

**НАНОСТРУКТУРИ
В НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ
ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЯХ**

Монографія

Луцьк
Вежа-Друк
2025

УДК 620.3:669.15-194.2](02)

Н 25

*Рекомендовано до друку вченою радою
Національного університету «Запорізька політехніка»
(протокол № 5 від 02.12.2025 р.)*

*Роботу над монографією та її видання фінансовано
Національним фондом досліджень України (проект № 2021.01/0189)*

Рецензенти:

Валерій Перемітько, доктор технічних наук, професор, Лауреат Національної премії України імені Бориса Патона, декан металургійного факультету Дніпровського державного технічного університету;

Віталій Дмитрик, доктор технічних наук, професор, Лауреат Державної премії України, професор кафедри «Зварювання» Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут».

Автори:

Бриков Михайло Миколайович, Гіржон Василь Васильович, Єфременко Василь Георгійович, Климов Олександр Володимирович, Капустян Олексій Євгенович, Єфременко Олексій Васильович.

Наноструктури в низьколегованих високоміцних сталях: монографія /
Н 25 М. М. Бриков, В. В. Гіржон, В. Г. Єфременко [та ін.]. – Луцьк : Вежа-Друк, 2025. – 140 с.

ISBN 978-966-940-726-9

Монографію присвячено дослідженню способів термічної обробки низьколегованих сталей для досягнення наноструктурованого стану. Розглянуто два основні способи: термічна обробка евтектоїдної сталі з контрольованою витримкою в однофазній області та ізотермічна обробка кремнійвмісної ресорно-пружинної сталі на структуру безкарбідного нанобейніту. Показано, що зазначені способи термічної обробки забезпечують високий комплекс механічних властивостей сталей. Запропоновано низку композицій низьколегованих сталей із різним вмістом вуглецю, які є придатними для термічної обробки будь-яким способом, зокрема на структуру безкарбідного нанобейніту. Монографія може бути корисною для науковців і практиків у галузях машинобудування, матеріалознавства, металознавства і термічної обробки металів.

УДК 620.3:669.15-194.2](02)

© Національний університет
«Запорізька політехніка», 2025

© Автори, 2025

© Безушко Х. М. (обкладинка), 2025

ISBN 978-966-940-726-9

ЗМІСТ

Вступ	5
1. СУЧАСНІ ВИСОКОМІЦНІ СТАЛІ	7
Перелік посилань	12
2. ЩОДО КРИТЕРІЮ КОНСТРУКЦІЙНОЇ МІЦНОСТІ СТАЛЕЙ	20
2.1. Попередні міркування	20
2.2. Обґрунтування критерію конструкційної міцності сталей	21
Перелік посилань	24
3. ОТРИМАННЯ НАНОСТРУКТУРОВАНОГО СТАНУ В СТАЛЯХ З КАРБІДНИМ ЗМІЦНЕННЯМ	27
3.1. Матеріали і методи	27
3.2. Результати і обговорення	29
3.3. Висновки	46
Перелік посилань	47
4. НАНОСТРУКТУРУВАННЯ ЯК ПЕРСПЕКТИВНИЙ НАПРЯМ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ВИСОКОМІЦНОГО СТАНУ СТАЛЕЙ	50
4.1. Вплив вмісту вуглецю на міцність сталей Гранично можливий рівень міцності	50
4.2. Складники підвищення міцності	51
4.3. Моделювання температури M_p аустеніту після ізотермічної обробки на бейніт	53
4.3. Висновки	56
Перелік посилань	57
5. ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ ПІСЛЯ ІЗОТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ	72
5.1. Матеріали і методи	73

5.2. Результати і обговорення	75
5.3. Висновки	85
Перелік посилань	86

6. МОДЕЛЮВАННЯ ПЕРСПЕКТИВНИХ КОМПОЗИЦІЙ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

ЗІ СТРУКТУРОЮ НАНОБЕЙНІТУ	89
6.1. Метод моделювання	91
6.2. Результати і обговорення	92
6.3. Висновки	96
Перелік посилань	97

Висновки	99
Додатки	100

ВСТУП

Найнебезпечнішою загрозою для людини в особливих умовах є загроза загибелі. Прикладами таких особливих умов є надзвичайні ситуації, що виникають як наслідок природних або техногенних катастроф: землетруси, повені, цунамі, лавини і селеві потоки; війна, аварії різного масштабу на виробництві, транспорті, об'єктах інфраструктури. За таких умов життя людей великою мірою залежить від здатності матеріалів різноманітних конструкцій опиратися руйнуванню під дією в першу чергу статичних і динамічних силових навантажень. Додатковими факторами можуть бути термічний вплив (пожежі), корозія під дією агресивних речовин, випромінювання різної природи, інші чинники. Ризик виникнення особливих умов підвищився останнім часом, оскільки кількість надзвичайних ситуацій, на жаль, збільшується майже у всіх регіонах світу.

Сталі є найпоширенішим із матеріалів, від яких залежить безпека людей в особливих умовах. Без застосування сталей неможливо уявити такі потенційно небезпечні для людини галузі, як будівництво і транспорт. Але здатність сталей чинити опір руйнуванню коливається в дуже широких межах. Найнижчим рівнем міцності сталей можна вважати 200 МПа (нелеговані низьковуглецеві конструкційні сталі). Найвищим рівнем міцності сталей, який досягнуто на зразках або в реальних деталях, є 2000...2500 МПа.

Для виробів масового виробництва (наприклад, арматура для залізобетонних конструкцій, сталевий прокат) максимальний рівень міцності обмежений значеннями 1100–1200 МПа. Подальше підвищення міцності поширених сталевих виробів ускладнене через обмеження застосування специфічних технологій зміцнення у масовому виробництві.

Для підвищення міцності сталей застосовують легування і різні методи термічної, термомеханічної, хіміко-термічної, ударної обробки або їх комбінації. Як приклад сталей із високим рівнем міцності можна

навести мартенситно-старіючі сталі, TRIP сталі, високоміцні сталі різного хімічного складу, сталі зі структурою дрібнопластинчастого перліту, сталі після зміцнення старінням із виділенням дрібнодисперсних карбідів та/або інших включень. Міцність, що здатні забезпечити такі матеріали, є недосяжною для виробів масового застосування через велику вартість матеріалу, а також велику вартість або непридатність для масового виробництва технологій термічної або інших видів обробок. Отже, потенційно високі показники міцності, які здатні забезпечити сталі, не використовують в максимально можливому обсязі для масових виробів, від яких залежить життя людей.

Останніми роками велику увагу дослідників привертають сталі зі структурою бейніту, високий рівень міцності яких забезпечується утворенням наноструктур. Нові дослідження про закономірності структуроутворення сталей, наприклад сталей зі структурами нанобейніту або дрібнопластинчастого перліту, свідчать, що наноструктурування є одним з ефективних механізмів створення високоміцного стану в сталях. Наноструктурування потенційно здатне забезпечити високий рівень комплексу міцнісних властивостей у нелегованих або низьколегованих відносно некоштовних сталях методами, що застосовують у масовому виробництві.

У монографії наведено результати досліджень із підвищення міцності нелегованих і низьколегованих сталей термічною обробкою, що забезпечують створення наноструктурованого стану.

Автори висловлюють велику подяку д-р техн. наук., проф. В. Шаломєєву, Prof. Dr. I. Gallino, Dr. I. Petrišinets, Dr. D. Mierzwinski та О. Широкову за допомогу в проведенні досліджень.

Дослідження виконано за фінансової підтримки Національного фонду досліджень України, проєкт 2021.01/0189.

1. СУЧАСНІ ВИСОКОМІЦНІ СТАЛІ

Сталі з високою конструкційною міцністю є критично важливими для різних сфер людської діяльності. У надзвичайних ситуаціях життя людини значною мірою залежить від властивостей сталей [1, 2, 3].

Міцність сталей може змінюватися в широких межах залежно від їхнього хімічного складу та методів обробки. Так, важливий складник конструкційної міцності сталей, а саме границя плинності, може змінюватися в діапазоні від 100 МПа (м'які нелеговані низьковуглецеві сталі) до 1700 МПа і навіть вище (високоміцні сталі різного ступеня легування, що пройшли термічну обробку за спеціальних умов) [4].

Традиційними способами зміцнення сталей є подрібнення зерна [5], твердорозчинне зміцнення [6], зміцнення дрібнодисперсними частинками [5, 7, 8], а також зміцнення пластичною деформацією [9]. Су-марно зазначені методи можуть підвищити границю плинності сталей приблизно до 700 МПа [4].

Згідно із загальноприйнятим уявленням [10], грубозернисті, ультрадрібнозернисті та нанокристалічні структури розглядають у діапазонах розмірів компонентів 1–100 мкм, 100–1000 нм, 10–100 нм відповідно. Перспективним способом зміцнення, який у принципі дає змогу поєднати високу міцність із підвищеною або високою пластичністю, є подрібнення зерен до рівня одного мікрметра або навіть менше [11]. Надзвичайно високі властивості можна отримати в сталях під час подрібнення структурних компонентів до нанорозмірів [12, 13].

Об'єкт вважають нанорозмірним, якщо хоча б один із його лінійних вимірів менше 100 нм [10]. Матеріал є наноструктурованим, якщо він містить шари завтовшки менше 100 нм або частинки розміром менше 100 нм [4, 14]. Наноструктуровані та ультрадрібнозернисті сталі мають підвищену міцність порівняно зі сталями з відносно великими зернами [11, 13, 15–17].

Дрібнодисперсна структура та наноструктура в сталях можуть бути досягнуті методами інтенсивної пластичної деформації [12, 18], термомеханічної обробки [10, 19–26], термічної обробки [20], мікролегування [5, 7] та комбінацією цих методів. Інтенсивна пластична деформація здатна значно подрібнити структурні компоненти кристалічних матеріалів, зокрема сталей, та підвищити межу міцності (UTS) до рівня 2700 МПа [27]. Недоліками цього методу є технологічна складність та можливість застосування до об'єктів відносно малих розмірів.

Термомеханічна обробка поєднує пластичну деформацію та термічну обробку. На відміну від інтенсивної пластичної деформації, ступінь пластичної деформації матеріалу під час термомеханічної обробки менший, але дає змогу змінювати та контролювати параметри процесу в дуже широких межах, його фактично використовують на більшості металургійних підприємств.

Термічна обробка є дуже ефективним методом подрібнення складників сталей. Оскільки термічна обробка сталей здебільшого містить фазові перетворення аустеніту в певні продукти розпаду (феритоцементитну суміш, мартенсит-бейніт), подрібнення зерна аустеніту перед перетворенням природно призводить до зменшення розміру продуктів перетворення. Тому корисною є будь-яка обробка, яка сприяє подрібненню вихідного зерна аустеніту. Одним із таких методів є повторна фазова рекристалізація [28]. Контрольована аустенітизація (контроль температури нагрівання, часу витримки або обох) є ще одним ефективним методом, що сприяє рафінуванню подрібненню складників сталей [29].

Мікролегування такими елементами як Nb, Ta та V сприяє подрібненню мікроструктури сталей завдяки утворенню на стадії кристалізації дрібнодисперсних тугоплавких карбідів і нітридів зазначених елементів [8]. Ці дрібні частинки є додатковими центрами кристалізації (подрібнення складників), а також ефективно гальмують рекристалізацію металу під час ТМО, що сприяє накопиченню сумарної деформації та збереженню деформованого стану аустенітних зерен. Також мікро-

легування, як і легування більшістю інших елементів, сприяє підвищенню прогартуваності сталей.

Застосування вищезгаданих методів подрібнення мікроструктури сталей у поєднанні з відомими методами зміцнення (гартування до мартенситу/бейніту) призвело до створення широкого спектру сучасних високоміцних сталей. У сучасній літературі високоміцні сталі (*advanced high-strength steels*, *AHSS* англ.) класифікують за поколіннями [4].

Перше покоління високоміцних сталей (*first generation advanced high-strength steels* англ.) є низьколегованими сталями [30]. Їхня структура поєднує ферит, бейніт, мартенсит та аустеніт. Серед сталей першого покоління слід відзначити двофазні феритно-мартенситні та феритно-бейнітні сталі, сталі зі складною мікроструктурою та мартенситні сталі [30, 31, 32]. Максимальний рівень міцності високоміцних сталей першого покоління становить 1500 МПа (до 2200 МПа для мартенситних сталей), а відносне видовження становить від 5 % до 30 % [4]. Основною проблемою високоміцних сталей першого покоління є зниження пластичності зі збільшенням міцності. Але подрібнення феритних та/або мартенситних складників може одночасно підвищити міцність і пластичність.

