

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

ВАЛЕРІЙ МІЩЕНКО
СТЕПАН ЛОСКУТОВ

**ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА
СПЕЦІАЛЬНИХ СТАЛЕЙ
ТА ЇХНІ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ
ВЛАСТИВОСТІ**

Монографія



IZDEVNIECĪBA
BALTIJA
PUBLISHING

2023

УДК [669.15:620.18]:[538.9+539.3]
М71

Автори:

Міщенко Валерій Григорович – доктор технічних наук, професор кафедри «Інтегровані технології зварювання та моделювання конструкцій» Національного університету «Запорізька політехніка»;
Лоскутов Степан Васильович – доктор фізико-математичних наук, професор кафедри фізики Національного університету «Запорізька політехніка»

Рецензенти:

Середа Борис Петрович – доктор технічних наук, професор, директор науково-дослідного центру матеріалознавства та інноваційних технологій Дніпровського державного технічного університету;
Гоменюк Сергій Іванович – доктор технічних наук, декан математичного факультету Запорізького національного університету

*Рекомендовано до друку Вченою радою
Запорізького національного університету
(Протокол № 2 від 26.09.2023 р.)*

Міщенко В. Г.

М71 Технології виробництва спеціальних сталей та їхні фізико-механічні властивості : монографія / В. Г. Міщенко, С. В. Лоскутов. – Riga, Latvia : Baltija Publishing, 2023. – 168 с.

ISBN 978-9934-26-370-5

DOI: <https://doi.org/10.30525/978-9934-26-370-5>

У монографії публікуються новітні досягнення прикладного металознавства і фізики металів Запорізького національного університету.

На основі результатів досліджень розроблена методологічна база створення якісно нових легувальних матеріалів та ресурсозберігальних технологій їхнього виробництва. Розроблено та сформульовано теоретичні положення системи багатокomпонентного легування.

Систематично вимірювались значення роботи виходу електронів при втомі металів. Встановлено, що проміжна відпустка сталей при втомі дозволяє значно підвищити довговічність. Причиною падіння РВЕ при втомі є формування заряджених сходинок у результаті виходу дислокацій на поверхню метала.

Призначена для науково-дослідної діяльності студентів та аспірантів. Монографія стане інструментом лекційних курсів та практичних занять викладачів.

УДК 669.18

MINISTRY OF EDUCATION AND SCIENCE OF UKRAINE
ZAPORIZHZHIA NATIONAL UNIVERSITY

**VALERIY MISHCHENKO
STEPHAN LOSKUTOV**

**PRODUCTION TECHNOLOGIES
FOR ALLOY STEELS
AND THEIR PHYSICAL
AND MECHANICAL PROPERTIES**

Monograph

 **IZDEVNIECĪBA
BALTIJA
PUBLISHING**
2023

UDC [669.15:620.18]:[538.9+539.3]
Pr726

Authors:

Valeriy Mishchenko – DSc (Engineering), Professor at the Department of Integrated Welding Technologies and Structural Modeling, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”;

Stephan Loskutov – DSc (Physics and Mathematics), Professor at the Department of Physics, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”

Reviewers:

Borys Sereda – DSc (Engineering), Professor, Director of the Research Center of Materials Science and Innovative Technologies, Dniprovsky State Technical University;

Serhii Homeniuk – DSc (Engineering), Dean of the Faculty of Mathematics, Zaporizhzhia National University

*Recommended for publishing by the Academic Council
of Zaporizhzhia National University
(Minutes No. 2 as of 26.09.2023)*

Mishchenko V., Loskutov S. Production Technologies for Alloy Steels and Their Physical and Mechanical Properties : Monograph. Riga, Latvia : Baltija Publishing, 2023. 168 p.

ISBN 978-9934-26-370-5

DOI: <https://doi.org/10.30525/978-9934-26-370-5>

The monograph publishes Zaporizhzhia National University’s recent advances in applied metals science and physics of metals.

Based on the research findings, a methodological framework for casting qualitatively new alloying materials and resource-saving production technologies has been developed. Theoretical provisions of the multicomponent alloying system were formulated.

The indicators of electronic work function under metal fatigue were systematically measured. It was found that intermediate tempering under steel fatigue can significantly increase their durability. The reason for the drop of EWF under fatigue is the formation of charged particles as a result of the emergence of dislocations on the metal surface.

The monograph is intended for research activities of undergraduate and postgraduate students. It will prove useful to academic staff within lecture courses and practical sessions.

ЗМІСТ

АНОТАЦІЯ	1
ВСТУП	3
1. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ РІЗНИХ СИСТЕМ ТА РІВНІВ ЛЕГУВАННЯ НА ТЕХНОЛОГІЧНІ ТА СЛУЖБОВІ ВЛАСТИВОСТІ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ	6
1.1. Обґрунтування принципів легування	6
1.2. Вибір системи та рівнів легування корозійностійких сталей	8
1.3. Аналіз дилатограм сталей різних структурних класів	11
1.4. Вплив складу карбонітридної фази на фізичні і механічні властивості сталей	14
1.5. Розробка складу феритної жаростійкої сталі	17
1.6. Розробка складу аустенітно-феритної корозійностійкої сталі	22
2. ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЇ МЕТАЛУРГІЙНОГО ПЕРЕДІЛУ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ	24
2.1. Позапічне рафінування	24
2.2. Вплив РЗМ на формування структури й властивостей корозійностійких сталей	29
2.3. Підвищення технологічної пластичності корозійностійких сталей із двофазною структурою	31
2.4. Технологічні особливості й пошук можливостей підвищення пластичності феритних корозійностійких сталей	38
3. РОЗРОБКА ЦЕМЕНТОВАНИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗУБЧАТИХ КОЛІС РЕДУКТОРІВ АВІАЦІЙНИХ ДВИГУНІВ	44
4. ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ХРОМИСТИХ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ У ПРОЦЕСІ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИРОБІВ	54
4.1. Структурні зміни в мартенситній сталі 18X15H3M-Ш при виготовленні дисків компресора газотурбінних двигунів	54
4.1.1. Структура сталі 18X15H3M-Ш у стані поставки	56

4.1.2. Вплив термічної обробки на механічні властивості сталі 18X15H3M-Ш.	61
4.2. Дослідження литої сталі 18X15H3M-Ш.	63
4.3. Вплив гарячої деформації на структуру та властивості сталі 18X15H3M-Ш.	71
4.4. Зміна структури та властивостей феритних сталей 03X23Ю5Т і 03X22Ю5ФБч у процесі виготовлення заготовок для нагрівальних елементів.	79
5. ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРНИХ ЗМІН У ПРОЦЕСІ ЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ СТАЛЕЙ.	89
5.1. Удосконалювання апаратури для вимірів КРП.	91
5.1.1. Градатор напруги компенсації.	96
5.1.2. Вимірювання напруг розбалансу і компенсації.	97
5.2. Вимірювання роботи виходу електронів.	99
5.3. Рентгенодифрактометричний метод дослідження структури металів.	101
5.3.1. Визначення мікроскопічних напружень і блоків внутрішньокристалітної мозаїки рентгенодифрактометричним методом.	105
5.4. Закономірності зміни енергетичного стану поверхні сплаву ЕП866 при випробуваннях на втому.	114
5.5. Вплив проміжного відпуску на довговічність.	121
5.5.1. Експериментальні результати.	122
5.6. Вплив втоми і відновлювальної термообробки на енергетичний рельєф поверхні.	128
5.7. Електронно-мікроскопічні дослідження сталі ЕП479.	135
5.8. Фізичний механізм процесів втоми.	143
ВИСНОВКИ.	147
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.	150
ДОДАТОК А	
Програма вимірювання КРП.	156

CONTENT

ABSTRACT.	2
INTRODUCTION.	3
1. STUDY OF THE EFFECT OF DIFFERENT ALLOYING SYSTEMS AND LEVELS ON THE TECHNOLOGICAL AND SERVICE PROPERTIES OF CORROSION-RESISTANT STEELS.	6
1.1. Substantiation of the principles of alloying.	6
1.2. Selection of alloying systems and levels for corrosion-resistant steels.	8
1.3. Analysis of dilatograms of different structural classes of steels.	11
1.4. The effect of carbonitride phase composition on physical and mechanical properties of steels.	14
1.5. Composition development for ferrite heat-resistant steel.	17
1.6. Composition development for austenitic-ferritic corrosion-resistant steel.	22
2. THE EFFECT OF METAL CONVERSION TECHNOLOGIES ON FORMING THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF CORROSION-RESISTANT STEELS.	24
2.1. Post-melting refining.	24
2.2. The influence of REM on the formation of structure and properties of corrosion-resistant steels.	29
2.3. Increasing the technological ductility of duplex corrosion-resistant steels.	31
2.4. Technological characteristics and search for options to increase the ductility of ferritic corrosion-resistant steels.	38
3. DEVELOPMENT OF CEMENTED STEELS FOR GEAR WHEELS OF AIR-CRAFT ENGINE GEARBOXES.	44
4. FEATURES OF SHAPING THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF CHROMIUM CORROSION-RESISTANT STEELS IN MANUFACTURING PRODUCTS.	54
4.1. Structural changes in martensitic steel 18X15H3M-III in manufacturing compressor disks for gas turbine engines.	54
4.1.1. Structure of 18X15H3M-III steel in delivery state.	56
4.1.2. The effect of heat treatment on the mechanical properties of 18X15H3M-III steel.	61

4.2.	Study of 18X15H3M-III cast steel.	63
4.3.	The effect of hot shaping on the structure and properties of 18X15H3M-III steel.	71
4.4.	Changes in the structure and properties of ferritic steels 03X23Ю5Т and 03X22Ю5ФБч in manufacturing blanks for heating elements.	79
5.	STUDY OF STRUCTURAL CHANGES IN THE PROCESS OF CYCLIC LOADING OF STEELS.	89
5.1.	Improvement of equipment for CPD measuring.	91
5.1.1.	Compensation voltage grader.	96
5.1.2.	Measurement of imbalance and compensation voltages.	97
5.2.	Measurement of electronic work function.	99
5.3.	X-Ray Diffraction for metal analysis.	101
5.3.1.	Determination of microscopic stresses and blocks in intracrystalline mosaic via X-Ray Diffraction.	105
5.4.	Patterns of changes in the energy state of the surface of ЕП866 alloy during fatigue tests.	114
5.5.	The impact of intermediate tempering on durability.	121
5.5.1.	Experimental results.	122
5.6.	The influence of fatigue and restorative heat treatment on the energy relief of surface.	128
5.7.	Electron microscopy studies of ЕП479 steel.	135
5.8.	Physics of fatigue processes.	143
	CONCLUSIONS.	147
	REFERENCES.	150
	ANNEX A	
	CPD assessment guide.	156

АНОТАЦІЯ

У роботі розв'язано важливу науково-технічну проблему виробництва новітніх важкоплавких легувальних матеріалів за ресурсозберігальними технологіями для електрометалургійних підприємств України, які виробляють спеціальні сталі різних структурних класів і призначення.

Уперше в світовій практиці зроблено теоретичне обґрунтування наукових і технологічних основ створення і використання у виробництві спеціальних сталей новітніх металізованих, виплавлених легувальних і розкиснювальних матеріалів, а також заліза, важкоплавких елементів, одержуваних утилізацією із шлаків. На основі результатів досліджень розроблена методологічна база створення якісно нових легувальних матеріалів та ресурсозберігальних технологій їхнього виробництва, що дало змогу скоротити термін плавлення при виробництві спеціальних сталей і, відповідно, зменшити витрати електроенергії та вигару важкоплавких елементів.

Розроблено та сформульовано теоретичні положення системи багатоконпонентного легування, яка розширює можливості створення економнолегованих спеціальних сталей, здатних підвищити ресурс і надійність роботи зубчастих передач редукторів та інших вузлів авіаційних двигунів.

Розроблена технологія отримання економнолегованих вольфрамом інструментальних сталей для корпусів породоруйнівного інструменту, яка заснована на його електрошлаковому переплаві після терміну експлуатації.

Розроблено і створено нове оригінальне експериментальне обладнання: установку для автоматизованого і точного вимірювання роботи виходу електронів РВЕ в процесі випробувань на втому.

Систематично вимірювались значення роботи виходу електронів (РВЕ) при втомі металів. Зниження РВЕ спостерігалось в результаті накопичення втомних пошкоджень. Було встановлено, що проміжна відпустка сталей при втомі дозволяє значно підвищити довговічність. Вимірювалася густина дислокацій в процесі втоми; дані розрахунків еволюції густини дислокацій задовільно збігалися з експериментом. Причиною падіння РВЕ при втомі є формування заряджених сходинок в результаті виходу дислокацій на поверхню метала.

ABSTRACT

The paper solves a crucial scientific and technical problem of producing the latest hard-melting alloying materials using resource-saving technologies for electrometallurgical enterprises of Ukraine specializing in alloyed steels of various structural classes and purposes.

For the first time in world practice, a theoretical substantiation of the scientific and technological fundamentals for the development and use of the latest metallized, smelted alloying and deoxidizing materials, as well as iron and refractory elements obtained from slag utilization, was made. Based on the research findings, a methodological framework for casting qualitatively new alloying materials and resource-saving production technologies was developed. It allowed shortening the melting time in the production of alloyed steels and, accordingly, reduce electricity consumption and burnout of refractory elements.

It was formulated the theoretical provisions of the multicomponent alloying system, which expands the scope of producing sparingly alloyed steels capable of increasing the service life and reliability of reduction gears and other components of aircraft engines.

A technology for producing tungsten-alloyed tool steels for rock-cutting tool bodies based on its electroslag remelting after service life was elaborated.

A new original experimental equipment was developed and created: an installation for automated and accurate measurement of electronic work function (EWF) during fatigue tests.

The indicators of EWF under metal fatigue were systematically measured. The reason for the drop of EWF under fatigue was due to the accumulation of fatigue damages. It was found that intermediate tempering under steel fatigue can significantly increase their durability. The dislocation density was evaluated during fatigue; the calculated data of the dislocation density evolution agrees satisfactorily with the experiment. The reason for the drop in EWF during fatigue is the formation of particles charged as a result of the emergence of dislocations on the metal surface.

ВСТУП

Розвиток авіадвигунобудування, машинобудування та інших галузей промисловості України вимагає від металургів створення та освоєння нових економічних матеріалів і, особливо, спеціальних сталей з високими показниками механічних, технологічних та службових властивостей.

Актуальними завданнями сучасного матеріалознавства є вдосконалення принципів легування, розроблення нових складів та ресурсозберігальних технологій металургійного виробництва спеціальних сталей різних структурних класів, які не містять дефіцитних компонентів іноземного виробництва і одночасно мають сукупність підвищених властивостей у порівнянні з їхніми аналогами, поширеними в нинішній час.

В Україні відсутня мінерально-сировинна база для виробництва важкоплавких легувальних елементів: Мо, W, Со, V, Ni та інших, тому вітчизняна електрометалургія вимушена задовольняти власні потреби коштовними імпортними поставками. Дефіцит виробництва та використання легувальних матеріалів на їхній основі пов'язані, по-перше, з недостатнім використанням ресурсів, які мають металургійні підприємства, а по-друге, із застарілими поглядами як на сам процес легування так і на легувальні матеріали. Це стримує розширення марочного складу та обмежує нарощування обсягів виробництва високолегованих сталей найпотужнішим серед електрометалургійних підприємств в Україні – заводом «Дніпроспецсталь». До того ж становище, що склалося з техногенними відходами різних джерел утворення, характеризується низьким ступенем перероблення та використання коштовних дефіцитних важкоплавких елементів, а також відсутністю надійних технологій їхньої утилізації.

Основним способом одержання і використання забрудненої вторинної сировини з відходів є рафінуючи плавка в системі рідкофазних реакцій із застосуванням шлакоутворювачів, інертних газів, вакууму і їхнього поєднання. Однак, такі способи утилізації легувальних елементів не забезпечують на практиці ефективності, що визначило вирішення проблем підвищення

ефективності ресурсозбереження з техногенних відходів і підвищення їхньої якості.

Ці фактори стримують розвиток металургійних технологій і, відповідно, мають негативний вплив на конкурентну спроможність вітчизняної металопродукції на зовнішньому та внутрішньому ринках.

Розроблено і створено нове оригінальне експериментальне обладнання: установку для автоматизованого і точного вимірювання РВЕ в процесі випробувань на втому.

Систематично вимірювались значення роботи виходу електронів при втомі металів. Зниження РВЕ спостерігалось в результаті накопичення втомних пошкоджень. Було встановлено, що проміжна відпустка сталей при втомі дозволяє значно підвищити довговічність. Вимірювалася густина дислокацій у процесі втоми; дані розрахунків еволюції густини дислокацій задовільно збігалися з експериментом. Причиною падіння РВЕ при втомі є формування заряджених сходинок у результаті виходу дислокацій на поверхню метала. Як відомо, металеві тверді тіла складаються з двох підсистем. Одна з них являє собою сукупність іонів, а друга складається з газу вільних електронів. Іонна підсистема, що складається з атомних ядер і зв'язаних з ними електронних оболонок, вважається відносно масивною і повільною. Сукупність валентних електронів може розглядатися як легка і швидка підсистема. Кожній зміні положень іонів відповідає перерозподіл електронів; електрони завжди встигають підлаштуватися до нових позицій іонів.

Механічні напруження, прикладені до металевого матеріалу, у першу чергу, впливають на іонні кристалічні ґратки. Взаємодія між двома підсистемами металу в процесі деформації представляє великий науковий інтерес.

Робота виходу електрона визначається як різниця між енергією електрона на границі метал – вакуум і енергією Фермі. Для реальної поверхні РВЕ, вимірювана різними способами, містить компоненту, обумовлену поверхневим потенціалом, і залежну від складу та структури поверхні розділу. Оскільки

неможливо експериментально розділити РВЕ і поверхневий потенціал, то говорять про РВЕ з реальної поверхні, припускаючи, що її зміни, викликані еволюцією структури поверхневого шару металу, обумовлені змінами поверхневого потенціалу. Саме в такому значенні використовується поняття роботи виходу електрона в цієї роботі. Вплив зовнішніх деформуючих сил на матеріал повинен проявлятися, зокрема, у зміні величини РВЕ.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ РІЗНИХ СИСТЕМ ТА РІВНІВ ЛЕГУВАННЯ НА ТЕХНОЛОГІЧНІ ТА СЛУЖБОВІ ВЛАСТИВОСТІ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ

Однією з головних причин низької пластичності корозійно-стійких сталей відкритої виплавки є надлишковий вміст домішкових атомів вуглецю та азоту ($C + N \approx 0,08-0,12\%$), які значно зміцнюють твердий розчин і обумовлюють появу крихкої карбонітридної складової. Температурний інтервал утворення карбідів і нітридів хрому досить широкий: $1527...3270\text{ }^\circ\text{C}$, а можливості перешкоджати цьому небажаному процесу досить обмежені [1–4]. Висока дифузійна рухомість атомів вуглецю зумовлює утворення приграничних пластинчастих карбідів хрому, що є причиною значного збіднення границь зерен хромом, зумовлює схильність сталі до міжкристалітної корозії.

1.1. Обґрунтування принципів легування

Аналізуючи діаграми стану сплавів і процеси карбідо-нітридоутворення [4–8] розроблені легувальні комплекси (Ti, Nb, V, PЗМ), які володіють великою активністю і здатні чинити конкуренцію хрому при утворенні високохромистих фаз у корозійно-стійких сталях типу 03-08X18 (табл. 1.1).

Згідно з результатами термодинамічних розрахунків, в інтервалі температур від $1400\text{ }^\circ\text{C}$ до $800\text{ }^\circ\text{C}$ утворюються переважно карбіди ванадію, ніобію, титану. Інтенсивне утворення карбідів хрому можливе тільки після повного зв'язування в карбідну фазу перерахованих вище елементів. Варіюючи легуванням Ti, Nb, V можна управляти фазовим складом карбідів (рис. 1.1, див. с. 7).

Згідно з діаграмою авторів [8–10] насамперед виділяються нітриди титану, ніобію і ванадію. Тому при використанні такої

схеми легування утворення нітридів хрому малоймовірно. Ванадій здатен замінювати частину атомів хрому в металевій частині карбідів і нітридів типу: $Me_{23}C_6$, Me_7C_3 , CrN, Cr_2N [1].

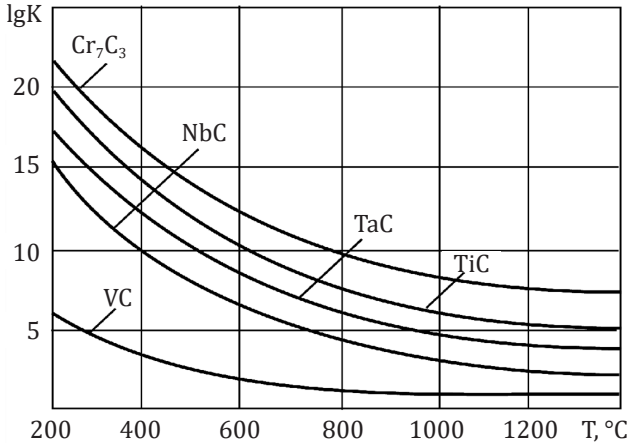


Рисунок 1.1 – Залежність константи рівноваги утворення карбідів від температури

Отже, застосовуючи багатокомпонентне мікролегування карбідомі нітридоутворюючими елементами, з'являється можливість запобігти збідненню твердого розчину та границь зерен хромом і досягти таких результатів:

- підвищити корозійну стійкість сталі;
- покращити пластичні властивості;
- отримати дрібнодисперсні карбіди і нітриди сприятливої форми та розташування.

1.2. Вибір системи та рівнів легування корозійностійких сталей

Визначення комплексного впливу легувальних елементів, у тому числі РЗМ і ЩЗМ, на механічні, технологічні та службові властивості корозійностійких сталей різних структурних класів здійснювали з використанням методу математичного планування експерименту Бокса – Уілсона та інші [10–14].

Відповідно до призначення легувального комплексу С-Сr-Ti-V вибирали параметри оптимізації: границь міцності, ударну в'язкість, відносне подовження, коефіцієнт фазності (враховує співвідношення фазових складових), корозійну стійкість сталей. Інтервали варіювання факторів вибирали на підставі попередньої інформації для кожного легувального комплексу окремо.

Табличне значення критерію Фішера при 5 % рівні значимості 19,2. Так як розрахункові критерії Фішера менші табличного, можна зробити висновок про адекватність моделей (табл. 1.1, див. с. 9).

Згідно з рівнянням регресії (1.1) встановлено негативний вплив вуглецю на пластичність зварних з'єднань. Однак в умовах відкритої виплавки в електродугових печах отримати його вміст менше 0,05 % неможливо. Вміст хрому в границях 14–18 % регламентується вимогами корозійної стійкості зварних швів і основного металу.

Табличне значення критерію t при 5 % рівні значимості та числу ступенів свободи $f = n - 1$ одне 4,3.

Для рівняння регресії Y_1 – значимі коефіцієнти: $b_0, b_1, b_3, b_4, b_{23}, b_{14}$.

Для рівняння регресії Y_2 – значимі коефіцієнти: b_0, b_1, b_2, b_3 .

Математична залежність відносного подовження зварних з'єднань і коефіцієнта фазності від вмісту легувальних елементів виражаються многочленами (без урахування незначущих коефіцієнтів):

$$Y_1 = 21,75 - 4x_1 + 3x_3 + 2x_4 - 1,25x_2x_3 - 1,25x_1x_4; \quad (1.1)$$

$$Y_2 = 0,98 - 0,17x_1 + 0,17x_2 + 0,12x_3. \quad (1.2)$$

Переходячи від кодованих виразів до натуральних отримали залежності:

$$\delta_5 = 4,17 - 75C + 43,32Ti + 0,83Cr + 25,625V - 2,083CrTi - 312,5CV, \%; \quad (1.3)$$

$$K_\phi = -0,115 - 8,5C + 0,085Cr + 0,4Ti. \quad (1.4)$$

Перевірку адекватності моделей проводили за критерієм Фішера:

$$S_{ad}^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (Y_{pi} - Y_i)^2}{f}, \quad (1.5)$$

де S_{ad}^2 – дисперсія адекватності;

Таблиця 1.1 – Результати регресійного аналізу легувальних комплексів

Легувальний комплекс	Рівняння регресії	Дисперсія параметра оптимізації	Довірчий інтервал	Критерій Фишера, F	
				розрахунковий	табличний
C-Cr-Si-РЗМ	$\delta_5 = 51,61 - 135,3C - 0,53Cr + 212 \text{ РЗМ}, \%$	0,25	$\pm 0,75$	5,36	19,2
C-Cr-Ti-Nb	$\delta_5 = 13,0 + 534,13C + 3,16Cr + 17,5Ti + 23,3Nb - 38,89CCr - 116,67TiNb, \%$	0,585	$\pm 1,16$	18,9	19,2
	$IK \times 10^{-4} = 36,97 - 285,74C - 1,77Cr - 7,12Ti - 7,5Nb + 18,33CCr + 55TiNb, A$ $K_\phi = 0,072 - 5,67C + 0,06Cr + 0,6Ti + 0,725Nb$	$0,07 \times 10^{-8}$	$\pm 0,399 \times 10^{-4}$	603,9	19,2
C-Cr-Ti-V	$\delta_5 = 4,17 - 75C + 43,32Ti + 0,83Cr + 25,625V - 2,083CrTi - 312,5CV, \%$	0,584	$\pm 1,162$	11,042	19,2
	$K_\phi = -0,115 - 8,5C + 0,085Cr + 0,4Ti$	0,00207	0,07	13,9	19,2
C-Cr-Ni-Mo	$\sigma_b = 495,886 + 945,8C + 20,375Cr + 59,58Ni + 129,375Mo, \text{ МПа}$	9	$\pm 4,56$	10,1	19,2
	$KCT = 77,07 - 954C + 5,8Cr + 57,9Ni + 49,35Mo, \text{ кДж/м}^2$	0,48	$\pm 1,05$	9,37	19,2

Y_{pi} – значення шуканої величини, яке розраховано за отриманим рівнянням (теоретичне значення);

Y_i – експериментальне значення;

f – число ступенів свободи для лінійної моделі:

$$f = N - (k + 1) = 8 - (4 + 1) = 3,$$

де k – число факторів.

Тому оптимальним слід вважати (у мас. %):

- вуглець – 0,04–0,10;
- кремній – 0,30–0,60;
- марганець – 0,30–0,60;
- хром – 14,0–18,0;
- титан – 0,40–0,70;
- ванадій – 0,50–0,80;

при цьому:

$$\frac{[Cr] + 2,5[Ti] + 1,5[V] + 50[PЗМ] + 10[Ba]}{30[C]} \geq 8. \quad (1.6)$$

Значного поліпшення структури та властивостей у наведеному легувальному комплексі можна досягти введенням певних кількостей рідкоземельних металів. Останні, як поверхнево-активні, розташовуючись переважно на границях зерен і в дефектних місцях, сприяють видаленню вуглецю з границь зерен у центр зерен.

Введення сілікобарію в сталь сприяє кращому розкисненню, а також десульфурзації металу і, як наслідок, більш повному засвоєнню РЗМ. Спільне введення барію і РЗМ значно покращує форму та топографію неметалевих включень, що сприятливо впливає на пластичні властивості як основного матеріалу, так і зварних з'єднань.

У якості параметрів оптимізації для цих легувальних комплексів брали фазовий склад (коефіцієнт феритоутворення K_f) – методика визначення описана в [15], σ_v , KCV, величину відносного подовження основного металу і зварних з'єднань, а також густини струму розчинення сталі в активному стані (струм корозії 1κ) в 1 Н розчині H_2SO_4 . Для кожної зі сталей визначені

критичні температури, обрані оптимальні режими гарячої та холодної прокатки [16; 17; 19].

Нові марки сталей захищені авторськими свідоцтвами і патентами (табл. 1.2).

Таблиця 1.2 – Розроблені корозійностійкі сталі

Марка сталі	Механічні властивості				Номер авторського посвідчення або патенту України	Номер технологічних умов або ДСТУ
	σ_b , МПа	δ_5 , %	KCV, МДж/м ²	твердість, HRB		
08X18ч	≤550	≥35	—	72–81	А. С. 908914	ТУ 14-1-3440-92
06X18ч	≤550	≥35	1,2–1,5	68–78	А. С. 908914	ГОСТ 27702-88
04X18ч-ГРГР	≤550	≥40	—	68–78	А. С. 908914	ТУ 14-1-3440-92 изм. № 1
05X18ТФч	≤530	≥40	1,2–1,5	74–77	А. С. 1046321	—
03X18ТБч-ГРГР	≤550	≥35	—	72–78	Патент України 13639	ТУ 14-15-321-93
18X15НЗМ-Ш	≥1000	≥10	≥0,5	3,2–3,5	А. С. 138642	ТУ 14-1-3297-82

1.3. Аналіз дилатограм сталей різних структурних класів

На зразках хромистої сталі 18X15НЗМ-Ш (промислова плавка № 631233, хімічний склад: вуглець – 0,17 %, хром – 14,83 %, нікель – 2,80 %, молібден – 0,40 %, марганець – 0,36 %, кремній – 0,33 %) визначили положення критичних точок при швидкості нагріву і охолодження 250 °С/год (рис. 1.2, див. с. 12). Згідно з дилатометричною кривою, попередньо відпалених зразків, поліморфне перетворення $\alpha \rightarrow \gamma$ починається при 680 °С, а закінчується перетворення при 800 °С.

Температура початку мартенситного перетворення МН – 130...140 °С. Одночасно проводили металографічний аналіз зразків цієї плавки, загартованих у воді від температур

650...1150 °С після витримки протягом 30 хв. Встановлено, що процес коагуляції фази карбіду здійснюється в широкому інтервалі температур з переважним їхнім розташуванням по границях зерен, особливо за температурою гартування 900 °С і вище.

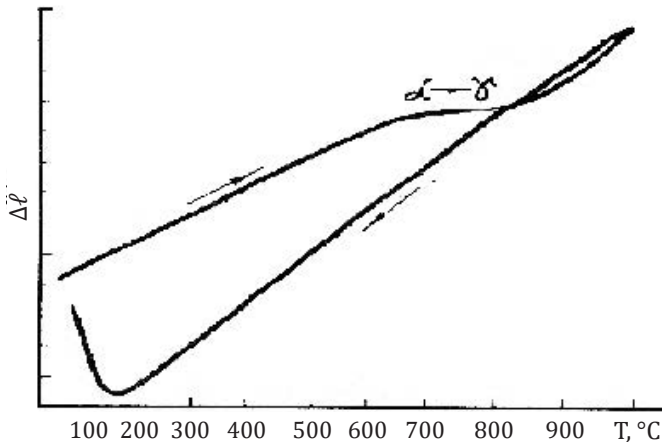


Рисунок 1.2 - Дилатограма нагріву та охолодження хромистої корозійностійкої сталі мартенситного класу 18X15N3M-Ш

За 970 °С на границях зерен ще залишаються рядки коагульованих карбідів (рис. 1.3, а (див. с. 13)). За підвищення температури загартування до 1020...1050 °С карбіди розчиняються і починається інтенсивне зростання зерен (рис. 1.3, б (див. с. 13)). Показано, що в сталі 18X15N3M-Ш процес коагуляції фази карбіду може здійснюватися і після протікання поліморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ аж до 970 °С. І тільки після гартування з температур вище 1000 °С спостерігається інтенсивне зростання зерен, яке зумовлене розчиненням карбідів, орієнтованих на границях зерен.

Проведені порівняльні дилатометричні дослідження показали, що в границях заданого складу сталь 05X17ФТч є практично однофазним (феритним) сплавом. І тільки незначна кількість мартенситу або продуктів його розпаду (до 5 %) у сталі 05X17ФТч спостерігалася при утриманні титану і ванадію

відповідно нижче 0,05% кожного. Незалежно від підготовки зразків (з попереднім відпалом або без відпалу) вид і характер діаграм сталі 05X17ФТч ідентичний (рис. 1.4).

При нагріванні зразків зазначеної сталі до 1000 °С $\alpha \rightarrow \gamma$ переходу не зафіксували. Це свідчить про те, що в усьому інтервалі температур зберігається стійка α -фаза. У сталі 08X18ч спостерігали $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення за 875...885 °С залежно від залишкового вмісту РЗМ у сталі. При прискореному охолодженні зразків зазначеної сталі на повітрі, вдалося зафіксувати розпад певної частки

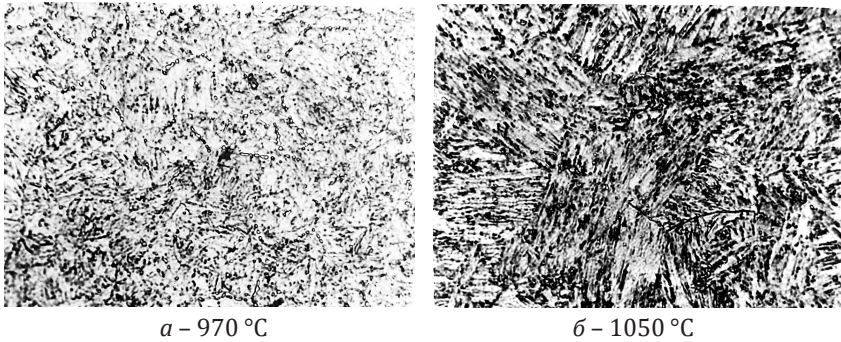


Рисунок 1.3 – Мікроструктура зразків сталі 18X15N3M-III після гартування з різних температур ($\times 800$)

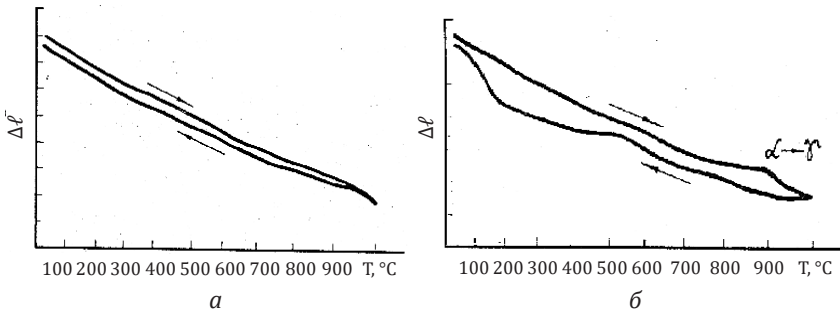


Рисунок 1.4 – Дилатограми хромистих сталей феритного та феритно-мартенситного класів:

а – 05X17ФТч; б – 08X18ч

аустеніту в мартенсит по бездифузійному механізму за температури 170...180 °С (рис. 1.4).

На всіх дилатограмах спостерігали зміну форми кривої в інтервалі температур (600...700 °С), які пов'язані з процесами виділення та розчинення карбонітридної фази. Проведені дослідження використані в розробці режимів гарячої прокатки і термообробки хромистих корозійностійких сталей досліджуваних марок.

1.4. Вплив складу карбонітридної фази на фізичні і механічні властивості сталей

Основним недоліком сталей 08X18ч, 06X18ч і 04X18ч-ГР-ГР є двофазна структура металу і, пов'язана з цим, невисока технологічна пластичність [18; 19]. За твердженням авторів роботи [20] ніобій, знижуючи активність вуглецю в залізі, може виявляти значну «конкуренцію» титану в процесах зв'язування вуглецю в карбідну фазу і, таким чином, перешкоджати утворенню грубої карбонітридної складової. Аналіз карбідних осаджувань, отриманих при розчиненні зразків зі сталі 08X18ч показав, що найбільша кількість осаду виходить при відпалі 700...750 °С (рис. 1.5, див. с. 15). А після гартування з 900 °С спостерігали різке зменшення осаду, що можна пояснити частковим розчиненням карбідів і протіканням $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення (рис. 1.5). Підвищення температури обробки супроводжується значним збільшенням параметра кристалітної решітки фериту (рис. 1.6, крива 1 (див. с. 15)).

Це є наслідком розчинення фази карбиду і насичення твердого розчину атомами вуглецю, що призводить до значного зниження показників відносного подовження сталі.

Позитивний вплив від ефекту спільного легування сталі титаном і ніобієм, а також одночасного зниження вуглецю до 0,03 % мас. полягало не тільки в стабілізації високохромистого фериту, але й у значному зниженні кількості та розмірів карбонітридної фази. Кількість металевих осаджувань

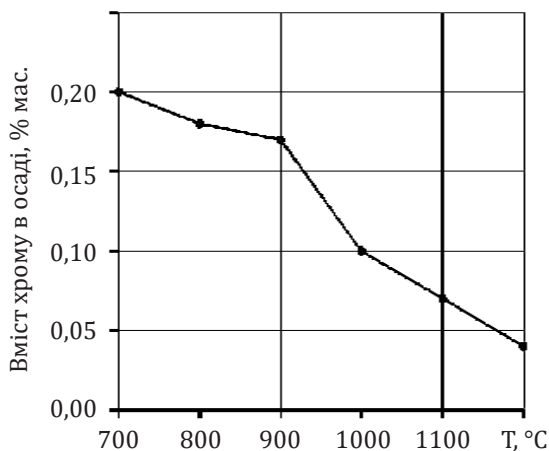


Рисунок 1.5 – Зміна кількості виділеної в осад металеві складової залежно від термічної обробки сталі 08X18Ч

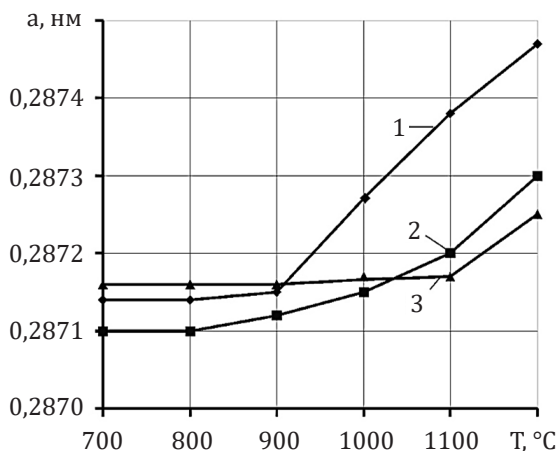


Рисунок 1.6 – Зміна параметра кристалітної решітки залежно від термічної обробки сталей:

1 – 08X18Ч; 2 – 03X18ТБч-ГР; 3 – 05X17ФТч

сталі 03X18ТБч-ГР-ГР та 08X18ч в інтервалі обробки 900...1000 °С практично однакова (рис. 1.7 і 1.5). Це є одним із основних факторів, що позитивно впливають на показник полірувальності корозійностійких сталей.

Спільне легування сталі титаном і ванадієм майже повністю пригнічують утворення карбонітридної фази, що містить хром (рис. 1.6, крива 2). В осадах міститься мінімальна кількість хрому в досить широкому температурному інтервалі обробок – 900...1200 °С (рис. 1.8, див. с. 17).

Мабуть, ванадій не тільки утворює власні карбіди і нітриди, але й заміщає частину хрому в карбідах $Me_{23}C_6$ і Me_7C_3 , що цілком ймовірно, враховуючи його дифузійну рухливість при розглянутих температурах, яка вище в три рази в порівнянні з іншими присутніми в сталі карбідоутворюючими елементами.

Тому сталь 05X17ФТч може бути менш легована хромом і, при цьому, володіти високою корозійною стійкістю і пластичністю. Карбідна фаза досить термостійка аж до 1100 °С. І тільки після 1100 °С спостерігається збільшення параметру кристалітної

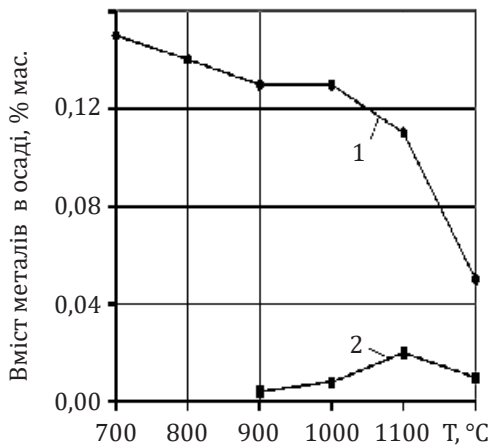


Рисунок 1.7 – Зміна кількості виділеної в осад металеві складові залежно від термічної обробки сталі 03X18ТБч-ГР:

1 – титан + ніобій; 2 – хром

решітки, що свідчить про розчинення карбідів і насичення твердого розчину домішковими атомами вуглецю (рис. 1.6, крива 3).

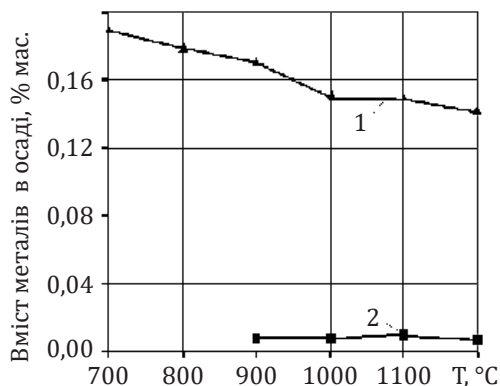


Рисунок 1.8 – Зміна кількості виділеної в осад металеві складової залежно від термічної обробки сталі 05X17ФТч:

1 – титан + ванадій; 2 – хром + ванадій

1.5. Розробка складу феритної жаростійкої сталі

Сплави системи Fe-Cr-Al належать до найбільш жаростійких із застосовуваних для нагрівачів печей опору [21] завдяки інтенсивному утворенню оксидів Al_2O_3 і Cr_2O_3 у перші години їхньої експлуатації. Відсутність у складі сплавів дефіцитного нікелю в сукупності з високою довговічністю робить привабливим застосування цих сплавів з економічної точки зору.

Виготовлення з фехралю елементів опору та їх експлуатація в електричних нагрівальних печах, які працюють в агресивному газовому середовищі на сучасному етапі розвитку техніки пов'язані з такими основними проблемами:

- високою собівартістю елементів опору, обумовленою складністю отримання дроту або пруткової заготовки з фехралю через низьку їхню пластичність в холодному стані;
- високими витратами на ремонт елементів в опору, пов'язаних з крихкістю фехралю, яку сплави цього типу набувають

у результаті експлуатації при температурах понад 900 °С через розвиток у їх кристалічній структурі високотемпературної корозії, особливо в умовах дії агресивних газових середовищ.

Основним завданням є створення жаростійкого сплаву для нагрівальних елементів електричних печей з відносно низькою собівартістю і поліпшеними технологічними та експлуатаційними властивостями з досягненням технічного результату у вигляді підвищення пластичності сплаву в холодному стані, підвищення його жаростійкості та зниження індексу забрудненості сплаву оксидами металів.

Поставлене завдання досягається через істотне коректування складу відомого жаростійкого сплаву на основі заліза, який, крім основи, містить вуглець, хром, алюміній, кремній, марганець, а також принаймні один рідкоземельний елемент з групи лантан, празіодім, ніодім, додатково містить ванадій, ніобій і барій при такому вмісті компонентів (у мас. %): вуглець – 0,01–0,06; хром – 18,5–22,5; алюміній – 4,0–7,0; кремній – 0,10–0,80; марганець – 0,05–0,30; один або кілька елементів з групи церій, лантан, празіодім, ніодім – 0,001–0,01; ванадій – 0,10–0,40; ніобій – 0,05–0,40; барій – 0,0005–0,0015.

Використання легувального комплексу ніобій-ванадій-барій [21; 22] замість титану забезпечує жаростійкому сплаву протікання ефективного механізму подрібнення карбонітридної фази хрому за рахунок зв'язування цими елементами атомів вуглецю та азоту з утворенням дрібнодисперсних карбідів і нітридів ніобію і ванадію в широкому діапазоні температур від 1327 °С до 25 °С зі сприятливою округлою формою зерен зазначених карбідів і рівномірним їх розподілом по структурі сплаву (рис. 1.9, див. с. 19).

Добавка барію забезпечує очищення сплаву від забруднюючих його оксидів і газів шляхом зв'язування та виведення їх зі шлаком. Така комплексна дія додатково введених елементів дозволяє істотно підвищити пластичність і жаростійкість сплаву в холодному стані – основну його технологічну характеристику.

