуватися розвиток деформації в локальному об'ємі (окремому зерні фериту), а більш віддалені зерна будуть знаходитися в пружному стані.

Як наслідок, енергія, яка необхідна для розповсюдження пластичної деформації збільшиться, що призведе та зміни впливу внутрішньофазних границь: границі зерен почнуть виступати бар'єрами, біля яких буде накопичуватися пластична деформація.

4.6. Фізична модель руйнування феритної складової

Загальна картина в'язкого руйнування зазвичай включає утворення пор навколо включень або частинок другої фази з наступним їх зростанням в подовжньому і поперечному напрямках до повного злиття при збільшенні навантаження. На цю стадію зростання пор може впливати гідростатична компонента напруги, так як поперечні головні розтягуючі напруги полегшують зростання пор.

Стан при одноосьовому розтягуванні зразків досить важко аналізувати. Виникнення пор навколо частинки сильно залежить від сили зв'язку частинки з матрицею.

Якщо включення не пов'язані з матрицею хімічно, зародження пір зазвичай ускладнено напруженнями «групування» (виникають унаслідок різної стислості частинки і матриці при охолодженні). Це призводить до міцного захоплення частки матрицею. Якщо напруги, що виникають у включеннях, є розтягуючими, то частинки можуть зруйнуватися до розриву по площинам щільного пакування. Інші частинки (наприклад, оксиди металу в мідній матриці) можуть «змочувати» матрицю (зв'язуватися з нею). Такі частинки, як карбіди або нітриди в сталях пов'язані з матрицею вельми міцно, і пори можуть виникати тільки при високих локальних напруженнях, обумовлених створенням великої кількості вакансійних призматичних петель на протилежних кінцях

частинки. Ці петлі виникають завдяки «ковзним» дислокаційним петлям, що залишаються навколо частинки рухомими дислокаціями. Тобто, для виникнення пор необхідні великі пластичні деформації. При цьому необхідно також, щоб частинки були некогерентні з матрицею, оскільки когерентні частинки просто перерізуються лініями ковзання. Розмір часток може впливати на виникнення пор. Дислокаціям, ковзаючим в матриці, легше обігнути область впливу часток, якщо вони малі, шляхом поперечного ковзання, ніж накопичуватися навколо них. При цьому для зародження пір необхідна велика деформація матриці. Ефект цей посилюється, якщо частинки при малих розмірах міцно пов'язані з матрицею. Отже, існує великий набір значень деформації, необхідної для зародження пор. Мабуть, в сталях пори виникають навколо включень при значно менших деформаціях, ніж навколо карбідів і нітридів.

Томасон [108] запропонував модель для опису злиття пор. Як показано на (рисунку 4.29), він розглянув квадратну сітку квадратних пор в жорстко – пластичній матриці, що складається зазвичай з двох частин, при плоскій деформації. При великих відстанях між порами тіло легше деформується в цілому шляхом плинності всього перерізу, ніж утворенням внутрішніх шийок між порами. Розтягування призводить до витягування пір в напрямку X_1 і зближенню їх центрів в напрямку X_2 . Наприкінці пори розташовуються так близько між собою, що мається можливість утворення між ними внутрішніх локальних шийок. Після цього відбувається остаточне злиття пор.

Якщо середня розтягуюча напруга в напрямку X_1 , котра необхідна для плинності внутрішньої перемички, дорівнює σ_n , то загальна умова злиття пор визначається за формулою (4.4):

$$\sigma_{n(1-V_f)} + P < \sigma_{22} + 2 \tau_y, \quad (4.4)$$

де σ_{22} – розтягуюча напруга, прикладена у напрямку X_2 ; P – накладений гідростатичний тиск; V_f – об'ємна частка пор.

Злиття пор не може відбутися, якщо виконується нерівність (4.5)

$$P > 2\tau + \sigma_{22}. \quad (4.5)$$

Томасон показав, що при одноосьовому розтягуванні зміна поздовжніх розмірів в основному відбувається шляхом однорідного видовження з малою часткою неоднорідного внутрішнього звуження.

Модель враховує вплив об'ємної частки пір на пластичність як при одноосьовому розтягуванні, так і в полі трьохосьових напружень перед гострою тріщиною. Аж до злиття пір, умови якого визначені виразом (4.4), зміну геометрії можна розрахувати за рівнянням (4.6):

$$(a / b) = \exp (2 \varepsilon_{11}) \sqrt{V_{f-(1-V_f)}}, \quad (4.6)$$

де ε_{11} – однорідна деформація у напрямку X_1 ; a – розмір пори; b – відстань між порами.

Деформація ε_{11} зростає до тих пір, поки співвідношення a/b і відповідний коефіцієнт зтиснення $\sigma_n / 2 \tau_y$ не буде задовольняти умові злиття пор. На самому початку утворення внутрішніх шийок припускають, що розвиток пластичної течії забезпечує максимальну швидкість розвантаження.

Загальне відносне зміщення двох поверхонь, необхідне для остаточного руйнування, має той же порядок, що і відстань між порами в момент утворення шийок, а це при малих об'ємних частках V_f означає, що макроскопічну деформацію в момент злиття можна прийняти за загальну деформацію, що приводить до руйнування. Ця деформація називається закритичною, тому що полягає у тому, що зразок необхідно деформувати напругою, котра перевищує тимчасовий опір розриву до виникнення тенденції до утворення внутрішніх шийок.

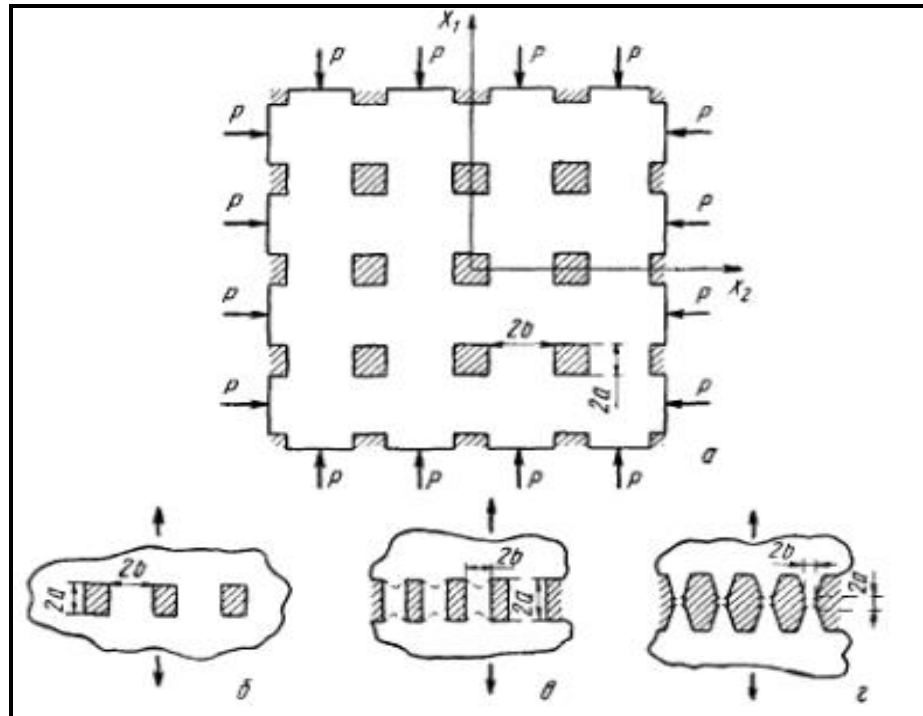


Рисунок 4.29 – Модель Томасона, коалесценція пор (а), та послідовні стадії деформації (б – з) (згідно роботи [108])

Деформація у напрямку X_1 розраховується за рівнянням (4.7):

$$\varepsilon_{11} = (1/2) \ln[a/b \times m]. \quad (4.7)$$

У ході виконання роботи було проведено порівняльний аналіз деформації феритної складової досліджуваних марок сталей. При цьому для усіх випадків об'ємна частка пор апроксимувалась мінімальним значенням $V_f = 0,02$ та максимальним $V_f = 0,09$. Таким чином, відповідні розрахунки надали значення: $m = 0,16$ ($V_f = \min$), $m = 0,42$ ($V_f = \max$).

Для розрахунку деформації фериту було виміряна відстань між двома порами та розмір однієї пори. Отриманні значення узагальнено та наведено у таблиці 4.8. Дані розрахунків деформації фериту узагальнено та наведено у таблиці 4.9. Загальний вигляд пор, які бралися до розрахунку наведено на рисунку 4.30 а-в.

Таблиця 4.8 – До розрахунку деформації феритної складової

Марка сталі	Відстань між порами ($2b$), мм	Величина однієї пори ($2a$), мм
09Г2С	8,69	4,34
10Г2ФБ	10,43	7,82
Ст 3сп	5,2	3,47

Таблиця 4.9 – Розрахунок деформації феритної складової

Марка сталі	Деформація ε_{II} ($V_f = 0,02$ (min))	Деформація ε_{II} ($V_f = 0,09$ (max))
09Г2С	0,56	0,08
10Г2ФБ	0,74	0,25
Ст3сп	0,71	0,22

Аналогічні ідеї було застосовано для розрахунку деформації на міжфазній границі ферит – перліт.

Типові ансамблі пор біля міжфазних границь приведено на рисунку 4.30 *g-e*, отримані значення наведено у таблиці 4.10 та таблиці 4.11.

Таким чином, можливо дійти висновку, що в процесі свого розвитку, пори проходять декілька стадій. Перша включає локалізацію деформації у включеннях і в матриці поблизу включень, зародження пор, друга – повільний зріст пор, третя – з'єднання пор з утворенням характерного типу зламу.

Автори роботи [206] показали, що пори навколо часток зароджуються відповідно до моделі зародження та розповсюдження в'язкої тріщини, запропонованої Броеком. Згідно цій моделі пори виникають на границі розподілу «частка – матриця» завдяки створенню у часток дислокаційних скупчень, тобто навколо часток виникають дислокаційні петлі. Під дією розтягуючих сил ці петлі відштовхуються від часток. В той же час передня

петля виштовхується до частки наступними дислокаціями під дією напруження зсуву.

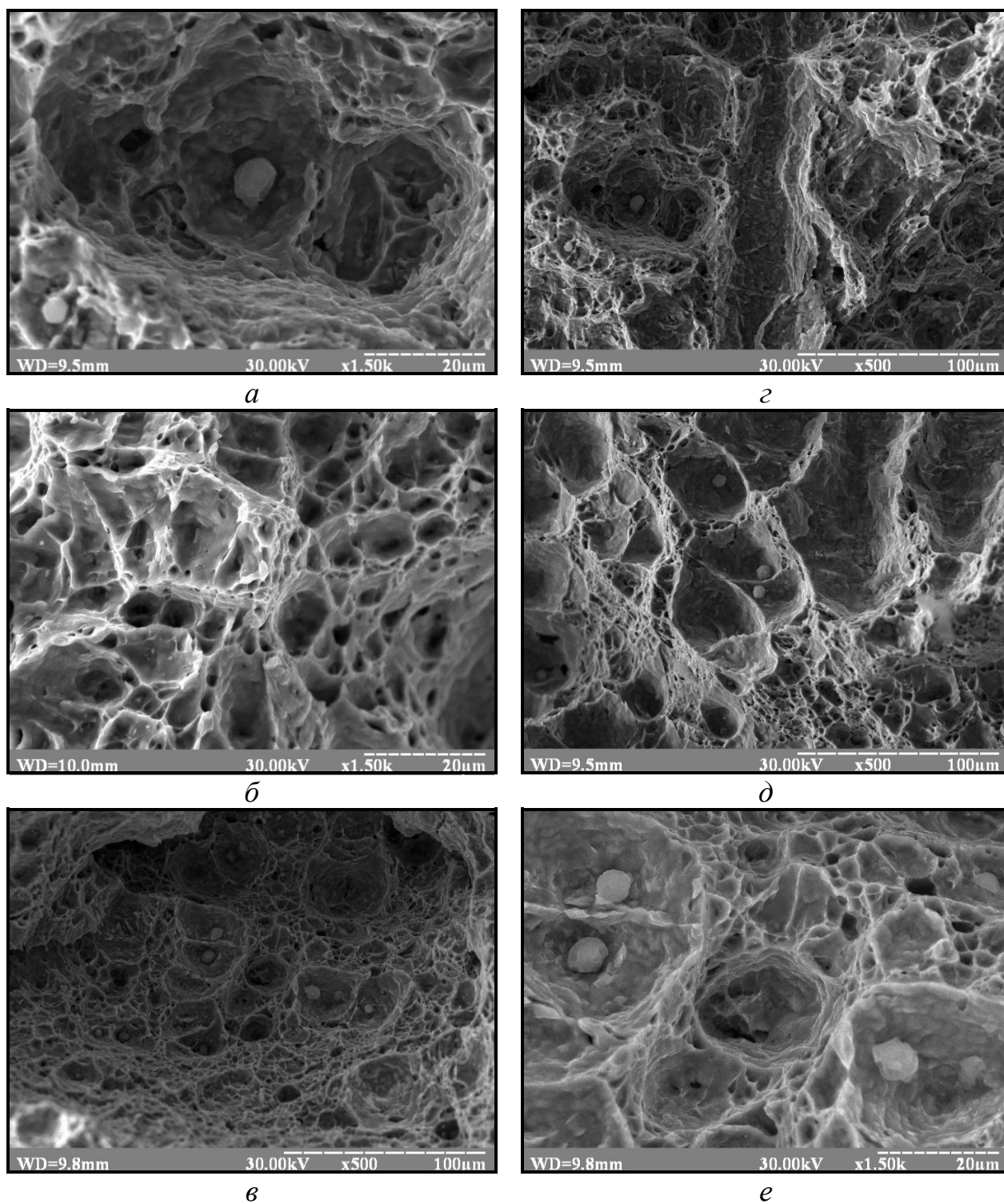


Рисунок 4.30 – Результати мікрофрактографічних досліджень руйнування: *a, б, в* – феритна складов; *г, д, е* – міжфазна границя ферит-перліт;
a, г – сталь 10Г2ФБ; *б, д* – сталь 09Г2С; *в, е* – сталь СтЗ

Таблиця 4.10 – До розрахунку деформації міжфазної границі ферит-перліт

Марка сталі	Відстань між порами ($2b$), мм	Величина однієї пори ($2a$), мм
09Г2С	18,4	21
10Г2ФБ	10,4	7,8
Ст 3сп	7,8	10,5

Таблиця 4.11 – Розрахунок деформації міжфазної границі ферит-перліт

Марка сталі	Деформація ε_{11} ($V_f = 0,02$ (min))	Деформація ε_{11} ($V_f = 0,09$ (max))
09Г2С	0,98	0,49
10Г2ФБ	0,74	0,25
Ст3сп	1,05	0,57

Якщо одна, чи більше петель будуть відштовхнені на границю, частка відділиться від матриці і утвориться пора [152]. Разом з цим, проведений в роботі комплекс, показав, що модель Броека описує лише стадію знищення сил зв'язку частка-матриця, так яка вона на враховує присутність зсувної компоненти напруги, яка завжди має місце на поверхнях розділу. Наступні стадії зростання пори можливо представити сумісною дією двох дислокаційних механізмів, кожних з яких обумовлено дією власної компоненти напруги. Під дією нормальної компоненти напруги відрив частки від матриці буди здійснюватися в напрямку вздовж дії напруги (рисунок 4.31 а), під дією зсувної компоненти – під кутом (рисунок 4.31 б).

Стадія повільного зросту пор відбувається внаслідок дії пластичної деформації. При цьому, виходячи з отриманих результатів, можливо припустити, що при зародженні та розповсюдженні в'язкого руйнування зсувна

компонента деформації відіграє не менш важливу роль ніж нормальна, тобто розтягуючи складова.

Згідно отриманих теоретичних та експериментальних даних (дивись пп. 1.7, 4.2, 4.3 даної роботи), пластична деформація перед зростаючою мікротріщеною формує зону, яка призводить до морфологічних і фазових змін у структурі матеріалу, тобто сприяє розповсюдженню руйнування. З метою аналізу розмірів цієї зони було виконано кількісні підрахунки розмірів цієї зони.

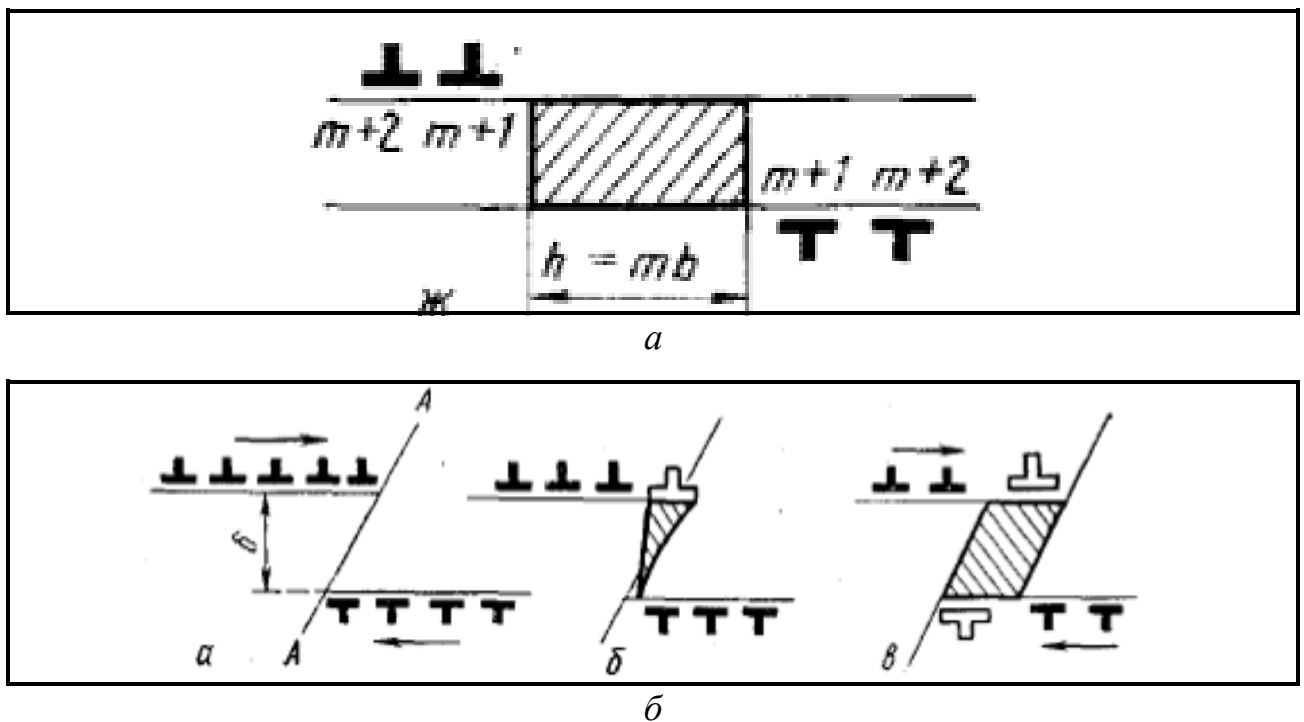


Рисунок 4.31 – Схема механізмів зростання пор: *а* – зародження та зріст пор вздовж зсуву; *б* – зародження пори під дією зсувної компоненти напруги

Для кількісного аналізу було використано концепції, які описано у п. 1.7 цієї дисертаційної роботи. При цьому, зростаюча пора розглядалась як центральна тріщина радіуса a в нескінченному тілі [108]. Виходячи з цього припущення, відношення коефіцієнту інтенсивності напруги до прикладеного навантаження можна надати у вигляді:

$$\frac{K}{\sigma} = 2\sqrt{\frac{a}{\pi}}, \quad (4.8)$$

де a – радіус тріщини (половина довжини пори); K – коефіцієнт інтенсивності напруги; σ – нормальна складова напруги.

Формули, згідно яких проводилися розрахунки узагальнено та наведено у таблиці 4.12.

Проведені розрахунки узагальнено та наведено у таблиці 4.13.

Таблиця 4.12 – Формули для розрахунку розміру зони пластичної деформації

Модель	Рівняння для розрахунку
Модель еквівалентної пружної тріщини	$d_{\gamma} = \frac{4a}{\pi^2}$
Модель пластичної складової тріщини	$d_{\gamma} = \frac{a^2}{8}$
Модель Панасюка - Леонова – Дагдейла	$d_{\gamma} = \frac{a}{2}$

Позначення: d_{γ} – розмір зони пластичної деформації; a – половина довжини пори.

Для розрахунків використовувались дані рисунку 4.30. Фрактографічний аналіз показав, що формування пор в сталях, які досліджуються, відбувається на частках другої фази розмірами 28...32 мкм та 17...25 мкм. На підставі цих результатів, для розрахунків було обрано пори, розміри котрих наведено у таблиці 4.13.

Припускаючи, що розмір зони пластичної деформації в напрямку дії нормальної компоненти напруги (ураховувалася тільки нормальна компонента напруги так, як при побудові жодної з моделей не враховувалася зсувна компонента напруги) можливо визначити як:

$$d_{\gamma} = \frac{c}{2} - \frac{a}{2}. \quad (4.9)$$

Було підраховано експериментально отриманий розмір зони пластичної деформації (дивись таблицю 4.13).

Таблиця 4.13 – Результати кількісного аналізу розміру зони пластичної деформації

Розмір частки, мкм	Розмір зони пластичної деформації, мкм			Експериментальні результати	
	Модель еквівалентної пружної тріщини	Модель пластичної складової тріщини	Модель Панасюка - Леонова - Дагдейла	Розмір пор, мкм	Розмір зони пластичної деформації
14	2,8	24,5	3,5	64	25
26	5,3	84,5	6,5	87	30,5
32	6,5	128	8,0	107	48
38	7,7	180,5	9,5	131	71,3

Порівнюючи данні, які наведено у таблиці 4.13 можливо зробити висновок, що жодна теоретична модель розповсюдження пластичної деформації не дає узгодження з експериментальними даними, особливо відносно проміжних та осаджених часток.

Неузгодженість теоретичних та експериментальних даних в першу чергу обумовлено не врахуванням конкретного структурного стану в якому здійснюється розповсюдження пластичної деформації, і, як наслідок, руйнування. Таким чином, виходячи з отриманих результатів, можливо припустити, що при зародженні та розповсюдженні в'язкого руйнування зсувна

компонента деформації відіграє не менш важливу роль ніж нормальна, тобто розтягуючи складова.

4.7. Руйнування перлітної складової низьковуглецевих низьколегованих сталей

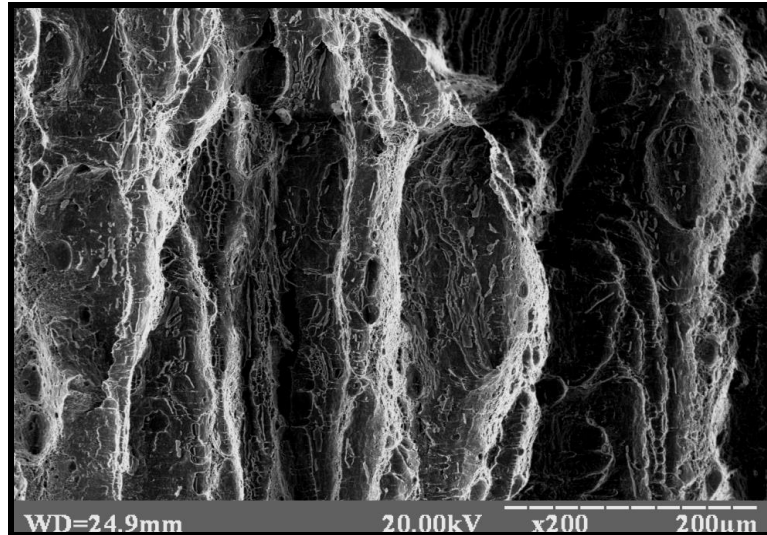
Аналіз фрактографічних зображень показав, що наряду с в'язкою складовою, в структурі зламів ферито-перлітних сталей спостерігаються області, руйнування яких не завжди можливо описати застосовуючи класичний підхід (приклад таких ділянок наведено на рисунку 4.32 *a-г*). Появу таких ділянок можливо пояснити внаслідок руйнування перлітної складової, а саме за рахунок яскраво вираженої неоднорідності перлітної колонії.

Виходячі з морфологічних особливостей цементитного каркасу квазіевтектоїду, можливо припустити, кожна зі складових колонії буде сприймати навантаження по різному. Спираючись на це припущення, пропонується процес руйнування перлітної складової низьковуглецевих низьколегованих сталей розглядати з точки зору загальних концепцій, які використовуються при аналізі руйнування волокнистих композиційних матеріалів.

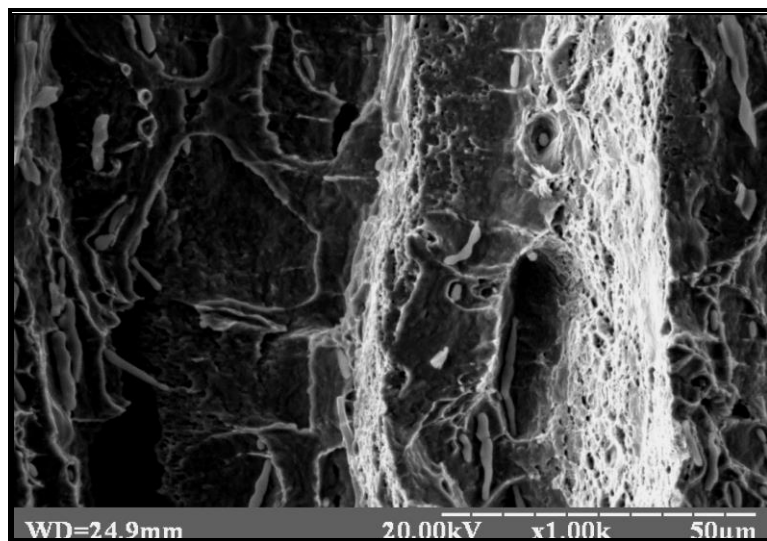
Аналіз відповідних концепцій (дивись наприклад роботи [208-210]) дозволяє розглядати руйнування перлітної складової припускаючи, що колонія буде являти собою сукупність однаково направлених волокон циліндричної форми, розділених між собою більш в'язким прошарком (порівняно з волокном) однакової ширини.

Така апроксимація передбачає, що цементитний каркас під впливом прикладеної напруги буде вести себе як довге міцне волокно, тобто зазнавати пружну деформацію (концепція моделі навантажених волокон). В якості матриці, відповідно, розглядається феритна складова колонії, яка зазнає пластичної деформації. З урахуванням особливостей моделі, що розглядається,

проаналізуємо можливі варіанти взаємодії складових моделі під дією зовнішнього навантаження.



a

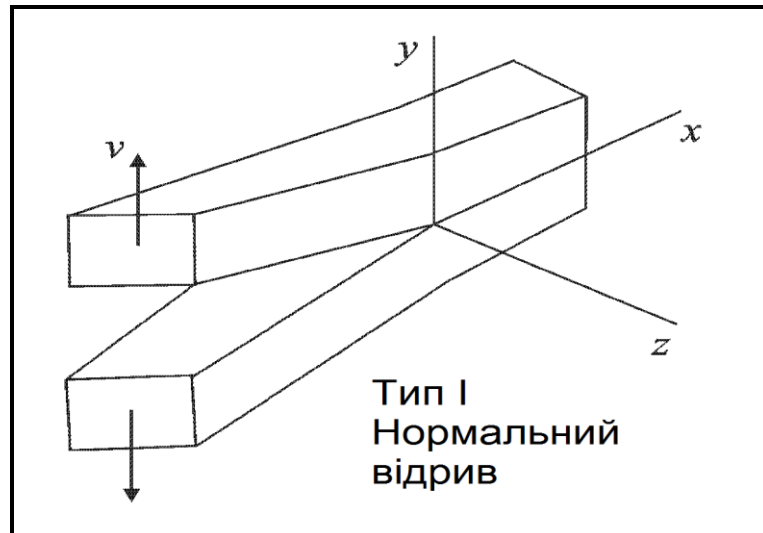


б

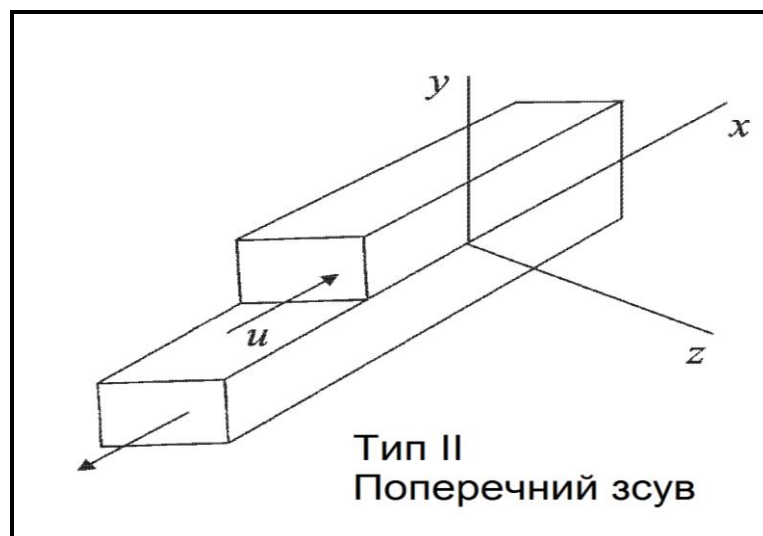
Рисунок 4.32 – Поверхні руйнування низьковуглецевих низьколегованих сталей (на прикладі сталі 09Г2С)

Введемо граничні умови наступним чином: по-перше зовнішнє навантаження прикладається або перпендикулярно або паралельно до напрямку розташування стержнів; по-друге – розглядається плоский напружений стан.

Таким чином, з урахуванням граничних умов, можливо розглядати два типа (див рисунок 4.33) зміщення берегів тріщини друг відносно друга [211].



a



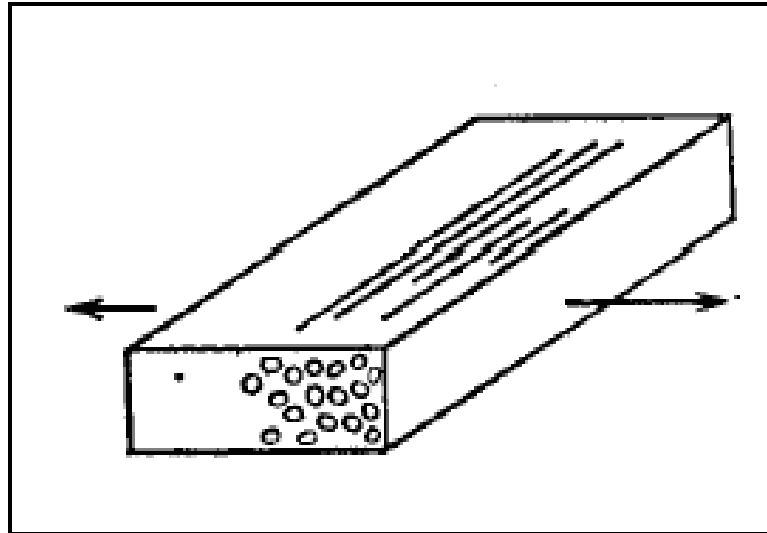
б

Рисунок 4.33 – Типи зміщення точок поверхні тріщини
(за даними роботи [157])

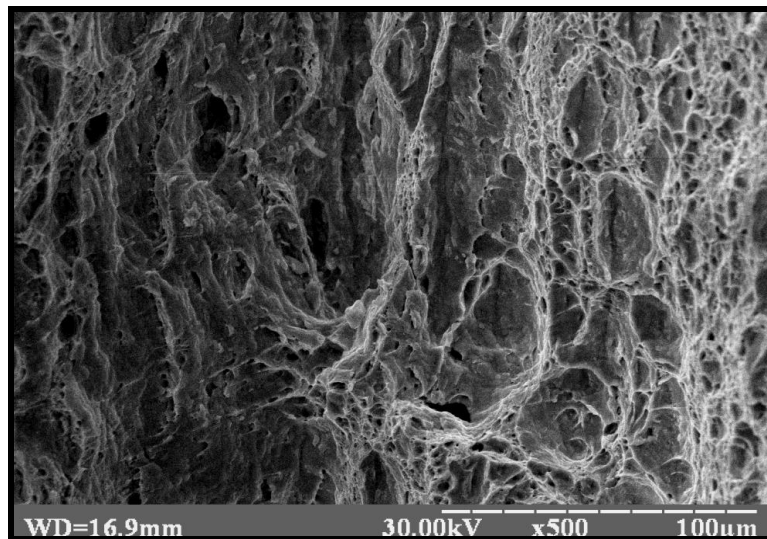
Перший тип (I) – формування тріщин нормального відриву, тобто зміщення точок поверхні тріщини відбувається в напрямку, перпендикулярному площині (фронт) тріщини;

Другий тип (II) – формування тріщини поперечного типу, тобто зміщення точок поверхні тріщини відбувається в напрямку, поперечному до площини (фронт) тріщини.

Руйнування перлітної складової по типу I (рисунок 4.34).



a



б

Рисунок 4.34 – Руйнування перлітної колонії по типу I:

a – модель; *б* – приклад відповідного зламу

Виходячи з умови різної здатності до деформації з'єднаних пластинок, можливо припустити, що при прикладанні навантаження тріщина почне

формуватися на границі між двома пластинами. При цьому, відрив однієї пластини від іншої буде відбуватися поступово, тобто не по всій довжині одночасно.

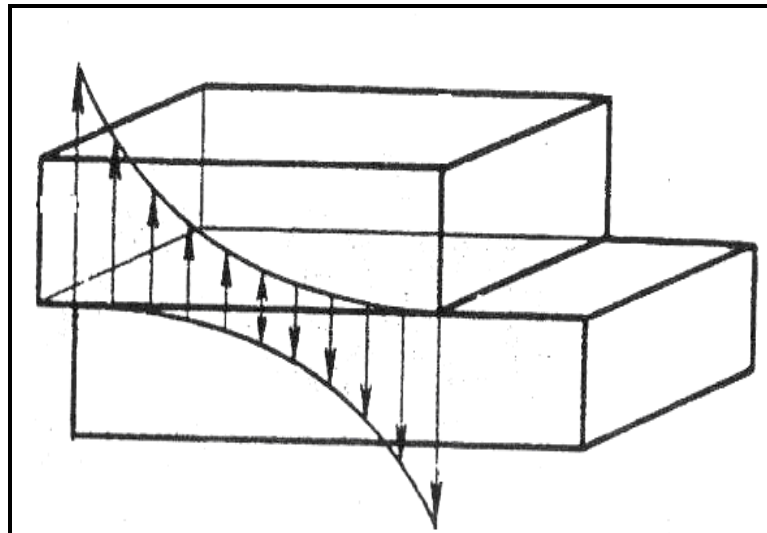
Якщо припустити, що пластини будуть розташовані перпендикулярно до фронту тріщини (рисунк 4.34 *a*) то, внаслідок дії прикладеного навантаження поверхня поперечного зламу буде являти собою сукупність циліндричних мікротріщин (порожнин) майже постійної довжини навколо кожного зруйнованого волокна. Даний тип руйнування перліту наведено на рисунку 4.34 *б*.

Руйнування перлітної складової по типу II (рисунк 4.35). При даному типі руйнування вздовж поверхні розділу буде розповсюджуватися поперечна тріщина зсуву, яка перешкоджає розвитку основної тріщини в матрицю.

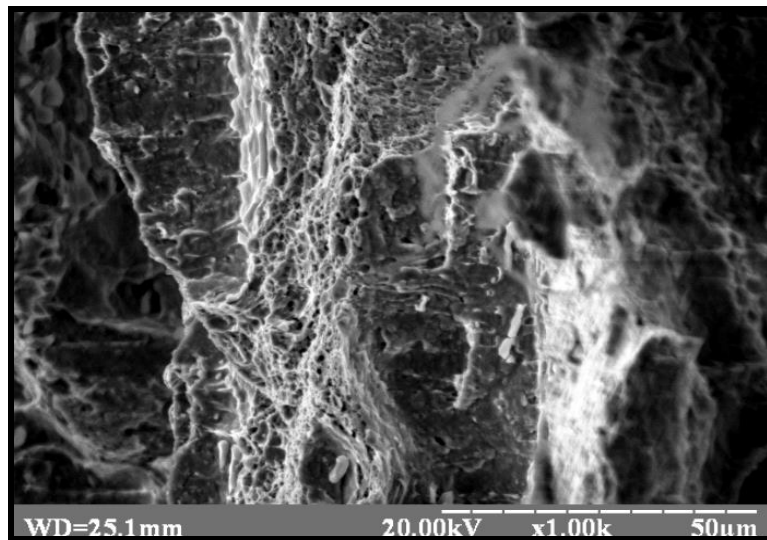
Виходячи з припущення, що вздовж границі розділу пластинок діють дотичні напруження, можливо дійти висновку про те, що максимальне навантаження на з'єднання збільшується значно повільніше, порівняно з довжиною пластинок. Тобто, при збільшенні довжини пластинок рівень максимально можливих дотичних напружень зменшується.

Звідси випливає, що при збільшенні довжини контакту збільшується нерівномірність розподілу дотичної напруги по цій поверхні (рисунк 4.35 *a*).

Як наслідок, буде спостерігатися збільшення рівня дотичних напруг біля країв пластинок. Таким чином, розвиток тріщини зсуву буде контролюватися спроможністю до деформації компонентів моделі. Якщо спроможність до деформації вздовж поверхні контакту менше спроможності до деформації матриці то руйнування буде відбуватися вздовж границі розділу. Даний тип руйнування перліту наведено на рисунку 4.35 *б*. На зламі перлітної колонії, у цьому випадку, спостерігається картина, яка є характерною для квазікрихкого руйнування.



a



б

Рисунок 4.35 – Руйнування перлітної колонії по типу II:

a – модель; *б* – приклад відповідного зламу

4.7. Висновки по розділу 4

1. Проаналізовано взаємозв'язок між морфологічним типом колонії перліту та її міцносними характеристиками. Показано, що найвищу мікротвердість мають колонії стрічкового типу.

2. Встановлено, що пластична деформація починаються від місць з підвищеним рівнем вільної енергії і розповсюджується вздовж кристалографічних площин, які складають найменший кут із напрямком максимального дотичного напруження від зовнішнього навантаження.

3. Показано, що поширення пластичної деформації в об'ємі кристала відбувається нерівномірно. Пластична деформація, створює періодично неоднорідну зміцнену середу, яка буде визначати напрям розвитку тріщини. При умовах навантаження, що мають місце в стандартних випробуваннях на розтяг, опір матеріалу відриву долається в структурних складових з меншим опором пластичної деформації, тобто у нашому випадку – в фериті, так як в процесі пластичної деформації тут виникають залишкові напруги, котрі поступово наростають до досягнення граничного стану. Така концентрація напружень спостерігається, поблизу границь зерен. При рівномірному розподілі напруги в критичному перетині сталевій деталі пластична деформація може розвиватися майже одночасно у ряді зерен фериту. При монотонному збільшенні навантаження утворюється велика кількість мікротріщин, які зрештою об'єднуються, утворюючи поверхню зламу з великим числом нерівностей і зміною напрямку розвитку від зерна до зерна. Границі зерен утворюють сітку, яка вирівнює розподіл деформацій між зернами полікристалічної структури.

4. Удосконалено моделі зародження та розповсюдження руйнування у сталях з ферито-перлітною структурою. Встановлено, що зародження в'язкого руйнування, можливо описати дією трьох механізмів: початкова стадія – формування дислокаційних петель навколо частки (модель Броека); наступні стадії зросту пори відбуваються за рахунок накопичення дислокацій. При цьому, ця стадія відбувається під дією обох компонентів напруги нормальної і зсувної. Саме за таких умов можливо зростання пор у двох напрямках (у площині) вздовж та поперек прикладеного навантаження.

5. Результати порівняння теоретичних та експериментальних даних стосовно розміру зони пластичної деформації показали, що жодна теоретична модель розповсюдження пластичної деформації не дає узгодження з експериментальними даними. Неузгодженість теоретичних та експериментальних даних обумовлено не врахуванням конкретного

структурного стану в якому здійснюється розповсюдження пластичної деформації, і, як наслідок, руйнування та ролі зсувної компоненти деформації.