Високоміцні сталі другого покоління (*second generation advanced high-strength steels*), на відміну від сталей першого покоління, є високолегованими (від 15 % до 30 % мангану) та мають аустенітну структуру за кімнатної температури. Пластична деформація в цих сталях відбувається шляхом двійникування [33]. Сталі другого покоління мають видатне поєднання міцності та пластичності завдяки високому вмісту мангану та, отже, структурі стабільного аустеніту за кімнатної температури. Міцність на розрив та відносне видовження високоміцних сталей другого покоління становлять від 900 МПа до 1600 МПа та від 45 % до 70 % відповідно [4]. Недоліками цих сталей є відносно висока вартість через високий вміст мангану та труднощі зварювання, що обмежує використання цієї групи високоміцних сталей.

Високоміцні сталі третього покоління (*third generation advanced high-strength steels*) є низько- та середньолегованими [31, 34, 35, 36]. Мікроструктура цих сталей має нанорозмірні структурні компоненти, контрольований градієнтний розподіл легувальних елементів між фазами та використання ефекту деформаційного мартенситного перетворення аустеніту (*transformation induced plasticity, TRIP*) для поєднання високої міцності та пластичності [37, 38, 39, 40, 41, 42].

Найбільш відомими групами високоміцних сталей третього покоління є:

- Q&P сталі (*quenching and partitioning*, гартування з подальшим перерозподілом вуглецю) [38];
- середньоманганові сталі (*medium-Mn steels, MMnS*) [39];
- бейнітні сталі з ефектом перетворення під деформацією (*TRIP-aided bainitic ferrite steels, TBF steels*) [40, 41].

Q&P сталі дають змогу одержувати задовільну комбінацію міцності і пластичності або взагалі без легування, або за дуже невеликого вмісту легувальних елементів. Ці сталі містять вуглець, манган, кремній, нікель і молібден зазвичай у сумарній кількості не вище 4 %. Це значно нижче, ніж у високоміцних сталей другого покоління.

Сутність Q&P обробки полягає в охолодженні сталі з температури аустенізації до температури, нижчої за температуру початку мартенситного перетворення (M_p), але вищої за температуру кінця мартенситного перетворення (M_k) з подальшою ізотермічною витримкою. Впродовж цієї витримки вуглець перерозподіляється між мартенситом і аустенітом. Унаслідок охолодження після ізотермічної витримки структура сталі містить мартенсит із тонкими прошарками стабільного аустеніту, який збагачено на вуглець. Температура припинення охолодження на першому етапі і температура подальшої ізотермічної витримки є найбільш важливими чинниками, які визначають кількість аустеніту, що залишається після Q&P обробки.

В середньоманганових сталях (*MMnS*) може бути стабілізовано велику кількість аустеніту через перерозподіл вуглецю і, здебільшого, мангану між структурними складниками сталей у процесі ТО. Меха-

нічні властивості середньоманганових сталей залежать у першу чергу від кількості аустеніту, його морфології і стабільності. Через це першочерговим завданням під час ТО середньоманганових сталей є забезпечення певних визначених параметрів аустенітної фази.

Наявність підвищеної кількості мангану надає можливість отримувати мартенсит за значно менших швидкостей охолодження, ніж у нелегованих сталях. В деталях невеликого перерізу мартенсит у структурі може бути отримано навіть внаслідок охолодження на повітрі.

Середньоманганові сталі вважають високоміцними сталями третього покоління через їхні видатні механічні властивості і невисоку вартість порівняно з високомангановими сталями.

Бейнітні сталі з ефектом перетворення під деформацією (*TBF steels*) містять підвищену кількість вуглецю і мають високу міцність у поєднанні з підвищеною пластичністю. Через низький вміст легувальних елементів і високі механічні властивості ці сталі зараховують до високоміцних сталей третього покоління.

ТО бейнітних сталей з ефектом перетворення під деформацією складається з таких етапів:

- аустенітизація;
- охолодження зі швидкістю, вищою за критичну, до температури, нижчою за температуру початку бейнітного перетворення (Бп), але вище M_p ;
- ізотермічна витримка за цієї температури певний час залежно від хімічного складу аустеніту;
- охолодження до кімнатної температури.

Мікроструктура після зазначеної ТО містить бейнітний ферит, карбіди і можливо невелику кількість мартенситу. Якщо сталь містить кремній у кількості від 1,5 %, цементит під час ізотермічної витримки не утворюється [43, 44]. Вуглець, який у процесі ізотермічної витримки вивільняється з кришталевої ґратки бейнітного фериту, дифундує в аустеніт і стабілізує його. Отже, за умови наявності кремнію, мікроструктура сталі після ізотермічної обробки складається з бейнітного фериту і стабілізованого вуглецем аустеніту. Підвищена міцність TBF

сталей досягається через дуже дрібнодисперсну структуру, а задовільна пластичність – завдяки стабілізованому вуглецем аустеніту.

В останні роки велику увагу дослідників привертають саме Q&P та ТВF високоміцні сталі третього покоління [45, 46, 47]. Широкий діапазон можливих режимів ТО цих сталей забезпечує велике різноманіття комплексу їхніх механічних характеристик.

Серед сучасних сталей, які здатні забезпечувати високу міцність, необхідно відзначити нелеговані сталі з великим вмістом евтектоїдного структурного складника [48, 49, 50]. Це, насамперед, евтектоїдна сталь У8, а також доевтектоїдні і заевтектоїдні нелеговані і низьколеговані сталі. Відомо, що ізотермічна обробка сталі У8 за температур мінімальної стійкості аустеніту до дифузійного перетворення (від 500 °С до 550 °С) з подальшою пластичною деформацією дає змогу отримати дуже високий комплекс механічних властивостей. Однак таку обробку можливо застосовувати тільки для дроту невеликого перерізу, отже, коло потенційних виробів є значно обмеженим.

У монографії наведено результати досліджень, які було спрямовано на забезпечення високої міцності нелегованих і низьколегованих сталей шляхом тієї чи тієї термічної обробки з метою забезпечення наноструктурованого стану.

Перелік посилань

1. Wu, Z.; Yang, C.; Chen, G.; Li, Y.; Cao, X.; Cao, P.; Dong, H.; Hu, C. The Variation Patterns of the Martensitic Hierarchical Microstructure and Mechanical Properties of 35Si2MnCr2Ni3MoV Steel at Different Austenitizing Temperatures. *Materials* 2024, 17 (5), 1099. <https://doi.org/10.3390/ma17051099>.
2. Bouaziz, O.; Zurob, H.; Huang, M. Driving Force and Logic of Development of Advanced High Strength Steels for Automotive Applications. *Steel research int.* 2013, 84 (10), 937–947. <https://doi.org/10.1002/srin.201200288>.
3. Karnaukh, S. G.; Markov, O. E.; Kukhar, V. V.; Shapoval, A. A. Classification of Steels According to Their Sensitivity to Fracture

-
- Using a Synergetic Model. *Int J Adv Manuf Technol* 2022, 119 (7–8), 5277–5287. <https://doi.org/10.1007/s00170-022-08653-y>.
4. Madadi, M.; Yeganeh, M.; Eskandari, M. Nano-Steels in the Automotive Industry. In *Nanotechnology in the Automotive Industry*; Elsevier, 2022; pp 287–313. <https://doi.org/10.1016/B978-0-323-90524-4.00015-3>.
 5. Lazarova, R.; Petrov, R. H.; Gaydarova, V.; Davidkov, A.; Alexeev, A.; Manchev, M.; Manolov, V. Microstructure and Mechanical Properties of P265GH Cast Steel after Modification with TiCN Particles. *Materials & Design* 2011, 32 (5), 2734–2741. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.01.024>.
 6. Zeng, D.; Lu, L.; Gong, Y.; Zhang, Y.; Zhang, J. Influence of Solid Solution Strengthening on Spalling Behavior of Railway Wheel Steel. *Wear* 2017, 372–373, 158–168. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.12.025>.
 7. Meng, C.; Wang, Y.; Wei, Y.; Shi, B.; Cui, T.; Wang, Y. Strengthening Mechanisms for Ti- and Nb-Ti-Micro-Alloyed High-Strength Steels. *J. Iron Steel Res. Int.* 2016, 23 (4), 350–356. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(16\)30056-5](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(16)30056-5).
 8. Zhou, J.; Yu, Z.; Chen, J.; Wu, S.; Wu, K.; Pan, L. The Performance of Niobium-Microalloying Ultra-High-Strength Bridge Cable Steel during Hot Rolling. *Materials* 2024, 17 (6), 1259. <https://doi.org/10.3390/ma17061259>.
 9. Chen, M.; Li, J.; Liu, H.; Wang, M.; Xing, S.; Zhao, Y. Achievement of High Strength-Ductility Combination in Austenitic and Ferritic Duplex Stainless Steel by Heterogeneous Deformation. *Journal of Materials Research and Technology* 2022, 21, 943–950. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.09.090>.
 10. Kvačkaj, T.; Bidulská, J. From Micro to Nano Scale Structure by Plastic Deformations. *MSF* 2014, 783–786, 842–847. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.783-786.842>.
 11. Hajizadeh, K.; Kurzydowski, K. J. On the Possibility of Fabricating Fully Austenitic Sub-Micron Grained AISI 304 Stainless Steel via

-
- Equal Channel Angular Pressing. *Materials Today Communications* 2023, 35, 105641. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.105641>.
12. El-Tahawy, M.; Pereira, P. H. R.; Huang, Y.; Park, H.; Choe, H.; Langdon, T. G.; Gubicza, J. Exceptionally High Strength and Good Ductility in an Ultrafine-Grained 316L Steel Processed by Severe Plastic Deformation and Subsequent Annealing. *Materials Letters* 2018, 214, 240–242. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2017.12.040>.
 13. Gong, N.; Hu, C.; Hu, B.; An, B.; Misra, R. D. K. On the Mechanical Behavior of Austenitic Stainless Steel with Nano/Ultrafine Grains and Comparison with Micrometer Austenitic Grains Counterpart and Their Biological Functions. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials* 2020, 101, 103433. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2019.103433>.
 14. Chabak, Y.; Efremenko, B.; Petryshynets, I.; Efremenko, V.; Lekatou, A. G.; Zurnadzhy, V.; Bogomol, I.; Fedun, V.; Koval', K.; Pastukhova, T. Structural and Tribological Assessment of Biomedical 316 Stainless Steel Subjected to Pulsed-Plasma Surface Modification: Comparison of LPBF 3D Printing and Conventional Fabrication. *Materials* 2021, 14 (24), 7671. <https://doi.org/10.3390/ma14247671>.
 15. Sheng, J.; Wei, J.; Li, Z.; Man, K.; Chen, W.; Ma, G.; Zheng, Y.; Zhan, F.; La, P.; Zhao, Y.; Husain, A. Micro/Nano-Structure Leads to Super Strength and Excellent Plasticity in Nanostructured 304 Stainless Steel. *Journal of Materials Research and Technology* 2022, 17, 404–411. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.12.117>.
 16. Niu, G.; Wu, H.; Zhang, D.; Gong, N. Hybrid Nanostructure Stainless Steel with Super-High Strength and Toughness. *Procedia Engineering* 2017, 207, 1791–1796. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.10.940>.
 17. Misra, R. D. K.; Wan, X. L.; Challa, V. S. A.; Somani, M. C.; Murr, L. E. Relationship of Grain Size and Deformation Mechanism to the Fracture Behavior in High Strength–High Ductility Nanostructured Austenitic Stainless Steel. *Materials Science and Engineering: A* 2015, 626, 41–50. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.052>.