Введення ванадію забезпечує зв'язування атомів азоту в стійку нітридну фазу, яка значною мірою перешкоджає

утворенню нітридів типу Cr_2N , CrN , і таким способом зменшує збіднення хромом високохромистого фериту по межах зерен. Введення ніобію забезпечує ефективне гальмування утворення високохромистих карбідів у рідкому металі через активне зв'язування вуглецю в карбіди типу NbC і Nb_2C , перешкоджаючи таким способом збідненню хромом високохромистого фериту.

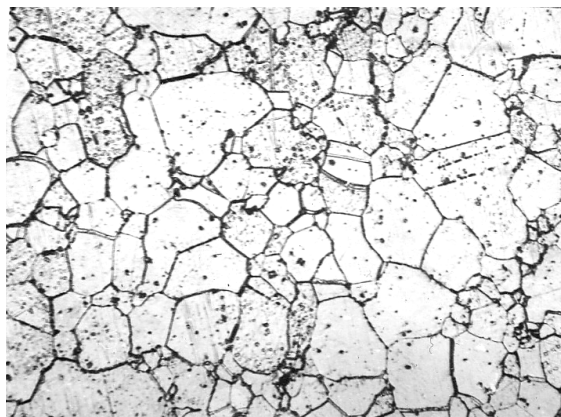


Рисунок 1.9 – Мікроструктура жаростійкого сплаву 03X22Ю5ФБч ($\times 100$)

За рахунок зазначеної дії додатково введені в жаростійкий сплав ванадій і ніобій покращують опір сплаву високотемпературної корозії особливо в умовах дії агресивного газового середовища, підвищуючи його жаростійкість – основну експлуатаційну характеристику сплаву для нагрівачів. Граничний вміст цих компонентів у жаростійкому сплаві наведені нижче.

На підставі результатів досліджень визначені межі вмісту легувальних елементів нової жаростійкої сталі, % мас. [23; 24]:

Вуглець	0,01–0,06;
Хром	18,50–22,50;
Алюміній	4,00–7,00;
Марганець	0,05–0,30;
Кремній	0,10–0,80.

Один або декілька елементів з групи:

Церій, лантан, празіодім, ніодім	0,001–0,01;
Ванадій	0,10–0,40;
Ніобій	0,05–0,40;
Барій	0,0005–0,0015;
Залізо	основа.

Фазові перетворення, що відбуваються при термообробці, досліджувалися за допомогою дилатометричного методу (дилатометр Шевенара).

Охолодження зразків, нагрітих до 1000 °С, проводилися за двома режимами: повільно з піччю і прискорено на повітрі. Дилатограми сталі 03Х23Ю5Т представлені на рис. 1.10, а, б.

Наявність алюмінію та титану в сталі 03Х23Ю5Т, алюмінію, ніобію і ванадію в сталі 03Х22Ю5ФБч впливає на температури перетворень і концентрацію хрому у фазах, але принципово не змінює сутність перетворень.

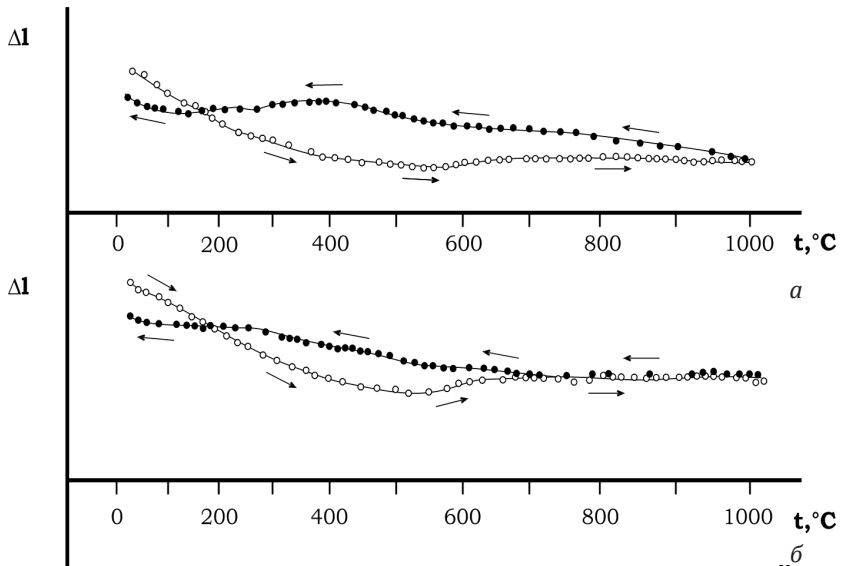


Рисунок 1.10 – Дилатограми сталі 03Х23Ю5Т:

а – охолодження на повітрі; б – охолодження з піччю

На кривих нагрівання зразків зі сталі 03X23Ю5Т (рис. 1.10, а, б) за температурою близько 475 °С є перегин, що свідчить про збільшення розмірів зразків, обумовлений протіканням евтектоїдного перетворення ($\alpha + \alpha' \rightarrow \sigma$) та утворенням σ -фази. За температурами понад 700 °С спостерігається зниження темпів збільшення довжини зразків, пов'язане з розчиненням σ -фази. За більш високих температурах у сталях є α -фаза, карбіди хрому і титану.

При охолодженні на повітрі (рис. 1.10, а) до температури 670 °С не фіксується утворення нових фаз. В інтервалі температур 600...420 °С відбувається збільшення довжини зразків, обумовлене виділенням частинок σ -фази, а за температурами нижче 400 °С – зменшення довжини зразків – як наслідок евтектоїдного перетворення і розпаду σ -фази.

Дилатограми зразків сталі 03X22Ю5ФБч (рис. 1.11) мало відрізняються від дилатограм сталі 03X23Ю5Т, а це значить, що в ній відбуваються ті ж фазові перетворення. Різниця

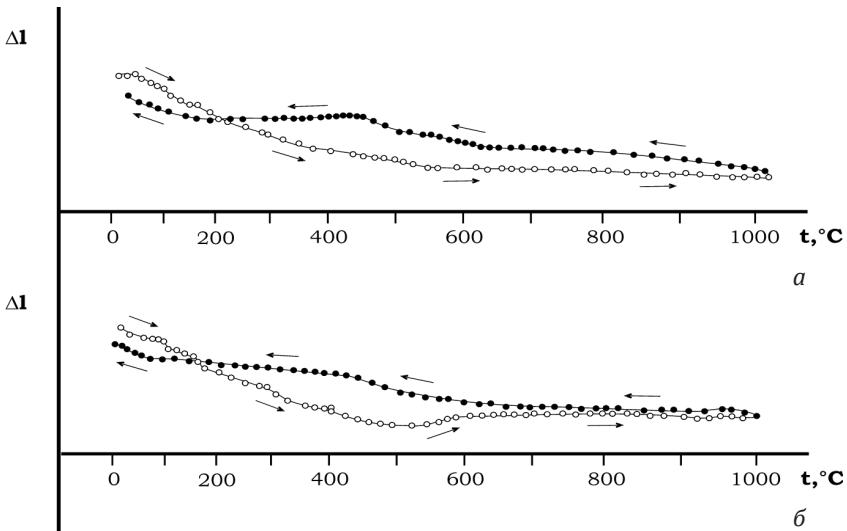


Рисунок 1.11 – Дилатограми сталі 03X22Ю5ФБч:

а – охолодження на повітрі; б – охолодження з піччю

в легуванні викликає певні зміни в температурах початку і завершення фазових перетворень, що надає можливість змінити режим термічної обробки нової сталі.

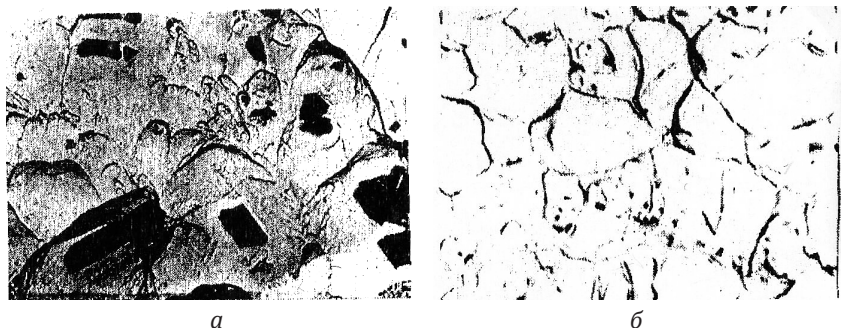
Отже, встановлено, що уповільнене охолодження дроту після рекристалізаційного відпалу за 850 °С призводить до утворення σ -фази, її розпаду за евтектоїдною реакцією, обумовлює крихкість фехралю і зниження пластичності. Тому, що використовуване для цієї термічної обробки обладнання повинно забезпечувати фіксацію складу α -твердого розчину, характерного для температури 850 °С.

1.6. Розробка складу аустенітно-феритної корозійностійкої сталі

Отже, у відому корозійностійку сталь, що містить вуглець, азот, марганець, хром, нікель, мідь, РЗМ, залізо додатково вводили ванадій при наступному вмісті компонентів, (мас. %): вуглець 0,01–0,05; азот 0,01–0,20; марганець 4,5–11,5; хром 15,5–18,5; нікель 0,5–2,0; мідь 0,1–0,6; ванадій 0,05–0,4; РЗМ 0,001–0,01; залізо – основа.

Результати досліджень мікроструктури нової сталі 03X16HG8ФДч підтвердили наявність дрібнодисперсних карбідів і нітридів ванадію і більш складних карбідів, що містять ванадій і хром, типу $(V, Cr)_7C_3$ зі сприятливою орієнтацією замість грубих пластинчастих виділень високохромистої карбонітридної фази [25].

Мікроаналіз гарячекатаного металу після термічної обробки показав, що в зламі вихідного зразка є елементи крихкого міжзеренного і квазів'язкого зламів з великими виділеннями карбідів гострокутної форми, а після гарту з 1100 °С карбідна фаза представлена дрібними поодинокими включеннями, розташованими розрізнено. Значна частина фази карбіду розчинилася, повторне виділення не спостерігається. Злам, переважно квазів'язкий, є в'язкі ямкові фрагменти зламу (рис. 1.12, див. с. 23).



**Рисунок 1.12 – Структура і характер зламів
гарячекатаного металу сталі 03X16HG8ФДч (×3800):**

а – вихідний метал; *б* – метал після гарту 1100 °С

У рамках одного марочного хімічного складу сталі 03X16HG8ФДч є можливість отримувати метал з однофазною і двосторонньою структурою, а також у широкому діапазоні формувати комплекс необхідних механічних властивостей [33; 45].

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЇ МЕТАЛУРГІЙНОГО ПЕРЕДІЛУ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ

Основною проблемою корозійностійких сталей є значна гетерогенність структури, яка обумовлена підвищеним вмістом вуглецю 0,08–0,12 % мас. Через це вони мають знижені показники механічних і технологічних властивостей.

Тому перспективні напрямки розвитку виробництва економічних корозійностійких сталей полягають у підвищенні їхньої чистоти, зниженні вмісту вуглецю й удосконалюванні технології одержання. У зв'язку із цим, на зміну відкритим електропечами ємністю 40–100 т прийшли сучасні потужні печі вакуумно-дугової та вакуумно-індукційної виплавки з різним способом переплаву [26]. Широке поширення одержав дуплекс-процес жаргонно-кисневого рафінування (АКР) для одержання корозійностійких сталей підвищеної чистоти із порівняно низьким вмістом вуглецю [27–29].

2.1. Позапічне рафінування

Конструкція агрегату газокисневого рафінування трохи відрізняється від традиційних аналогічних обладнань аргонокисневого рафінування. Вона являє собою конвертер донного дуття зі знімним днищем, у яке вмонтовано три фурми типу «труба в трубі». Через центральні канали передбачається подача кисню, аргону, азоту й повітря, а по периферійних каналах здійснюється подача природного газу, аргону й азоту. Застосування такого конвертера дозволяє не тільки знижувати вміст вуглецю в корозійностійких сталях до рівня 0,02 %, але й використовувати більш дешевий вуглецевий ферохром із вмістом вуглецю 0,8–1,0 %, який завантажують до заливання напівпродукту в конвертер разом з вапняком ≈ 1 %.

При виплавці сталей марок 08X18ч, 06X18ч, 04X18ч-ГР, 05X17ФТч і 03X18ТБч-ГР, що містять РЗМ, у ківш перед розливанням присаджували силікокальцій СК30, а в процесі розливання під струмінь присаджували фероцерій ФЦМ5. Температура металу перед випуском становила 1550...1580 °С. Розливання робили в листові виливниці, тривалість наповнення для одержання вилівка масою 9–14 т становила 120–200 с. У результаті застосування ГКР і зниження вмісту вуглецю покращилася полірованість.

Економнолеговані корозійностійкі сталі марок 08X18ч, 06X18ч і, наступна модифікація, 04X18ч-ГР є типовими двофазними сплавами із чітко вираженим $\alpha \rightarrow \gamma$ – перетворенням [18; 30]. У сталі 08X18ч початок $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення відбувається за 875 °С (рис. 1.4, б). Це свідчить про значно менший, до 8 %, вміст аустеніту в сталі.

При прискореному охолодженні зразків на повітрі вдалося зафіксувати розпад аустеніту в мартенсит за бездифузійним механізмом. Температура початку мартенситного перетворення Mn у сталі 04X18ч-ГР, з меншим вмістом вуглецю трохи вище й відповідає 210 °С, а в сталі 08X18ч – 170 °С відповідно. У феритній сталі 05X17ФТч мартенситне перетворення відсутнє (рис. 1.4, а).

У результаті досліджень мікроструктури встановлено, що зниження вмісту вуглецю в хромистій корозійностійкій сталі з 0,08 % мас. до 0,04–0,03 % мас. приводило до зменшення кількості мартенситної складової з 20–15 % до 12–8 %. При цьому зростали показники пластичності гарячекатаного металу з $\delta_5 = 15\text{--}20\%$ до $\delta_5 = 25\text{--}30\%$, а холоднокатаного металу з $\delta_5 = 30\text{--}35\%$ до $\delta_5 = 40\text{--}47\%$.

Головними перевагами низьковуглецевих хромистих сталей 04X18ч-ГР, 05X17ФТч і 03X17НГ8Дч виявились: гарна полірувальність на відміну від сталі 08X18Т1, більш висока пластичність у порівнянні зі сталлю 08X18ч і низька собівартість у порівнянні із хромонікелевими сталями. Ці якості дозволили з успіхом застосувати сталі 05X17ФТч і 03X17НГ8ФДч для виготовлення ємностей різного призначення, столових приладів і посуду.

Як показує практика, зниження вмісту вуглецю в хромонікелевих сталях типу 18-10 не завжди позитивно впливає на їхню корозійну стійкість, а іноді, сприяє її зниженню й погіршенню довговічності деталей і вузлів агрегатів [31]. Особливо це проявляється при експлуатації деяких деталей авіаційних двигунів в умовах високих температур і агресивного середовища. Наприклад, до сталі 12X18H10T, яка застосовується для виготовлення корпусів реакторів (реторт) у магнієтермічному виробництві титанової губки, пред'являються наступні вимоги:

- корозійна стійкість до впливу вологи, рідкого магнію;
- стійкість у розплавлених і газоподібних хлоридах магнію й титану за температури 1100 °С;
- прийнятні вартість і технологічність.

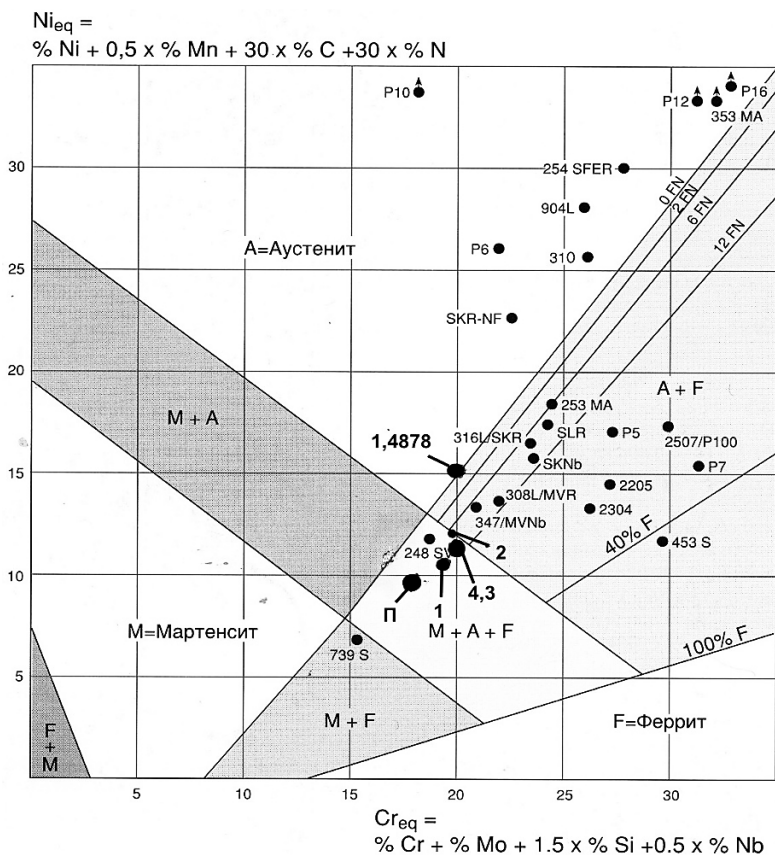
Численні дослідження, проведені відомими вітчизняними й закордонними вченими, тільки підтвердили усталену думку про те, що сталь 12X18H10T має оптимальну комбінацію перерахованих вище властивостей [32]. Дотримуючись загальної тенденції щодо зниження вмісту вуглецю в корозійностійких сталях, одним з підприємств у СНД у 2001 р. було прийнято рішення використовувати для цієї мети іншу марку сталі – X6CrNiTi18-10 (1.4541) виробництва Thyssen Krupp, Німеччина, аналогом якої є сталь 05X18H10T (ДЕРЖСТАНДАРТ 5632-72) (табл. 1.2).

Зіставлення хімічного складу двох сталей 12X18H10T і 05X18H10T показало, що відрізняються вони вмістом вуглецю, титану й міді, а їх аналогами в Німеччині є, відповідно, сталі X12CrNiTi18-10 і X6CrNiTi18-10.

Дослідження фазового складу, виконане за допомогою розрахунків еквівалентів по хрому й нікелю, дозволило встановити, що всі чотири досліджувані плавки сталі X6CrNiTi18-10 (1.4541), відповідно до відомої структурної діаграми Шефлера, є двофазними (рис. 2.1, точки 1, 2, 3, 4). Вміст фериту в них може становити 10–15 % на відміну від сталі X12CrNiTi18-10 (1.4878) – аналога сталі 12X18H10T, яка має однофазну аустенітну структуру (рис. 2.1). Крім цього, метал сталі X6CrNiTi18-10 усіх чотирьох плавок, у різному ступені, притягався магнітом.

Це є першим підтвердженням двофазної – аустенітно-феритної структури металу досліджуваних плавок.

Внутрішня поверхня реторт перебуває в контакті з титановою губкою, розплавом MgC_{12} , рідким Mg, рідким і пароподібним TiC_{14} і нижчими хлоридами титану в різних агрегатних станах за температурами до 1000 °С. Основним джерелом руйнування поверхні все-таки є безкисневий окиснювач TiC_{14} [25].



**Рисунок 2.1 – Структурна діаграма
корозійностійких сталей (Шефлер)**

Джерело: складено за [46]

У процесі експлуатації реакторів, виготовлених із двофазної сталі, відбувалися зміни хімічного складу внутрішньої поверхні. Повторний розрахунок еквівалентів по хрому й по нікелю показав, що внутрішня поверхня металу реактора після декількох циклів експлуатації може мати аустенітно-мартенситну або аустенітно-феритно-мартенситну структури (табл. 1.2 і рис. 2.1, п. II). Мікроструктурним аналізом зразка однієї із плавок сталі Х6СrрNiTi18-10 у вихідному стані встановлена значна кількість $\sim 15\%$ другої фази – фериту (рис. 2.2, а, б).

У процесі експлуатації реакторів змінюється хімічний склад внутрішньої поверхні, а, отже, і фазова сполука. Структура металу стає трифазною – аустенітно-феритно-мартенситною, мартенсит рейковий низьковуглецевий (рис. 2.3, див. с. 29). В аустенітну сталь нерідко вводять певну кількість титану ($\sim 5 \times \% C$) для зниження сприйнятливості до міжкристалітної корозії. Титан, ще в рідкій сталі, зв'язує вуглець і азот у стійку карбонітридну фазу й перешкоджає появі карбідів і нітридів хрому.

З вищевикладеного випливає, що матеріалом, застосовуваним для виготовлення реакторів, повинна бути хромонікелева сталь із таким вмістом аустенітоутворюючих елементів – Ni та С, яке

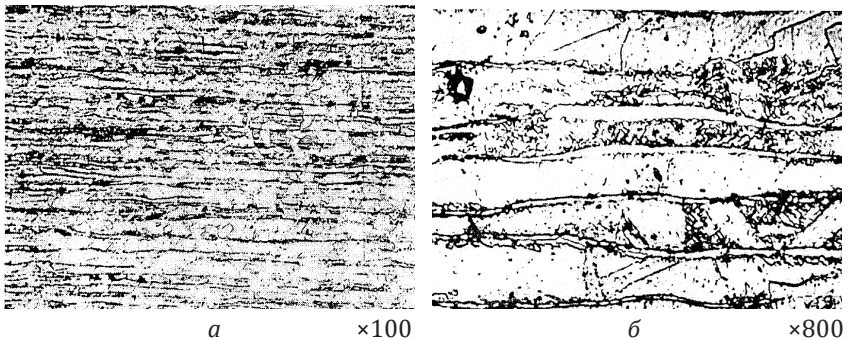


Рисунок 2.2 – Мікроструктура сталі 05X18H10T у стані поставки (мікротвердість аустенітних полів: $H_c 558$):

а – край стінки реторти; *б* – центр стінки реторти

забезпечило б сталість однофазної аустенітної структури в процесі всього терміну служби реакторів і деталей авіаційних двигунів, що сполучаються.

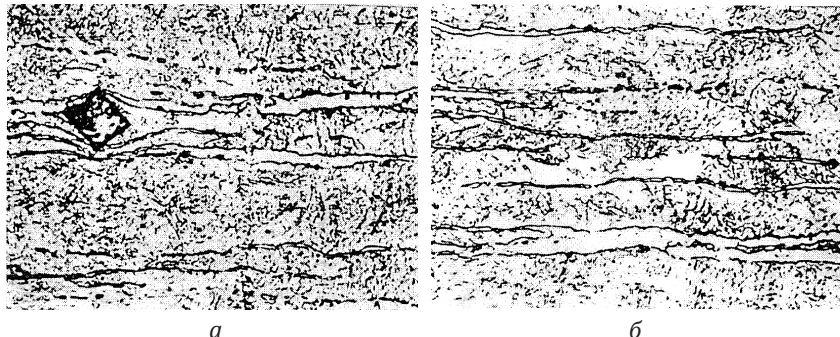


Рисунок 2.3 – Мікроструктура сталі 05X18H10T, мартенсит деформації (мікротвердість: H_{μ} 714) ($\times 800$):

a – край стінки реторти; *б* – центр стінки реторти

2.2. Вплив РЗМ на формування структури й властивостей корозійностійких сталей

Сталі 08X18ч, 04X18ч-ГР при майже однаковій собівартості зі сталями феритного класу, типу 08X18Т1, мають підвищену полірувальність через відсутність у їхній структурі великих і дрібних виділень оксидів і карбонітридів, які присутні в титаноутворюючих сталях [33]. Розроблені вони як замітники традиційних хромонікелевих сталей типу 12X18Н9. Відомо, що сталі з мартенситноферитною структурою при прискореному охолодженні з підвищених температур на повітрі або у воді частково гартуються на мартенсит і в результаті знижується їхня пластичність.

Тому важливо розробити технологію рекристалізаційної термічної обробки холоднокатаних смуг для одержання рівноважної структури й збереження можливості в умовах виробництва здійснювати остаточну термічну обробку у високопродуктивній

прохідній печі, не порушуючи технологічного процесу виготовлення прокату різної товщини із хромистих сталей. Дослідження, проведені авторами [34; 35] на сталях 04X18ч-ГР...08X18ч промислових і лабораторних плавок дали позитивний результат. Встановлено, що температура завершення гарячої прокатки 800...900 °С не забезпечує повної рекристалізації гарячекатаного металу. Структура металу неоднорідна, що виражене чергуванням світлих і темних складових (рис. 2.4).

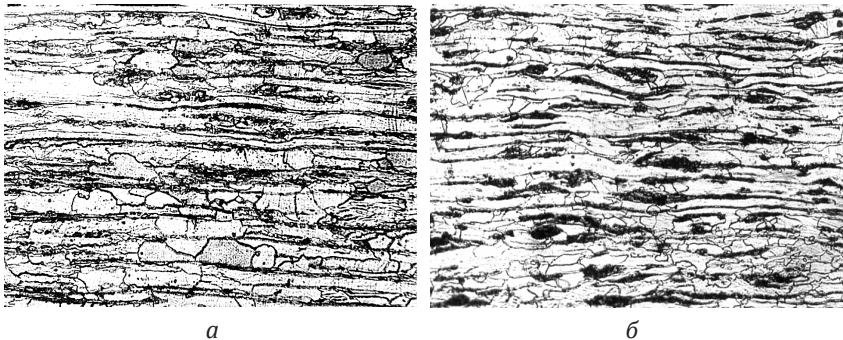


Рисунок 2.4 – Типова мікроструктура сталі 08X18ч (×115):

а – після гарячої прокатки; *б* – після холодної прокатки

Після термічної обробки холоднокатаних смуг за 850...1000 °С у досліджуваних сталях 04...08X18ч відбувається розпад ділянок мартенситу з виділенням дрібнодисперсних карбідів або відокремлення карбідів і фериту в ділянках продуктів розпаду аустеніту й рекристалізація структурновільного фериту. Встановлено також, що сталі з більшим вмістом РЗМ мають більший температурний інтервал розпаду. Високохромиста фаза типу $Me_{23}C_6$ розташована уздовж прокатки, успадковуючи розташування фази з підвищеним вмістом вуглецю, тобто аустеніту при високій температурі або мартенситу після швидкого охолодження смуги нижче температури мартенситного перетворення (рис. 2.5, див. с. 31). При підвищенні температури нагрівання карбіди розчиняються у твердому розчині й відбувається часткове $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення.

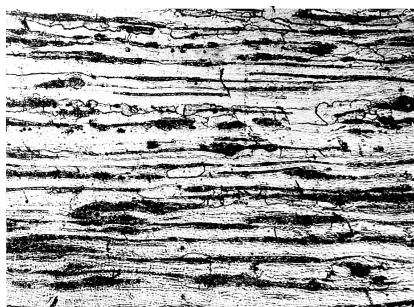
Слід помітити, що початок і повнота розчинення карбідів залежить не тільки від температури, але й від часу витримки при даній температурі смуг різної товщини (рис. 2.5).

Значне збільшення мікротвердості для сталей 04X18ч-ГР і 08X18ч починається при 980 °С і 1010 °С відповідно. Це є наслідком розчинення карбідів і утворенням мартенситної фази в місцях їх скупчення.

Підвищення температури обробки сприяє порушенню пропорції структурних складових і супроводжується збільшенням частки фериту й зменшенням частки мартенситу відповідно до діаграми Fe-Cr. Збільшення мікротвердості H_u мартенситу відбувається інтенсивніше, ніж фериту, відповідно на 1,4 і 0,5 ГПа, що супроводжується збільшенням параметра решітки твердого розчину з 0,28720 до 0,28750 нм.

2.3. Підвищення технологічної пластичності корозійностійких сталей із двофазною структурою

Застосування газокисневого рафінування (ГКР) сприяло зниженню вуглецю в сталі й дало можливість розробити нову марку сталі 04X18ч-ГР. Однак це не привело до зміни анізотропії



×115



×1000

**Рисунок 2.5 – Мікроструктура сталі 08X18ч
після гарту 950 °С та витримки 3 хв**

властивостей, а тільки скоротило частку фази, яка зміцнює в гарячекатаному металі до 12 %. Тому основним шляхом зниження або повного усунення анізотропії властивостей сталей 04...08X18ч залишаються все-таки методи підвищення однорідності їх структурного стану.

Дослідження особливостей традиційної технології переділу, що виявляють значний вплив на структуру, проводили на сталях 06X18ч (пл. 259752) і 08X18ч (пл. 287640) промислового виробництва. Твердість гарячекатаних смуг сталі 06X18ч становила HRB 80, сталі 08X18ч – HRB 89. Мікроструктура обох сталей складалася зі структурно-вільного фериту й продуктів розпаду аустеніту (рис. 2.6, а, б (див. с. 33)), у сталі 06X18ч – 80 % фериту – 20 % феритно-цементитної суміші, а в сталі 08X18ч – 70 % і 30 % відповідно. Як уже згадувалося вище, холодна прокатка металу з такою структурою часто сприяла утворенню рваної кромки й обривам смуг. Деформація металу здійснювалася переважно за рахунок ресурсу пластичності феритної складової (рис. 2.6, в, г (див. с. 33)). Після рекристалізаційної термообробки мікроструктура сталей являла собою рекристалізаційний ферит із грубими включеннями карбонітридної фази, розташованої переважно по границях зерен (рис. 2.6, д, е (див. с. 33)).

Нерівномірність деформації при прокатці, обумовлена різною міцністю структурних складових, привела до неоднорідного розподілу карбідонітридів у металі в стані поставки. А це є основною причиною виникнення анізотропії деформації (апельсинова шкірка) при виготовленні виробів з листових сталей методом штампування, що призводить до підвищеного браку продукції. Виконуючи поставлене завдання підвищення однорідності структури, випробувані режими термічної обробки: відпал за 760...780 °С і гартуванні з нагріванням у прохідній печі в інтервалі 820...960 °С з витримкою 2–3 хв [47]. Вивчення схеми металургійного переділу й мікроструктурного стану хромистих сталей 06...08X18ч з різним вмістом вуглецю дозволило зробити висновок про необхідність проміжної термообробки – загартування й відпал перед холодною прокаткою для підвищення

РОЗДІЛ 2 – Вплив технології металургійного переділу
на формування структури і властивостей корозійностійких сталей

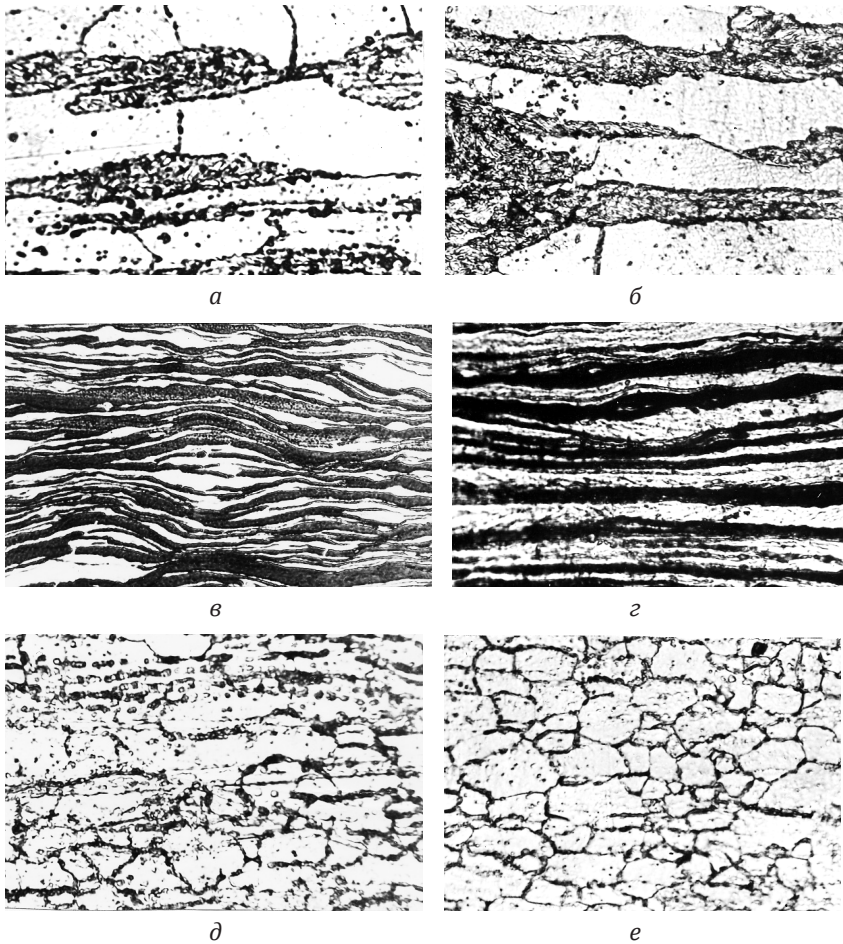


Рисунок 2.6 – Мікроструктура сталі 06X18Ч (а, в, д) і сталі 08X18Ч (б, г, е), варіант обробки А (табл. 2.1) ($\times 800$):

а, б – гарячекатаний лист (підкат) товщиною 4,0 мм;
в, г – холоднокатаний лист товщиною 0,8 мм ($\epsilon = 80 \%$);
д, е – рекристалізований холоднокатаний лист

однорідності структури металу. Режим нагрівання під загартування (2-3 хв) обраний з урахуванням умов роботи агрегату безперервного загартування.

Визначення оптимальної температури проміжної обробки (загартування) здійснювали з урахуванням положення $\alpha + \gamma$ області на діаграмі Fe-Cr. Тривалий відпал у нагрівальних печах є досить трудомістким і непродуктивним процесом, до того ж, після відпалу погіршувалася травленість сталі. Тому перевага була віддана термообробці в гартівному агрегаті цеху холодної прокатки металургійного комбінату «Запоріжсталь» і всі лабораторні дослідження орієнтовані на особливості роботи гартівного агрегату.

У якості матеріалу досліджень вибрали гарячекатаний метал сталей 08X18ч і 06X18ч товщиною 4,0 мм, який піддавали різним варіантам термічної й деформаційно-термічної обробки (рис. 2.7).

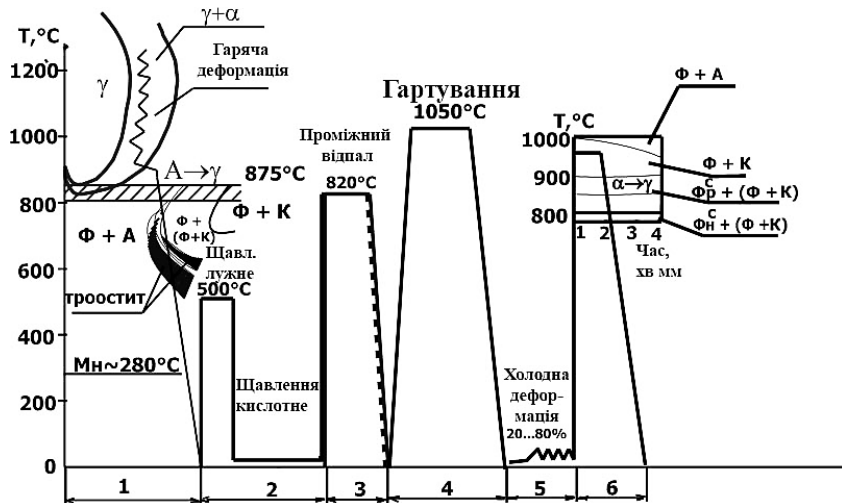


Рисунок 2.7 – Термічне та деформаційно-термічне оброблення листових корозійнотривких сталей:

Ф – ферит; К – карбіди хрому;

Φ_n^c – ферит структурновільний нерекристалізований;

Φ_p^c – ферит структурновільний рекристалізований

Опис варіантів проміжної термічної й деформаційно-термічної обробок зведено в табл. 2.1.

**Таблиця 2.1 – Варіанти технологічного процесу переділу
виливків сталей 06X18ч і 08X18ч на холоднокатаний лист**

Варіант	Назва технологічних операцій	Послідовність виконання (рис. 2.7)
А	Гаряча прокатка – лужно-кислотне травлення – холодна прокатка $\epsilon = 80\%$ – рекристалізаційна термічна обробка – лужно-кислотне травлення	1→2→5→6→2
Б	Гаряча прокатка – гартування з 1050 °С – відпал 820 °С – лужно-кислотне травлення – холодна прокатка $\epsilon = 80\%$ – рекристалізаційна термічна обробка – лужно-кислотне травлення	1→4→3→2→ 5→6→2
В	Гаряча прокатка – лужно-кислотне травлення – холодна прокатка $\epsilon = 30\%$ – гартування з 1050 °С – відпал 820 °С – лужно-кислотне травлення – холодна прокатка $\epsilon = 70\%$ – рекристалізаційна термічна обробка – лужно-кислотне травлення	1→2→5→4→ 3→2→5→6

Остаточна рекристалізаційна термообробка холоднокатаного листа забезпечила одержання чисто феритної структури зі значною кількістю карбонітридної фази, яка рідше більш сприятливий вид і рівномірне розташування в порівнянні із традиційною технологією (рис. 2.8, *д, е* (див. с. 36)). Це забезпечило зниження твердості металу в стані поставки сталі 06X18ч до рівня HRB 65–70, а пластичність зросла до рівня $\delta_5 = 42,5\%$. У сталі 08X18ч відповідно HRB 74–76 і $\delta_5 = 40\%$.

Дослідження впливу дрібності холодної деформації на структуру й властивості проводили тільки на сталі 08X18ч. Підвищення дрібності холодної пластичної деформації гарячекатаного металу, виконуваної у два прийоми: прокатка в холодному стані (зі ступенем деформації ($\epsilon = 30\%$)) до проміжної термообробки гартування з 1050 °С й відпалу за 820 °С, а після неї холодної прокатки (ступінь деформації ($\epsilon = 70\%$)) забезпечило подальше зниження твердості підкату до рівня HRB 79.

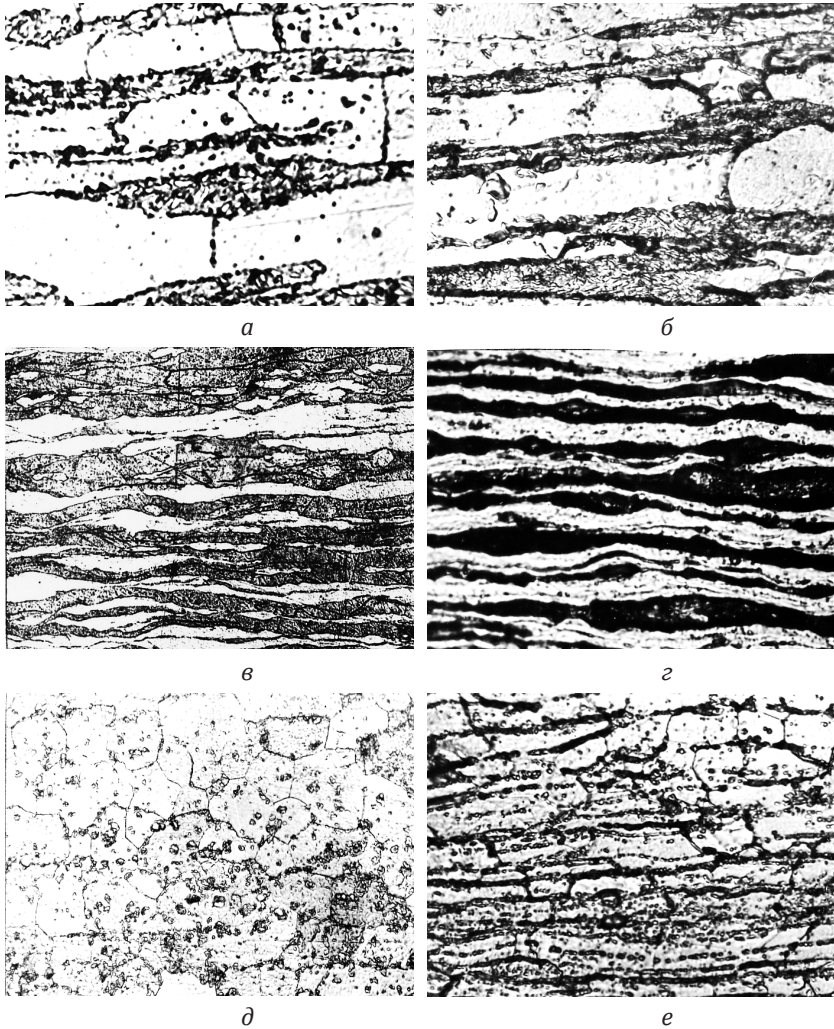


Рисунок 2.8 – Мікроструктура сталі 06X18ч (а, в, д) і сталі 08X18ч (б, г, е) із проміжною термообробкою – варіант Б (табл. 2.1) (×800):

а, б – підкат після гарту з 1050 °С й відпалу 8200 °С;
в, г – холоднокатаний лист товщиною 0,8 мм ($\epsilon = 80\%$);
д, е – рекристалізований холоднокатаний лист

Загалом застосування попередньої термічної й деформаційно-термічної обробки впливає на процеси формування структури й властивостей листових корозійностійких сталей. Показано, що РЗМ сприяють процесам коагуляції карбонітридної фази, особливо при деформаційно-термічній обробці через що сталь стає чисто феритною (рис. 2.9, в). Показники пластичності $\delta_5 = 42\%$ у сталі 08X18ч підвищилися на 7% у порівнянні з аналогічними значеннями, отриманими на металі, обробленому за традиційною технологією, а твердість знизилася в середньому з HRB 81 до HRB 75.

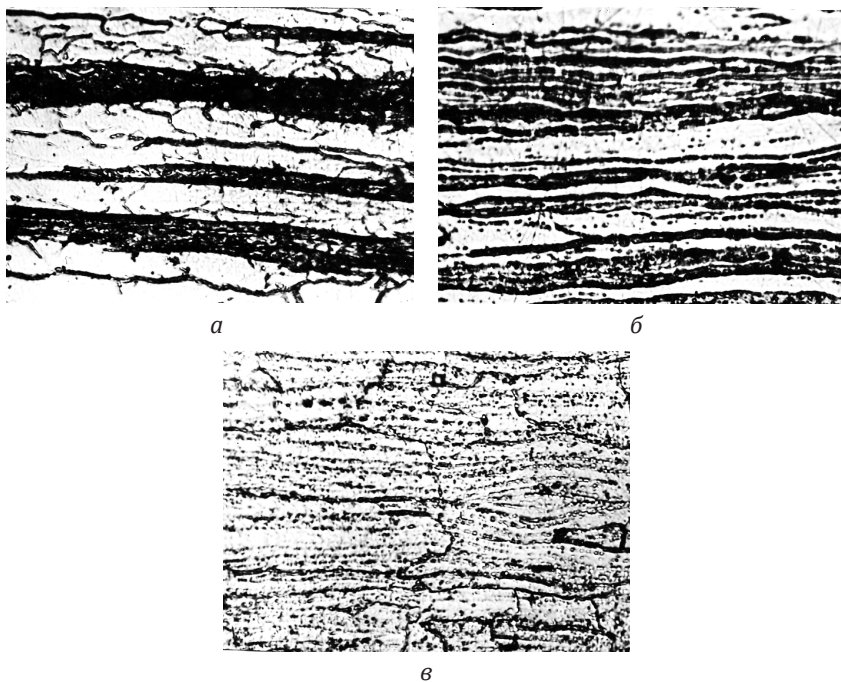


Рисунок 2.9 – Мікроструктура сталі 08X18ч після проміжної деформаційно-термічної обробки – варіант В (табл. 2.1) ($\times 800$):

- а* – підкат після гартування з 1050 °С й відгалу 820 °С;
- б* – холоднокатаний лист товщиною 2,8 мм ($\epsilon = 30\%$);
- в* – холоднокатаний лист товщиною 0,8 мм ($\epsilon = 70\%$)
після рекристалізації

Освоєння виробництва сталі 04X18ч-ГР здійснювали у відкритій 60-тонній електродуговій печі з наступною обробкою в конвертері, оснащеному установкою ГКР. У результаті мікроструктурних досліджень установлено, що зниження вмісту вуглецю в сталі з 0,08–0,06 % мас. до 0,04–0,03 % мас. призвело до зменшення кількості мартенситної складової з 20–30 % до 8–12 %. Однак, повну стабілізацію феритної структури здійснити не вдалося й зв'язане це з наявністю в сталі азоту, кількість якого залишилася на тому самому рівні 0,020 % мас.