6. Запропоновано модель руйнування колоній квазієвтектоїду. Дана концепція базується на припущенні о неоднаковому сприйманні зовнішнього навантаження структурними складовими – евтектоїдним феритом та цементитом. Це припущення дало змогу при розробці моделі руйнування перлітної складової застосувати загальні концепції, які використовуються при аналізі руйнування волокнистих композиційних матеріалів. Розроблена модель дозволяє пояснити загальний вид областей руйнування колоній квазієвтектоїду.

7. При розгляді загальної картини руйнування низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей з ферито-перлітною структурою обов'язковим є урахування впливу нанорозмірних структурних елементів, які формуються під час розпаду переохолодженого аустеніту. До таких елементів, в першу чергу, слід віднести тип поверхонь розділу між структурними компонентами: міжфазних границі розділу перліт – ферит; міжфазні границі розділу в колонії квазієвтектоїду (евтектоїдний ферит-цементит). Якщо вказані границі будуть спеціального типу, тобто мати мінімальне значення вільної енергії, то розповсюдження руйнування може відбуватися за внутрізеренним механізмом.

4.8. Список використаних джерел в розділі 4

У розділі 4 використані джерела [108, 205-211]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 5. ФІЗИКО-МАТЕМАТИЧНИЙ АНАЛІЗ ТЕХНОЛОГІЧНИХ СХЕМ ВИРОБНИЦТВА ДОЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЕЙ

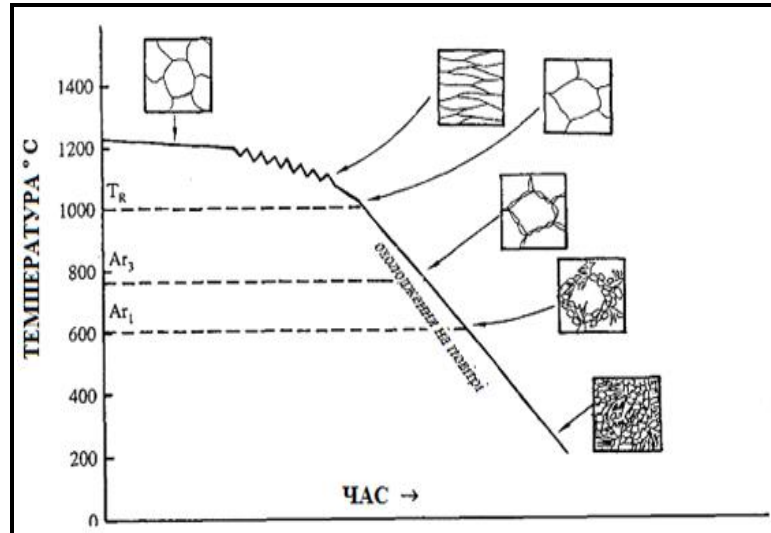
5.1. Структурні перетворення, які відбуваються під час виробництва низьковуглецевих низьколегованих сталей за технологічною схемою гарячої прокатки

Найбільш широко поширена технологічна схема виробництва високоміцного прокату з низьковуглецевих низьколегованих сталей – гаряча прокатка, схема якої наведено на рисунку 5.1 а. [212]. На рисунку 5.1 б представлено мікроструктуру сталі Ст3, яку вироблено по технологічній схемі гарячої прокатки.

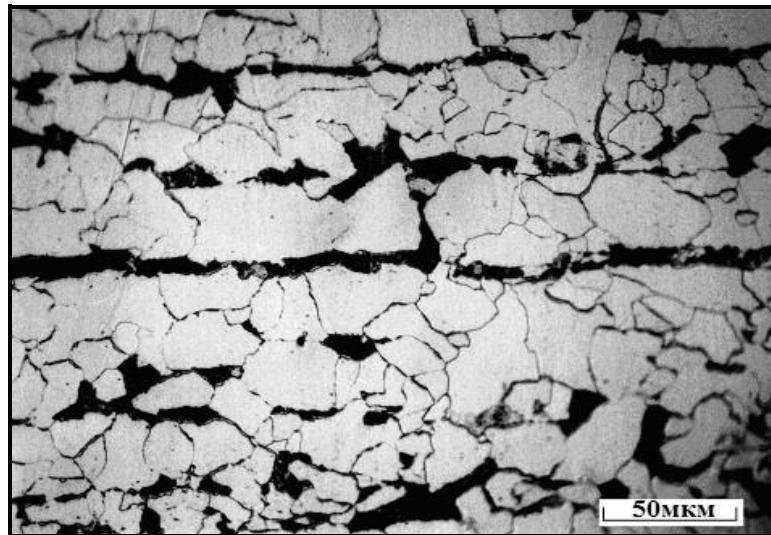
Нагрів металу перед прокаткою здійснюється з метою підвищення його пластичності і зменшення опору деформації. Нагрів є однією з важливих і основних операцій в процесі прокатки. Він повинен забезпечити рівномірний розподіл температури по перерізу прокатоного металу, його мінімальне окислення і зневуглецювання. Характер передачі тепла визначає спосіб нагріву металу. Розрізняють два способи: прямий і непрямий. Якщо тепло акумулюється безпосередньо в самому металі, а температура навколишнього середовища залишається нижче температури металу, то такий спосіб називається прямим. Якщо тепло металу передається за рахунок зіткнення його поверхні з будь-яким середовищем (газоподібним, рідким, твердим), нагрітим до більш високої температури, то такий спосіб нагріву називається непрямим. Передача тепла металу при непрямому нагріві відбувається за рахунок конвекції і випромінювання.

Кількість тепла, що передається випромінюванням в нагрівальних печах, досягає 80 % всього тепла [213]. Підвищення температури металу при його нагріві, як правило, сприятливо впливає на процес прокатки. Однак при нагріві вище певної, для даної сталі температури, відбувається ріст зерна, який веде до

ослаблення зв'язку між ними і тим самим до погіршення кінцевих механічних властивостей сталі.



а



б

Рисунок 5.1 – Гаряча прокатка: *а* – загальна технологічна схема (за даними роботи [212]); *б* – мікроструктура прокату (сталь Ст3)

При призначенні режимів нагріву металу зазвичай походять від наступних параметрів: температури і швидкості нагріву, часу витримки при постійній температурі (томління). При прокатці метал, найчастіше, нагрівають до можливо високих температур, так як в цьому випадку знижуються витрати енергії, зусилля деформації, зношення прокатного обладнання. При

призначенні температури нагріву, як правило, верхню межу обмежують явищами перегріву і перепалу, а нижню межу – температурою рекристалізації, тобто мінімально допустимої температурою кінця прокатки. У деяких сталей і сплавів температурний інтервал прокатки досить вузький, обмежений різними змінами в структурі металу [214, 215].

Гаряча прокатка проводиться при температурі вище температури рекристалізації. При підвищеній температурі метал знижує свою міцність, що дає можливість знижувати зусилля, які необхідні для його пластичного деформування. Безпосередньо в ході деформування металу відбувається його рекристалізація з постійним утворенням нових зерен. Постійне утворення нових зерен забезпечує збереження високої пластичності металу. Це дає можливість досягати великих величин деформації без руйнування металу. Контроль кінцевих розмірів при гарячій обробці більш важкий, через утворення окалини і об'ємних змін при наступному охолодженні [216].

Слід зазначити, що дуже важко розділити структурні перетворення, які відбуваються до, під час та після гарячої деформації (дивись наприклад [217]). Разом с цим, під час гарячої деформації структурні перетворення як позитивного (підвищення міцності) так і негативного (зниження міцності) характеру відбуваються одночасно і оказують значний вплив одне на одне. Зміцнення металопрокату відбувається внаслідок збільшення щільності дислокацій, їх перерозподілу та формуванню стабільних конфігурацій [218]. Як було показано рядом авторів (дивись наприклад роботи [217-219]), домінуючими механізмами, що призводять до зниження міцності, є динамічна рекристалізація (для аустеніту) та динамічний повернення (для фериту). Як наслідок, формуванню кінцевої дисперсної структури перешкоджає наявність міждеформаційних пауз, завдяки яким встигають пройти рекристалізаційні процеси (дивись рисунок 5.2). При цьому, не допускається прокатка з малим ступенем обтиснення за один прохід (критична деформація) з точки зору запобігання спонтанному зросту зерна [220].

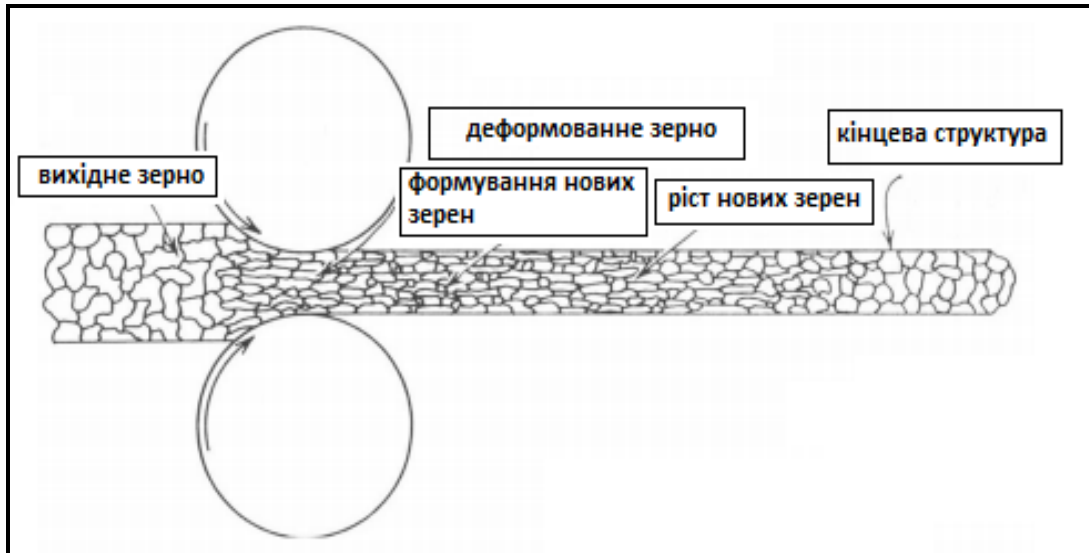


Рисунок 5.2 – Подрібнення зерна аустеніту при гарячій прокатці [217]

5.2. Статистична обробка масивів експериментальних даних параметрів технологічної схеми гарячої прокатки

Встановлення взаємозв'язку між параметрами технології гарячої прокатки та основними механічними властивостями металопрокату здійснювали на підставі даних, отриманих в процесі виробництва низьковуглецевої низьколегованої сталі Ст3 (виробництва металургійного комбінату ПАТ «ММК ім. Іліча»).

Технологічна схема виробництва включає аустенітизацію слябу в діапазоні температур 920...1100°C (залежить від умов кожної плавки металу) з наступною прокаткою і охолодженням на спокійному повітрі. Спираючись на результати, отримані в роботах [45, 221], в яких було показано доцільність зниження температури під гарячу прокатку, для аналізу було обрано діапазон температур аустенітизації від 920...1000°C. Таким чином, масиви даних які підверглися статистичній обробці мають наступний вигляд (дивись таблицю 5.1):

При цьому, у якості параметрів моделі (незалежних змінних), на підставі аналізу, виконаному у п. 5.1 цієї роботи, було обрано температуру початку ($T_{\text{п}}$) прокатки, у якості критеріїв моделі (функцій відгук) – границя плинності ($\sigma_{\text{т}}$), границя міцності ($\sigma_{\text{в}}$), відносне видовження (δ_5).

Таблиця 5.1 – Масиви даних для попередньої статистичної обробки

σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	T_{II}	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	T_{II}
285	420	29	874	285	420	29	877
275	445	32	876	275	445	32	874
280	460	27	886	280	460	27	870
260	405	30	875	260	405	30	872
265	405	35	871	265	405	35	867
280	435	31	883	280	435	31	887
285	435	31	887	285	435	31	891
290	435	32	864	290	435	32	870
275	440	31	887	275	440	31	874
275	420	30	865	275	420	30	877
275	410	34	860	275	410	34	861
270	459	31	882	270	459	31	894

Таким чином, для отримання рівняння взаємозв'язку між обраними параметрами було застосовано однопараметричний регресійний аналіз. Першим етапом застосування даного типу математичного моделювання є аналіз типу, тісноти та сили зв'язку між змінними.

Для отримання достовірних результатів, була здійснена перевірка адекватності розподілу масивів даних (таблиця 5.1) нормальному закону [222]. З цією метою було підраховано основні статистичні показники. Результати підрахунків узагальнено та представлено у таблиці 5.2.

Для перевірки відповідності зовнішнього вигляду досліджуваних розподілів нормальному закону було побудовано відповідні гістограми розподілу, які представлено на рисунку 5.3.

Таким чином, аналіз розрахованих основних статистичних показників показує, що для всіх параметрів, які аналізуються, показники варіативних ознак знаходяться в межах допустимих значень.

Таблиця 5.2 – Основні статистичні показники

	Кількість	Середнє значення	Мінімум	Максимум	Розмах	Дисперсія	квадратичне відхилення	Стандартна помилка	Коефіцієнт асиметрії	Екссес
σ_T , МПа	24	276,3	260,0	290,0	30,0	73,31	8,62	2,53	-0,31	-0,11
σ_B , МПа	24	430,8	405,0	460,0	55,0	36,21	19,01	5,52	0,17	-1,00
δ_5 , %	24	31,1	27,0	35,0	8,0	4,46	2,12	0,61	0,14	0,81
T_{II} , °C	24	867	860	894	34	49,78	9,45	1,93	0,16	0,78

Це свідчить про незначне відхилення значень масиву від середнього, і, як наслідок, про відсутність явних «випадів» і «провалів» аналізованих значень

Одночасний аналіз рисунку 5.3. та таблиці 5.2. дозволив зробити висновок, що усі змінні мають розподіл значень наближений до нормального виду. При цьому, розраховані основні статистичні показники знаходяться у межах, які задовольняють нормативним вимогам (дивись наприклад [222]). Таким чином, усі масиви значень можуть бути використанні для подальшого статистичного аналізу без додаткових операцій математичного перетворення.

Для встановлення типу та тісноти зв'язку між змінними був застосован математичний апарат попарного кореляційного аналізу (кореляційний аналіз Пірсона [223]). При проведенні кореляційного аналізу були отримані матриця, яку наведено в таблиці 5.3.

Аналіз отриманих даних показує, що існує значущий зв'язок між змінними «границя міцності» та « T_D ». Коефіцієнт кореляції між цими змінними дорівнює $-0,60$.

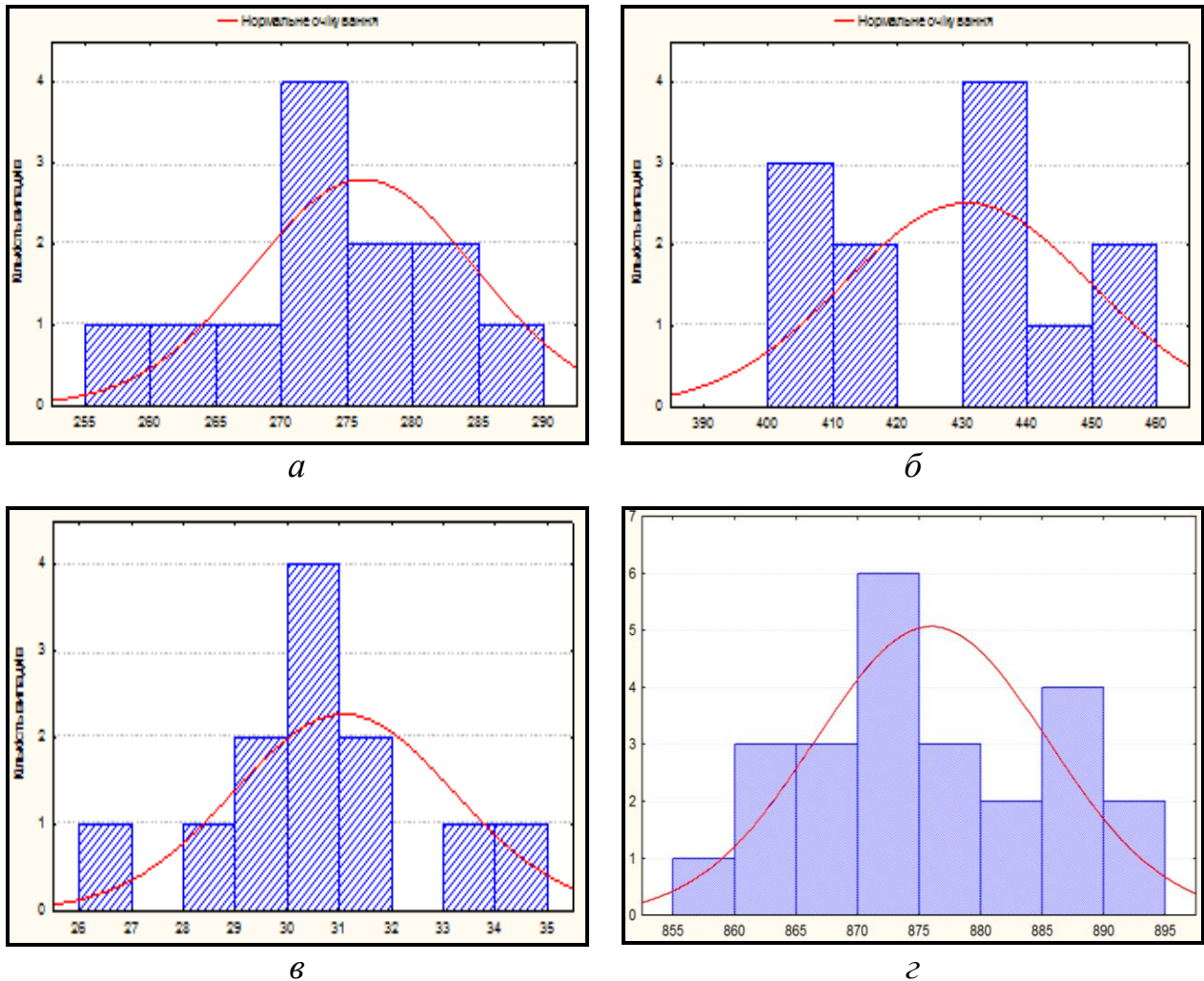


Рисунок 5.3 – Перевірка адекватності розподілу масивів даних нормальному закону: *а* – границя плинності; *б* – границя міцності; *в* – відносне видовження; *г* – температура початку деформації

Це свідчить про зворотній напрямок зв'язку, тобто при збільшенні « T_D » значення параметру «границя міцності» буде зменшуватися. Цей висновок має сенс с тієї точки зору, що збільшення температури прокатки може призвести до зростання розмірів зерна аустеніту і, як наслідок, до зниження міцносних характеристик (дивись п. 5.1 даної роботи).

Таблиця 5.3 – Кореляційна матриця

Змінна	Границя плинності	Границя міцності	Відносне видовження	$T_{п}$
Границя плинності	1,000000	0,306877	-0,184307	-0,096620
Границя міцності	0,306877	1,000000	-0,227450	-0,608873
Відносне видовження	-0,184307	-0,227450	1,000000	0,365008

При аналізі сили зв'язку між змінними було застосовано математичний апарат однофакторного дисперсійного аналізу. Методи дисперсійного аналізу базуються на перевірці гіпотези о рівності двох генеральних дисперсій. При цьому повинні виконуватись наступні вимоги [224]:

- спостереження незалежні і виконуються в однакових умовах;
- змінні мають нормальний закон розподілу

Результати проведеного аналізу представлено в таблиці 5.4.

Перевірку гіпотези здійснюють відповідно до статистики Фішера [225]: якщо розрахунковий критерій Фішера (F) більший за критичне значення (F -критичне) до гіпотеза о рівності дисперсій не є вірною, тобто незалежна зміна не впливає (або впливає не достатньо сильно) на функцію відгуку. Для випадку, наведеному в таблиці 5.4 незалежна змінна ($T_{п}$) оказує сильний вплив на всі параметри (границя плинності, границя міцності, відносне видовження).

Візуальну оцінку положення даних (другий етап однопараметричного регресійного аналізу) виконували на підставі графічних залежностей, наведених на рисунку 5.4. Побудована лінія тренду дозволяє у якості попередньої оцінки для всіх залежностей, які аналізуються, обрати поліном другого ступеню.

Таким чином, в якості моделі було отримано поліном рівняння регресії, який наведено у таблиці 5.5.

Таблиця 5.4 – результати однофакторного дисперсійного аналізу

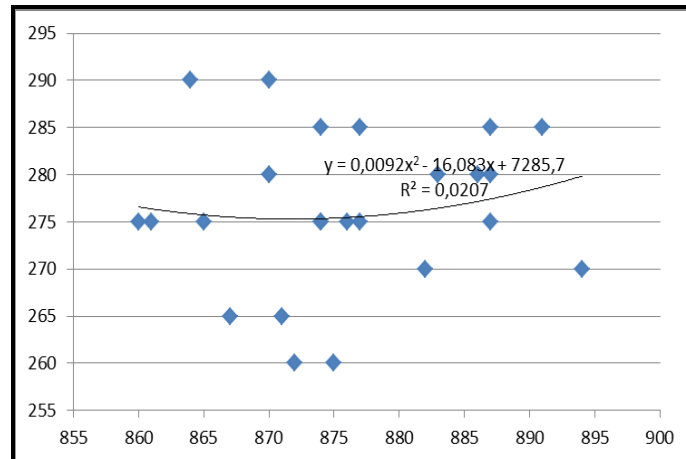
Джерело варіації	<i>SS</i>	<i>df</i>	<i>MS</i>	<i>F</i>	<i>P</i> - Значення	<i>F</i> критичне
Границя плинності – T_{II}						
Між групами	4316401	1	4316401	54183,23	2,66E-72	4,051748692
Всередині групи	3664,5	46	79,66304			
Загалом	4320065	47				
Границя міцності – T_{II}						
Між групами	2378971	1	2378971	10920,88	2,46E-56	4,051748692
Всередині групи	10020,5	46	217,837			
Загалом	2388991	47				
Відносне видовження – T_{II}						
Між групами	8566610	1	8566610	183299,8204	1,81E-84	4,051748692
Всередині групи	2149,833	46	46,73551			
Загалом	8568760	47				

З використанням математичного апарату регресійного аналізу було виконано нелінійне оцінювання коефіцієнтів $b_0, b_1, b_2... b_n$.

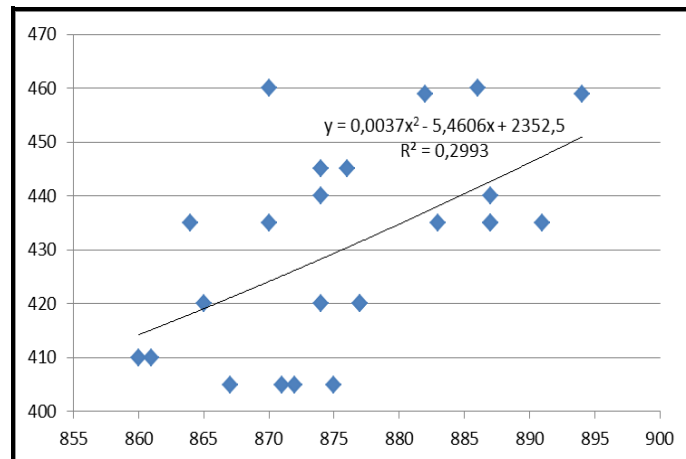
Для аналізу адекватності отриманої моделі використовувався квазіньютонівський метод залишків, тобто оцінка різниць між вихідними значеннями функції відгуку і розрахованими за допомогою моделі [226].

З цією метою використовується графік розподілу залишків на нормальній імовірнісній папері.

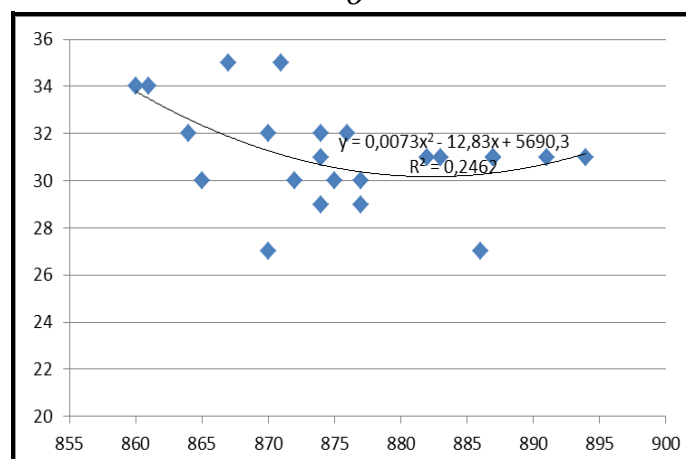
Візуальна оцінка адекватності отриманої моделі представлена на рисунку 5.5.



a



б



в

Рисунок 5.4 – графічні залежності між змінними: *a* – Границя плинності – температура початку прокатки; *б* – Границя міцності – температура початку прокатки; *в* – Відносне видовження – температура початку прокатки

Таблиця 5.5 – Коефіцієнти рівняння регресії

Функція відгуку	Зовнішній вид рівняння	Коефіцієнти рівняння		
		b_0	b_1	b_2
$\sigma_T, \text{МПа}$	$Y=b_0+b_1*T_n+b_2*T_n^2$	35410,5893	-80,3938	0,046
$\sigma_B, \text{МПа}$		35840,4967	-82,2376	0,0477
$\delta_5, \%$		1375,6603	-2,9688	0,0016

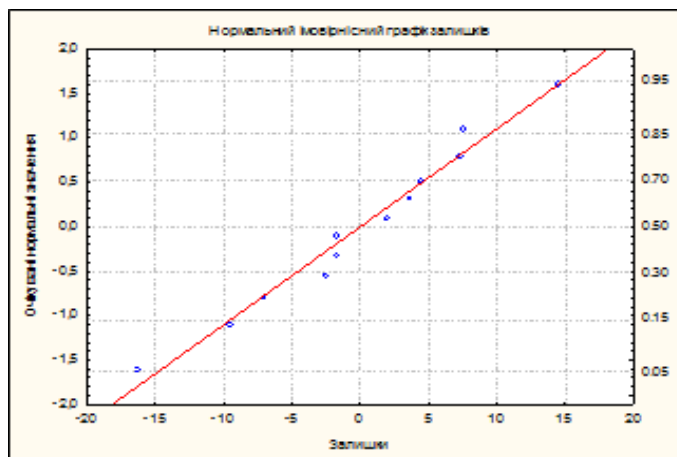
Аналіз отриманих даних показує, що залишки лягають на пряму, яка відповідає нормальному закону розподілу [226]. Таким чином, можна вважати, що побудовані моделі адекватно описують зв'язок між функцією відгуку і незалежними змінними.

5.3. Структурні перетворення, які відбуваються під час виробництва низьковуглецевих низьколегованих сталей за технологічною схемою контрольованої прокатки

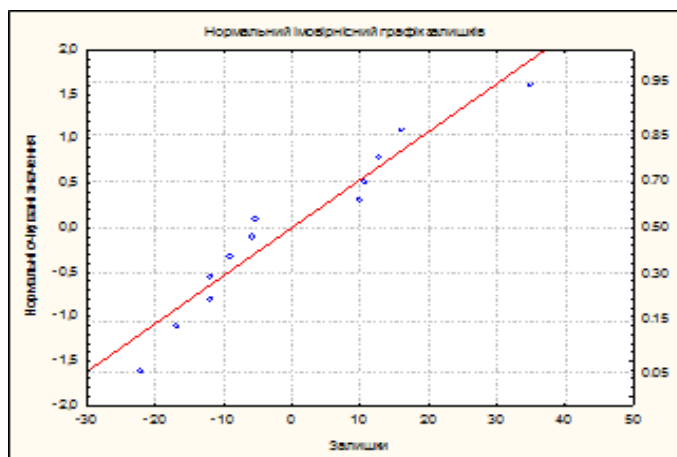
З точки зору формування структури, процес контрольованої прокатки націлений на досягнення основної мети – подрібнення зерна фериту шляхом об'єднання пластичної деформації і керування процесами формування мікроструктури [227, 228]. За допомогою контролю умов гарячої прокатки в аустеніті створюється висока щільність центрів зародження феритної фази, яка дозволяє досягти значного подрібнення розміру зерна фериту після $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення [229, 230].

Аналіз процесів структуроутворення при гарячій пластичній деформації показує, що ефективний і стабільний вплив деформації на структуру сталі визначається наявністю і величиною трьох температурних інтервалів, обмежених критичними точками перетворення і температурами рекристалізації деформованого аустеніту даної сталі [231-233] (дивись рисунок 5.6). За найбільш розповсюдженою на вітчизняних підприємствах технологічною

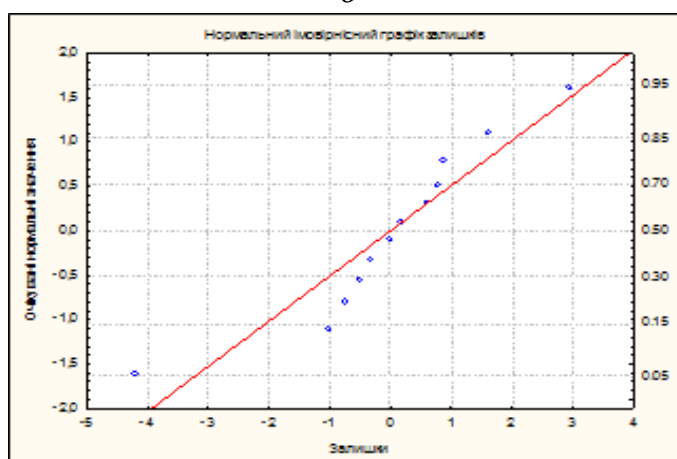
схемою контрольованої прокатки, нагрів слябів перед прокаткою здійснюється до температури 1140-1250°C.



a



б



в

Рисунок 5.5 – Перевірка адекватності отриманих моделей за квазіньтоновським методом залишків: *a* – границя плинності; *б* – границя міцності; *в* – відносне видовження

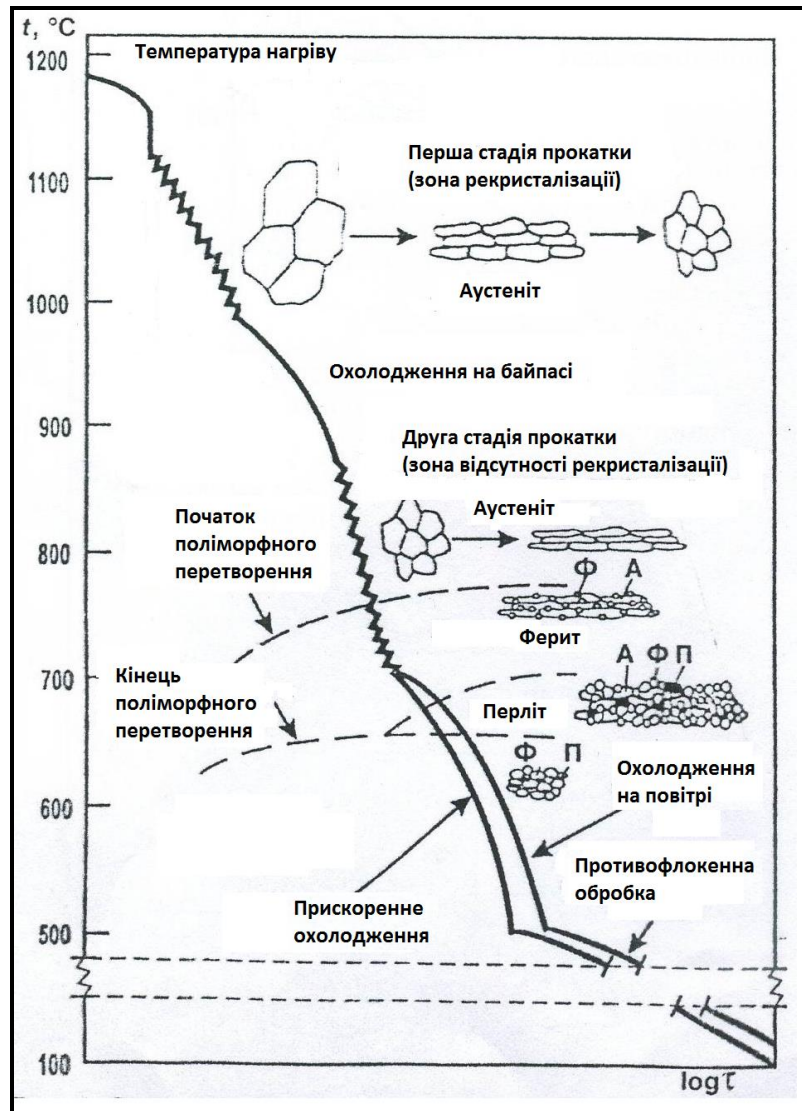


Рисунок 5.6 –Схема контрольованої прокатки

Температура кінця прокатки може становити від 700 до 900°C при відносних обтисненнях в останніх пропусках до 15%. Для забезпечення необхідної температури чистової прокатки, заготовки витримують на обвідному рольгангу (байпасі).

Підвищені вимоги до міцності, ударної в'язкості і зварюваності сталей, а також потреба в листі великої товщини призвели до необхідності ще більшого подрібнення феритного зерна в низьколегованих низьковуглецевих сталях без збільшення вмісту легуючих елементів. Задовольнити дані вимоги зміг би перехід від сталей з ферито-перлітною структурою до сталей, з більш

дрібнодисперсною ферито-бейнітною структурою. Отримання ферито-бейнітної структури вимагає додаткового легування елементами, що підвищують прогартовуваність (Mo, Cr, Ni, Cu), але таке легування істотно збільшує вартість металу і негативно впливає на його зварюваність [234].

При цьому, слід зазначити, що на геометричний розмір структурних складових в готовому металопрокаті має великий вплив швидкість охолодження [234, 235]. Швидкість охолодження впливає на ступінь дисперсійного зміцнення і сприяє, в невеликому ступені, дислокаційному зміцненню. Якщо виділення карбідної фази пригнічується високою швидкістю охолодження, то зміцнення пов'язане практично тільки з подрібненням зерен фериту. Згодом, в процесі відпуску може відбуватися виділення карбідної фази [236]. Таким чином, вище 900...950°C, аустеніт рекристалізується після гарячої деформації зі швидкістю, залежною від ступеня деформації і температури. Якщо температура прокатки нижче інтервалу температур рекристалізації аустеніту, розмір зерна фериту зменшується за рахунок зменшення розміру зерна аустеніту. Якщо деформація при прокатці відбувається при температурах нижче за поріг рекристалізації аустеніту, зерно аустеніту подовжується і площа поверхні меж зерен збільшується, що приводить до збільшення кількості місць зародження фериту. Деформований подрібнений аустеніт може розпадатися на дуже дрібнозернистий ферит. Цей ефект збільшується із збільшенням ступеня деформації нижче температури рекристалізації. Прискорене охолодження нерекристалізованого аустеніту подрібнює кінцеве зерно фериту. З іншого боку, прискорене охолодження нерекристалізованого аустеніту може привести до утворення численних центрів зародження фериту усередині аустенітного зерна на додаток до центрів, утворених на смугах деформації. Всі ці чинники подрібнюють феритне зерно. Прискорене охолодження також змінює структуру перетворення, замінюючи перліт на дрібнодисперсну структуру бейніту, що також поліпшує міцність [183]. На рисунку 5.7 зображена схема мікроструктурних змін аустеніту протягом контрольованої прокатки.

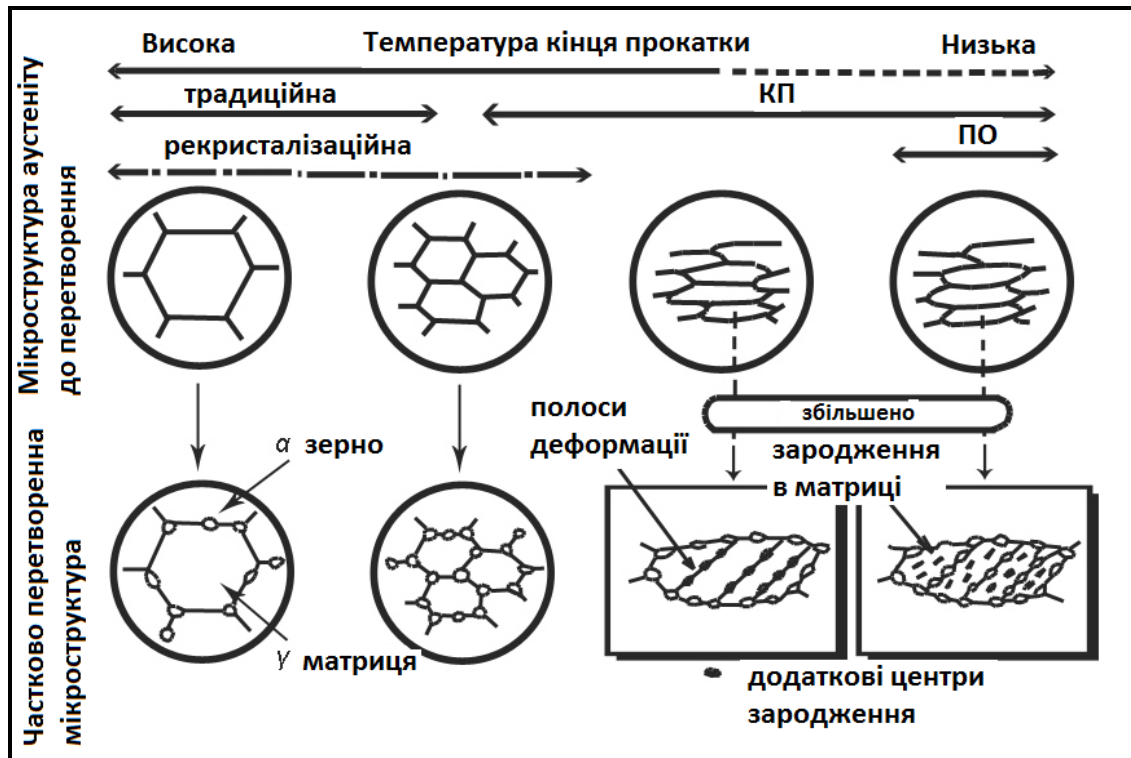
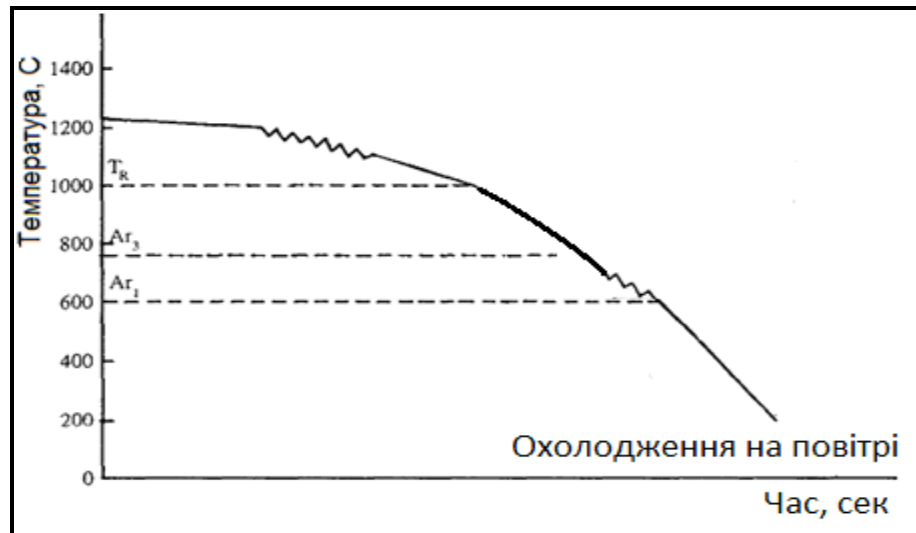


Рисунок 5.7 – Схематичне зображення мікроструктурних змін в аустеніті протягом гарячої прокатки і в частково перетвореній мікроструктурі, з вказівкою місць зародження фериту під час $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення: КП – контрольована прокатка; ПО – прискорене охолодження

Сумісний аналіз рисунків 5.6 та 5.7 дозволяє представити схему застосування контрольованої прокатки у вигляді представленому на рисунку 5.8 а. Відповідно, мікроструктура сталі, виробленої за даною технологічною схемою наведено на рисунку 5.8 б.