-
18. Dobatkin, S. V.; Rybalchenko, O. V.; Enikeev, N. A.; Tokar, A. A.; Abramova, M. M. Formation of Fully Austenitic Ultrafine-Grained High Strength State in Metastable Cr–Ni–Ti Stainless Steel by Severe Plastic Deformation. *Materials Letters* 2016, 166, 276–279. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2015.12.094>.
 19. Sunil, S.; Kapoor, R.; Sarkar, S. K.; Sarita; Biswas, A.; Donthula, H.; Sen, D. Ultra-High Strength Steel Made from AISI 304L Using a Novel Thermo-Mechanical Processing Technique. *Acta Materialia* 2021, 221, 117379. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.117379>.
 20. Kerscher, E.; Lang, K.-H. Influence of Thermal and Thermomechanical Treatments on the Fatigue Limit of a Bainitic High-Strength Bearing Steel. *Procedia Engineering* 2010, 2 (1), 1731–1739. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2010.03.186>.
 21. Hwang, B.; Lee, C. G. Influence of Thermomechanical Processing and Heat Treatments on Tensile and Charpy Impact Properties of B and Cu Bearing High-Strength Low-Alloy Steels. *Materials Science and Engineering: A* 2010, 527 (16–17), 4341–4346. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.03.106>.
 22. Xu, X.; Bai, B.; Liu, D.; Yuan, Y. Effect of Thermomechanical Treatment Temperature on Structure and Properties of CFB/M Ultra-High Strength Steel. *J. Iron Steel Res. Int.* 2010, 17 (4), 66–72. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(10\)60088-X](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(10)60088-X).
 23. Kerscher, E.; Lang, K.-H.; Löhe, D. Increasing the Fatigue Limit of a High-Strength Bearing Steel by Thermomechanical Treatment. *Materials Science and Engineering: A* 2008, 483–484, 415–417. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.09.170>.
 24. Barani, A. A.; Li, F.; Romano, P.; Ponge, D.; Raabe, D. Design of High-Strength Steels by Microalloying and Thermomechanical Treatment. *Materials Science and Engineering: A* 2007, 463 (1–2), 138–146. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.124>.
 25. Zouhar, G.; Finke, P.; Güth, A.; Schaper, M.; Klaus, H.-J. Relation Between Structure and Mechanical Properties of High-Strength Low-Alloy Martensitic Steels after High Temperature Thermomechanical

-
- Treatment. In *Strength of Metals and Alloys*; Elsevier, 1979; pp 1377–1382. <https://doi.org/10.1016/B978-1-4832-8412-5.50227-7>.
26. Kvackaj, T.; Bidulská, J.; Bidulský, R. Overview of HSS Steel Grades Development and Study of Reheating Condition Effects on Austenite Grain Size Changes. *Materials* 2021, 14(8), 1988. <https://doi.org/10.3390/ma14081988>.
 27. Yang, M. X.; Yang, G.; Liu, Z. D.; Wang, C.; Huang, C. X. Significant Enhancement of Strength in a Lamellar-Type Nanostructured Maraging Steel Subjected to Equal-Channel Angular Pressing for 12 Passes. *Materials Science and Engineering: A* 2012, 550, 429–433. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.014>.
 28. Ravi Kumar, B.; Sharma, S.; Munda, P.; Minz, R. K. Structure and Microstructure Evolution of a Ternary Fe–Cr–Ni Alloy Akin to Super Martensitic Stainless Steel. *Materials & Design* 2013, 50, 392–398. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.03.035>.
 29. Mun, D. J.; Shin, E. J.; Choi, Y. W.; Lee, J. S.; Koo, Y. M. Effects of Cooling Rate, Austenitizing Temperature and Austenite Deformation on the Transformation Behavior of High-Strength Boron Steel. *Materials Science and Engineering: A* 2012, 545, 214–224. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.03.047>.
 30. Allain, S. Y. P.; Pushkareva, I.; Teixeira, J.; Gouné, M.; Scott, C. Dual-Phase Steels: The First Family of Advanced High Strength Steels. In *Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys*; Elsevier, 2022; pp 37–62. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-819726-4.00057-0>.
 31. Askari-Paykani, M.; Shahverdi, H. R.; Miresmaeili, R. First and Third Generations of Advanced High-Strength Steels in a FeCrNiBSi System. *Journal of Materials Processing Technology* 2016, 238, 383–394. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.07.043>.
 32. Calcagnotto, M.; Adachi, Y.; Ponge, D.; Raabe, D. Deformation and Fracture Mechanisms in Fine- and Ultrafine-Grained Ferrite/Martensite Dual-Phase Steels and the Effect of Aging. *Acta Materialia* 2011, 59 (2), 658–670. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.002>.

-
33. Zavattieri, P. D.; Savic, V.; Hector Jr., L. G.; Fekete, J. R.; Tong, W.; Xuan, Y. Spatio-Temporal Characteristics of the Portevin–Le Châtelier Effect in Austenitic Steel with Twinning Induced Plasticity. *International Journal of Plasticity* 2009, 25 (12), 2298–2330. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2009.02.008>.
 34. Grajcar, A.; Kuziak, R.; Zalecki, W. Third Generation of AHSS with Increased Fraction of Retained Austenite for the Automotive Industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 2012, 12 (3), 334–341. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2012.06.011>.
 35. Mehrabi, A.; Zurob, H. S.; McDermid, J. R. Process Maps for Predicting Austenite Fraction (Vol.%) in Medium-Mn Third-Generation Advanced High-Strength Steels. *Materials* 2024, 17 (5), 993. <https://doi.org/10.3390/ma17050993>.
 36. Zurnadzhy, V. I.; Efremenko, V. G.; Wu, K. M.; Petryshynets, I.; Shimizu, K.; Zusin, A. M.; Brykov, M. N.; Andilakhai, V. A. Tailoring Strength/Ductility Combination in 2.5 Wt% Si-Alloyed Middle Carbon Steel Produced by the Two-Step Q-P Treatment with a Prolonged Partitioning Stage. *Materials Science and Engineering: A* 2020, 791, 139721. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139721>.
 37. Soleimani, M.; Kalhor, A.; Mirzadeh, H. Transformation-Induced Plasticity (TRIP) in Advanced Steels: A Review. *Materials Science and Engineering: A* 2020, 795, 140023. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023>.
 38. De Moor, E.; Speer, J. G. Bainitic and Quenching and Partitioning Steels. In *Automotive Steels*; Elsevier, 2017; pp 289–316. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00010-9>.
 39. Sedaghat-Nejad, R.; Shahverdi, H. R.; Askari-Paykani, M. Introduction and Mechanical Evaluation of a Novel 3rd-Generation Medium Manganese AHSS with 86 GPa% of PSE. *Materials Science and Engineering: A* 2022, 843, 143104. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143104>.
 40. Espinosa, L.; Torres, A.; Cruz, R.; Deaquino, R.; Salinas, A.; González, A.; Reyes, I.; Aguilar, J.; Palomares, S.; Gutiérrez, E. Effect

- of Chemical Composition and Isothermal Treatment Time on the Microstructure and Mechanical Properties of High-Strength Carbide-Free Bainitic Steel. *Materials Letters* 2023, 349, 134757. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.134757>.
41. Sun, D.; Wang, H.; An, X.; Wang, G.; Huang, S.; Huang, X. Quantitative Evaluation of the Contribution of Carbide-Free Bainite, Lath Martensite, and Retained Austenite on the Mechanical Properties of C-Mn-Si High-Strength Steels. *Materials Characterization* 2023, 199, 112802. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112802>.
 42. Niu, G.; Jin, D.; Wang, Y.; Chen, H.; Gong, N.; Wu, H. Achieving 2.2 GPa Ultra-High Strength in Low-Alloy Steel Using a Direct Quenching and Partitioning Process. *Materials* 2023, 16 (24), 7533. <https://doi.org/10.3390/ma16247533>.
 43. Jacques, P. Bainite transformation of low carbon Mn–Si TRIP-assisted multiphase steels: influence of silicon content on cementite precipitation and austenite retention / P. Jacques, E. Girault, T. Catlin, N. Geerlofs, T. Kop, S. Van Der Zwaag, F. Delannay. *Materials Science and Engineering: A*. 1999. Vol. 273–275. P. 475–479.
 44. Zorgani, M.; Garcia-Mateo, C.; Jahazi, M. The role of ausforming in the stability of retained austenite in a medium-c carbide-free bainitic steel. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9 (4). P. 7762–7776.
 45. Franceschi, M.; Pezzato, L.; Gennari, C.; Hanoz, D.; Bertolini, R.; Fabrizi, A.; Polyakova, M.; Brunelli, K.; Bonollo, F.; Dabalà, M. Influence of Austempering Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of High-Silicon Carbide-Free Bainitic Steel. *Steel Res. Int.* 2023, 94 (9), 2200821. <https://doi.org/10.1002/srin.202200821>.
 46. Lee, S.-I. Influence of austempering temperature on microstructure and mechanical properties of high-carbon nanostructured bainitic steels / S.-I. Lee, J.-M. Lee, S.-G. Kim, Y.-B. Song, H.-K. Kim, J.-H. Shim, B. Hwang. *Materials Science and Engineering: A*. 2022. Vol. 848. A. 143334.

-
47. Weng, X. Chemically-patterned steels / X. Weng, Y. Wu, J. Luo, C. Hutchinson. *Materialia*. 2023. Vol.32. A. 101889.
 48. Li, Y. J.; Choi, P.; Goto, S.; Borchers, C.; Raabe, D.; Kirchheim, R. Evolution of Strength and Microstructure during Annealing of Heavily Cold-Drawn 6.3 GPa Hypereutectoid Pearlitic Steel Wire. *Acta Materialia* 2012, 60 (9), 4005–4016. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.03.006>.
 49. Li, Y.; Raabe, D.; Herbig, M.; Choi, P.-P.; Goto, S.; Kostka, A.; Yarita, H.; Borchers, C.; Kirchheim, R. Segregation Stabilizes Nanocrystalline Bulk Steel with Near Theoretical Strength. *Phys. Rev. Lett.* 2014, 113 (10), 106104. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.113.106104>.
 50. Hohenwarter, A.; Völker, B.; Kapp, M. W.; Li, Y.; Goto, S.; Raabe, D.; Pippan, R. Ultra-Strong and Damage Tolerant Metallic Bulk Materials: A Lesson from Nanostructured Pearlitic Steel Wires. *Sci. Rep.* 2016, 6(1), 33228. <https://doi.org/10.1038/srep33228>.

2. ЩОДО КРИТЕРІЮ КОНСТРУКЦІЙНОЇ МІЦНОСТІ СТАЛЕЙ

2.1. Попередні міркування

Для оцінки якості високоміцних сталей застосовують низку комплексних критеріїв, серед яких найбільш поширеним є добуток границі міцності (σ_B) і відносного подовження (δ) (*product of strength and elongation, PSE*) із розмірністю ГПа×% (GPa×%). Фізичний сенс такого критерію може бути інтерпретованим як робота руйнування зразка під час випробувань. Але зазначений критерій є дуже грубим наближенням до фактичної роботи руйнування (рис. 2.1).

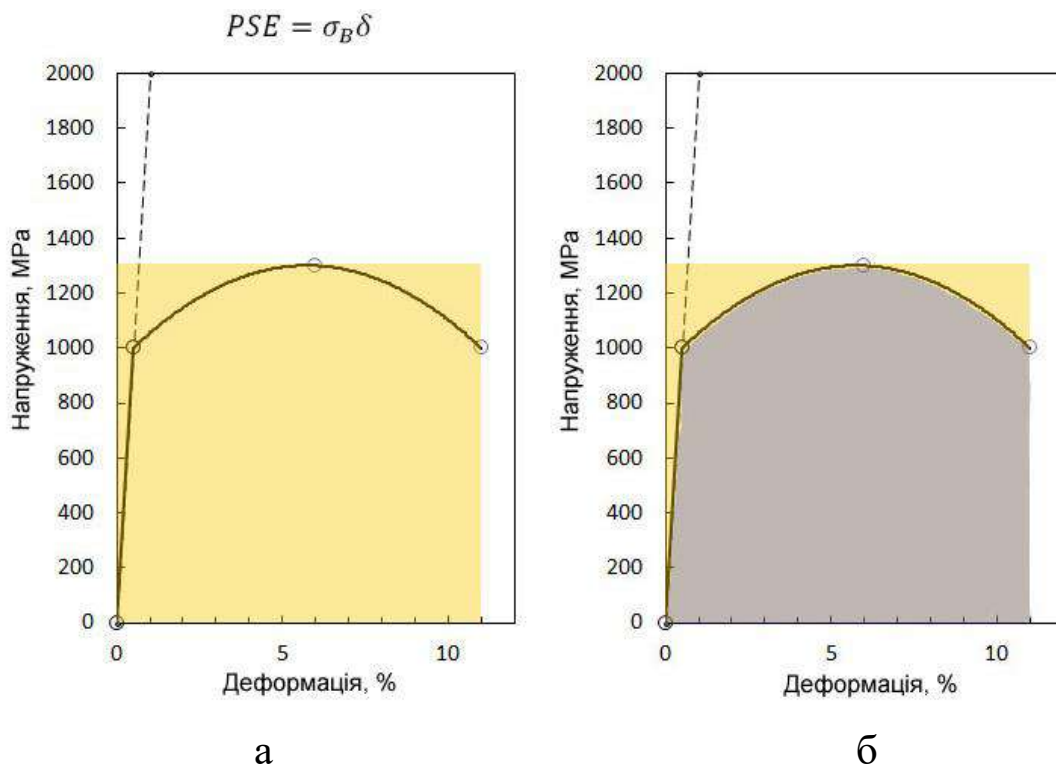


Рис. 2.1. Порівняння значень критерію PSE і фактичної роботи руйнування зразка під час випробувань на розтяг: (а) Графічна інтерпретація критерію PSE; (б) фактична робота руйнування. Схеми

Також недоліком такого підходу до визначення критерію конструкційної міцності є його неоднозначність. Дійсно, уявімо собі дві

сталі, одна з яких має невелику міцність і велике подовження, а друга – навпаки, велику міцність і невелике подовження. Незважаючи на принципову різницю у властивостях таких сталей, чисельне значення критерію PSE може бути однаковим (рис. 2.2).