І все-таки, підвищена технологічна пластичність і чудова полірувальність дозволили успішно використовувати сталь 04X18ч-ГР для виготовлення столових приладів. На сталь 04X18ч-ГР розроблені й затверджені зміни № 1 до ТУ 14-1-3440-90. У процесі виробництва столових приладів на заводі ім. Т. М. Шевченко підтверджена відсутність схильності цієї сталі до появи поверхневих дефектів типу анізотропії деформації в порівнянні зі сталлю типу 06X18ч. Це значно знизило витрати на операціях шліфування й полірування при виготовленні деталей авіаційних двигунів та столових приладів.

2.4. Технологічні особливості й пошук можливостей підвищення пластичності феритних корозійностійких сталей

У зв'язку із цим почата спроба досліджувати ступінь позитивного впливу проміжних термічних і деформаційно-термічних обробок на структуру й властивості корозійностійких сталей, що мають одно- і двофазну структури. Для цієї мети обрана сталь 03X18ТБч-ГР із обмеженим вмістом стабілізуючих феритну структуру легувальних елементів (Ti, Nb), що часто виправдане міркуваннями економії й здатністю металу до полірування. У якості порівняння розглянуто дві промислові плавки: № 905724 – відповідна до вимог технічних умов і № 908182 – не відповідна до вимог технічних умов по вмісту нікелю й відсутності РЗМ, що являлось причиною двофазності сталі (табл. 2.2, див. с. 39).

Таблиця 2.2 – Хімічний склад промислових плавок сталі 03X18TBч-ГР

Номер технічних умов або номер плавки	Вміст легувальних елементів, (% мас.)								
	C	Cr	Ti	Nb	Si	Mn	Ni	S	P
ТУ 14-15-321-93*	н. б. 0,035	15-18	0,01- 0,25	0,01- 0,20	0,80	н. б. 0,8	—	н. б. 0,035	н. б. 0,02
пл. 905724	0,03	17,69	0,07	0,08	0,38	0,27	—	0,016	0,030
пл. 908182	0,02	16,40	0,05	0,05	0,47	0,35	0,54	0,035	0,020

ПРИМІТКА: * у сталь вводиться мішметал або фероцерій з розрахунку 0,15 % церію й силікокальцій з розрахунку 0,2 % кальцію.

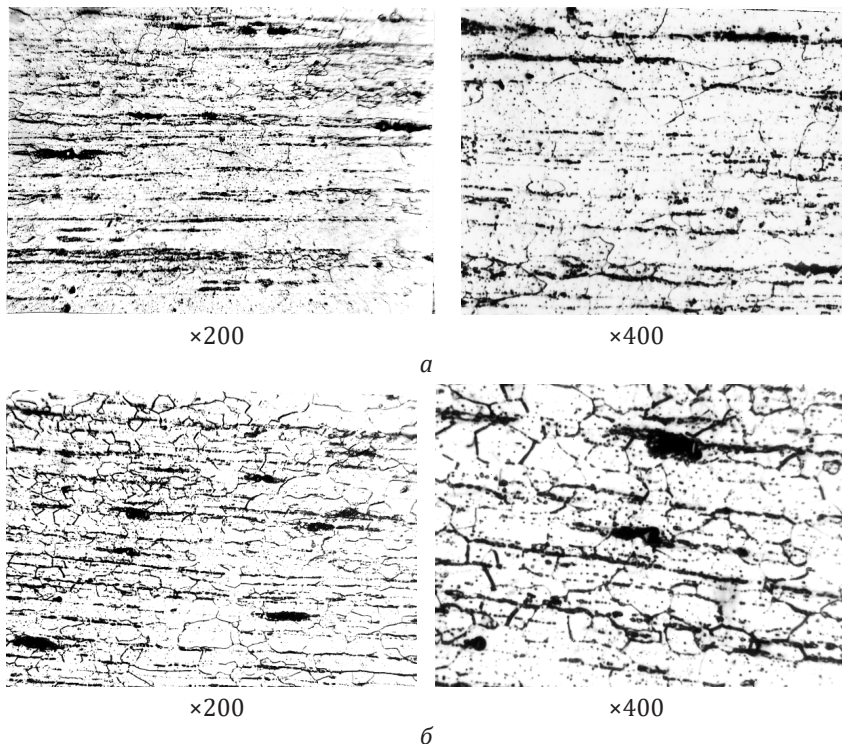
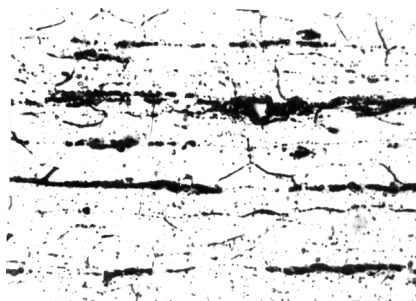


Рисунок 2.10 – Вплив температури рекристалізаційної обробки на структуру сталі 03X18TBч-ГР:

а – 900 °C; б – 950 °C; в – 1000 °C



×200

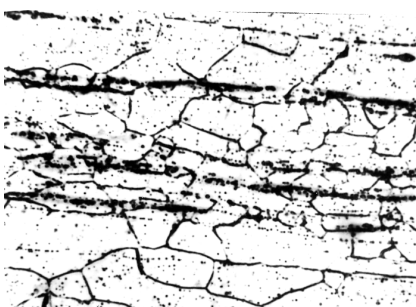


×400

б

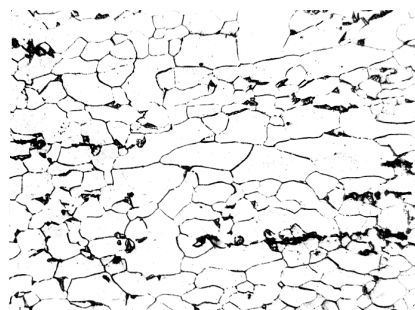


×200

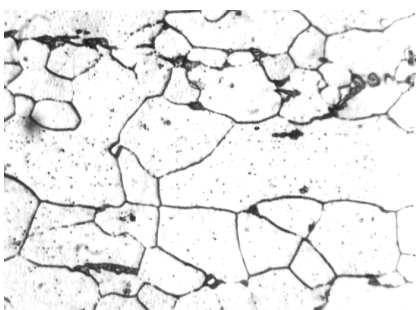


×400

в



×200



×400

д

Рисунок 2.10 – Продовження: в – 1050 °С; д – 1100 °С

У результаті досліджень мікроструктури встановлено, що на відміну від сталей 08X18ч, 06X18ч і 04X18ч-ГР (рис. 2.5), сталь 03X18ТБч-ГР мала меншу схильність до росту зерна (рис. 2.10, див. с. 39–40). Значний ріст зерен спостерігали тільки при температурі 1050 °С.

Після попередньої обробки сталі 03X18ТБч-ГР (пл. 908182) відповідно до режимів (табл. 2.3) відібрані зразки піддавали холодній прокатці зі ступенями обтиснення 15 %, 35 %, 55 %, 75 %. Потім проводили остаточну рекристалізаційну обробку при 920 °С та відпуску при температурах 475 °С, 550 °С, 625 °С, 700 °С. У результаті досліджень показано, що попередня обробка у всіх випадках сприяла поліпшенню показників механічних властивостей (рис. 2.11–2.13, див. с. 42–43).

Таблиця 2.3 – Варіанти термічної обробки сталі 03X18ТБч-ГР

Варіант	Проміжна обробка гарячекатаного металу	Традиційна обробка гарячекатаного металу
1	Немає	Холодна прокатка ($\epsilon \approx 80\%$) + рекристалізація холоднокатаного металу при температурі 920 °С
2	Рекристалізація гарячекатаного металу ($\delta = 4,0$ мм) при температурі 820 °С	Холодна прокатка ($\epsilon \approx 80\%$) + рекристалізація холоднокатаного металу при температурі 920 °С
3	Загартування гарячекатаного металу ($\delta = 4,0$ мм) при температурі 1050 °С + нагрівання при 820 °С, варіант Б (табл. 2.1)	Холодна прокатка ($\epsilon \approx 80\%$) + рекристалізація холоднокатаного металу при температурі 920 °С
4	Холодна деформація гарячекатаного металу ($\delta = 4,0$ мм), ($\epsilon \approx 30\%$) + гартування при 1050 °С + нагрівання при 820 °С, варіант В (табл. 2.1)	Холодна прокатка ($\epsilon \approx 70\%$) + рекристалізація холоднокатаного металу при температурі 920 °С

Попередня термічна й деформаційно-термічна обробка суттєво змінила до кращого структурний стан корозійностійкої сталі. Це дозволяє значно поліпшити її пластичність, а в окремих випадках уникнути браку по невідповідності технічним умовам, що є вкрай небажаним явищем, що знижують ефективність металургійного виробництва.

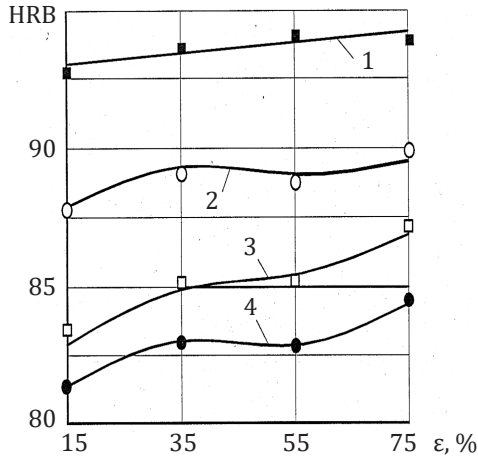


Рисунок 2.11 – Залежність твердості сталі 03X18ТБч-ГР (пл. № 908182) від ступеня деформації:
криві 1, 2, 3, 4 – варіанти термічної обробки (табл. 2.3)

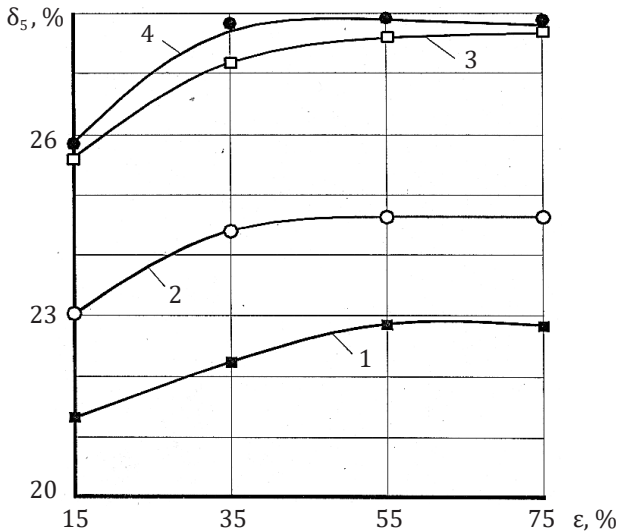


Рисунок 2.12 – Залежність пластичності сталі 03X18ТБч-ГР (пл. № 908182) від ступеня деформації:
криві 1, 2, 3, 4 – варіанти термічної обробки (табл. 2.3)

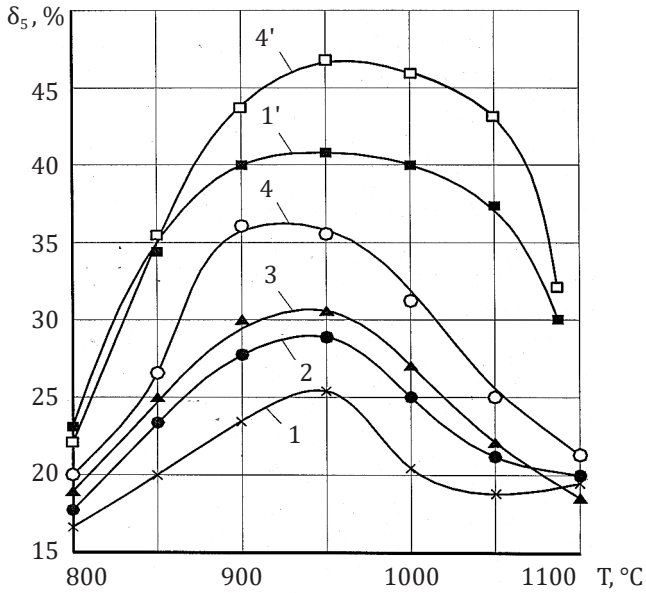


Рисунок 2.13 – Залежність пластичності сталі 03X18TBЧ-ГР від температури остаточної термічної обробки:

1' і 4' – плавка № 905724, оброблена за 1 і 4 вар. табл. 2.3;
1, 2, 3, 4 – плавка № 908182, оброблена за 1, 2, 3, 4 вар. табл. 2.3

РОЗРОБКА ЦЕМЕНТОВАНИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗУБЧАТИХ КОЛІС РЕДУКТОРІВ АВІАЦІЙНИХ ДВИГУНІВ

Проблема підвищення стійкості важко навантаженого інструменту холодної деформації набуває в останній час великого значення. Одним із головних шляхів її вирішення є створення і широке застосування нових економічних сталей і методів їх термічного оброблення, що різко підвищують працездатність інструменту.

На підставі вітчизняного та світового досвіду, а також додаткових досліджень, розроблені сталі ДИ2, ДИ3, 13ХЗНВМ2ФА, ДИ45, 27ХЗАНМ2ЮФБч як матеріали для зубчатих коліс редукторів авіаційних двигунів [36; 37]. Основу в дисперсійному зміцненні цементованого шару і підвищення його теплостійкості складають карбіди: Мо, W, V, Nb. Хром, головним чином, зміцнює твердий розчин цементованого шару та серцевини. Істотно впливає на властивості шару і серцевини стан між зерен, що виправдовує додатки РЗМ.

Перспективним є спосіб термічного оброблення, що передбачає цементацію за температурою 1000...1050 °С і безпосередньо гартування з цементаційного нагріву в масло, потім багаторазовий відпуск 530...540 °С.

Після гартування з цементаційного нагріву 1000...1050 °С у дифузійному шарі при вмісті вуглецю 0,90–1,15 % фіксується аустенітна структура з невеликою кількістю (3–5 %) дисперсних карбідів типу MeC.

Магнітометричним способом встановлена температура початку мартенситного перетворення і побудовані криві ізотермічного розпаду аустеніту розглянутих сталей. Застосування вторинно-твердіючих сталей, що цементуються, як варіанту зубчатих коліс редукторів авіаційних двигунів, дозволило радикально підвищити їх теплостійкість, твердість і зносостійкість.

Працездатність зубчатих коліс редукторів авіаційних двигунів визначається, головним чином, характером навантаження

і температурою розігріву робочих частин. Штампи холодного деформування працюють при великих питомих тисках (2200–2500 МПа і більше) та температурах розігріву гравюри до 200 °С. Проте при деформуванні високоміцних матеріалів, що сильно зміцнюються, та високої інтенсивності зубчатих коліс редукторів авіаційних двигунів температура розігріву гравюри може досягати 400...500 °С внаслідок виділення тепла в процесі деформування. Для визначення ефекту впливу на стійкість зубчатих коліс редукторів авіаційних двигунів при впровадженні нових хромистих сталей замість хромонікелевих та хромомарганцевих було необхідно встановити граничне зусилля карбування, що забезпечує отримання якісного візерунку.

Випробування проводили на гідравлічному пресі ПО443 з максимальним зусиллям пресування 20 МН. У якості об'єктів дослідження були взяті нові сталі 10X14АГ15 і 03X18ТБч-ГР, що відносяться відповідно до аустенітного і ферритного класів та мають коефіцієнти деформаційного зміцнення, які відрізняються приблизно в 2 рази. Мета дослідження полягала у визначенні мінімального зусилля пресування (питомий тиск), яке забезпечує необхідну глибину і якість рельєфу (рисунку) на столовій ложці. Якість рельєфу визначали візуально та за допомогою скануючого тунельного мікроскопу.

Для отримання якісного візерунку на виробі зі сталі 03X18ТБч-ГР знадобився питомий тиск пресування 6,0 МПа, а із сталі 10X14АГ15 – 10,0 МПа в 1,7 раз вище. Це пояснює більш високу схильність аустенітної сталі до деформаційного зміцнення (наклепу) у порівнянні з ферритною сталлю.

Якісна картина зміни глибини і повноти рельєфу залежно від зусилля пресування (карбування) сталі 10X14АГ15 наведена на рис. 3.1 (див. с. 46). При зусиллі пресування 3,06 МН і 3,57 МН (рис. 3.1, а, б) вимальовувалися тільки контури листочку в візерунку (ламана лінія) та частково сформувалися круглі виступи. При подальшому збільшенні зусиль пресування спочатку частково (рис. 3.1, в), а потім повністю (рис. 3.1, г) сформувалися центральний та бокові черешки листя (прямі лінії, що лежать під кутом один до одного). А також більш опуклими та сферичними

стали круглі виступи. По гострокутній щербині листочку можна встановити, що висота малюнку зростає приблизно з 0,4 до 0,8 мм зі збільшенням зусилля пресування з 3,06 до 4,59 МН.

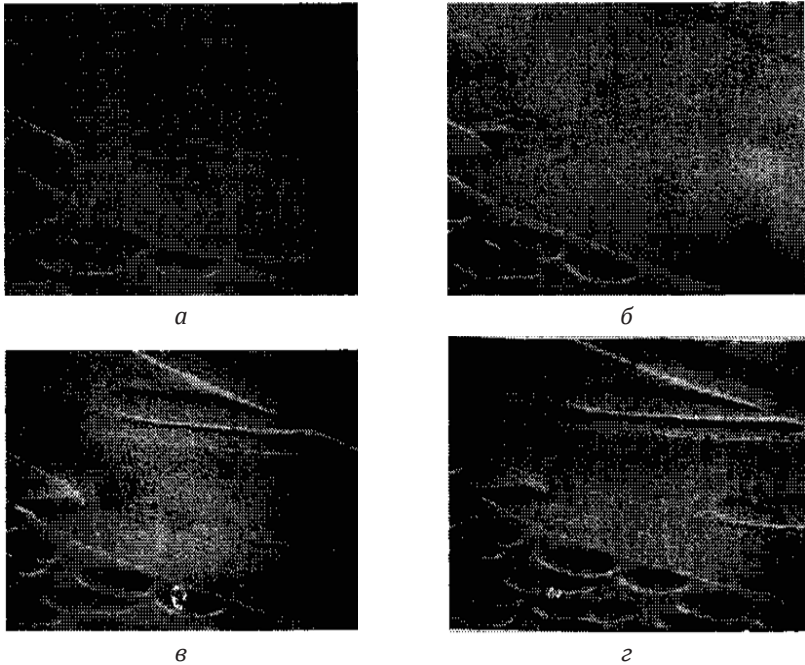


Рисунок 3.1 – Зовнішній вигляд рельєфу залежно від зусилля пресування P ($\times 40$)

Пояснення в тексті

Більш великі зусилля штампування при виробництві виробів з аустенітних сталей негативно вплинули на стійкість карбувальних штамів: вона зменшилась у середньому на 20 %.

Принцип зміцнення цементованих сталей підвищеної теплостійкості аналогічний зміцненню швидкорізальних сталей у процесі термічного оброблювання. У зв'язку з цим, легування сталей, що цементуються, підвищеної теплостійкості здійснювали елементами, що сприяють підвищенню стійкості

мартенситу, виділенню дисперсних карбідів, збільшенню в'язкості сталі: молібден, вольфрам, хром, ванадій, ніобій, нікель, рідкоземельні елементи. Їх вплив на процес хіміко-термічного оброблювання та зміцнення інструментальних сталей та сталей, що цементуються, досить повно розглянуто в науково-технічній літературі [38; 39].

На підставі вітчизняного та світового досвіду, а також додаткових досліджень, розроблені сталі 13Х3НВМ2ФА, 27Х3АНМ2ЮФБч як матеріали для зубчатих коліс редукторів авіаційних двигунів [39; 40]. Основу в дисперсійному зміцненні цементованого шару і підвищення його теплостійкості складають карбіди: Мо, W, V, Nb. Хром, головним чином, зміцнює твердий розчин цементованого шару і серцевини. Істотно впливає на властивості шару і серцевини стан границь зерен, що виправдовує добавки РЗМ.

Добре відомий спосіб хіміко-термічного оброблення середньолегованих сталей: цементация при 930...970 °С, високотемпературний відпуск, гартування, оброблення холодом, відпуск. Максимальна температура кінцевого відпуску не перевищує 350 °С, звідси максимальна теплостійкість не досягається і, закладені легуванням, можливості не реалізуються. Структура цементованого шару – високо вуглецевий мартенсит, до 10 % залишкового аустеніту, до 12 % зміцнюючої карбідної фази типу Me₃C, MeC; серцевини – низьковуглецевий мартенсит.

Традиційне термооброблення із застосуванням проміжного високотемпературного відпуску і гартування з повторного нагріву, частина вуглецю і легувальних елементів зв'язуються в важкорозчинні карбіди і, як наслідок, знижується стійкість до відпуску мартенситу (перший варіант).

Перспективним є спосіб термічного оброблення, що передбачає цементацию при температурі 1000...1050 °С і безпосередньо гартування з цементацийного нагріву в масло, потім багаторазовий відпуск 530...540 °С.

Після гартування з цементацийного нагріву 1000...1050 °С в дифузійному шарі при вмісті вуглецю 0,90–1,15 % фіксується

аустенітна структура з невеликою кількістю (3–5 %) дисперсних карбідів типу MeC (рис. 3.2).

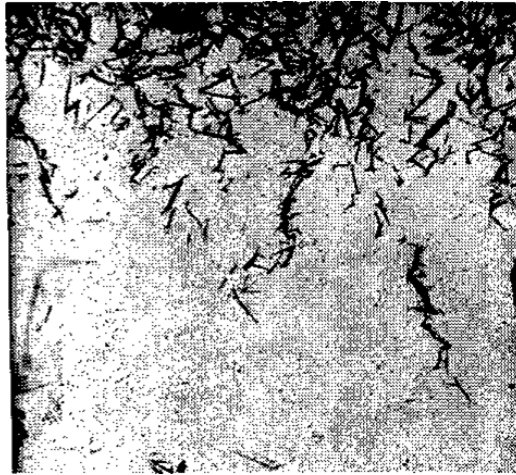


Рисунок 3.2 – Мікроструктура цементованих сталей 13X3HBM2FA і 27X3AHM2ЮFBч після гартування з 1030 °C (×800)

Наявність аустенітної структури з невеликою кількістю дисперсних карбідів типу MeC добре узгоджується із запропонованою Стевененом і Маунесом залежністю температури початку мартенситного перетворення $M_n, ^\circ\text{C}$ від вмісту вуглецю та легувальних елементів у аустеніті.

$$M_n = 561 - 474C - 33Mn - 21Mo - 17Ni. \quad (3.1)$$

Розрахунок показав, що при максимальному вмісті вуглецю (наведеному вище 1,15 %) початок мартенситного перетворення зміщується в область від'ємних температур (рис. 3.3, крива 3 (див. с. 49)).

При вмісті вуглецю на нижній межі (0,9 %), структура загартованого цементованого шару стає аустенітно-мартенситною і по мірі віддалення від поверхні кількість залишкового аустеніту зменшувалася.

Насичення сталей вуглецем вище його граничної розчинності при 1030 °С (вище 1,15 %) призвело до появи надлишкових карбідів в аустеніті.

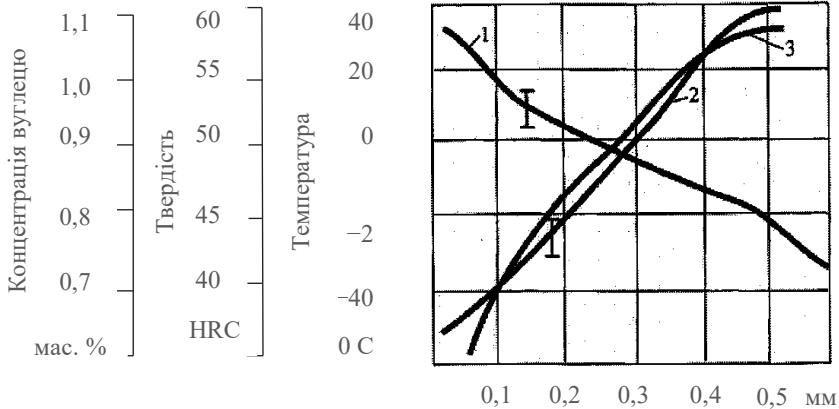


Рисунок 3.3 – Зміна складу і властивостей цементованого шару з глибиною після гартування з 1030 °С:

1 – вміст вуглецю; 2 – твердість; 3 – температура Mn

Зміна вмісту вуглецю, твердості і температури початку мартенситного перетворення Mn, розраховано за формулою (3.1), залежно від глибини цементованого шару представлені на рис. 3.3. Багаторазовий відпуск при 530...540 °С супроводжується протіканням карбідоутворення з аустеніту і мартенситу, збіднінням аустеніту вуглецем і легувальними елементами, що викликає підвищення температури початку мартенситного перетворення, збідненого вуглецем аустеніту в мартенситі при охолодженні. Унаслідок цього кількість залишкового аустеніту перманентно зменшується, а твердість цементованого шару зростає при збільшенні кількості відпусків (рис. 3.4, див. с. 50).

Дослідження ізотермічного розпаду залишкового аустеніту цементованих і загартованих сталей показало його високу стійкість при температурі витримки до 550 °С. Вище цієї

температури він розпадається на феррито-карбідну суміш. Мінімальна стійкість залишкового аустеніту відповідає 650 °С і складає 16 хв (рис. 3.5, див. с. 51).

Фазовий склад цементованого шару досліджуваних сталей після завершення відпусків – пересичені вуглецем і легувальними елементами α -твердий розчин, 10–15 % залишкового аустеніту, 10–14 % карбідів Me_3C , VC , MoC , WC , NbC .

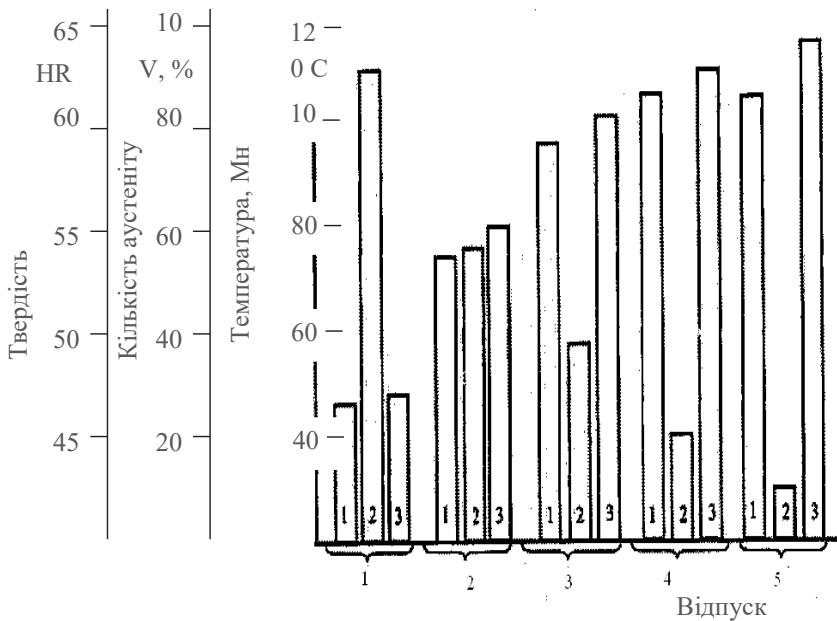


Рисунок 3.4 – Вплив кількості відпусків загартованої при 1030 °С сталі на твердість шару (1), кількість залишкового аустеніту (2), температуру початку мартенситного перетворення Mn (3)

Наприклад, обробка сталі 13ХЗНВМ2ФА на максимальну теплостійкість (табл. 3.1, варіант 2 (див. с. 52)) дозволила одержати більш високі значення твердості, межі текучості і межі міцності, рівні значення пластичності (табл. 3.1).

Таблиця 3.1 – Механічні властивості серцевини цементованої сталі

Варіант ХТО	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²	НВ
1. Гартування 950 °С і відпуск 300 °С	1183	926	16,8	62,9	1,21	363
2. Гартування 1030 °С і п'ятикратний відпуск 530 °С	1417	1097	16,8	63,2	0,69	415

Враховуючи, що довговічність та надійність зубчатих коліс редукторів та інших деталей ГТД визначається, головним чином, властивостями цементованих поверхонь, проведені порівняльні випробування гарячої твердості, термостабільності, зносостійкості, контактної витривалості розроблених сталей за двома варіантами ХТО.

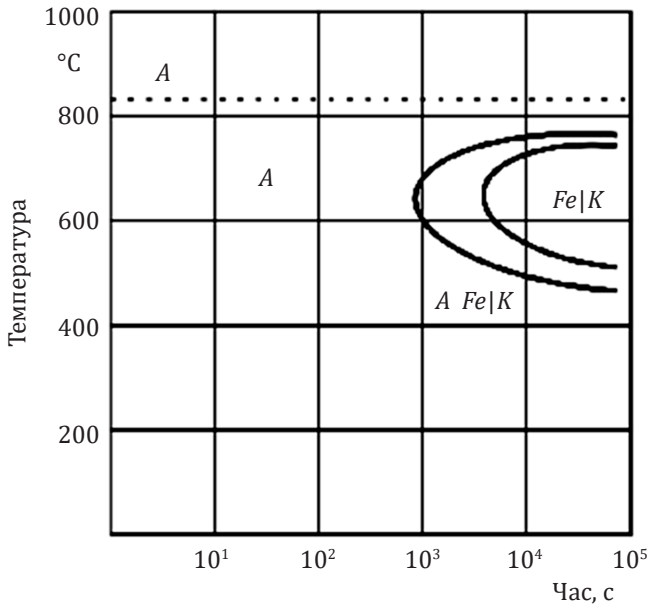


Рисунок 3.5 – Криві ізотермічного розпаду сталі 13ХЗНВМ2ФА і 27ХЗАНМ2ЮФБч

Оброблення сталей на вторинну твердість забезпечує збереження високої твердості при робочих температурах (табл. 3.1), а також стабільність структури і властивостей (табл. 3.2).

Зносостійкість і контактна витривалість розглянутих сталей при кімнатній температурі практично не залежать від способу ХТО. Переваги теплостійкості реалізуються після оброблення сталей на вторинну твердість і під час випробувань з підвищеними температурами.

Таблиця 3.2 – Залежність твердості цементованого шару від температури випробувань сталей (значення сталі 13ХЗНВМ2ФА – у чисельнику, а сталі 27ХЗАНМ2ЮФБч – у знаменнику)

Варіант ХТО	Твердість, НРС _c за температури випробувань, °С				
	20	100	200	300	400
1	61,0 60,5	60,0 59,0	59,0 58,0	56,0 56,0	52,0 50,0
2	60,5 60,0	60,0 59,0	60,0 58,0	57,5 58,0	55,0 57,0

Наприклад, зносостійкість сталей при терті і ковзанні в інтервалі 250...270 °С на 25–30 % вище при обробці на вторинну твердість у порівнянні з традиційним гартуванням при 970 °С і відпуском при 300 °С (табл. 3.3 (див. с. 53), варіант 1, 2 відповідно). Загалом наявність високодисперсних спеціальних карбідів, при обробленні сталей на вторинну твердість, збільшує стійкість до відпуску твердого розчину, забезпечує підвищену гарячу твердість і структурну стабільність і, отже, підвищує зносостійкість.

Розроблені сталі, що цементуються, для зубчатих коліс редукторів та інших деталей ГТД випробувані в широкому спектрі застосування.

Заміна сталей на розроблені сталі, що цементуються, 13ХЗНВМ2ФА, ДИ45, 27ХЗАНМ2ФБч, 14ХГСН2МА-Ш (ДИЗ-Ш) для виготовлення для зубчатих коліс редукторів авіаційних двигунів, дозволила підвищити їхні надійність та довговічність.

Таблиця 3.3 – Термостійкість цементованого шару після витримки при 300 °С для сталей (значення сталі 13ХЗНВМ2ФА – у чисельнику, а сталі 27ХЗАНМ2ЮФБч – у знаменнику)

Варіант ХТО	Твердість, НРС _e за температури випробувань, °С					
	20	100	200	300	400	500
1	$\frac{61,0}{60,0}$	$\frac{60,0}{60,0}$	$\frac{59,0}{60,0}$	$\frac{59,0}{59,0}$	$\frac{59,0}{57,0}$	$\frac{59,0}{57,0}$
2	$\frac{60,5}{60,0}$	$\frac{60,5}{60,0}$	$\frac{60,5}{60,0}$	$\frac{60,5}{60,0}$	$\frac{60,5}{60,0}$	$\frac{60,5}{60,0}$

Наявність стискаючих напруг на поверхні, які забезпечують високу зносостійкість поверхні, і в'язкої серцевини зубчатих коліс дозволило підвищити їхню довговічність у 3–4 рази.

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ХРОМИСТИХ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ У ПРОЦЕСІ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИРОБІВ

Відомо, що високохромисті фази здатні виділятися не тільки при виплавці й металургійному переділі корозійностійких сталей, але й у процесі виготовлення й експлуатації виробів при нагріванні, охолодженні й гарячій деформації заготовок. Це властиво мартенситним сталям з підвищеним ступенем легування й з більшою концентрацією вуглецю. У даному розділі вивчали кінетику формування високохромистих фаз і їх впливу на структурну стабільність і властивості сталей підвищеного легування.

У виробництві дисків і лопаток компресорів газотурбінних установок широко застосовують корозійностійкі сталі мартенситного класу типу: 10X13, 08X18ч, 20X13, 14X17H2-Ш, EI736-Ш, EI961-Ш, 18X15H3M-Ш та інші. Структура цих сталей досить неоднорідна й складається з мартенситу й δ -фериту, а в сталі 14X17H2-Ш є присутнім деяка кількість залишкового аустеніту. Для цих сталей встановлені режими відпалів виливків, оптимальні режими кування й прокату, які в процесі впровадження удосконалювалися. Хімічний склад цих сталей також неодноразово коректувався у зв'язку із заміною кування виливків на гарячу прокатку.

4.1. Структурні зміни в мартенситній сталі 18X15H3M-Ш при виготовленні дисків компресора газотурбінних двигунів

У процесі промислового освоєння сталі 18X15H3M-Ш оптимізовані спосіб її виплавки й технологія металургійного переділу [41]. На думку авторів [42], найбільш високі показники

гарячого крутиння одержували при 1150...1200 °С, а максимальні значення пластичності δ_5 і ψ при 900...1200 °С. Для сталі 18Х15Н3М-Ш встановлений найбільш задовольний вимогам гарячої прокатки хімічний склад: вуглець 0,19–0,21 %; марганець 0,33–0,38 %; кремній 0,22–0,3 %; хром 15,0–15,5 %. Зниження вмісту феритоутворюючих елементів хрому, кремнію й підвищення вмісту аустенітотворюючого елемента вуглецю (у границях технічних умов) послабляло феритотутворення й, отже, підвищувало гарячу пластичність. В умовах виробництва заводу «Дніпроспецсталь» досліджували переваги електрошлакового переплаву сталі 18Х15Н3М-Ш. Встановлено, що незважаючи на неістотну різницю у вмісті δ -фази, метал після електрошлакового переплаву мав більш високу пластичність і якість поверхні заготовок.

Диски, лопатки, вали й інші деталі компресора ГТД виготовляють також зі сталей 10Х12Н2МВФАБ (ЕП517) і 10Х16Н2М (ЕП479), розроблених ВІАМ. Сталь 10Х12Н2МВФАБ додатково легована ніобієм і азотом, вміст вольфраму знижений, а вміст молібдену підвищений, у порівнянні зі сталлю 10Х12Н2МФ. Ця сталь застосовується для деталей компресорів, що працюють при температурі приблизно 650 °С. Термічну обробку роблять за двома режимами: 1 – гартування 1130 °С, охолодження в маслі, наступний відпуск 650 °С; 2 – гартування 1130 °С, охолодження в маслі, наступний відпуск 690 °С.

Температура відпуску встановлюється залежно від температури експлуатації деталей. Сталь 10Х12Н2МФ має високі показники механічних властивостей за температури до 650 °С. Однак, сталі 10Х12Н2МВМФ (ЕІ961), 10Х12Н2МВФАБ (ЕП517) не у всіх випадках задовольняють вимогам відносно корозійної стійкості через низький вміст хрому. Тому що літальні апарати експлуатуються в різних кліматичних зонах, найбільш придатними є сталі, що містять 16–17 % Cr. Застосування сталі 14Х17Н2-Ш (ЕІ268) обмежене й зв'язане це з підвищеним вмістом до 40 % δ -фериту, що призводить до утворення тріщин у процесі гарячої деформації. Крім того, вона має низькі показники ударної в'язкості в поперечному щодо волокон напрямку – до 0,15 МДж/м².

На підставі вищевикладеного, а також досить великого досвіду експлуатації, сталь 18X15H3M-Ш (ДИ 1-Ш) має свої плюси й в цілому задовольняє вимогам пропонованим до матеріалів, застосовуваних для виготовлення дисків компресора ГТД, що працюють в умовах підвищених температур 400 °С. Однак спостерігали випадки зниженої ударної в'язкості ($KCU \leq 0,5 \text{ МДж/м}^2$), що є неприпустимим по технічних умовах.

4.1.1. Структура сталі 18X15H3M-Ш у стані поставки

У зв'язку з необхідністю забезпечення всезростаючого ресурсу роботи й підвищення експлуатаційної надійності ГТД актуальним є пошук способів удосконалювання технології виготовлення заготовок із цієї сталі для підвищення якості виробів.

Дослідження проводили на прокаті діаметром 150 мм промислового виробництва, хімічний склад дослідженої сталі: вуглець 0,21 %; хром 15,68 %; нікель 2,86 %; молібден 0,41 %; вольфрам 0,32 %; марганець 0,3 %; кремній 0,44 %.

Структура металу вихідної заготовки (прокат діаметром 150 мм) неоднорідна і являє собою сорбіт, орієнтований по мартенситу більш грубої будови до центру профілю. Рідкими рядками, що товщають до центру кола, розташовується δ -ферит. Виділення δ -фериту облямовані суцільними рядками карбідів (рис. 4.1, див. с. 57).

Рентгеноспектральним локальним аналізом на установці MAP-1 на зразках, вирізаних із центральної осьової частини сортового прокату, визначена хімічна неоднорідність δ -фериту. Хімічний склад δ -фериту відрізняється підвищеним вмістом хрому й зниженим вмістом нікелю. Локальним аналізом за допомогою установки «Камека» підтверджені попередні результати вмісту хрому й нікелю, а також установлений підвищений вміст молібдену (рис. 4.2, див. с. 57).

Нагрівання до температури 1000...1050 °С призводить до зникнення карбідної фази, що облямовує δ -ферит, яка розчиняється в аустеніті.

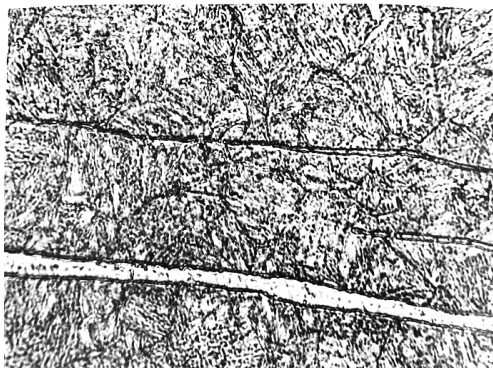


Рисунок 4.1 – Мікроструктура сталі 18X15N3M-Ш у центрі сортового прокату

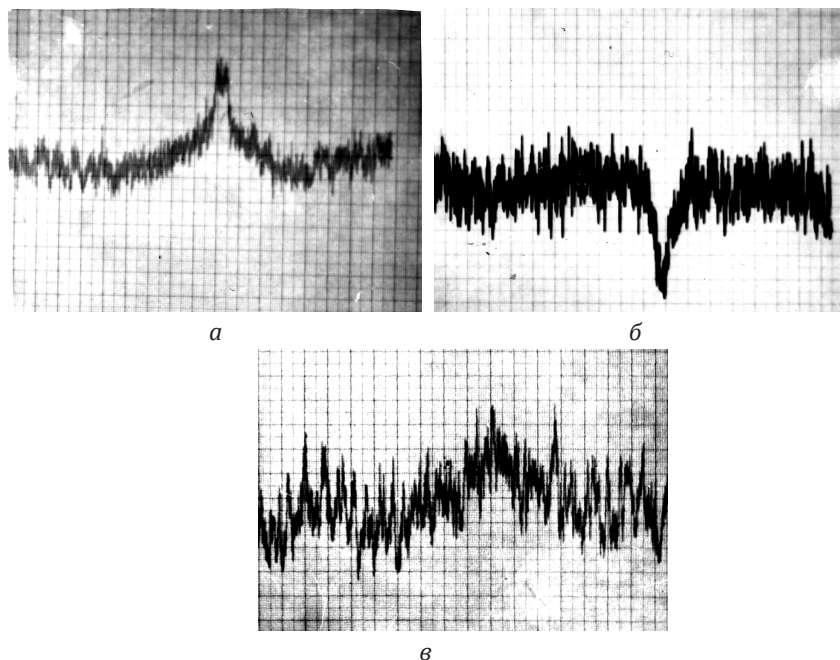


Рисунок 4.2 – Електронोगрами основних легувальних елементів у ділянках δ -ферит-карбід:
а – хром; *б* – нікель; *в* – молібден

Структурні зміни сталі, викликані тепловою обробкою, що імітує технологічний процес виготовлення дисків компресора, вивчали на зразках, вирізаних із центру сортового прокату діаметром 150 мм (табл. 4.1).

Таблиця 4.1 – Режими термічної обробки зразків, вирізаних із центральної частини сортового прокату

№ варіанта	Режими термічної обробки	Час витримки, хв	Мікρο-структура
1	Н. – 1150 °С, охолодження повітря	60	Рис. 4.3, а
2	Н. – 1150 °С, охолодження повітря Н. – 990 °С, охолодження повітря	60 120	Рис. 4.3, б
3	Н. – 1150 °С, охолодження повітря Н. – 990 °С, охолодження повітря В. В. – 650 °С, охолодження повітря	60 120 180	Рис. 4.3, в
4	Н. – 1150 °С, охолодження повітря Н. – 990 °С, охолодження повітря В. В. – 650 °С, охолодження повітря Г. – 970 °С, охолодження масло	60 120 180 30	Рис. 4.3, г, д
5	Н. – 1150 °С, охолодження повітря Н. – 990 °С, охолодження повітря В. В. – 650 °С, охолодження повітря Г. – 970 °С, охолодження масло В. В. – 580 °С, охолодження повітря	60 120 180 30 180	Рис. 4.3, е

ПРИМІТКА: Н. – нормалізація; Г. – гартування; В. В. – високий відпуск.

Нагрівання сталі до 1150 °С не усуває структурну неоднорідність сталі, зберігається вона також після нормалізації при 900 °С (рис. 4.3, а, б (див. с. 59)). І тільки після високого відпуску спостерігаються крапкові ланцюжки карбідів, що розташовуються по границях зерен і δ-фериту. Додаткове нагрівання при 970 °С призводить до значної коагуляції карбідів і утворення каркасу навколо δ-фериту (рис. 4.3, г, д (див. с. 59)).