5.4. Статистична обробка масивів експериментальних даних параметрів технологічної схеми контрольованої прокатки

Встановлення взаємозв'язку між параметрами технології контрольованої прокатки та основними механічними властивостями металопродукту здійснювали на підставі даних, отриманих в процесі виробництва низьковуглецевої низьколегованої сталі 10Г2ФБ (виробництва металургійного комбінату ПАТ «ММК ім. Іліча»).



a



б

Рисунок 5.8 – Контрольована прокатка: *a* – загальна технологічна схема;
б – мікроструктура прокату (сталь 10Г2ФБ)

Масиви даних які підверглися статистичній обробці приведені в таблиці 5.6.

При цьому, у якості незалежних змінних, на підставі аналізу, виконаному у п. 5.1 та даних п.5.2 цієї роботи, було обрано температуру початку чистової прокатки (T_n), температуру кінця чистової прокатки (T_R), у якості критеріїв моделі (функцій відгук) – границя плинності (σ_T), границя міцності (σ_B), відносне видовження (δ_5). Таким чином, для отримання рівняння взаємозв'язку між обраними було слід застосовано багатофакторний регресійний аналіз.

Таблиця 5.6 – Масиви даних для попередньої статистичної обробки

σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	Тпоч	Ткін
380	520	29,5	785	745
351	505	29	785	745
403	560	27,5	782	742
384	540	32	782	742
389	541	27	783	743
371	533	27,5	784	744
380	520	29,5	784	744
351	505	29	780	740
403	560	27,5	788	748
384	540	32	785	745
389	541	27	783	743
371	533	27,5	797	757

Основні статистичні показники представлені у таблиці 5.7. Перевірку адекватності розподілу масивів даних нормальному закону наведено на рисунку 5.9. Сумісний аналіз наведених даних показав, що усі змінні мають розподіл значень близький до закону нормального розподілу (розподілу Гауса [238]). Основні статистичні показники знаходяться у межах, які задовольняють нормативним вимогам (дивись наприклад [222]). Таким чином, усі масиви значень можуть бути підвернуті подальшому статистичному аналізу без додаткових операцій математичного перетворення.

Для побудови відповідних математичних моделей проаналізуємо тип, тисноту та силу зв'язку між змінними. Відповідно до рекомендацій, що наведено в роботі [239], для визначення тесноти зв'язку між функцією відгуку

та декількома незалежними змінами слід використовувати коефіцієнт множинної кореляції.

Таблиця 5.7 – Основні статистичні показники

	Кількість	Середнє значення	Мінімум	Максимум	Розмах	Дисперсія	квадратичне відхилення	Стандартна помилка	Коефіцієнт асиметрії	Експес
σ_T , МПа	12	380	351	403	52	30,00	17,59	-0,58	0,85	0,95
σ_B , МПа	12	533	505	560	55	35,60	18,95	-0,20	0,85	0,18
δ_5 , %	12	29	27	32	5	3,48	1,86	1,18	0,85	1,06
T_P , °C	12	785	780	797	17	18,69	4,32	1,25	2,24	6,2
T_K , °C	12	745	740	757	17	18,69	4,32	1,25	2,24	6,2

Однак, виходячи з припущення, що між функціями відгуку та незалежними змінними буде спостерігатись стохастична залежність, для оцінки тесноти використовували приватні коефіцієнти кореляції. Ці коефіцієнти дозволяють визначити ступень впливу одної з незалежних змінних на функцію відгуку за умови, що інші незалежні зміни можливо розглядати як сталі [239]. Результати проведеного аналізу представлено в таблиці 5.8.

Таблиця 5.8 – Данні кореляційного аналізу для 10Г2ФБ

Змінна	Границя плинності	Границя міцності	Відносне видовження
T_P	0,77	0,89	-0,10
T_K	-0,35	-0,24	0,57

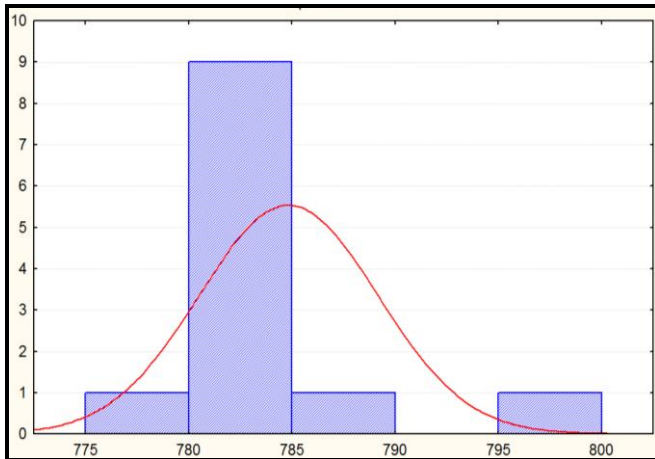
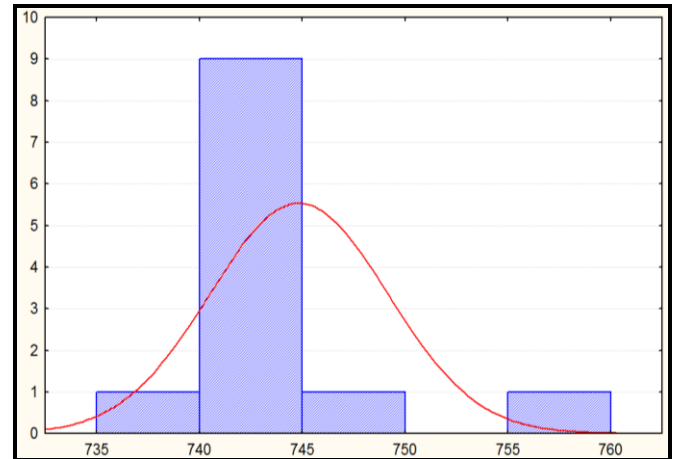
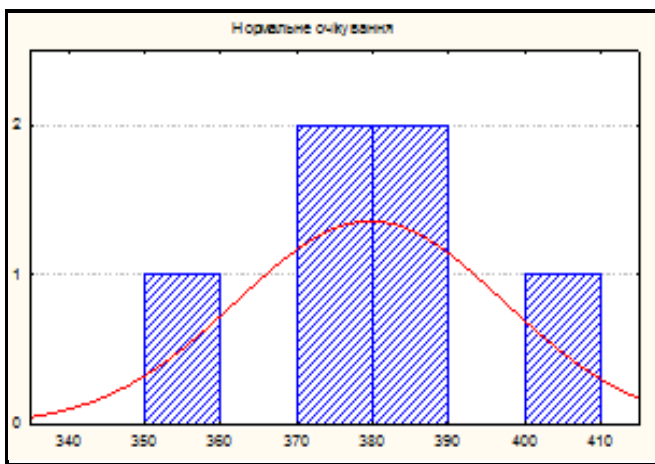
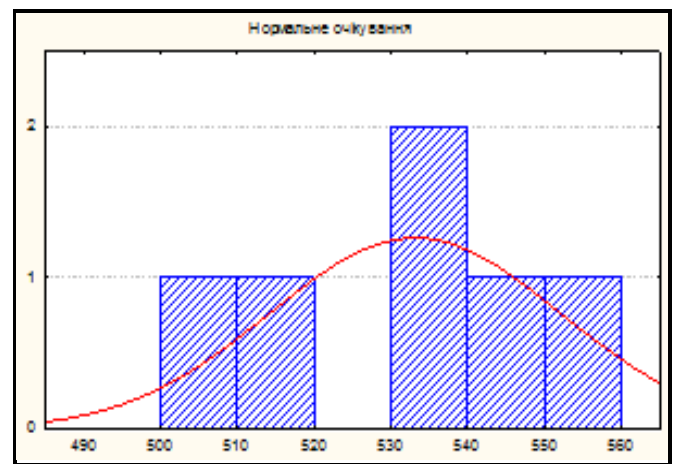
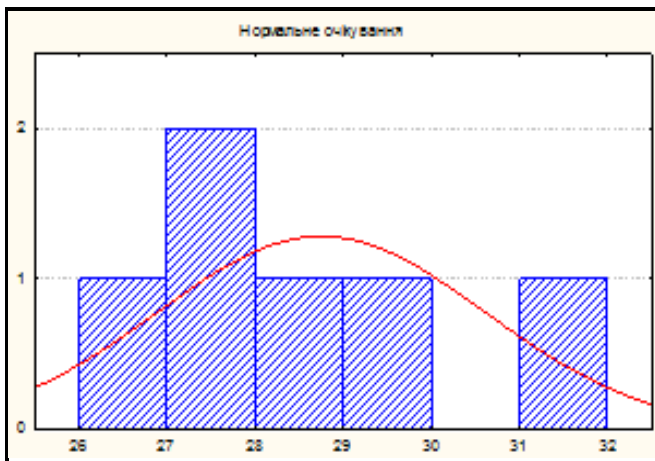
*a**б**в**г**д*

Рисунок 5.9 – Перевірка адекватності розподілу масивів даних нормальному закону: *a* – температура початку чистої прокатки ($T_{п}$); *б* – температура кінця чистої прокатки ($T_{к}$); *в* – границя плинності ($\sigma_{т}$); *г* – границя міцності ($\sigma_{в}$); *д* – відносне видовження

Отримані дані показують, що «границя плинності» та «границя міцності» найбільш залежні від змінної « $T_{п}$ ». Кореляція між ціми параметрами має прямий та тісний зв'язок, отже при зростанні температури початку прокатки показники міцностних властивостей збільшуються.

З метою аналізу сили впливу одночасно двох незалежних змінних (T_p , T_k) на кожну з функцій відгуку (σ_T , σ_B , δ_5) було застосовано математичний апарат багатofакторного дисперсійного аналізу.

Логічна послідовність операцій та принципи застосування однофакторного та багатofакторного дисперсійних аналізів дещо схожа [240]: перевіряються гіпотези о рівності генеральних дисперсій кожної з незалежних змінних та відповідної функції відгуку. При цьому, основною вимогою застосування багатofакторного дисперсійного аналізу є:

- спостереження кожною з незалежних змінних виконуються в однакових умовах;
- як кожна з незалежних змінних, так і кожна з функцій відгуку повинна мати розподіл значень, наближений до закону Гауса [241].

Перевірка гіпотез також здійснюється за допомогою статистики Фішера: розрахунок критерію Фішера і оцінка його потрапляння до певного інтервалу [242]. Результати проведеного дисперсійного аналізу наведено в таблиці 5.9, графічна інтерпретація результатів на рисунку 5.10).

Таблиця 5.9 – Результати багатofакторного дисперсійного аналізу

Границя плинності					
Ефект	Значення	F	Вплив df	Помилка df	p
Перетин	0,000045	44511,42	2	4	0
Границя плинності	0,248792	0,67	12	8	0,743707
Границя міцності					
Перетин	0,000032	46529,39	2	3	0
Границя міцності	0,016247	2,93	14	6	0,096297
Відносне видовження					
Перетин	0,00001	196645,8	2	4	0
Відносне видовження	0,051576	2,3	12	8	0,125648

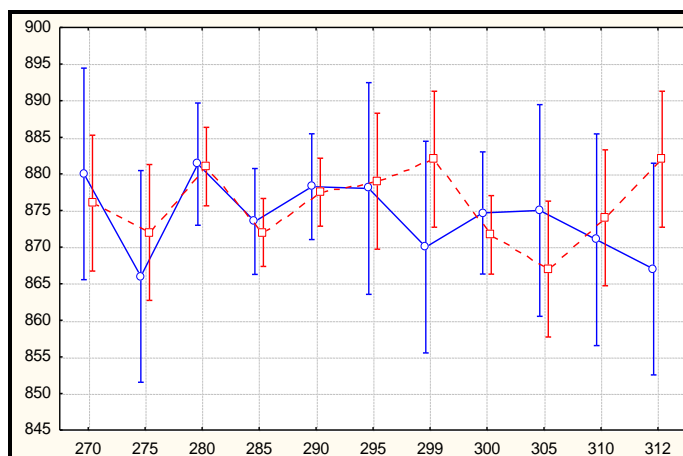
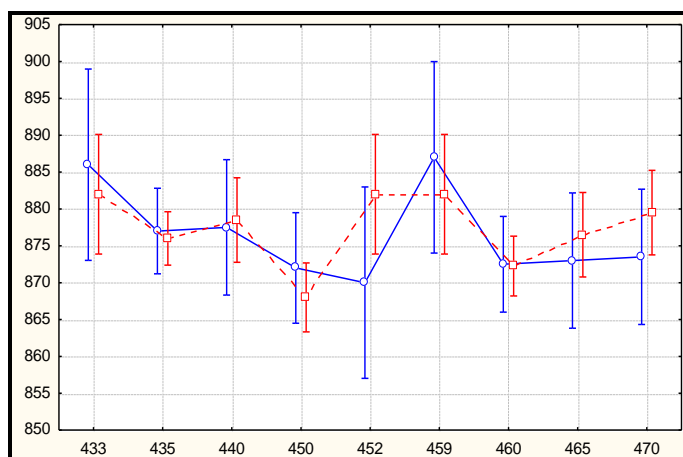
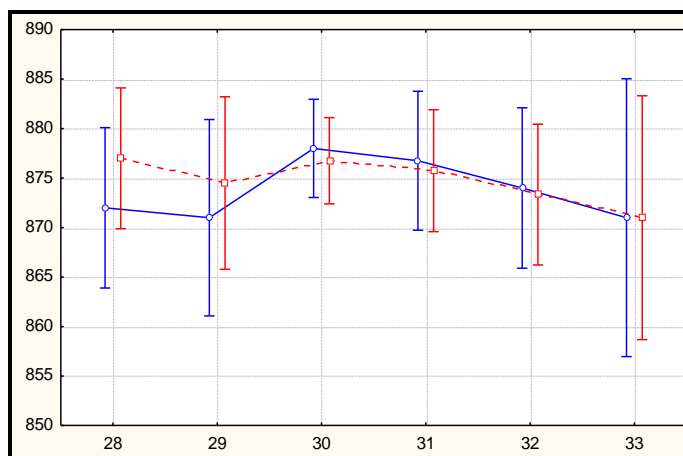
*a**б**в*

Рисунок 5.10 – Графічне відображення впливу незалежних змінних:
a – на границю плинності; *б* – на границю міцності; *в* – на відносне видовження

У нижньому ряду таблиці 5.9 вказані показники для досліджуваного фактора (границя плинності, границя міцності та відносного видовження), а

також критерій F (відношення середніх квадратів ефекту до середніх квадратів помилки), і рівень його значущості (згідно рекомендацій [243]). Те, що дія розглянутого фактору виявилася значимою, показує виділення курсивом. У першому рядку наведено дані за показником «перетин». Величина перетину пов'язана з розкладанням суми квадратів всіх значень даних.

Аналіз наведених на рисунку 5.10 даних показує, що обидві незалежні змінні оказує вплив на всі функції відгуку (границя плинності, границя міцності, відносне видовження). При цьому, найбільш впливовою на функції відгуку є температура початку контрольованої прокатки.

Для побудови математичної моделі впливу одночасно обох незалежних змінних (T_n , T_k) на кожну з функцій відгуку (σ_T , σ_B , δ_5) було застосовано математичний апарат багатofакторного (множинного) регресійного аналізу. При проведенні множинної регресії була отримана модельна залежність функцій відгуку від незалежних змінних у вигляді $Y = f(x, y)$ [244]. В якості нульової гіпотези було прийнято, що залежність кожної з досліджуваних механічних характеристик від температур початку і кінця чистової прокатки задається поліномом, виду

$$y = b_0 + b_1 x_{ij} + \dots + b_j x_{ij} + b_k x_{ik} + e_{i..} \quad (5.1)$$

Результати розрахунку та нелінійного оцінювання коефіцієнтів рівняння регресії представлено в таблиці 5.10.

Всі коефіцієнти задовольняють вимогам і значимість нульової гіпотези підтверджується. Для перевірки адекватності отриманих моделей були побудовані графіки залишків на нормальній імовірнісній папері. Результати представлені на рисунку 5.11.

Отримані результати дозволяють графічно представити досліджувані залежності. Для цього були побудовані поверхні функцій відгуку з урахуванням

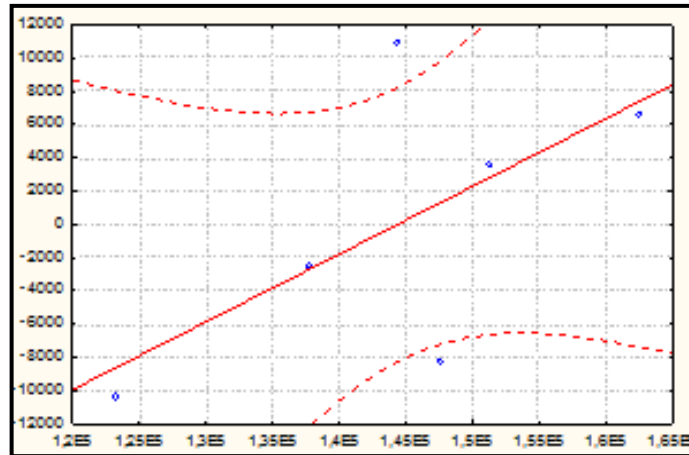
заданих температур інтервалів чорновий прокати. Результати представлені на рисунку 5.12.

Таблиця 5.10 – Нелінійна оцінка коефіцієнтів рівняння регресії (5.1)

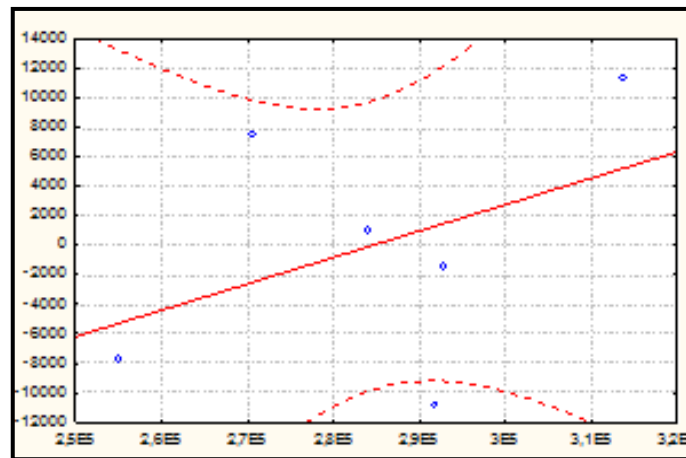
	Коефіцієнти рівняння	Коефіцієнти рівняння	Критерій для оцінки коефіцієнту рівняння регресії	Ймовірність 0-ї гіпотези для коефіцієнтів рівняння регресії	Толеранс
Границя плинності (σ_T)					
T_{Π}	-0,76	-5	-1,85	0,16	0,81
T_{κ}	0,03	0	0,07	0,95	0,81
Границя міцності: (σ_B)					
T_{Π}	-0,97	-10	-3,57	0,04	0,81
T_{κ}	-0,17	-2	-0,64	0,57	0,81
Відносне видовження: (δ_5)					
T_{Π}	0,16	0,0	0,31	0,78	0,81
T_{κ}	0,64	0,0	1,24	0,30	0,81

5.5. Дослідження впливу деформації на формування структури низьковуглецевих низьколегованих сталей

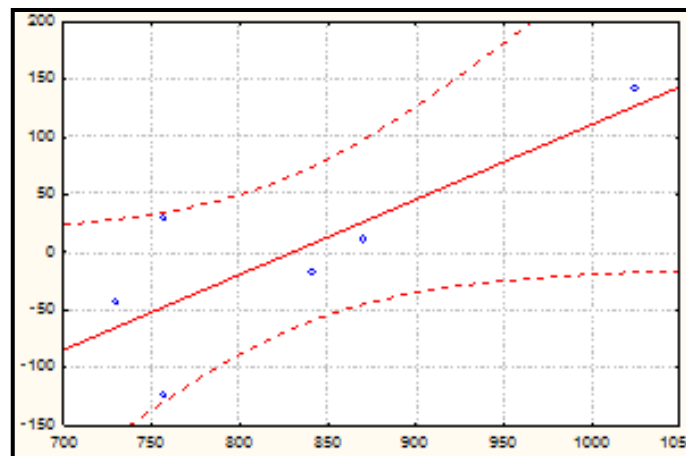
Опір метала деформаційному впливу є одним з основних параметрів, які слід враховувати при розробці режимів виробництва будь-якого металопрокату [245]. Зазвичай, опір метала деформаційному впливу зростає зі збільшенням ступеня деформації за рахунок збільшення щільності дислокацій. При деформаційній обробці більшості сплавів на основі заліза швидкість деформаційного зміцнення починає знижуватися до певного значення ступеню обтиснення, що пояснюється початком дії процесів знеміцнення [217].



a



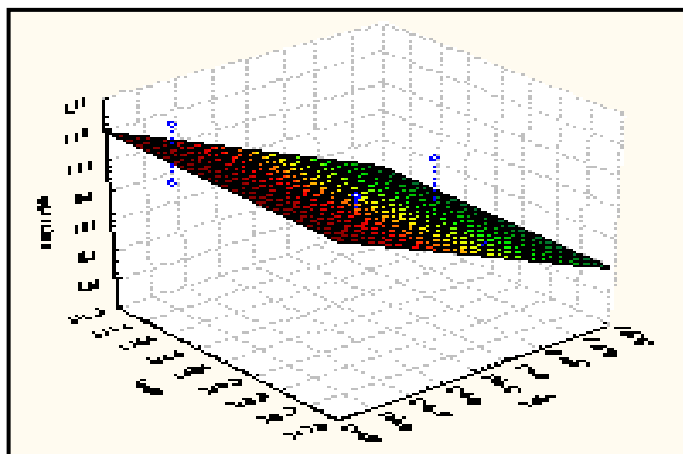
б



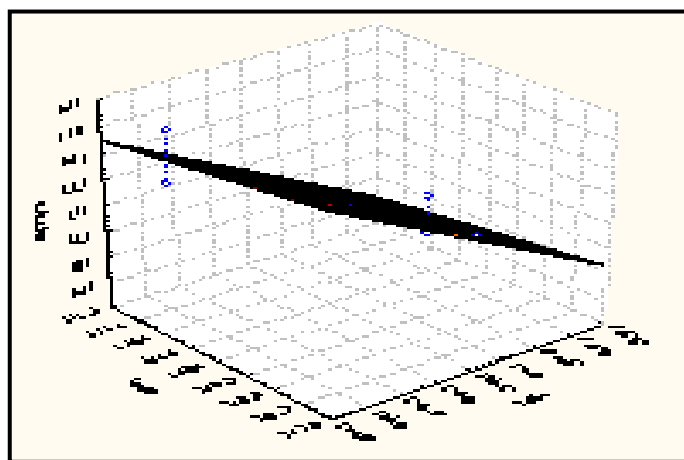
в

Рисунок 5.11 – Перевірка адекватності отриманих моделей: $a - \sigma_m = f(T_n, T_k)$; $б - \sigma_b = f(T_n, T_k)$; $в - \delta_5 = f(T_n, T_k)$

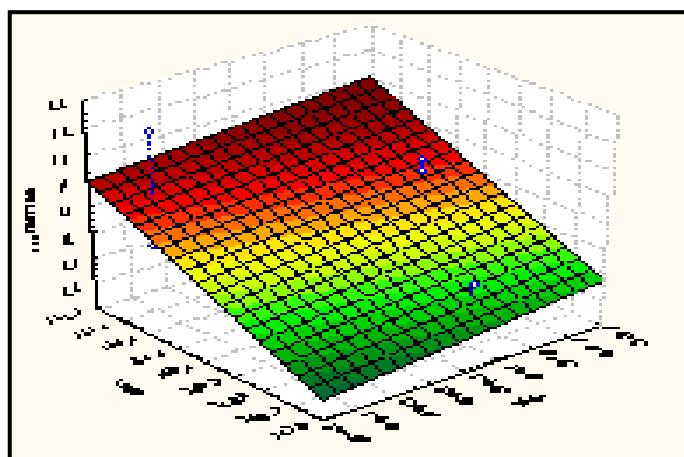
При наступному збільшені ступеню обтиснення, опір металу деформаційному впливу набуває максимального значення с наступним зниженням до стабільного значення.



а



б



в

Рисунок 5.12 – графічна інтерпретація отриманих моделей:

$$а - \sigma_m = f(T_n, T_k); \quad б - \sigma_6 = f(T_n, T_k); \quad в - \delta_5 = f(T_n, T_k)$$

При цьому, слід зазначити, що максимальне значення напружено-деформованого стану свідчить про досягнення балансу між процесами

зміцнення та знеміцнення на певному структурному рівні [217, 245]. Під час протікання знеміцнення активуються процеси полігонізації та рекристалізації. Схематично приклад взаємозв'язку між деформацією та еволюцією структурного стану наведено на рисунку 5.13 [246].

На комплекс процесів, які відбуваються в матеріалі під час деформації, значний вплив оказує його хімічний та фазовий склад. Так наприклад, на рисунку 5.14 наведена мікроструктура сталей Ст3 (без карбонітрідного зміцнення) та сталі 10Г2ФБ (з карбонітрідним зміцненням), які піддавали деформації с однаковим ступенем при однаковій температурі.

Аналіз представлених мікроструктур показує, що відмінність в процесах, які впливають на формування структурного стану під час деформації. Так, для сталі Ст3 спостерігаються певні наслідки процесу полігонізації (дивись рисунок 5.14 б), а саме формування дрібного зерна фериту по колишнім полігональним границям аустеніту. Для сталі 10Г2ФБ спостерігаються наслідки рекристалізаційних процесів, про що свідчить певна різнозеренність.

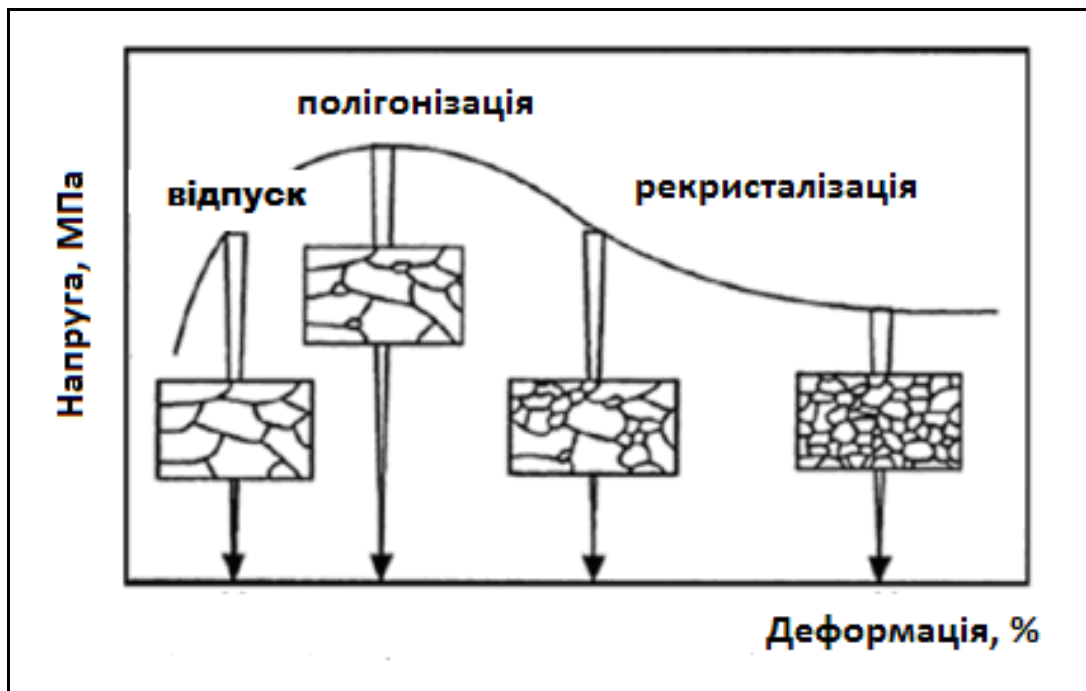


Рисунок 5.13 – Взаємозв'язок між деформацією під дією зовнішнього навантаження та еволюцією структурного стану (за даними роботи [246])

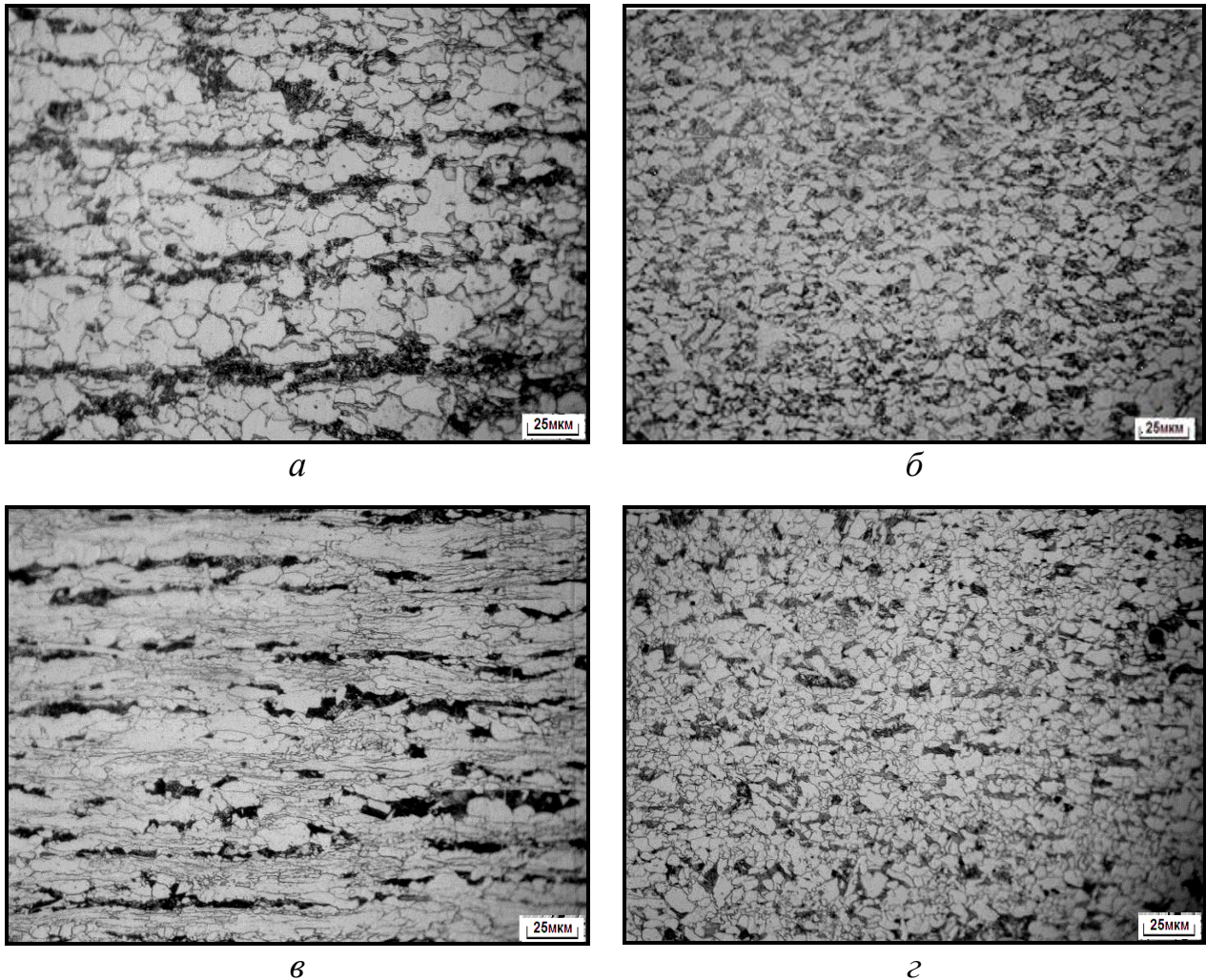


Рисунок 5.14 – Мікроструктура низьковуглецевих низьколегованих сталей:

а, б – сталь Ст3; *в, г* – сталь 10Г2ФБ; *а, в* – стан постачання;
б, г – відносна деформація 20% при температурі 980°C

Виходячи з результатів, отриманих в п.п 5.1...5.4 цієї роботи, було проведено експериментальну прокатку у міжкритичному інтервалі температур $T_{п} = 950 \pm 20^{\circ}\text{C}$, яка основана на збереженні дислокаційної субструктури аустеніту, перешкоджанню рекристалізації аустеніту та фериту, завершенні деформації нижче температури $A_{с1}$. Температура початку деформації була обрана таким чином, щоб імітувати кінець деформації в черновій кліті по режимам, які запропоновано в технологічній схемі полігонізаційної контрольованої прокатки [45]. Запропонований режим обтиснення в

міжкритичному інтервалі температур для сталей Ст3 і 10Г2ФБ, імітував сумарну деформацію в чистовій кліті, яка відбуваються на металургійних комбінатах при виготовленні товстого листа.

Таким чином, в лабораторних умовах було застосовано режим, який включав деформацію за 5 проходів, під час кожного проходу обтиснення здійснювалось з мінімально можливим рівнем для лабораторного обладнання (відносна деформація складала 7,5%). Після кожного проходу структура зразків фіксувалась за допомогою гартування. Результати металографічних досліджень узагальнено та приведено на рисунках 5.15...5.17.

Проведений комплекс досліджень показав, що зародження феритної складової відбувається на великокутових границях колишнього аустенітного зерна. Про це свідчить поява алотріаморфного фериту [247] в структурі обох сталей після певного ступеня деформації (рисунки 5.16).

При цьому, збільшення відносної деформації до 37% призводить до подрібнення феритної фази, яка формується під час деформації. Поява дрібного феритного зерна пояснюється збереженням дислокаційної субструктури, яка формується під час деформації аустенітної фази до початку перетворення аустеніт-ферит.

Цей факт надає змогу зароджуватися феритним кристалом як на великокутових, так і на дислокаційних границях аустеніту. Як наслідок, зниження температури кінця прокатки до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур с одночасною деформацією дозволить отримати в структурі металопрокату аустенітно-феритний конгломерат з підвищеною щільністю дислокацій.

Таким чином, фазове перетворення аустеніт-перліт призведе до формування в структурі сталі квазіевтектоїду с найбільш вигідною, с точки зору комплексу властивостей, формою цементитного каркасу.

Проведений комплекс досліджень (дивись розділи 3 та 4 цієї роботи) дозволив встановити наступне.

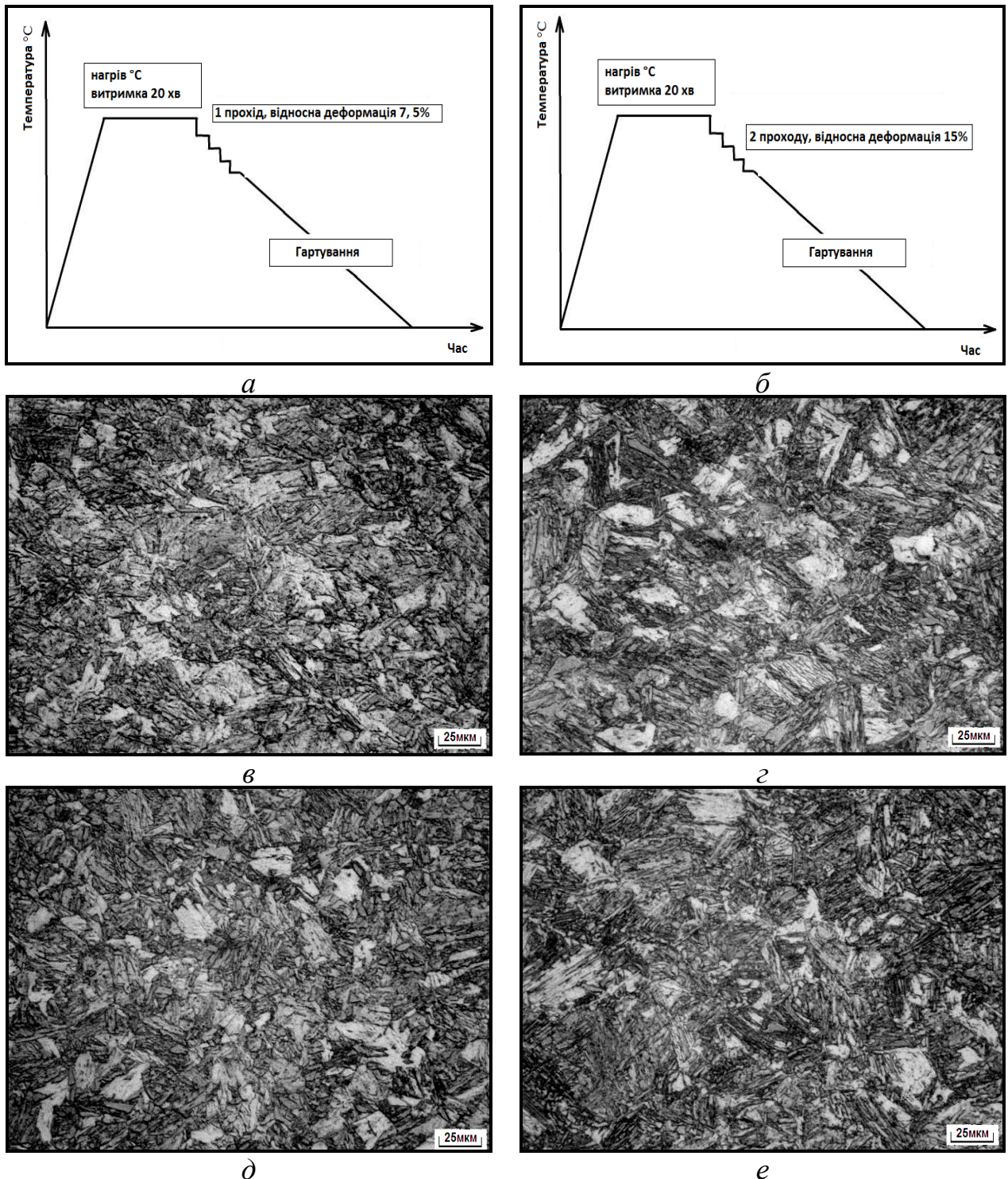


Рисунок 5.15 – Мікроструктура досліджуваних сталей після лабораторного експерименту: *а, б* – схема експерименту; *в, з* – 1-й прохід (відносна деформація 7,5%); *д, е* – 2-й прохід (відносна деформація 15%); *в, д* – сталь Ст3; *з, е* – сталь 10Г2ФБ

З точки зору механічних властивостей є найбільш ефективним є какркас стрічкового типу.