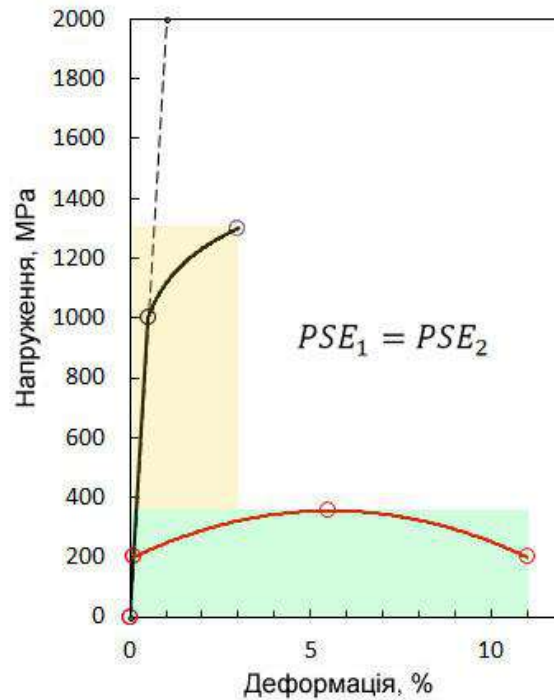


Рис. 2.2. Приклад неоднозначної інтерпретації критерію PSE

2.2. Обґрунтування критерію конструкційної міцності сталей

Для більш адекватного визначення роботи руйнування площу під кривою може бути схематично визначено так, як наведено на рис 2.3. Площу S_3 (рис.2.3) для спрощення розрахунків може бути приблизно визначено через площу трикутника S_3 (рис. 2.4). Також у першому наближенні площею S_1 можна знехтувати, оскільки її внесок до загальної площі під кривою руйнування є майже незначущим. Отже, отримуємо вираз $K = 0,5 \cdot \delta \cdot (\sigma_e + \sigma_m)$, який визначає площу під кривою як суму площ S_2 та S_3 (останнє рівняння на рис. 2.4). Зазначений вираз є набагато точнішою оцінкою роботи руйнування, ніж критерій PSE .

Як і у випадку критерію PSE (див. рис. 2.2), недоліком такого підходу до визначення критерію конструкційної міцності є його неоднозначність. У разі застосування критерію $K = 0,5 \cdot \delta \cdot (\sigma_e + \sigma_m)$ також

можлива ситуація, коли для двох сталей з принципово різним рівнем міцності критерії будуть рівними.

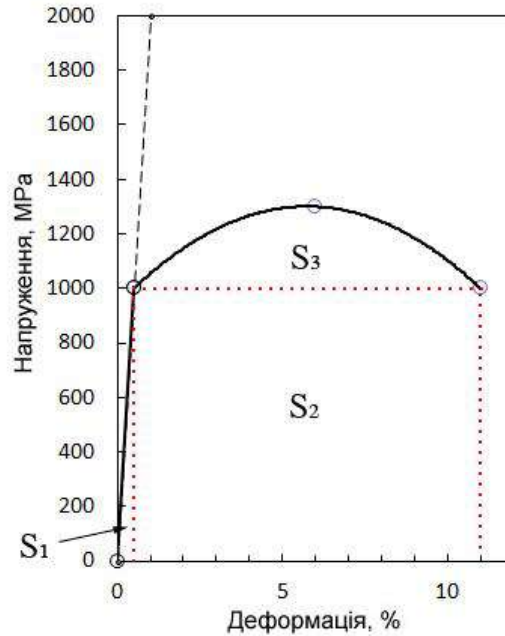


Рис. 2.3. Схематизація визначення роботи руйнування

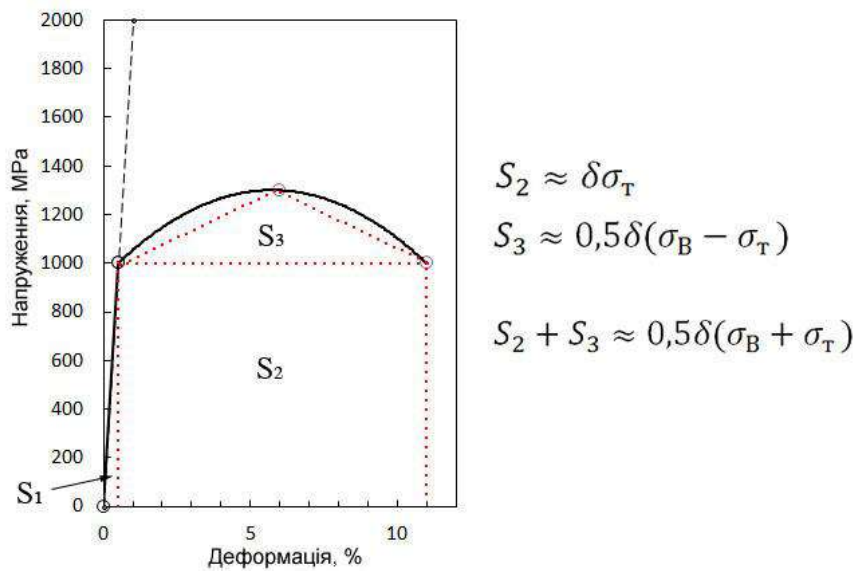


Рис. 2.4. Спрощений критерій конструкційної міцності

Для усунення цього недоліку запропонуємо альтернативний підхід до розрахунку критерію конструкційної міцності:

$$K = \sigma_B \cdot \sigma_T \cdot \delta \quad (1)$$

На перший погляд, такий вираз не має фізичного сенсу. Але величина, яку розраховують за цією формулою, однозначно характеризує рівень конструкційної міцності сталі: якщо міцність сталі є низькою, то і критерій буде низьким навіть за великого відносного подовження. Зауважимо, що границю плинності і межу міцності зручно виражати в гігаскалях (ГПа). Відповідно розмірність критерію конструкційної міцності сталей матиме розмірність $[\text{ГПа}^2 \times \%]$.

На рис. 2.5 наведено дві діаграми, які отримано за результатами наших випробувань і за літературними даними механічних властивостей сталей із різним вмістом вуглецю [1–15]. Діаграму на рис. 2.5, а отримано за критерієм $K = 0,5 \cdot \delta \cdot (\sigma_B + \sigma_m)$; червоні точки – результати, які отримано з урахуванням площі S_I під прямою в пружній області навантаження (рис. 3.4). Діаграму на рис. 2.5, б отримано за формулою $K = \sigma_B \cdot \sigma_m \cdot \delta$. Можна побачити, що ці діаграми майже ідентичні. Отже, критерій $K = \sigma_B \cdot \sigma_m \cdot \delta$ є таким, що здатен однозначно характеризувати конструкційну міцність сталей.

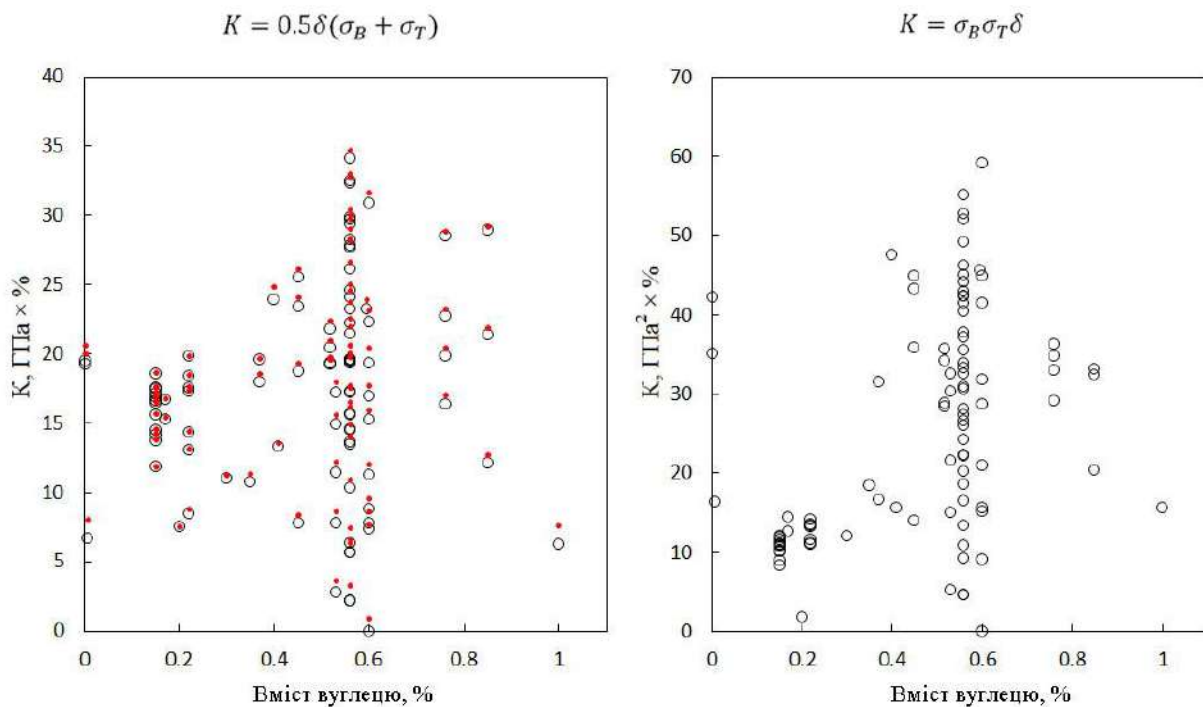


Рис. 2.5. Порівняння діаграм, які отримано за різними формулами конструкційної міцності: (а) $K = 0,5\delta(\sigma_B + \sigma_m)$; (б) $K = \sigma_B \cdot \sigma_m \cdot \delta$

Аналіз діаграм, які побудовано за різними формулами, свідчить, що за використання будь-якої формули (див. рис. 2.5,а та рис. 2.5,б) критерій конструкційної міцності є максимальним для сталей із вмістом вуглецю 0,5–0,6 %.

Отже, аналіз публікацій, у яких наведено відомості щодо властивостей високоміцних сталей, свідчить про подібність критеріїв $K = 0,5\delta(\sigma_e + \sigma_m)$ та $K = \sigma_e \cdot \sigma_m \cdot \delta$. Принциповою різницею між ними є те, що критерій $K = \sigma_e \cdot \sigma_m \cdot \delta$ унеможлиблює ситуацію, коли високоміцна сталь і сталь із низькою міцністю характеризуються рівними критеріями конструкційної міцності.

Необхідно відзначити, що конструкційна міцність в загальноприйнятному розумінні визначає надійність і довговічність матеріалу в певних умовах експлуатації. Отже, для певних умов має бути визначено ступені для кожного співмножника у виразі (1) та/або додано інші співмножники, наприклад відносне звуження, ударну в'язкість, тріщиностійкість та/або інші показники механічних властивостей. Але для загальної характеристики якості матеріалів, зокрема високоміцних сталей, за результатами лабораторних випробувань критерій $K = \sigma_e \cdot \sigma_m \cdot \delta$ може бути використаним як адекватний критерій конструкційної міцності сталей.

Перелік посилань

1. Li, Y.; Wang, E.; Zhang, L.; Zhao, X.; Gao, R.; Zhu, W. Ultra-High Strength and High Ductility 60Si2CrVNb Spring Steel with Multiphase Microstructure Controlled by Austempering. *Journal of Materials Research and Technology* 2024, 30, 5855–5868. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.05.018>.
2. Zurnadzhy, V. I.; Efremenko, V. G.; Wu, K. M.; Petryshynets, I.; Shimizu, K.; Zusin, A. M.; Brykov, M. N.; Andilakhai, V. A. Tailoring Strength/Ductility Combination in 2.5 Wt% Si-Alloyed Middle Carbon Steel Produced by the Two-Step Q-P Treatment with a Prolonged Partitioning Stage. *Materials Science and Engineering: A* 2020, 791, 139721. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139721>.