В окремих випадках частина δ-фази зникає, а карбідний каркас зберігається. Безпосереднє спостереження за поведінкою карбідів і δ-фази з використанням високотемпературної установки ИМАШ-5С у процесі підвищення температури від 600 °С до 1200 °С показало, що при нагріванні

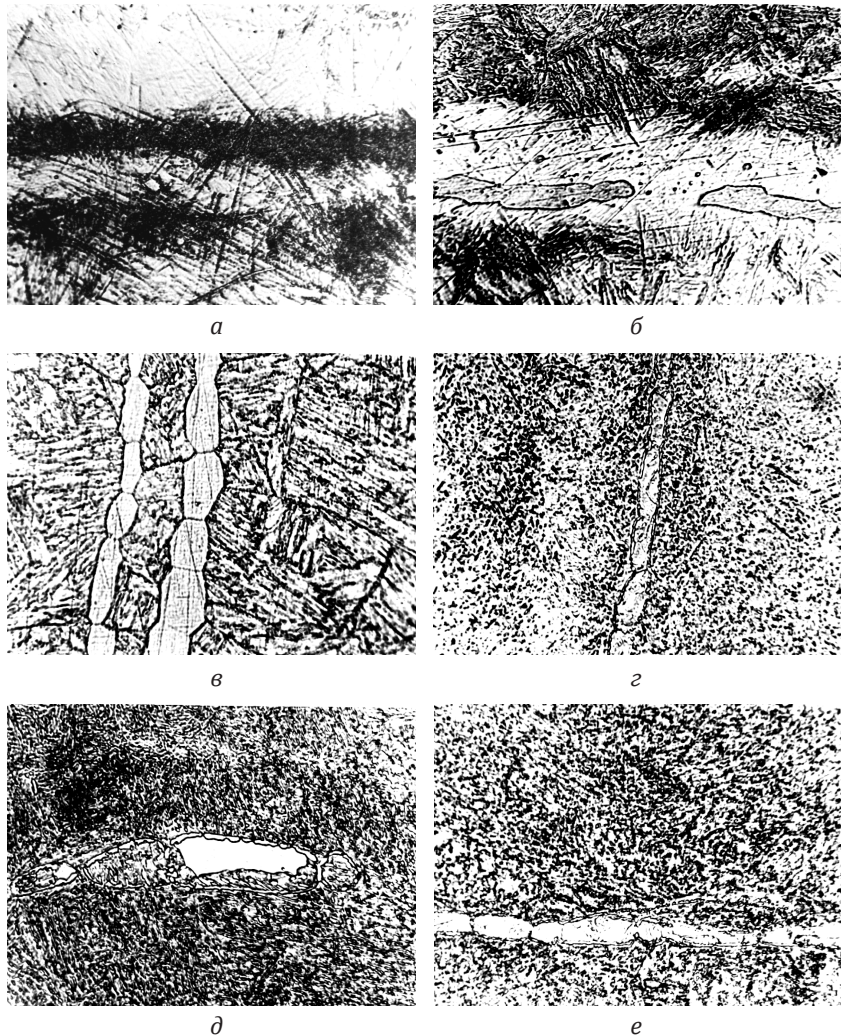


Рисунок 4.3 – Зміна структури сталі 18X15N3M-III після термічної обробки (×500):

а, б, в, г, д, е – див. табл. 4.1

до 1000 °С відбувається коагуляція карбідів, а потім в інтервалі 1000...1050 °С їхнє розчинення. При досягненні 1050 °С спостерігали також інтенсивне зростання зерна. Визначений тип карбідної фази в сталі після гарту з 970 °С у масло й відпуску. Згідно з електронограмою склад карбідів відповідає формулі $Cr_{23}C_6$. Очевидно, це суцільні карбіди типу $(Fe, Cr)_{23}C_6$, що виникли в результаті ліквідації.

Дилатометричні дослідження зразків зі сталі 18X15H3M-Ш показали, що початок поліморфного перетворення $\alpha \rightarrow \gamma$ відповідає 680 °С, а закінчується перетворення при 800 °С. Початок мартенситного перетворення відбувається при температурі 130...140 °С.

Результати випробувань на гаряче кручення, наведені в табл. 4.2, порівнянні з даними випробувань сталі аустенітного класу типу 12X18H10T.

Таблиця 4.2 – Результати випробувань на гаряче кручення зразків зі сталі 18X15H3M-Ш (плавка № 633825)

Температура випробувань, °С	№ зразків	Момент кручення, Н · м	Число скручувань, n
1000	1	2700	7,95
	2	3500	6,0
1050	1	2000	11,6
	2	2000	12,5
1100	1	1900	22,6
	2	1400	31,5
1150	1	1200	23,4
	2	1300	30,4
1200	1	900	25,5
	2	800	27,8
1250	1	600	14,5
	2	700	21,8

Мікроструктура зразків у зоні кручення після охолодження на повітрі складалася з мартенситу й окремих включень δ -фериту, що рідко зустрічаються. Після випробувань зразків при 1250 °С спостерігаються порожнечі (рис. 4.4, див. с. 61).

Остаточні властивості сталей для ГТД значною мірою визначаються їхньою термічною обробкою. Тому важливим є вивчення впливу температури гартування й відпуску на властивості сталі.



Рисунок 4.4 – Мікроструктура зони кручення після випробувань при 1250 °С та охолодження на повітрі сталі 18Х15Н3М-Ш (×800)

4.1.2. Вплив термічної обробки на механічні властивості сталі 18Х15Н3М-Ш

Гартування зразків діаметром 16 мм проводили при температурах 970 °С і 1000 °С, які рекомендовані в раніше виконаних роботах [41; 43]. Витримка при нагріванні під час гартування становила 90 хв, охолодження проводили в маслі. Відпуск здійснювали при рекомендованій температурі 560 °С і далі через 20 °С до температури 680 °С, витримка становила 120 хв. У процесі нагрівання зразків під час гартування, температуру в печі контролювали в трьох точках через кожні 15–20 хв.

На підставі отриманих результатів досліджень побудовані криві зміни механічних властивостей залежно від температури відпуску зразків, попередньо загартованих при 970 °С й 1000 °С (рис. 4.5, див. с. 62).

Міцність сталі 18Х15Н3М-Ш знижується рівномірно. При чому зразки, загартовані від температури 1000 °С, мають більш високі

показники міцності у всьому інтервалі температур відпуску в порівнянні зі зразками, загартованими від температури 970 °С. Характеристики пластичності КСУ, δ зростають зі збільшенням температури відпуску, а зразки, які загартовані при 1000 °С, також мають більш високі значення.

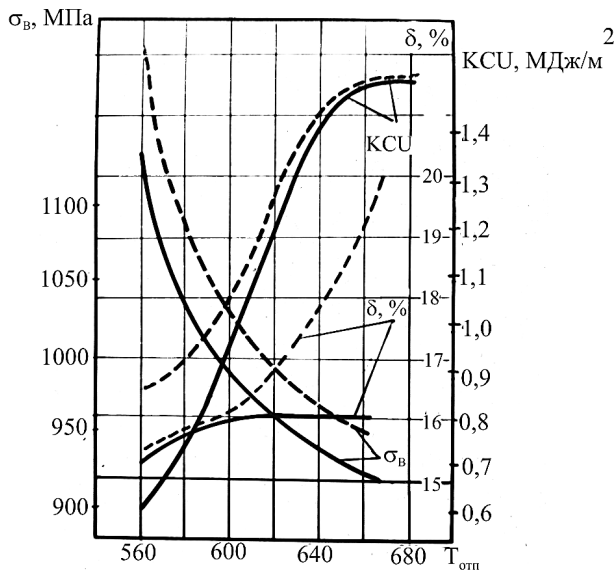


Рисунок 4.5 – Зміна механічних властивостей сталі 18X15H3M-Ш залежно від температури відпуску:

----- – температура гартування 1000 °С;
 ———— – температура гартування 970 °С

Помітні зміни механічних властивостей сталі при відпуску відбуваються при температурах нижче 640 °С. Інтервалів крихкості в процесі відпуску не встановлено. На зразках, гартованих від температури 970 °С і підданих відпуску в інтервалі температур 560...660 °С, визначали ударну в'язкість при температурах +20 °С, -20 °С, -40 °С (табл. 4.3, див. с. 63).

Дані випробувань механічних властивостей сталі 18X18H3MШ показують, що навіть при негативних температурах показники

ударної в'язкості перебувають на високому рівні й відповідають вимогам технічних умов.

Таблиця 4.3 – Показники ударної в'язкості зразків сталі 18X15H3M-Ш з різною температурою відпуску

Температура відпуску, °С	Твердість НВ (діаметр відб. у мм)	Ударна в'язкість КСУ, МДж/м ² за температурою		
		+20 °С	-20 °С	-40 °С
560	302 (3,5)	0,725	0,545	0,535
580	293 (3,55)	0,742	0,569	0,540
600	285 (3,55-3,6)	0,795	0,71	0,567
620	285 (3,6)	1,155	0,78	0,68
640	277 (3,65)	1,465	1,115	0,846
660	277 (3,65)	1,3	0,82	0,811

4.2. Дослідження литої сталі 18X15H3M-Ш

У литому й деформованому стані в сталі 18X15H3M-Ш, а також в сталях марок ЭИ961-Ш, ЭИ7361-Ш чітко проявляється структурна неоднорідність [44]. У литому металі деякі ділянки δ-фериту залишаються стійкими в широкому інтервалі температур (300...1200 °С). При термічній обробці частина δ-фериту розпадається майже повністю, а окремі ділянки зазнають часткового розпаду (рис. 4.6, див. с. 64). Дослідження проводили на металі лабораторної виплавки, хімічний склад якого був близький до основного рівня легування згідно з матрицею планування експерименту, а вміст основних легувальних елементів становив: вуглець – 0,18 %; хром – 14,5 %; нікель – 2,83 %; молібден – 0,38 %; вольфрам – 0,1 %. Крім цього, досліджували метал проби, відібраної від 24-х тонної промислової електродугової плавки № 191815 (після ЕШП № 635669).

Мікроструктура сталі в литому стані після охолодження на повітрі складається з мартенситу й виділень δ-фериту. Деякі виділення δ-фази перебувають в оточенні суміші, що травиться темним кольором різної інтенсивності забарвлення (рис. 4.6).

Карбіди виділяються навколо об'ємів, що травляться темним кольором у вигляді тонких ланцюжків по границях зерен. При нагріванні світлі області δ -фериту зберігаються без зміни, а ті, що темно травляться зникають (рис. 4.7, *a* (див. с. 65)). При чому, місця їх розташування видно по наявності фази карбіду, яка з підвищенням температури коагулює, а потім розчиняється в аустенітній матриці (рис. 4.7, *б, в, г* (див. с. 65)).



Рисунок 4.6 – Мікроструктура сталі 18X15N3M-III у литому стані ($\times 800$)

Становить певний інтерес вивчення процесів, що відбуваються в сталі при повільному охолодженні від двофазного аустенітно-феритного стану. Охолодження нагрітих зразків робили зі швидкістю 50 град./год, близької до охолодження великогабаритних заготовок, у воду. Зразки відбирали через кожні 50 °С в інтервалі нагрівання від 1100 °С до 650 °С. У зразках, термооброблених в інтервалі нагрівання 1100...950 °С, помітних змін у структурі металографічно не спостерігалось. І тільки при 950 °С виявлені перші виділення карбідів на границях аустеніт-ферит. При 900 °С це вже смужки карбідів, що розташовуються навколо δ -фази (рис. 4.8 (див. с. 65)). А при 850...800 °С у багатьох ділянках δ -фази, крім прикордонних карбідних крапок, з'являється пластинчасті виділення карбідів (рис. 4.9, *а, б* (див. с. 66)). Зразки нагрівали й витримували протягом 30 хв, прохолоджували на повітрі.

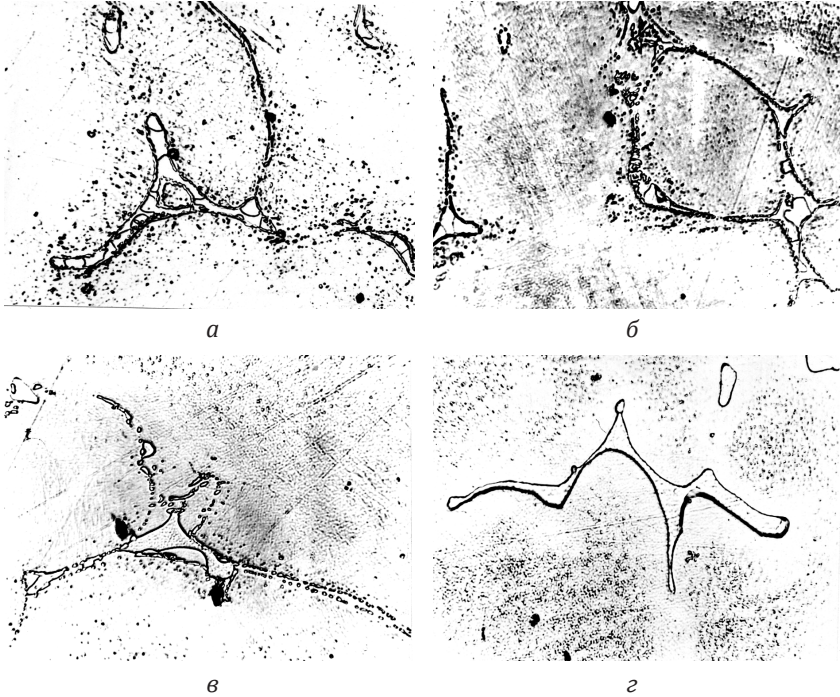


Рисунок 4.7 – Мікроструктура сталі 18X15N3M-Ш у литому стані (×800):

a – 970 °C; *б* – 990 °C; *в* – 1030 °C; *з* – 1050 °C

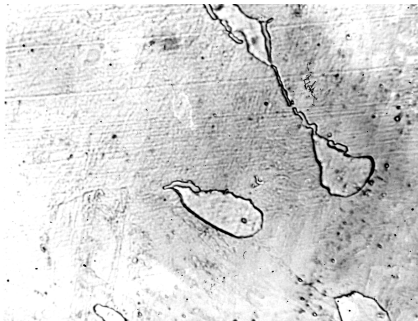


Рисунок 4.8 – Мікроструктура сталі 18X15N3M-Ш після охолодження з температури 900 °C (×800)

Карбіди ростуть від границі з матрицею вглиб δ -фази, здобуваючи характерну пластинчасту будову (рис. 4.10, *а, б*).

Тільки невеликі ділянки δ -фази зберегли будову твердого розчину. Травлення цих зразків проводили в реактиві Круппа, а попередніх у реактиві Марбле. Згідно електронограми, отриманої з карбідної фази, склад карбідів відповідає формулі $Cr_{23}C_6$.

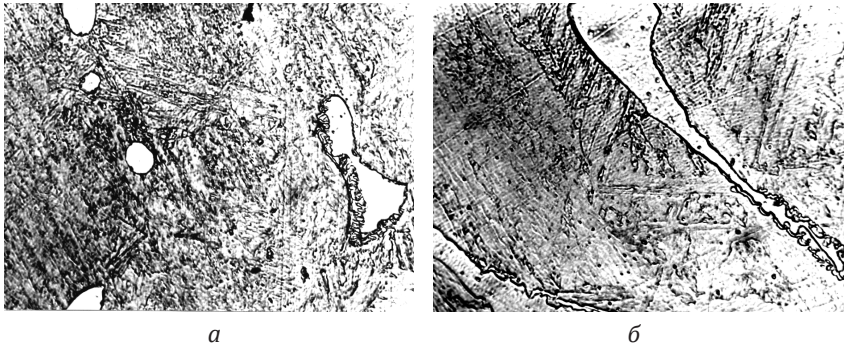


Рисунок 4.9 – Мікроструктура сталі 18X15H3M-Ш ($\times 800$):
а – температура нагрівання 850 °С; *б* – температура нагрівання 800 °С

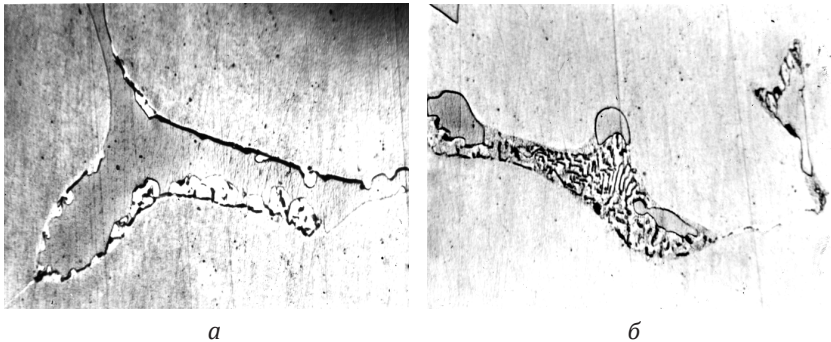


Рисунок 4.10 – Мікроструктура сталі 18X15H3M-Ш після нагрівання при 800 °С ($\times 2000$):

а – ділянка початку виділення карбідів;
б – ділянка повного заповнення карбідів

Локальним рентгеноспектральним аналізом на установці «Камека» визначені кількість і характер розподілу легувальних елементів у сталі (рис. 4.11, 4.12, 4.13 (див. с. 68–69)). Усього досліджено двадцять п'ять полів. Ділянки δ -фази, що зазнали розпад, мають приблизно такий же вміст хрому і молібдену як і матриця та знижений вміст нікелю. Ця обставина і є основною причиною утворення нестабільної високотемпературної модифікації δ -фериту.

Ділянки без розпаду або із частковим розпадом δ -фази містять більше феритоутворюючих елементів молібдену й хрому (табл. 4.4). Такий характер перерозподілу легувальних елементів і високу стійкість δ -фази проти розпаду, можна пояснити ліквідаційним походженням. При охолодженні від температури 750 °С, однорідним зберігається невелика її кількість. На інших місцях δ -фази залишається кістяк карбідної фази – оболонка уздовж колишньої границі ферит-аустеніт, частково або повністю заповнена пластинчастими виділеннями карбідів. В інших включеннях спостерігаються дрібнодисперсні поля, що травляться темним кольором (рис. 4.14, а, б (див. с. 69)). Таку ж структуру, але з більшою кількістю дрібнодисперсних темних полів спостерігали в зразку, охолодженому до температури 700...650 °С (рис. 4.15, див. с. 70).

Електронограма, яка знята з темної ділянки, свідчить про появу інтерметаліду типу FeCrMo (рис. 4.16, див. с. 70). Отже, δ -фаза, витягнута уздовж напрямку високотемпературної прокатки, розпадається при охолодженні й обумовлює карбідну рядковість.

Таблиця 4.4 – Вміст легувальних елементів у структурних складових сталі 18X15H3M-Ш

Легувальний елемент	Вміст елементів у % мас.			
	твердий розчин	δ -фаза з повним розпадом	δ -фаза із частковим розпадом	δ -фаза без розпаду
Cr	14,3	14,9	16,7	17,4
Ni	2,8	1,0	1,3	1,4
Mo	0,3	0,4	0,6	0,6
Fe	80,5	80,6	79,1	77,6

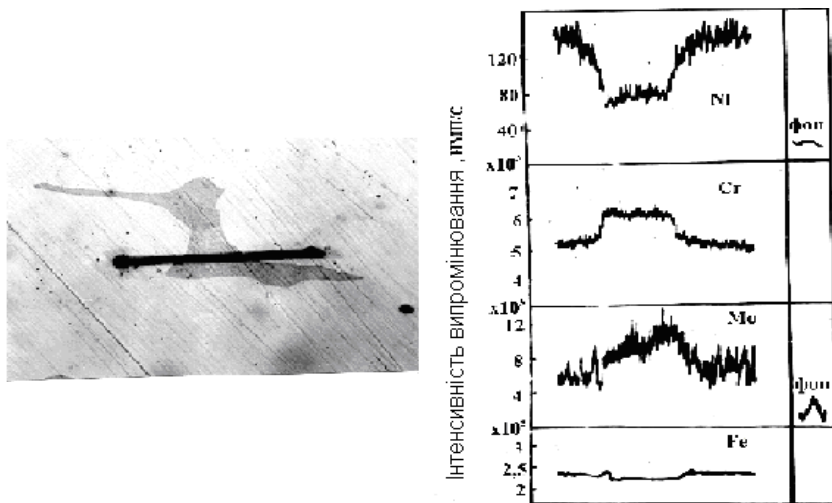


Рисунок 4.11 – Розподіл легувальних елементів у δ -фериті й матриці сталі 18X15H3M-Ш гартованої у воду з температури 1100 °C ($\times 1000$)

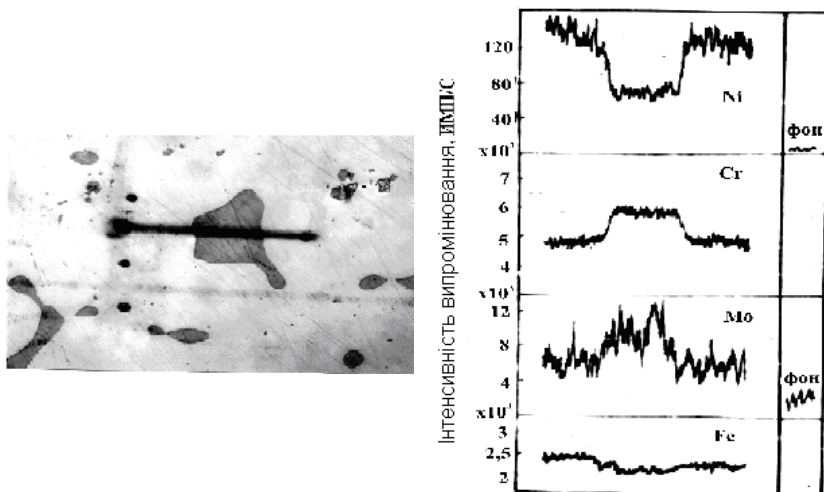


Рисунок 4.12 – Розподіл легувальних елементів у δ -фериті й матриці сталі 18X15H3M-Ш гартованої у воду з температури 800 °C ($\times 1000$)

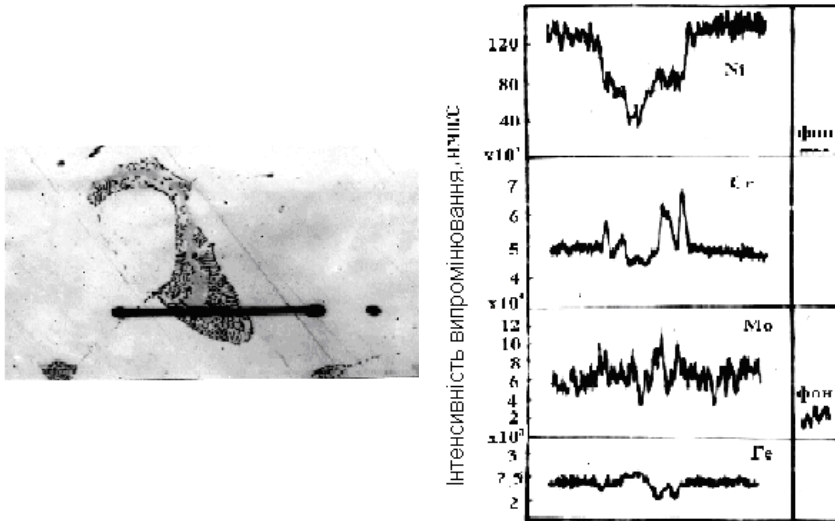


Рисунок 4.13 – Розподіл легувальних елементів у δ -фериті, що зазнав розпад, і матриці сталі 18X15H3M-Ш, гартованої у воду з температури 800 °C ($\times 1000$)

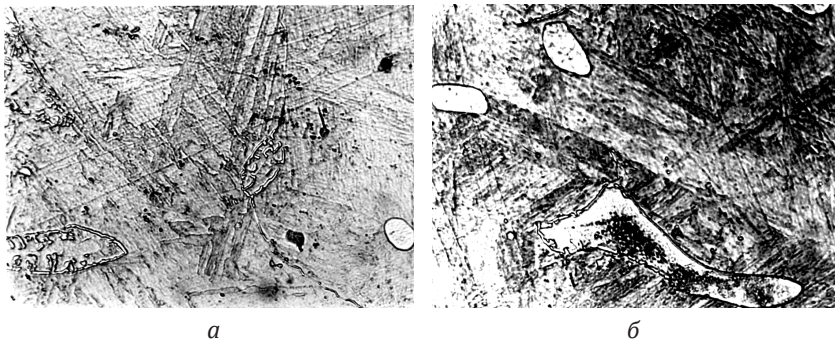


Рисунок 4.14 – Мікроструктура зразків сталі 18X15H3M-Ш, охолоджених від температури 1100 °C до 750 °C зі швидкістю 50 град./год, потім у воду ($\times 800$):

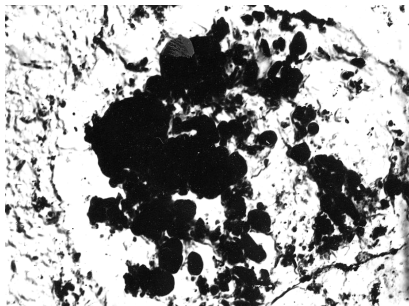
a – δ -фаза із частковим розпадом;
б – δ -фаза, яка виділилася темнопротравленою фазою

Для усунення останньої випробуваній гомогенізуючий відпал. З експериментально випробуваних режимів гомогенізації оптимальним виявився східчастий режим, рекомендований для сталі 10X15H4Б: 1230...1200...1150 °С [42].

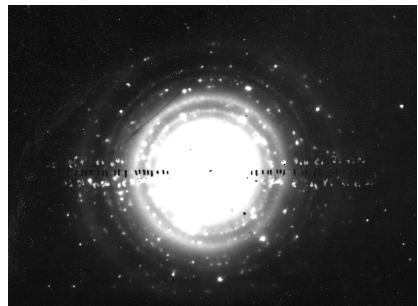
Оброблені по даному режиму зразки (час витримки по температурах відповідно 1-1, 5-2 год) разом з ідентичними з ним за схемою відбору не гомогенізованими зразками зазнали



Рисунок 4.15 – Мікроструктура зразків сталі 18X15H3М-Ш, охолоджених від температури 1100 °С до 650 °С зі швидкістю 50 град./год, потім у воду (×800)



a



б

Рисунок 4.16 – Мікроструктура інтерметаліду FeCrMo у сталі 18X15H3М-Ш (×5000):

a – розташування інтерметаліду в δ -фазі;
б – електроннограма, знята з ділянки дрібнодисперсної фази FeCrMo

термічної обробки, прийнятої в серійному виробництві для даної сталі: нормалізація 990 °С, відпуск 650 °С, гартування 970 °С охолодження в маслі, відпуск 580 °С. Зразки відбирали із сортового прокату діаметром 150 мм уздовж осі із центру та на відстані 1/2 радіуса.

Гомогенізовані зразки показали середню ударну в'язкість $KCU = 0,46$ МДж/м², $KCT = 0,188$ МДж/м². Зразки, що не зазнали гомогенізації мали відповідно $KCU = 0,137$ МДж/м², $KCT = 0,048$ МДж/м².

Аналогічні результати були отримані й на зразках, вирізаних із квадрату 70 мм, хоча злами гомогенізованих зразків у обох випадках були кам'яноподібні, а зразків, що не зазнали гомогенізації, дрібнозернистими. Кам'яноподібний злам може бути виправлений тільки шляхом інтенсивної деформації.

Тому переважніше піддавати сталь гомогенізуючому відпалу до деформації в литому стані. Таким чином, основна кількість δ-фериту в сталі 18X15H3M-Ш у литому стані ліквацийного походження й при охолодженні розпадається з утворенням високохромистих карбідів типу $(FeCr)_{23}C_6$ і невеликої кількості інтерметаліду. Високотемпературний східчастий відпал сприяє усуненню δ-фериту ліквацийного походження, що суттєво підвищує однорідність структури сталі й внаслідок цього її в'язкість.

4.3. Вплив гарячої деформації на структуру та властивості сталі 18X15H3M-Ш

У ряді випадків гаряча деформація двофазних сталей також здатна виявляти негативну роль у процесах структуроутворення. Для досліджень обрано дві плавки сталі 18X15H3M-Ш із верхніми і нижніми границями вмісту вуглецю (табл. 4.5, див. с. 72). Для оцінки впливу технології гарячого штампування в умовах виробництва на формування структури й властивостей металу поковки обраний диск сьомого ступеня компресора, що зазнає найбільшої деформації $\epsilon = 0,77$ під час першої операції осаду.

Потім отриману поковку штампували в чистовому рівчаку за два ходи пресу. Перед осіданням вихідну заготовку діаметром 150 мм і довжиною 203 мм попередньо нагріли до температури 1150 °С, а закінчували деформацію при температурі близької до 850 °С. Час перебування вихідної заготовки в печі становив до п'яти годин.

Таблиця 4.5 – Хімічний склад і механічні властивості сталі 18X15H3M-Ш

Вміст легувальних елементів, мас. %								Механічні властивості			
номер ТУ або плавки	C	Cr	Ni	Mo	W	Mn	Si	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	КСУ, Дж/м ²	НВ
ТУ 14-1-3297-82	0,15 0,21	14,5 16,5	2,5 3,0	0,3 0,5	н. б. 0,5	н. б. 0,6	н. б. 0,6	≥ 1000	≥ 10	$\geq 0,5$	360– 302
пл. № 633825	0,21	15,68	2,86	0,41	0,32	0,3	0,44	1090	10,75– 11,25	0,50	321– 302
пл. № 635669	0,15	14,5	2,83	0,38	0,1	0,3	0,48	1040	16	0,64– 0,65	321

ПРИМІТКА: вміст газів у наведених плавках перебував на рівні: кисень – 0,0032 %, водень – 0,00029 %, азот – 0,0305 %. Механічні властивості визначені на зразках, після гарту з 970 °С у маслі й відпуск при 580 °С.

З метою зниження витрат, вивчення особливостей гарячого деформування поковок дисків здійснювали методом моделювання, використовуючи принцип подібності. Застосовуючи цей та інші методи оцінки структурного стану й властивостей металу, результати одержували за даними 3–5 зразків, що дозволило забезпечити статистичну значимість результатів з помилкою в границях 10 %.

Вивчення впливу ступеня деформації на структуроутворення металу сталі 18X15H3M-Ш здійснювали шляхом осаджування відповідних зразків (моделей) (рис. 4.17, див. с. 73). Результати проведеного експерименту, зведені в табл. 4.6 (див. с. 73), показують, що всі осаджені з різним ступенем деформації зразки мали високу різнозернистість (рис. 4.18 (див. с. 73) і 4.19 (див. с. 74)).

Наступна нормалізація в інтервалі температур 900...1100 °С суттєво не підвищила однорідність структури. Зі збільшенням ступеня деформації різнозернистість зростає, підвищення

Таблиця 4.6 – Залежність величини зерна від ступеня й швидкості деформації

Швидкість деформації $V, \text{ м/с}$	Ступінь деформації зразків								
	$\varepsilon_1 = 0,77$			$\varepsilon_2 = 0,615$			$\varepsilon_3 = 0,49$		
	Бал зерна по зонах зразку								
	I	II	III	I	II	III	I	II	III
1,07	1-2	4-6	8-9	2-3	5	6-7	2-3	5	6-7
6,0	2	6	9-10	2-3	4-5	7	3-4	5	7
8,2	2	6-7	10	2-3	5	7	3-4	6	7

ПРИМІТКА: у кожен зразок у центральну зону підводили термопару. Два зразки після осаду проходили на повітрі. Інші зразки після осаджування перекладали в піч із температурою 850...900 °С, витримували 25 хв, потім проходили з піччю до температури 400 °С і далі проходили на повітрі – імітація охолодження реальних поковок дисків компресора.

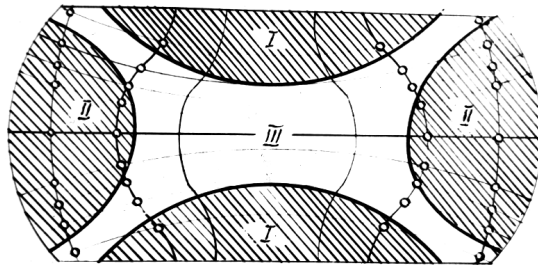


Рисунок 4.17 – Схема розташування полів деформації при осаджуванні на плоских бойках:

I – зона гальмування; II – зона утрудненої деформації;
III – зона інтенсивної деформації

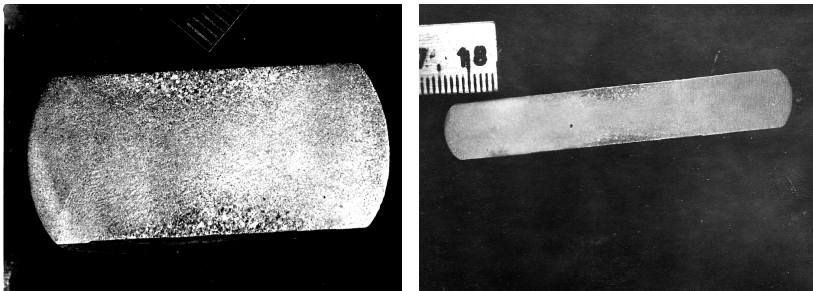


Рисунок 4.18 – Макроструктура деформованих зразків сталі 18X15H3M-III

швидкості деформації сприяє здрібнюванню зерна всіх зон, а δ -ферит не виявляється. У зразках, охолоджених уповільнено, спостерігаються рядкові виділення карбідів типу Cr_{23}C_6 , які розташовані в місцях, де раніше залягала δ -фаза.

Максимальний розігрів центральної частини зразків, заміряний за допомогою термопар у момент гарячої деформації, зафіксований у сталі із граничним, згідно з технічними умовами, вмістом вуглецю 0,21 % і склав 1352 °С.

Підвищення швидкості деформації також сприяло росту температури розігріву центральної частини зразків. Випробування,

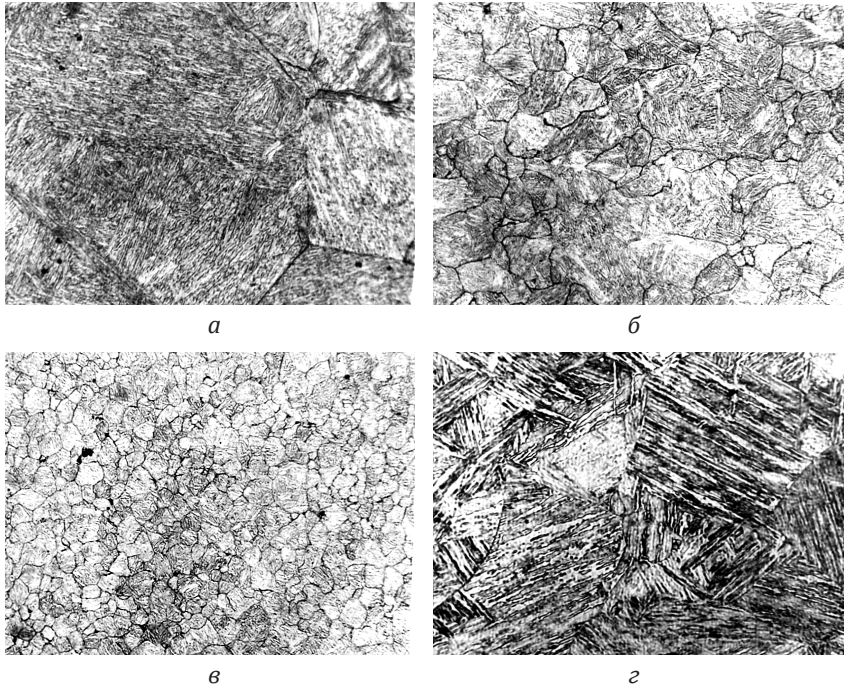


Рисунок 4.19 – Мікроструктура деформованих зразків сталі 18Х15Н3М-Ш ($\times 800$):

- а* – зона контакту з інструментом, I; *б* – зона периферії, II;
в – центральна зона інтенсивної деформації, III;
г – недеформований зразок

проведені на високотемпературній установці ВИМ, показали, що при температурі 1350 °С відбувається оплавлення границь зерен у сталі 18Х15Н3М-Ш.

Представлені результати дають можливість визначити нерівномірність деформації як фактор, що суттєво впливає на процес структуроутворення в момент гарячого осаджування, що обумовлює різнозернистість і сприятливий різкому підвищенню температури у зоні інтенсивної деформації заготовок. При проектуванні технологічного процесу виготовлення дисків компресора й інших деталей ГТД необхідно враховувати підвищення температури розігріву центральної частини заготовки в момент осадження, яку можна розрахувати по формулах (4.1–4.3), використовуючи методику [45].

$$t = \theta \times (t_H - t_O) + t_O, \quad (4.1)$$

$$\theta = 1 + \frac{\alpha \times 4 \times \sigma_{SH} \times D_H \left[\ln \frac{H_H}{H_K} + \frac{1}{9} \times \left(\frac{D_K}{H_K} - \frac{D_H}{H_H} \right) \right]}{c \times \rho \times H_H \times (t_H - t_O)}, \quad (4.2)$$

де θ – значення безрозмірної температури;

t_H і t_O – температура початкової деформації й навколишнього середовища відповідно;

α – коефіцієнт «виходу тепла»;

σ_{SH} – напруга плинності, відповідне до умов осаджування;

H_H і D_H – висота й діаметр вихідної заготовки;

H_K і D_K – висота й діаметр поковки;

c – питома теплоємність сталі;

ρ – густина металу заготовки.

У практичних розрахунках для визначення σ_{SH} , що враховує швидкість деформації заготовки, використовують вираз (4.3).

$$\sigma_{SH} = \sigma_O + k_C \times \ln \frac{\dot{\epsilon}_H}{\dot{\epsilon}_O}, \quad (4.3)$$

де σ_{SH} – дійсний опір деформуванню, відповідне до швидкості деформації натурі $\dot{\epsilon}_H$ й зразка $\dot{\epsilon}_O$;

k_C – коефіцієнт, що враховує вміст вуглецю в сталі.

У формулу (4.3) введений експериментально визначений коефіцієнт $K_c = 1,4 - 2,0$, що враховує зміни вмісту вуглецю в сталі в границях марочного складу. Для розрахунків цього коефіцієнту встановлена залежність σ_{SH} від вмісту вуглецю в сталі. Треба зазначити, що згідно із установленою залежністю при підвищенні вмісту вуглецю, починаючи з 0,15, у сталі на 0,01 %, коефіцієнт K_c необхідно збільшити на 0,1.

Порівняння результатів розрахунків, виконаних за наведеною методикою, з результатами експериментальних досліджень, показали задовільну збіжність із різницею, що не перевищує 2 %.

Результати механічних випробувань зразків, вирізаних із заготовок диску компресора, показують, що рівень ударної в'язкості КСТ у сталі з 0,17 % вуглецю вище, чим у сталі з 0,21 % вуглецю, а відповідні показники КСТ у маточині диска вище, чим на ободі.

У сталі із вмістом вуглецю 0,21 % показники ударної в'язкості маточини та обода диска виявилися значно нижче й практично однаковими, незважаючи на значне здрібнювання зерна в маточині (8–9 балів) проти 4–6 балів у ободі. Це є наслідком процесу оплавлення границь зерен, характерного для сталі із гранично високим вмістом вуглецю, який обумовлює зниження ударної в'язкості, а в окремих випадках призводить до крихкого руйнування (табл. 4.5).

Наведені вище дані про негативну роль вуглецю, що підвищує опір деформуванню, що й знижує показники ударної в'язкості гарячедеформованих заготовок дисків компресора ГТД, дозволили рекомендувати обмеження верхньої межі вмісту цього елемента в сталі 0,19 %.

Радикальним розв'язком, що дозволяє позбутися проблем, пов'язаних з неоднорідністю деформації, є застосування рельєфної робочої поверхні робочого інструмента при осаджуванні [15]. Проведені порівняльні випробування зразків, отриманих за традиційною технологією із застосуванням інструмента з рельєфною робочою поверхнею, показали переваги останньої (табл. 4.7, див. с. 77). Застосування нової технології підвищило рівномірність деформації, що дозволило усунути різнозернистість і різке підвищення температури у вогнищі інтенсивної деформації

поковок. У комбінації з нормалізацією 990 °С отримана дрібнозерниста структура з величиною зерна 8 балів і стабільною ударною в'язкістю при збереженні міцнісних характеристик на колишньому рівні (табл. 4.8).

Таблиця 4.7 – Значення КСТ залежно від місця вирізки зразка з диска і вмісту вуглецю в сталі 18X15H3M-Ш

Вміст вуглецю в сталі, %	Місце вирізки зразка	КСТ, МДж/м ²	Характеристика зламів
0,17	Маточина дисків	0,206	Злами всіх зразків дрібнозернисті, волокнисті зі слідами напрямку волокон. У зразку № 4 грубий східчастий злам
0,17	Обід диска	0,1834	Злами всіх зразків дрібнозернисті, грузлі, без явно вираженого напрямку волокон
0,21	Маточина диска	0,136	Злами всіх зразків дрібнозернисті зі слідами напрямку волокон, менш грузлі, чому в маточині із вмістом вуглецю 0,17 %. Один зразок зруйнувався в процесі наведення тріщини
0,21	Обід диска	0,132	Злами всіх зразків дрібнозернисті, без явного напрямку волокон, менш грузлі, чому в ободі й вмісті вуглецю 0,17 %

Таблиця 4.8 – Порівняльні дослідження ударної в'язкості зразків сталі 18X15H3M-Ш, деформованих по різних технологіях

Варіант технології	Зона інтенсивних деформацій, центр зразка, маточина диска			Зона ускладненої деформації, обід диска		
	величина зерна	КСУ, МДж/м ²	КСТ, МДж/м ²	величина зерна	КСУ, МДж/м ²	КСТ, МДж/м ²
Зразки осаджені на плоских бойках	8–9	0,945	0,196	4–6	0,580	0,165
Зразки осаджені на бойках з рельєфною робочою поверхнею	8	1,020	0,202	8	0,990	0,204

Для визначення залежності твердості від температури й тривалості відпуску досліджували сталь 18X15H3M-Ш із вмістом вуглецю 0,19 % мас. та 0,17 % мас. Вміст інших легувальних елементів був практично однаковим (~15,5 % Cr і 2,8 % Ni).

Зразки (шайби, товщиною 12–15 мм) піддавали гарту з температур 970 °С і 1000 °С, витримка становила 2 год й охолодження в маслі. Відпуск сталі 18X15H3M-Ш здійснювали в інтервалі 560...660 °С з різним часом витримки (рис. 4.20–4.23).

Отримані залежності показують, що з підвищенням температури відпуску від 560 °С до 620 °С твердість сталі різко знижується. Подальше підвищення температури відпуску мало позначається на показниках твердості. Збільшення часу витримки при відпуску також сприяє зниженню твердості в основному протягом перших двох годин (рис. 4.20–4.23). Збільшення витримки при відпуску до трьох годин не призводить до помітного зниження твердості, що свідчить про

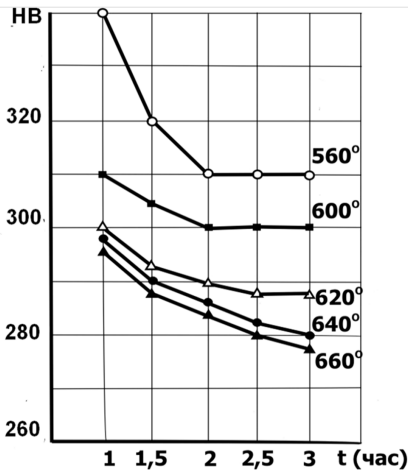


Рисунок 4.20 – Залежність твердості від температури та тривалості відпуску сталі, гартованої з 970 °С, вміст вуглецю 0,19 % мас.