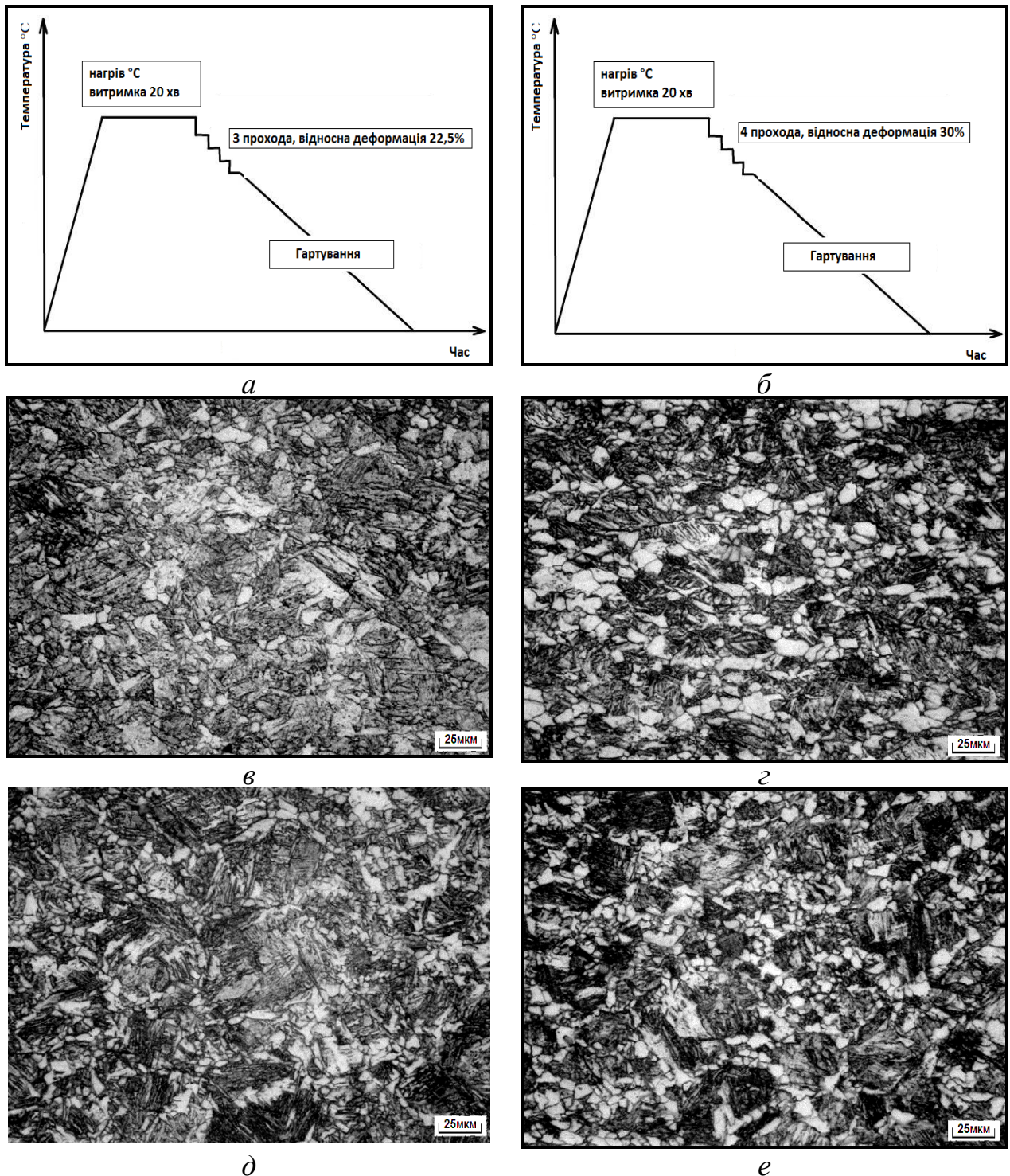
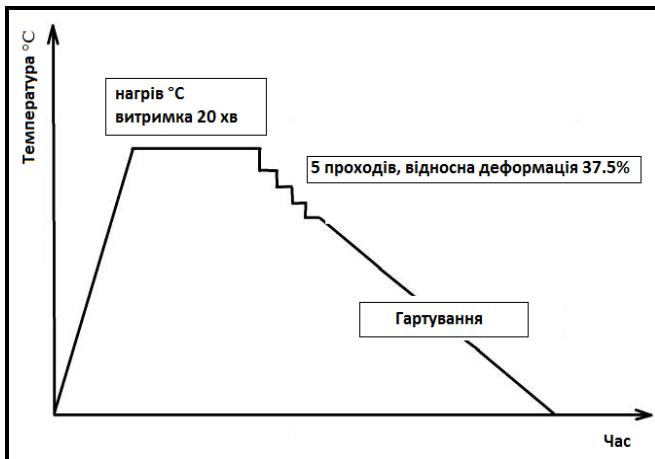
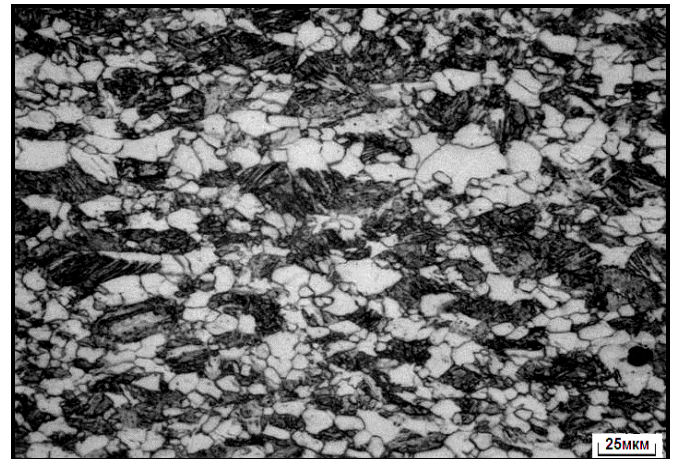


Рисунок 5.16 – Мікроструктура досліджуваних сталей після лабораторного експерименту: *а, б* – схема експерименту; *в, з* – 3 проходу (відносна деформація 22,5%); *д, е* – 4 проходу (відносна деформація 30%); *в, д* – сталь Ст3; *з, е* – сталь 10Г2ФБ



а



б

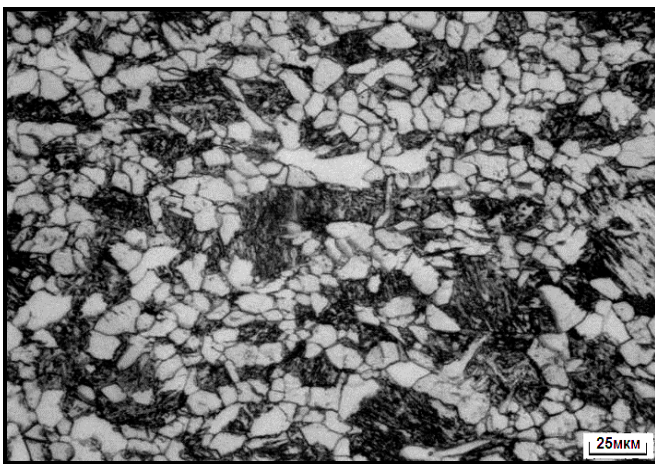


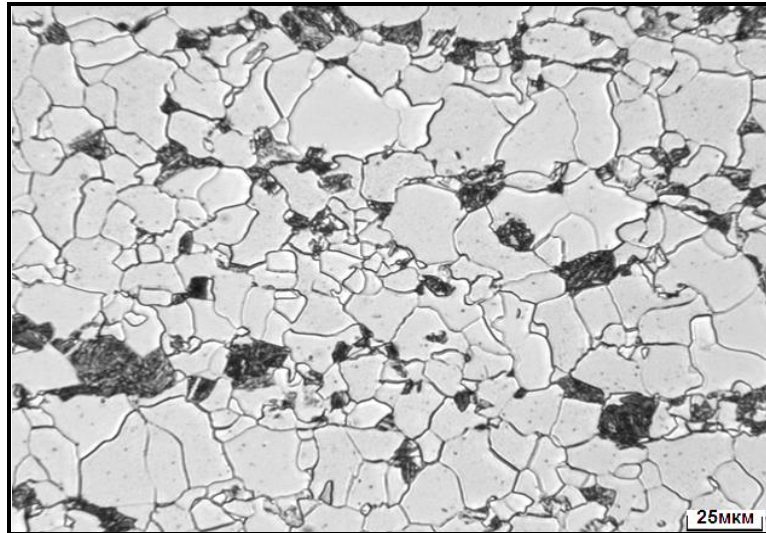
Рисунок 5.17 – Мікроструктура досліджуваних сталей після лабораторного експерименту: а – схема експерименту; б, в – 5 проходів (відносна деформація 37,5%); б – сталь Ст3; в – сталь 10Г2ФБ

5.6. Дослідження впливу швидкості охолодження на параметри квазіевтектоїду

Аналіз результатів роботи [248] показав, що в низьковуглецевих низьколегованих сталях перлітні структури формуються в діапазоні швидкостей охолодження $0,04 \dots 10^\circ\text{C}/\text{сек}$, що відповідає післядеформаційному охолодженню в технологічній схемі виробництва листового прокату з даного типу сталей [249].

З метою встановлення впливу переохолодження аустеніту на морфологію перлітних колоній, що утворилися, було проведено комплекс досліджень, який спрямовано на встановлення взаємозв'язку між швидкістю післядеформаційного охолодження та морфологією колоній квазіевтектоїду. У якості матеріалу для даного дослідження було обрано сталь 10Г2ФБ.

На рисунках 5.18...5.20 наведено зображення структури і тонкої структури сталі 10Г2ФБ після охолодження зі різними швидкостями. Основними складовими мікроструктури для всіх випадків є поліедричний ферит і перліт.



a

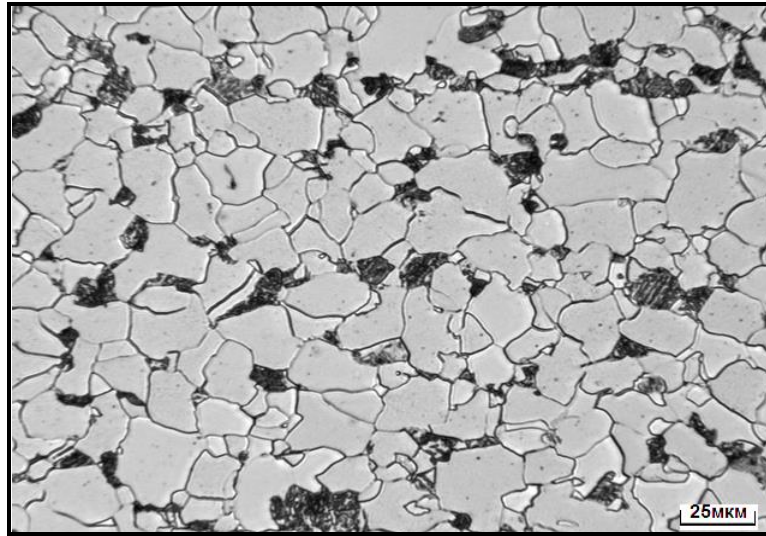


b ($\times 15000$)

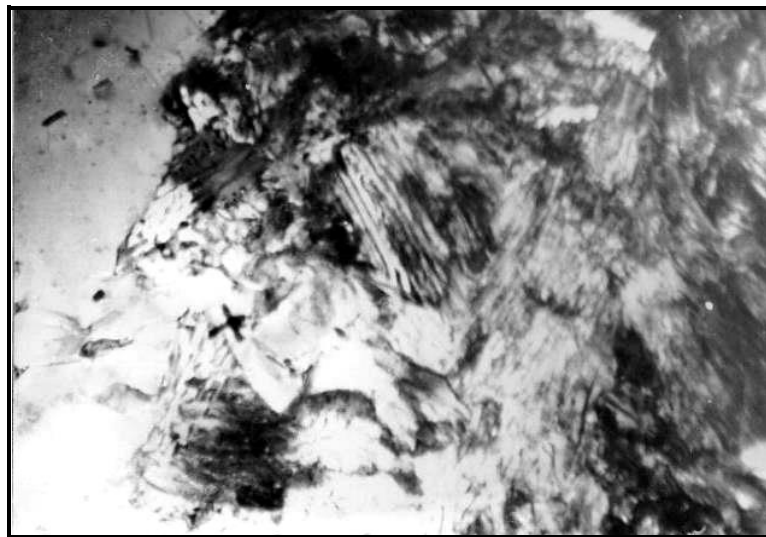
Рисунок 5.18 – Мікроструктура сталі 10Г2ФБ після охолодження зі швидкістю $0,04^{\circ}\text{C}/\text{сек}$

Феритні зерна з невеликою щільністю дислокацій розділені мало кутовими границями (рисунок 5.18 б). Перлітні області складаються з декількох перлітних колоній (рисунок 5.18 б), перліт тонкопластинчатий (виділення

цементиту мають форму тонких пластин), великі перлітні колонії разорієнтовані. Збільшення швидкості охолодження до $5^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ приводить до формування переважно колоній стрічкової форми, але в структурі присутні ділянки з роздробленими пластинками цементиту (рисунок 5.19 б).



a

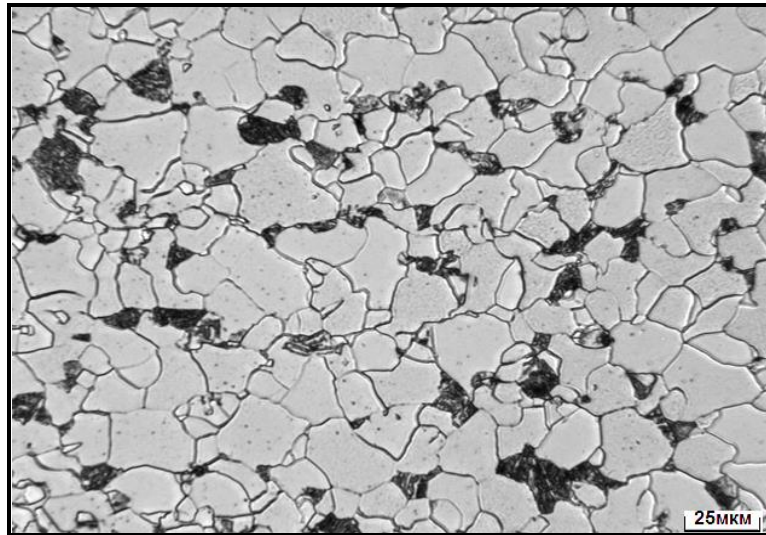


б ($\times 12000$)

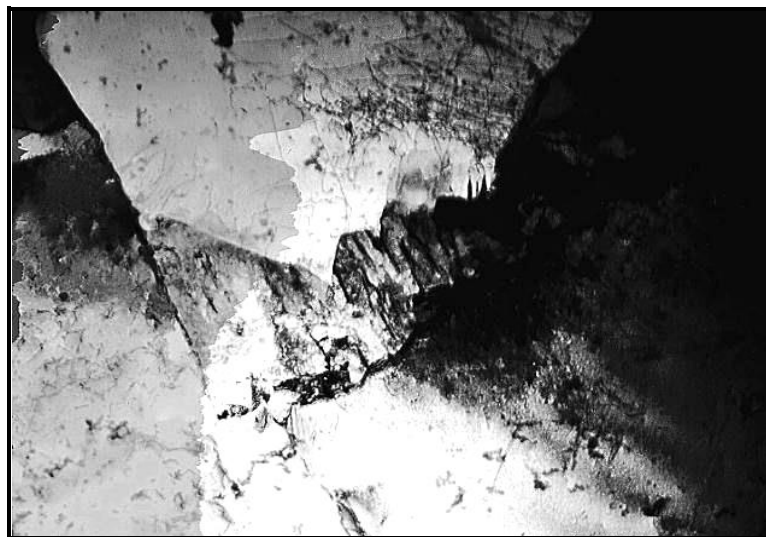
Рисунок 5.19 – Мікроструктура сталі 10Г2ФБ після охолодження зі швидкістю $5^{\circ}\text{C}/\text{сек}$

Збільшення швидкості охолодження до $10^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ призводить до незначного придушення дифузійного механізму перетворення аустеніту. Як наслідок, в структурі металу разом з перлітною складовою починає

формуватися бейнітна (рисунок 5.20 *a*). Перлітна фаза виявляється затиснутою між зернами фериту.



a



b ($\times 12000$)

Рисунок 5.20 – Мікроструктура сталі 10Г2ФБ після охолодження зі швидкістю 10°C/сек

З метою визначення кількісних характеристик зміни параметрів перлітної складової в залежності від швидкості охолодження була проведена статистична обробка експериментальних значень.

Для кожної швидкості охолодження вимірювалися середній розмір перлітної колонії і межпластинчата відстань. Гістограми розподілу значень

наведено на рисунку 5.21. Статистичний аналіз отриманих даних представлений в таблицях 5.11 та 5.12.

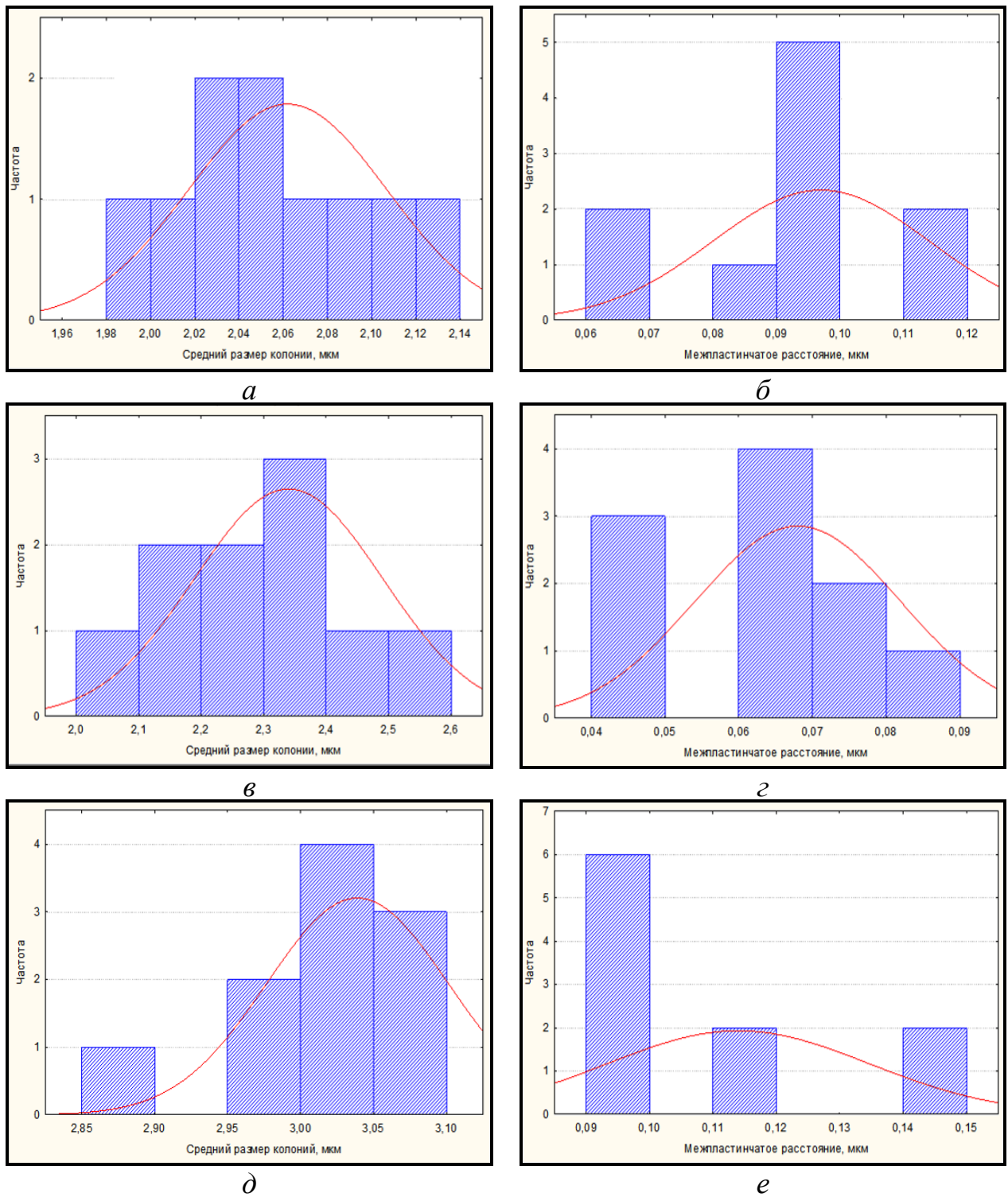


Рисунок 5.21 – Гістограми розподілу значень: *a*, *в*, *д* – середній розмір колоній;
б, *г*, *е* – середній розмір міжпластинчатої відстані;
a, *б* – $0,04^{\circ}\text{C}/\text{сек}$; *в*, *г* – $5^{\circ}\text{C}/\text{сек}$; *д*, *е* – $10^{\circ}\text{C}/\text{сек}$

Таблиця 5.11 – Статистичний аналіз результатів вимірювання розмірів перлітних колоній (D) для всіх досліджуваних швидкостей охолодження

$v_{\text{охл}}$, °C/сек	Кількість вимірів	Середнє, мкм	Медиана, мкм	Мінімум, мкм	Максимум, мкм	Дисперсія	Середнє квадратичне відхилення
0,04	10	2,06	2,06	1,99	2,13	0,0019	0,0440
5	10	2,47	2,5	2,2	2,7	0,0201	0,1418
10	10	3,04	3,05	2,9	3,1	0,0039	0,06226

Таблиця 5.12 – Статистичний аналіз результатів вимірювання міжпластинчатої відстані в перлітних колоніях (S_0) для всіх досліджуваних швидкостей охолодження

$v_{\text{охл}}$, °C/сек	Кількість вимірів	Середнє, мкм	Медиана, мкм	Мінімум, мкм	Максимум, мкм	Дисперсія	Середнє квадратичне відхилення
0,04	10	0,097	0,100	0,070	0,120	0,0003	0,0171
5	10	0,074	0,080	0,050	0,100	0,0003	0,0184
10	10	0,114	0,100	0,100	0,150	0,0004	0,0207

Аналіз наведених даних показує, що всі досліджувані значення з достовірністю 95% описуються нормальним розподілом і, отже, можуть піддаватися подальшій математичній обробці з метою побудови математичної моделі.

На рисунку 5.22 *a* наведено графічну залежність середнього розміру колонії квазіевтектоїда в залежності від швидкості охолодження. На рисунку 5.23 представлено перевірку адекватності отриманих залежностей.

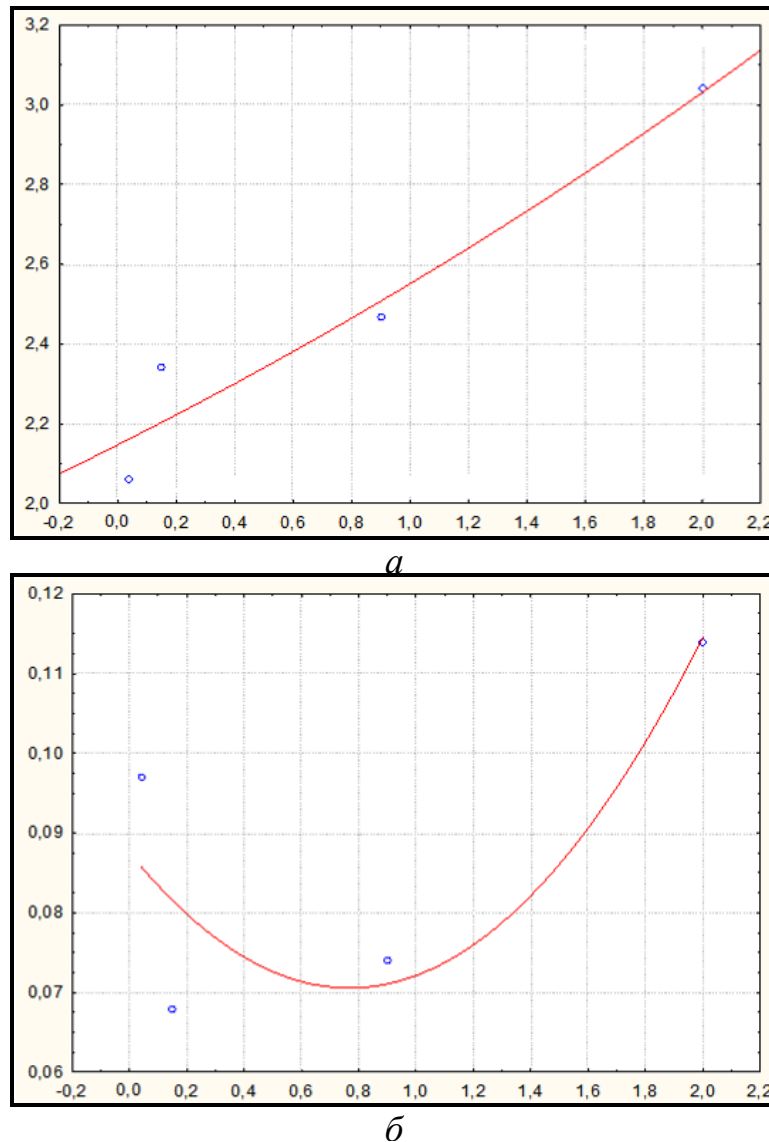


Рисунок 5.22 – Отримані регресійні моделі: *a* - залежності середнього розміру колоній квазієвтектоїда від швидкості охолодження;
b - межпластинчатого відстані від швидкості охолодження

Аналіз наведених залежностей показує, що середній розмір колоній збільшується зі збільшенням швидкості охолодження.

Отримана регресійна модель дозволила визначити, що залежність має експонентний характер і описується рівнянням:

$$D = a \times \exp(b \times V). \quad (5.2)$$

де *a* і *b* - значущі коефіцієнти, що визначаються з рівняння регресії.

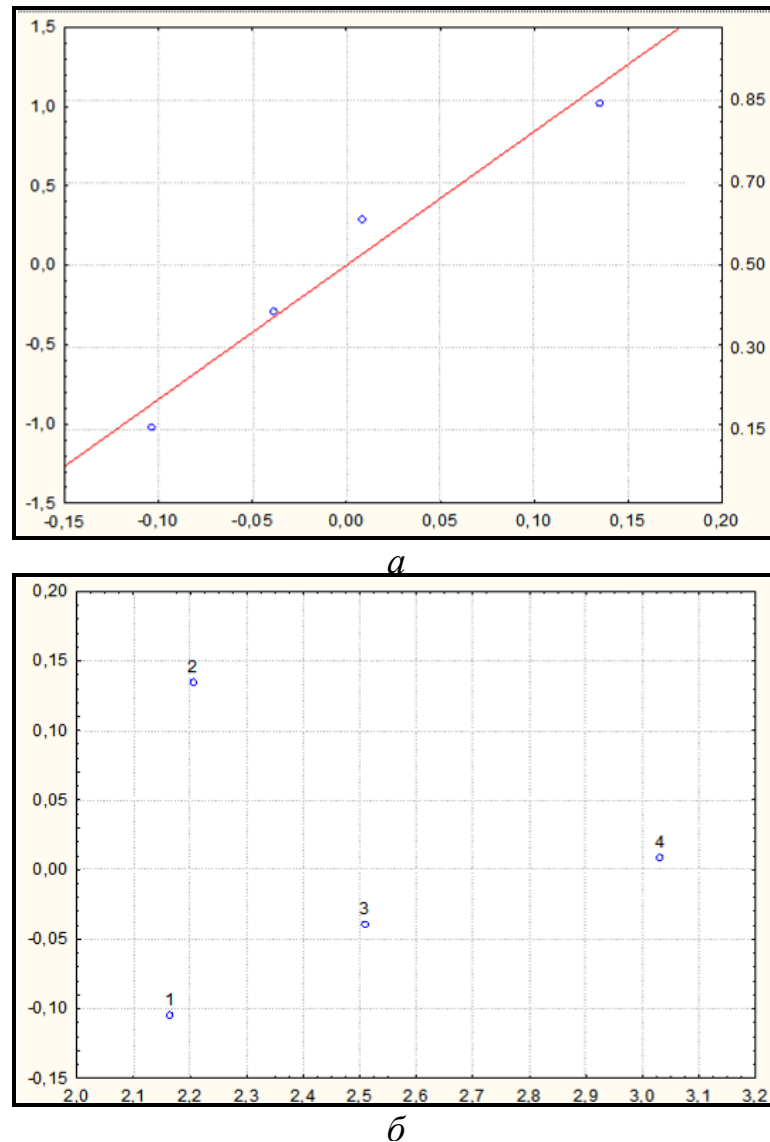


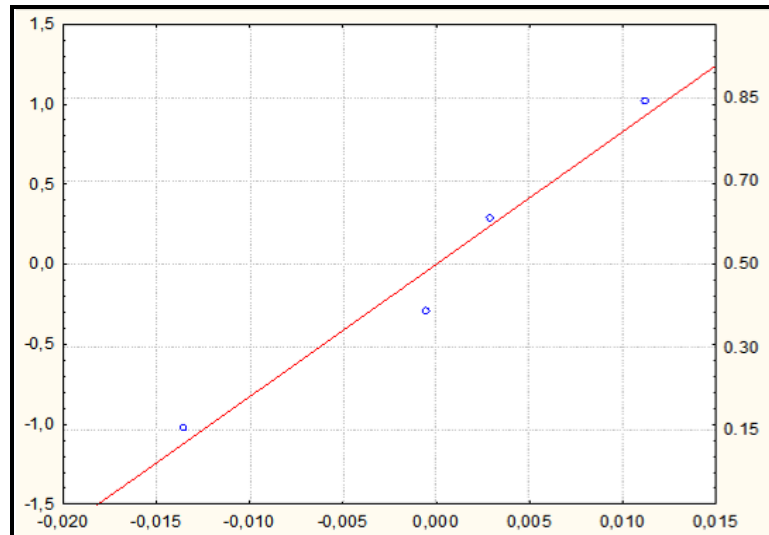
Рисунок 5.23 – Перевірка адекватності моделі залежності розміру колоній квазіевтектоїду від швидкості охолодження за квазіньютонівським методом залишків: *a* – графік розподілу залишків на нормальному імовірнісному папері; *b* – розподіл залишків

На рисунку 5.22 *b* наведено графік залежності середньої міжпластинчастої відстані від швидкості охолодження. Отримана регресійна модель дозволила визначити, що залежність має поліноміальний характер і описується рівнянням:

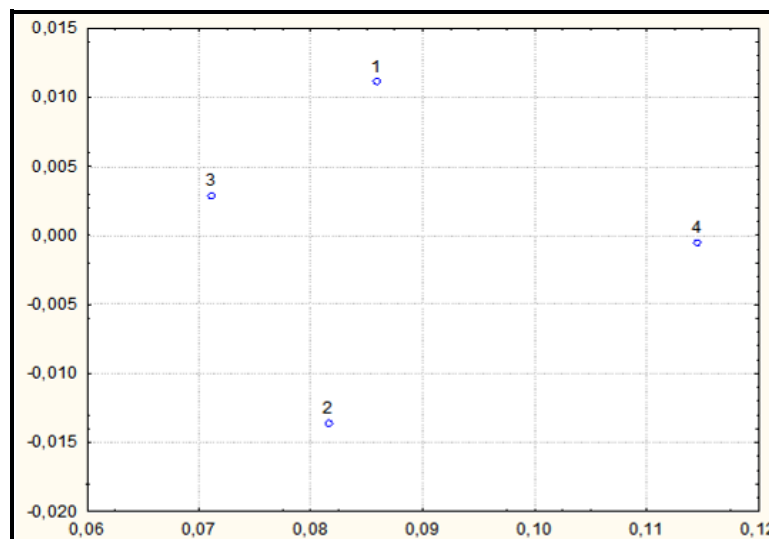
$$S_0 = b_0 + b_1 \times V + b_2 \times V^2, \quad (5.3)$$

де b_0 , b_1 , b_2 , значимі коефіцієнти, що визначаються з рівняння регресії.

Для перевірки адекватності отриманих моделей був застосований квазіньютонівський метод залишків (рисунки 5.23...5.24).



a



б

Рисунок 5.24 – Перевірка адекватності моделі залежності середньої міжпластинчастої відстані в колоніях квазіевтектоїду від швидкості охолодження за квазіньютонівським методом залишків: *a* – графік розподілу залишків на нормальному імовірнісному папері; *б* – розподіл залишків

Аналіз графік розподілу залишків на нормальному імовірнісному папері показує, що, для обох моделей, залишки з достатнім ступенем точності лягають

на пряму, яка відповідає нормальному закону розподілу. Тому гіпотеза про нормальний розподіл помилок приймається.

З графіків розподілу залишків випливає, що, для обох моделей, залишки хаотично розкидані на площині і в їх поведінці немає закономірностей. Немає підстави говорити, що залишки корелюються між собою. Отже, можна зробити висновок, що регресійні моделі адекватно описують досліджувані залежності [250].

В таблиці 5.13 наведено дані, щодо відсоткового вмісту колоній квазіевтектоїду з різним типом цементитного каркасу.

Таблиця 5.13 – Відносна кількість колоній різної морфології
(за типом цементитного каркасу)

Швидкість охолодження	Тип колонії		
	<i>Стрічковий, %</i>	<i>Зигзагоподібний, %</i>	<i>Віяльний, %</i>
0,04°C/сек	61	31	8
5°C/сек	64	30	6
10°C/сек	50	50	–

Аналіз результатів проведених досліджень показав можливість корегування процесів формування структурних і субструктурних компонентів шляхом безперервного деформування в міжкритичному інтервалі температур. При цьому, зниження температури кінця гарячої деформації до нижній границі міжкритичного інтервалу температур дозволить додатково покращити та стабілізувати комплекс механічних характеристик прокату для будівельних конструкцій.

5.7. Висновки по розділу 5.

1. Проаналізовано особливості процесів структуроутворення, які відбуваються в металопрокаті з низьковуглецевих низьколегованих сталей при

застосуванні найбільш поширених технологічних схем виробництва: гарячої та контрольованої прокатки. Встановлено, що ефективний і стабільний вплив деформації на структуру низьковуглецевих низьколегованих сталей визначається наявністю і величиною трьох температурних інтервалів, обмежених критичними точками перетворення і температурами рекристалізації деформованого аустеніту.

2. З застосуванням математичного апарату теорії обробки масивів експериментальних даних встановлено взаємозв'язок між параметрами технологічних схем (гаряча прокатка та контрольована прокатка) та основними механічними властивостями металопродукту. Проведений кореляційний аналіз показав наявність залежностей між функціями відгуку (механічними характеристиками) та змінними (температурами початку та кінця чистової прокатки).

3. Застосування однофакторного та багатфакторного дисперсійних аналізів дозволило встановити вплив кожної зі змінних на кожну функцію відгуку. При цьому показано, що зміна температурного інтервалу чистової прокатки призводить до змінення міцностних характеристик (для технологічної схеми контрольованої прокатки). Пластичні властивості залишаються незмінними.

4. З застосуванням математичного апарату однопараметричного (для гарячої прокатки) та багатпараметричного (для контрольованої прокатки) регресійного аналізу побудовано математичні моделі взаємозв'язку між механічними характеристиками та температурами початку та кінця чистової прокатки. Перевірка адекватності отриманих моделей здійснювалась графічними методами і показала високу збіжність отриманих результатів. Аналіз моделей показав, що підвищення температури початку чистової прокатки (для контрольованої прокатки) призведе до підвищення рівня міцностних характеристик. Для технологічної схеми гарячої прокатки

позитивний вплив на комплекс властивостей буде оказувати розширення температурного діапазону гарячої деформації.

5. Досліджено вплив деформації на процеси формування структури низьковуглецевих низьколегованих сталей. Встановлено, що відносна деформація 37% призводить до подрібнення феритної фази, за рахунок збільшення місць зародження шляхом збереженням дислокаційної субструктури, яка формується під час деформації аустенітної фази.

6. Показано, що зниження температури кінця прокатки до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур с одночасною деформацією дозволить отримати в структурі металопрокату аустенітно-феритний конгломерат з підвищеною щільністю дислокацій. Таким чином, фазове перетворення аустеніт–перліт призведе до формування в структурі сталі квазіевтектоїду с найбільш вигідною, с точки зору комплексу властивостей, формою цементитного каркасу.

7. Аналіз результатів проведених досліджень показав можливість корегування процесів формування структурних і субструктурних компонентів шляхом безперервного деформування в міжкритичному інтервалі температур. При цьому, зниження температури кінця гарячої прокатки до нижній границі міжкритичного інтервалу дозволить додатково покращити та стабілізувати комплекс механічних характеристик прокату для будівельних конструкцій.

5.8. Список використаних джерел в розділі 5

У розділі 5 використані джерела [45, 212-250]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 6. РОЗРОБКА УДОСКОНАЛЕНОЇ ТЕХНОЛОГІЧНОЇ СХЕМИ ВИРОБНИЦТВА ВИСОКОМІЦНОГО ПРОКАТУ З НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

6.1. Технологічна схема безперервної контрольованої прокатки

Аналіз результатів проведених досліджень показав можливість корегування процесів формування структурних і субструктурних компонентів низьковуглецевих низьколегованих шляхом одночасного температури нагріву і кінця прокатки; сумарного ступеня деформації і розподілу деформації по температурі; швидкості післядеформаційного охолодження. Проведений в даній роботі комплекс експериментальних та теоретичних досліджень дозволив запропонувати схему виробництва, яку наведено на рисунку 6.1.

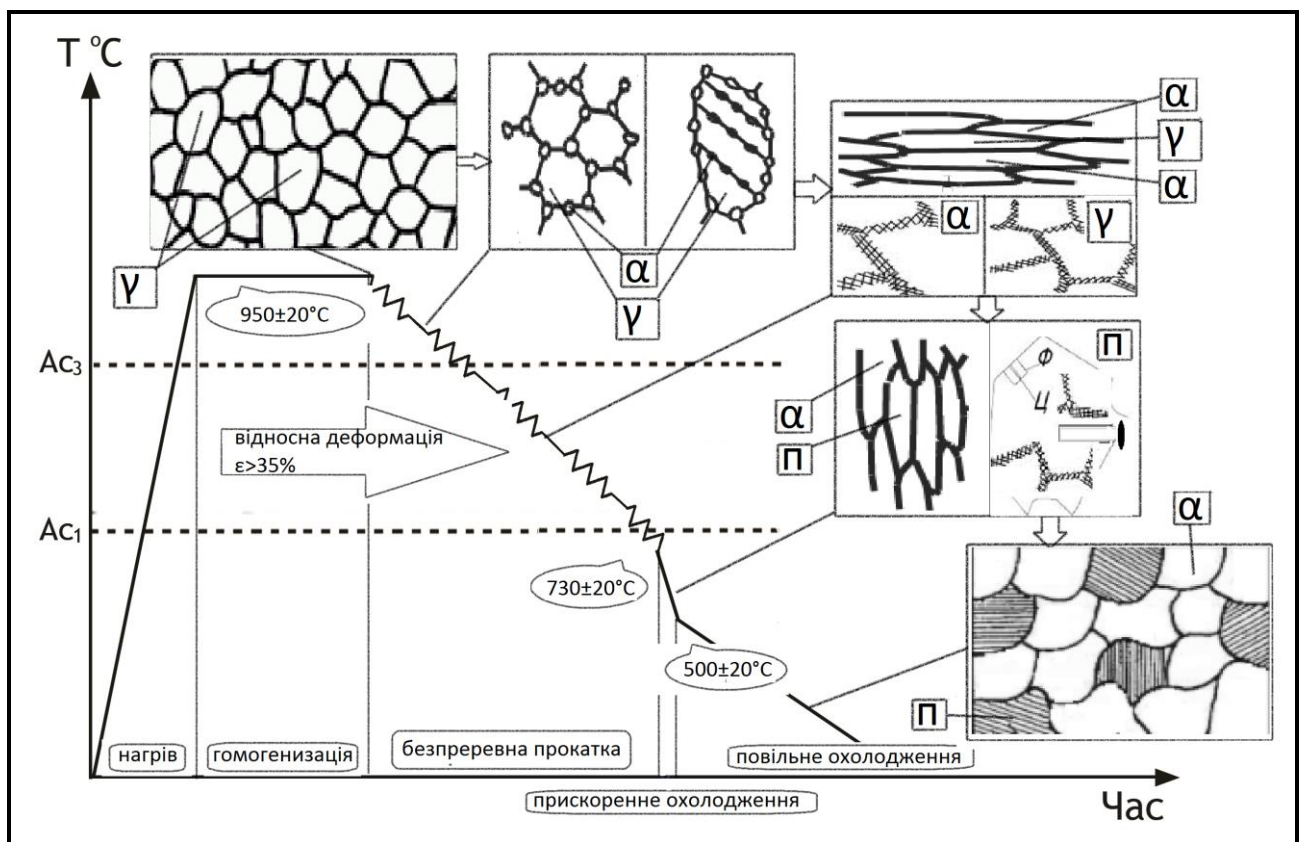


Рисунок 6.1 – Запропонована схема виробництва прокату з низьковуглецевих низьколегованих сталей

Умовно, запропоновану схему можливо розподілити на декілька областей:

- нагрів слябу, прокатка до температур початку фазового перетворення аустеніту на ферит (деформація аустенітної структури);
- деформація в міжкритичному інтервалі температур (деформація двохфазної аустеніт-ферит структури);
- прискорене охолодження після температури кінця прокатки (в діапазоні швидкостей перлітного перетворення);
- повільне охолодження на спокійному повітрі.