-
3. Ma, Y.; Xu, R.; Qi, P.; Feng, S. Y.; Zhang, Y. The Effects of Quenching and Partitioning on the Microstructure and Tensile Properties of High Strength Suspension Spring Steel. *Materials Today Communications* 2024, 40, 109653. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.109653>.
 4. Zhu, Q.; Gao, J.; Zhao, H.; Huang, Y.; Liu, G.; Wu, G.; Wu, H.; Zhang, C.; Wang, S.; Mao, X. Heterostructure Mediated High Strength and Large Ductility in Novel Medium-Mn Steels with Low Mn Content. *Acta Materialia* 2024, 276, 120092. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2024.120092>.
 5. Cui, J.; Li, K.; Yang, Z.; Wu, Z.; Wu, Y. Investigation of Effects of Aluminum Additions on Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Ultra-High Strength and Vanadium Bearing Dual-Phase Steels. *Journal of Materials Research and Technology* 2024, 31, 1117–1131. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.06.148>.
 6. Xu, D.; Zhang, D.; Yang, G.; Wang, Q.; Bao, S.; Zhao, G. Effect of Quenching Temperature on the Austenite Stability and Mechanical Properties of High-Strength Air-Cooled TRIP Steel Prepared with Hot-Rolled C–Si–Mn Sheets. *Journal of Materials Research and Technology* 2024, 31, 420–433. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.06.044>.
 7. Behzadifar, J.; Boutorabi, S. M.-A.; Saghafian Larijani, H. Dry Sliding Wear Behavior of the High-Strength Nanostructured Bainitic Steel Containing 3.5 Wt% Aluminum. *Journal of Materials Research and Technology* 2024, 32, 2743–2756. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.08.063>.
 8. Wang, J.; El-Fallah, G. M. A. M.; Chang, X.; Peng, Y.; Tao, Q. Achieving 2.7 GPa Tensile Strength in Ultrastrong High-Carbon Steel through Prolonged Low-Temperature Tempering. *Materials Characterization* 2024, 215, 114241. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.114241>.
 9. Li, G.; Long, W.; Yu, X.; Wu, G.; Chen, W.; Jiang, Q.; Zhang, C.; Wu, H.; Gao, J.; Zhao, H.; Wang, S.; Mao, X. Hot Deformation

-
- Behavior and Microstructural Evolution of High-Carbon High-Strength Low Alloy Steel. *Journal of Materials Research and Technology* 2024, 33, 1667–1680. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.09.160>.
10. Kumar, A.; Singh, A. Deformation Mechanisms in Nanostructured Bainitic Steels under Torsion. *Materials Science and Engineering: A* 2020, 770, 138528. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138528>.
 11. Zurnadzhy, V. I.; Efremenko, V. G.; Wu, K. M.; Azarkhov, A. Yu.; Chabak, Yu. G.; Greshta, V. L.; Isayev, O. B.; Pomazkov, M. V. Effects of Stress Relief Tempering on Microstructure and Tensile/Impact Behavior of Quenched and Partitioned Commercial Spring Steel. *Materials Science and Engineering: A* 2019, 745, 307–318. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.12.106>.
 12. Development of an improved ultra-high strength steel for forged aircraft components. *Tech. report*. 1971. 178 p. <https://apps.dtic.mil/sti/pdfs/AD0882806.pdf>
 13. Zhou, X.; Zeng, T.; Shi, X.; Zhao, M.; Wang, W.; Li, Y.; Yan, W. An Ultra-High Strength Bainitic Aging Steel. *Scripta Materialia* 2024, 245, 116061. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2024.116061>.
 14. Li, J.; Jiang, W.; Zhang, Y.; Liu, L.; Yu, Y.; Luan, J.; Jiao, Z.; Liu, C. T.; Zhang, Z. Evolution and Strengthening of Nanoprecipitates in a High Strength Maraging Stainless Steel. *Materials Science and Engineering: A* 2024, 915, 147198. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147198>.
 15. Wang, S.; Wu, W.; Sun, Y.; Yang, Z.; Sha, G.; Wang, W.; Jiao, Z.; Chen, H. Regulating Precipitation Behavior in an Ultrahigh-Strength, High-Molybdenum Maraging Steel via Laser Powder Bed Fusion. *Scripta Materialia* 2024, 252, 116245. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2024.116245>.

3. ОТРИМАННЯ НАНОСТРУКТУРОВАНОГО СТАНУ В СТАЛЯХ З КАРБІДНИМ ЗМІЦНЕННЯМ

Сталі з високим вмістом вуглецю зазвичай використовують як зносостійкі [1–5] та інструментальні матеріали [6]. В особливих випадках вуглецеві сталі з близьким до евтектоїдного складу можуть бути оброблені для забезпечення високої міцності [7–11]. Це, перш за все, евтектоїдна сталь з 0,8 мас.%С, а також доевтектоїдні та заевтектоїдні сталі. Відомо, що ізотермічна обробка евтектоїдної сталі з подальшою пластичною деформацією забезпечує дуже високий комплекс механічних властивостей [9]. Таку обробку зазвичай проводять за температур мінімального опору аустеніту дифузійному перетворенню (від 500 °С до 550 °С). Однак така обробка може бути застосована лише до дроту малого поперечного перерізу, тому асортимент потенційної продукції значно обмежений.

Метою цієї роботи було знайти термічну обробку евтектоїдної сталі, яка б дала змогу одночасно збільшити її міцність та здатність протистояти високоенергетичним ударам.

3.1. Матеріали та методи

Експерименти проводилися з використанням промислово виготовлених стрижнів діаметром 14 мм з нелегованої евтектоїдної сталі, що містить 0,79 мас.% С. У таблиці 3.1. наведено хімічний склад експериментальної сталі, наданий постачальником. Зразки для випробувань на розтяг та ударну міцність були виготовлені з цих стрижнів.

Таблиця 3.1

**Хімічний склад евтектоїдної сталі промислового виробництва,
мас.%**

C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	P	S
0.79	0.23	0.21	0.19	0.17	0.22	0.011	0.004

Випробування на розтяг проводили згідно з ISO 6892-1:2019 з використанням пропорційних циліндричних зразків з діаметром робочої частини 5 мм та довжиною 25 мм на сервогідравлічній машині INSTRON 8801. Випробування на ударний згин проводили згідно з ISO 148-1:2016 на маятниковій машині INSTRON IMP-460J з використанням зразків розміром 7,5 мм × 10 мм × 55 мм без надрізу, а також з V-подібним надрізом. Через градієнтну мікроструктуру зразків після термічної обробки для оцінки властивостей самого поверхневого шару були необхідні зразки без надрізу.

Мікроструктуру та поверхні зламу зразків досліджували за допомогою сканувальних електронних мікроскопів JEOL JSM-7000F та JEOL JSM-IT 300. Зразки для мікроструктурного дослідження готували шляхом шліфування абразивним папером різної зернистості з подальшим поліруванням та травленням у ніталі. Поверхні зламу після ударних випробувань зразків досліджували на сканувальних електронних мікроскопах без будь-якої додаткової обробки.

Твердість зразків визначали за допомогою твердоміра Віккерса ТВП-5012, навантаження 98,1 Н. Для визначення мікротвердості використовували твердомір MICROTCH NVA-1 при навантаженні 0,981 Н.

Рентгеноструктурні дослідження проводили на рентгенівському дифрактометрі RIGAKU SMARTLAB SE у Cu-K α -випромінюванні. Зразки нагрівали під час термічної обробки в електричній печі опору СУОЛ-0,44/12-M2-Y42. Температуру вимірювали за допомогою хромель-алюмелевої термопари. Перевірку температури поблизу цільових значень проводили за допомогою портативного потенціометра ПП-63.

До зразків було застосовано нетрадиційну термічну обробку. Ідея полягала в отриманні максимально дрібнодисперсної феритно-цементитної мікроструктури шляхом охолодження з однофазної області аустеніту з близькою до критичної швидкістю охолодження. Близька до критичної швидкість охолодження забезпечувалася контрольованою витримкою зразків у печі за температури 800 °С; отже, в аустеніті розчинялася різна кількість цементиту. Тому критична швидкість

охолодження аустеніту змінювалася разом зі зміною часу витримки. Оскільки фактична швидкість охолодження зразків підтримувалася постійною, було припущено, що існує певна оптимальна витримка, яка відповідатиме фактичній швидкості охолодження та критичній швидкості охолодження при заданому складі аустеніту. З одного боку, технології термічної обробки мають лише обмежену здатність контролювати розмір зерен аустеніту; контрольована пластична деформація в поєднанні з мікролегуванням створюють більш широкі можливості. З іншого боку, мікроструктура після охолодження з аустенітної області значно залежить від стану аустеніту безпосередньо перед фазовим перетворенням. Цей стан аустеніту можна змінити різними способами. У нашому випадку певний хімічний склад аустеніту має бути «зафіксований» шляхом контрольованого часу витримки.

Температуру в печі підвищили до цільового значення 800 °C та підтримували на стабільному рівні протягом приблизно 30 хвилин для рівномірного нагрівання робочого простору, корундової колби та футерівки печі. Після нагрівання печі кожний зразок завантажували в піч окремо та витримували протягом часу, контрольованого секундоміром. Після закінчення витримки зразок швидко витягували з печі за допомогою щипців та занурювали в трансформаторну оливу кімнатної температури. Отже, кожен зразок обробляли окремо, забезпечуючи стабільну швидкість витягування зразка з печі та занурення його в оливу. Тож була забезпечена стабільність параметрів термічної обробки, за винятком часу витримки зразків у печі.

Час витримки кожного зразка в печі варіювався від 3 до 9 хвилин з інтервалом 30 або 60 секунд. Для уточнення оптимального часу витримки інтервал був скорочений поблизу передбачуваного оптимального часу витримки.

3.2. Результати і обговорення

В табл. 3.2 наведено результати ударних випробувань зразків без надрізу.

Таблиця 3.2

**Результати ударних випробувань вуглецевої евтектоїдної сталі
після термічної обробки з контрольованою витримкою.
Зразки без надрізів**

Час витримки, хв-с	Енергія удару, Дж
Без термічної обробки	218
Без термічної обробки	41 ¹
3-00	100
4-00	109
4-30	153
5-00	141
5-30	281
6-00	237
6-30	У зразку з'явилася тріщина, але зразок не зруйновано. Маятник зупинився в нижньому вертикальному положенні.
6-30	8 ¹
6-45	25 ¹
7-00	Зразок не зруйновано. Зразок зупинив маятник.
7-00	21 ¹
8-00	18
9-00	10

¹ Зразок з V-надрізом.

Енергія удару збільшилася після того, як час витримки перевищив 5 хвилин. Зразок після термічної обробки з часом витримки 7 хвилин не зруйнувався після удару з енергією 460 Дж (рис. 3.1). На рис. 3.2 показано зруйнований випробуваний зразок, який витримувався в печі протягом 8 хвилин. Видно кардинальну різницю між цими двома зразками. Різниця в часі витримки всього в одну хвилину призвела до різкого зниження енергії удару зразків.

Дані таблиці 3.2. показують, що після витримки від 3,0 до 5,5 хвилин ударна в'язкість сталі нижча, ніж у відпаленому стані. Збільшення часу витримки поступово призводить до збільшення ударної в'язкості

до певного критичного часу витримки (7 хв). Отже, було встановлено чітку екстремальну залежність (з мінімумом і максимумом) ударної в'язкості від часу витримки евтектоїдної сталі за температури 800 °С до охолодження.

У таблиці 2 наведено результати випробувань на розтяг. Результати випробувань вказують на таку ж екстремальну залежність міцності від часу витримки, як і для ударних зразків.

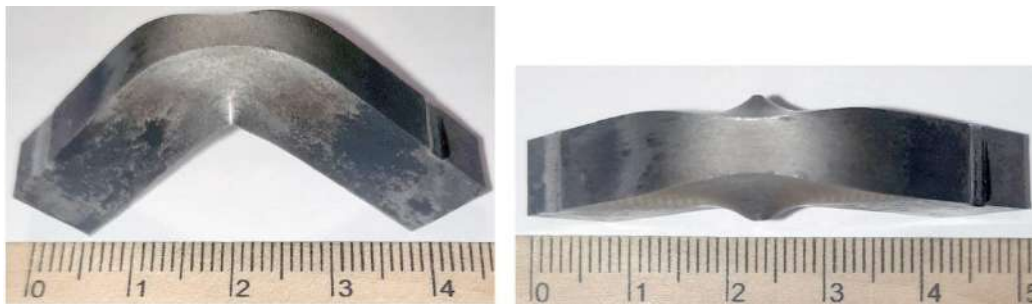


Рис. 3.1. Зразок після термічної обробки з витримкою 7 хвилин та подальшим випробуванням на удар



Рис. 3.2. Зразок після термічної обробки з витримкою 8 хвилин та подальшим випробуванням на удар

Таблиця 3.3

Результати випробувань на розтяг вуглецевої евтектоїдної сталі після термічної обробки з контрольованою витримкою

Час витримки, хв-с	Границя плинності, МПа	Межа міцності, МПа	Відносне подовження, %	Відносне звуження, %
1	2	3	4	5
Без термічної обробки	903	1043	6.8	19.0
1-30	628	1045	11.6	20.3

Закінчення таблиці 3.3

1	2	3	4	5
2-00	675	1033	8.0	21.5
2-30	569	1029	10.8	21.5
3-00	543	1018	8.0	25.1
3-30	513	1091	8.0	21.9
4-00	1187	1295	1.5	-
4-30	1000	1000	-	-
5-00	873	873	-	-
6-00*	341	341	-	-
8-00	658	658	-	-

*Зразок зруйновано крихко під навантаженням 17069 Н по поперечному перерізу головки площею 50 мм².