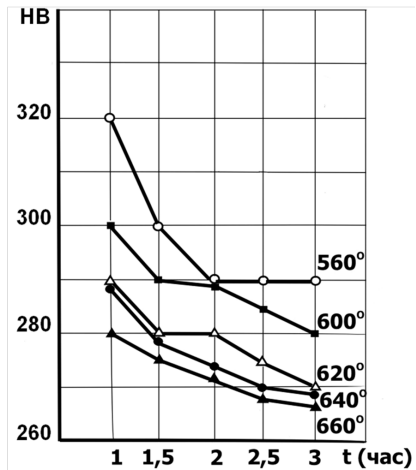


Рисунок 4.21 – Залежність твердості від температури й тривалості відпуску сталі, гартованої з 970 °С, вміст вуглецю 0,17 % мас.

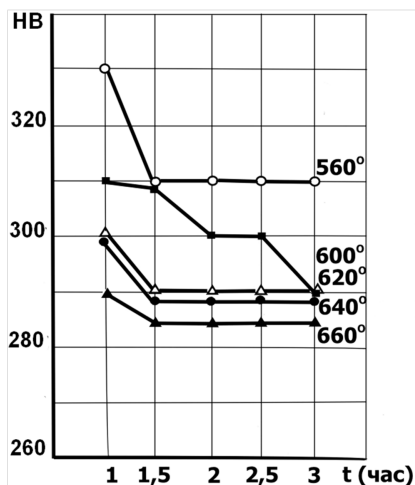


Рисунок 4.22 – Залежність твердості від температури й тривалості відпуску сталі, гартованої з 1000 °С, вміст вуглецю 0,19 % мас.

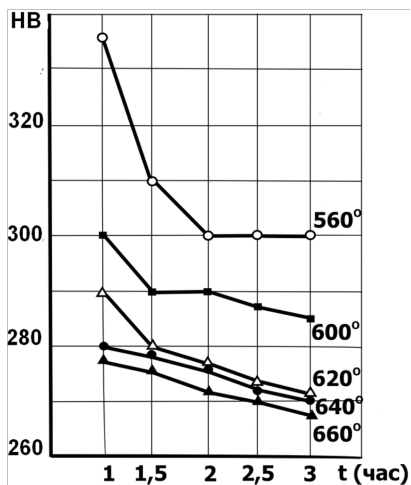


Рисунок 4.23 – Залежність твердості від температури й тривалості відпуску сталі, гартованої з 1000 °С, вміст вуглецю 0,17 % мас.

стабілізацію структури, яка відбувається протягом перших двох годин відпуску.

4.4. Зміна структури та властивостей феритних сталей 03X23Ю5Т і 03X22Ю5ФБч у процесі виготовлення заготовок для нагрівальних елементів

Ціль досліджень полягала в оптимізації металургійного періоду й термічної обробки для стабілізації властивостей і поліпшення стану поверхні дроту зі сталей 03X23Ю5Т та 03X22Ю5ФБч.

Завдання досліджень – вивчити мікроструктуру в центрі й на поверхні дроту; визначити бал зерна фериту; вивчити стан поверхні, характер і розміри поверхневих дефектів; досліджувати вплив термічної обробки на механічні властивості; визначити

мікротвердість досліджуваних сталей після різних деформацій (гарячої або холодної) і технологій термічної обробки.

Дослідження проводили на дротах, отриманих у ВАТ «Металургійний завод “Електросталь”» зі сталей промислових плавок (табл. 4.9).

Таблиця 4.9 – Хімічний склад* досліджуваних сталей, % (мас.)

Марка сталі	ДЕРЖ-СТАН-ДАРТ (протокол)	Номер плавки	Вміст легувальних елементів у % мас.							
			C	Si	Cr	Ti	Al	V	Nb	РЗМ
X23Ю5Т	10994-74	ДО-33427	0,03	0,50	22,88	0,35	5,30	—	—	Розрахункове не більш 0,1
03X22Ю5ФБч	(891-01)	ДО-34633	0,019	0,29	21,83	—	5,38	0,26	0,30	<0,01

ПРИМІТКА: * Хімічний склад сталей – за даними ЦИЛ ВАТ «Металургійний завод “Електросталь”».

Виплавку проводили відповідно до інструкції НР-8-00. Після скачування шлаків на дзеркало металу проводили присадку титану на 0,05 % мас. Проведений по ходу виплавки хімічний аналіз проби з печі показав трохи підвищений вміст хрому (перевищуючий розрахунковий вміст), яке коректували присадкою алюмінію в піч. Температура металу в ковші перед розливанням становила 1670 °С, а після витримки – 1635 °С. Швидкість розливання була стабільною – 3 м/хв. Прокатка ускладнень не викликала, швидкість становила 2 м/хв. Отриманий бунт підкату Ø10 мм і вагою 640 кг потім прохолоджували на повітрі. Витратний коефіцієнт становив 1240 кг/т.

Оптимізацію режиму термічної обробки підкату Ø10 мм проводили на зразках в умовах ЦИЛ (рис. 4.24, див. с. 81). Незважаючи на більш високі показники відносного звуження при термообробці в інтервалі температур 745...790 °С, остаточний вибір був зроблений на користь серійно застосовуваної – 850 °С й охолодження у воду. У виробничих умовах така

термічна обробка забезпечить більш повну рекристалізацію підкату перед холодною деформацією – волочінням. Травлення підкату проводили за серійною технологією, застосовуваної для сталі 03X23Ю5Т. Після вапнування підкат піддавали волочінню з $\varnothing 10$ мм на $\varnothing 8,5$ мм за один прохід з підігрівом бунту в печі до 200°C . Слід зазначити, що волочіння сталі 03X22Ю5ФБч зі ступенем деформації $\varepsilon = 8\%$ ускладнень не викликало, у той час як для серійних Fe-Cr-Al сталей такий ступінь обтиснення є критичним й деформація за таких умов неможлива. Отже, досягнуте одне з поставлених завдань – підвищена технологічна пластичність розробленої сталі. Після холодної деформації й наступної рекристалізації при 850°C механічні властивості сталі 03X22Ю5ФБч становили: $\sigma_B = 600$ МПа, $\delta_{200} = 15\%$, $\psi = 58\%$. Тому вирішено було випробувати вплив додаткової термічної обробки на підвищення показників механічних властивостей нової жаростійкої сталі (рис. 4.25, див. с. 82). Після додаткової термічної обробки в інтервалі температур $745\text{...}760^\circ\text{C}$ значення межі міцності й, особливо, відносного подовження підвищилися, а відносного звуження понизилися.

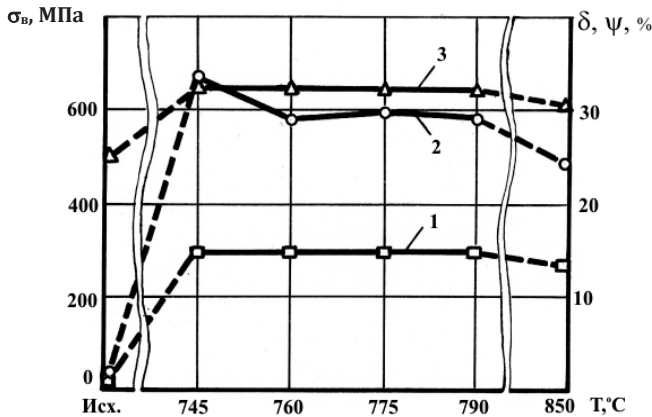


Рисунок 4.24 – Залежність механічних властивостей гарячекатаної сталі 03X22Ю5ФБч від температури рекристалізаційної обробки:

1 – δ_{200} ; 2 – ψ ; 3 – σ_B

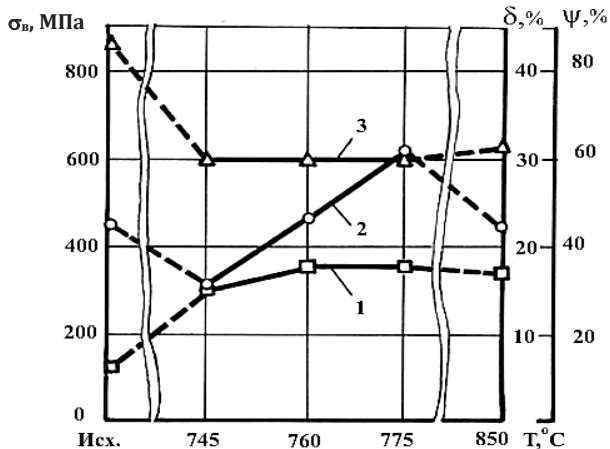


Рисунок 4.25 – Залежність механічних властивостей холодноягнутої сталі 03X22Ю5ФБч від температури рекристалізаційної обробки:

1 – δ_{200} ; 2 – ψ ; 3 – σ_B

Останнє, досить сприятливе досягнення, тому що є основною перешкодою передчасної локалізації деформації при згинанні нагрівачів у зигзаг. Загалом, додаткова термічна обробка досить бажана. Проведені порівняльні випробування механічних властивостей між серійною сталлю 03X23Ю5Т й розробленою сталлю 03X22Ю5ФБч виявили значні переваги останньої. Порівняльні випробування проводили на стандартизованій сталі 03X23Ю5Т діаметром 7 мм, тому що профіль 8,5 мм на той момент ще не був освоєний виробництвом серійно.

Дані про досліджувані дроти, вид деформації, термічну обробку й властивостях наведені в табл. 4.10 (див. с. 83).

Додаткова термічна обробка сталі 03X23Ю5Т сприяла одержанню більш стабільних показників пластичності $\delta_{200} = 11\text{--}16\%$.

Межа міцності й відносне подовження сплавів Алюхром 0 (фірма "VDM", Німеччина) і Кантал А (фірма «Кантал», Швеція) мають наступні значення: $\sigma_B \geq 600$ МПа, $\delta_{200} \geq 12\%$, $\sigma_B > 635$ МПа, $\delta_{200} \geq 12\%$ відповідно.

Наведені дані підтвердили висновок про те, що використана в сталі 03X22Ю5ФБч схема легування й додаткова термічна обробка дозволили знизити її міцність і суттєво підвищити пластичність у холодному стані. Як з'ясували в процесі досліджень, для цих матеріалів досить важливим і показовим є відносне звуження, що характеризує здатність матеріалу до місцевої пластичної деформації, наприклад згинанні при виготовленні зигзагоподібних нагрівачів.

Мікроструктуру дротів досліджували в центрі й на краю (рис. 4.26, 4.27 (див. с. 84–85)). У гарячекатаній сталі 03X23Ю5Т найбільш дрібне зерно (рис. 4.26, а, б).

Таблиця 4.10 – Результати порівняльних випробувань механічних властивостей жаростійких сталей

Марка сталі	Діаметр проволочки, мм	Вид деформації	Термообробка	Механічні властивості*		
				σ_B , МПа	δ_{200} , %	ψ , %
X23Ю5Т	8,0	Гаряча прокатка	850 °С, вода	650–690	3,2–5,0	—
X23Ю5Т	7,0	Холодне волочіння	850 °С, вода	661–662	11–16	30–40
03X22Ю5ФБч	10,0	Гаряча прокатка	850 °С, вода	632–685	4,9–9,3	5,4–15,0
03X22Ю5ФБч	8,5	Холодне волочіння	850 °С, вода	—	6,3–7,1	—
03X22Ю5ФБч	8,5	Холодне волочіння	850 °С, вода + 745 °С, вода	635–639	19–21	64,7

ПРИМІТКА: * Механічні властивості сталей – за даними ЦІЛ ВАТ «Металургійний завод “Електросталь”» (Росія).

Наявність у поверхневому шарі сталі 03X23Ю5Т витягнутих зерен – наслідок незавершеності процесу рекристалізації при наступній термообробці (рис. 4.26, а). Металографічне дослідження забруднення дротів неметалічними включеннями

показало, що сталь 03X23Ю5Т мала підвищену кількість нітридів алюмінію (2–3 бал) у порівнянні зі сталлю 03X22Ю5ФБч. У дроті зі сталі 03X23Ю5ФБч спостерігали одиничні вклучення нітридів алюмінію, а також нітриди ванадію й ніобію, які мали правильну форму й сприятливе розташування (рис. 4.26 і 4.27).

Вплив технології переділу на величину зерна фериту визначали металографічним способом на обох сталях. Дані про бал феритного зерна в досліджених дротах наведено в табл. 4.11 (див. с. 86).

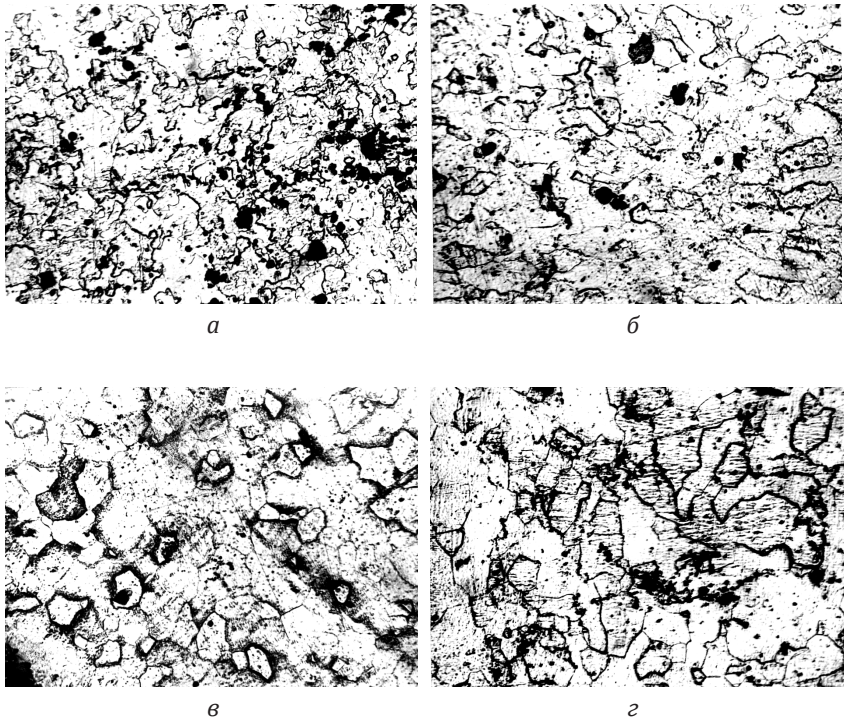


Рисунок 4.26 – Мікроструктура дротів зі сталі Х23Ю5Т (×200):

а – Ø8 мм, гаряча прокатка, 850 °С, вода (край); б – Ø8 мм, гаряча прокатка, 850 °С, вода (центр); в – Ø7 мм, холодне волочіння, 850 °С, вода (край); г – Ø7 мм, холодне волочіння, 850 °С, вода (центр)

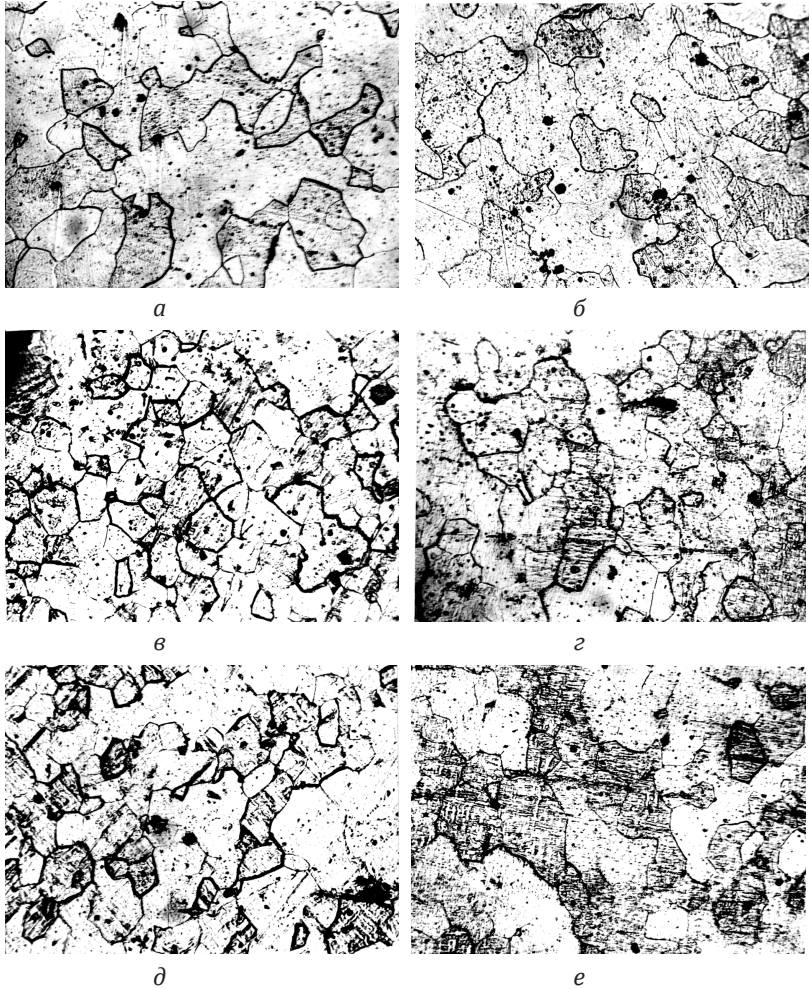


Рисунок 4.27 – Мікроструктура дротів зі сталі 03X22Ю5ФБч ($\times 200$):

а – $\varnothing 10$ мм, гаряча прокатка, 850 °С, вода (край); б – $\varnothing 10$ мм, гаряча прокатка, 850 °С, вода (центр); в – $\varnothing 8,5$ мм, холодне волочіння, 850 °С, вода (край); г – $\varnothing 8,5$ мм, холодне волочіння, 850 °С, вода (центр); д – $\varnothing 8,5$ мм, холодне волочіння, 850 °С, вода, 745 °С, вода (край); е – $\varnothing 8,5$ мм, холодне волочіння, 850 °С, вода, 745 °С, вода (центр)

Найбільш велике зерно (3–4 бал) у гарячекатаній сталі 03X22Ю5ФБч, одна із ймовірних причин цього – невеликі ступені обтиснення на заключному переході обробки тиском (прокатці).

Таблиця 4.11 – Бал зерна фериту досліджуваних сталей

Дріт	Сталь 03X23Ю5Т		Сталь 03X22Ю5ФБч			
	Ø8 мм, гаряча прокатка, 850 °С, вода	Ø7 мм, холодне волочіння, 850 °С, вода	Ø10 мм, гаряча прокатка, 850 °С, вода	Ø8,5 мм, холодне волочіння, 850 °С, вода	Ø8,5 мм, холодне волочіння, 850 °С, вода + 745 °С, вода	
Бал зерна	5–6	4–5	3–4	4–5	4–5	

Практично у всіх досліджених дротах є поверхневі дефекти – закати або тріщини, що виникли як у процесі гарячої, так і холодної пластичної деформації не залежні від марки сталі й обумовлені станом устаткування й ступенем дотримання технологічного процесу.

Мікротвердість сталей визначали як на краю, так і в центрі дротів (табл. 4.12). Найбільшу мікротвердість має дріт зі сталі 03X23Ю5Т після гарячої прокатки у якої, як вказувалося раніше, не повністю завершилася рекристалізація. Мікроструктура й мікротвердість свідчать про менший ступінь рекристалізації

Таблиця 4.12 – Мікротвердість досліджених дротів

Дріт	Сталь 03X23Ю5Т				Сталь 03X22Ю5ФБч					
	Ø8 мм, гаряча прокатка, 850 °С, вода		Ø7 мм, холодне волочіння, 850 °С, вода		Ø10 мм, гаряча прокатка, 850 °С, вода		Ø8,5 мм, холодне волочіння, 850 °С, вода		Ø8,5 мм, холодне волочіння, 850 °С, вода + 745 °С, вода	
	центр	край	центр	край	центр	край	центр	край	центр	край
Мікротвердість, ГПа	6,22	6,45	6,21	5,66	5,73	5,62	5,6	5,7	5,62	5,62

краю цього дроту. Сталь 03X22Ю5ФБч має низьку й не залежну від переділу й термообробки мікротвердість.

Фазові перетворення в порівнюваних сталях вивчали за допомогою дилатометричного методу. Наявність алюмінію, титану, ніобію й ванадію в сталях 03X23Ю5Т і 03X22Ю5ФБч впливає на температури перетворень і концентрацію хрому у фазах. Принциповою відмінністю, виявленою на дилатограмах, є більш вузький температурний інтервал (420...200 °С) евтектоїдного перетворення в сталі 03X22Ю5ФБч, проти аналогічного інтервалу (400...120 °С) у сталі 03X23Ю5Т. Це дає можливість для нової марки сталі проводити більш ефективно охолодження у воді, крім можливості появи крихкої фази.

Відповідно до протоколу № 891-01 проводили випробування питомого електроопору на дроті Ø8,5 мм сталі 03X22Ю5ФБч, яке становило:

$$\rho = 1,36-1,41 \text{ мкОм} \cdot \text{м.}$$

Випробування на живучість проводили на зразках дроту Ø0,8 мм відповідно до ДЕРЖСТАНДАРТ 127661-01 за методом «Г» при температурах 1250 і 1300 °С. Загалом, сталь задовольняє нормам наведеного стандарту. Однак, деякі зразки мали показники значно нижче 70 год, що може бути наслідком підвищеного ступеня холодної деформації при волочінні.

Дослідно-промислові випробування дротів двох порівнюваних сталей Ø8,5 мм, які були встановлені в одну шахтну піч і експлуатувалися протягом однієї тисячі годин при температурі 1170 °С, показали:

- діаметр обох дротів практично не змінився;
- величина опору залишилася на колишньому рівні;
- сталь 03X23Ю5Т після випробувань стала досить крихкою;
- сталь 03X22Ю5ФБч залишалася пластичною та допускала вигин на 70–90°.

Металографічні дослідження показали, що в сталі 03X23Ю5Т 70 % зерен мали розмір відповідний 0–1 балу, а 30 % – 5–6 балу (рис. 4.28, див. с. 88). Зворотну картину спостерігали в сталі 03X22Ю5ФБч, у якій 70 % зерен відповідало 5–6 балу

й тільки 30 % – 0–2 балу. Це обумовлене більш високою стійкістю карбонітридної фази ніобію й модифікацією високохромистих карбідів ванадієм – $(Cr, V, Fe)_{23}C_6$.

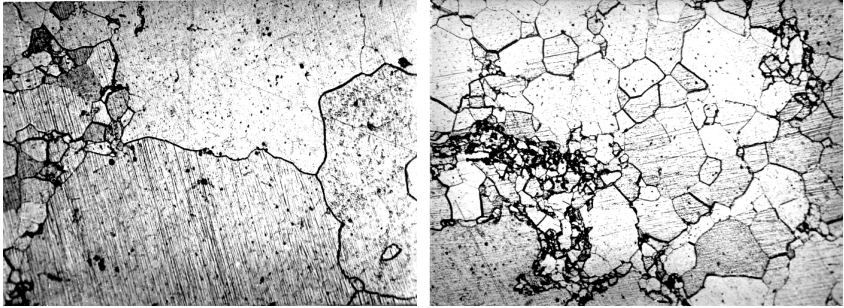


Рисунок 4.28 – Мікроструктура дроту $\varnothing 8,5$ мм із жаростійких сталей після експлуатації в печі при температурі $1170\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом тисячі годин ($\times 100$):
a – 03X23Ю5Т; *б* – 03X22Ю5ФБч

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРНИХ ЗМІН У ПРОЦЕСІ ЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ СТАЛЕЙ

Як відомо, металеві тверді тіла складаються з двох підсистем. Одна з них являє собою сукупність іонів, а друга складається з газу вільних електронів. Іонна підсистема, що складається з атомних ядер і зв'язаних з ними електронних оболонок, вважається відносно масивною і повільною. Сукупність валентних електронів може розглядатися як легка і швидка підсистема. Кожній зміні положень іонів відповідає перерозподіл електронів; електрони завжди встигають підлаштуватися до нових позицій іонів.

Механічні напруження, прикладені до металевого матеріалу, насамперед впливають на іонні кристалічні ґратки. Взаємодія між двома підсистемами металу в процесі деформації представляє науковий інтерес.

Робота виходу електрона (РВЕ) визначається як різниця між енергією електрона на границі метал – вакуум і енергією Фермі. Для реальної поверхні РВЕ, яка вимірюється різними способами, містить компоненту обумовлену поверхневим потенціалом, і залежну від складу і структури поверхні розділу. Оскільки неможливо експериментально розділити РВЕ і поверхневий потенціал, то говорять про РВЕ з реальної поверхні, припускаючи, що її зміни, викликані еволюцією структури поверхневого шару металу, обумовлені змінами поверхневого потенціалу. Саме в такому значенні використовується поняття роботи виходу електрона в цієї роботі.

Вплив зовнішніх деформуючих сил на матеріал повинен проявлятися, зокрема, у зміні величини РВЕ. Відомо, що втома є вкрай небезпечним видом руйнування. Дуже актуальною є розробка будь-яких методів прогнозування втомленості металів.

Перша задача роботи складалася в істотній модернізації апаратури і методики вимірів РВЕ, автоматизації методу, збільшенні його точності.

У роботі експериментально вимірювалася контактна різниця потенціалів (КРП) – різниця потенціалів, що виникає між двома металами при їхньому безпосередньому контакті. Для вимірів використовувався метод динамічного (вібруючого) конденсатора (ДК) Кельвіна. Поверхня досліджуваного зразка і коливальний електрод з відомого матеріалу утворюють конденсатор змінної ємності. При замиканні обкладок динамічного конденсатора зовнішнім ланцюгом у ній виникає змінний струм, пропорційний КРП. Вмикаючи послідовно ДК зовнішнє джерело постійної напруги, компенсують контактну різницю потенціалів – при рівності КРП і напруги зовнішнього джерела, струм зникає. Напруга компенсації дорівнює контактній різниці потенціалів між зразком і еталонним електродом. Виходячи з цих даних, може бути розрахована РВЕ металу (RVE_{Me}), тому що РВЕ еталона (RVE_{Et}) відома:

$$RVE_{Me} = RVE_{Et} - KPP_{Me-Et}.$$

У нашому випадку використовувався золотий електрод, так що значення РВЕ знаходиться по формулі:

$$RVE_{Me} = 4,30 - KPP_{Me-Et} \text{ (eV)}.$$

З цих рівнянь видно, що збільшенню КРП відповідає зменшення значень РВЕ досліджуваного матеріалу і навпаки.

Другою задачею даної роботи було вивчення впливу структурних змін у процесі циклічного навантаження на роботу виходу електронів для практично важливих об'єктів – жароміцних спеціальних сталей. Метою дослідження було також установлення впливу термічної обробки на довговічність зразків при втомі; спостереження змін у тонкій структурі методами рентгенівської дифрактометрії та електронної мікроскопії. Перевірялася також ідея можливості використання проміжної (після визначеного наробку) термічної обробки зразків для зменшення кількості дефектів кристалічних ґраток і збільшення довговічності матеріалів.

Експериментальна частина роботи присвячена викладу результатів дослідження впливу випробування на втому сталей на зміну значень КРП. Тут розглядається кореляція між

числом циклів випробування і енергетичним рельєфом поверхні. У цьому ж розділі – дані по впливу термічної обробки сталі на її довговічність зіставлені з результатами вимірів РВЕ і доповнені даними електронно-мікроскопічних і рентгенодифрактометричних досліджень структури матеріалів.

У результаті отриманих експериментальних залежностей розглядається опис фізичного механізму втоми металів, пояснення впливу розмноження дислокацій і їхнього виходу на поверхню з утворенням заряджених сходинок. Саме цей процес, за даними дослідження, приводить до зменшення РВЕ в зоні перед руйнуванням.

5.1. Удосконалювання апаратури для вимірів КРП

Нами істотно удосконалена експериментальна методика проведення випробувань на втому зразків і деталей з одночасним визначенням розподілу РВЕ по поверхні в процесі випробування.

На рис. 5.1 (див. с. 92) приведена функціональна схема експериментальної установки. Вона містить у собі малогабаритний п'єзоелектричний вібростенд ВQ1 і комплекс вимірювальної апаратури. Для керування процесом вимірів і обробки даних використовується персональний комп'ютер (ПК) D1.

Випробування на втому здійснювалися на п'єзоелектричному вібростенде ВQ1. Частота коливань задавалася генератором G1 і контролювалася частотоміром PF1. Амплітуда коливань столу вібростенда регулювалася підсилювачем А1. На ніжці вібростенда 9 кріпився затискний пристрій 5, у якому за допомогою болта 6 фіксувався випробуваний зразок 2. Застосовувалися плоскі зразки у формі одинарної лопатки з виділеною робочою частиною. Амплітуда коливань зразка вимірялася по шкалі мікроскопа 1.

Величина РВЕ визначалась на основі вимірів контактної різниці потенціалів (КРП) методом динамічного конденсатора (ДК) [48]. У цьому методі поверхня зразка й еталонного

електрода, що має відоме стабільне значення РВЕ, утворюють конденсатор, ємність якого модулюється коливанням еталона. Модуляція ємності приводить до модуляції заряду на обкладках конденсатора, у результаті чого в ланцюзі, що з'єднує обкладки конденсатора, з'являється змінний струм. Якщо в цей ланцюг включити зовнішню сталу напругу V_k , то при рівності V_k і контактної різниці потенціалів V_{cdp} , сигнал змінного струму зникає. Отже, здійснюється компенсація контактної різниці потенціалів постійною напругою зовнішнього джерела.

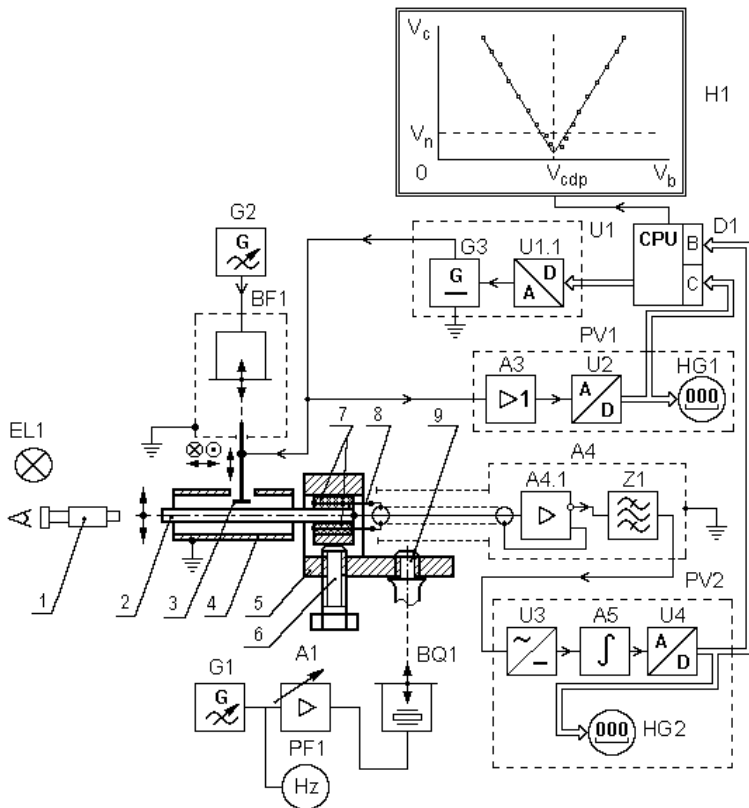


Рисунок 5.1 – Функціональна схема експериментальної установки

Точність і надійність одержуваних результатів визначаються методикою вимірів, а також рівнем шумів у сигналі від динамічного конденсатора, котрий залежить від конструкції вузла динамічного конденсатора, застосовуваного устаткування, що реєструє, зовнішніх електромагнітних полів. При сталому рівні шуму V_n і прямуванні до нуля компенсованого сигналу з'являється зона нечутливості, у якій сигнал що реєструється V_c від ДК не компенсується зовнішньою напругою V_k , що є джерелом похибки. Отже, недоліком традиційного методу вимірювання КРП є похибка, викликана зменшенням співвідношення сигнал – шум поблизу точки компенсації. При цьому, як показує досвід, вдається забезпечити виміри КРП із похибкою не менш 2 мВ.

Попередньо проведені дослідження показали, що між напругою компенсації V і сигналом розбалансу U спостерігається лінійна залежність, причому U проходить через мінімум (рис. 5.2). Значення V при мінімальному U дорівнює $V_{крп}$. Ця залежність і була покладена в основу удосконалення установки виміру КРП. Ставилася задача передати керування процесом вимірювання ПЕВМ.

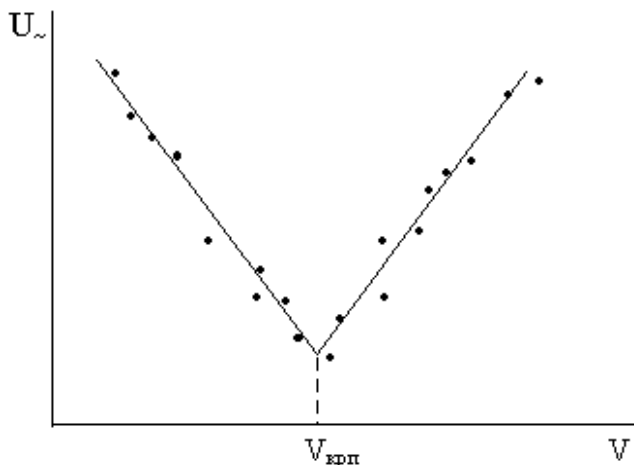


Рисунок 5.2 – Залежність вихідної напруги вимірювального підсилювача від напруги компенсації

Досліджуваний зразок 2 фіксувався в затискному пристрої 5. Ізоляція зразка від заземленого затискного пристрою здійснювалася двома парами діелектричних пластин 7 із провідною фольгою 8 між пластинами кожної пари. Фольга використовувалася як еквіпотенціальний екран. Заземлений екран 4 виконував функцію захисту від впливу зовнішніх електромагнітних полів.

Коливання електрода-еталона 3 збуджувалися перетворювачем електромагнітної системи BF1, частота та амплітуда коливань еталона задавалися генератором G2. Система мікрометричних гвинтів дозволяла здійснювати сканування віброуючим електродом по поверхні зразка з кроком 0,1 мм, а також установлювати між електродний зазор з точністю до 2 мкм.

В установці застосована конфігурація ДК із низькоомним віброуючим електродом-еталоном 3 і зразком 2, до якого підключений вхід електрометра А3.1. Така схема, відповідно, має більш високу перешкодозахищеність, порівняно зі схемою, у якій вхід електрометра з'єднаний з віброуючим електродом. Ланцюг, що складається зі з'єднаних послідовно динамічного конденсатора і джерела напруження компенсації G3 навантажений вхідним опором електрометричного підсилювача А3.1. Отже, зміна напруга V_c , що реєструється вольтметром, пропорційна струму в ланцюзі ДК.

Джерело напруження компенсації G3, включене між електродом-еталоном і точкою нульового потенціалу («землю»), має відносно невеликий внутрішній опір (декілька кОм). На вхід керування джерела напруження компенсації подається сигнал керування компенсацією з персонального комп'ютера D1 через цифро-аналоговий перетворювач U1.1.

Напруга компенсації, що задається в процесі вимірів комп'ютером D1, змінюється ступінчасто. Тривалість кроку напруження керується програмно (підбирається експериментально по досягненню стаціонарного стану заряду на ДК). Напруга компенсації вимірюється цифровим вольтметром сталого струму PV1 (У7-30). Вольтметр містить підсилювач, з високим вхідним опором А2 і АЦП U2, з виходу якого цифровий сигнал подається на вхід «С» комп'ютера D1 і відображається індикатором HG1.

Змінний сигнал розкомпенсації надходить на вхід підсилювача АЗ, котрий містить електрометричний каскад АЗ.1 і смуговий фільтр Z1. Для зменшення вхідної паразитної ємності застосоване подвійне екранування з екіпотенціальним внутрішнім екраном, включеним у ланцюг позитивного зворотнього зв'язку електрометра АЗ.1. З метою запобігання впливу резонансів релаксаційних коливань поверхневих зарядів на результати вимірювань, смуговий фільтр Z1 зі смугою пропускання 20 Гц розрахований на роботу на декількох частотах (370, 520, 620 і 720 Гц), встановлених перемикачем (на схемі не показаний). З виходу смугового фільтра сигнал подається на вхід цифрового вольтметра змінного струму PV2 (вольтметр постійного струму В7-18 з перетворювачем напруження В9-1), у якому здійснюється детектування середнього значення сигналу, його інтегрування, перетворення в цифровий код і відображення на індикаторі НГ2. Цифровий сигнал у паралельно-послідовному коді з виходу вольтметра надходить на вхід «В» персонального комп'ютера D1.

За отриманими комп'ютером даними на екрані дисплея Н1 будується залежність середнього значення вихідної напруженості V_c попереднього підсилювача АЗ, пропорційного струму в ланцюзі ДК, від напруженості компенсації V_k . Вона добре апроксимується двома прямими з різними за знаком кутами нахилу до осі напруженості, що компенсує. Методом найменших квадратів визначаються параметри цих прямих і координати їхньої точки перетинання. Абсциса цієї точки перетинання і дає шукане значення контактної різниці потенціалів, по якому легко розрахувати РВЕ. При скануванні РВЕ по поверхні зразка ця процедура повторюється для кожної точки поверхні.

Крім наочного представлення експериментальних даних, у меню програми передбачене виконання їхньої статистичної обробки і представлення отриманого результату з визначеною похибкою. З наявним підсилювачем завдяки вдосконаленню методики абсолютна похибка виміру КРП зменшилася в 2 рази і склала 1 мВ.

5.1.1. Градатор напруги компенсації

Для зміни напруги компенсації V була розроблена і реалізована схема східчастого градатора напруги, що керувався ПЕВМ через зовнішній рівнобіжний порт КР580ІК55. Використання плавної зміни напруги компенсації недоцільно, тому що через наявність ємності у ланцюгах виміру може не встигати встановлюватися стаціонарний стан. При східчастій же зміні напруги цей недолік виключається підбором тривалості сходинки. В основу градатора була покладена схема електронного суматора напруги на операційному підсилювачі Д0140УД1А (рис. 5.3).

Зміна напруги здійснювалася шляхом зміни виведеного в зовнішній рівнобіжний порт А (його адреса &HFB08) чисел від 15 до 0 із кроком 1 (рядка програми 70, 110) і від 16 до 240

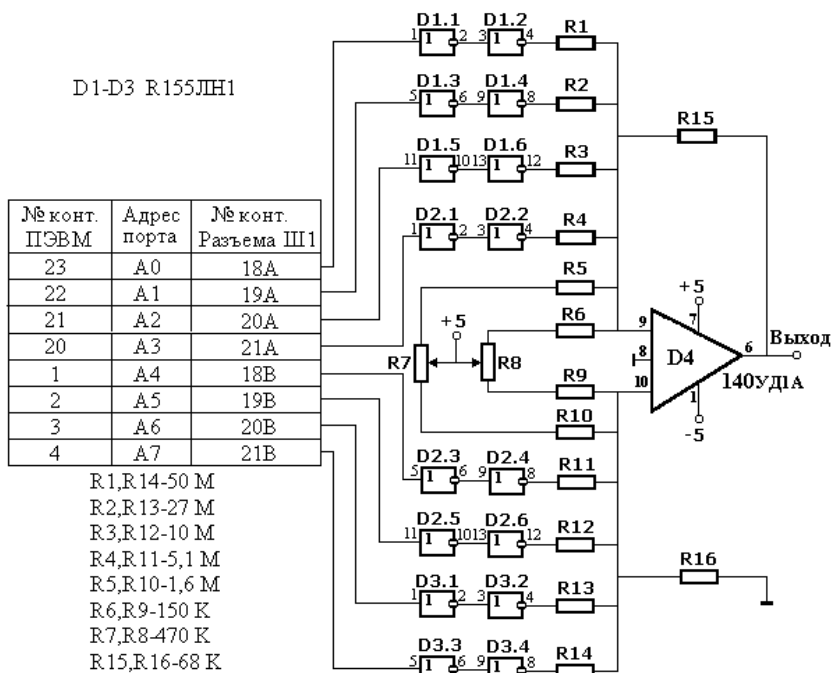


Рисунок 5.3 – Градатор напруги компенсації

із кроком 16 (рядок 170). Таким чином, досягалася послідовна подача сигналу високого рівня «1» на опори дільників R1-R6, R9-R14, пробігаючи всі можливі комбінації. Елементи D1.1-D3.4 виконують роль підсилювачів, знижуючи навантаження вихідних ланцюгів мікросхеми KP580ИК55 ПЕВМ. Номінали опорів R1-R4, R11-R14 вибиралися з відмінністю приблизно в 2 рази один від одного для забезпечення приблизно однакового кроку градації вихідної напруги. Величина кроку зміни вихідної напруги задається опорами R15, R16. Їх номінали підбиралися таким чином, щоб вихідна напруга змінювалася в діапазоні 75 мВ із кроком приблизно 5 мВ. Положення цього діапазону на шкалі напруг задається вручну дільниками R6, R8, R9 – «Грубо» і R5, R7, R10 – «Точно». Номінали перемінних опорів R7, R8 підбиралися з необхідності можливості зміни вихідної напруги від $-1,5$ В до $+1,5$ В. Ручна установка вихідної напруги необхідна при вимірі КРП різних матеріалів.

5.1.2. Вимірювання напруг розбалансу і компенсації

Для вимірювання і введення в пам'ять ПЕВМ напругу розбалансу U і компенсації V використовувалися цифрові виходи вольтметрів У7-18 і В7-30. Безпосереднє їхнє з'єднання з ПЕВМ виявилось неможливим через недостачу кількості зовнішніх портів комп'ютера: три восьмирозрядні. Напруга розбалансу мала чотири значущих цифри, а напруга компенсації три. Отже, для прямої передачі інформації в ПЕВМ необхідно передати сімох цифр і два знаки напруг. Тому що кожна цифра в коді 1-2-4-8 має чотири розряди, необхідно мати як мінімум чотири восьмирозрядних порта. У нашому ж розпорядженні було тільки два (один уже був використаний для градатора напруги). Тому було застосовано мультиплексування сигналів від вольтметрів для подачі їх у порт ПЕВМ за чотири послання. Схема розробленого мультиплексора представлена на рис. 5.4 (див. с. 98).

Перемикання здійснюється подачею «0» і «1» з порту 3 (розряди 34, 35) ПЕВМ через контакти 29А, 30А розмикання Ш1 виготовленого блоку через підсилювальні елементи DD5.1-DD5.4

на керуючі елементи А і В мікросхем DD1-DD4. У такий спосіб програмно (рядка 1020-1080) виконується почергове підключення декад вольтметра В7-30 до порту З ПЕВМ («Читання з У7-30»), а вольтметра В7-18 до порту В («Читання з У7-18»). Попередньо ці порти програмуються на введення (рядок 30). Проведені випробування показали, що швидкодія мультіплексора значно вище, ніж період перемикання індикації вольтметрів, тобто ПЕВМ встигає прочитати значення всіх декад навіть за мінімальний час індикації. Для виключення

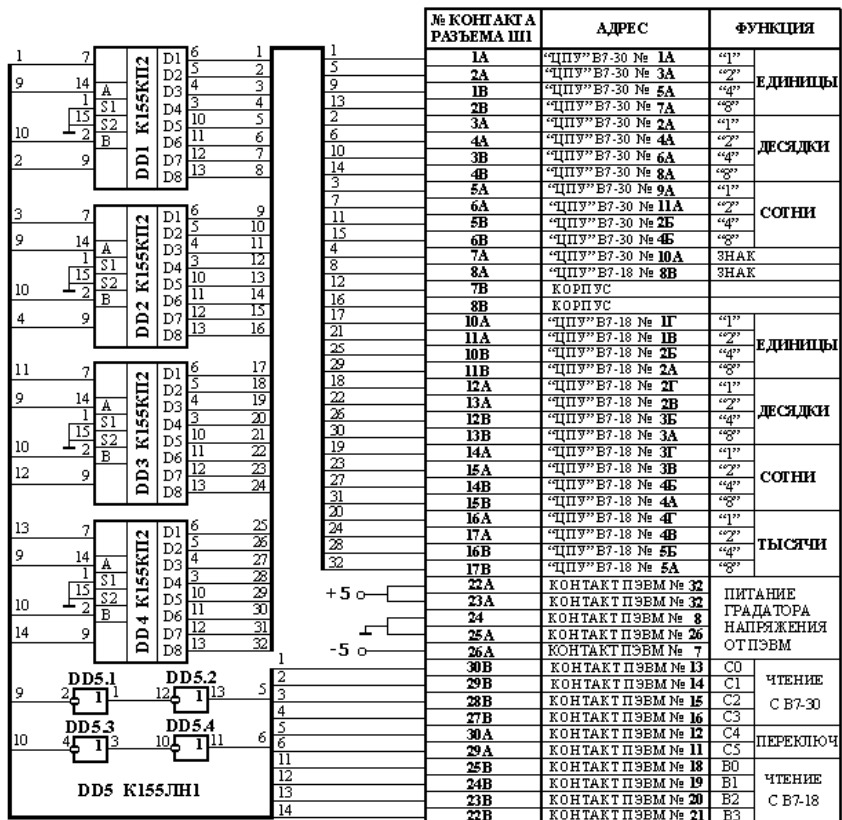


Рисунок 5.4 – Принципова схема мультіплексора

зчитування показань у момент перемикання індикації вольтметрів і виключення введення в ПЕВМ помилкових даних застосоване стробування індикації (рядок 1060). Знаки напруг визначаються значеннями розрядів порту С у четвертому посиленні сигналів з вольтметрів (рядки 1530–1560) («Знак»).