При розробці температурно-деформаційних режимів обробки металу при температурах вище критичної точки A_{C3} використовувались результати, отримані в роботах [251-253]. Головною метою даного етапу обробки є створення стійкої полігонізованої структури аустеніту та збереження її до температур верхньої частини міжкритичного інтервалу. Полігонізовану структуру аустеніту можна стабілізувати шляхом збільшення числа циклів та зниження температури початку гарячої деформації. Це дає такі позитивні ефекти: посилюється процес полігонізації, зберігаються субзеренні границі, що виникають, затримується рекристалізація, а примусове зниження температури на 10...20 °C нижче критичної точки A_{C3} призводить до появи перших зародків фериту на великокутових та полігональних границях аустеніту, які служать місцями гетерогенного зародження численних кристалів нової фази α -фериту [254, 255].

Подальша деформація, яка відбувається в міжкритичному інтервалі температур.

Загальні положення формування структури при деформації в двохфазній області розглянуті в роботах [256, 257]. При обробці тиском в міжкритичному інтервалі температур деформуються одночасно обидві фази аустенітна та

феритна. В верхній частини температурного інтервалу міжкритичної області збільшення ступеню деформації призводить до відповідного збільшення щільності дислокацій в структурних складових. При цьому, порівняно висока температура прокатки призводить до формування розвиненої субструктури малокутових полігональних границь. Продовження деформації з одночасним зниженням температури прокатки призводить до перерозподілу вуглецю в об'ємі деформованого аустеніту. Внаслідок цього процесу відбувається повторне зародження фериту як на великокутових так і на малокутових границях аустенітного зерна [258]. Внаслідок повторного формування феритних зародків вуглець витискується в аустеніт [259], що призводить до підвищення концентрації. Застосування прискореного охолодження зі швидкостями, які забезпечують формування структури квазіевтектоїда (дивись п. 5.6 даної роботи).

Концентрація дефектів кристалічної будови в аустеніті та фериті в міжкритичному інтервалі температур різна [260, 261]. При цьому більш значний вплив на процеси структуроутворення має саме щільність та дефектів кристалічної будови в аустеніті, так як саме вони в значному ступені визначають механізм зародження та зростання колоній квазіевтектоїду при наступному охолодженні [262, 263].

Оскільки, основною ідеєю запропонованого режиму є збільшення комплексу механічних властивостей за рахунок формування структурного стану, який характеризується дисперсною феритною складовою та перлітними колоніями з заданою морфологією цементитного каркасу, то практичну перевірку здійснювали на наступних сталях: Ст3 (без карбонітрідного зміцнення) та 10Г2ФБ (с карбонітрідним зміцненням); 09Г2С та 10ХСНД.

Для всіх зазначених сталей лабораторну обробку здійснювали по режиму, схема якого наведена на рисунку 6.2.

6.2. Порівняльний аналіз структури металопрокату в стані постачання та після безперервної контрольованої прокатки

Результати проведеного комплексу структурних досліджень представлено на рисунках 6.3 та 6.4.

Проведений комплекс металографічних досліджень показує, що після безперервної контрольованої прокатки в структурі усіх досліджуваних сталей присутня дрібнозерниста ферито-перлітна структура (порівняно зі штатною технологією виробництва).

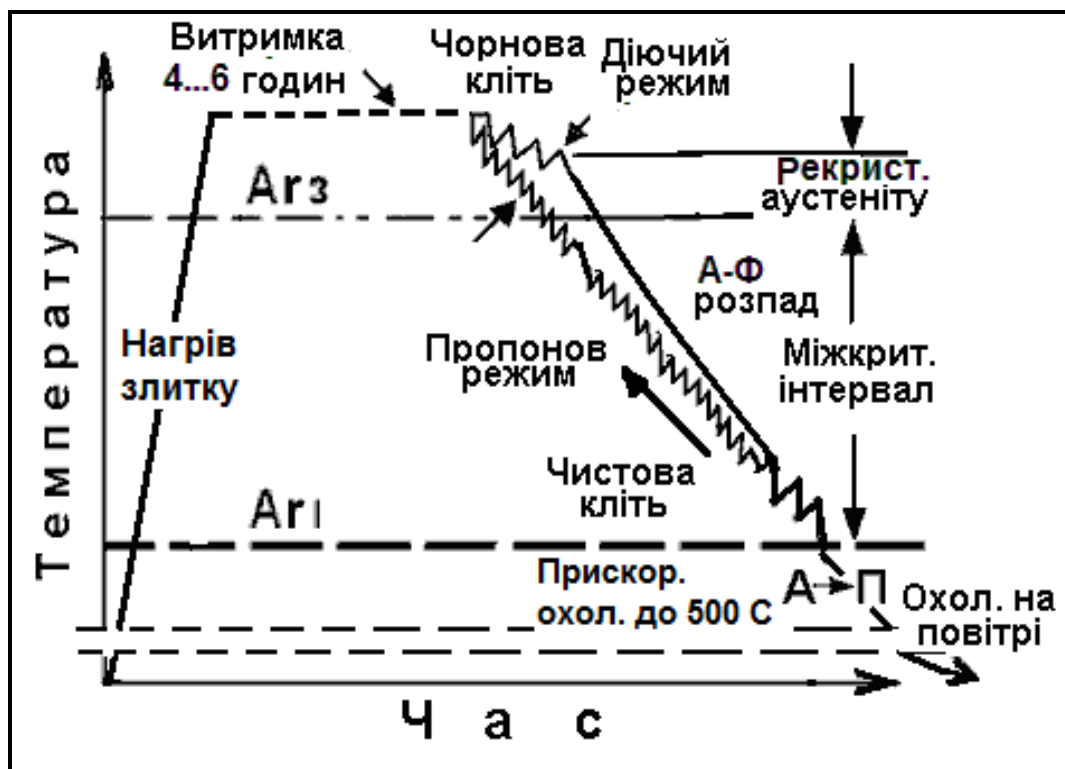


Рисунок 6.2 – Схема запропонованого режиму безперервної контрольованої прокатки

Порівняльний мікроструктурний аналіз показав, що прокат, виготовлений за штатною технологією, характеризується наявністю у структурі сталі практично безперервних перлітних смуг, так званою перлітною смугастістю [264] (дивись рисунки 6.3 а, в та рисунок 6.4 а). З іншого боку, мікроструктура прокату, виготовленого за технологічною схемою безперервної контрольованої

прокатки, характеризується переривчастими перлітними смугами у вигляді «острівців», відокремлених один від одного феритною складовою. Зникнення перлітної смугасті є позитивним моментом з точки зору використання сталей (наприклад сталі 10Г2ФБ) в якості матеріалу для зварних будівельних конструкцій, у тому числі відповідального призначення. Розбиття перлітних смуг відбувається завдяки збільшенню кількості місць зародження феритної складової ще на стадії деформації аустеніту.

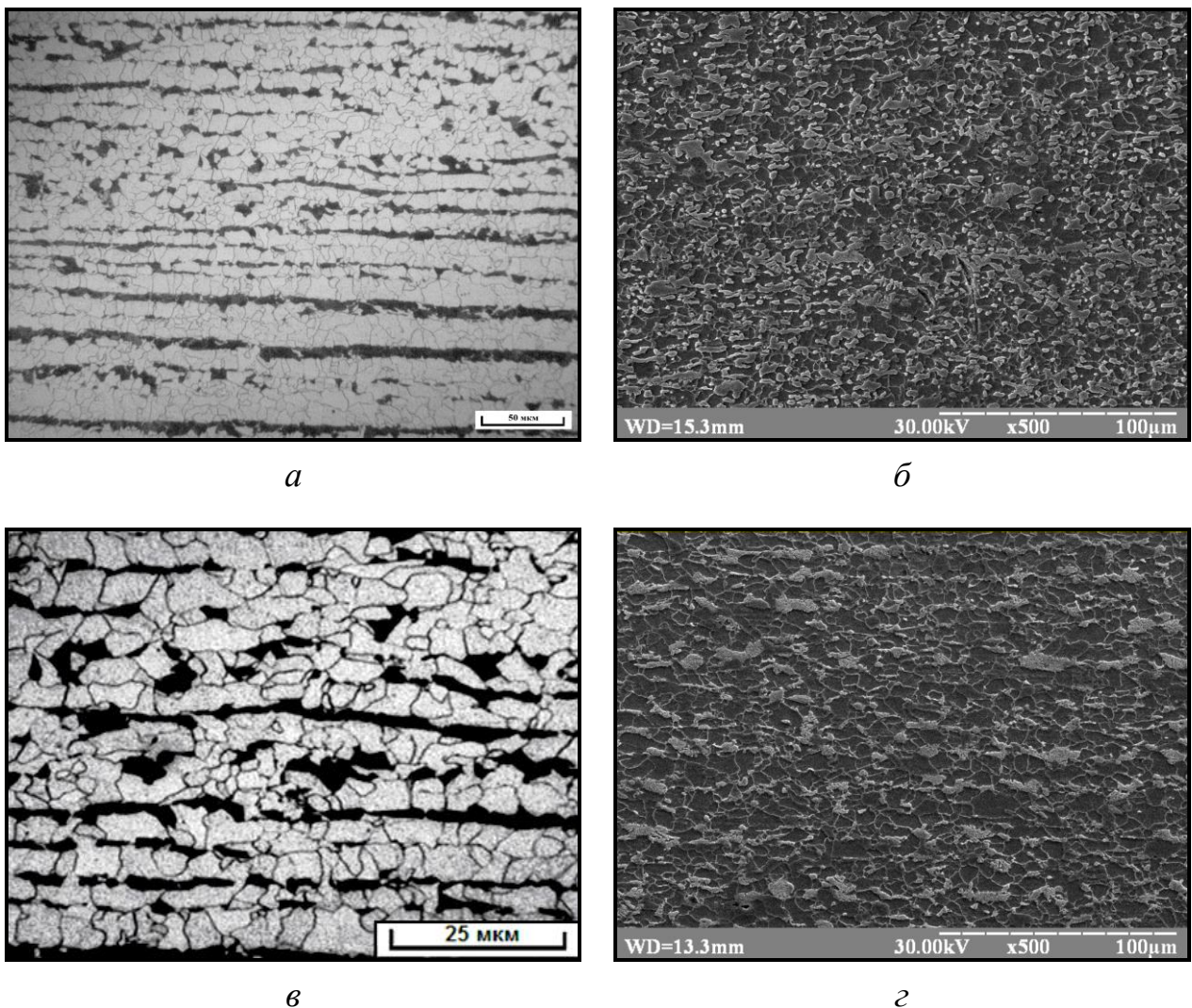


Рисунок 6.3 – Мікроструктура сталей в стані постачання (*а, в*) та після лабораторної термо-деформаційної обробки (*б, з*) (використано результати п. 2.1 даної роботи) : *а, б* – сталь 10Г2ФБ; *в, з* – сталь 09Г2С

З метою оцінки впливу параметрів безперервної контрольованої прокатки на характеристики структури було здійснено кількісний підрахунок відсоткового вмісту структурних складових, результати якого узагальнено та наведено в таблиці 6.1.

Проведений комплекс досліджень показав, що для всіх досліджуваних марок сталей застосування безперервної контрольованої прокатки призводить до незначного збільшення відсоткового вмісту феритної складової.

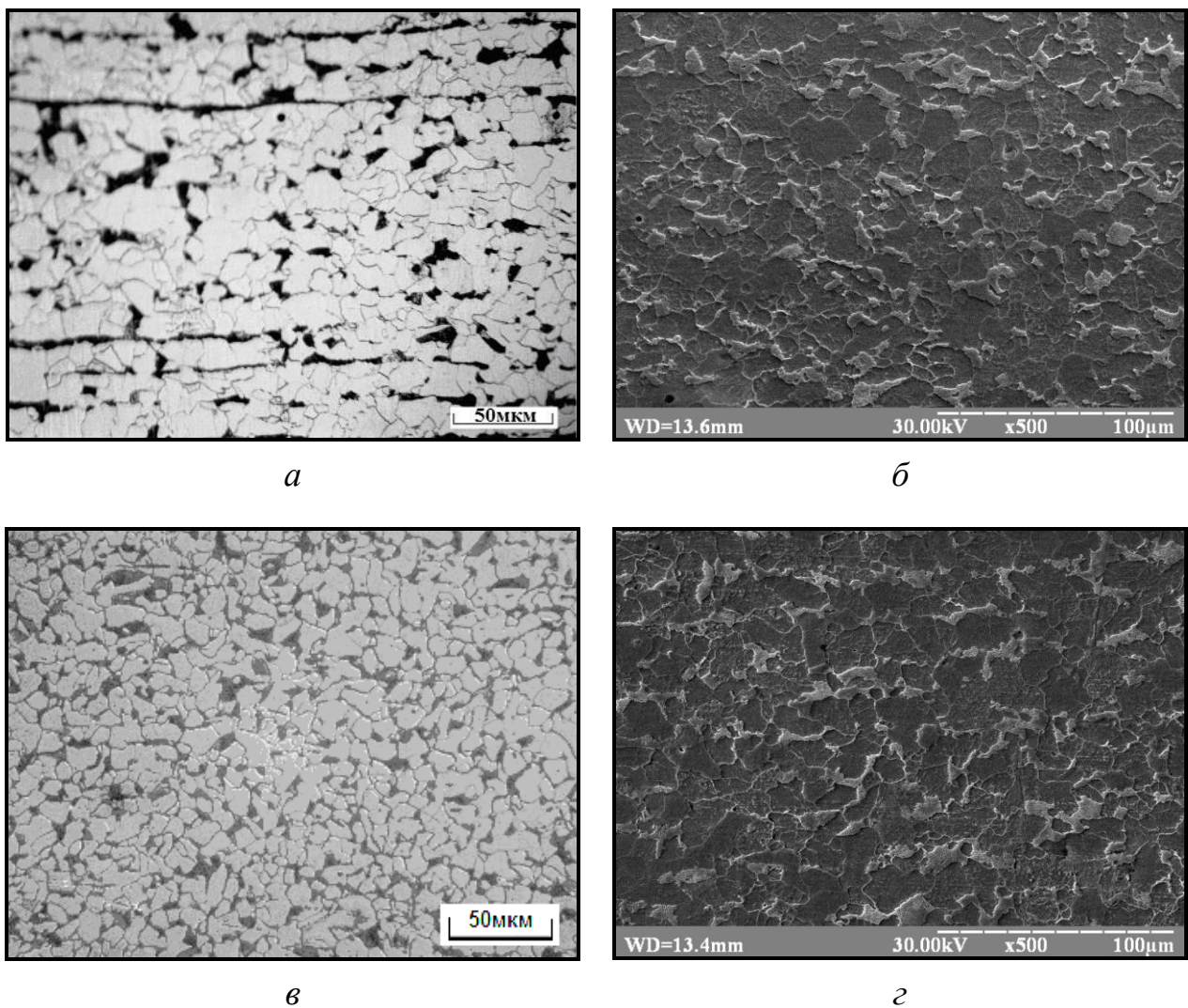


Рисунок 6.4 – Мікроструктура сталей в стані постачання (*a, в*) та після лабораторної термо-деформаційної обробки (*б, з*) (використано результати п. 2.1 даної роботи): *a, б* – сталь 10XCHD; *в, з* – сталь СтЗ

З метою визначення впливу параметрів експериментальної технології на геометричні розміри структурних складових було підраховано середні розміри зерен фериту та колоній квазіевтектоїду за методами кількісного металографічного аналізу. Результати виконаних досліджень наведено у таблиці 6.2 (використано дані, отримані в п. 3.1 даної роботи).

Таблиця 6.1 – Кількісний аналіз структурних складових

Сталь	Стан постачання			Після безперервної контрольованої прокатки		
	<i>Ферит</i>	<i>Перліт</i>	<i>Бейніт</i>	<i>Ферит</i>	<i>Перліт</i>	<i>Бейніт</i>
10Г2ФБ	60	40	0	65	35	0
09Г2С	65	35	0	70	30	0
10ХСНД	75	25	0	75	25	0
Ст3	70	30	0	65	35	0

Таблиця 6.2 – Кількісний аналіз структурних складових

Сталь	Стан постачання, мкм	Після безперервної контрольованої прокатки, мкм	
		Розмір феритного зерна	
10Г2ФБ	15...27	7...12	
09Г2С	28...45	9...13	
10ХСНД	15...23	5...9	
Ст3	35...52	12...15	
Розмір колоній квазіевтектоїду			
10Г2ФБ	2,5...3,0	1,7...2,0	
09Г2С	2,9...3,2	2,1...2,3	
10ХСНД	3,45...3,7	2,2...2,4	
Ст3	4,9...5,1	3,4...3,7	

Аналіз наведених даних показує, що для всіх сталей спостерігається зменшення геометричних розмірів структурних складових при застосуванні технологічної схеми безперервної контрольованої прокатки порівняно зі штатними режимами виробництва.

Отримання дисперсного структурного складу пояснюється зниженням температури кінця гарячої деформації в чорновій кліті (порівняно зі штатними технологічними схемами виробництва) до верхньої границі міжкритичного інтервалу температур та подальшого деформування безпосередньо до нижньої границі між критичного інтервалу температур, що призводить до збільшення кількості місць для зародження феритної фази з одночасним зменшенням простору для зросту колоній квазіевтектоїду.

6.3. Аналіз тонкої структури металопрокату після безперервної контрольованої прокатки

З метою аналізу впливу технологічної схеми безперервної контрольованої прокатки на тонку структуру матеріалу було виконано відповідний комплекс досліджень. Типові приклади мікроструктур, які аналізувалися, наведено на рисунку 6.5.

Спираючись на ідентифікаційні ознаки та методика, які розроблено в п.3.1 цієї роботи, було проаналізовано спектр границь та підраховано відсоток границь спеціального типу для всіх досліджуваних сталей. Результати проведеного комплексу досліджень представлено у таблиці 6.3 (використано дані, які отримано в п. 3.1 цієї роботи).

Порівняльний аналіз приведених даних показує, що застосування технологічного режиму безперервної контрольованої прокатки призводить до підвищення загальної кількості внутрішньофазних границь майже на 45%.

При цьому, кількісне співвідношення між границями різних типів (спеціальними та загальними) змінюється майже на 2%, що знаходиться у межах допустимої похибки розрахунків.

Таблиця 6.3 – Кількісний аналіз співвідношення границь

Марка сталі	10Г2ФБ	09Г2С	Ст3
Стан постачання			
n_{заг}	748	1508	204
n_{спец}	56	434	660
(n_{спец}/n_{заг})·100%	8	29	31
Безперервна контрольована прокатка			
n_{заг}	1200	2410	1055
n_{спец}	123	610	290
(n_{спец}/n_{заг})·100%	6	22	25

Між тим, збільшення загальної кількості границь (порівняно зі штатними технологіями виробництва) призведе до збільшення міцносних характеристик (згідно рівняння Холла-Петча [265]) та зростання показників ударною вязкості (за рахунок збільшення потенційних місць гальмування руху мікротріщини [266]).

Аналіз наведених в таблиці даних показує зменшення міжпластинчатої відстані в колоніях квазіевтектоїду порівняно з міжпластинчатою відстанню в перлітних колоніях, які формуються в структурі металопрокату після штатних режимів виробництва.

Зменшення міжпластинчатої відстані пояснюється загальним зменшенням розмірів колоній (дивись таблицю 6.3). Результати кількісної оцінки тонкої структури перлітних колоній представлені у таблиці 6.4. Результати аналізу типу цементитного каркасу перлітних колоній узагальнено та представлено в таблиці 6.5

Представлені в таблиці 6.5 дані свідчать про появу в структурі кожної з сталей, які досліджуються, колоній квазіевтектоїда зі стрічковою формою цементитного каркасу згідно класифікації, запропонованої в п. 3.6 цієї роботи. З іншого боку, в п. 4.1 цієї роботи було показано, що найбільшою міцністю

володіють саме стрічковий тип колоній. Таким чином, поява відносно великої кількості колоній даного морфологічного типу сприятиме підвищенню міцносних характеристик готового металопрокату.

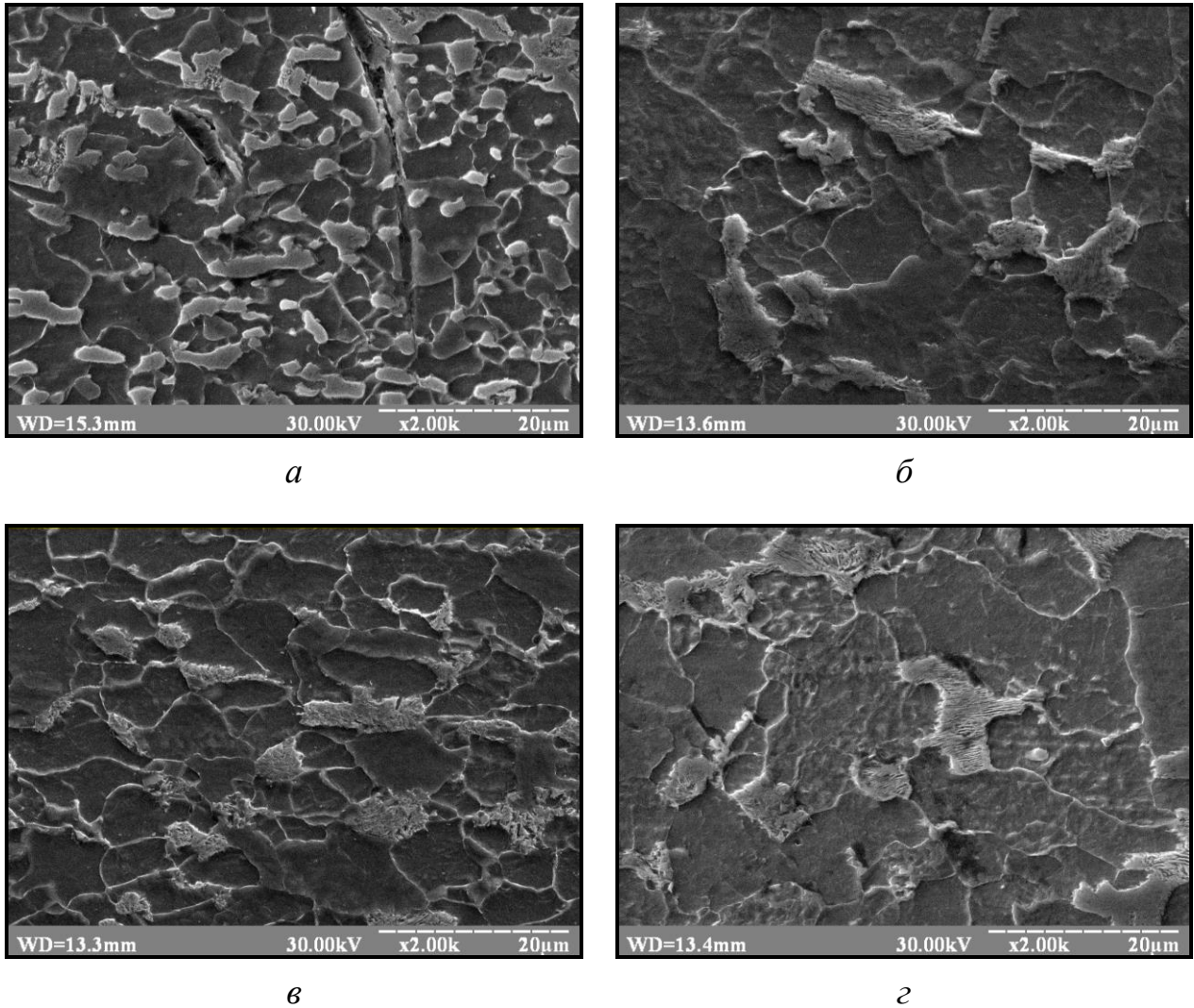


Рисунок 6.5 – Тонка структура сталей після безперервної контрольованої прокатки: *а* – сталь 10Г2ФБ; *б* – сталь 09Г2С; *в* – сталь 10ХСНД; *г* – сталь Ст3

Формування в структурі сталей, які досліджуються, порівняно великої кількості колоній стрічкового типу пояснюється двома факторами. По-перше, формування колоній відбувається в аустеніті, який було насичено дислокаціями під час деформації. Тобто, зріст колоній відбувається в умовах наявності дефектів на шляху фронту перетворення, що призводить до формування

пластин, які будуть мати певну кількість дефектів (розриви та обриви). По-друге – застосування післядеформаційного охолодження з певною швидкістю (дивись п. 5.6 цієї роботи) сприяє пригніченню дифузійного механізму розпаду, тобто колонія не встигає пройти усі стадії формування.

Таблиця 6.4 – Результати кількісної оцінки структури квазіевтектоїду

Марка сталі	Середня міжпластинчата відстань S_0 (мкм)	
	Стан постачання	Безперервна контрольована прокатка
10Г2ФБ	0,10	0,075
09Г2С	0,34	0,255
10ХСНД	0,42	0,315
Ст3сп	0,60	0,45

6.4. Аналіз розповсюдження пластичної деформації в структурі металопрокату, виробленого по технології безперервної контрольованої прокатки

Комплекс механічних властивостей сталей, які досліджуються, узагальнено та наведено в таблиці 6.6 (використано результати п. 2.1 цієї роботи).

Таблиця 6.5 – Напівкількісний аналіз типу колоній квазіевтектоїду в металі, обробленому за технологічною схемою безперервної контрольованої прокатки

	Тип колонії		
	<i>Стрічковий, %</i>	<i>Зигзагоподібний, %</i>	<i>Віяльний, %</i>
10Г2ФБ	75	15	10
09Г2С	80	15	5
10ХСНД	65	20	15
Ст3сп	70	20	10

Аналіз результатів наведених в таблиці показує, що застосування безперервної контрольованої прокатки призводить до підвищення міцносних характеристик металопрокату порівняно з вихідним станом.

Таблиця 6.6 – Комплекс механічних властивостей сталей, які досліджуються

Марка сталі	$\delta_5, \%$	$\psi, \%$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\sigma_T, \text{МПа}$	$\sigma_B, \text{МПа}$
Стан постачання					
10Г2ФБ	30	64,0	-	444	544
09Г2С	22	66,0	-	305	460
10ХСНД	20	60,0	-	590	390
Ст3	26	68,0	-	245	425
Безперервна контрольована прокатка					
10Г2ФБ	22,0	68,0	620	-	710
09Г2С	25,0	78,0	-	450	560
10ХСНД	24	71,5	510	-	680
Ст3	28	70,0	-	420	540

При цьому, пластичні властивості залишаються на рівні, що задовольняє вимогам діючої у будівельній галузі нормативній документації [200]. Це пояснюється формуванням в процесі безперервної прокатки більш дисперсних структурних складових.

Для вивчення впливу елементів структури, які формуються під час безперервної контрольованої прокатки, на механізм розповсюдження пластичної деформації під дією зовнішнього навантаження було проведено експериментальні дослідження, по методиці, яку було застосовано п 4.2 цієї роботи. На рисунку 6.6 приведено схему проведення експерименту. В таблиці 6.7 наведено дані щодо рівня зовнішнього навантаження, яке було прикладене до зразків. З метою визначення загальних особливостей розповсюдження

пластичної деформації в структурі сталі був проведений комплекс мікроскопічних досліджень.

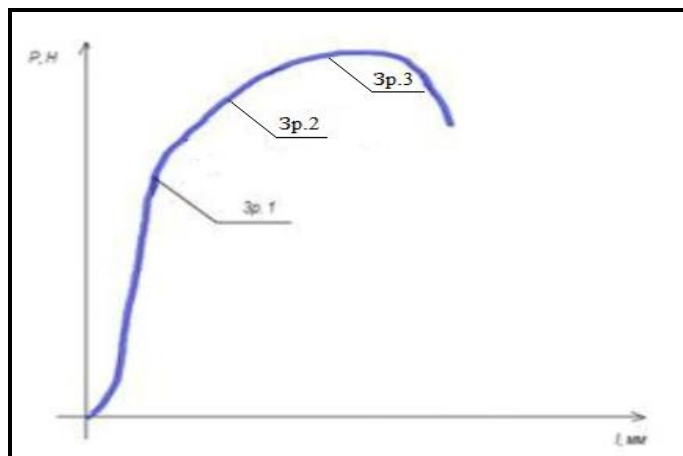
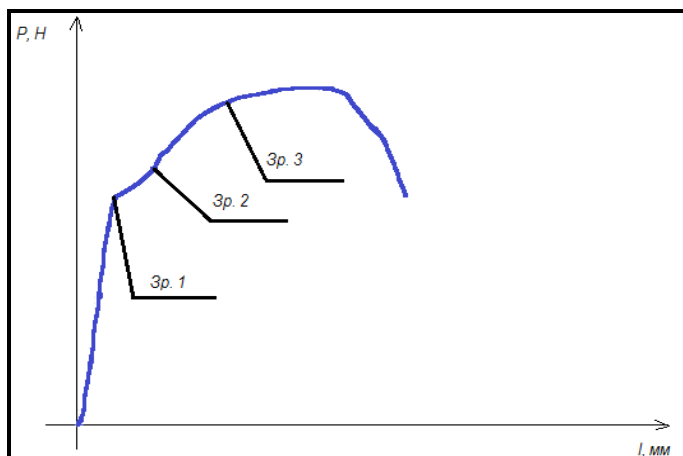
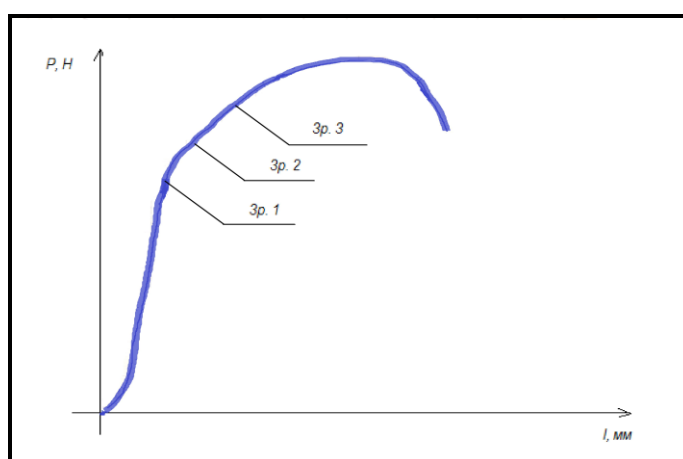
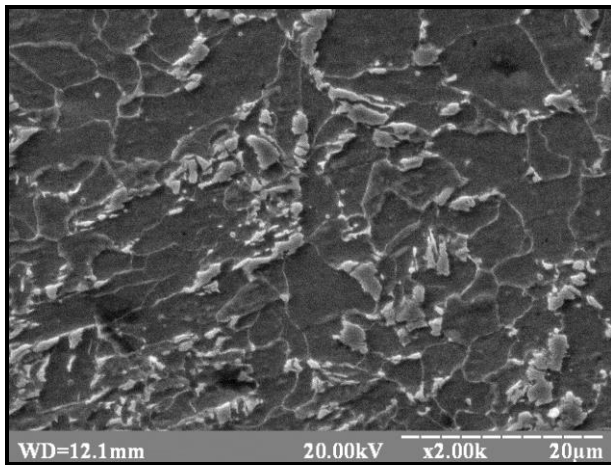
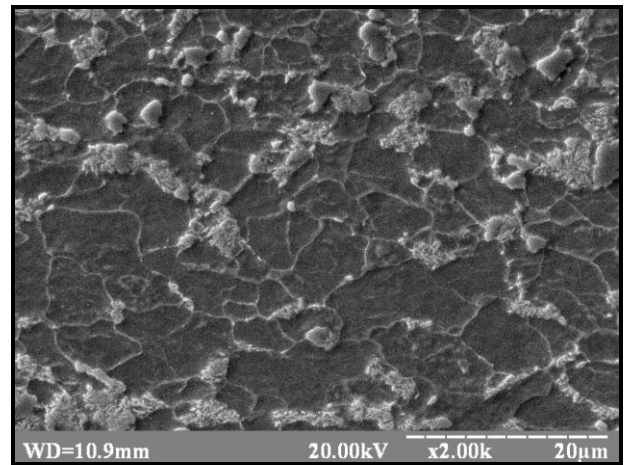
*а**б**в*

Рисунок 6.6 – Діаграма розтягу зразків: *а* – сталь 10Г2ФБ; *б* – сталь 09Г2С;
в – сталь 10ХСНД; *г* – сталь Ст3

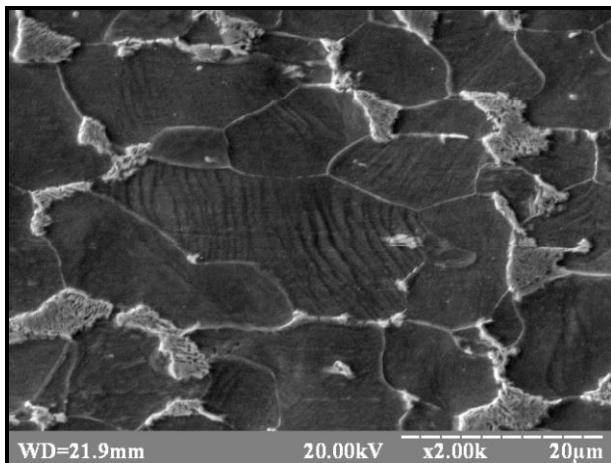
Відповідно результати узагальнено та наведено на рисунках 6.7...6.9.



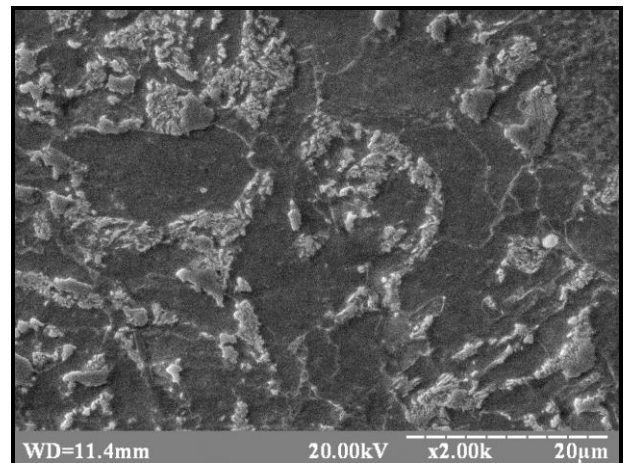
a



б



в



г

Рисунок 6.7 – Структура зразків стали після розтягнення з навантаженням, яке відповідає початку площадки плинності: *a* – сталь 10Г2ФБ; *б* – сталь 09Г2С; *в* – сталь 10ХСНД; *г* – сталь Ст3

Мікроструктурні дослідження показали, що пластична деформація концентрується у зернах доевтектоїдного фериту (див. рисунки 6.7...6.8).

Збільшення навантаження призводить до збільшення відсотку пластично деформованих зерен фериту (див. рисунок 6.9). Прикладання навантаження, яке відповідає області залишкових напружень, не призводить до початку руйнування колоній квазіевтектоїду (на відміну від даних, отриманих у розділі

4 даної роботи). Цей факт пояснюється формуванням в структурі низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталей саме колоній квазівтектоїду стрічкової морфології (даний тип колоній чинить найбільший опір деформації). При цьому, міжфазні границі ферит-перліт блокують розповсюдження пластичної деформації внаслідок чого стають місцями концентрації напружень. Однак, слід зауважити, що кількість місць блокування пластичної деформації значно нижча, ніж для випадку металопрокату після штатних технологій виробництва (дивись п. 4.5 даної роботи).

Таблиця 6.7 – Рівень навантаження

Марка сталі	Зусилля навантаження Р, Н		
	<i>Початок площадки плинності</i>	<i>Кінець площадки плинності</i>	<i>Середина області концентрації залишкових напружень</i>
10Г2ФБ	7000Н	9500Н	11000Н
09Г2С	8000	9000	9500
10ХСНД	8000	8500	10500
Ст3	8000	8500	10000

З іншого боку, отримання в структурі металопрокату дрібно дисперсного структурного стану призвело до збільшення загальної довжини границь зерен (дивись таблицю 6.3), що призвело до поліпшення механічних характеристик порівняно зі станом після штатних обробок.

Зменшення місць блокування пластичної деформації при одночасному збільшенні загальної довжини границь пояснюється більш великим вмістом границь спеціального типу (порівняно зі структурним станом після гарячої та

контрольованої прокаток), які, у більшості випадків, не є бар'єрами для розповсюдження пластичної деформації.