Отримані результати свідчать про те, що зміцнювати евтектоїдні сталі можна методом контрольованої витримки в однофазній області та подальшого охолодження в оливі. Час витримки є критичним і має точно контролюватися для досягнення максимального ефекту зміцнення. На рис. 3.3 показано SEM-зображення евтектоїдної сталі у стані постачання (відпал) з колонією перліту розміром 12,96 мкм (35 цементних пластинок, приблизно 3 цементні пластинки на мікромметр). На рис. 3.4 показано SEM-зображення при малому збільшенні ($\times 60$) поперечного перерізу зразка після термічної обробки з часом витримки 6 хв 30 с. На різних відстанях від поверхні можна побачити три різні зони: на глибину до 100 мкм, від 100 мкм до 680 мкм, глибше 680 мкм. Отже, внаслідок термічної обробки з контрольованим часом витримки формується градієнтна мікроструктура.

На рис. 3.5 показано мікроструктуру того самого зразка на відстані менше 100 мкм від поверхні. Структура містить нерозчинені карбіди та пластинки цементиту з міжпластинчастим проміжком приблизно 100 нм (див. рис. 3.5, зона 1). Наявність нерозчинених карбідів вказує на те, що вміст вуглецю в аустеніті безпосередньо в момент охолодження був менше 0,8 мас. %.

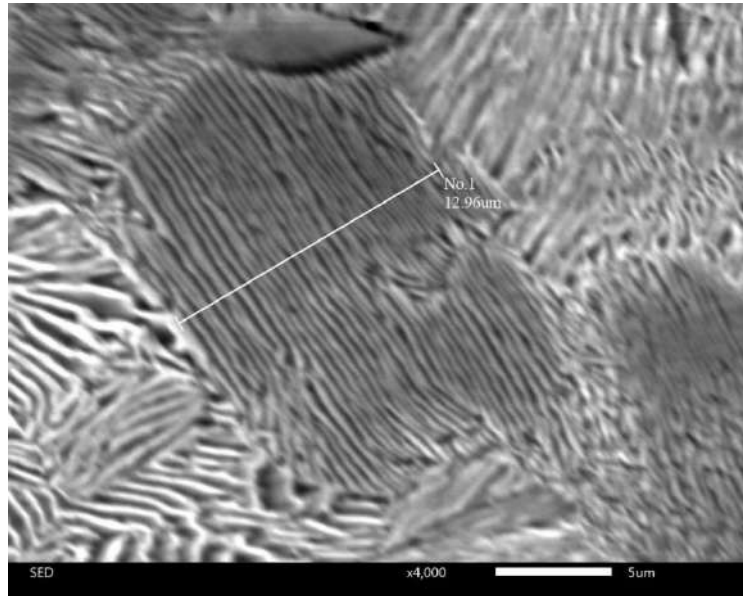


Рис. 3.3. SEM-зображення евтектоїдної сталі у стані постачання (відпал) з колонією перліту розміром 12,96 мкм

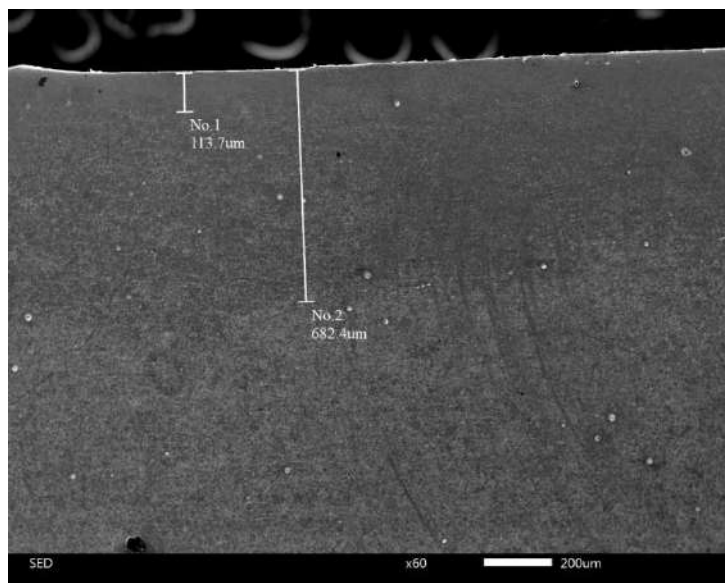


Рис. 3.4. SEM-зображення перерізу ударного зразка після термічної обробки з часом витримки 6 хв 30 с

На рис. 3.6 показано мікроструктуру того самого зразка на відстані приблизно 200 мкм від поверхні. Відмінними мікроструктурними складниками є свіжоутворені тонкі пластинки цементиту (1), грубі нерозчинені пластинки цементиту (2), успадковані від попереднього мікроструктурного стану, та глобулярні нерозчинені карбіди (3). Гло-

булярні нерозчинені карбіди (3), ймовірно, є залишками неповністю розчинених пластинок цементиту.

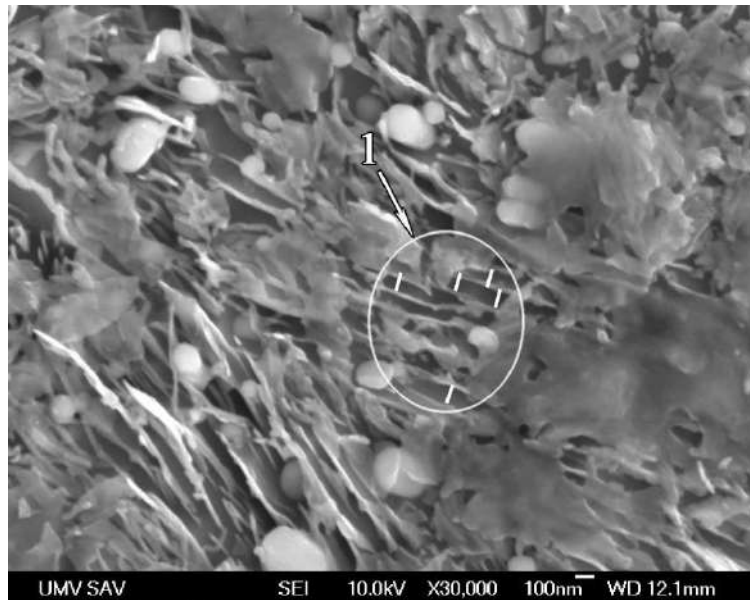


Рис. 3.5. SEM-зображення підповерхневої зони термічно обробленого зразка з часом витримки 6 хв. 30 с

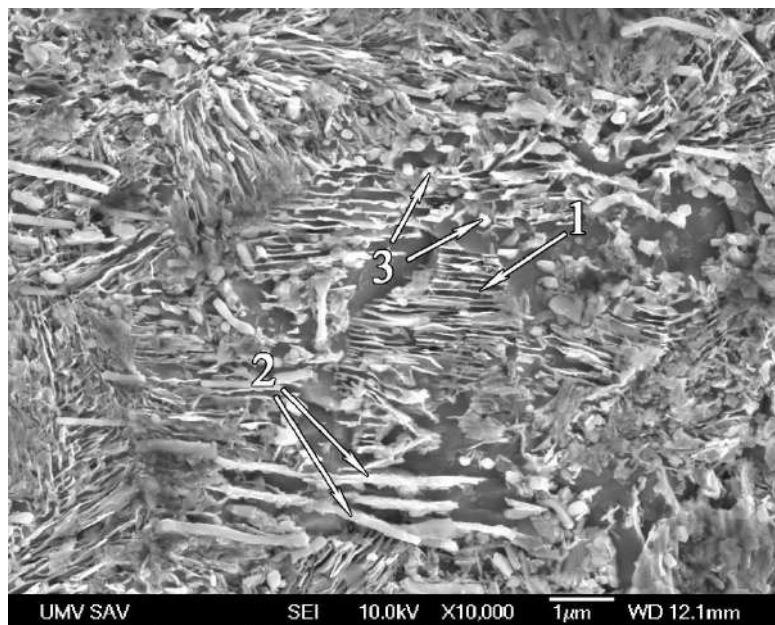


Рис. 3.6. SEM-зображення термічно обробленого ударного зразка і часом витримки 6 хв 30 с на відстані приблизно 200 від поверхні 200 μm :
(1) свіжоутворені тонкі пластинки цементиту; (2) грубі нерозчинені пластинки цементиту, успадковані від минулого мікроструктурного стану;
(3) та глобулярні нерозчинені карбіди

Значна різниця в мікроструктурі на різній глибині від поверхні має призводити до різних режимів руйнування відповідних ділянок. Порівняння рис. 3.7 та рис. 3.8 чітко показує цю різницю. Фрактограма на рис. 3.7 відповідає підповерхневій області зразка після термічної обробки з витримкою 6 хв 30 с. Це типове в'язке руйнування. Зображення поверхні руйнування, показані на рис. 3.7, є ідентичними численним прикладам SEM-зображень для в'язкого руйнування [12 рис. 10, 13 рис. 6, 14 рис. 25 тощо]. Навпаки, рис. 3.8 демонструє здебільшого крихке руйнування (1) центральної області зразка після термічної обробки з витримкою 6 хв 30 с. Ділянки (1) поверхні руйнування, показані на рис. 3.8, є ідентичними численним прикладам SEM-зображень для крихкого руйнування [12 рис. 11, 14 рис. 1,а тощо]. Ділянки в'язкого руйнування (2) також присутні, але їх відносна площа значно менша, ніж у підповерхневих областях.

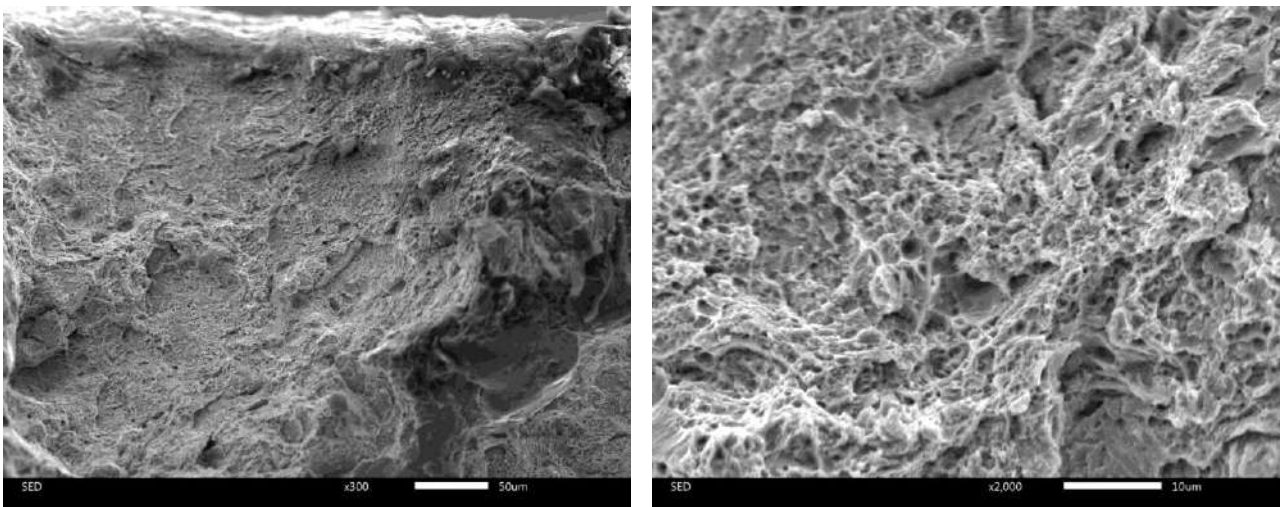


Рис. 3.7. Фрактограма при різних збільшеннях підповерхневої області зразка після термічної обробки з витримкою 6 хв 30 с

SEM-зображення того самого зразка з малим збільшенням дає змогу оцінити частку пластичної зони (рис. 3.9). Глибину підповерхневого шару з іншим виглядом поверхні руйнування порівняно з центром можна оцінити як 0,7–1,0 мм. Це спостереження корелює з глибиною зміненого шару, що показано на рис. 3.4.