Живлення виготовленого блоку (градатора напруги і мультиплектора) здійснювалося від блоку живлення ПЕВМ. Оскільки на зовнішнє розмикання ПЕВМ передбачений висновок тільки напруги +5 В (контакт 32) напруга –5 В було виведено на контакт 7. Отже, застосування мультиплексування дало можливість при обмеженому числі зовнішніх портів ПЕВМ пересилати у її пам'ять значення семи цифр напруг та їхні знаки і керувати градатором напруг. Подальша обробка здійснювалася програмою ПЕВМ (Додаток А).

5.2. Вимірювання роботи виходу електронів

Дійсний розділ присвячений результатам дослідження залежності роботи виходу електронів від підготовки зразків і параметрів випробування на втому, а також визначенню закономірностей розподілу РВЕ по поверхні зразків.

Матеріалом для дослідження слугували дві марки жароміцних сталей, застосовуваних для виготовлення деталей газотурбінних двигунів. Сталь ЕП866 містила в % – 0,15 С; 16,0 Сr; 2,0 Ni; 1,5 Мо; 0,7 W; 0,3 Nb; 0,2 V; 5,0 Со; 0,06 N, інше залізо. Склад сталі ЕП479 наступний: 0,15 С; 15,8 Сr; 2,1 Ni; 1,0 Мо; 0,07 N, інше залізо. Для вивчення процесів втоми, як модельний матеріал, що представляє науковий інтерес, використовували також алюміній.

Вимірювання РВЕ здійснювалися в комплексі з випробуваннями на втому при незмінній фіксації зразка в затисках голівки вібростенда й відносно скануючого електрода. Методами рентгенодифрактометрії та електронно-мікроскопічного аналізу вивчений вплив відпалу і циклічного навантаження на зміни в структурі сплавів.

З метою підвищення інформативності отриманих даних, виміри РВЕ виконувалися до і після випробувань на втому. Для встановлення структурної чутливості РВЕ зразки піддавалися випробуванням при різних умовах механічного навантаження і з різними наробками. Ця частина роботи виконувалася на зразках двох типів. Креслення зразків показано на рис. 5.5. Сканування при вимірах РВЕ здійснювалося уздовж зразка (по осі x) із кроком 1 мм, потім еталон зміщався на 1 мм вперек зразка (по осі y). У результаті для кожного зразка вимірялося до 11 ліній, що охоплюють робочу площу центральної частини зразків.

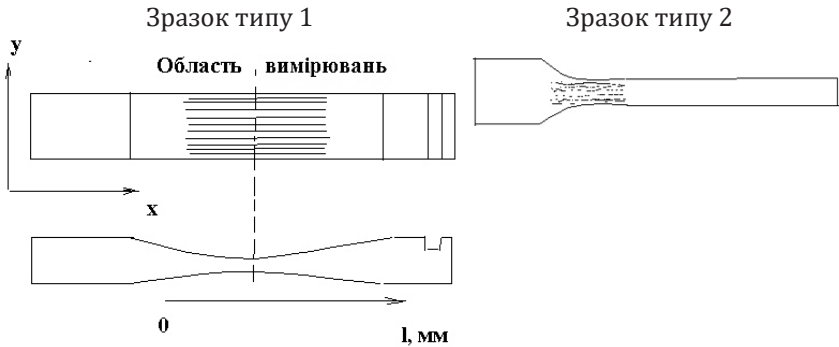


Рисунок 5.5 – Зразки для випробувань на втому

Фінішною обробкою зразків типу 1 було механічне полірування. Підготовка зразків типу 2 полягала в загартуванні з 1040 °С в олії, відпуску при 650 °С на повітрі, механічному поліруванні алмазною пастою і фінішному відпалу у вакуумі порядку 10 мм рт. ст. за температури 580 °С протягом 4 год з наступним охолодженням у вакуумі. Зразки закріплювалися в затисках вібростенда по консольному типу і випробувалися на знакозмінний вигин. Циклічне навантаження виконувалося на резонансній частоті.

5.3. Рентгенодифрактометричний метод дослідження структури металів

У цій роботі був використаний рентгенівський дифракційний метод. Знання довжини хвилі рентгенівського випромінювання та кута відображення дифрагованого пучка дозволяє визначати міжплощинні відстані в кристалічних ґратках, а інтенсивність відображень залежить від розташування атомів у елементарному осередку. За величиною відхилення міжатомних відстаней від рівноважних значень можна визначати однорідні пружні деформації ґратки і, якщо відомі пружні постійні, оцінювати напруження в приповерхньому шарі. Спотворення ґратки, що викликають появу неоднорідних пружних деформацій і зменшення областей когерентного розсіювання, призводять до розширення кутового інтервалу відображення рентгенівських променів. Аналіз розмиття відображень дозволяє одержувати дані про структуру деформованих кристалів. Відомі експериментальні дані свідчать про те, що у випадку деформації кристалів розширення рентгенівських ліній неперервно й обумовлено більш-менш неперервними спотвореннями кристалічної ґратки. Основний внесок у ці спотворення вносять дислокації, що утворюються при деформаційному зміцненні.

Відображення рентгенівських променів від сімейства рівнобіжних кристалічних площин буде відбуватися тільки при визначеному значенні кута падіння, зв'язаного з довжиною хвилі падаючого випромінювання і міжплощинною відстанню d законом Брегга:

$$\lambda = 2d \sin \theta.$$

Дифрагований пучок лежить у площині, що містить падаючий пучок і нормаль до площини, що відбиває. Кут між напрямками падаючого і відбитого пучків дорівнює 2θ . Аналіз кривої розподілу інтенсивності рентгенівського пучка, відбитого кристалічними площинами, при використанні строго монохроматичного падаючого випромінювання і при обліку інструментальних похибок дає можливість точно визначити межплощини

відстані і спотвореність кристалічних ґраток. Якщо виміри виконуються при кутах 2θ близьких до 180° , то розширення лінії за рахунок інструментальних похибок стає порівняно малим. У цій роботі розширення дифракційної лінії знаходилося шляхом обчислення інтегральної ширини лінії по кривій розподілу її інтенсивності. Інтегральна ширина розподілу інтенсивності відображення являє собою відношення інтегральної інтенсивності дифракційного профілю до висоти його максимуму.

Дослідження проводили на рентгенівських дифрактометрах ДРОН-3 і ДРОН-3М. Для вимірювання напружень другого роду і середнього розміру блоків мозаїки був використаний метод гармонійного аналізу форми рентгенівських ліній (ГАФРЛ). Для розрахунку значень макроскопічних деформацій і напружень по рентгенодифрактометричним даним використовувалися наступні формули:

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} = \frac{\Delta d}{d_0} = -\text{ctg}(\theta) \times \Delta\theta, \quad (5.1)$$

$$\sigma_x = -\frac{E}{2(1 + \nu)} \text{ctg}\theta \frac{\partial(2\theta)}{\partial \sin^2 \psi}, \quad (5.2)$$

де E – модуль Юнга;

ν – коефіцієнт Пуассона;

θ – кут Вульфа-Брегга;

ψ – кут між нормаллю до поверхні зразка і напрямком падаючого рентгенівського променя.

Для обчислення значення похідної $\partial(2\theta) / \partial(\sin^2\psi)$, будувалася залежність подвійного брегівського кута 2θ від $\sin^2\psi$. Похідна визначалася по тангенсу кута нахилу лінійної експериментальної залежності. Такий метод називають скорочено методом $2\theta - \sin^2\psi$. Для визначення залишкових макронапружень використовували декілька кутів ψ (3–5), для кожного з яких вимірювання повторювалися 3 рази. Площа ділянки, яка опромінюється на поверхні деталі (зразка) складала $1 \div 10 \text{ мм}^2$.

Відомо, що розширення рентгенівської лінії прямо пропорційне густині дислокацій у матеріалі поверхневого шару

металевих зразків. Причому найбільшою чутливістю до деформаційних процесів визначаються дифракційні піки, обмірювані при найбільших брегівських кутах. Для кількісної оцінки залишкових напруг II – роду необхідно вимірювання кратних деформаційних піків і наявність бездефектного зразка. Наші вимірювання виконувалися на кобальтовій трубці (K_{β} -лінія) при напруженні 30 кВ і струмі 20 мА. Здійснювалося триразове сканування з кроком 0,1 град. і постійної часу 5 с. Для аналізу використовували усереднені значення.

Для вимірів напруг другого роду і середнього розміру блоків мозаїки у дійсній роботі був використаний метод гармонійного аналізу форми рентгенівських ліній (ГАФРЛ). Теоретичні основи методу визначення величини мікроскопічних напружень ϵ і блоків внутрікристалічної мозаїки D викладені в роботах [53; 54]. Виміри засновані на тім, що значення ϵ і D зв'язані з коефіцієнтами Фур'є розкладання профілю рентгенівської лінії в ряд Фур'є. Якщо існує періодична функція:

$$f(x) = f(x + a),$$

то вона може бути розкладена в ряд по косинусах і синусах аргументів:

$$2\pi n x / a,$$

тут a – період функції, тобто в нашому випадку довжина інтервалу, у межах якого інтенсивність дзвоноподібної лінії відмінна від нуля;

n – ціле позитивне число, номер коефіцієнта Фур'є;

x – координата ділянки розбивки інтервалу.

$$f(x) = A_0 + 2 \sum_{n=1}^{\infty} A_n \cos \frac{2\pi n x}{a} + 2 \sum_{n=1}^{\infty} B_n \sin \frac{2\pi n x}{a}. \quad (5.3)$$

Те ж розкладання може бути записано:

$$f(x) = \sum_{n=-\infty}^{\infty} A_n \cos \frac{2\pi n x}{a} + \sum_{n=-\infty}^{\infty} B_n \sin \frac{2\pi n x}{a}, \quad (5.4)$$

де ціле n може бути позитивним, негативним і нульовою. Тут

$$A_n = -A_{-n}; B_n = -B_{-n}.$$

Розкладання (5.3) і (5.4) еквівалентні. Дійсно, через парність функції косинуса:

$$\sum_{n=-\infty}^{\infty} A_n \cos \frac{2\pi n x}{a} = A_0 + \sum_{n=1}^{\infty} A_n \cos \frac{2\pi n x}{a}.$$

Залишається довести еквівалентність сум синусоїдальних членів.

$B_0 \sin(0)$ просто дорівнює нулю. Далі пари сум:

$$B_{-n} \times \sin \frac{2\pi(-n)x}{a} + B_n \times \sin \frac{2\pi(n)x}{a} = 2B_n \times \sin \frac{2\pi n x}{a}. \quad (5.5)$$

Практично замість нескінченного ряду (5.4) використовується ряд з кінцевим числом членів, але досить великим для того, щоб похибка заміни була припустимою. У цій роботі було прийнято $n = 20$. Замість відношення відрізків x/a у формулах можна брати відношення номера ділянки до числа ділянок всередині інтервалу.

Нехай dx – ширина ділянки розбивки інтервалу, t – номер ділянки, D – загальне число ділянок. Тоді $x = t dx$; $a = D dx$. Звідси $x/a = t/D$. Доцільне розбити інтервал a на 50 ділянок, $D = 50$.

Коефіцієнти Фур'є знаходяться в нашому випадку за наступними формулами:

$$A_0 = \frac{2}{D} \sum_{t=-25}^{25} f(x); \quad A_n = \frac{2}{D} \sum_{t=-25}^{25} (x) \cos 2nt; \quad B_n = \frac{2}{D} \sum_{t=-25}^{25} f(x) \sin 2nt.$$

Для зразків зі сплаву ЕК79ІД використовувалося β випромінювання кобальтового анода ($\lambda = 1,62075$ ангстрем), монохроматизоване відображенням від монокристалу графіту. Як робочі інтерференції після попереднього аналізу були обрані лінії (330) і (220) нікелю. Інтервал кутів відображення при зйомці однієї інтерференції складав 4–5 кутових градусів. Зйомка проводилася методом накоплення імпульсів у крапці з кроком $0,01^\circ$. Час накоплення імпульсів у кожній крапці складав 5 с.

Виконані в цій роботі систематичні виміри РВЕ при випробуваннях на втому були доповнені рентгенодифрактометричними дослідженнями тонкої структури. Цим методом була визначена густина дислокацій.

У випадку алюмінію використовувалося β -випромінювання кобальтового анода ($\lambda = 0,1621$ нм), монохроматизовано відображенням від монокристала графіту. У якості робочі інтерференції після попереднього аналізу були вибрані лінії (200) і (400) алюмінію. Інтервал кутів відображення при зйомці однієї інтерференції складав не менш 2,25 кутових градусів. Зйомка проводилася методом накоплення імпульсів у точці з кроком 0.05° . Час накоплення імпульсів у кожній точці складав 10 с.

Для обробки даних були розроблені спеціальні програми для ПК. Перша з них призначена для визначення коефіцієнтів Фур'є за експериментальними даними вимірів ординат рентгенівських ліній зразка. У цій же програмі була передбачена перевірка правильності результатів розкладання за допомогою зворотної операції – обчислення всіх ординат шляхів Фур'є – синтезу. При обраному числі коефіцієнтів Фур'є 6 збіг створених і синтезованих функцій був гарним. Після вимірів і розрахунків будувались робочі графіки профілю рентгенівських ліній, на яких проводилося деяке коректування точок, що розсіюються. Скоректовані дані знову служили для розрахунку коефіцієнтів Фур'є. Треба зазначити, що різниця між первинними і скоректованими коефіцієнтами не перевищувала 1%. Друга програма служила для обчислень коефіцієнтів Фур'є кривій, обумовленої тільки фізичним розширенням рентгенівських ліній. У якості вихідних даних для цієї програми використовувалися скоректовані криві відпаленого зразка – еталона та зразка, підданого випробуванню на втому. Отримані коефіцієнти $A_0, A_1, A_2, A_3, \dots, A_n$ використовувалися для обчислення мікроскопічних деформацій ϵ і розміру блоків D внутрикристалітної мозаїки.

5.3.1. Визначення мікроскопічних напружень і блоків внутрішньокристалітної мозаїки рентгенодифрактометричним методом

Знання довжини хвилі рентгенівського випромінювання, що використовується, і кута відбиття дифрагованого пучка дає можливість визначати міжплощинні відстані в кристалічній

гратці, а інтенсивність відбиття залежить від розташування атомів у елементарній комірці. За величиною відхилення міжатомних відстаней від рівноважних значень можна визначати однорідні пружні деформації ґратки i , якщо відомі пружні постійні, оцінювати напруження в поверхневому шарі. Викривлення ґратки, що викликають появу неоднорідних пружних деформацій і зменшення областей когерентного розсіювання, призводять до розширення кутового інтервалу відбиття рентгенівських променів. Аналіз розмиття відбиття дозволяє одержувати дані про структуру деформованих кристалів. Відомі експериментальні дані свідчать про те, що у випадку деформації кристалів розширення рентгенівських ліній невинне і обумовлене більш-менш безперервними викривленнями кристалічної ґратки. Основний внесок у ці викривлення вносять дислокації або групи дислокацій, що утворюються при деформаційному зміцненні [62].

У табл. 5.1 (див. с. 107) представлені отримані дані вимірів ширини ліній відпаленої лопатки ГТД (далі прийнятої за еталон, у якому напруження відсутні, а блоки досить великі), а також двох лопаток, підданих УЗО. Рентгенограми були зняті в однакових умовах. За допомогою еталона було введено виправлення на ширину лінії, обумовлену геометрією зйомки. Виправлена ширина ліній досліджуваних лопаток уже пов'язана тільки з параметрами тонкої структури. Оскільки профіль кривих описується функцією Гауса, то можна обчислити:

$$\frac{\beta}{B_0} = \sqrt{1 - \left(\frac{b_0}{B_0}\right)^2}, \quad (5.6)$$

де b_0 – ширина лінії еталона;

B_0 – ширина лінії зразка;

β – дійсна ширина, обумовлена тільки мікронапруженнями і/або малістю блоків внутрішньокристалічної мозаїки.

Ширина лінії наведена в табл. 5.1 у кутових градусах. По осі абсцис на кривих були відкладені кути 2θ . Похибка визначення ширини становила $0.02^\circ \div 0.04^\circ$ для першої лінії і $0.15^\circ \div 0.20^\circ$ для другої, тобто становила приблизно 3 %.

Таблиця 5.1 – Експериментальні дані для розрахунку параметрів тонкої структури

Зразок	Лінія (102), $2\theta = 56,3^\circ$			Лінія (213), $2\theta = 165,9^\circ$		
	b_0, B_0	b_0 / B_0	β / B_0	b_0, B_0	b_0 / B_0	β / B_0
Еталон	0,945	—	—	3,22	—	—
1	1,057	0,894	0,448	5,31	0,606	0,795
2	1,017	0,929	0,370	5,57	0,575	0,816

У табл. 5.2 наведені результати обчислень відношення дійсної ширини лінії зразка до дійсної ширини лінії еталона. За значенням цього відношення можна судити про те, який фактор тонкої структури викликає розширення ліній.

З порівняння даних видно, що збігу відношень не спостерігається. Як відомо, якщо відношення ширини ліній близько до відношення секансів кутів Вульфа – Брегга, можна говорити про малість блоків внутрішньокристалічної мозаїки; якщо це відношення збігається з відношенням тангенсів кутів відбиття, то це свідчить про внесок мікроскопічних напружень. У нашому випадку видно, що впливають обидва фактори. Для їхнього поділу необхідно застосувати гармонійний аналіз форми рентгенівських ліній.

Таблиця 5.2 – Розрахункові дані відношення дійсних ширин ліній зразка і еталона

Зразок	β , кут. град		$\frac{\beta_{(102)}}{\beta_{(213)}}$	$\frac{\sec(\theta_2)}{\sec(\theta_1)}$	$\frac{\text{tg}(\theta_2)}{\text{tg}(\theta_1)}$
	(102)	(213)			
1	0,474	4,221	8,90	7,18	15,11
2	0,376	4,545	12,09	7,18	15,11

Проте, можна в першому наближенні оцінити розмір блоків, тому що відношення ширини близьке до відношення секансів, відмінність 19 %. За формулою Селякова – Шеррера:

$$D = \frac{2 \times \lambda}{\beta \times \cos(\theta)} \quad (5.7)$$

Підставляючи $\lambda = 1,6212 \times 10^{-10}$ м; $\theta = 165,9 / 2 = 82,95^\circ$; $\beta = 4,221^\circ = 0,07367$ рад, одержуємо $D = 3,586 \times 10^{-8}$ м = 35,86 нм.

Виміри виконувалися на кобальтовій трубці (K_{β} -лінія) при прискорювальній напрузі 30 кВ і струмі 20 мА. Здійснювалося трикратне сканування із кроком 0,1 град. і сталою часу 7 с. Для аналізу використовували усереднені значення інтенсивності дифракційних піків.

Розрахунок густини дислокацій заснований на вимірі фізичного розширення рентгенівської лінії (β). У випадку хаотичного розподілу дислокацій їх густина визначається співвідношенням:

$$\rho = \beta^2 \times m \times \operatorname{ctg}^2 \theta \frac{1}{b^2}, \quad (5.8)$$

де θ – дифракційний кут;

b – вектор Бюргерса;

m – фактор, що враховує орієнтаційні і пружні особливості дислокацій.

Значення і похибки розширення та центру ваги розраховані на основі нелінійної багато параметричної регресії експериментального піка функцією Гауса по алгоритму Марквардта – Левенберга (реалізоване програмою Microcal's Origin v. 3.1). Змінні параметри: амплітуда піка, розширення, центр ваги, постійний зсув фону.

Коефіцієнт кореляції R_0 при лінійній регресії залежності $2\theta = f(\sin^2\psi)$ розрахований при регресії по N точкам (спочатку $N = 5$, при більших викидах окремої точки від лінійної залежності – точка віддалялася і у регресійному аналізі не розглядалася).

Похибка обчислення напружень σ визначалася як абсолютна величина різниці між середнім арифметичним двох значень (отриманих з експериментальної залежності на основі: 1 – регресії її функцією Гауса і 2 – інтегруванням згладженої на основі швидкого перетворення Фур'є експериментальної залежності) і одним із цих значень. Можливість доробки методики: розрахунок похибки визначення σ на основі відомих похибок параметрів регресії $2\theta = f(\sin^2\psi)$ лінійною залежністю.

Досліджуємо зміни параметрів тонкої структури. У табл. 5.3 (див. с. 109) наведені результати обчислень

Таблиця 5.3 – Залежність величини коефіцієнта Фур'є F від його номера n

Номер зразка	n	(111)			(222)		
		$F(n)$	$A_n = \frac{F(n)}{F(0)}$	$\ln A_n$	$F(n)$	$A_n = \frac{F(n)}{F(0)}$	$\ln A_n$
1	0	0,037	1,00	0,00	0,030	1,00	0,00
	1	0,0331	0,88	-0,12	0,026	0,86	-0,15
	2	0,023	0,61	-0,49	0,016	0,54	-0,62
	3	0,012	0,33	-1,11	0,008	0,28	-1,27
	4	0,005	0,14	-1,98	—	—	—
2	0	0,044	1	0,00	0,038	1,00	0,00
	1	0,041	0,94	-0,06	0,034	0,90	-0,10
	2	0,035	0,79	-0,23	0,025	0,66	-0,41
	3	0,026	0,59	-0,52	0,015	0,40	-0,92
	4	0,017	0,40	-0,93	0,007	0,19	-1,64
	5	0,010	0,23	-1,45	0,003	0,08	-2,55
	6	0,005	0,12	-2,09	0,001	0,03	-3,68

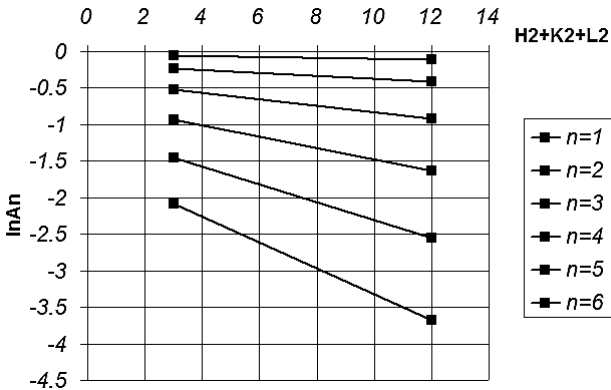


Рисунок 5.6 – Залежність $\ln A_n = f(n)$ для визначення розмірів блоків мозаїки і мікрореформацій

дійсних коефіцієнтів Фур'є для зразків, підданих зміцнювальній обробці. Графіки залежності $\ln A_n = f(n)$, побудовані за даними табл. 5.3, представлені на рис. 5.6 (див. с. 109). Екстраполяція прямолінійних відрізків на графіку на вісь ординат дає величини $\ln A_n^D$, по яких можна визначити розмір блоків мозаїки. Визначивши кут нахилу прямих, можна розрахувати величину мікроскопічних деформацій.

Розглянемо дані для зразка № 1 (дифрактограми зразків 1 і 2 подані на рис. 5.7 і 5.8 (див. с. 111)). Екстраполяція прямолінійних відрізків на графіку $\ln A_n = f(n)$ на вертикальну вісь, обчислення експоненти від знайдених значень $\ln A_n^0$ дає наступне (табл. 5.4).

Таблиця 5.4 – Результати визначення параметрів $\ln A_n^D, A_{L_n}$ для зразка № 1

n	1	2	3
$\ln A_n^D$	-0,12	-0,45	-1,06
A_{L_n}	0,89	0,64	0,35

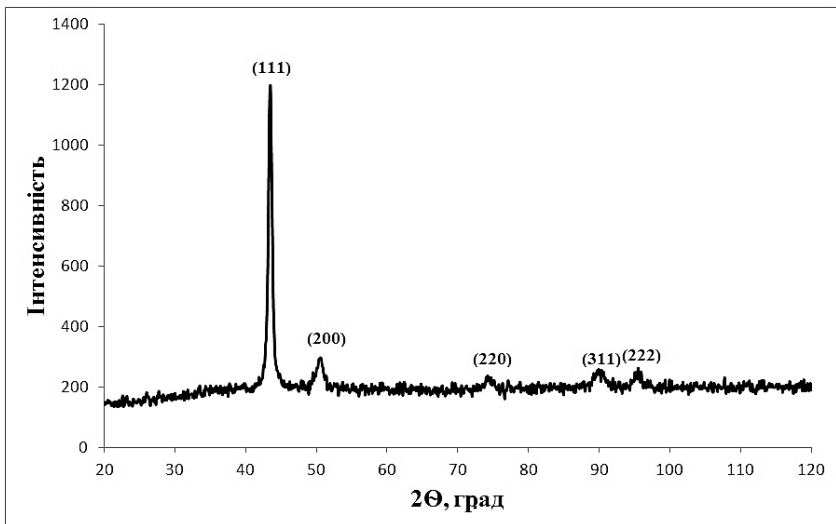


Рисунок 5.7 – Дифрактограма зразка № 1 зі сплаву EP718-ID

Тепер розрахуємо величини:

$$L_n = n a_3, \quad (5.9)$$

де n – номер коефіцієнта Фур'є;

a_3 – розмір комірки кристалу в напрямку, перпендикулярному площині, що відбиває;

L_n – довжина відрізка, нормального до площини, що відбиває, і змінює свою довжину у випадку існування макропружень, так що

$$\varepsilon = \sqrt{\frac{\Delta \bar{L}_n^2}{L_n}}. \quad (5.10)$$

Як відомо,

$$L_n = \frac{2 \operatorname{tg} \theta}{\Delta(2\theta)_{\text{рад}}} d_{HKL} n. \quad (5.11)$$

У нашому випадку, $2\theta = 43,8^\circ$, $d_{111} = 2,17 \times 10^{-10}$ м, $\Delta(2\theta_{111}) = 0,04$ рад.
Отримуємо:

$$\begin{aligned} L_1 &= 99,53 \times 10^{-10} \text{ м}; \\ L_2 &= 199,06 \times 10^{-10} \text{ м}; \\ L_3 &= 298,58 \times 10^{-10} \text{ м}; \\ L_4 &= 398,11 \times 10^{-10} \text{ м}. \end{aligned} \quad (5.12)$$

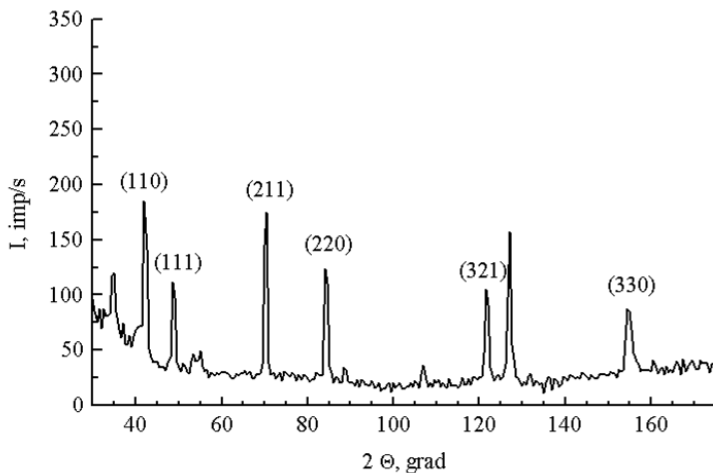


Рисунок 5.8 – Дифрактограма зразка зі сплаву EK79-ID

Із графіка $A_{L_n} = f(L_n)$ шляхом екстраполяції отримуємо величину блоків мозаїки, рівну $447,71 \times 10^{-10}$ м або 44,77 нм (рис. 5.9). Зазначене значення відповідає інтервалу коректності для методу ГАФРЛ.

Тепер можна визначити ε :

$$\varepsilon = a_3 \frac{\sqrt{\bar{Z}_n^2}}{L_n} = d_{102} \frac{\sqrt{\bar{Z}_n^2}}{L_n}, \quad (5.13)$$

де

$$\sqrt{\bar{Z}_n^2} = \frac{\operatorname{tg} \alpha}{2\pi^2}. \quad (5.14)$$

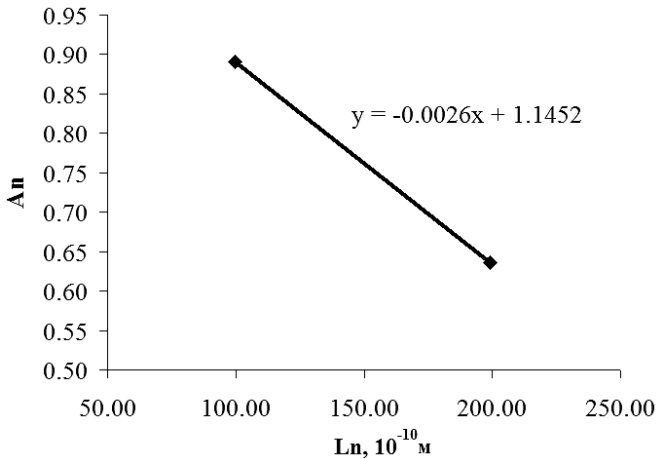


Рисунок 5.9 – Залежність $A_{L_n} = f(L_n)$ для визначення величини блоків мозаїки

Кут нахилу α у формулі (5.14) отримуємо із графіка (рис. 5.9). Результати обчислень занесені у табл. 5.5 (див. с. 113).

Отже, для зразка № 1 для зразка зі сплаву ЕП718-ІД отримані наступні значення параметрів тонкої структури: середній розмір блоків 44,77 нм; усереднене по відстані і по всіх ділянках значення мікродеформацій – $0,6 \times 10^{-5}$.

Для зразків зі сплаву ЕК79-ІД отримані наступні значення (рис. 5.8): розмір блоків мозаїки до іспитів 28,0–33,9 нм; після

іспитів на багатоциклову втомленість до 107 циклів, розмір блоків мозаїки зменшився до 7,8–8,3 нм.

Проводячи розрахунки по описаній вище методиці для всіх зразків, отримуємо наступні результати (табл. 5.6 і 5.7).

Для вивчення змін структури матеріалів, викликаних термообробками, були виконані рентгенівські дослідження впливу вакуумного відпалу на структуру. Вихідна підготовка матеріалів полягала в стандартній термообробці: у загартуванні і відпуску. Наступний відпуск зразків виконувався у вакуумі не гірше 2×10^{-5} мм рт. ст. при температурі 600 °С протягом трьох годин з охолодженням у вакуумі.

На поверхні зразків виділялися дві ділянки: 1 – шліфований; 2 – полірований. Рентгеноаналіз здійснювався на K_{β} – випромінюванні трубки з залізним анодом. Досліджувалася лінія (400).

Таблиця 5.5 – Дані обчислень параметрів тонкої структури для зразка № 1 після обробки

n	$\text{tg}\alpha, 10^{-2}$	$\sqrt{\bar{Z}_n^2}, 10^{-3}$	$\epsilon, 10^{-6}$	$\langle \epsilon \rangle, 10^{-5}$
1	0,41	0,208	-3,12	-0,6
2	1,44	0,732	-7,74	
3	3,14	1,593	-6,63	

Таблиця 5.6 – Результати аналізу тонкої структури зразків після багаторазової обробки

Матеріал	Режим ІПД	D, нм	$\langle \epsilon \rangle, 10^{-5}$
ЕП718-ІД	1	44,8	-0,6
	2	48,9	-2,1

Таблиця 5.7 – Напруження на поверхні деталей після різних видів обробки

Матеріал	Вид обробки	σ , МПа
ЕІ698	Протяжка зі швидкістю 1 м/хв	неоднорідні
	Протяжка зі швидкістю 1 м/хв і УЗО	-430
	Протяжка зі швидкістю 4 м/хв	+660
	Протяжка зі швидкістю 4 м/хв і УЗО	-600

Результати приведені в табл. 5.8 (див. с. 115). Проведені виміри дозволяють зробити висновок про істотний вплив вакуумного відпалу на зміну ширини дифракційного піка. Відомо, що зменшення ширини дифракційного піка означає зниження густини структурних дефектів у металі.

У табл. 5.8 приведені дані рентгенодифрактометричного аналізу структури зразків після першого циклічного наробку і відбудовної термообробки. Як варіанти останньої використовувався або тільки відпуск, або загартування з наступним відпуском.

Відповідно до даних табл. 5.9 (див. с. 115), зразок № 2 виділяється по результатам розширення рентгенівської лінії. Після відпуску для інших зразків отримані менші значення розширення. Це означає, що термообробка відпуском для зразка № 2 не набула дії. У результаті довговічність цього зразка виявилася дуже низькою (у порівнянні з іншими зразками, підданими тільки відпуску).

5.4. Закономірності зміни енергетичного стану поверхні сплаву ЕП866 при випробуваннях на втому

Утворення і розвиток тріщини на різних зразках відбувалося по-різному. Зазвичай тріщина мала зигзагоподібний вид з відхиленнями від прямолінійного поширення в межах 1 мм, перетинала майже всю поверхню зразка, у деяких місцях утворювала відгалуження. Спостерігалися також дрібні тріщинки, що супроводжували основну. Основні характеристики випробування зразків типу 2 (рис. 5.5) на втому представлені в табл. 5.10 (див. с. 116).

Нижче приведені дані характерного розподілу КРП по поверхні зразків при випробуваннях на втому. Уже після наробки 200 000 циклів спостерігалось зближення і вирівнювання кривих розподілу КРП (рис. 5.10, див. с. 117). Утворення тріщини викликало формування характерного «деформаційного» провалу на всіх кривих розподілу в області $l = 7$ мм (рис. 5.11, див. с. 118).

Таблиця 5.8 – Вплив відпалу на положення і ширину інтерференції (400)

Зразок	Дифракційний пік, град.	Розширення піку, град.	Примітка
ЕП479 Шліфування	150,416 150,500	2,298 1,872	до відпалу після відпалу
ЕП479 Полірування	150,644 150,500	3,456 2,352	до відпалу після відпалу
ЕП866 Шліфування	150,425 150,769	3,648 2,688	до відпалу після відпалу
ЕП866 Полірування	150,258 150,739	4,320 3,792	до відпалу після відпалу
ЕІ736 Шліфування	150,455 150,517	2,880 2,400	до відпалу після відпалу
ЕІ736 Полірування	150,519 150,556	4,320 2,448	до відпалу після відпалу

Таблиця 5.9 – Ширина лінії (400), термообробка і довговічність зразків Типу 1. Сталь ЕП479

Номер зразка	Перша наробка, цикли	Відновлююча термообробка	Розширення лінії (400), град.	Число циклів до руйнування
7	100 000	гартування, відпуск	2,05...2,10	21 717 531
8	100 000	відпуск	1,65...1,80	3 289 231
5	1 000 000	відпуск	1,55...1,65	6 976 509
12	1 000 000	гартування, відпуск	2,25...2,40	12 478 335
1	5 000 000	гартування, відпуск	2,60...2,65	12 878 584
11	5 000 000	відпуск	1,60...1,80	47 498 939
2	100 000	відпуск	2,40...2,60	495 000
6	100 000	відпуск	1,75...1,85	1 339 436
3	1 000 000	гартування, відпуск	1,95...2,05	1 758 746
9	1 000 000	гартування, відпуск	2,50...2,60	1 616 950

Середня зміна РВЕ на лінії тріщини складала величину порядку 40 меВ. Повторні вимірювання через 9 місяців зберегли основну особливість рельєфу – провал в області тріщини (рис. 5.12, див. с. 119). Спостерігається гарна повторюваність основних характеристик геометрії енергетичного рельєфу поверхні.

Таблиця 5.10 – Основні параметри випробувань на втому сталі ЕП866

Номер вимірювання, <i>n</i>	Наробка за цикл випробувань	Загальна наробка, <i>N</i>	Примітка
0	0	0	Після полірування та вакуумного відпалювання
1	200 000	200 000	
2	0	200 000	Після відпочинку
3	200 000	400 000	
4	600 000	1 000 000	
5	500 000	1 500 000	
6	500 000	2 000 000	
7	500 000	2 500 000	
8	500 000	3 000 000	
9	1 000 000	4 000 000	
10	1 000 000	5 000 000	
11	0	5 000 000	Після відпочинку
12	500 000	5 500 000	
13	0	5 500 000	Після відпочинку
14	1 500 000	7 000 000	
15	2 000 000	9 000 000	
16	2 000 000	11 000 000	
17	3 000 000	14 000 000	
18	2 000 000	16 000 000	
19	2 000 000	18 000 000	
20	2 000 000	20 000 000	
21	300 000	20 300 000	Падіння частоти
22	100 000	20 400 000	Руйнування

Утворення магістральної тріщини пов'язано зі значним деформуванням кривих енергетичного розподілу. Зменшення РВЕ розповсюджується на відстань до 7 мм від лінії тріщини. Аналогічна картина розподілу РВЕ формується при одновісному розтягуванні металів у районі «шийки». Отже, руйнування втоми пов'язане з активним пластичним деформуванням на значній по площі поверхні зразка. Попередній руйнуванню наробок, у різному ступені змінював структуру матеріалу по всій робочій області зразка. Причому ці зміни мали локальний характер. І тільки у визначений момент випробування одночасним пластичним деформуванням була охоплена значна область. Матеріал втратив можливість естафетної передачі деформування від однієї локальної зони до іншої. Руйнування втоми є результат активного пластичного деформування, що протікає одночасно в значній по обсязі зоні матеріалу.

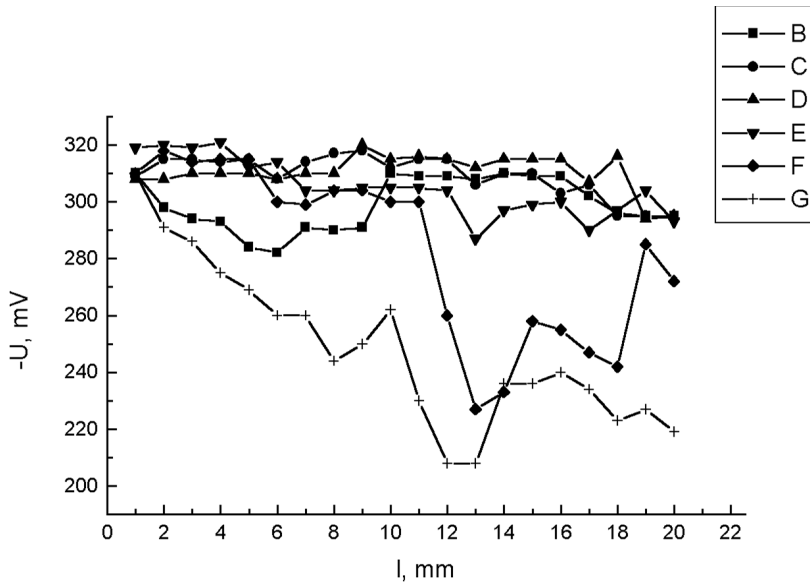


Рисунок 5.10 – Розподіл КРП по поверхні зразка зі сплаву ЕП866 після наробку 200 000 циклів

Залежність РВЕ від числа циклів наробку характеризується двома ділянками: 1 – інтервал від $n=0$ до $n=14$; 2 – від $n=14$ до утворення тріщини (рис. 5.9) (відповідність умов випробування від номера n представлено в табл. 5.1).

На першій ділянці зміни РВЕ коливаються поблизу деякого середнього значення, що незначно змінюється від точки до точки. Можна запропонувати, що існує рівноважне значення РВЕ, характерне для всіх точок поверхні. Результатом конкретного наробку є деяка зміна РВЕ, що за рахунок наступних наробків з часом релаксує. Найбільш характерним проявом такої релаксації є ділянка кривої від $n=5$ до $n=10$, що повторюється для всієї досліджуваної поверхні. При загальному наробку 1 500 000 циклів РВЕ стрибком зменшується приблизно

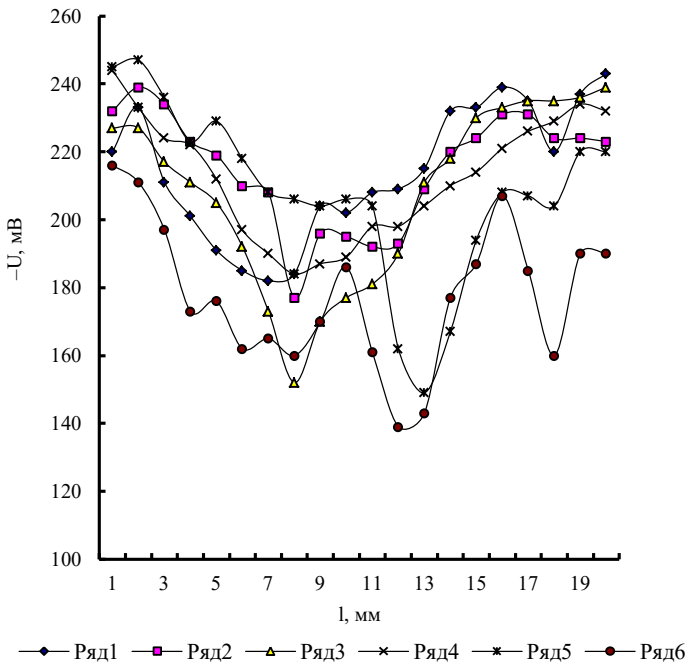


Рисунок 5.11 – Розподіл КРП по поверхні зразка зі сплаву ЕП866 у момент утворення тріщини

на 30 мВ. Потім у результаті наступного навантаження РВЕ зростає, досягаючи максимуму при наробку 2 000 000 циклів, а при 4 000 000 циклів приймає початкове значення.

Відомо, що матеріал поверхневого шару раніш починає структурні перебудови в порівнянні з об'ємом [57; 58]. Можливо, що аналізована особливість пов'язана з деформуванням поверхні (пластичним деформаціям відповідає зменшення РВЕ), що охопило всю робочу область зразка. Відбувся як би вихід на межу циклічної втоми тонкого приповерхневого шару. Тому, що випробування проводилося при постійному циклічному навантаженні, і підведення енергії в поверхневий шар не перевищувало критичного значення (було недостатнім для нових активних структурних перебудов), те надалі здійснювалися процеси «заліковування» поверхневих дефектів (дифузія вакансій, адсорбційні явища, вигладжування дислокаційних сходинок на поверхні).