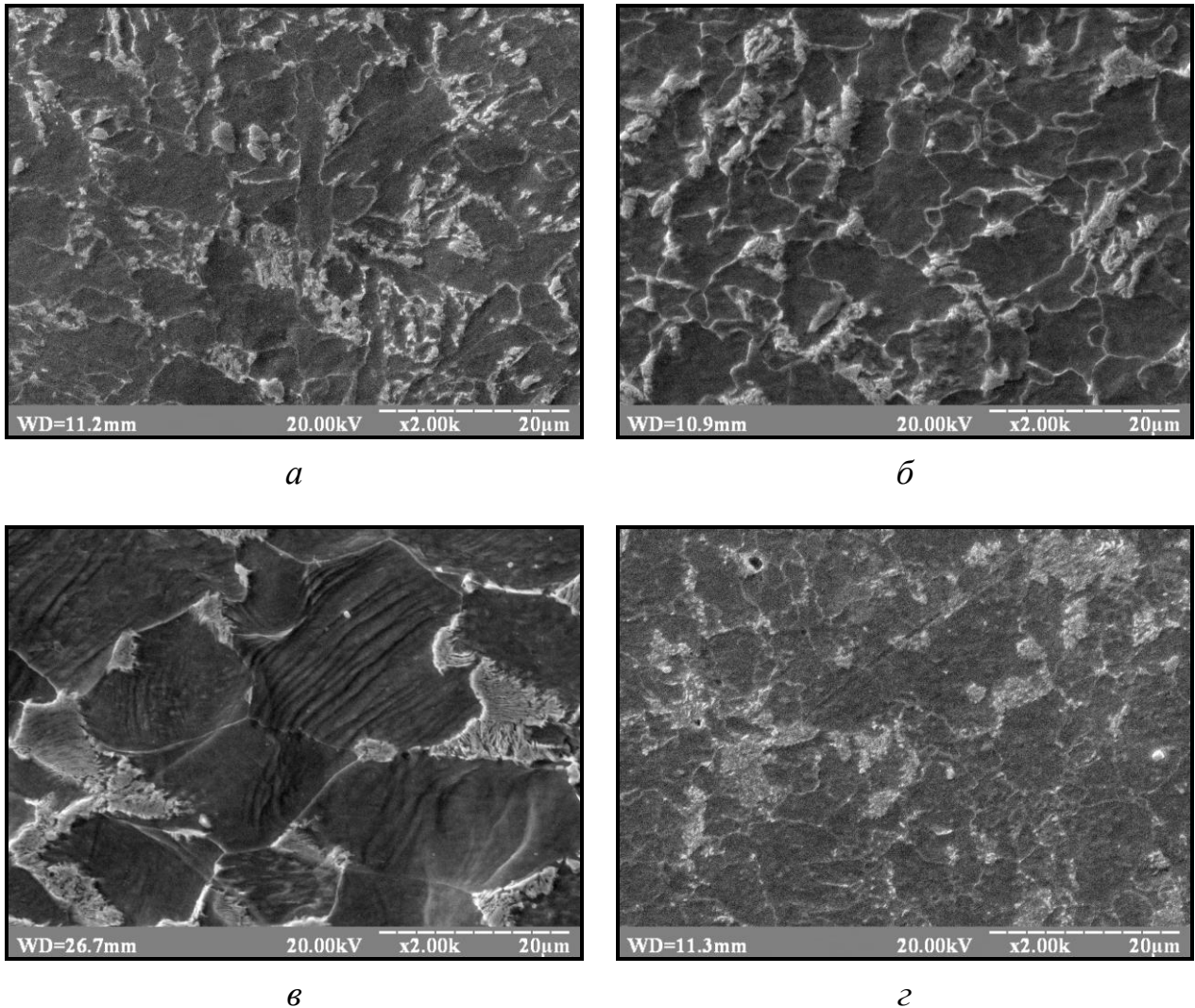


Рисунок 6.8 – Структура зразків стали після розтягнення з навантаженням, яке відповідає кінцю площадки плинності: *a* – сталь 10Г2ФБ; *б* – сталь 09Г2С; *в* – сталь 10ХСНД; *г* – сталь Ст3

Узагальнюючи отримані результати, можливо відокремити наступні зони локалізації пластичної деформації в залежності від прикладеного зовнішнього навантаження (аналогічно даним робот [267, 268]):

- область, високолокалізованих залишкових напружень, де можливе утворення зародження руйнування;

– область, в якій спостерігається зниження рівня внутрішніх напружень. В цій області можливе утворення зародків руйнування, але їх поширення не можливе внаслідок недостатньої внутрішньої енергії;

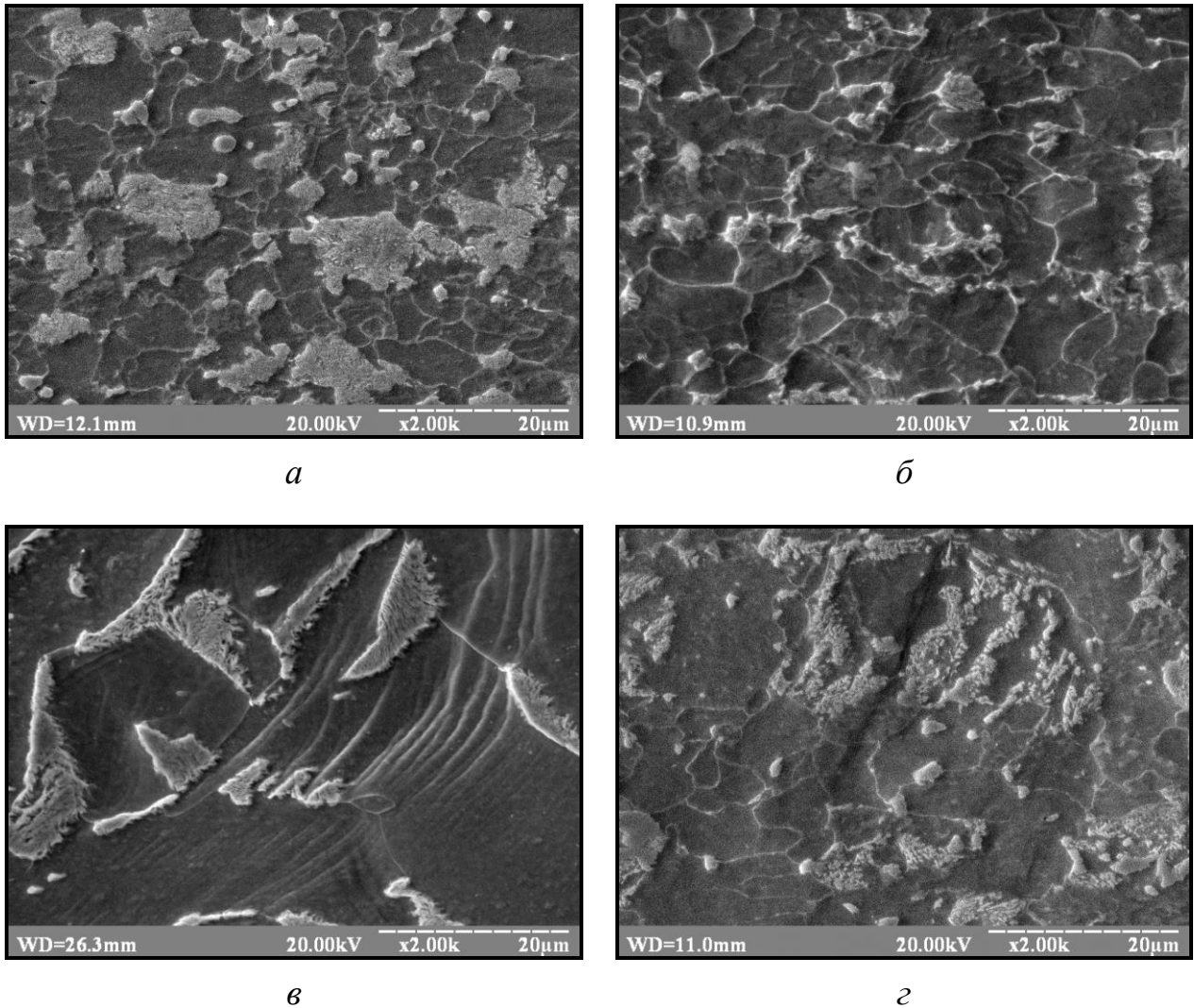


Рисунок 6.9 – Структура зразків сталі після розтягнення з навантаженням, яке відповідає області концентрації залишкових напружень:

a – сталь 10Г2ФБ; *б* – сталь 09Г2С; *в* – сталь 10ХСНД; *г* – сталь Ст3

Таким чином, аналіз приведених даних показує, що найбільш важливим параметром, який впливає на механізми зародження руйнування є розподіл пластичної деформації по структурним складовим. З метою експериментальної перевірки кінетики зародження руйнування було виконано комплекс

структурних досліджень, результати якого узагальнено та наведено на рисунках 6.10...6.13.

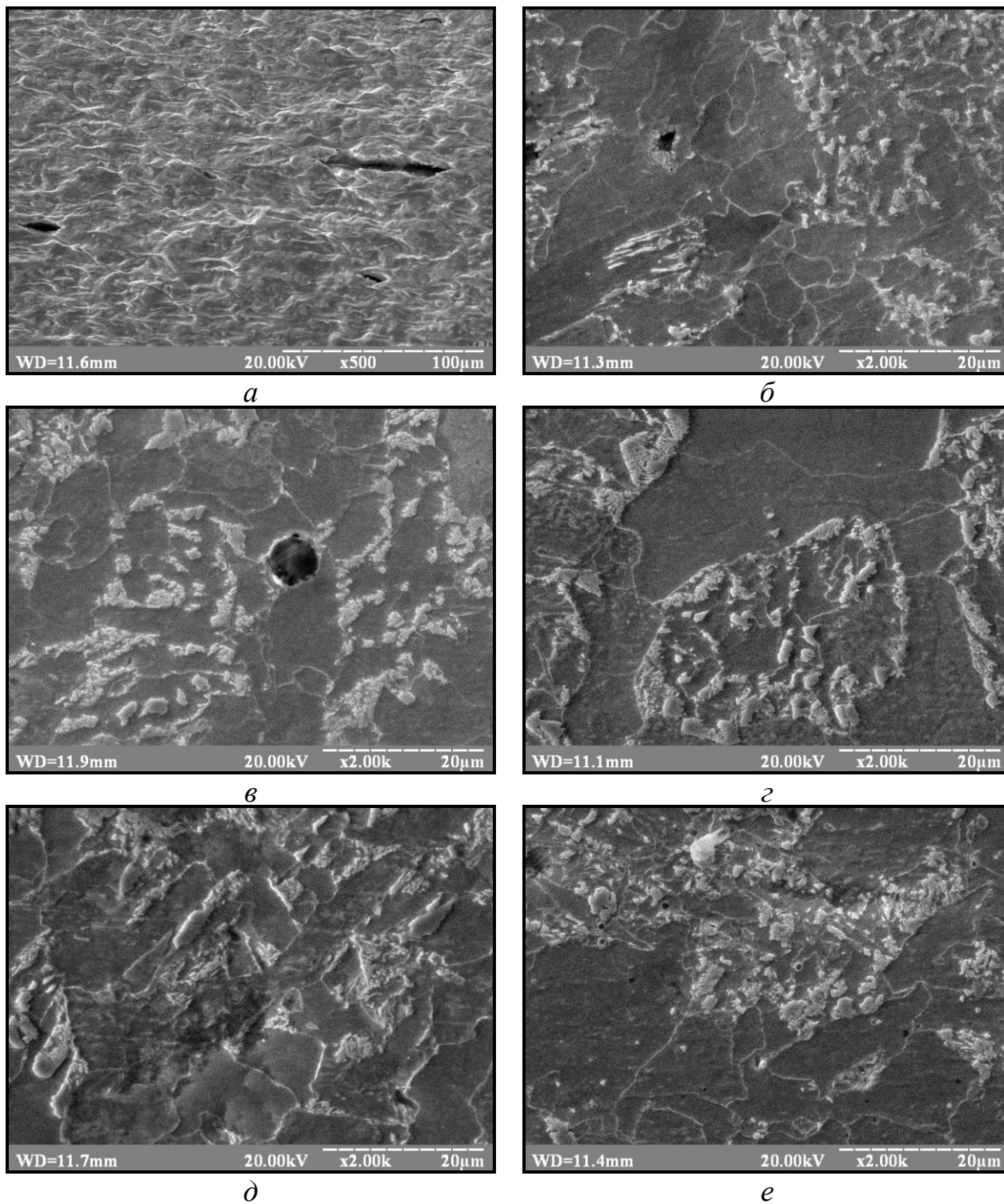


Рисунок 6.10 – Зародження руйнування в сталі 10Г2ФБ (режим обробки – безперервна контрольована прокатка)

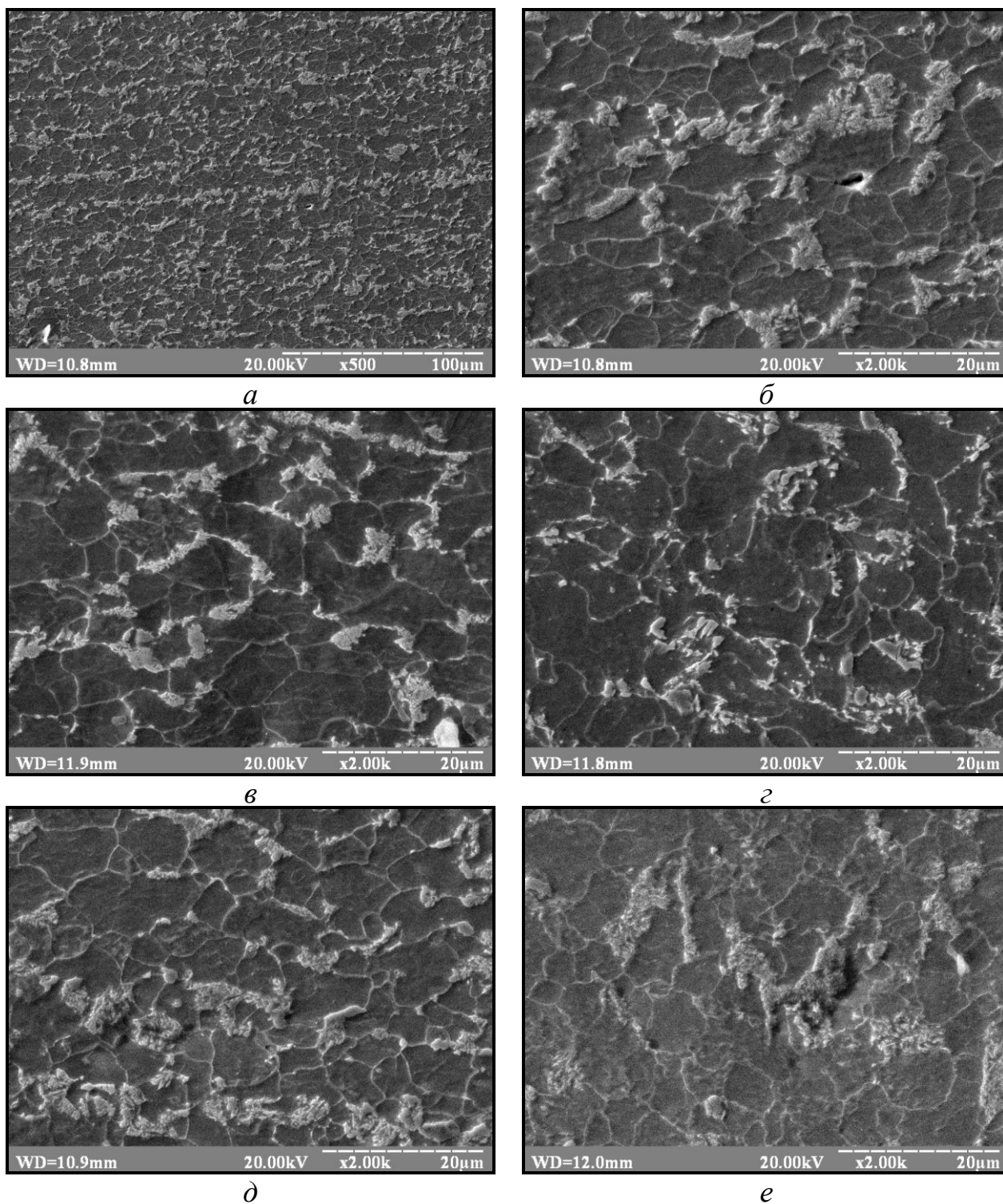


Рисунок 6.11 – Зародження руйнування в сталі 09Г2С (режим обробки – безперервна контрольована прокатка)

Аналіз отриманих результатів показує, що руйнування від невеликих дефектів утворюються і поширюються в результаті дії високих залишкових

напружень, які, підсумовуючись з діючими напруженнями, дають критичний рівень напруги (рисунок 6.10 *д, е* та рисунок 6.11 *б, д, е*).

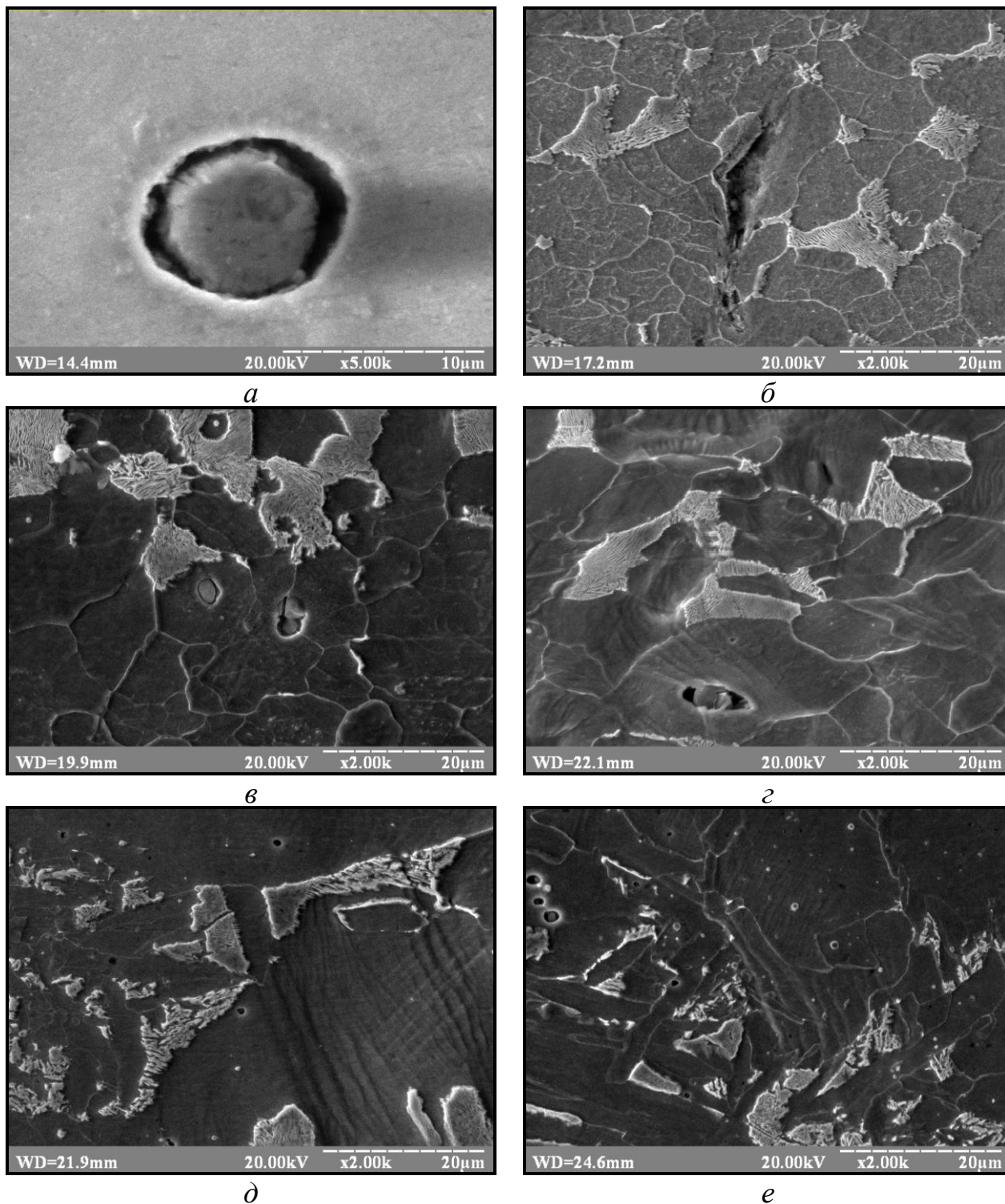


Рисунок 6.12 – Зародження руйнування в сталі 10ХСНД (режим обробки – безперервна контрольована прокатка)

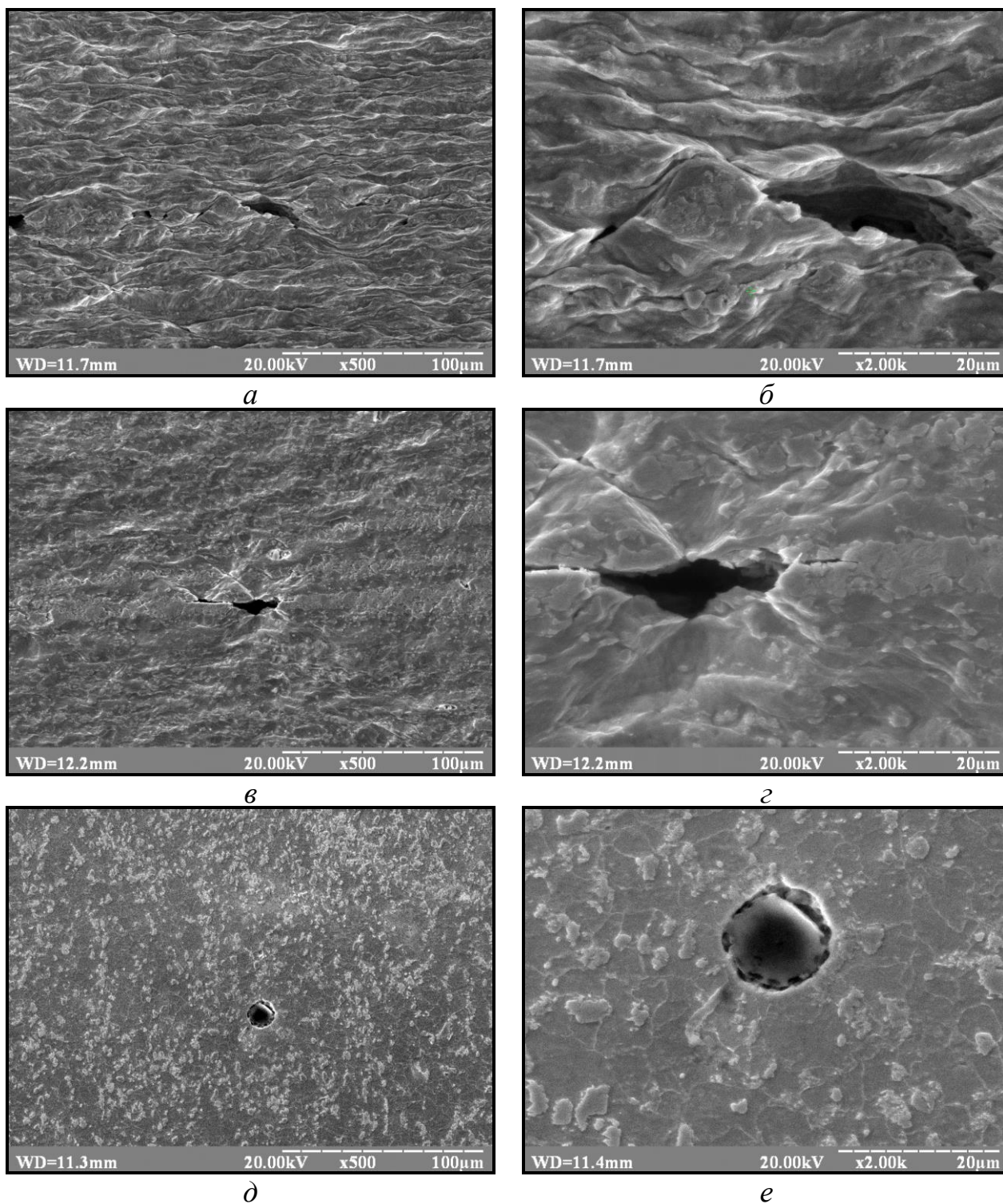


Рисунок 6.13 – Зародження руйнування в сталі Ст3 (режим обробки – безперервна контрольована прокатка)

Вплив часток другої фази при зародженні руйнування стає великим коли частка розташована в зоні високих залишкових розтягуючих напружень (дивись наприклад рисунок 6.10 в).

Якщо частка розташована в зоні з більш низькими залишковими напруженнями, то для виникнення руйнування потрібно підвищити рівень прикладеного навантаження.

Таким чином, опір руйнуванню залежить від залишкових напружень і рівня прикладеного навантаження.

Аналізую отримані дані можливо відокремити наступні механізми зародження руйнування:

1. Площина руйнування співпадає с площиною ковзання (зсуву);
2. Дві площини зсуву симетрично розташовані відносно напрямку найбільшого головного розтягуючого напруження (формується «клин руйнування»);
3. Руйнування відривом.

На більшості аналізованих поверхонь (дивись рисунки 6.10...6.13) присутні як мінімум один зі зазначених типів руйнування.

Крім цього на поверхні зламів присутні сліди значної пластичної деформації структурних складових, яка призводить до зародження тріщин та наступного розповсюдження руйнування за міжкристалітним механізмом. Таким чином сумісний вплив зазначених факторів прихводить до руйнування за двома окремими механізмами: перший – структурні складові розщеплюються після незначної пластичної деформації (дивись наприклад рисунок 6.12 *a, z*); другий – структурні складові витягуються в напрямку дії пластичної деформації і формують поверхню руйнування волокнистого типу (дивись наприклад рисунок 6.13 *a-z*).

Результати, отримані у ході виконання дисертаційної роботи можуть бути використано при виробництві низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей для будівельної індустрії. При цьому, отримання в металопрокаті підвищеного рівня експлуатаційних властивостей стане можливим без придбання додаткового обладнання (устаткування для прискореного

охолодження і/або гартування металопрокату) за рахунок керування процесів фазових перетворень під час технологічних режимів виробництва.

6.5. Висновки по розділу 6

1. Проведений в даній роботі комплекс експериментальних та теоретичних досліджень дозволив запропонувати схему виробництва, яку засновано на збереження стабільної полігональної структури аустеніту, яка формується під час деформації в між критичному інтервалі температур. Це призводить до формування розвиненої ферито-перлітної структури з заданим типом цементитного каркасу перлітної складової. За рахунок цього, виникає можливість підвищити і стабілізувати міцнісні властивості не тільки в сталях, які містять карбідоутворюючі елементи, але і матеріалах без додаткового легування.

2. Проведений комплекс металографічних досліджень показує, що після безперервної контрольованої прокатки в структурі усіх досліджуваних сталей присутня дрібнозерниста ферито-перлітна структура (порівняно зі штатною технологією виробництва). При цьому спостерігається відсутність так званої перлітної смугастості, що є позитивним моментом з точки зору використання сталей (наприклад сталі 10Г2ФБ) в якості матеріалу для зварних будівельних конструкцій, у тому числі відповідального призначення. Отримання дисперсного структурного складу пояснюється зниженням температури кінця гарячої деформації (порівняно зі штатними режимами виробництва) до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур, що призводить до збільшення кількості зародків феритної фази з одночасним зменшенням простору для зросту колоній перліту.

3. Аналіз отриманих результатів показує, що застосування безперервної контрольованої прокатки призводить до підвищення міцнісних характеристик металопрокату порівняно з вихідним станом. При цьому,

пластичні властивості залишаються на рівні, що задовольняє вимогам діючої у будівельній галузі нормативній документації. Це пояснюється формуванням в процесі безперервної прокатки більш дисперсних структурних складових (порівняно зі штатними технологіями виробництва). Також, позитивний вплив на міцнісні характеристики оказує формування у структурі металопрокату колоній квазіевтектоїду з стрічковим типом цементитного каркасу.

4. Мікроструктурні дослідження показали, що пластична деформація концентрується у зернах доевтектоїдного фериту. У якості бар'єрів для розповсюдження виступають міжфазні границі перліт-ферит. При цьому, кількість місць блокування пластичної деформації значно нижча, порівняно з металопрокатом після штатних технологій виробництва. Це пояснюється збільшенням кількості границь спеціального типу (порівняно зі структурним станом після гарячої та контрольованої прокаток), які, у більшості випадків, не є бар'єрами для розповсюдження пластичної деформації.

5. Проведений комплекс досліджень дозволив виділити наступні зони локалізації пластичної деформації в залежності від прикладеного зовнішнього навантаження (аналогічно даним роботи [259]): область, високолокалізованих залишкових напружень, де можливе зародження та подальше розповсюдження руйнування; область, в якій спостерігається зниження рівня внутрішніх напружень, де можливе утворення зародків руйнування, але їх поширення не можливе внаслідок недостатньої внутрішньої енергії.

6. На підставі проведеного комплексу досліджень встановлено, що руйнування низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталей після безперервної контрольованої прокатки можливо за двома окремими механізмами: перший – структурні складові розщеплюються після незначної пластичної деформації; другий – структурні складові витягуються в напрямку дії пластичної деформації і формують поверхню руйнування волокнистого типу.

6.6. Список використаних джерел в розділі 6

У розділі 1 використані джерела [200, 212-268]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі зроблено теоретичне узагальнення і запропоновано нове вирішення актуальної науково-прикладної проблеми підвищення міцності при збереженні пластичності та ударної в'язкості товстолистового металопрокату, що полягає у вдосконаленні структури і властивості високоміцного прокату з низьковуглецевих сталей вітчизняного виробництва за рахунок з'ясування принципів формування структурного стану сталей в області дифузійного розпаду аустеніту, що відображено у висновках:

1. Проведений інформаційно-аналітичний огляд показав, що сталі, які зараз застосовуються при виготовленні будівельних металевих конструкцій не завжди відповідають вимогам сучасного будівництва, оскільки вони мають високу ступень легування та високу вартість. Одним з можливих шляхів розв'язання цієї проблеми, як свідчить аналіз світового досвіду, є використання в будівництві низьковуглецевих мікролегованих сталей при умові покращення їх властивостей за рахунок застосування більш прогресивних технологічних схем виробництва.

2. У роботі використано сучасні методи дослідження структури, тонкої структури та комплексу властивостей низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталей, а саме: загальні методи кількісного та напівкількісного металографічного аналізу з застосуванням оптичного мікроскопу Neophot 20; растрову електронну мікроскопію з застосуванням скануючого електронного мікроскопу РЕМ-106И; дифракційну електронну мікроскопію з застосуванням трансмісійного електронного мікроскопу ЕМ-125К.

3. Для визначення комплексу властивостей застосовувались традиційні методи статичних та динамічних випробувань.

4. З метою отримання кількісних залежностей між параметрами процесів, які досліджувались та побудови відповідних фізико-математичних моделей застосовувався математичний апарат теорії обробки масивів експериментальних даних, а саме: первинна статистична обробка, кореляційний

аналіз, одно та багатофакторний дисперсійний аналізи, одно та багатофакторний регресійний аналіз; квазіньютонівський метод перевірки адекватності отриманих моделей.

5. Розглянуто основні ідентифікаційні ознаки, що вказують (при дослідженні в світловому мікроскопі) на приналежність однієї чи іншої границі у фериті до спеціальних в концепції решітки співпадаючих вузлів, що володіють зниженою поверхневою енергією. Продемонстровані та інтерпретовані типові ансамблі з участю спеціальних низькоенергетичних границь у феритній складовій маловуглецевих низьколегованих ферито-перлітних сталей.

6. На підставі дослідження зерногранічної структури встановлено наявність спеціальних низькоенергетичних границь у феритній складовій низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей 10Г2ФБ, 09Г2С, Ст3, 06Х1 та оцінено відсоткове співвідношення різних типів границь. Встановлено, що для сталей вироблених за технологічною схемою гарячої прокатки спостерігається збільшена кількість спеціальних границь. Для сталі 10Г2ФБ (технологія виробництва – контрольована прокатка) наявна часткова рекристалізована субзерена структура.

7. Запропоновано методику обробки електроннографічного матеріалу та визначення типу границь, яка включає побудову подвійних стереографічних проєкцій для кристалів, сполучених з утворенням решіток співпадаючих кутів з $\Sigma=3$; $\Sigma=11$; $\Sigma=33$ і $\Sigma=129$. Застосування даної методики при аналізі тонкої структури сталі 09Г2С дозволило встановити, що границі між зернами фериту відповідають орієнтаційному співвідношенню $\Sigma=3$, $\Sigma=11$, $\Sigma=33$ і $\Sigma=129$ в концепції решіток співпадаючих вузлів.

8. Встановлено морфологічні особливості структурних складових, що формуються під час зросту перлітних колоній в низьковуглецевих низько-, мікро та нелегованих сталях. Проведений комплекс досліджень виявив відмінність у морфології квазіевтектоїда аналізованих марок сталей. Це

свідчить про те, що технологічна схема виробництва впливає на структуру і параметри колоній перліту. Всі спостережувані колонії мали дефекти морфологічної будови цементитного каркасу.

9. Було визначено тип орієнтаційних співвідношень (ОС) в колоніях квазіевтектоїду низьковуглецевої низьколегованої сталі 09Г2С. Встановлено, що між феритом та цементитом виконуються орієнтаційні співвідношення Пітча та Ісайчева. Орієнтаційне співвідношення Багаряцького не спостерігається.

10. В ході виконання дослідження було проаналізовано границі розділу між феритними решітками перлітних колоній, з одного боку, і структурно вільним (доевтектоїдним) феритом з іншого. Встановлено, що кристали евтектоїдного і доевтектоїдних фериту, як правило, розділені великокутовими границями. Аналіз кристалографічних орієнтацій показує, що цементитні решітки перлітних колоній можуть бути поєднані з феритною «матрицею» строгими закономірностями, які відповідають ОС Ісайчева і Пітча.

11. Проведений комплекс досліджень тонкої структури показав, що зародки перлітної фази з'являються на стиках границь аустенітних зерен та поверхнях розділу матриця–частка другої фази. Зріст колонії квазіевтектоїду припиняється, в більшості випадків, при зіткненні з іншою колонією, фронт зросту якої має протилежний напрямок.

12. На основі аналізу літератури та металофізичного підходу запропоновано фізичну модель формування колонії квазіевтектоїду в низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталях. Показано, що колонії квазіевтектоїду в процесі росту зазнають кілька морфологічних переходів: спіральний двофазний зародок → розростання пластин і дефектів – стійких щілин → перехід пластинчастого цементиту в стрічковий → перетворення стрічок у стрижні.

13. На підставі проведеного комплексу досліджень здійснено класифікацію колоній квазіевтектоїду за формою цементитного каркасу на стрічкові; колонії з пластинами зигзагоподібного типу; віялові.

14. Проведений комплекс досліджень показав, що границі між феритними компонентами перлітних колоній не впливають на границі між перлітом та феритом. Це свідчить про те, що ці границі виникли вже після того, як сформувались потрібні стики між границями аустеніт-ферит. Таким чином, саме такі границі повинні відображати співвідношення між силами поверхневого натягу границь аустеніт-ферит, та ферит-ферит.

15. Проведено кількісний аналіз розподілу кутів разорієнтації та рівня поверхневої енергії в потрібних стиках, які виникають під час формування структурного стану в низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталях. Сумісний аналіз наведених даних показав, що границі між феритними компонентами перлітних колоній не впливають на границі між перлітом та феритом. Це свідчить про те, що ці границі виникли вже після того, як сформувались потрібні стики між границями аустеніт-ферит. Таким чином, саме такі границі повинні відображати співвідношення між силами поверхневого натягу границь аустеніт-ферит, та ферит-ферит.

16. Проаналізовано взаємозв'язок між морфологічним типом колонії перліту та її міцносними характеристиками. Показано, що найвищу мікротвердість мають колонії стрічкового типу.

17. Встановлено, що пластична деформація починаються від місць з підвищеним рівнем вільної енергії і розповсюджується вздовж кристалографічних площин, які складають найменший кут із напрямком максимального дотичного напруження від зовнішнього навантаження.

18. Показано, що поширення пластичної деформації в об'ємі кристала відбувається нерівномірно. Пластична деформація, створює періодично неоднорідну зміцнену середу, яка буде визначати напрям розвитку тріщини. При умовах навантаження, що мають місце в стандартних випробуваннях на розтяг, опір матеріалу відриву долається в структурних складових з меншим опором пластичної деформації, тобто у нашому випадку – в фериті, так як в процесі пластичної деформації тут виникають залишкові напруги, котрі

поступово наростають до досягнення граничного стану. Така концентрація напружень спостерігається, поблизу границь зерен. При рівномірному розподілі напруги в критичному перетині сталевій деталі пластична деформація може розвиватися майже одночасно у ряді зерен фериту. При монотонному збільшенні навантаження утворюється велика кількість мікротріщин, які зрештою об'єднуються, утворюючи поверхню зламу з великим числом нерівностей і зміною напрямку розвитку від зерна до зерна. Границі зерен утворюють сітку, яка вирівнює розподіл деформацій між зернами полікристалічної структури.

19. Удосконалено моделі зародження та розповсюдження руйнування у сталях з ферито-перлітною структурою. Встановлено, що зародження в'язкого руйнування, можливо описати дією трьох механізмів: початкова стадія – формування дислокаційних петель навколо частки (модель Броєка); наступні стадії зросту пори відбуваються за рахунок накопичення дислокацій. При цьому, ця стадія відбувається під дією обох компонентів напруги нормальної і зсувної. Саме за таких умов можливо зростання пор у двох напрямках (у площині) вздовж та поперек прикладеного навантаження.

20. Результати порівняння теоретичних та експериментальних даних стосовно розміру зони пластичної деформації показали, що жодна теоретична модель розповсюдження пластичної деформації не дає узгодження з експериментальними даними. Неузгодженість теоретичних та експериментальних даних обумовлено не врахуванням конкретного структурного стану в якому здійснюється розповсюдження пластичної деформації, і, як наслідок, руйнування та ролі зсувної компоненти деформації.

21. Запропоновано модель руйнування колоній квазієвтектоїду. Дана концепція базується на припущенні о неоднаковому сприйманні зовнішнього навантаження структурними складовими – евтектоїдним феритом та цементитом. Це припущення дало змогу при розробці моделі руйнування перлітної складової застосувати загальні концепції, які використовуються при

аналізі руйнування волокнистих композиційних матеріалів. Розроблена модель дозволяє пояснити загальний вид областей руйнування колоній квазіевтектоїду.

22. При розгляді загальної картини руйнування низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей з ферито-перлітною структурою обов'язковим є урахування впливу нанорозмірних структурних елементів, які формуються під час розпаду переохолодженого аустеніту. До таких елементів, в першу чергу, слід віднести тип поверхонь розділу між структурними компонентами: міжфазних границі розділу перліт – ферит; міжфазні границі розділу в колонії квазіевтектоїду (евтектоїдний ферит-цементит). Якщо вказані границі будуть спеціального типу, тобто мати мінімальне значення вільної енергії, то розповсюдження руйнування може відбуватися за внутрізеренним механізмом.

23. Проаналізовано особливості процесів структуроутворення, які відбуваються в металопрокаті з низьковуглецевих низьколегованих сталей при застосуванні найбільш поширених технологічних схем виробництва: гарячої та контрольованої прокатки. Встановлено, що ефективний і стабільний вплив деформації на структуру низьковуглецевих низьколегованих сталей визначається наявністю і величиною трьох температурних інтервалів, обмежених критичними точками перетворення і температурами рекристалізації деформованого аустеніту.

24. З застосуванням математичного апарату теорії обробки масивів експериментальних даних встановлено взаємозв'язок між параметрами технологічних схем (гаряча прокатка та контрольована прокатка) та основними механічними властивостями металопрокату. Проведений кореляційний аналіз показав наявність залежностей між функціями відгуку (механічними характеристиками) та змінними (температурами початку та кінця чистової прокатки).

25. Застосування однофакторного та багатфакторного дисперсійних аналізів дозволило встановити вплив кожної зі змінних на кожну функцію відгуку. При

цьому показано, що зміна температурного інтервалу чистої прокатки призводить до змінення міцностних характеристик (для технологічної схеми контрольованої прокатки). Пластичні властивості залишаються незмінними.

26. З застосуванням математичного апарату однопараметричного (для гарячої прокатки) та багатопараметричного (для контрольованої прокатки) регресійного аналізу побудовано математичні моделі взаємозв'язку між механічними характеристиками та температурами початку та кінця чистої прокатки. Перевірка адекватності отриманих моделей здійснювалась графічними методами і показала високу збіжність отриманих результатів. Аналіз моделей показав, що підвищення температури початку чистої прокатки (для контрольованої прокатки) призведе до підвищення рівня міцностних характеристик. Для технологічної схеми гарячої прокатки позитивний вплив на комплекс властивостей буде оказувати розширення температурного діапазону гарячої деформації.

27. Досліджено вплив деформації на процеси формування структури низьковуглецевих низьколегованих сталей. Встановлено, що відносна деформація 37% призводить до подрібнення феритної фази, за рахунок збільшення місць зародження шляхом збереження дислокаційної субструктури, яка формується під час деформації аустенітної фази.

28. Показано, що зниження температури кінця прокатки до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур з одночасною деформацією дозволить отримати в структурі металопрокату аустенітно-феритний конгломерат з підвищеною щільністю дислокацій. Таким чином, фазове перетворення аустеніт–перліт призведе до формування в структурі сталі квазіевтектоїду з найбільш вигідною, з точки зору комплексу властивостей, формою цементитного каркасу.

29. Аналіз результатів проведених досліджень показав можливість корегування процесів формування структурних і субструктурних компонентів шляхом безперервного деформування в міжкритичному інтервалі температур.

При цьому, зниження температури кінця гарячої прокатки до нижньої границі міжкритичного інтервалу дозволить додатково покращити та стабілізувати комплекс механічних характеристик прокату для будівельних конструкцій.

30. Встановлено, що збереження стабільної полігональної субструктури аустеніту, яка формується під час деформації в міжкритичному інтервалі температур, призводить до формування розвиненої ферито-перлітної структури з заданим типом цементитного каркасу перлітної складової. За рахунок цього, виникає можливість підвищити і стабілізувати міцнісні властивості не тільки в сталях, які містять карбідоутворюючі елементи, но і матеріалах без додаткового легування.

31. Проведений в даній роботі комплекс експериментальних та теоретичних досліджень дозволив запропонувати схему виробництва, яку засновано на збереженні стабільної полігональної структури аустеніту, яка формується під час деформації в міжкритичному інтервалі температур. Це призводить до формування розвиненої ферито-перлітної структури з заданим типом цементитного каркасу перлітної складової. За рахунок цього, виникає можливість підвищити і стабілізувати міцнісні властивості не тільки в сталях, які містять карбідоутворюючі елементи, но і матеріалах без додаткового легування.