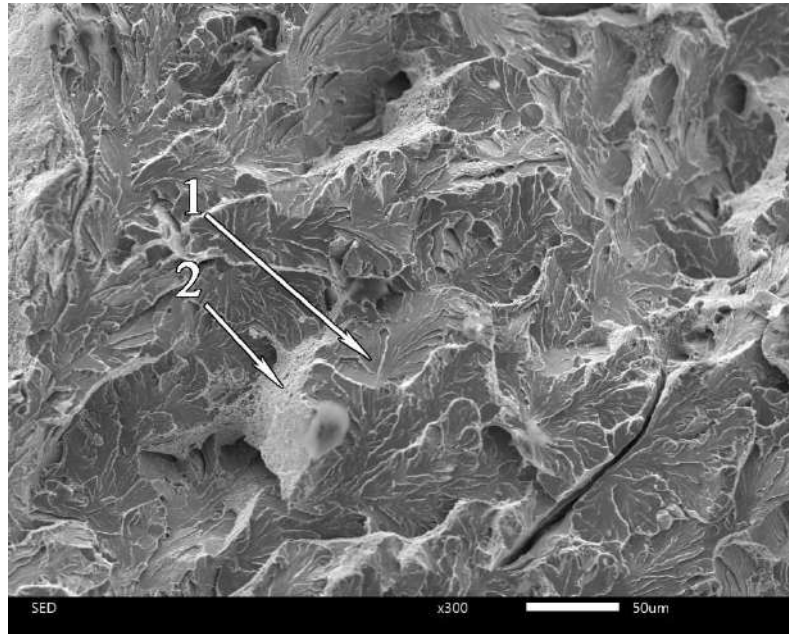


Рис. 3.8. Фрактограма центральної області зразка після термічної обробки з витримкою 6 хв 30 с: квазікрихке руйнування (1), в'язке руйнування (2)

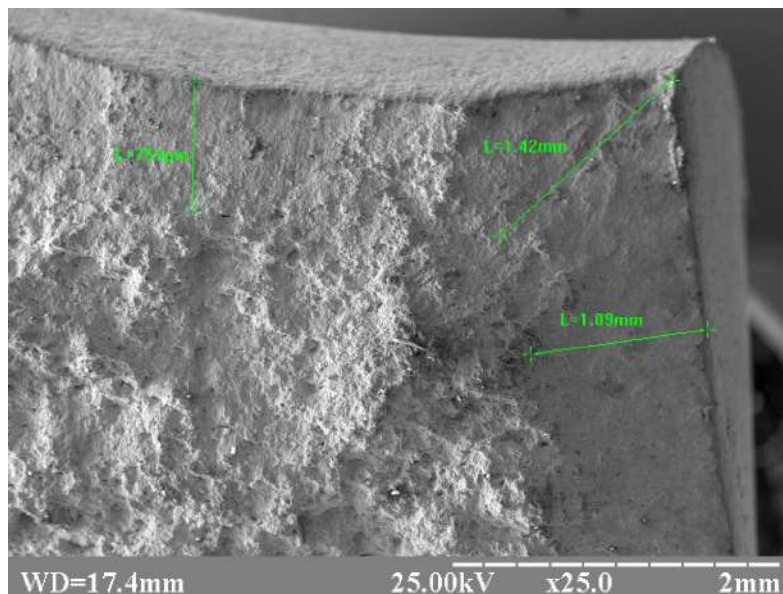


Рис. 3.9. Фрактограма зразка з малим збільшенням після термічної обробки з витримкою 6 хв 30 с

Важливим є питання щодо вмісту вуглецю в α -твердому розчині на поверхні зразків після термічної обробки з оптимальним часом витримки. Вміст вуглецю в α - та γ -твердих розчинах сплавів на основі заліза значно впливає на механічні й експлуатаційні властивості останніх. За одного і того ж вмісту вуглецю в сталі його вміст у твердих роз-

чинах може значно коливатись залежно від термічної обробки. В роботі використано метод визначення вмісту вуглецю в твердому α -розчині на основі заліза за положенням дифракційного максимуму (211) [15].

Для швидкого визначення кількості вуглецю в ОЦК ґратках сталі залежно від положення дифракційного максимуму (211) були побудовані номограми $\Delta C(2\theta)$ для XRD-досліджень у кобальтовому та мідному випромінюваннях.

Побудова виконувалася з таких міркувань. Згідно з [15] кількість вуглецю визначається із співвідношення

$$\Delta[C]_{\alpha} = \frac{10^3}{0.84 \pm 0.08} (a_{\alpha} - a_0) = \frac{10^3}{0.84 \pm 0.08} (\Delta a_{\alpha}) \quad (\text{ат. \%}) \quad (1),$$

де $a_0 = 0,28664$ нм – параметр ґратки чистого α -заліза; a_{α} – параметр ґратки зразка, що досліджують.

Відомо, що для кубічної ґратки $a = d\sqrt{H^2 + K^2 + L^2}$, тоді для визначення параметра ґратки за положенням дифракційного максимуму (211) можна записати $a = d\sqrt{6}$. Але $d = \frac{\lambda}{2 \sin \theta}$. Тоді $a = \frac{\lambda}{2 \sin \theta} \sqrt{6}$.

Підставивши все до формули (1), побудуємо залежності $\Delta C(2\theta)$ з кроком $0,01^{\circ}$ (рис. 3.10).

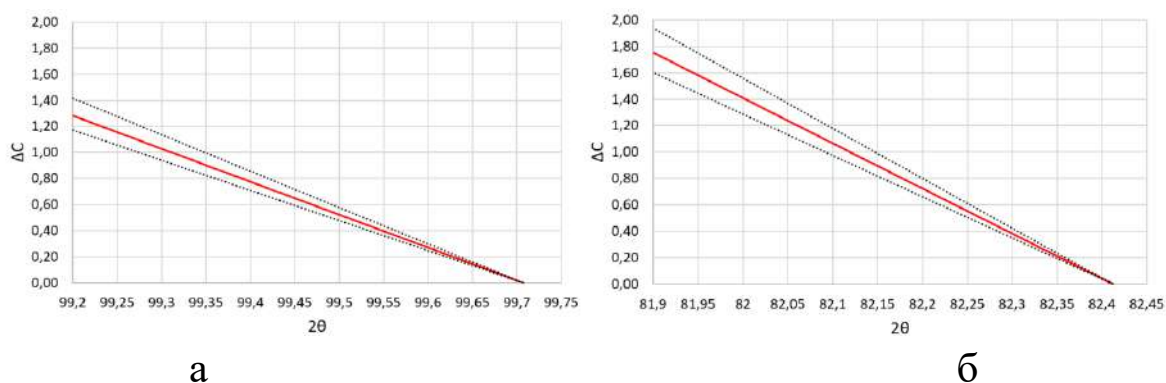


Рис. 3.10. Номограми для визначення кількості вуглецю в ОЦК ґратці сталі за положенням дифракційного максимуму (211): (а) – Co-K_{α} -випромінювання; (б) – Cu-K_{α} -випромінювання

Для визначення вмісту вуглецю в α -розчині на самій поверхні було проведено XRD дослідження поверхні неушкодженого зразка, як показано на рис. 3.11. Місце дослідження показано стрілкою.



Рис. 3.11. Місце XRD дослідження незруйнованого зразка

На рис. 3.12 показано частину дифрактограм в області дифракційного максимуму $(211)\alpha$ зразка без термічної обробки та після термічної обробки з витримкою 7 хв (неушкоджений зразок, див. рис. 3.1, рис. 3.11). Встановлено, що дифракційний максимум $(211)\alpha$ зміщується в бік менших значень 2Θ для зразка після 7 хв витримки. Це зміщення вказує на збільшення вмісту вуглецю у твердому розчині до 0,12 мас.%. Фактично утворюється наноструктурований композит, що складається з тонких цементитних пластин та низьковуглецевого мартенситу. Отже, встановлено подібність наноструктурованого стану вуглецевої сталі після термічної обробки з контрольованим часом витримки до структури, отриманої в евтектоїдних сталях після холодної пластичної деформації, до ступеня кількох сотень відсотків [7].

На рис. 3.13 показано комбіновану діаграму «навантаження-час» з трьома кривими, отриманими після ударних випробувань трьох зразків: без термічної обробки (синій), після 7 хв витримки (червоний) та після 8 хв витримки (чорний). Значення навантаження вимірюються за допомогою датчиків сили, встановлених на маятнику. Тут можна зробити кілька характерних спостережень.

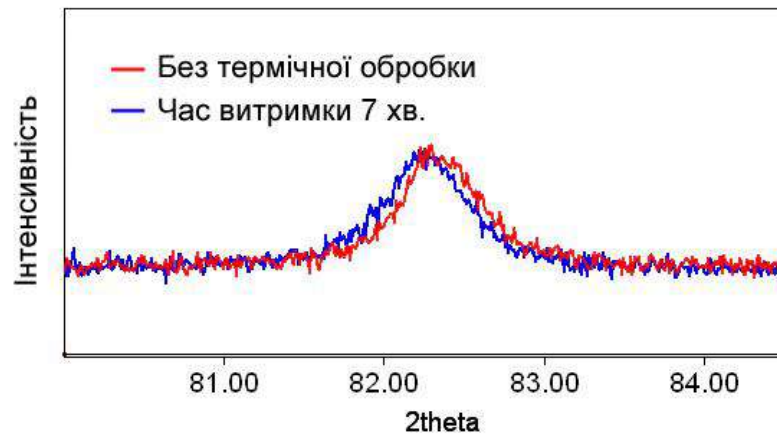


Рис. 3.12. $(211)\alpha$ дифракційний максимум зразків без термічної обробки (червоний) та після термічної обробки з витримкою 7 хвилин (синій)

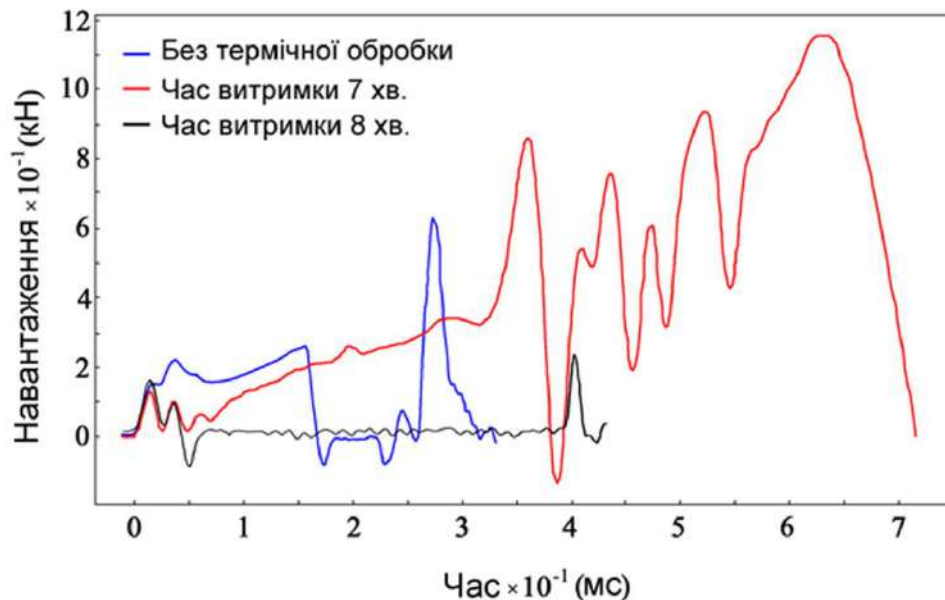


Рис. 3.13. Розвиток навантаження під час ударних випробувань зразків без термічної обробки (синій), після 7 хв витримки (червоний) та після 8 хв витримки (чорний)

Чорна крива чітко вказує на максимуми навантаження на самому початку та в кінці процесу руйнування. Перший максимум відповідає руйнуванню поверхневого шару, що перебуває під розтягом. Другий відповідає руйнуванню стиснутого шару з протилежної сторони зразка. Між цими двома є тривалий період нульової сили. Очевидно, це відповідає поширенню тріщини через ядро зразка. Синя крива має по-

дібний, але значно коротший період нульової сили. Це спостереження призводить до висновку, що зразки з початковими надрізами (V, U або T) не дають змогу оцінити енергію, необхідну для розриву поверхневого шару. Але цей самий шар є найбільш навантаженим у будь-якій конструкції під час статичного або ударного згинання. Тому ударні випробування зразків без надрізів слід проводити також разом із випробуваннями зразків з надрізами, щоб більш адекватно оцінити поведінку реальних деталей під ударним навантаженням.

Крива навантаження для незруйнованого зразка має область сталого зростання та область значних коливань навантаження. Цей ефект можна пояснити внутрішнім тертям у сильно деформованих частинах зразка (див. рис. 3.1). Зсув-ковзання внутрішніх шарів, ймовірно, викликає екстремуми навантаження. Відомо, що сила тертя досягає свого максимуму в момент початку руху.