Друга ділянка залежності РВЕ від наробку відрізняється від першої тенденцією до монотонного зменшення РВЕ по всій

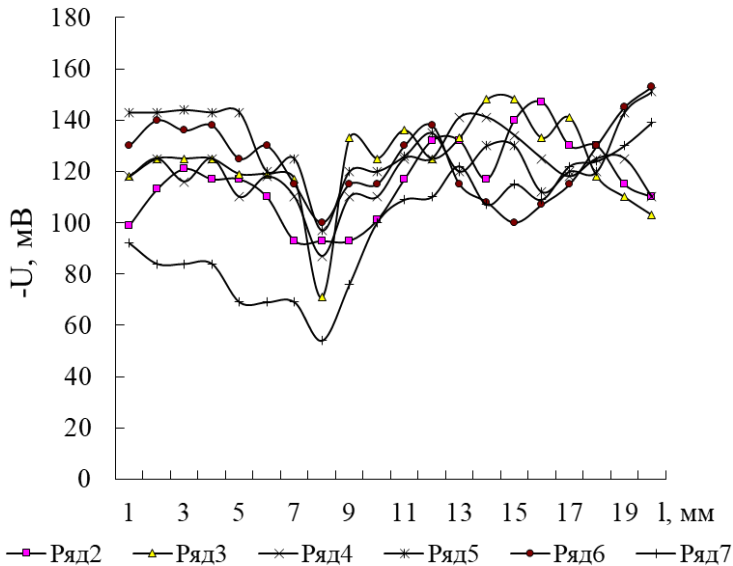


Рисунок 5.12 – Те ж, що і на рис. 5.11, через 9 місяців

робочій поверхні. При загальному наробку 7 000 000 циклів починається активне дефектоформування в поверхневому шарі, така стадія структурних процесів при втомі, при якій релаксаційні явища на поверхні не грають істотної ролі. Таким чином, друга ділянка й описує власне втомне порушення матеріалу.

Тому що на вимірювані значення РВЕ в значній мірі впливає навколишнє середовище, то детальний аналіз структурно чутливої залежності РВЕ при втомі був проведений з врахуванням фону. Процедура відрахування фону, обумовленого впливом на РВЕ середовища, заснована на закономірностях впливу ультрафіолетового опромінення поверхні металів (УФО) у процесі вимірів КРП. Було виявлено, що в процесі УФО відбувається рівнобіжний зсув кривих розподілу КРП. Пояснення цього явища полягає в тому, що УФО зміщує енергетичні рівні адсорбованих на поверхні металу атомів на визначену величину і викликає десорбцію слабо зв'язаних адатомів. У результаті УФО (з урахуванням рівномірності висвітлення поверхні) відбувається зміна РВЕ на постійну величину для всіх точок поверхні. Також

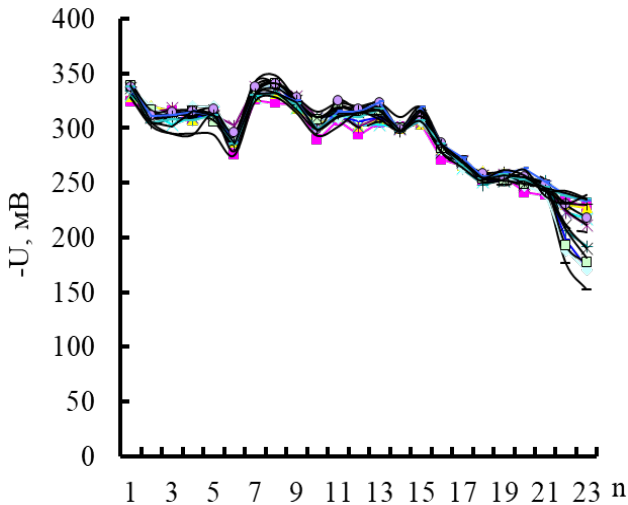


Рисунок 5.13 – Залежність розподілу КРП по поверхні для зразка зі сплаву ЕП866 від номера виміру (табл. 5.10)

були виконані виміри розподілу РВЕ на одній і тій же поверхні зразка, що не піддається механічному впливу протягом тривалого часу. Дані експериментів засвідчують про рівномірні по всій поверхні зміни РВЕ, викликані впливом атмосферних змін. У такий спосіб з'являється можливість виділити ділянку зразка, що не піддавалась деформаціям, а потім зміни РВЕ на цій ділянці віднімати зі значень РВЕ в зоні деформування в процесі випробування на втому.

5.5. Вплив проміжного відпуску на довговічність

Експериментальні і теоретичні дослідження процесу руйнування втоми показують, що при втомі відбувається насичення поверхневого шару дефектами кристалічної структури. Подальше циклічне навантаження матеріалу при досить високій амплітудній напрузі циклу приводить до утворення характерних для втоми дефектних структур, у котрих надалі відбувається зародження і розвиток мікротріщини втоми [57].

З іншої сторони відомо, що термічна обробка матеріалу може впливати на його дефектну структуру. Отже, якщо на деякій стадії розвитку втоми перервати випробування і піддати матеріал термічній обробці, то це повинно призвести до релаксації дефектних структур втоми і, як наслідок, до підвищення його довговічності. У цьому розділі представлені експериментальні результати, отримані при випробуваннях на втому зразків, виконаних зі спеціальної сталі ЕП866, що застосовується у виробництві деталей газотурбінних двигунів (ГТД). Деталі ГТД піддані саме циклічним навантаженням і тому подібні дослідження мають істотне прикладне значення. Крім того, у роботі був досліджений вплив проміжної термообробки на опір матеріалу втомного руйнування.

Зі сталі ЕП866 була виготовлена серія зразків у виді плоскої одинарної лопатки. Довжина робочої частини зразка складала 100 мм при ширині 10 мм і товщині 2.50 ± 0.05 мм. Робоча поверхня зразків була зачищена абразивною шкуркою і відполірована алмазною пастою до 14 класу чистоти. Після цього зразки

були піддані відпуску у вакуумі, упродовж 4-х годин при температурі $t = 580$ °С і тиску $P = 10^{-5}$ мм рт. ст. Для дослідження розвитку дефектної структури в процесі випробувань на втому використовувався метод виміру роботи виходу електронів, а також рентгенівська дифрактометрія.

Зразки піддавалися випробуванням на втому за схемою плоского симетричного вигину на резонансних частотах в інтервалі 320–360 Гц, на базі $N = 10^7$ циклів навантаження. Причому, половина зразків після проходження ними половини бази випробування піддавалася вакуумному відпуску. Весь комплекс вимірів і випробування на втому, а також відпуску половини випробовуваних зразків повторювались при послідовному збільшенні амплітудній напрузі циклу при 4-х рівнях навантаження: 0.75 – 1; 0.8 – 1; 0.9 – 1 і –1. Робота виходу електронів вимірювалася по 4 лініям сканування, що проходять уздовж країв зразка, де утворення мікротріщини втоми було найбільш ймовірним. Кожна лінія сканування містила 15 точок; вимірювання проходили зі кроком у 1 мм.

5.5.1. Експериментальні результати

Вимірювання роботи виходу електронів по поверхні зразків після їхньої механічної обробки показало, що середні значення, отримані двійним усередненням по поверхні кожного зі зразків окремо, а потім по всій сукупності зразків, складає приблизно –300 меВ при значному розкиді значень РВЕ від точки до точки, що досягали 100 меВ.

Відпуск, якому були піддані всі зразки після їхньої механічної обробки, привів до різкого підйому величини Φ_{cp} до значень $\Phi_{cp} = 150 \pm 50$ меВ. Розкид значень при цьому істотно зменшився. Таке поведіння роботи виходу дає підставу припускати, що відпуск, привів до релаксації дефектної структури поверхневого шару, який був перенасичений дефектами в результаті вихідної механічної обробки поверхні. При цьому ступінь дефектності поверхневого шару знизився, і розподіл дефектів по поверхні став більш однорідним. На рис. 5.14 (див. с. 123) представлені

розподіли Φ по поверхні одного зі зразків після механічної обробки – криві 1 і 2 і відпуски – криві 3 і 4 відповідно.

Вплив випробувань на втому на першому рівні навантаження $\sigma = 0,75 \times \sigma_{-1}$ після $N = 5 \times 10^6$ циклів навантаження на величину Φ не було однозначним: у ряді випадків воно призводило до зменшення Φ_{cp} (див. криві 5 і 6, рис. 5.14) і при цьому зразок руйнувався швидше. Частіше, однак, у результаті випробування при цьому рівні напружень спостерігався підйом величини Φ_{cp} до рівня 190 ± 30 мєВ. Аналогічний підйом рівня Φ_{cp} у результаті випробувань спостерігався раніше на інших металевих матеріалах у тих випадках, коли амплітудне значення напруження циклу було істотно менше границі витривалості зразків, тобто того рівня напружень, при якому починають проходити власне процеси втоми.

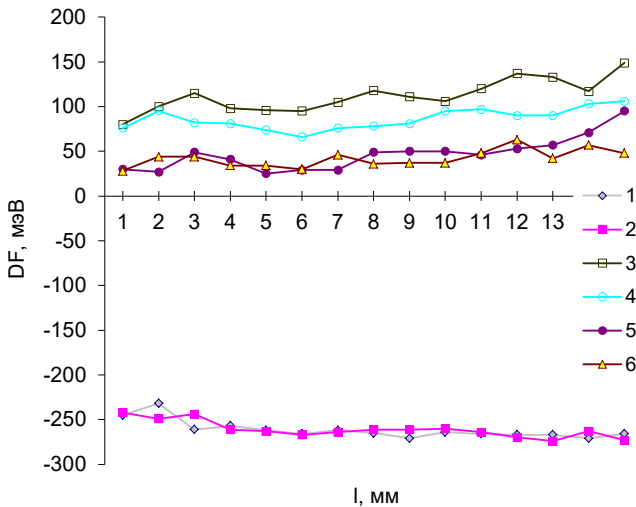


Рисунок 5.14 – Вплив термообробки та випробувань на втому на розподіл роботи виходу:

криві 1, 2 – розподіл по двох лініях сканування після механічної обробки; криві 3, 4 – розподіл по двох лініях сканування після термообробки; криві 5, 6 – розподіл по двох лініях сканування після випробувань на втому при першому рівні навантаження $\sigma = 0,75 \times \sigma_{-1}$

На рис. 5.15 (див. с. 125) представлені результати вимірів Φ на одному зі зразків після відпуску. Лінії 1 і 2 отримані скануванням уздовж одного краю зразка; лінії 3 і 4 – уздовж іншого краю. Випробування на втому в цьому випадку призвели до значного підйому значень Φ при збереженні загальної конфігурації ліній, що говорить про збереження особливостей розподілу дефектів по поверхні зразка (рис. 5.16, див. с. 125). Цікаво відзначити, що лінії 1, 2 і 3, 4 об'єдналися в окремо віддалені групи. Аналогічні результати по такій групі ліній сканування були отримані на ряді інших зразків. Очевидно, ці особливості еволюції розподілу Φ у результаті втоми і корелюють з особливостями еволюції дефектної структури відповідних областей поверхневого шару, а також з утворенням релаксації мікронапружень. При цьому насичення деякої області матеріалу дефектами приводить до зменшення Φ та навпаки. Утворення пружних ростягуючих напружень супроводжується деяким зменшенням Φ , а поява пружних стискаючих напружень спричиняє ріст роботи виходу.

Цікаво відзначити, що подальші випробування при тому же амплітудному напруженні циклу до бази випробувань $N_0 = 10^7$ циклів навантаження практично не вплинули на величину Φ , що після випробування склала: $\Phi_{cp} = 100 \pm 50$ меВ, хоча розкид значень Φ при цьому значно зріс. Другий відпуск, повернув поверхні зразків практично первісні значення: $\Phi_{cp} = 160 \pm 10$ меВ, а розкид Φ при цьому значно знизився.

Випробування на втому при другому рівні напружень $\sigma_2 = 0,8\sigma_{-1}$ до половини бази випробувань – $N = 5 \times 10^6$ призвели до росту роботи виходу до рівня $\Phi_{cp} = 190 \pm 30$ меВ, а наступний 3-й відновлювальний відпуск знизив її до рівня $\Phi_{cp} = 130 \pm 10$ меВ. Подальші випробування на втому до $N = 10^7$ циклів навантаження знову приводять до росту роботи виходу і підсилюють нерівномірності її розподілу. Випробування на втому при наступному більш високому амплітудному напруженні циклу $\sigma_3 = 0,9\sigma_{-1}$ призвели до різкого росту величини роботи виходу.

Продовження випробування при рівні навантаження $\sigma_4 = \sigma_{-1}$, тобто при амплітудному напруженню циклу, рівного границі витривалості, призвело до зменшення величини Φ ,

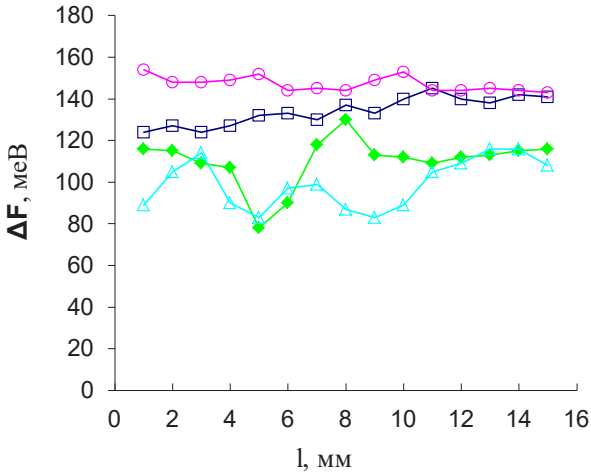


Рисунок 5.15 – Розподіл роботи виходу після термообробки (позначення – у тексті)

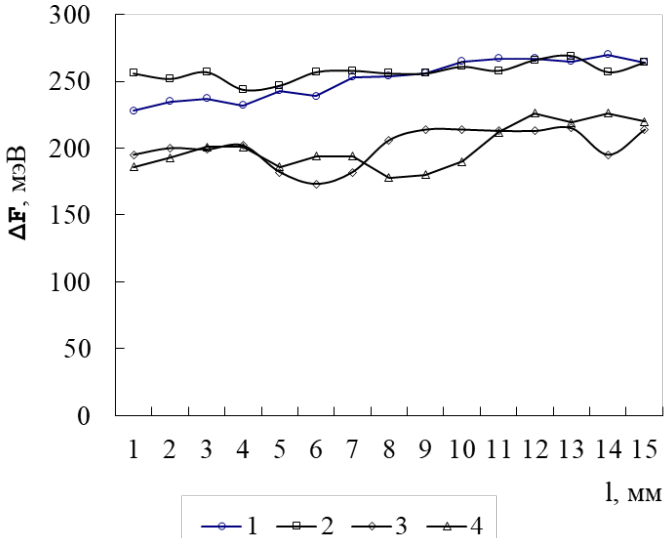
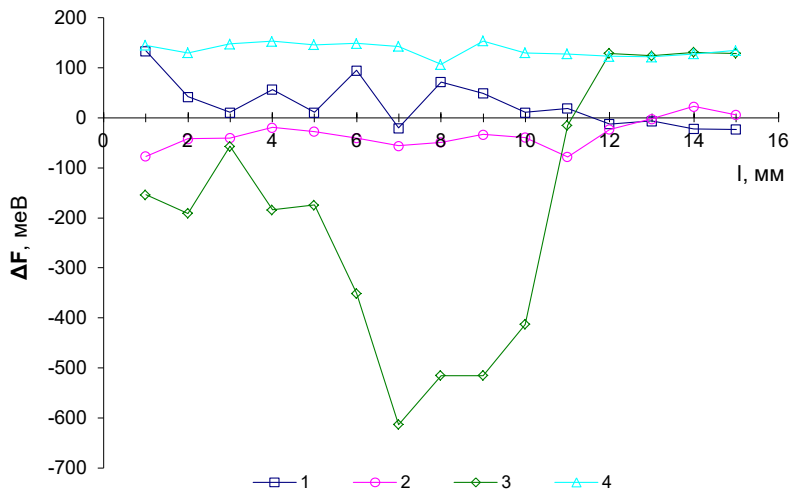


Рисунок 5.16 – Розподіл роботи виходу після випробування на втому (позначення в тексті)

тим більше інтенсивному, чим ближче точка вимірювань знаходилася до області утворення тріщини втоми. Причому, поява мінімуму Φ в області тріщини втоми реєструвалося задовго до її утворення. Так на рис. 5.17 мінімум у розподілі значень Φ по поверхні зразків збігається з координатами тріщини, що утворилася тут надалі.

У табл. 5.11 (див. с. 127) представлені результати статистичного порівняльного аналізу впливу на величину роботи виходу випробувань на втому, термообробки, відпочинку після випробування зразків, що не проходили і проходили термообробку. Більш ранні дослідження показали, що вимірювання Φ можуть нести важливу інформацію про характер процесів, що йдуть у матеріалі в результаті тих чи інших впливів. Так, ріст Φ у процесі випробування може бути пов'язаний з наведенням пружних напружень, що розтягують, у поверхневому шарі зразків, а зменшення Φ – з нагромадженням дефектів і наближенням стадії утворення тріщини втоми. Звертає на себе увагу той факт, що еволюція Φ_{cp}



**Рисунок 5.17 – Мінімум у розподілі РВЕ
в області майбутньої тріщини**

Позначення – у тексті

на зразках, які не піддавалися і піддавалися проміжній термообробці в процесі випробування істотно різні. Так, зразки, що не проходили проміжний відпуск, виявляють монотонну тенденцію до росту числа випадків зменшення Φ . Навіть перерив випробування на відпочинок не компенсує процес неперервного нагромадження ушкоджень. На термооброблених зразках Φ поведеться інакше.

Таблиця 5.11 – Аналіз впливу різних факторів на величину РВЕ

Обробка		Без термообр.		З термообр.	
рівень	σ / σ_{-1}	падіння РВЕ	ріст РВЕ	падіння РВЕ	ріст РВЕ
1	0,75	0	100	40	60
2	0,8	0	100	14	86
3	0,9	25	75	0	100
4	1	40	60	100	0
Термообробка		—	—	42	58
Відпочинок		78	22	100	0
Утворення тріщини		100	0	100	0

Очевидно, кожен проміжний відпуск призводить, принаймні, до часткової релаксації дефектних структур, що виникають при втомі, і повертає матеріалу можливість знову накопичувати ушкодження втоми. Тому для цієї серії зразків число випадків росту Φ у результаті випробування на втому росте зі збільшенням амплітудного напруження циклу. Однак, при досягненні амплітудним напруженням циклу границі витривалості σ_{-1} зразки, що проходили термообробку, раніш вступають на стадію утворення тріщини втоми. Очевидно, це пов'язано з тим, що при проміжних відпусках поряд з релаксацією структур втоми, мало місце загальне погіршення характеристик сталі. Порівняльні результати наробків термооброблених і не термооброблених зразків представлені в табл. 5.12 (див. с. 128). Очевидно, на сталях інших марок, що не втрачають стабільності при підвищенні температури, варто очікувати ріст довговічності в результаті застосування проміжного відпуску.

Таблиця 5.12 – Порівняльні результати наробітків термооброблених і нетермооброблених зразків

Навантаження	Рівень 1	Рівень 2	Рівень 3	Рівень 4
Обробка	млн циклів			
Без термообробки	10	10	10	10,8
С термообробкою	10	7,9	7,5	1,3

5.6. Вплив втоми і відновлювальної термообробки на енергетичний рельєф поверхні

Вимірам КРП і випробуванням на втому піддавалися 12 зразків типу 1. На цьому етапі роботи була поставлено завдання дослідження взаємозв'язку роботи виходу електронів з параметрами руйнування при втомі зразків зі сталі ЕП479. Приріст РВЕ пропорційний ступеню пластичного деформування $\Delta\Phi \sim \epsilon$. Розподіл РВЕ відображає локалізацію деформування, визначає інтенсивність протікання деформаційного процесу. Рентгенодифракційний аналіз здійснювався на K_{β} -випромінюванні трубки з залізним анодом. Досліджувалась лінія (400). Результати наведені в табл. 5.13). Проведені виміри дозволяють зробити висновок про істотний вплив вакуумного відпалу на зміну ширини дифракційного піку. Відомо, що зменшення ширини дифракційного піку означає зниження густини структурних дефектів в металі.

Таблиця 5.13 – Вплив відпалу на положення і ширину інтерференції (400)

Поверхня зразка	Дифракційний пік, град.	Розширення піка, град.	Примітка
ЕП479 Шліфована	150,416 150,500	2,298 1,872	до відпалу після відпалу
ЕП479 Полірована	150,644 150,500	3,456 2,352	до відпалу після відпалу
ЕП866 Шліфована	150,425 150,769	3,648 2,688	до відпалу після відпалу

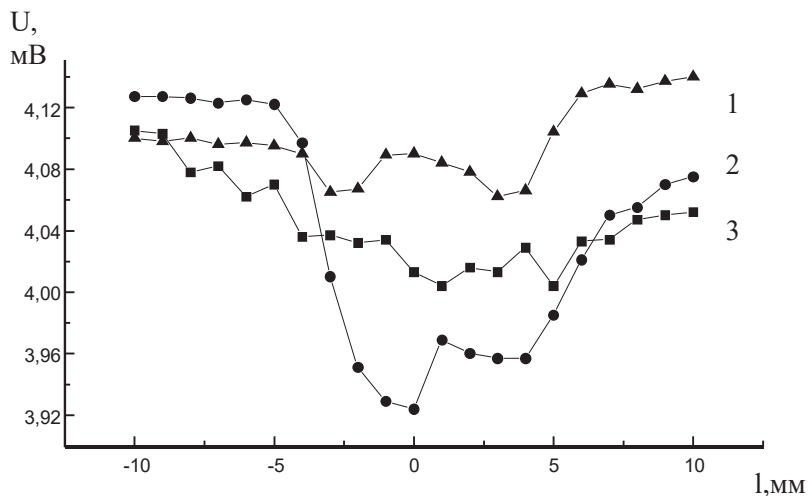


Рисунок 5.18 - Потенційний рельєф поверхні після утворення «шийки» плинності зразків:

1 - ЕП479; 2 - Ст. 3; 3 - ЕП866

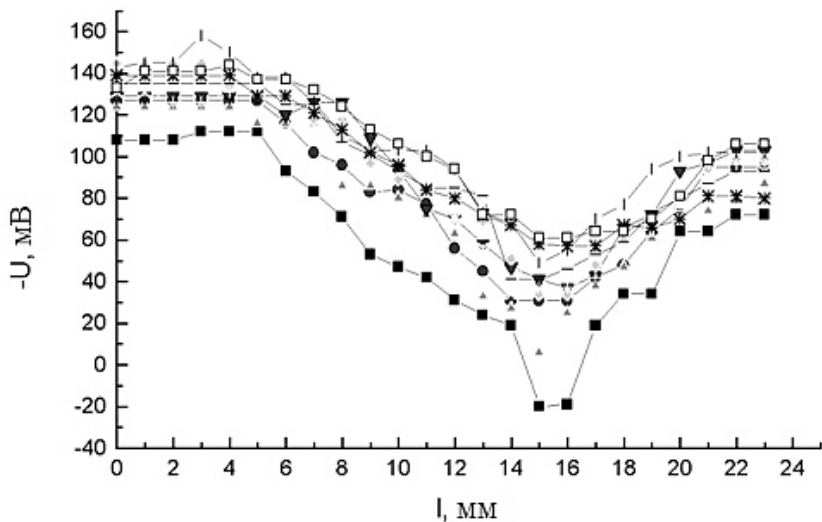


Рисунок 5.19 - Розподіл КРП по поверхні зразків після першого напруження (10^5 циклів)

Випробування на втому і вимірювання контактної різниці потенціалів проводилися на зразках, виготовлених зі сплаву ЕП479. Основні режими випробувань представлені в табл. 5.14.

Після 1-го напрацювання провели відновлюючу обробку двох типів (гартування + відпуск або відпуск). Потім випробували зразки до руйнування. Дані про вплив термообробки на втомну довговічність наведені в табл. 5.14 (крім зруйнованих зразків 4 і 10).

Таблиця 5.14 – Режими випробувань на втому зразків зі сплаву ЕП479

№ зразка	Розміри зразків			Частота, Гц	Навант., МПа	Число циклів, <i>N</i>	Примітка
	<i>b</i> , мм	<i>h</i> , мм	<i>l</i> , мм				
1	12	1,00	37	237	350	5 000 000	
2	12	1,23	37	228	450	100 000	
3	12	1,25	37	233	450	1 000 000	
4	12	1,24	37	233	450	1 833 185	зруйнований
5	12	1,27	37	223	350	1 000 000	
6	12	1,29	37	241	450	100 000	
7	12	1,27	37	239	350	100 000	
8	12	1,24	37	233	350	100 000	
9	12	1,25	37	234	450	1 000 000	
10	12	1,24	37	239	350	2 055 900	зруйнований
11	12	1,28	37	241	350	5 000 000	
12	12	1,27	37	238	350	1 000 000	

Із аналізу даних табл. 5.15 (див. с. 131) випливає наступний висновок. Довговічність зразків при навантаженні 350 МПа складає в середньому 15 млн циклів, при 450 МПа середня довговічність на порядок менше – 1,38 млн циклів.

На кривих поступово утворюється характерний прогин. Нагадаємо, що на осі ординат відкладені негативні значення контактної різниці потенціалів. Отже, такий же прогин-мінімум

спостерігається і на кривих, що описують розподіл роботи виходу електронів. Очевидно, що чим більші механічні напруження на даній ділянці зразка, тим більша величина прогину кривих розподілу.

Таблиця 5.15 - Вплив термічної обробки на втомну довговічність

Номер зразка	Число циклів			Навант., МПа	Режим відновлюючої термообробки
	1-е напращ. N_1 , цикл	2-е напращ. N_2 , цикл	напращ. руйнування N_{Σ} , цикл		
1	5 000 000	7 878 584	12 878 584	350	загартування, відпуск
5	1 000 000	5 976 509	6 976 509	350	відпуск
7	100 000	21 717 431	21 717 531	350	загартування, відпуск
8	100 000	3 289 131	3 289 231	350	відпуск
11	5 000 000	42 498 939	47 498 939	350	відпуск
12	1 000 000	11 478 335	12 478 335	350	загартування, відпуск
2	100 000	395 328	495 328	450	відпуск
3	1 000 000	758 743	1 758 746	450	загартування, відпуск
6	100 000	1 339 326	1 339 436	450	відпуск
9	1 000 000	616 950	1 616 950	450	загартування, відпуск

Те ж явище наочно ілюструють дані випробувань (рис. 5.20, див. с. 132) зразка, геометрія якого вказана над рисунком. До випробувань значення РВЕ знаходилось у межах 4,18–4,20 еВ. У зв'язку з впливом знакозмінних напружень спостерігається поступове зниження роботи виходу в області концентратора напружень. Робота виходу зменшується в тій області зразка, де амплітуда прикладених напружень більша. Поперечний переріз зразка мінімальний в точці, яка знаходиться на відстані 17 мм.

Характерні результати систематичних послідовних вимірювань роботи виходу під час випробувань на втому показані

на рис. 5.21 (див. с. 133). Перед випробуваннями, як видно з рисунка, спостерігається деяке розсіювання значень, виміряних в межах поверхні одного і того ж зразка. Це розсіювання складає приблизно 30 меВ. Область зразка довжиною 10 мм знаходиться всередині затиску; слід порівняти значення РВЕ в області (15–25 мм від лівого краю), що навантажується, і значення РВЕ в малонавантаженої частині (далі – 25 мм). Найбільший рівень напружень знаходиться на відстані 17 мм від лівого краю. На рис. 5.22 (див. с. 134) видно, що з'являється яскраво виражений мінімум РВЕ; падіння сягає 75 меВ. Це більше, ніж у два рази більше, ніж розсіювання точок. Важливо, що падіння роботи виходу, що спостерігається, сталося до часу, що вдвічі менший, ніж загальна довговічність зразка. У результаті подальших випробувань мінімум розвивається. Різниця між значеннями роботи виходу у навантаженої і у ненавантаженої частинах зразка досягає 100 меВ.

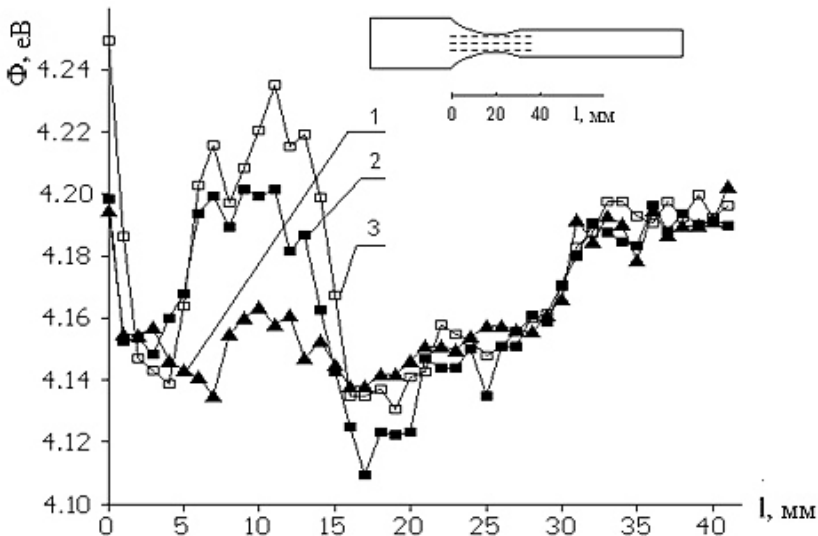


Рисунок 5.20 – Розподіл РВЕ вздовж поверхні зразка зі сплаву ЕП479:

1 – 28 млн циклів; 2 – 85 млн циклів; 3 – 97 млн циклів

Отже, значення роботи виходу зменшуються у тому місці зразка, де в подальшому відбувається обрив міжатомних зв'язків, і це падіння відбувається задовго до безпосереднього порушення цілісності матеріалу.

При постійному циклічному навантаженні відбуваються локальні пластичні деформації на окремих ділянках робочої поверхні зразка. При цьому на початку випробувань

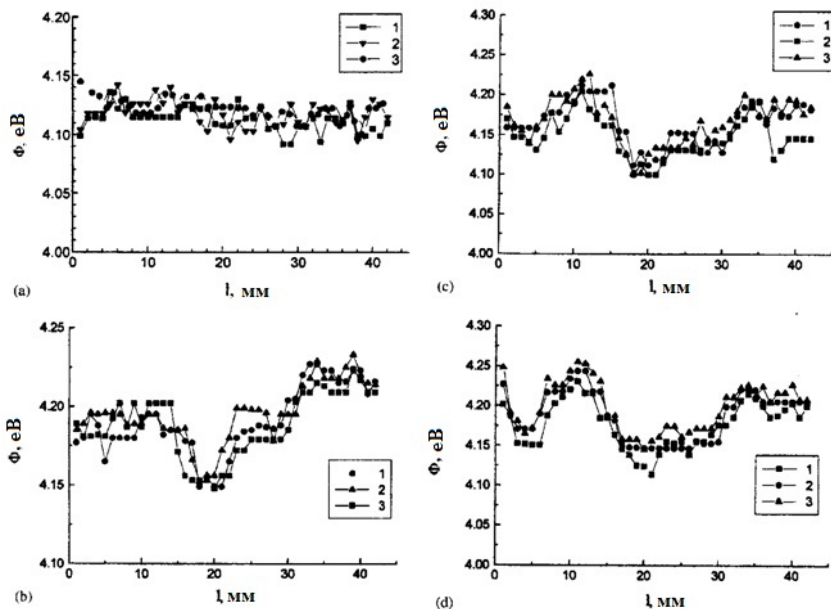
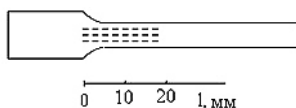
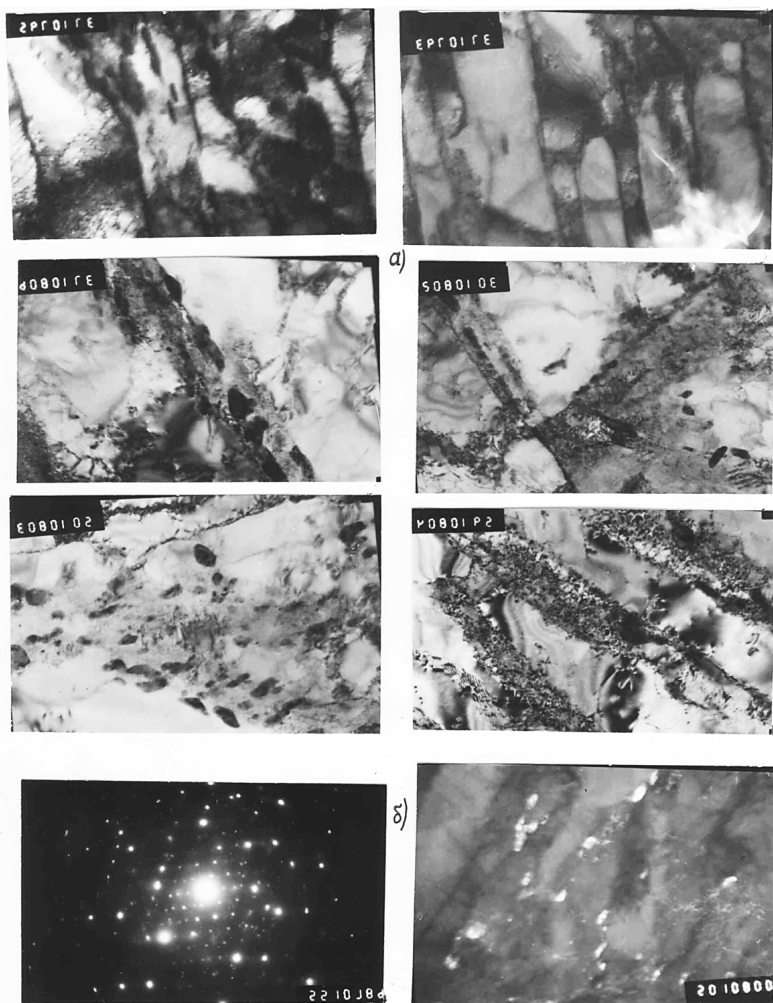


Рисунок 5.21 – Криві розподілу РВЕ для зразка, який випробується на втому:

a – початковий стан (число циклів $N = 0$); *b* – криві від 1 до 3 (N змінюється від 52 до 69 млн циклів); *c* – криві від 1 до 3 (N змінюється від 72 до 84 млн циклів); *d* – криві від 1 до 3 (N змінюється від 89 до 97 млн циклів)



**Рисунок 5.22 – Структура сталі ЕП479 у вихідному стані після дії циклічного навантаження при напрузі $\sigma = 46 \text{ кг/мм}^2$:
а – голівка зразка; б – у районі тріщини ($N = 1\,125\,390$ циклів)**

при невеликих навантаженнях спостерігається порівняно рівномірний процес, що характеризується постійністю середніх значень КРП з плином часу. Але варто тільки збільшити навантаження (ближче до границі втоми), як у районі формування втомної тріщини спостерігається стрибок КРП, відповідний зменшенню РВЕ. Це означає, що збільшення навантаження до границі втоми призводить до активних пластичних деформацій у поверхневому шарі матеріалу. Релаксуючий, монотонний характер зростання РВЕ може бути пояснений дифузійними процесами на металевій поверхні в полі циклічних навантажень. Нерівноважні для даних умов навантаження дефекти структури поверхні анігілюють. Завершальна ділянка при постійному навантаженні свідчить про відсутність помітної поверхневої деформації, і тільки приріст навантаження призводить до зниження РВЕ. Можливо, що існують граничні значення збільшення РВЕ як в напрямку зменшення, так і в напрямку зростання, після досягнення яких інтенсифікуються процеси структурної перебудови на поверхні, що змінюють знак приросту РВЕ. Важливо відзначити, що ці процеси здійснюються в полі механічних навантажень.

5.7. Електронно-мікроскопічні дослідження сталі ЕП479

Методом дифракційної електронної мікроскопії досліджено зразки зі сплаву ЕП479 після випробувань на багатоциклово втому. Структура сплаву ЕП479 після загартування і відпуску представляє собою мартенсит, що складається з пакетів паралельних пластин з високою густиною дислокацій. По границі і всередині первинних зерен аустеніту спостерігали виділення карбідної фази. Аналіз показав, що це частки типу $Me_{23}C_6$ розміром 0,2–0,5 мкм (рис. 5.22). У робочій частині зразка № 1 з циклічним навантаженням при напрузі $\sigma = 46$ кгс/мм², $N = 1\,125\,390$ циклів структура в районі тріщини представлена на рис. 5.23 (див. с. 136). Спостерігається фрагментація

мартенситних пластин. Під дією циклічного навантаження відбувається взаємодія дислокацій з утворенням субзеренної структури.

Напружений стан поблизу границь посилюється скупченням дислокацій. Стиснуті до границь дислокації створюють локальну концентрацію напружень, що може бути

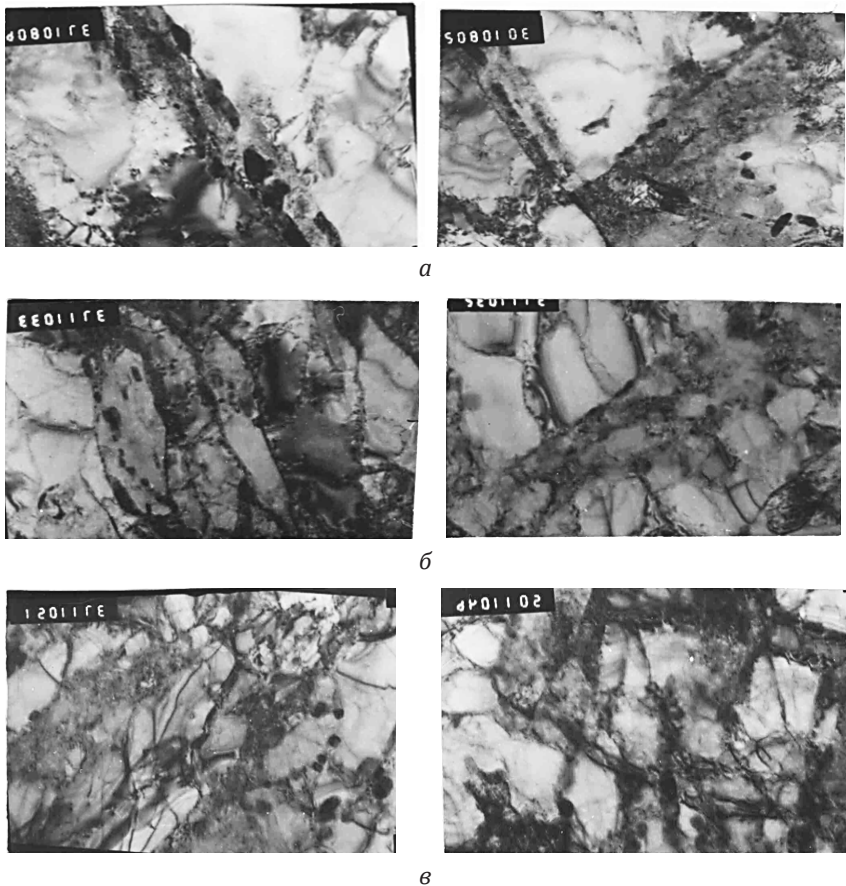


Рисунок 5.23 – Структура сплаву ЕР479 у районі тріщини при напрацюванні:

а – $1,1 \times 10^6$ циклів; **б** – $2,2 \times 10^6$ циклів; **в** – 20×10^6 циклів

передвісником утворення субмікротріщини. Перешкодою для переміщення дислокацій є частки фаз, присутніх у сплаві. Якщо усередині зерна виділення часток відіграють позитивну роль – затримують рух дислокацій до границь, то виділення карбідної фази по границях зерен підсилюють напруженість границь, що сприяє появи субмікротріщин.

Не тільки частинки перешкоджають переміщенню дислокацій, а й утворення субзеренної структури призводить до більш рівномірного розподілу дислокацій. Чим більш однорідна структура, тим краще – менша ймовірність руйнування. Ця особливість добре проглядається у зразках № 3, 6 і 10. У зразку № 3 з циклічним навантаженням при напруженні $\sigma = 451$ МПа, $N = 2\,200\,000$ циклів спостерігаються субзерна розміром 0,3–0,4 мкм (рис. 5.23). Збільшення числа циклів до 2 000 000 при напруженнях 294 і 412 МПа призводить до більш однорідної, дрібної субзеренної структури (рис. 5.23), тобто до однорідної пластичної деформації. Розміри субзерен досягають 0,1–0,2 мкм. Тому, як зразок № 6, так і № 10, при такій однорідній дрібній субзеренній структурі і не руйнуються (рис. 5.24, див. с. 138).

Підвищення напруження впливає у меншій мірі, тільки циклічне навантаження впливає на структуру сплаву. Зразки з малим циклічним навантаженням руйнуються, а при високому – руйнування не відбувається, тобто однорідна пластична деформація сприятливо впливає на структуру сплаву. Вибіркове дослідження сплаву ЕП866 показало аналогічну картину структури поверхні в районі концентратора напружень.

Отже, електронно-мікроскопічне дослідження сплаву ЕП479 і ЕП866 показало, що під дією циклічного навантаження відбувається анігіляція і взаємодія дислокацій з утворенням субзеренної структури. Чим більша кількість циклів, тим більш однорідна дрібна субзеренна структура спостерігається.

Виконане дослідження процесу втоми дозволяє припустити існування двох основних стадій структурних змін в поверхневому шарі металів: стадія зворотних структурних перебутов, коли величина RBE для даної точки поверхні періодично

зменшується і збільшується, коливаючись поблизу деякого середнього значення; стадія незворотних структурних змін у матеріалі поверхневого шару, коли РВЕ в даній точці монотонно зменшується аж до руйнування зразка.

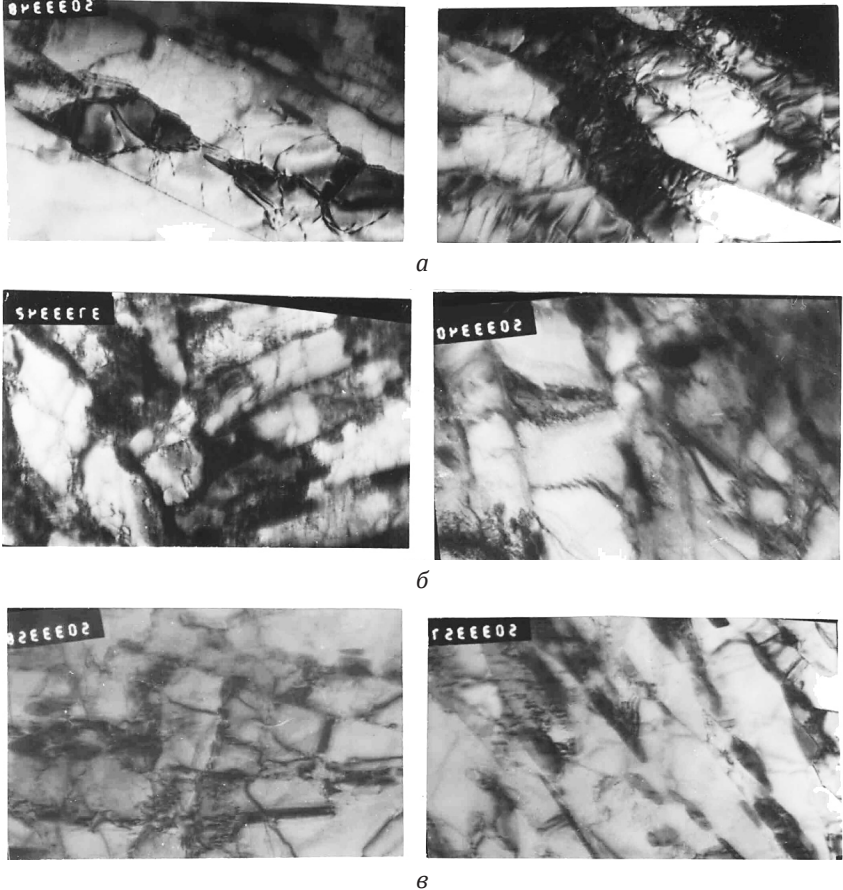


Рисунок 5.24 – Структура сталі ЕП479 після випробування на багатоциклову втому при 500 °С:

a – зразок № 7 $\sigma = 44$ кгс/мм², $N = 423\ 337$ циклів; *б* – зразок № 5 $\sigma = 36$ кгс/мм², $N = 5555$ циклів; *в* – зразок № 9 $\sigma = 32$ кгс/мм², $N = 20\ 229\ 073$ циклів

Встановлено, що в зоні активних циклічних деформацій на формування енергетичного рельєфа основний вплив має зміна структури самого металу.