32. Проведений комплекс металографічних досліджень показує, що після безперервної контрольованої прокатки в структурі усіх досліджуваних сталей присутня дрібнозерниста ферито-перлітна структура (порівняно зі штатною технологією виробництва). При цьому спостерігається відсутність так званої перлітної смугастості, що є позитивним моментом з точки зору використання сталей (наприклад сталі 10Г2ФБ) в якості матеріалу для зварних будівельних конструкцій, у тому числі відповідального призначення. Отримання дисперсного структурного складу пояснюється зниженням температури кінця гарячої деформації (порівняно зі штатними режимами виробництва) до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур, що призводить до збільшення

кількості зародків феритної фази з одночасним зменшенням простору для зросту колоній перліту.

33. Виявлено залежність між технологічними схемами виробництва металопрокату та формуванням внутрішньофазних дислокаційних та спеціальних границь. Застосування безперервної контрольованої прокатки дозволяє пригнечити рекристалізаційні процеси в аустеніті та фериті при збереженні полігональної дислокаційної субструктури, що забезпечує підвищення міцностних при збереженні пластичних та в'язкісних властивостей товстого листа.

34. Аналіз отриманих результатів показує, що застосування безперервної контрольованої прокатки призводить до підвищення міцносних характеристик металопрокату порівняно з вихідним станом. При цьому, пластичні властивості залишаються на рівні, що задовольняє вимогам діючої у будівельній галузі нормативній документації. Це пояснюється формуванням в процесі безперервної прокатки більш дисперсних структурних складових (порівняно зі штатними технологіями виробництва). Також, позитивний вплив на міцностні характеристики оказує формування у структурі металопрокату колоній квазіевтектоїду з стрічковим типом цементитного каркасу.

35. Мікроструктурні дослідження показали, що пластична деформація концентрується у зернах доевтектоїдного фериту. У якості бар'єрів для розповсюдження виступають міжфазні границі перліт-ферит. При цьому, кількість місць блокування пластичної деформації нижча, порівняно з металопрокатом після штатних технологій виробництва. Це пояснюється збільшенням кількості границь спеціального типу (порівняно зі структурним станом після гарячої та контрольованої прокаток), які, у більшості випадків, не є бар'єрами для розповсюдження пластичної деформації.

36. Проведений комплекс досліджень дозволив виділити наступні зони локалізації пластичної деформації в залежності від прикладеного зовнішнього навантаження (аналогічно даним роботи [259]): область, високо локалізованих

залишкових напружень, де можливе зародження та подальше розповсюдження руйнування; область, в якій спостерігається зниження рівня внутрішніх напружень, де можливе утворення зародків руйнування, але їх поширення не можливе внаслідок недостатньої внутрішньої енергії.

37. На підставі проведеного комплексу досліджень встановлено, що руйнування низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталей після безперервної контрольованої прокатки можливо за двома окремими механізмами: перший – структурні складові розщеплюються після незначної пластичної деформації; другий – структурні складові витягуються в напрямку дії пластичної деформації і формують поверхню руйнування волокнистого типу.

38. Показано можливість корегування процесів формування структурних і субструктурних компонентів шляхом безперервного деформування в міжкритичному інтервалі температур. При цьому, зниження температури кінця безперервної гарячої деформації сталей, які досліджувались, до нижній границі міжкритичного інтервалу дозволить додатково підвищити та стабілізувати комплекс механічних властивостей товстолистого прокату для будівельних конструкцій.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Kutz M. Mechanical Engineers. Handbook. Third edition. Energy and Power. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc, 2006. 1340 p.
2. Диомидов Б.Б., Литовченко Н.В. Технология прокатного производства. Москва: Металлургия. 1979. 482 с.
3. Roberts W., Sandberg A., Siwecki T., Werlefors T. Steels Technology and Applications. ASM, Metals Park, Ohio. 1984. P. 67-84.
4. Бернштейн М. Л., Займовский В. А., Капуткина Л. М. Термомеханическая обработка стали. Москва: Металлургия, 1983. 480 с.
5. Гладштейн Л. И., Литвиненко Д. А., Онучин Л. Г. Структура аустенита и свойства горячекатаной стали. Москва: Металлургия, 1983. 112 с.
6. Погоржельский В. И. Контролируемая прокатка непрерывнолитого металла. Москва: Металлургия, 1986. 151 с.
7. Большаков В.И., Стародубов К.Ф., Тылкин М.А. Термическая обработка строительной стали повышенной прочности. Москва: Металлургия, 1977. 200 с.
8. Bolszakow W., Orlow L., Bold T., Eysymontt J. Struktura i wlastnosc stali bainitycznych 16H2MB i 14H2GNB. *Place instytutow hutniczych*. 1972. Vol. 24, №. 4. P. 179 – 186.
9. Bolszakow W., Orlow L. Obrobka cieplana I cieplno-mechaniczna bainitycznej stali konstrukcyjnej o wysokiej wytrzymalosci. *Hutnik*. 1974. №. 10. P. 490 – 495.
10. Бекетов А. В., Большаков В. И., Никитюк В. В. Оценка эффективности использования малоуглеродистых сталей, микролегированных V, Nb и Ti при производстве строительных металлических конструкций. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2006. №1(32). С. 14-20.
11. Бекетов А. В., Большаков В. И., Дейнеко Л. Н., Исследование влияния параметров упрочняющих обработок на структуру и свойства малоуглеродистых низколегированных сталей и изделий из них. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2006. Вып.36, Ч. 1. С. 181-192.

12. Krauss G. Steels. Processing, Structure and Performance. Ohio: ASM International, metals park, 2006. 593 p.
13. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Эписьер Т. Э., Лаухин Д. В., Маковская А. В. Исследование карбидов Nb и V в микрорериванной конструкционной стали. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2008. Вып. 45, Ч.2. С. 3-9.
14. Gladman T., Dulieu D., McIvor I.D. Structure – property relationships in high strength microalloyed steels. International Conference «Micro – Alloying 75», Washington, USA, 1-3 october 1975. Ohio: Metals park, 1975. P. 32 – 58.
15. Tamura L., Ouchi C., Tanaka T., Seikine H. Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels. Bodmin: Robert Hartnoll Ltd., 1988, 248 p.
16. Бекетов А. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Рабич Е. В., Магала В. С., Ковтун-Горбачева Т.А., Рабич В.А. Использование низкоуглеродистых сталей высокой прочности в металлических конструкциях каркаса надстройки пятиэтажных жилых домов. *Строительство, материаловедение, машиностроение, Серия Инновационные технологии жизненного цикла объектов жилищно-гражданского, промышленного и транспортного назначения*. Днепропетровск, 2008. Вып.47. С. 103-108.
17. ДБН В.2.6-198:2014. Сталеві конструкції. Норми проектування. [Чинний від 2015-01-01]. Вид. офіц. Київ, 2014. 205 с. (Інформація та документація).
18. Бекетов О. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Ротт Н. О., Барибін Д. О. Кількісний аналіз розміру зони локалізації пластичної деформації перед фронтом зростаючої тріщини з урахуванням структурного стану матеріалу (частина 2). *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2018. Вып. 104. С.71-76.

- 19.ДСТУ 8539:2015 Прокат для будівельних сталевих конструкцій. Загальні технічні умови. [Чинний від 2016-07-01]. Вид. офіц. Київ, 2015. 23 с. (Інформація та документація).
- 20.Бекетов А. В., Большаков В. И., Воробьев Г. М., Лаухин Д. В., Калохтина Е. Ю. Обоснование выбора материала для строительных металлических конструкций. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2008. Вып.45, Ч.3. С. 116-122.
- 21.Астафьев В. И., Радаев Ю. Н., Степанова Л. В. Нелинейная механика разрушения. Самара: Из-во Самарский университет, 2001. 562 с.
- 22.Одесский П. Д., Тимаев С. И., Ведяков И. И. О тенденциях развития сталей для промышленных металлоконструкций в России. *Сталь*. 2002. №12. С. 54-60.
- 23.Одесский П. Д., Ведяков И. И., Рудченко А. В. Стали нового поколения для металлических конструкций. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002. № 2. С. 30-38.
- 24.Новиков И. И., Розин К. М. Кристаллография и дефекты кристаллической решетки. Москва: Металлургия, 1990 г. 226 с.
- 25.Пахолук А. П., Пахолук О. А. Основи матеріалознавства і конструкційні матеріали: посібник. Львів: Світ, 2005. 172 с.
- 26.Кан Р. У., Хаазен П. Т. Физическое металловедение: в 3 т. Москва: Металлургия, 1987. Т. 2: Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами. 624 с.
- 27.Шевердяев О. Н. Нанотехнологии и наноматериалы: Учебное пособие. Москва: Из-во Московского государственного открытого университета, 2009. 156 с.
- 28.Хільчевський В. В., Кондратюк С. Є., Степаненко В. О. Матеріалознавство і технологія конструкційних матеріалів: навчальний посібник. Київ: Либідь, 2002. 328 с.

29. Гуляев А. П. *Металловедение*. Москва: *Металлургия*, 1978. 283 с.
30. Калинин Б. А. *Физическое материаловедение: Учебник для вузов: в 7 т.* Москва, МИФИ, 2012. Т. 2. *Основы материаловедения*. 604с.
31. Zener C. Kinetics of the Decomposition of Austenite. *Metals Technology*, New-York, USA, January 1946. P. 1-47.
32. Brant W. H. Solution of the Diffusion Equation Applicable to the Edgewise Growth of Pearlite. *Journal of Applied Physics*. 1945. Vol.16. P. 139-146.
33. Любков Б.Я. *Кинетическая теория фазовых превращений*. Москва: *Металлургия*, 1969. 264 с.
34. Hillert M. Solid State Phase Transformations. *Jernkontorets Annaler*. 1957. Vol. 141, No.11. P. 757-790.
35. Hillert M. The Effect of Alloying Elements on Diffusion Transformations in Steel. Proc. *ICTIS., Suppl. to Trans. ISIJ*. 1971. Vol. 11. P 1153-1159.
36. Fisher J.C. Thermodynamics in Physical Metallurgy. *ASM, Metals Park, Ohio*. 1950. P. 201-210.
37. Мейль Р. Ф., Хагель У. К. Аустенитно-перлитное превращение. *Успехи физики металлов*. 1960. Вып. 3. С. 88-156.
38. Cheetham D., Ridley N. Isovelocity and isothermal pearlite growth in a eutectoid steel. *Journal Iron and Steel Inst*. 1973. Vol. 211, №9. P. 648 – 652.
39. Счастливец В. М., Яковлева И. Л. Электронномикроскопическое исследование структурных превращений в перлите. *Физика металлов и материаловедение*. 1974. Т. 38, № 3. С. 571-576.
40. Nakajima, K., Apel, M., Steinbach, I. The role of carbon diffusion in ferrite on the kinetics of cooperative growth of pearlite: a multi-phase field study. *Acta Materialia*. 2006. № 54. P. 3665–3672.
41. Ginibre, M., Akamatsu, S., Faivre, G.: Experimental determination of the stability diagram of a lamellar eutectic growth front. *Physical review journals*. 1997. № 56(1). P. 780-789.

42. Hultgren A., Ohlin H. Nucleation and growth of pearlite. *Jernkont. Ann.* 1960. Vol. 144. P. 356 – 391.
43. Steinbach I., Apel M. The influence of lattice strain on pearlite formation in Fe-C. *Acta Materialia.* 2007. № 55. P. 4817–4822.
44. Sundquist B. E. The edgewise growth of pearlite. *Acta Materialia.* 1968, №. 16. P. 1413 – 1427.
45. Лаухін Д.В. Теоретичні основи формування субструктури, структури і властивостей товстолистового прокату з низьковуглецевих мікролегованих будівельних сталей: дис. ... док. техн. наук: 05.02.01 / ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури». Дніпропетровськ, 2012. 353 с.
46. Pitsch W. Der Orientierungszusammenhang zwischen Zementit und Ferrit im Pearlit. *Acta Materialia.* 1962. №.10. P. 79 – 80.
47. Andrews K. W., Dyson D. N. An electron diffraction study of pearlite. *Iron and Steel.* 1967. Vol. 40, №10. P. 40 –45.
48. Ohmori Y., Davenport A. T., Honeycombe R. W. K. Crystallography of pearlite. *Trans. Iron and Steel Instit.* 1972. Vol. 12. P. 128-127.
49. Shakleton D. N., Kelly P. M. Orientation relationships in pearlite and the form of the pearlite-austenite interface. *Journal Iron and Steel Inst.* 1969. Vol. 207, №12. P. 1253 - 1254.
50. Сухомлин Г.Д. Кристаллогеометрические особенности перлита доэвтектоидной стали. *Физика металлов и металловедение.* 1976. Т.42, Вып.5. С. 965-970.
51. Блантер М.Е. Фазовые превращения при термической обработке стали. Москва: Металлургиздат, 1962. 268 с.
52. Honeycombe R. W. K., Bhadeshia H. K. D. H. Steels. Microstructure and properties. London: Edward Arnold, 1995. 323 p.

53. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали. Москва: Наука, 1977. 238 с.
54. Счастливец В. М., Табатчикова Т. И., Яковлева И. Л., Клейнерман Н. М., Сериков В. В., Мирзаев Д. А. Изучение особенностей кристаллической структуры цементита в перлите углеродистой стали методом ЯГР-спектроскопии. *Физика металлов и металловедение*. 1996. Т.82, Вып.6. С. 102-115.
55. Счастливец В. М., Табатчикова Т. И., Яковлева И. Л., Клейнерман Н. М., Сериков В. В., Мирзаев Д. А. Эволюция структуры цементита в углеродистой стали. Дифракционные данные. *Физика металлов и металловедение*. 1997. Т. 84, Вып. 4. С. 61-70.
56. Бунин К. П., Бунина Ю. К., Мазур В. И. О зарождении и строении перлита. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1971. № 10. С. 6 – 7.
57. Стародубов К. Ф., Борковский Ю. З., Некрасова С. З. Влияние легирующих элементов на кинетику распада аустенита конструкционных сталей. *Упрочняющая термическая обработка металлов*. Москва: Металл, 1966. С. 29-40.
58. Bramfitt V. L., Marder A. R. A Study of Directionally Transformed Pearlite. *IMS Proceedings*. 1968. P. 43.
59. Косевич В. М., Иевлев В. М., Палатник Л. С., Федоренко А. И. Структура межкристаллитных и межфазных границ. Москва: Металлургия, 1980. 256 с.
60. Bollmann W. Crystal defects and crystalline interfaces. Berlin: Springer Verlag, 1970. 316 p.
61. Глейтер Г., Чалмерс Б. Большеугловые границы зерен. Мир: Мир, 1975. 376 с.

- 62.Г. Д. Сухомлин Поверхносная энергия межфазных $\gamma \rightarrow \alpha$ границ при диффузионном превращении аустенита. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. 2013. Вып. 67. С. 7-11.
- 63.Копецкий Ч. В., Орлов А. Н., Фионова Л. К. Границы зерен в чистых материалах. Москва: Наука, 1987. 60 с.
- 64.Бокштейн Б. Структура и свойства внутренних поверхностей раздела в металлах. Москва: Металлургия, 1988. 272 с.
- 65.Колобов Ю. Р. Диффузионно-контролируемые процессы на границах зерен и пластичность металлических поликристаллов. Новосибирск: Наука, 1998. 184 с.
- 66.Бернштейн М. Л. Структура деформированных металлов. Москва: Металлургия, 1977. 432 с.
- 67.Тихонов А. С. Эффект сверхпластичности металлов и сплавов. Москва: Наука, 1978. 141 с.
- 68.Gottstein G., Shvindlerman L.S. Grain boundary migration in metals. Boca Raton etc.: CRC Press, 1999. 387 p.
- 69.Люкке К., Штюве Г. Теория движения границ зёрен. *Возврат и рекристаллизация металлов*. Москва: Металлургия, 1966. С. 157-194.
- 70.Aust K. T., Rutter J. W. Grain boundary migration in high-purity lead and dilute lead-tin alloys. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1959. Vol. 215, P. 119-127.
- 71.Lucke, K., and Detert K. A Quantitative Theory of Grain-Boundary Motion and Recrystallization in Metals in the Presence of Impurities. *Acta Metallurgica*. 1957. Vol. 5. P. 628-637.
- 72.Rosenhain W. T., Humfrey J. C. W. The tenacity, deformation and fracture of soft steel at high temperatures. *Journal Iron and Steel Inst.* 1973. Vol. 87. P. 219-240.

- 73.Новиков В. Ю. Вторичная рекристаллизация. Москва: Металлургия, 1990. 129 с.
- 74.Gleiter H. Nanocrystalline materials. *Progr. Mater. Sci.* 1989. Vol. 33, №. 4. P. 223-315.
- 75.Lojkowski W., Porowski S. Pressure effect on grain boundary dewetting and pre-melting transition in a Fe-6%Si bicrystal. *Joint AIRAPT/APS Conference on High Pressure Science and Technology*, Colorado Springs, USA. 1993. P. 125-131.
- 76.Гриднев В. Н., Гаврилюк В. Г., Мешков Ю. Я. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали. Киев: Наукова думка, 1974. 232 с.
- 77.Mott N. F. Slip at grain boundaries and grain growth in metals. *Proceedings of the Physical Society.* 1948. Vol. 60. P. 391-394.
- 78.Gifkins R. C. Development of the island model for grain boundaries. *Materials Science & Engineering.* 1967. Vol. 2. P. 181-185.
- 79.Ke T. S. A grain boundary model and the mechanism of viscous intercrystalline slip. *Journal of Applied Physics.* 1949. Vol. 20. P. 274-280.
- 80.Smoluchowski R. Theory of Grain Boundary Diffusion. *Physical Review Research.* 1952. Vol. 87. P. 482-453.
- 81.Ли Дж. Некоторые свойства дисклинационной структуры границ зёрен. *Атомная структура межзёренных границ.* Москва: Мир, 1978. С. 114-125.
- 82.Pumphrey P. H. A plane matching theory of high angle grain boundary structure. *Scripta Metallurgica.* 1972. Vol. 6. P. 107-114.
- 83.Kronberg M. L., Wilson, F. H. Secondary recrystallization in copper. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME.* 1949. Vol. 18. P. 501-514.
- 84.Brandon D. G, Ralph B, Ranganathan S., Wald M. S. A field ion microscope study of atomic configuration at grain boundaries. *Acta Metallurgica.* 1964. Vol. 12. P. 813-821.

- 85.Третьяков Ю.Д. Микро- и наномир современных материалов. Москва: Химфак МГУ. 2006 г. 126 с.
- 86.Барыбин А. А., Томилин В. И., Шаповалов В. И. Физико-технологические основы макро-, микро- и наноэлектроники. М: Из-во Физмалит, 2011 г. 235с.
- 87.Орлов А. Н. Атомная структура межзеренных границ. Москва: Мир, 1978. 292 с.
- 88.Missol W. Orientation dependence of grain boundary energy in metals in the view of a pseudoheterophase dislocation core model. *Acta Metallurgica*. 1976. Vol. 24, № 1. P. 73-79.
- 89.Ranganathan, S. On the Geometry of Coincidence-Site Lattices. *Acta Crystallographica*. 1966. Vol. 21. P. 197–199.
- 90.Гример Г., Боллман У., Уоррингтон Д. Решётки совпадающих узлов и полные решётки наложений в кубических кристаллах. *Атомная структура межзёренных границ*. Москва: Мир, 1978. С. 25-54.
- 91.Bishop G. H., Hartt W. H., Bruggeman G. A. Grain boundary faceting of $(10\bar{1}0)$ tilt boundaries in zinc. *Acta Metallurgica*. 1971. Vol. 19. P. 37-47.
- 92.Herring H. Some theorems on the free energies of crystal surfaces. *Physical Review Research*. 1951. Vol. 82. P. 87-93.
- 93.Smith C. S. Grains, shapes and interfaces: An interpretation of microstructure. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1948. Vol. 175. P. 15-51.
- 94.Goux C. Structure des joints de grains dans les metaux purs calcul de l'énergie intergranulaire. *Acta Metallurgica*. 1963. Vol. 11. P. 111-123.
- 95.Гюйо П. Симон Ж. Расчёт энергии симметричных большеугловых границ в алюминии и литии. *Атомная структура межзёренных границ*. Москва: Мир, 1978. С. 140-153.
- 96.Кудрявцев И. П. Текстуры в металлах и сплавах. Москва: Металлургия, 1965. 299 с.

97. Вишняков Я. Д. Дефекты упаковки в кристаллической структуре. Москва:, Металлургия, 1970. 215 с.
98. Черепанов Г. П. Механика разрушения композиционных материалов. Москва: Наука, 1983. 296 с.
99. Бекетов О. В. Аналіз механізмів руйнування листів з низьковуглецевих низьколегованих сталей при статичних та динамічних випробуваннях. Частина 1. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2014. Вып. 73. С. 208-212.
100. Вишняков Я. Д. Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов. Москва: Металлургия, 1975. 480 с.
101. Грабский М. В. Структура границ зерен в металлах. Москва: Металлургия, 1972. 160 с.
102. Бекетов О. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Иванцов С. В., Лаухин В. Д. Дослідження взаємозв'язку між характеристиками руйнування та структурними складовими низьковуглецевих мікролегованих сталей. *Металознавство та термічна обробка металів. Науков. та ін форм. бюл.* 2016. № 1 (72). С. 53-58.
103. Пашков П. О. Разрыв металлов. Москва: Наука, 1960. 16 с.
104. Дамаск А. Точечные дефекты в металлах. Москва: Мир. 1966. 288 с.
105. Лехницкий С. Г. Теория упругости анизотропного тела. Москва: Госиздат, 1950. 146 с.
106. Савин Г. Н. Концентрация напряжений около отверстий. Москва: Госиздат, 1951. 189 с.
107. Остащ О. П. Механіка руйнування і міцність матеріалів: в 15 т. Львів: СПОЛОМ, 2015. Т. 15: Структура матеріалів і втомна довговічність елементів конструкцій. 312 с.
108. Нотт Дж. Ф. Основы механики разрушения. Москва: Металлургия, 1978. 256 с.

109. Edelson B. J., Baldwin W. M. The effect of second phases on the mechanical properties of alloys. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1962. Vol. 55, №2. P. 903-906.
110. Gladman T., Hoolaes B., McIvor I.D. Effect of second-phase particles on the mechanical properties of steel. *The Iron and Steel Institute*. 1971. P. 68-75.
111. Рахматулин Х. Прочность и разрушение при кратковременных нагрузках. Москва: Унмверситетская книга, 2008. 624 с.
112. Армстронг Р. В. Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном. *Сверхмелкое зерно в металлах*. 1973. – С. 11-40.
113. Гордиенко Л.К. Субструктурное упрочнение металлов и сплавов. Москва: Наука, 1973. 224 с.
114. Губенко С. Неметаллические включения и прочность сталей. Физические основы прочности сталей. Днепропетровск: Palmarium academic publishing, 2015. 471 с.
115. Белиенко Г. И., Губенко С. И. Неметаллические включения и качество стали. Киев: Техніка. 1960. 168 с.
116. Явойский В. И., Близнюков С. А., Вишкарев А. Ф. М. Включения и газы в сталях. Москва: Металлургия. 1979. 272 с.
117. Немец Я. Жесткость и прочность стальных деталей. Москва: Машиностроение, 1970. 528 с.
118. Либвиц Г. Разрушение: в 7 т. Москва: Мир, 1973. Т. 1: Микроскопические основы механики разрушения. 616 с.
119. Слепян Л. И. Механика трещин. Ленинград: Судостроение, 1981. 295 с.
120. Махутов Н. А. Сопротивление элементов конструкции хрупкому разрушению. Москва: Машиностроение, 1973. 200 с.
121. Либвиц Г. Разрушение: в 7 т. Москва: Металлургия, 1976. Т. 6: Разрушение металлов. 496 с.

122. Качанов Л. М. Исследования по упругости и пластичности. Ленинград: Изд-во Ленинградского государственного университета, 1961. 157 с.
123. Качанов Л. М. Основы теории пластичности. Москва: Гостехтеоретиздат, 1956. 258 с.
124. Бекетов О. В., Иванцов С. В., Тютюрев І. А., Ротт Н. О., Бабенко Є. О. Дослідження загальних особливостей розповсюдження пластичної деформації в сталях з феррито-перлітною структурою. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2017. Вып. 95. С. 26-34.
125. Колмогорова В. Л. Пластичность и разрушение. Москва: Металлургия, 1977. 366 с.
126. Работнова Ю.И. Новые методы оценки сопротивления хрупкому разрушению. Москва: Мир, 1972. 440с.
127. Работнов Ю. Н. Введение в механику разрушения. Москва: Наука, 1987. 80 с.
128. Левин В. А., Морозов Е. М., Матвиенко Ю. Г. Избранные нелинейные задачи механики разрушения. Москва: ФИЗМАТЛИТ, 2004. 408 с.
129. Черепанов Г. П. Механика разрушения композиционных материалов. Москва: Наука, 1983. 296 с.
130. Колмогоров В. Л. Напряжения, деформации, разрушение. Москва: Металлургия, 1970. 229 с.
131. Морозов Н. Ф. Математические вопросы теории трещин. Москва: Наука, 1984. 255 с.
132. Патрон В. З., Борисковский В. Г. Динамика хрупкого разрушения. Москва: Машиностроение, 1988. 240 с.
133. Беккерт М., Клемм Х. Способы металлографического травления: Справочник. Москва: Металлургия, 1988. 400с.

134. Cheetham D., Ridley N. Isovelocity and isothermal pearlite growth in a eutectoid steel. *Journa. Iron and Steel institute*. 1973. Vol. 211, №9. P. 648 – 652.
135. Сухомлин Г.Д. Кристаллогеометрические особенности перлита доэвтектоидной стали. *Физика металлов и металловедение*. 1976. Том 42, вып.5. С. 965-970.
136. Puls M. P., Kirkaldy J. S. The pearlite reaction. *Metallurgical and Materials Transactions*. 1972. Vol. 3. P. 2777 – 2792.
137. Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В. Атлас металлов и сплавов: Учебное пособие. Днепропетровск: ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры», 2010. 174 с.
138. Утевский Л. М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. Москва: Металлургия, 1973 584с.
139. Гоулдстейн Дж., Ньюбери Д., Джой Д., Фиори Ч., Лифшин Э. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский анализ: в двух книгах. Книга 1. Москва: Мир, 1984. 303с.
140. Гоулдстейн Дж., Ньюбери Д., Джой Д., Фиори Ч., Лифшин Э. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский анализ: в двух книгах. Книга 2. Москва: Мир, 1984. 348с.
141. Вейнберга Ф. Приборы и методы физического металловедения. Выпуск 2. Москва: Мир, 1974. 363 с.
142. Пчелінцев В. О., Дегула А. І. Механічні властивості та конструкційна міцність матеріалів: Навч. посіб. Суми: СумДУ, 2012. 247 с.
143. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов: Учебник для вузов. Москва: Металлургия, 1983. 352 с.
144. Stokes D. J. Principles and Practice of Variable Pressure/Environmental Scanning Electron Microscopy. Chichester: John Wiley & Sons, Ltd, 2008. 221 p.

145. Рис С. Дж. Б. Электронно-зондовый микроанализ и растровая электронная микроскопия в геологии. Москва: Техносфера, 2008. 232 с.
146. Гоулдстейн Дж., Яковица Х. Практическая растровая электронная микроскопия. Москва: Мир, 1978. 656 с.
147. Zhou W., Z. L. Wang Scanning Microscopy for Nanotechnology. New York: Springer Science+Business Media, 2006. 523 p.
148. Лаухин Д. В., Бекетов А. В., Ротт Н. А., Лаухин В. Д. Алгоритм проведения статистической обработки массивов экспериментальных данных. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2017. №2. С. 68-77.
149. Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Бекетов А. В., Мурашкин А. В., Сахник Н. В., Кривцова А. А. Методика построения регрессионных моделей зависимостей основных механических свойств толстолистового проката из низкоуглеродистых микролегированных сталей от температуры конца горячей деформации. *Новини науки Придніпров'я*. 2011. №1, 2. С. 83-96.
150. Белай Г. Е., Дембовский В. В., Саценко О. В. Организация металлургического эксперимента: Учеб.пособие для вузов. Москва: Металлургия, 1993. 256 с.
151. Гортышов Ю. Ф., Дресвянников Ф. Н., Идиатуллин Н. С. Теория и техника теплофизического эксперимента: Учеб.пособие для вузов. Москва: Энергоатомиздат, 1985. 360 с.
152. Кафаров В. В., Глебов М. Б. Математическое моделирование основных процессов химических производств: Учеб.для вузов. Москва: Высшая школа, 1991. 400 с.
153. Львовский Е. Н. Статистические методы построения эмпирических формул: Учеб.пособие для вузов. Москва: Высшая школа, 1988. 239 с.

154. Урман П. Н., Фаддеев М. А. Расчет погрешностей экспериментальных результатов. Нижний Новгород: Изд-во ННГУ, 1998. 250 с.
155. Захаров В. К., Севастьянов Б. А., Чистяков В. П. Теория вероятностей. Москва: Наука, 1983. 158 с.
156. Тюрин Ю. Н., Макаров А. А. Анализ данных на компьютере. Москва: Финансы и статистика, 1995. 302 с.
157. Сквайрс Дж. Практическая физика. Москва: Мир, 1971. 450 с.
158. Худсон Д. Статистика для физиков. Москва: Мир, 1970. 386 с.
159. Маркин Н. С. Основы теории обработки результатов измерений. Москва: Из-во Стандартов, 1991. 231 с.
160. Росляков Г. В., Князев Б. А. Методы обработки экспериментальных данных. Новосибирск: Из-во НГУ, 1985. 257 с.
161. Румшисский Л. З. Математическая обработка результатов эксперимента. Москва: Наука, 1971. 320 с.
162. Айвазян С. А., Енюков И. С., Мешалкин Л. Д. Прикладная статистика. Исследование зависимостей. Москва: Финансы и статистика, 1985. 487 с.
163. Айвазян С. А., Енюков И. С., Мешалкин Л. Д. Прикладная статистика. Основы моделирования и первичная обработка данных. Москва: Финансы и статистика, 1983. 471 с.
164. Ибрагимов И. М. Основы компьютерного моделирования наносистем: Учебное пособие. Санкт-Петербург: Лань, 2010. 384 с.
165. Афифи А., Эйзен С. Статистический анализ. Подход с использованием ЭВМ. Москва: Мир, 1982. 488 с.
166. Гмурман В. Е. Теория вероятностей и математическая статистика. Москва: Высшая школа, 1972. 368 с.
167. Шенк Х. Теория инженерного эксперимента. Москва: Мир, 1972. 381 с.
168. Унал Г. Дисперсионный анализ. Москва: Наука, 1980. 512 с.

169. Бендат Дж., Пирсол А. Прикладной анализ случайных данных. Москва: Мир, 1989. 540 с.
170. Яковлев В. Б., Яковлева О. А. Дисперсионный анализ в Excel: Учебное пособие.. Saarbrücken: Lambert Academic Publishing, 2015. 60 с.
171. Вуколов Э. Л. Основы статистического анализа. Практикум по статистическим методам и исследованию операции с использованием пакетов STATISTICA и EXCEL: Учебное пособие. Москва: ФОРУМ, 2008. 464 с.
172. Аренс Х., Лейтер Ю. Многомерный дисперсионный анализ. Москва: Финансы и статистика, 1985. 230 с.
173. Салмин А. А. Анализ данных: Конспект лекций. Самара: ФГОБУ ВПО «ПГУТИ», 2013. 111 с.
174. Боровиков В. П. STATISTICA. Искусство анализа данных на компьютере. Санкт-Петербург: Питер, 2003. 688 с.
175. Шураков В. В. Математико-статистический анализ на программируемых калькуляторах: Справочное пособие. Москва: Финансы и статистика, 1991. 176 с.
176. Румшицкий Л. З. Математическая обработка результатов эксперимента. Москва: Наука. ФИЗМАТЛИТ, 1971. 192 с.
177. Низаметдинов Ш. У. Анализ данных: Учебное пособие. Москва: Из-во МИФИ, 2006. 248 с.
178. Брандт З. Статистические методы анализа наблюдений. Москва: Мир, 1975. 313 с.
179. Химмельблау Д. Анализ процессов статистическими методами. Москва: Мир, 1973. 957 с.
180. Адлер Ю. П., Маркова Е. В., Грановский Ю. В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных русловий. Москва: Наука, 1976. 279 с.

181. Боровиков В. П., Ивченко Г. И. Прогнозирование в системе STATISTICA в среде Windows. Основы теории и интенсивная практика на компьютере: Учебное пособие. Москва: Финансы и статистика, 2000. 384 с.
182. Лялин В. С., Зверева И. Г., Никифорова Н. Г. Статистика: теория и практика в Excel: Учебное пособие. Москва: Финансы и статистика, 2010. 448 с.
183. Косевич В. М., Иевлев В. М., Палатник Л. С., Федоренко А. И. Структура межкристаллитных и межфазных границ. Москва: Металлургия, 1980. 256 с.
184. Bollmann W. Crystal defects and crystalline interfaces. Berlin: Springer Verlag, 1970. 316 p.
185. Бекетов А. В., Большаков В. И., Семенов Т. В., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Аскеров Х. А., Мурашкин А. В., Ткач В. Н., Бурыкина И. С. Влияние холодной деформации на количество специальных границ в ферритной составляющей низкоуглеродистых сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск. 2014. Вып. 74. С. 216-222.
186. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В. Специальные границы и множественные стыки в доэвтектоидном феррите низкоуглеродистых сталей. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian-Lithuaninan Transactions*. Warsaw, 2007. Vol. 15. P.73– 80.
187. Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д., Куксенко В. Специальные границы и множественные стыки в ОЦК решетки феррита. *The eighth international scientific forum AIMS for future of engineering science (AFES 2007)*. Winnipeg, Canada, 2007. P. 174-179

188. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Семенов Т. В., Щудро А. Е., Силантьева М. О. Влияние температуры и длительности отжига на удельное количество специальных границ в доэвтектоидном феррите низкоуглеродистых сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2013. Вып. 67. С. 315-320.
189. Утевский Л. М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. Москва: Металлургия, 1973. 584 с.
190. Эндрюс К., Дайсон Д., Киоун С. Электронограммы и их интерпретация. Москва: Мир, 1971. 256 с.
191. Сухомлин Г. Д., Большаков В. И. Специальные границы зерен в металлах и сплавах промышленной чистоты. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. 2000. Вып. 10. С. 140-147.
192. Шульце Г. Металлофизика. Москва: Мир, 1971. 503 с.
193. Мейль Р. Ф., Хагель У. К. Аустенитно-перлитное превращение. *Успехи физики металлов*. 1960. Вып. 3. С. 88-156.
194. Сухомлин Г. Д. Исследование морфологии и кристаллогеометрии при ускоренном прерванном охлаждении в процессе термомеханической обработки труб: дис....канд. техн. наук: 05.16.01 / Днепропетровский металлургический институт. Днепропетровск, 1976. 150с.
195. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Семенов Т. В. Ориентационные соотношения феррит-цементит. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2011. Вып. 58. С. 123-129.
196. Hultgen A., Olin H. Nucleation and growz of pearlite. *Metallurgical and Materials Transactions*. 1960. Vol. 144. P. 356-391.
197. Блинов Ю. Ф., Серба П. В., Московченко Н. Н. Пособие по практическим занятиям по курсу «Кристаллография». Таганрог: Изд-во ТНУ 2005г. 51с.

198. Егоров-Тисменко Ю. К. Кристаллография и кристаллохимия: Учебник. Москва: Из-во КДУ, 2005. 592 с.
199. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Семенов Т. В. Механизм зарождения и роста перлитных колоний. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2010. Вып. 53. С. 173-179.
200. Бекетов О. В., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Машковська А. В. Дослідження поверхневої енергії міжфазних границь під час дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. *Металознавство та термічна обробка металів. Науков. та ін форм. бюл.* 2015. № 2 (69). С. 24-29.
201. Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д. Ориентационные соотношения феррит-цементит. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian Transactions*. Warsaw, 2011. Vol. 19. P. 351-358.
202. Бекетов А. В., Большаков В. И., Куксенко В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Семенов Т. В. Образование и рост перлитных колоний. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2010р. № 1. С. 29-35.
203. Сухомлин Г. Д. Кристаллогеометрические особенности перлита доэвтектоидной стали. *Физика металлов и металловедение*. 1976. Т.42, вып.5. С. 965-970.
204. Кривошеева А. А., Сухомлин Г. Д., Цыба В. Н. О стержневидном цементите в перлитных структурах. *Металлофизика*. 1984. Т. 6, № 3. С. 99-100.
205. Большаков В., Лаухин Д., Бекетов О., Камінський Д. Дослідження взаємозв'язку між морфологією цементитного каркасу та мікротвердістю перлітної складової низьковуглецевих низьколегованих будівельних сталей. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian Transactions*. Dnepropetivsk, 2014. Vol. 22, Part II. P. 63-68.

206. Іванцов С. В. Вплив параметрів структури на кінетику руйнування мікролегованих будівельних сталей: дис.....канд. техн. наук: 05.02.01 / Державний вищий навчальний заклад «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», Дніпропетровськ, 2015. 141 с.
207. Холявко В. В. Фізичні основи міцності та руйнування: Конспект лекцій. Київ: Вид-во НТУУ «КПІ», 2015. 100 с.
208. Буров А. Е. Модели разрушения волокнистых композиционных материалов. *Вестник Сибирского государственного аэрокосмического университета имени академика МФ Решетнева*. 2008. С. 133-138.
209. Партон В. З., Кудрявцев Б.А. О разрушении слоистых композитов. *Физико-химическая механика материалов*. 1986. № 1. С. 76-84.
210. Okabe T., Sekine H., Ishii K. Numerical method for failure simulations of unidirectional fiber – reinforced composites with spring element model. *Composites Science and Technology*. 2005. № 65. P. 931-933.
211. Матвиенко В. Г. Модели и критерии механики разрушения. Москва: ФИЗМАТЛИТ, 2006. 328 с.
212. Коцарь С. Л., Третьяков В. А., Цупров А. Н., Поляков Б. А. Динамика процессов прокатки: Учебное пособие. Москва: Металлургия, 1997. 255 с.
213. Челноков Н. М. Технология горячей обработки материалов: Учебное пособие для техникумов. Москва: Высшая школа, 1972. 288 с.
214. Зотов В. Ф. Производство проката. Москва: Интермет Инжиниринг, 2000. 352 с.
215. Хензель А., Шпиттель Т., Шпиттель М. Оптимизация расхода энергии в процессах деформации. Москва: Металлургия, 1985. 184 с.
216. Николаев В. А. Теория прокатки. Запорожье: Запорожская государственная инженерная академия, 2007. 228 с.

217. Татару А. С. Исследование и разработка технологии производства горячекатаного высокопрочного автолистового проката из двухфазных ферритомартенситных сталей с заданными показателями механических свойств: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.05 / Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС». Москва, 2018. 278 с.
218. Бекетов А. В., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Сахник Н. В., Кузмичев Е. М., Тараненко А. А., Снижковская Ю. Л. Влияние режимов контролируемой прокатки на структурные и свойства низкоуглеродистой микролегированной стали 10Г2ФБ. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2009. Вып.48, Ч.3. С. 237-242.
219. Лью Ч., Хе Ж., Цян И., Гуо Д. Ф., Шао Дз. Модель развития и механизм микроупрочнения и разупрочнения при прокатке нетекстурированной электротехнической стали. *Физика металлов и металловедение*, 2019. Т. 120, № 1. С. 73-82.
220. Бекетов А. В., Дейнеко Л. Н., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д. Создание технологий термического упрочнения крупногабаритных изделий и автоматизированного закалочного оборудования для ее осуществления. *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов (ОТТОМ-7)*. Харьков, 2006. С. 32-37.
221. Щудро А. Є. Особливості формування структури і властивостей зони термічного впливу зварних з'єднань із мікролегованих будівельних сталей: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01 / Державний вищий навчальний заклад «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури». Дніпро, 2020 157 с.
222. ГОСТ Р ИСО 5479-2002. Проверка отклонения распределения вероятностей от нормального распределения. [Действителен от 2002-07-01]. Москва: ИПК Издательство стандартов, 2002. 47 с.