Під дією циклічного напруження у результаті локальної пластичної деформації відбувається деформаційне зміцнення, а при деякому числі циклів настає його насичення. Вихід дислокацій на вільну поверхню супроводжується збільшенням атомарної шорсткості поверхні, що призводить до зменшення РВЕ (зростання густини дислокаційних сходинок на вільній поверхні). При досягненні певного значення густини дислокаційних сходинок на поверхні (визначається кількістю працюючих площин ковзання дислокацій) зміна РВЕ припиняється. Виявлено, що поверхня зразка, охоплена виходом дислокацій на поверхню, відповідає практично всій робочій області зразка.

У результаті проведеного дослідження виявлено, що подальша обробка відпуском і загартуванням зберігає особливості енергетичного рельєфа, сформовані після першого циклічного напруження.

Зміна РВЕ відображає процеси, що проходять на металевій поверхні як границі розділу метал-середовище. Дані вимірювань свідчать про дальнодійний характер змін РВЕ. Дві ділянки поверхні, віддалені одна від одної на макроскопічну відстань, взаємодіють як через об'єм металу, за допомогою електронів провідності, так і через атомні зв'язки в площині поверхні (поверхневі пружні хвилі). Таким чином, при циклічному навантаженні металів можливий перенос енергії в будь-яку точку поверхні зразка. Спостерігається зближення поперечних значень РВЕ в межах доступних значень енергії залежно від рівня деформацій. Градієнт поздовжніх значень РВЕ можна пояснити розхитуванням і руйнуванням адсорбційного шару.

Виявлено, що при відпуску РВЕ зменшується, а при обробці загартуванням з наступним відпуском РВЕ збільшується. Як показало дослідження – зниження напруження до 30 кгс/мм² проти 42 кгс/мм² не впливає на структуру сплаву ЕП479.

Проведено дослідження структури зразків після випробування на багатоциклово втому при температурі 500 °С

із напруженням 32, 36 і 44 кгс/мм². Результати дослідження показали, що температура випробування при 500 °С не вносить яких-небудь істотних змін у структуру, тобто структура сплаву ЕП479 після випробування, як при кімнатній температурі, так і при 500 °С однакова (рис. 5.25, див. с. 141).

Підвищення напруження як при кімнатній температурі, так і при 500 °С, істотного внеску в зміну тонкої структури не внесено.

Після випробування при 500 °С структура зразків практично аналогічна структурі зразків після випробування при 20 °С, тобто сталь ЕП479 термостабільна. У районі тріщини робочої частини зразка № 1 структура сталі ЕП479 представлена на рис. 5.26 (див. с. 142). Спостерігається фрагментація мартенситних пластин. Під дією циклічного навантаження при напрузі $\sigma = 46$ кг/мм² відбувається утворення субзеренної структури (рис. 5.26). Збільшення числа циклів до 20 009 849 при напруженні $\sigma = 42$ кгс/мм² призводить до більш однорідної дрібної субзеренної структури, тобто однорідної пластичної деформації. Цим міркуванням можна пояснити те, що не спостерігалось руйнування в зразку № 6.

На основі проведених досліджень були зроблені наступні висновки:

1. Виявлено, що в процесі циклічного деформування, областям матеріалу, що зазнає однакових механічних напружень, відповідають ділянки поверхні з близькими значеннями РВЕ. У результаті випробувань на поверхнях зразків формується характерний енергетичний рельєф (прогин кривих КРП). Можна припустити, що максимальним змінам КРП у прогині відповідає найбільш інтенсивне протікання деформаційних процесів.

2. Експериментальні результати дозволяють зробити висновок про можливий зсув зони максимальних деформацій убік від найбільш тонкої частини зразка. Результатом такого перерозподілу деформацій за зразком може виявитися зміна довговічності зразка.

3. Розподіл КРП по поверхні зразків дозволяє передбачати місце зародження тріщини втоми.

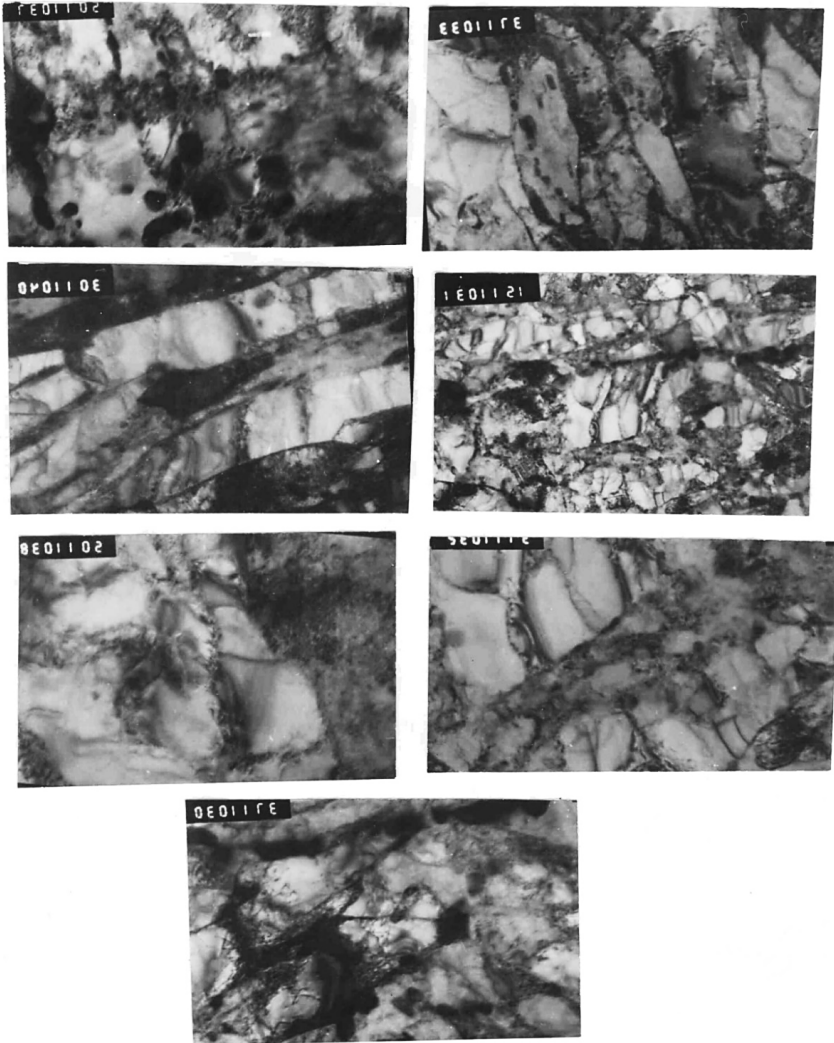


Рисунок 5.25 – Структура сталі EP479 після додатка циклічного навантаження під напругою $\sigma = 42 \text{ кг/мм}^2$, $N = 2\,200\,000$ циклів (зразок № 3, зруйнований)

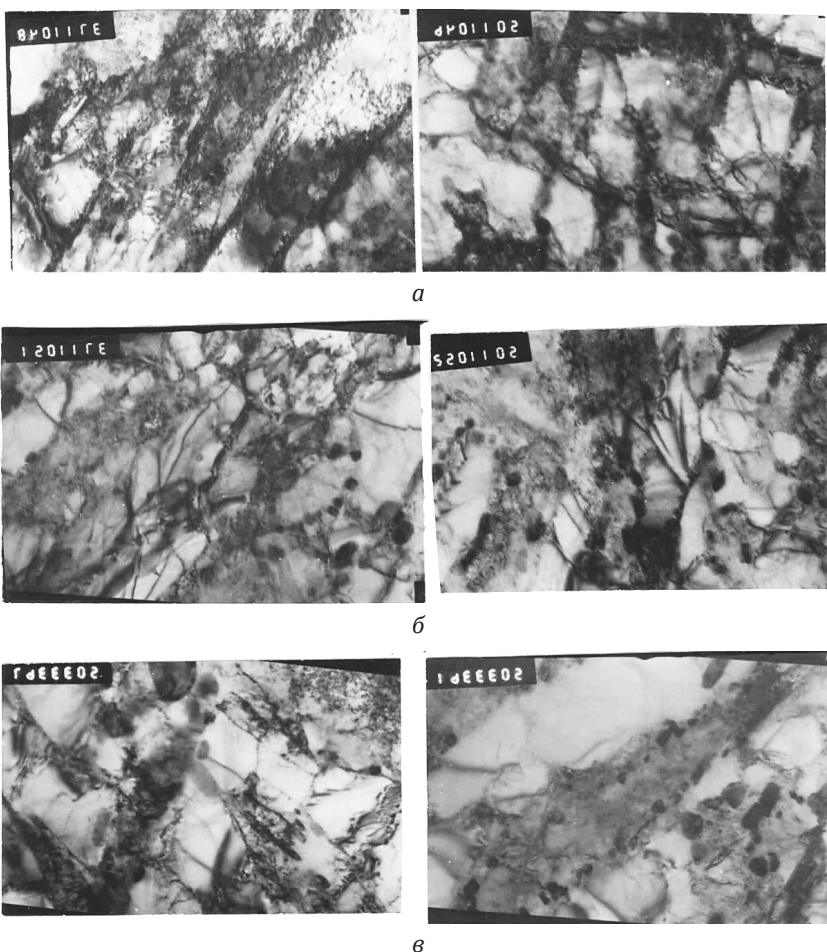


Рисунок 5.26 – Структура сталі EP479 після циклічного навантаження з напругою $\sigma = 30,42$ кгс/мм² і кількості циклів $N = 20\,000\,000$:

а – зразок № 6 з $\sigma = 42$ кгс/мм²; б – зразок № 10 з $\sigma = 30$ кгс/мм²

5.8. Фізичний механізм процесів втоми

У попередньому розділі роботи було встановлено, що в процесі випробування на втому спостерігаються істотні зміни потенційного рельєфу. Було виявлено, що робота виходу електрона зменшується в тому самому місці зразка, де при продовженні випробування формується тріщина втоми. Результати вимірів дозволяють зробити висновок, що РВЕ починає знижуватися, уже при наробку в 5–10 % від загальної довговічності зразків.

На рис. 5.20 та 5.21 було представлено типова зміна значень РВЕ на поверхні високолегованої сталі залежно від числа циклів наробку. Зменшення РВЕ відбувається безпосередньо над майбутньою тріщиною. РВЕ зменшується в тих областях, де механічні напруження максимальні. У точці 17 мм перетин зразка мінімальний. Область падіння РВЕ охоплює відстань від 16 до 27 мм.

Більш того, зменшення РВЕ спостерігалось також на поверхні, протилежній тієї, де формуються мікроскопічні тріщини. Очевидно, що фіксуємо падіння РВЕ відбиває визначені структурні зміни матеріалу зразка в процесі знакозмінного механічного навантаження. Було виявлено, що на ранніх стадіях випробування на втомне деформування збільшення РВЕ зворотне. Якщо прикладене змінне механічне напруження знімається, то значення роботи виходу повертаються до первісного. Очевидно, накоплення дефектів у приповерхній області кристала оборотне до деякого значення циклічного наробку.

Якщо металевий зразок піддають циклічним напруженням, то, як відомо, відбувається генерування дислокацій. Існує граничне напруження τ_s , вище значень якої цей процес може початися. Воно може бути записане:

$$\tau_s = \mu_s \times b \times \sqrt{n \times \rho_0} / (2 \times \pi), \quad (5.15)$$

де μ_s – модуль зсуву;

b – вектор Бюргерса;

n – число дислокацій в скупченні;

ρ_0 – початкова густина дислокацій.

Занароджені дислокації під впливом зовнішніх змінних напружень рухаються в пересічних системах ковзання. Частина з них виходить на поверхню.

У результаті виходу дислокацій на поверхню утворюються поверхневі сходинки. Відомо, що ці сходинки несуть електричний заряд і, створюють електричні диполі [56]. Негативний заряд акумулюється між поверхневими атомами. Внесок дислокаційних диполів приводить до зменшення роботи виходу. Автори вивели наступне рівняння для зміни густини дислокацій у процесі випробування і в матеріалі на втому [56]:

$$\ln \frac{\rho}{\rho_0} = \delta \times V_0 \exp\left(-\frac{U_0 + b^3 \times \tau_s}{k \times T}\right) \times \int_{t_{so}}^{t_{sf}} \exp\left(\frac{b^3 \times \tau_m \times \sin(\omega \times t)}{k \times T}\right) \times dt, \quad (5.16)$$

де ρ – густина дислокацій;

δ – коефіцієнт розмноження дислокацій;

V_0 – передекспоненціальний множник;

U_0 – енергія активації руху дислокацій;

$\tau_m \times \sin(\omega \times t)$ – змінне напруження;

t_{so} і t_{sf} початок і кінець часу дислокаційного руху в межах напівперіоду відповідно;

k – стала Больцмана;

T – температура.

Рівняння (5.16) було нами вирішено чисельно за допомогою ПК для різних значень амплітуди прикладеного напруження. Густина дислокацій у поверхневому шарі була обчислена для кожного циклу. Початкова концентрація дислокацій у Al дорівнює $\rho_0 = 3,75 \times 10^7 \text{ см}^{-2}$. Швидкість розмноження дислокацій була обрана рівної $dp / dN = 37,5 \text{ см}^{-2} \times \text{циклов}^{-1}$. Критеріями для вибору значень цих величин були експериментальні дані роботи [61], а також узгодження розрахункової кривої $\rho(N)$ з нашими експериментальними даними.

Якщо значення цих величин відомі, то немає необхідності знати константи δ , V_0 , U_0 . Наступні розумні значення інших констант були обрані (для Al $\mu_s = 2,70 \times 10^4$ МПа; $b = 2,86 \times 10^{-10}$ м; $\tau_m = 82$ МПа; $\omega = 5,88 \times 10^3$ рад/с; $T = 300$ °К).

Результати обчислень густини дислокацій у Al приведені на рис. 5.27. Відповідність між експериментальними точками і розрахунковою кривою задовільна. Збільшення густини дислокацій супроводжується зменшенням РВЕ.

Зміна РВЕ через збільшення густини дислокаційних сходинок може бути виражено:

$$\Delta\Phi = -A \times \mu \times n, \quad (5.17)$$

де Φ в еВ;

A – константа, що дорівнює 3.77×10^{-15} еВ \cdot см²/D;

μ – дипольний момент, розділений на міжатомну відстань у D/см;

n – густина сходинок у см⁻¹ ($1D = 3.34 \times 10^{-32}$ Кл \cdot см).

З рівняння (5.17) ми можемо одержати:

$$d\Phi / dN = -A \times \mu \times dn / dN. \quad (5.18)$$

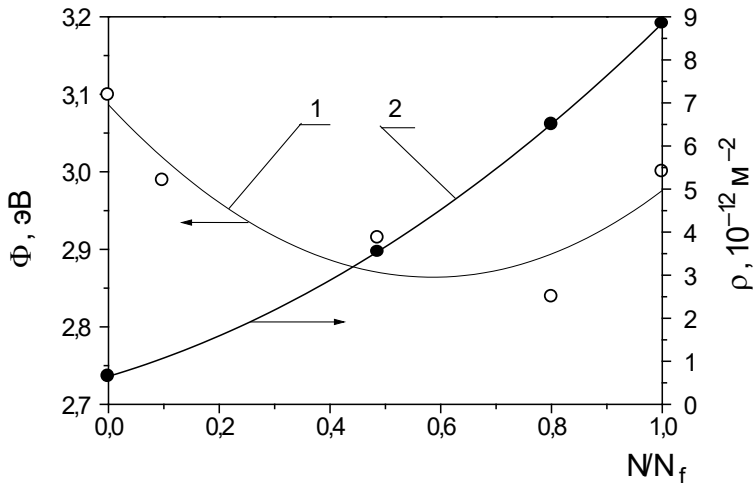


Рисунок 5.27 – Вплив випробування на РВЕ і густину дислокацій у Al:

- 1 – РВЕ залежно від N / N_f , де N_f – число циклів до руйнування;
 - 2 – обчислена крива густини дислокацій відповідно до рівняння (5.6);
 - – Al, експериментальні дані рентгенівських вимірів, ρ (N / N_f);
- $\tau_m = 52$ МПа; $\omega = 5881$ рад/с

З іншого боку, поява сходинок викликана виходом дислокацій на поверхню. Рівняння збереження для дефектів кристалічних ґрат у цьому випадку може бути записане в такий спосіб:

$$\rho_s \times L \times V \times dt = dn \times \bar{h} \times L, \quad (5.19)$$

де L – розмір кристала;

$V \times dt$ – середня довжина вільного пробігу дислокацій до поверхні;

dn – зміна числа дислокаційних сходинок на одиницю поверхні;

\bar{h} – середня висота сходинок.

Отже, швидкість формування (створення) сходинок за цикл визначається щільністю дислокацій і швидкістю їхнього руху:

$$dn / dN = 2 \times \pi \times \rho_s \times V / (\omega \times \bar{h}). \quad (5.20)$$

Підставивши формулу (5.20) у рівняння (5.18), ми можемо одержувати:

$$d\Phi / dN = -2 \times \pi \times A \times \mu \times \rho_s \times V / (\omega \times \bar{h}). \quad (5.21)$$

Для алюмінію було знайдено, що $d\Phi / dN = -1.67 \times 10^7$ еВ/цикл. Тепер ми можемо оцінити деякі величини, виходячи з отриманих експериментальних даних. Однак, попередньо необхідно зробити деякі розумні припущення, тому що деякі значення невідомі. Прийmemo що:

$$\mu = e \times b / (b \times 3,34 \times 10^{-32}) = 4,79 \times 10^{12} \text{ D/см}, \quad \bar{h} \approx b.$$

Тоді швидкість дислокацій відповідно до рівняння (5.20) дорівнює $2,27 \times 10^{-10}$ см/с. Це відповідає швидкості 2,12 см/с = 7,71 в/с. Тому що швидкість розмноження дислокацій $dp / dN = 2 \times \pi \times \rho \times V / \omega$, ми можемо визначити коефіцієнт розмноження дислокацій $\delta = 4,79 \text{ см}^{-1} \times \text{цикл}^{-1}$. Оскільки швидкість розмноження дислокацій тепер відома, ми одержуємо $dn / dN = 318 \text{ сходинок} \times \text{цикл}^{-1} \times \text{см}^{-2}$.

ВИСНОВКИ

1. Використання вторинно-твердіючих сталей, як варіанта зубчатих коліс редукторів авіаційних двигунів, дозволило радикально підвищити їх теплостійкість, твердість та зносостійкість. Використання оригінального методу термічного оброблення цементованого шару створює значні напруження стиснення на поверхні зубчатих коліс.

2. Довговічність цементованих зубчатих коліс редукторів авіаційних двигунів, виготовлених з нових сталей 27ХЗАНМ2ЮБч та 13ХЗНВМ2ФА, перевищує відповідні показники сталі 12ХН4А та ін., що традиційно використовується, в 4–5 разів.

3. Встановлено, що основна кількість δ -фериту в сталі 18Х15Н3М–Ш ліквацийного походження й при охолодженні розпадається з утворенням високохромистих карбідів типу $(Cr, Fe)_{23}C_6$ і невеликої кількості інтерметаліду FeCrMo. Застосування високотемпературного ступінчастого відпалу сприяло усуненню δ -фериту ліквацийного походження, що суттєво підвищило однорідність структури й внаслідок цього ударну в'язкість із 0,137 МДж/м² до 0,46 МДж/м².

4. Обмеження верхньої межі вмісту вуглецю в сталі до 0,18 % мас. дозволило зменшити кількість карбідів і усунути карбідну рядковість при збереженні показників міцності й твердості.

5. Застосування нової технології гарячого осаджування з рельєфною робочою поверхнею інструмента дозволило усунути нерівномірність деформації й запобігло негативному впливу теплового ефекту в перетині заготовок. Це сприяло зниженню різнозернистості поковок дисків ГТД із 4–8 балів до 7–8 балів, у результаті чого підвищилася стабільність показників ударної в'язкості з 0,58–0,99 МДж/м² до 0,99–1,02 МДж/м².

6. Багатокомпонентне легування сталі 03Х22Ю5ФБч ніобієм, ванадієм і РЗМ забезпечила появу більш стійкої карбідної фази цих елементів, яка з'явилася ефективною перешкодою утворенню високохромистих карбідів Me_23C_6 , що сприяло зниженню швидкості росту розмірів зерен і усуненню високотемпературної крихкості в процесі її експлуатації.

7. Вивчалася залежність роботи виходу електрона від розвитку процесів втоми жароміцних корозійнотривких сталей. Виконані виміри значень РВЕ в осьових напрямках зразків, випробовуваних змінними згинальними напруженнями консольного типу. Встановлено, що в результаті випробування і еволюції структурних змін, що підготовлюють зародження тріщини втоми, РВЕ зменшується. У зоні появи тріщини, криві розподілу РВЕ по поверхні зразка мають характерний провал. Однак, на початкових стадіях випробування, робота виходу електрона осцилює поблизу деякого значення, що свідчить про оборотність процесів нагромадження ушкоджень втоми і про зміну процесів зміцнення – релаксації на цих стадіях.

8. Розглядався вплив проміжної відновлювальної термічної обробки на довговічність досліджуваних спеціальних сталей. Отримано, що проведення відпуску після випробування, що складають 20–30 % середньої довговічності зразків, є перспективним способом, котрий дозволяє істотно збільшити довговічність.

9. Методом просвітлювальної електронної мікроскопії знайдено, що під дією циклічного навантаження спостерігається фрагментація мартенситних пластин у структурі сталей, взаємодія дислокацій, їх часткова анігіляція й утворення субзеренної структури. Більшої міцності втоми сталей відповідає однорідна дрібна субструктура.

10. Рентгенодифрактометричним методом визначена густина дислокацій у зразках, підданих знакозмінним напруженням. Виходячи з експериментально визначеного механізму процесу, запропоновані формули і виконані розрахунки розмноження дислокацій при втомі. Підтверджено, що причиною падіння РВЕ є формування заряджених сходенок на поверхні досліджуваних матеріалів; сходинки генеруються дислокаціями, що вийшли на поверхню металу під впливом прикладених механічних напружень. Метод виміру РВЕ володіє прогнозуючими можливостями по відношенню до місця і часу зародження майбутніх тріщин втоми.

11. Істотно удосконалена експериментальна апаратура й автоматизовано метод вимірювань РВЕ по поверхні з одночасним виконанням випробування на втому. Для керування процесом вимірів і для обробки експериментальних даних застосований персональний комп'ютер. Використано спосіб автоматичного пошуку мінімуму залежності вихідної напруження вимірювального підсилювача від напруження компенсації. Реалізована схема східчастого градатора напруження компенсації. Точність виміру РВЕ підвищена в два рази.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Эффект сверхферритизации двухфазных коррозионно-стойких сталей / В. А. Камордин, И. В. Ефимов, Н. Г. Антропова и др. *Бюл. НТИ. Черная металлургия*. 1978. № 13. С. 53.
2. Завьялов А. С., Сандомирский М. М. Машиностроительные стали с редкоземельными присадками. *Машиностроение*. 1969. 128 с.
3. Доклады V советско-японского симпозиума по физико-химическим основам металлургических процессов. Москва : Изд-во ИМЕТАН СССР, 1975. 205 с.
4. Касумзаде Н. Г. Изменение структуры и свойств стали. Баку : Азнефтиздат, 1957. 292 с.
5. Поведение ванадия при жидкофазной плавке ванадийсодержащего концентрата / В. Н. Костяков, Е. Б. Полетаев, Г. М. Григоренко, С. Н. Медведь. *Современная электрометаллургия*. 2006. № 4. С. 54–56.
6. Мищенко В. Г., Натапов Б. С. Структура и свойства листовой коррозионностойкой стали 06X18ч, легированной РЗМ и кальцием. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1983. № 8. С. 32.
7. Бялік Г. А. Деякі закономірності формування оксидних та нітрідних включень в литих сталях. *Металознавство та обробка металів*. 2000. № 3. С. 42–47.
8. Лунев В. В., Бурова Н. М., Чеботарь Л. К. О роли серы и азота в формировании механических свойств в литой стали. *Литье и металлургия*. Минск, 2002. № 4. С. 82–84.
9. Мищенко В. Г. Коррозионностойкие стали с повышенными механическими и технологическими свойствами. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 1999. № 2. С. 41–44.
10. Крестовников А. Н., Владимиров Л. П. Справочник по расчетам равновесий металлургических реакций. Москва : Металлургия, 1963. 418 с.
11. Фудзитани Киеми. Влияние углерода и азота на свойства нержавеющей стали с 17 % Cr и с добавкой Al // Исин Мицуо. «Тэцу то хаганэ, Tetsu to hagane, I. Iron and Steel Inst. Jap». 1978. V. 64. № 4. 397 с.
12. Moroishi T. Состояние и перспективы производства нержавеющей стали и титана // Sumitano hinzoku = Sumitomo Metals. 1994. V. 46. № 5. С. 14–17.
13. Жаропрочность ферритных нержавеющей сталей / Nakamura Sadayuki, Hiramatsu Naoto, Shimizu Isami, Uematsu Voshihiro // Ниссин сэйко гихо = Nisshin Steel Techn. Rept. 1990. № 62. С. 130–141.

14. Пат. 1328749 Канада, МКН С22С 38/34/. Деформируемые высококремнистые жаропрочные сплавы. Wrought high silicon heat resistant alloys: Rundell Gene; Rolled Alloys. – № 589886 ; заявл. 2.2.89 ; опубл. 26.04.1994.

15. Мищенко В. Г. Принципы легирования коррозионностойких двухфазных мартенситноферритных сталей. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 1997. № 1–2. С. 43–44.

16. Мищенко В. Г., Волчок И. П. Совершенствование технологического процесса производства двухфазных коррозионностойких сталей. *Научные труды Приднестровской государственной академии строительства и архитектуры*. Днепропетровск, 1998. С. 66–69.

17. Бабицкая А. Н., Мищенко В. Г., Мовшович В. С. Формирование структуры в процессе рекристаллизации холоднокатаного листа стали 06Х18с. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1985. № 9. С. 42–43.

18. Беликов С. Б., Мищенко В. Г. Влияние РЗМ на формирование структуры и свойств хромистых коррозионностойких сталей в процессе их рекристаллизационной термообработки. *Строительство, материаловедение, машиностроение* : сб. науч. трудов. Днепропетровск : ПГАСиА, 2006. Вып. 36, ч. 2. С. 32–37.

19. Волчок И. П., Мищенко В. Г. Повышение пластичности хромистых коррозионностойких сталей мартенситноферритного класса. *Строительство, материаловедение, машиностроение* : сб. науч. трудов. Днепропетровск : ПГАСА, 2000. Вып. 10. С. 67–69.

20. Пат. 13639 Україна, МКВ С22С 38/28. Корозійностійка сталь / В. Г. Міщенко, В. А. Сацький, В. Г. Рахманний, І. П. Волчок, О. М. Штехно, В. С. Мовшович, Н. А. Сорокіна, Е. І. Мошкевич, О. І. Тищенко, С. Л. Сергієнко (Україна, Росія). № 4805329 ; заявл. 23.03.90 ; опубл. 25.04.97, Бюл. № 2.

21. Мищенко В. Г., Лазечный И. Н. Формирование структуры и свойств высокохромистой стали 03Х22Ю5БФч при термомеханической обработке. *Литье и металлургия*. Минск, 2002. № 4. С. 79–81.

22. Мищенко В. Г., Лазечный И. Н., Лякишев В. Ю. Экономнолегированные жаростойкие стали для нагревателей термических печей. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2010. № 2. С. 63–38.

23. Пат. 18366 Украина, МКИ5 С22С 35/00. Лигатура для выплавки никелькобальтсодержащих сплавов / С. М. Григорьев,

Е. Н. Архипенкова. № 5003028/SU ; заявл. 24.09.93 ; опубл. 25.12.93, Бюл. № 6.

24. Пат. 19113 Україна, МКИ5 С22С 35/00. Шихта для получения лигатуры для легирования и раскисления никелькобальтсодержащих сплавов / С. М. Григорьев, А. С. Яценко, Е. Н. Архипенкова. № 5002829/SU ; заявл. 22.09.93 ; опубл. 25.12.97, Бюл. № 6.

25. Пат. 30921А Україна, МКВ С22С 38/58. Корозійностійка сталь / В. А. Сацький, О. М. Штехно, В. М. Кренделев, В. Г. Мищенко, В. С. Мовшович, В. Г. Анохін, С. С. Казаков, Г. Д. Данченко, Є. О. Паргамонов, О. С. Омельченко (Україна). № 98063207 ; заявл. 19.06.1998 ; опубл. 15.12.2000, Бюл. № 7.

26. Опыт применения муллитокорундовых щелевых фурм при донной ковшевой продувке стали инертными газами / В. В. Приманченко, В. А. Устиченко, В. Н. Кренделев, А. И. Панченко, В. А. Булат, В. А. Степанова. *Электрометаллургия*. 2001. № 3. С. 35–37.

27. Мищенко В. Г. Внепечное рафинирование коррозионностойких сталей. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2000. № 2. С. 56–59.

28. Mishchenko V. Cr. Metallurgical aspects of the production of chromium-nickel steels with low carbon contents. *Foundry Journal of Polish Foundrymen's Technical Association*. Krakow, 2003. № 9. P. 326–329.

29. Капитан А. В., Мищенко В. Г., Лазечный И. Н. Коррозия хромоникелевых сталей в условиях высокотемпературного взаимодействия тетрахлорида титана и магния: Перспективні задачі інженерної науки : зб. наук. праць. Дніпропетровськ : GAUDEAMUS, 2003. Вип. 5. С. 202–207.

30. Мищенко В. Г., Волчок И. П. Совершенствование технологического процесса производства двухфазных коррозионностойких сталей. *Научные труды Приднестровской государственной академии строительства и архитектуры*. Днепропетровск, 1998. С. 66–69.

31. Пат. 49559 Україна, МПК С21С 5/52 (2006.01). Спосіб одержання нержавіючої сталі / Г. А. Буряковський, Л. Н. Король, О. Ю. Кузьменко, І. М. Логозинський, М. С. Мосієвич, О. І. Панченко, А. С. Сальніков, Л. В. Тур ; власник відкрите акціонерне товариство «Електрометалургійний завод “Дніпроспецсталь” ім. А. М. Кузьміна». № u 2009 11035 ; заявл. 02.11.09 ; опубл. 26.04.10, Бюл. № 8.

32. Пат. 55590 Україна, МКВ С22С 38/26. Жаростійкий сплав на основі заліза / В. Г. Мищенко, В. В. Телін, С. В. Твердохліб, М. М. Кадацький,

І. В. Матвеев, В. Н. Попов, Є. В. Буцкій, Ю. Н. Кошелев (Україна, Росія). № 2001096613 ; заявл. 27.09.2001 ; опубл. 15.03.2005, Бюл. № 3.

33. Мищенко В. Г. Омельченко О. С., Бабицкая А. Н. Влияние рекристаллизационной термической обработки на фазовый состав и механические свойства стали 03X16НГ8ФДч. *Строительство, материаловедение, машиностроение* : сб. научн. трудов. Днепропетровск : ПГАСА, 2003. Вып. 22, ч. 1. 210 с.

34. Мищенко В. Г. Внепечное рафинирование коррозионностойких сталей. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2000. № 2. С. 56–59.

35. Mishchenko V. Cr. Metallurgical aspects of the production of chromium-nickel steels with low carbon contents. *Foundry Journal of Polish Foundrymen's Technical Association*. Krakow, 2003. № 9. P. 326–329.

36. Пат. 12386 Україна, МКПО 15-01. Двигун турбореактивний двоконтурний Д-36 серії ЗА / В. С. Архипов, В. М. Бугрін, В. М. Денисюк, І. Ф. Кравчинко, Г. Р. Крицин, В. М. Меркулов, Ф. М. Муравченко, В. І. Олійников, А. С. Проскуров, В. О. Седристий ; власник Державне підприємство «Запорізьке машинобудівне конструкторське бюро «Прогрес» імені академіка О. Г. Івченка» (UA). № s200500856 ; заявл. 25.06.05 ; опубл. 17.07.06, Бюл. № 7.

37. Пат. 59329 Российская Федерация, МКПО 15-01. Двигатель турбореактивный / В. С. Архипов, В. Н. Бугрин, И. Ф. Кравченко, Г. Р. Крицын, В. М. Меркулов, Ф. М. Муравченко, П. К. Овчаренко, В. И. Олейников, А. С. Тертышный, А. П. Щелок ; патентообладатель Государственное предприятие «Запорожское машиностроительное конструкторское бюро «Прогресс» имени академика А. Г. Ивченко» (UA). № 2004503003 ; заявл. 18.11.04 ; опубл. 16.06.06.

38. Пат. 5283 Україна, МКВ С22С 38/48. Штампова сталь / В. Г. Міщенко, Г. В. Квашніна, В. І. Дубіна та ін. Опубл. 28.12.94, Бюл. № 7.

39. Изучение влияния химико-термической обработки вторично-твердеющих сталей на их физико-механические свойства : материалы 9-ой Международной конференции «Физические явления в твердых телах». Харьковський національний університет імені В. Н. Кармазіна, 2009. С. 93.

40. Lasjetschny I., Mishchenko W. Neue stale fur presformen, stanzwerkzeuge und maschinenteile. *Металловодство и термическая обработка металлов*. 2000. № 1. С. 28–35.

41. Мищенко В. Г., Натапов Б. С. Структура и свойства листовой коррозионностойкой стали 06X18ч, легированной РЗМ и кальцием. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1983. № 8. С. 32–34.

42. Мищенко В. Г., Бялик Г. А., Омельченко О. С. Высокоэффективные легирующие комплексы для хромистых коррозионностойких сталей. *Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий*. Запорожье : ЗГТУ, 1998. С. 187–190.

43. Касумзаде Н. Г. Изменение структуры и свойств стали. Баку : Азнефтиздат, 1957. 292 с.

44. Пат. 28530 Україна, МПК С22В 9/18 (2006.01). Спосіб одержання злитків електрошлаковою переплавою / В. С. Попов, І. М. Білоник, С. В. Давидченко, С. Б. Шибістий, О. І. Панченко, І. М. Логозинський, І. Ю. Сальніков, І. Ю. Зиков ; власник відкрите акціонерне товариство «Електрометалургійний завод “Дніпроспецсталь” ім. А. М. Кузьміна». № u 2007 09436 ; заявл. 20.08.07 ; опубл. 10.12.07, Бюл. № 20.

45. Мищенко В. Г., Омельченко О. С., Бялик Г. А. Изменение состава и формы неметаллической фазы при термической обработке стали 03X16НГ8ФДч. *Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів* : зб. наук. праць. Запоріжжя : ЗНТУ, 2003. С. 61–63.

46. Stainless steel grades. *Avesta Polarit products* : веб-сайт. URL: <http://avestashelfield.com>. 19.11.2002

47. Физическое металловедение. Т. 1 / пер. с англ. под ред. Р. Канна и П. Хаазена. Москва : Металлургия, 1987. 640 с.

48. Surplice N. A., D'Arcy R. J. A critique of the Kelvin method of measuring work functions. *J. Phys E: Sci. Instrum.* 1970. No. 3. P. 477–482.

49. Горицкий В. М., Терентьев В. Ф. Структура и усталостное разрушение металлов. Москва : Металлургия, 1980. 208 с.

50. Коцаньда С. Усталостное разрушение металлов. Москва : Металлургия, 1990. 623 с.

51. Матохнюк Л. Е. Ускоренные усталостные испытания высоко-частотным нагружением. Киев : Наук. думка, 1988. 200 с.

52. Вакансии и другие точечные дефекты в металлах и сплавах / пер. с англ. Москва : Металлургиздат, 1961. 303 с.

53. Гинье А. Рентгенография кристаллов. Теория и практика / под ред. акад. Н. В. Белова. Москва : Гос. изд. физ.-мат. лит., 1961. 604 с.
54. Русаков А. А. Рентгенография металлов. Москва : Атомиздат, 1977. 480 с.
55. Ван Бюрен. Дефекты в кристаллах. Москва : ИИЛ, 1962. 584 с.
56. Besocke K., Krahl-Urban, Wagner H. Dipole moments associated with edge atomic: a comparative study on stepped Pt, Au and W surfaces. *Surface Science*, 1977. № 68. P. 39–46.
57. Прокопенко А. В., Торгов В. Н. Поверхностные свойства и предел выносливости материала. Сообщ. 3. Модель усталостного разрушения металла с учётом аномальных свойств поверхностного слоя. Масштабный эффект. Остаточные напряжения. *Проблемы прочности*. 1986. № 6. С. 44–51.
58. Li W. Exploring the application of the Kelvin method the history prior to wear and the onset of wear. *Wear*. 2012. № 4. P. 746–751.
59. Лоскутов С. В., Левитин В. В., Правда М. И. Изменение работы выхода электронов под влиянием деформирования металла. *Физика металлов и металловедение*. 1995. № 79 (5). P. 3–7.
60. Алехин В. П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. Москва : Наука, 1983. 280 с.
61. Матохнюк Л. Е. Ускоренные усталостные испытания высокочастотным нагружением. Киев : Наук. думка, 1988. 200 с.
62. Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. Москва : Металлургия, 1970. 156 с.
63. Отчет по научно-исследовательской работе ГБ06015 «Исследование физических процессов на границе раздела газ – твердое тело и в приповерхностных слоях» ; руководитель НИР профессор, доктор техн. наук В. В. Левитин, 2000.
64. Звіт про науково-дослідну роботу «Дослідження та розробка технологій виготовлення лопаток для двигунів безпілотних літальних апаратів з використанням методів інтенсивної пластичної деформації» (остаточний звіт). Шифр НДР 03817. Науковий керівник НДР д-р фіз.-матем. наук, проф. С. В. Лоскутов. УДК 621.77:669.245:621.45.037, № держреєстрації 0117U000613.

ДОДАТОК А

Програма вимірювання КРП

```
10 CLS: PCLS
20 DIM V(31), U(31)
30 POKE &HFB0B, &H83: REM "Настройка портов A0÷A7, C4÷C7 на
вывод, B0÷B7, C0÷C3 на ввод"
40 POKE &HFB08, &H0: REM "Подача на градатор напряжения
нуля-исходное состояние"
50 PRINT "УСТАНОВИТЕ ИСХОДНОЕ ЗНАЧЕНИЕ КРП И НАЖМИТЕ
ЛЮБУЮ КЛАВИШУ"
60 GOSUB 2000: REM "Останов программы до нажатия любой клавиши"
70 POKE &HFB08, 15: REM "Включение минимального напряжения
компенсации"
80 GOSUB 3000: REM "Подпрограмма задержки"
90 K=1: KM=0: UB=-1E39: UM=1E39: REM "К-номер измерения, KM-номер
измерения, соответствующий минимальному разбалансу UM, UB-
максимальное значение разбаланса, KB- его номер."
100 PRINT "K", "V", "U"
110 FOR I=14 TO 0 STEP -1
120 GOSUB 1000: REM "Подпрограмма считывания декад и запись их
в массивы C(J), B(J)"
130 IF MID$(BIN$(PEEK(&HFB09)+32),2,1)<>1 THEN 130:
REM "Стробирование "
140 POKE &HFB08, I: REM "Изменение напряжения компенсации"
150 GOSUB 1500: REM "Подпрограмма формирования чисел компен-
сации V(K) и U(K). Нахождение экстремальных значений UB и UM, а
также KM и KB"
160 NEXT I
170 FOR I=16 TO 240 STEP 16
180 GOSUB 1000: REM "Считывание V(J) и U(J) при I=0"
190 IF MID$(BIN$(PEEK(&HFB09)+32),2,1)<>1 THEN 190:
REM "Стробирование "
200 POKE &HFB08, I
210 GOSUB 1500
220 NEXT I
230 GOSUB 1000: GOSUB 1500: REM "Чтение последних значений"
240 FOR K=1 TO 31
250 PRINT K, V(K), U(K)
```

```

260 GOSUB 2100: REM "Подпрограмма ост.- пуск по нажатию любой
клавиши"
270 NEXT K
280 PRINT " Экстремальные значения разбаланса и компенсации"
390 REM "Построение графика и нахождение КПП по методу
наименьших квадратов"
400 CLS: PCLS: MY=190/(UB-UM): MX=400/(V(31)-V(1))
410 LINE (0,0)-(0,200): LINE -(420,200)
420 FOR K=1 TO 31
430 YG=200-(U(K)-UM)*MY: XG=(V(K)-V(1))*MX
440 LINE (XG-1,YG-1)-(XG+1,YG+1),7,BF
450 NEXT K
460 A1=0:A2=0:B1=0:B2=0:C1=0:C2=0:D1=0:D2=0
470 FOR K=1 TO KM-3
480 A1=A1+V(K): B1=B1+U(K): C1=C1+V(K)*V(K): D1=D1+V(K)*U(K)
490 NEXT K
500 FOR K=KM+3 TO 31
510 A2=A2+V(K): B2=B2+U(K): C2=C2+V(K)*V(K): D2=D2+V(K)*U(K)
520 NEXT K
530 T1=(A1*B1-(KM-3)*D1)/(A1*A1-(KM-3)*C1: U1=(B1-T1*A1)/(KM-3)
540 T2=(A2*B2-(29-KM)*D2)/(A2*A2-(29-KM)*C2: U2=(B2-T2*A2)/
(29-KM)
550 V0=(U1-U2)/(T2-T1): U0=U1+T1*V0
560 VN=0: UN=200-MY*(U1+T1*V(1)-U(0): VK=MX*(V(31)-V(1)):
UK=200-MY*(U2+T2*V(31)-U0)
580 LINE -(VK,UK)
590 PRINT "КПП=";V0
600 STOP

1000 REM "Подпрограмма поочередного попарного считывания
декад"
1010 J=0
1020 FOR M=0 TO 48 STEP 16
1030 POKE &HFB0A, M: REM "Переключение мультиплексора"
1040 C(J)=PEEK(&HFB0A)
1050 B(J)=PEEK(&HFB09)
1060 IF LEN(BIN$(B(J)))>4 THEN 1060: REM "Исключение
считывания в момент переключения индикации декад"
1070 J=J+1

```

1080 NEXT M
1090 RETURN

1500 REM "Подпрограмма формирования числ. знач. V(K), U(K)
и нахождение экстремумов"

1510 V(K) = 100*C(2) + 10*C(1) + C(0)

1520 U(K) = 1000*V(3) + 100*V(2) + 10*V(1) + V(0)

1530 C(3)=C(3) + 4: REM "Подготовка к определению знаков
напряжений"

1540 Z\$=BIN\$(C(3)): REM "Перевод в двоичный код"

1550 IF RIGHT\$(Z\$,1)="0" THEN V(K)=V(K)*(-1)

1560 IF MID\$(Z\$,2,1)="0" THEN U(K)= U(K)*(-1)

1570 IF U(K)<UM THEN UM=U(K): KM=K

1580 IF U(K)>UB THEN UB=U(K): KB=K

1590 PRINT V(K), U(K)

1600 GOSUB 2000

1610 K=K+1

1620 RETURN

2000 REM "Пуск программы нажатием любой клавиши"

2010 IF INKEY\$="" THEN 2010

2020 RETURN

2100 REM "Подпрограмма ост. и пуска программы нажатием любой
клавиши"

2110 IF INKEY\$="" THEN RETURN

2120 FOR N=0 TO 300: NEXT N

2130 IF INKEY\$="" THEN 2130

2140 RETURN

3000 REM "Подпрограмма задержки"

3010 FOR N=0 TO 300

3020 NEXT N

3030 RETURN

Izdevniecība “Baltija Publishing”
Valdeķu iela 62 – 156, Rīga, LV-1058
E-mail: office@baltijapublishing.lv

Iespiests tipogrāfijā SIA “Izdevniecība “Baltija Publishing”
Parakstīts iespiešanai: 2023. gada 17. novembris
Tirāža 300 eks.