223. Beketov A. V., Bolshakov V. I., Sukhomlin G. D, Laukhin D. V., Murashkin A. V., Gerasenko K. M. Method of regression modeling of dependence of basic mechanical properties of low-carbon micro alloyed iron plates on hot rolling finishing temperatures. *10-th International Student's day of metallurgy*, Freiberg, Germany, 2012. P. 25-28.
224. Шеффе Г. Дисперсионный анализ. Москва: Наука, 1980. 512 с.
225. Гартман Т. Н. Статистическая обработка результатов активного эксперимента: Учебное пособие. Москва: Изд-во РХТУ им. Д. И. Менделеева, 2006. 51 с.
226. Гмурман В. Е. Теория вероятности и математическая статистика. Москва: Высшая школа, 1972. 368 с.
227. Бекетов А. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Сухомлин Г. Д., Романец Р. Г., Иванцов С. В., Рязанова А. В., Сахник Н. В. Формирование структуры и субструктуры горячедеформированного аустенита при контролируемой прокатке низкоуглеродистых сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2010. Вып.53. С. 153-161.
228. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Иванцов С. В. Сравнительный анализ технологических схем производства листового проката для строительных металлических конструкций. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск. 2012. Вып. 64. С. 45-52.
229. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. Москва: Мир, 1972. 408 с.
230. Лахтин Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов. Москва: Металлургия, 1983. 361 с.
231. Грудев А. П., Ханин М. И. Технология прокатного производства: Учебник для вузов. Москва: Металлургия, 1994. 656 с.

232. DeArdo A. J. Modern Thermomechanical Processing of Microalloyed Steel. *Proceedings of the International Conference «Microalloying '95»*, (Pittsburgh, June 11-14, 1995). Pittsburgh, 1995 P. 15 – 35.
233. Дейнеко Л. Н., Крипак И. Ю., Никитченко В. С., Назарец Е. Г., Волкова А. С., Литвиненко Е. И. Эффективная технология упрочняющей термообработки изделий из инструментальных и конструкционных марок сталей. *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов*. 2003. Ч. 1. С. 62-66.
234. Ландер Х., Михелич Дж. Производство молибденовых сталей для магистральных трубопроводов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1977. № 7. С. 47 – 51.
235. Bardgett W. E., Reeve L. Mechanical properties of low-carbon, low-alloy steels containing boron. *Journal Iron and Steel institute*. 1949, Vol. 163, No. 11. P. 277 – 294.
236. Большаков В. И. Субструктурное упрочнение конструкционных сталей. Канада: Базилиан Пресс, 1998. 316 с.
237. Beketov O., Laukhin D., Rott N., Schudro A. The Elaboration of Modernized Technology of Controlled Rolling Directed at the Formation of High Strengthening and Viscous Qualities in HSLA Steel. *Solid State Phenomena*. 2019. Vol. 291. P. 13 – 19.
238. Бхаттачария Р. Н., Ранга Рау Р. Аппроксимация нормальным распределением и асимптотические разложения. Москва: Наука, 1982. 286 с.
239. Спирин Н. А., Лавров В. В. Методы планирования и обработки результатов инженерного эксперимента. Екатеринбург: Изд-во ГОУ ВПО «Уральский государственный технический университет – УПИ», 2004. 257 с.

240. Боровков Л. Л. Математическая статистика. Москва: Наука, 1984. 472 с.
241. Светозаров В.В. Основы статистической обработки результатов измерений: Учебное пособие. Москва: Изд-во МИФИ, 2005. 40 с.
242. Фишер Р. А. Статистические методы для исследователей. Москва: Госстатиздат, 1958. 267 с.
243. Чураков Е. П. Математические методы обработки экспериментальных данных в экономике: Учеб. пособие. Москва: Финансы и статистика, 2004. 240 с.
244. Новик Ф. С., Арсов Я. Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. Москва: Машиностроение, 1980. 304 с.
245. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. Москва: Металлургия, 1976. 421 с.
246. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Мурашкин А. В., Носенко О. П. Инновационная технология производства толстых листов – полиганизационная контролируемая прокатка. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2011. № 1-2 (52-53). С. 40-48.
247. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Котова Л. И., Куксенко В. И., Куксенко А. В., Котов Н. О., Щудро А. Е. Получение высокой прочности низкоуглеродистой микролегированной стали путем создания в ее структуре наноразмерных продуктов распада аустенита. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2012. № 2 (57). С. 5-13.
248. Бекетов О. В. Особливості структуроутворення і розробка параметрів зміцнення сталі 10Г2ФБ: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01 / Придніпровська державна академія будівництва та архітектури. Дніпропетровськ, 2004. 158 с.

249. Спосіб термомеханічної обробки листової низьковуглецевої сталі з формуванням структури голчастого фериту: пат. 98891 Україна: МПК В21В 45/02 (2006.01); № у 2014 12824; заяв. 01.12.2014; опубл. 12.05.2015, Бюл. № 9. 27 с.
250. Большаков В. И., Лаухин Д. В., Бекетов А. В., Тютюрев И. А. Построение регрессионной модели зависимости изменения параметров квазиэвтектоида от скорости охлаждения. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2015. Вып. 80. С. 79-83.
251. Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Мурашкин А. В., Носенко О. П., Котова Л. И., Бекетов А. В. Полигонизационная контролируемая прокатка толстых листов. *Новини науки Придніпров'я*. 2011. № 1, 2. С. 30-34.
252. Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д., Мурашкин А., Носенко О., Бекетов А. Инновационная технология производства толстых листов – полигонизационная прокатка. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2011. Вып. 59. С. 145-151.
253. Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д., Бекетов А. Формирование структур полигонизации и рекристаллизации в аустените и феррите при контролируемой прокатке низкоуглеродистых микролегированных сталей. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian Transactions*. Warsaw, 2013. Vol. 21. P. 453-460.
254. Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевої мікролегованої сталі зі збереженням полігональної структури фериту: пат. 99770 Україна: МПК В21В 45/02 (2006.01). № у 2014 13687; заяв. 22.12.2014; опубл. 25.06.2015, Бюл. № 12. 10 с.
255. Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевих мікролегованої сталі: пат. 99769 Україна: МПК В21В 45/02 (2006.01). № у 2014 13685; заяв. 22.12.2014; опубл. 25.06.2015, Бюл. № 12. 4 с.

256. Большаков В. И.И., Сухомлин Г. Д., Ткач Т. В. Влияние деформации в межкритическом интервале температур при контролируемой прокатке с ускоренным регулируемым охлаждением на конечную структуру и свойства толстолистого проката. *Вісник придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. Дніпро, 2016. № 1 (214) С. 79-87.
257. Лаухин Д. В., Сухомлин Г. Д., Бекетов О. В., Иванцов С. В., Щудро А. Є., Лаухин В. Д. Вплив температурно-деформаційної обробки у міжкритичному інтервалі температур на структуру та властивості товстих листів з низьковуглецевих будівельних сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2017. Вып. 96. С. 95-102.
258. Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Бекетов А. В., Аскеров Х. А., Иванцов С. В. Влияние дробности деформации в черновой клетки и снижение содержания углерода в сталях, микролегированных ниобием и ванадием, на формирование структуры и комплекса свойств проката. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск. 2013. Вып. 67. С. 295-302.
259. Bolshakov V. I., Laukhin D. V., Sukhomlin G. D., Beketov A. V. Polygonizing controlled rolling steels for metal constructions. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2016. № 5 (218). С. 40-45.
260. Лаухин Д. В., Бекетов А. В., Ротт Н. А., Щудро А. Е., Барыбин Д. А. Формирование полигонизованной структуры горячедеформированного аустенита для обеспечения в толстолистовом прокате высокого комплекса свойств в трех направлениях. *Proceedings of the VI International Scientific and practical Conference: International Scientific and Technology*. Warsaw, Poland, 2018. Vol. 1. P. 37 – 47.

261. Большаков В. И., Мурашкин А. В., Сухомлин Г. Д., Пушков В. В., Лаухин Д. В., Рубец А. С., Носенко О. П., Клименко О. В., Бекетов А. В., Семенов Т. В. Влияние дробности горячей деформации аустенита на формирование структуры и комплекса свойств толстолиствого проката. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2009. Вып. 48, Ч.1. С. 25-30.
262. Спосіб термомеханічної обробки листової низьковуглецевої сталі з формуванням полігонізованої субструктури аустеніту: пат. 99199 Україна: МПК В21В 45/02 (2006.01); № у 2014 12731; заяв. 27.11.2014; опубл. 25.05.2015, Бюл. № 10. 12 с.
263. Спосіб виготовлення листів з низьковуглецевої низьколегованої сталі методом безперервної контрольованої прокатки: пат. 133785 Україна: МПК В21В 37/74 (2006.01) В21В 45/02 (2006.01); № у 2018 10697; заяв. 29.10.2018, опубл. 25.04.2019, Бюл. № 8. 24 с.
264. Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д., Мурашкин А., Куксенко В., Бекетов А., Рязанова А. Исследование влияния температурно-деформационных параметров черновой прокатки на процессы формирования и дробления перлитной полосчатости в сталях типа 10Г2ФБ. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian-Lithuaninan Transactions*. Warsaw, 2010. Vol. 18. P. 439-444.
265. Белл Дж. Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. В 2 частях. Москва: Наука, 1984. Часть 2: Конечные деформации. 432 с.
266. Данилюк І. М. Оцінювання пошкодженості та деформаційних параметрів циклічної тріщиностійкості експлуатованої сталі магістрального газопроводу: дис....канд. техн.. наук: 01.02.04 / Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя, Тернопіль, 2015. 133 с.

267. Laukhin D. V., Beketov O. V., Rott N. O., Tyuterev I. A., Ivantsov S. V., Laukhin V. D. The Analysis of Interrelation between Kinetics of Propagation of Plastic Deformation and Initiation of Ductile Fracture. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2017. Vol. 39, №10. P. 1335 – 1343.
268. Большаков В. И., Лаухин Д. В., Бекетов А. В., Мурашкин А. В., Иванцов С. В. Влияние размера аустенитного зерна на кинетику разрушения высокопрочных строительных сталей. *Металлургическая и горнорудная промышленность.* 2014. № 1. С. 70-72.

ДОДАТОК А. АКТИ ВПРОВАДЖЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ

УТВЕРЖДАЮ:

Проректор по научной работе
ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»,
профессор, доктор технических наук



Н.В. Савицкий

2013г.

А К Т

внедрения результатов диссертационной работы к.т.н., доц. Бекетова А.В.
в учебный процесс кафедры Материаловедения и обработки материалов
ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»

В течении 2013 года в учебный процесс кафедры Материаловедения и обработки материалов ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры» были внедрены результаты диссертационной работы к.т.н., доц. Бекетова А.В.

В методических указаниях к лабораторным работам «Основные металлографического анализа структуры металлов, сплавов и соединений» к курсам «Теория процессов формирования структуры и свойств конструкционных материалов» «Наноматериалы», «Методы структурного анализа», «Современные методы исследования материалов» были приведены основные методики классификации структур с учетом наличия в них дисперсных частиц, методы количественного и полук количественного анализа структуры.

Методические указания написаны на украинском языке в объеме 18 с. Автор диссертационной работы Бекетов А.В. являются разработчиком указанных выше методических указаний.

Заведующий кафедры
Материаловедения и обработки материалов,
проф., д.т.н.

/В.И. Большаков/

Профессор кафедры
Материаловедения и обработки материалов,
проф., д.т.н.

/В.С. Вахрушева /

УТВЕРЖДАЮ:

Проректор по научной работе
ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»,
профессор, доктор технических наук



Н.В. Савицкий

2013г.

А К Т

внедрения результатов диссертационной работы к.т.н., доц. Бекетова А.В.
в учебный процесс кафедры Материаловедения и обработки материалов
ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»

В течении 2013 года в учебный процесс кафедры Материаловедения и обработки материалов ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры» были внедрены результаты диссертационной работы к.т.н., доц. Бекетова А.В.

В методических указаниях к лабораторным работам «Основные методы исследования структуры металлов сплавов и соединений с помощью сканирующего электронного микроскопа» к курсам «Современные методы исследования материалов», «Наноматериалы», «Методы структурного анализа» были приведены основные методики количественного анализа изображений структуры, содержащей нанозлементы, описаны основные принципы анализа поверхностей разрушения (с учетом наличия на них наноструктурированных элементов), указаны основные этапы расчета спектров характеристического рентгеновского излучения, полученные с наноразмерных частиц.

Методические указания написаны на украинском языке в объеме 34 с. Автор диссертационной работы Бекетов А.В. являются разработчиком указанных выше методических указаний.

Заведующий кафедры
Материаловедения и обработки материалов,
проф., д.т.н.

/В.И. Большаков/

Профессор кафедры
Материаловедения и обработки материалов,
проф., д.т.н.

/В.С. Вахрушева /

УТВЕРЖДАЮ:

Проректор по научной работе
ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»,
профессор, доктор технических наук



[Signature]
Н.В. Савицкий

_____ 2013г.

А К Т

внедрения результатов диссертационной работы к.т.н., доц. Бекетова А.В.
в учебный процесс кафедры Материаловедения и обработки материалов
ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»

В течении 2013 года в учебный процесс кафедры Материаловедения и обработки материалов ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры» были внедрены результаты диссертационной работы к.т.н., доц. Бекетова А.В.

В методических указаниях к лабораторным работам «Основные методы дифракционного электронно-микроскопического анализа структуры металлов и сплавов» к курсам «Теория процессов формирования структуры и свойств металлов, сплавов и соединений», «Современные методы исследования материалов», «Наноматериалы», «Методы структурного анализа» были приведены основные методики расчета размеров наноструктурированных элементов с использованием дифракционной электронной микроскопии (светлопольный и темнопольный методы), методики анализа кристаллографического строения сплавов с наноструктурированными элементами (микродифракционный анализ).

Методические указания написаны на украинском языке в объеме 19 с. Автор диссертационной работы Бекетов А.В. являются разработчиком указанных выше методических указаний.

Заведующий кафедры
Материаловедения и обработки материалов,
проф., д.т.н.

[Signature]

/В.И. Большаков/

Профессор кафедры
Материаловедения и обработки материалов,
проф., д.т.н.


[Signature]

/В.С. Вахрушева/

УТВЕРЖДАЮ:

Проректор по научной работе
ГВУЗ «Приднепровская государственная
академия строительства и архитектуры»,
профессор, доктор технических наук



 Н.В. Савицкий

» _____ 2016г.

А К Т


внедрения результатов диссертационной работы к.т.н., доц. Бекетова А.В.
в учебный процесс кафедры Материаловедения и обработки материалов
ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»

В течении 2016 года в учебный процесс кафедры Материаловедения и обработки материалов ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры» были внедрены результаты диссертационной работы к.т.н., доц. Бекетова А.В.

В методических указаниях к выполнению курсовой работы «Современные методы исследования материалов» для студентов направления подготовки 6.050403 «Инженерное материаловедение» дневной и заочной формы обучения были рассмотрены: основные методики классификации структур с учетом наличия в них дисперсных частиц; основные методы количественного и полуколичественного анализа структуры; основные методики расчета размеров наноструктурированных элементов с использованием дифракционной электронной микроскопии (светлопольный и темнопольный методы); основные методики анализа кристаллографического строения сплавов с наноструктурированными элементами (микродифракционный анализ); основные методики количественного анализа изображений структуры, содержащей наноэлементы; описаны основные принципы анализа поверхностей разрушения (с учетом наличия на них наноструктурированных элементов); указаны основные этапы расчета спектров характеристического рентгеновского излучения, полученные с наноразмерных частиц.

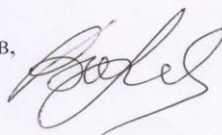
Методические указания написаны на украинском языке в объеме 31 с. Автор диссертационной работы Бекетов А.В. являются разработчиком указанных выше методических указаний.

Заведующий кафедры
Материаловедения и обработки материалов,
проф., д.т.н.



/В.И. Большаков/

Профессор кафедры
Материаловедения и обработки материалов,
проф., д.т.н.



/В.С. Вахрушева /

ЗАТВЕРДЖУЮ:

Проректор по науковій роботі
ДВНЗ «Придніпровська державна
академія будівництва та архітектури»
професор, доктор технічних наук



[Signature] М.В. Савицький

«30» 10 2017 р.

А К Т

впровадження результатів дисертаційної роботи к.т.н., доц. Бекетова О.В.
в учбовий процес кафедри Матеріалознавства та обробки матеріалів
ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»

На протязі 2017 року в учбовий процес кафедри Матеріалознавства та обробки матеріалів ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» було впроваджено результати дисертаційної роботи к.т.н., доц. Бекетова О.В.

В методичних вказівках «Основні методи підготовки зразків для дослідження в оптичному мікроскопі» до курсів «Фізико-хімічні методи дослідження матеріалів» і «Методи структурного аналізу матеріалів» наведено загальні методи та методики підготовки зразків для досліджень основних структурних складових, які формуються в металопрокати внаслідок проміжного та зсувного механізмів перетворення переохолодженого аустеніту.

Методичні вказівки написано українською мовою в обсязі – 35 с. Автор дисертаційної роботи Бекетов О.В являється співрозробником зазначених вище методичних вказівок.

Завідувач кафедри
Матеріалознавства та обробки
матеріалів, проф., д.т.н.

/Д.В. Лаухін/

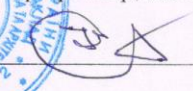
Професор кафедри
Матеріалознавства та обробки
матеріалів, д.т.н.

/В.С. Вахрушева/

ЗАТВЕРДЖУЮ:

Проректор по науковій роботі
ДВНЗ «Придніпровська державна
академія будівництва та архітектури»
професор, доктор технічних наук



 М.В. Савицький

« 30 » 10 2017 р.

А К Т

впровадження результатів дисертаційної роботи к.т.н., доц. Бекетова О.В.
в учбовий процес кафедри Матеріалознавства та обробки матеріалів
ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»

На протязі 2017 року в учбовий процес кафедри Матеріалознавства та обробки матеріалів ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» було впроваджено результати дисертаційної роботи к.т.н., доц. Бекетова О.В.

В методичних вказівках «Фізика руйнування конструкційних матеріалів» до курсів «Фізика руйнування конструкційних матеріалів», «Механічні властивості та конструкційна міцність матеріалів», «Діагностика та дефектоскопія конструкційних матеріалів і виробів» наведено загальні методи та методики визначення ділянок квазікрихкого руйнування при загальному в'язкому типу зламу, також наведено засоби встановлення взаємозв'язку між параметрами ділянок квазікрихкого руйнування та ударною в'язкістю листового прокату з низьковуглецевих мікролегованих сталей.

Методичні вказівки написано українською мовою в обсязі – 30 с. Автор дисертаційної роботи Бекетов О.В являється співрозробником зазначених вище методичних вказівок.

Завідувач кафедри
Матеріалознавства та обробки
матеріалів, проф., д.т.н.



/Д.В. Лаухін/

Професор кафедри
Матеріалознавства та обробки
матеріалів, д.т.н.



/В.М. Волчук/

**ДОДАТОК Б. ПЕРЕЛІК ПАТЕНТІВ, ЯКІ ОТРИМАНО ЗА
РЕЗУЛЬТАТАМИ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ**



(11) 99770

(19) UA

(51) МПК
B21B 45/02 (2006.01)

- (21) Номер заявки: **u 2014 13687**
- (22) Дата подання заявки: **22.12.2014**
- (24) Дата, з якої є чинними права на корисну модель: **25.06.2015**
- (46) Дата публікації відомостей про видачу патенту та номер бюлетеня: **25.06.2015, Бюл. № 12**

- (72) Винахідники:
Большаков Володимир Іванович, UA,
Сухомлин Георгій Дмитрович, UA,
Лаухін Дмитро Вячеславович, UA,
Бекетов Олександр Вадимович, UA,
Мурашкін Олександр Вікторович, UA,
Любимова-Зінченко Ольга Валентинівна, UA,
Іванцов Сергій Вікторович, UA,
Ротт Наталія Олександрівна, UA,
Лаухін Владислав Дмитрович, UA,
Ткач Тетяна Вадимівна, UA,
Федорова Інга Сергіївна, UA

- (73) Власник:
ДЕРЖАВНИЙ ВИЩИЙ НАВЧАЛЬНИЙ ЗАКЛАД "ПРИДНІПРОВСЬКА ДЕРЖАВНА АКАДЕМІЯ БУДІВНИЦТВА ТА АРХІТЕКТУРИ",
 вул. Чернишевського, 24-а, м. Дніпропетровськ, 49600, UA

- (54) Назва корисної моделі:

СПОСІБ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ МІКРОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ ЗІ ЗБЕРЕЖЕННЯМ ПОЛІГОНАЛЬНОЇ СТРУКТУРИ ФЕРИТУ

- (57) Формула корисної моделі:

Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевої мікролегованої сталі зі збереженням полігональної структури фериту, що включає нагрів та витримку слябів, чорнову і чистову прокатки до потрібної товщини листа з подальшим уповільненим охолодженням, який відрізняється тим, що перед уповільненим охолодженням на повітрі метал примусово інтенсивно охолоджують до температури 500 °С.



(11) 99769

(19) UA

(51) МПК
B21B 45/02 (2006.01)

(21) Номер заявки: u 2014 13685

(22) Дата подання заявки: 22.12.2014

(24) Дата, з якої є чинними права на корисну модель: 25.06.2015

(46) Дата публікації відомостей про видачу патенту та номер бюлетеня: 25.06.2015, Бюл. № 12

(72) Винахідники:

Большаков Володимир
Іванович, UA,
Сухомлин Георгій
Дмитрович, UA,
Лаухін Дмитро
Вячеславович, UA,
Бекетов Олександр
Вадимович, UA,
Мурашкін Олександр
Вікторович, UA,
Любимова-Зінченко Ольга
Валентинівна, UA,
Ротт Наталія Олександрівна,
UA,
Лаухін Владислав
Дмитрович, UA,
Ткач Тетяна Вадимівна, UA,
Федорова Інга Сергіївна, UA

(73) Власник:

ДЕРЖАВНИЙ ВИЩИЙ
НАВЧАЛЬНИЙ ЗАКЛАД
"ПРИДНІПРОВСЬКА
ДЕРЖАВНА АКАДЕМІЯ
БУДІВНИЦТВА ТА
АРХІТЕКТУРИ",
вул. Чернишевського, 24-а, м.
Дніпропетровськ, 49600, UA

(54) Назва корисної моделі:

СПОСІБ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ МІКРОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ

(57) Формула корисної моделі:

Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевої мікролегованої сталі, що включає нагрів та витримку слябів, чорнову і чистову прокатки до потрібної товщини листа з подальшим уповільненим охолодженням, який відрізняється тим, що після здійснення чорнової прокатки метал примусово інтенсивно охолоджують протягом 90 секунд до температури 300 °С, а чистову прокатку починають по досягненні металом температури 750 °С.

УКРАЇНА



ПАТЕНТ

НА КОРИСНУ МОДЕЛЬ № 98891

**СПОСІБ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ ЛИСТОВОЇ
НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ МІКРОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ З
ФОРМУВАННЯМ СТРУКТУРИ ГОЛЧАСТОГО ФЕРИТУ**

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

Зареєстровано в Державному реєстрі патентів України на корисні моделі 12.05.2015.

Голова Державної служби інтелектуальної власності України

Л. А. Жарінова
Л. А. Жарінова



(11) **98891**(19) **UA**(51) МПК
B21B 45/02 (2006.01)

- | | |
|---|--|
| <p>(21) Номер заявки: u 2014 12824</p> <p>(22) Дата подання заявки: 01.12.2014</p> <p>(24) Дата, з якої є чинними права на корисну модель: 12.05.2015</p> <p>(46) Дата публікації відомостей про видачу патенту та номер бюлетеня: 12.05.2015, Бюл. № 9</p> | <p>(72) Винахідники:
 Большаков Володимир Іванович, UA,
 Сухомлин Георгій Дмитрович, UA,
 Лаухін Дмитро Вячеславович, UA,
 Бекетов Олександр Вадимович, UA,
 Мурашкін Олександр Вікторович, UA,
 Носенко Олег Павлович, UA,
 Лаухін Владислав Дмитрович, UA</p> <p>(73) Власник:
 ДЕРЖАВНИЙ ВИЩИЙ НАВЧАЛЬНИЙ ЗАКЛАД "ПРИДНІПРОВСЬКА ДЕРЖАВНА АКАДЕМІЯ БУДІВНИЦТВА ТА АРХІТЕКТУРИ",
 вул. Чернишевського, 24-а, м. Дніпропетровськ, 49600, UA</p> |
|---|--|

(54) Назва корисної моделі:

СПОСІБ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ ЛИСТОВОЇ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ МІКРОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ З ФОРМУВАННЯМ СТРУКТУРИ ГОЛЧАСТОГО ФЕРИТУ

(57) Формула корисної моделі:

Спосіб термомеханічної обробки листової низьковуглецевої мікролегованої сталі з формуванням структури голчастого фериту, що включає нагрів та витримку слябів, чорнову і чистову прокатки до потрібної товщини листа з подальшим уповільненим охолодженням, який відрізняється тим, що охолодження прокату починають одразу після кінця чистової прокатки від температури 900...950 °C та продовжують охолоджувати до 200...250 °C зі швидкістю 15...30 °C/с.

УКРАЇНА



ПАТЕНТ

 НА КОРИСНУ МОДЕЛЬ
 № 99199

СПОСІБ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ ЛИСТОВОЇ
 НИЗЬКОВОУГЛЕЦЕВОЇ МІКРОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ З
 ФОРМУВАННЯМ ПОЛІГОНІЗОВАНОЇ СУБСТРУКТУРИ
 АУСТЕНІТУ

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

Зареєстровано в Державному реєстрі патентів України на корисні моделі 25.05.2015.

Голова Державної служби
 інтелектуальної власності України

Л.С.Жарінова
 Л.С. Жарінова



(11) 99199

(19) UA

(51) МПК
B21B 45/02 (2006.01)

- (21) Номер заявки: **u 2014 12731**
- (22) Дата подання заявки: **27.11.2014**
- (24) Дата, з якої є чинними права на корисну модель: **25.05.2015**
- (46) Дата публікації відомостей про видачу патенту та номер бюлетеня: **25.05.2015, Бюл. № 10**

- (72) Винахідники:
Большаков Володимир Іванович, UA,
Сухомлин Георгій Дмитрович, UA,
Лаухін Дмитро Вячеславович, UA,
Бекетов Олександр Вадимович, UA,
Мурашкін Олександр Вікторович, UA,
Носенко Олег Павлович, UA,
Лаухін Владислав Дмитрович, UA

- (73) Власник:
ДЕРЖАВНИЙ ВИЩИЙ НАВЧАЛЬНИЙ ЗАКЛАД "ПРИДНІПРОВСЬКА ДЕРЖАВНА АКАДЕМІЯ БУДІВНИЦТВА ТА АРХІТЕКТУРИ",
 вул. Чернишевського, 24-а, м. Дніпропетровськ, 49600, UA

- (54) Назва корисної моделі:

СПОСІБ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ ЛИСТОВОЇ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ МІКРОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ З ФОРМУВАННЯМ ПОЛІГОНІЗОВАНОЇ СУБСТРУКТУРИ АУСТЕНІТУ

- (57) Формула корисної моделі:

Спосіб термомеханічної обробки листової низьковуглецевої мікролегованої сталі з формуванням полігонізованої субструктури аустеніту, що включає нагрів та витримку слябів, чорнову і чистову прокатки до потрібної товщини листа з подальшим уповільненим охолодженням, який відрізняється тим, що температуру кінця чорнової прокатки спочатку знижують до 850 °C за рахунок підвищення дрібності деформації, а після цього за допомогою системи прискореного ламінарного водяного охолодження - до температури початку чистової прокатки.

УКРАЇНА



ПАТЕНТ

НА КОРИСНУ МОДЕЛЬ

№ 133785

**СПОСІБ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИСТІВ З НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ
НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ МЕТОДОМ БЕЗПЕРЕРВНОЇ
КОНТРОЛЬОВАНОЇ ПРОКАТКИ**

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

Зареєстровано в Державному реєстрі патентів України на корисні моделі **25.04.2019**.

Заступник Міністра економічного розвитку і торгівлі України

Ю. П. Бровченко



(11) 133785

(19) UA

(51) МПК

B21B 37/74 (2006.01)

B21B 45/02 (2006.01)

- | | |
|---|--|
| <p>(21) Номер заявки: u 2018 10697</p> <p>(22) Дата подання заявки: 29.10.2018</p> <p>(24) Дата, з якої є чинними права на корисну модель: 25.04.2019</p> <p>(46) Дата публікації відомостей про видачу патенту та номер бюлетеня: 25.04.2019, Бюл. № 8</p> | <p>(72) Винахідники:
 Лаухін Дмитро Вячеславович, UA,
 Бекетов Олександр Вадимович, UA,
 Ротт Наталія Олександрівна, UA,
 Сухомлин Георгій Дмитрович, UA,
 Іванцов Сергій Вікторович, UA,
 Щудро Євген Анатолійович, UA,
 Барібін Денис Олександрович, UA</p> <p>(73) Власник:
 ДЕРЖАВНИЙ ВИЩИЙ НАВЧАЛЬНИЙ ЗАКЛАД "ПРИДНІПРОВСЬКА ДЕРЖАВНА АКАДЕМІЯ БУДІВНИЦТВА ТА АРХІТЕКТУРИ",
 вул. Чернишевського, 24-а, м. Дніпро, 49600, UA</p> |
|---|--|

(54) Назва корисної моделі:

СПОСІБ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИСТІВ З НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ МЕТОДОМ БЕЗПЕРЕРВНОЇ КОНТРОЛЬОВАНОЇ ПРОКАТКИ

(57) Формула корисної моделі:

Спосіб виготовлення листів з низьковуглецевої низьколегованої сталі, що включає нагрів слябів до температури 1150...1170 °С протягом 4-6 годин та витримку при температурі 1150 °С протягом 3-4 годин з подальшою чорною і чистою прокаткою, який відрізняється тим, що чорнову прокатку завершують при температурі 740 °С, при цьому метал деформують з підвищеною дрібністю з подальшим утворенням понаддрібного зерна фериту.

ДОДАТОК В. СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА І ВІДОМОСТІ ПРО АПРОБАЦІЮ РЕЗУЛЬТАТІВ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ

Наукові праці, в яких опубліковані основні наукові результати дисертації

1. Бекетов А. В., Большаков В. И., Никитюк В. В. Оценка эффективности использования малоуглеродистых сталей, микролегированных V, Nb и Ti при производстве строительных металлических конструкций. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2006. №1(32). С. 14-20.
2. Бекетов А. В., Большаков В. И., Дейнеко Л. Н., Исследование влияния параметров упрочняющих обработок на структуру и свойства малоуглеродистых низколегированных сталей и изделий из них. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2006. Вып.36, Ч. 1. С. 181-192.
3. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Специальные границы и множественные стыки в доэвтектоидном феррите низкоуглеродистых сталей. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian-Lithuaninan Transactions*. Warsaw, 2007. Vol. 15. P.73– 80.
4. Бекетов А. В., Большаков В. И., Воробьев Г. М., Лаухин Д. В., Калохтина Е. Ю. Обоснование выбора материала для строительных металлических конструкций. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2008. Вып.45, Ч.3. С. 116-122.
5. Бекетов А. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Рабич Е. В., Магала В. С., Ковтун-Горбачева Т.А., Рабич В.А. Использование низкоуглеродистых сталей высокой прочности в металлических конструкциях каркаса надстройки пятиэтажных жилых домов. *Строительство, материаловедение, машиностроение, Серия Инновационные технологии жизненного цикла объектов жилищно-гражданского, промышленного и транспортного назначения*. Днепропетровск, 2008. Вып.47. С. 103-108.
6. Бекетов А. В., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Сахник Н. В., Кузмичев Е. М., Тараненко А. А., Снижковская Ю. Л. Влияние режимов контролируемой

прокатки на структурну и свойства низкоуглеродистой микролегированной стали 10Г2ФБ. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2009. Вып.48, Ч.3. С. 237-242.

7. Бекетов А. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Сухомлин Г. Д., Романец Р. Г., Иванцов С. В., Рязанова А. В., Сахник Н. В. Формирование структуры и субструктуры горячедеформированного аустенита при контролируемой прокатке низкоуглеродистых сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2010. Вып.53. С. 153-161.
8. Бекетов А. В., Большаков В. И., Куксенко В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Семенов Т. В. Образование и рост перлитных колоний. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2010р. № 1. С. 29-35.
9. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Семенов Т. В. Ориентационные соотношения феррит-цементит. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2011. Вып. 58. С. 123-129.
10. Бекетов А. В. Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Мурашкин А. В., Носенко О. П. Инновационная технология производства толстых листов – полиганизационная контролируемая прокатка. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2011. № 1-2 (52-53). С. 40-48.
11. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Мурашкин А. В., Носенко О. П., Котова Л. И., Полигонизационная контролируемая прокатка толстых листов. *Новини науки Придніпров'я*. 2011. № 1, 2. С. 30-34.
12. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Иванцов С. В. Сравнительный анализ технологических схем производства листового проката для строительных металлических конструкций. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск. 2012. Вып. 64. С. 45-52.
13. Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д. Зарождение феррита на полигональных границах аустенита при контролируемой прокатке. *Theoretical*

Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian Transactions. Warsaw, 2012. Vol. 20. P.437-442.

14. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Котова Л. И., Куксенко В. И., Куксенко А. В., Котов Н. О., Щудро А. Е. Получение высокой прочности низкоуглеродистой микролегированной стали путем создания в ее структуре наноразмерных продуктов распада аустенита. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2012. № 2 (57). С. 5-13.
15. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Аскеров Х. А., Иванцов С. В. Влияние дробности деформации в черновой клетке и снижение содержания углерода в сталях, микролегированных ниобием и ванадием, на формирование структуры и комплекса свойств проката. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск. 2013. Вып. 67. С. 295-302.
16. Бекетов А. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Мурашкин А. В., Иванцов С. В. Влияние размера аустенитного зерна на кинетику разрушения высокопрочных строительных сталей. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2014. № 1. С. 70-72.
17. Бекетов А. В., Большаков В. И., Семенов Т. В., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Аскеров Х. А., Мурашкин А. В., Ткач В. Н., Бурькина И. С. Влияние холодной деформации на количество специальных границ в ферритной составляющей низкоуглеродистых сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск. 2014. Вып. 74. С. 216-222.
18. Бекетов О., Большаков В., Лаухин Д., Камінський Д. Дослідження взаємозв'язку між морфологією цементитного каркасу та мікротвердістю перлітної складової низьковуглецевих низьколегованих будівельних сталей. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian Transactions*. Dnepropetrivsk, 2014. Vol. 22, Part II. P. 63-68.
19. Бекетов А. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Тютюрев И. А. Построение регрессионной модели зависимости изменения параметров квазиэвтектоида от

- скорости охлаждения. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2015. Вып. 80. С. 79-83.
20. Бекетов О. В., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Машковська А. В. Дослідження поверхневої енергії міжфазних границь під час дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. *Металознавство та термічна обробка металів. Науков. та ін форм. бюл.* 2015. № 2 (69). С. 24-29.
21. Бекетов О. В., Большаков В. І., Лаухин Д. В., Іванцов С. В., Лаухин В. Д. Дослідження взаємозв'язку між характеристиками руйнування та структурними складовими низьковуглецевих мікролегованих сталей. *Металознавство та термічна обробка металів. Науков. та ін форм. бюл.* 2016. № 1 (72). С. 53-58.
22. Beketov A. V., Bolshakov V. I., Laukhin D. V., Sukhomlin G. D. Polygonizing controlled rolling steels for metal constructions. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2016. № 5 (218). С. 40-45.
23. Бекетов О. В., Іванцов С. В., Тютєрев І. А., Ротт Н. О., Бабенко Є. О. Дослідження загальних особливостей розповсюдження пластичної деформації в сталях з феррто-перлітною структурою. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2017. Вып. 95. С. 26-34.
24. Бекетов О. В., Лаухин Д. В., Сухомлин Г. Д., Іванцов С. В., Щудро А. Є., Лаухин В. Д. Вплив температурно-деформаційної обробки у міжкритичному інтервалі температур на структуру та властивості товстих листів з низьковуглецевих будівельних сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2017. Вып. 96. С. 95-102.
25. Бекетов А. В., Лаухин Д. В., Ротт Н. А., Лаухин В. Д. Алгоритм проведения статистической обработки массивов экспериментальных данных. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. Дніпро, 2017. №2. С. 68-77.
26. Beketov O., Laukhin D., Rott N., Schudro A. The Elaboration of Modernized Technology of Controlled Rolling Directed at the Formation of High Strengthening

and Viscous Qualities in HSLA Steel. *Solid State Phenomena*. 2019. Vol. 291. P. 13 – 19.

27. Beketov O. V., Laukhin D. V., Rott N. O., Tyuterev I. A., Ivantsov S. V., Laukhin V. D. The Analysis of Interrelation between Kinetics of Propagation of Plastic Deformation and Initiation of Ductile Fracture. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2017. Vol. 39, №10. P. 1335 – 1343.

28. Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д., Мурашкин А., Куксенко В., Рязанова А. Исследование влияния температурно-деформационных параметров черновой прокатки на процессы формирования и дробления перлитной полосчатости в сталях типа 10Г2ФБ. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian-Lithuaninan Transactions*. Warsaw, 2010. Vol. 18. P. 439-444.

Наукові праці, які додатково відображають наукові результати дисертації

29. Бекетов А. В., Дейнеко Л. Н., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д. Создание технологий термического упрочнения крупногабаритных изделий и автоматизированного закалочного оборудования для ее осуществления. *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов (ОТТОМ-7)*. Харьков, 2006. С. 32-37.

30. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Эписьер Т. Э., Лаухин Д. В., Маковская А. В. Исследование карбидов Nb и V в микрорериванной конструкционной стали. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2008. Вып. 45, Ч.2. С. 3-9.

31. Бекетов О. В. Аналіз механізмів руйнування листів з низьковуглецевих низьколегованих сталей при статичних та динамічних випробуваннях. Частина 1. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2014. Вып. 73. С. 208-212.

32. Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевої мікролегованої сталі зі збереженням полігональної структури фериту: пат. 99770 Україна: МПК В21В 45/02 (2006.01). № у 2014 13687; заяв. 22.12.2014; опубл. 25.06.2015, Бюл. № 12. 10 с.

33. Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевих мікролегованої сталі: пат. 99769 Україна: МПК В21В 45/02 (2006.01). № у 2014 13685; заяв. 22.12.2014; опубл. 25.06.2015, Бюл. № 12. 4 с.
34. Спосіб термомеханічної обробки листової низьковуглецевої сталі з формуванням структури голчастого фериту: пат. 98891 Україна: МПК В21В 45/02 (2006.01); № у 2014 12824; заяв. 01.12.2014; опубл. 12.05.2015, Бюл. № 9. 27 с.
35. Спосіб термомеханічної обробки листової низьковуглецевої сталі з формуванням полігонізованої субструктури аустеніту: пат. 99199 Україна: МПК В21В 45/02 (2006.01); № у 2014 12731; заяв. 27.11.2014; опубл. 25.05.2015, Бюл. № 10. 12 с.
- Спосіб виготовлення листів з низьковуглецевої низьколегованої сталі методом безперервної контрольованої прокатки: пат. 133785 Україна: МПК В21В 37/74 (2006.01) В21В 45/02 (2006.01); № у 2018 10697; заяв. 29.10.2018, опубл. 25.04.2019, Бюл. № 8. 24 с.

Відомості про апробацію матеріалів дисертації на конференціях

Основні положення і результати роботи доповідалися й обговорювалися на наступних конференціях: міжнародній конференції «Строительство, материаловедение, машиностроение» (Дніпро, Україна, 2007, 2009, 2011, 2018); міжнародній конференції «The eighth international scientific forum AIMS for future of engineering science (AFES 2007)» (Виніпег, Канада, 2007); міжнародній конференції «Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian-Lithuanian Transactions» (Варшава, Польща 2011, 2013; міжнародній конференції «10-th International Scientific day of metallurgy» (Фрайберг, Германія, 2012); міжнародній конференції «Proceedings of the VI International Scientific and practical Conference: International Scientific and Technology» (Варшава, Польща, 2018).