Крім того, очевидно, що абсолютне значення навантаження для незруйнованого зразка значно вище, ніж для двох інших. Час навантаження також майже вдвічі довший. Отже, значення енергії, яку було поглинено незруйнованим зразком, виявляється вищим, ніж запасена енергія маятника.

Слід зазначити, що зразок з V-подібним надрізом після обробки з тим самим 7-хвилинним часом витримки має лише 21 Дж поглиненої енергії удару. Різка різниця в енергіях удару для зразка без надрізу та зразка з V-подібним надрізом підтверджується чіткою різницею між відповідними фрактограмами (див. рис. 3.7 та рис. 3.8). Фрактограма поверхневої зони зразка після обробки з часом витримки 6 хв 30 с демонструє переважно в'язке руйнування (рис. 3.7). Навпаки, центр зразка було зруйновано переважно крихко (рис. 3.8). Ділянки, подібні до тих, що позначені стрілкою 1, відповідають крихкому руйнуванню та займають більшу частину площі зображення (див. рис. 3.8). Хоча ділянки в'язкого руйнування (стрілка 2) також представлені на фрактограмі для центру зразка.

Згідно з [16], твердість феритно-цементитного мікроструктурного складника залежить від міжпластинчастої відстані. Дослідження

проводилося для сталі з вмістом вуглецю 0,82 % в діапазоні міжпластинчастої відстані від 200 нм до 700 нм.

Міжпластинчасті відстані у феритно-цементитовій суміші такої ж сталі після термічної обробки з оптимальним часом витримки становлять менше 100 нм (див. рис. 3.5). Для порівняння з відомими даними [16], кореляція між твердістю та відстанню від поверхні була визначена за допомогою поперечного перерізу ударного зразка після витримки 6 хв 30 с (див. таблицю 3.2). Вимірювання твердості за Віккерсом проводилися на різній глибині від поверхні з навантаженнями на індентор 10 кг та 0,1 кг. Результати показано на рис. 3.14. Можна бачити, що твердість збільшується від HV 315 у центрі майже до HV 390 на поверхні зразка.

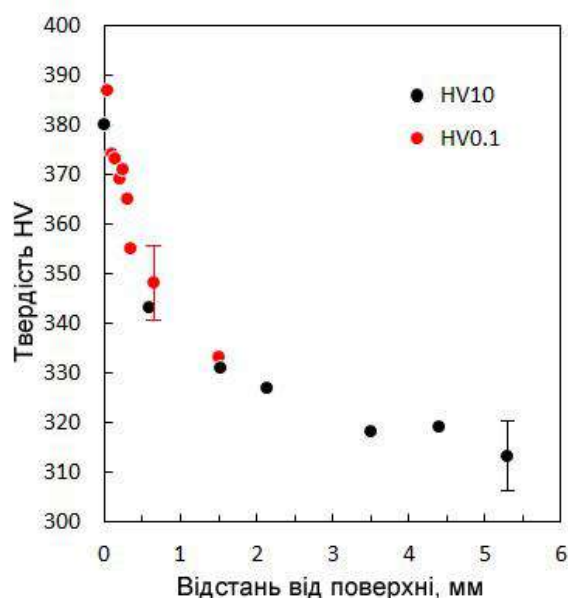


Рис. 3.14. Кореляція між твердістю зразка за Віккерсом (час витримки 6 хв 30 с) та відстанню від поверхні. Відстань 0 мм відповідає звичайному вимірюванню твердості на самій поверхні

Встановлено, що фактично отримана твердість збігається з екстрапольованою згідно з даними з роботи [16] (рис. 3.15).

Отже, твердість може слугувати експрес-індикатором для визначення того, чи досягнуто наноструктурованого стану після термічної обробки. Згідно з рис. 3.14, міжпластинчаста відстань 100 нм відпо-

відає приблизній твердості HV360. Тому для досягнення високої стійкості до ударного навантаження необхідно отримати твердість поверхні зразка або деталі машини на рівні HV360 або вище.

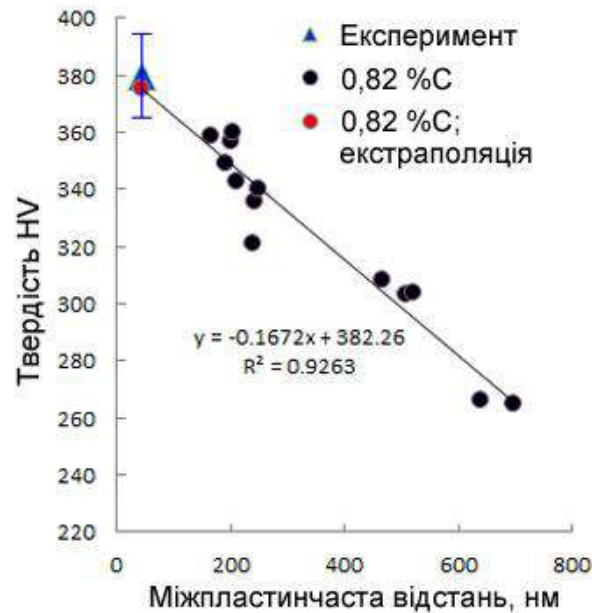


Рис. 3.15. Кореляція між твердістю за Віккерсом та міжпластинчастою відстанню в евтектоїді [16]

Відповідно до природи термічної обробки з контрольованим часом, навряд чи можливо отримати наноструктурований шар на досить великій глибині. Кожна точка матеріалу на певній глибині має свій оптимальний час витримки за високої температури. Очевидно, що поверхневий шар нагрівається швидше, ніж глибші шари. Тому оптимальний час витримки для поверхневого шару мінімальний. Це призводить до неминуче змінної твердості з глибиною, що показано на рис. 3.13. Ця залежність твердості від відстані виглядає приблизно так само, як і після деякої хіміко-термічної обробки. Але на відміну від хіміко-термічної обробки, цей метод набагато ефективніший з точки зору часу.

Отримані результати вимірювання твердості на поверхні незруйнованого зразка збігаються із даними термокінетичної діаграми охолодження сталі У8 (рис. 3.16). Можна бачити, що дві дуже близькі

швидкості охолодження призводять до абсолютно різних значень твердості: 739 HV і 382 HV.

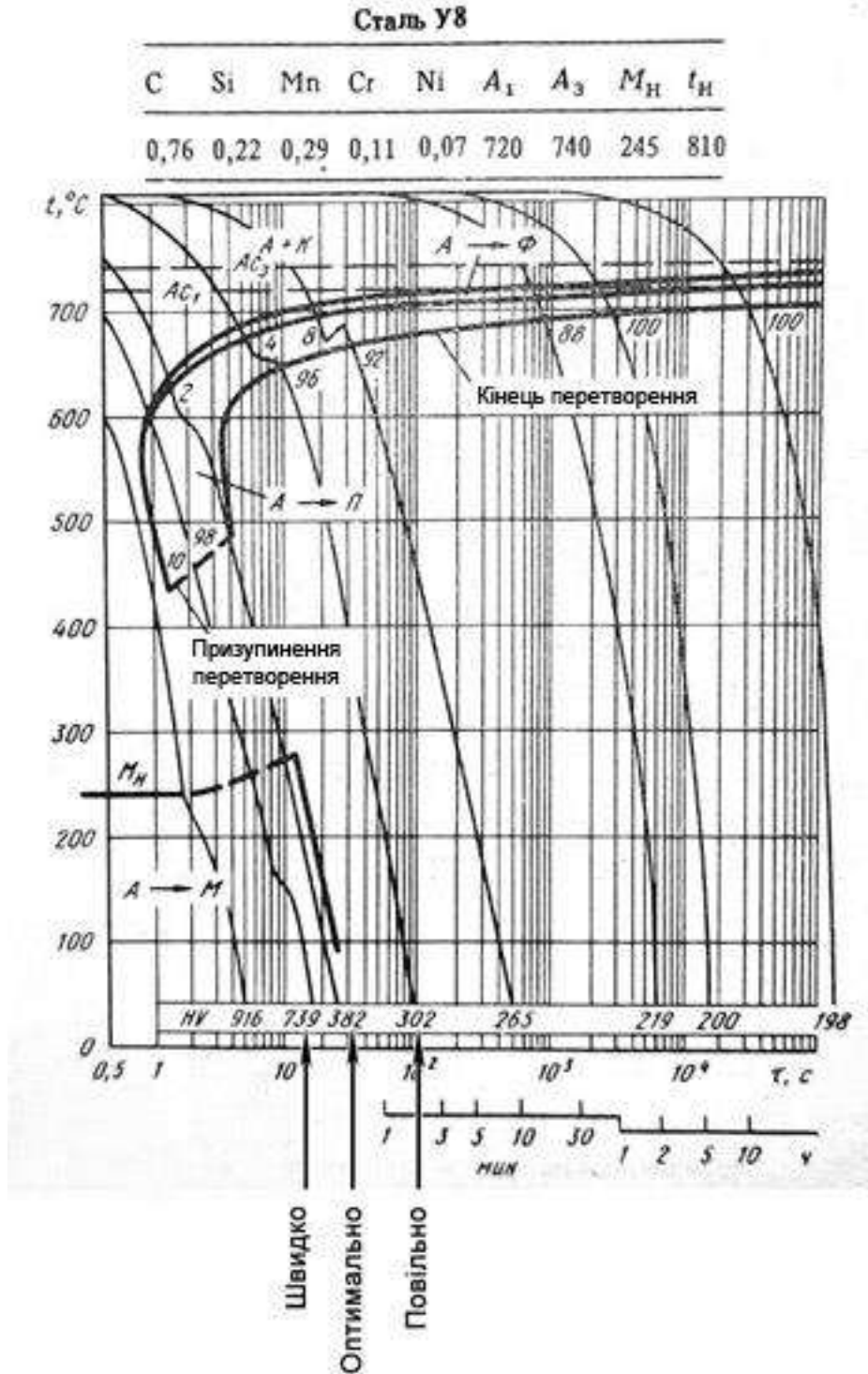


Рис. 3.16. Визначення оптимальної швидкості охолодження сталі У8 на термокінетичній діаграмі перетворення аустеніту

Міжпластинчаста відстань в перліті було детально дослідженої та розглянуто в роботі [17]. Показано, що мінімальна міжпластинчаста відстань (90 нм) відповідає перліту, який утворюється ізотермічно шляхом патентування у свинці. Тож запропонована термічна обробка евтектоїдної сталі з контрольованим часом витримки дає змогу отримати в поверхневому шарі мікроструктуру, подібну до тієї, що утворюється після патентування у свинцевій ванні. Отже, можна уникнути або значно зменшити використання шкідливої та незручної технології ізотермічної витримки у свинцевих ваннах.

У табл. 3.1 енергія удару зростає зі збільшенням часу витримки, коли час витримки перевищує 4 хв, що свідчить про покращення в'язкості. Однак у табл. 3.2 відносне подовження різко зменшується після часу витримки понад 4 хв, що свідчить про зменшення в'язкості. Це явище можна пояснити, враховуючи різні поперечні перерізи зразків для удару та розтягу, а також різні режими прикладання напруження під час навантаження зразка в процесі згинання та розтягу.

Коли перліт досягає температури вище евтектоїдної, відбувається фазовий перехід α - γ як перший етап перетворення. Другий етап – розчинення цементиту в аустеніті. Точний час, коли певна точка на певній глибині досягає порогової температури, залежить від теплового потоку в зразок від навколишнього середовища та відведення теплоти від поверхні всередину зразка. Що вища температура серцевини зразка, то менш інтенсивний тепловий потік від поверхні до центру і тим менше часу потрібно для досягнення поверхнею температури перетворення. Для зразка з меншим поперечним перерізом центр нагрівається швидше. Отже, поверхня зразка з меншим поперечним перерізом швидше досягає температури перетворення. Ці міркування пояснюють, чому оптимальний час для зразка на розтяг діаметром 5 мм (4 хв, див. табл. 3.2) є меншим за оптимальний час для зразка на удар з поперечним перерізом $7,5 \times 10 \text{ мм}^2$ (7 хв, див. табл. 3.1).

Спільною рисою ударних та розривних зразків є те, що обидва типи зразків швидко втрачають пластичність, коли час витримки перевищує оптимальний. Це пояснюється появою крихкого високовугле-

цевого мартенситу після охолодження. Але суттєва відмінність полягає в тому, що ударний зразок має високу пластичність після обробки з оптимальним часом, тоді як розривний зразок має знижену пластичність під час обробки до найвищої міцності. Це можна пояснити градієнтною мікроструктурою зразків після термічної обробки (див. рис. 3.4, рис. 3.14). Зовнішня зона зразків твердіша і, відповідно, міцніша, ніж матеріал в центрі. Під час удару відбувається згинання зразка, причому найбільші напруження та деформації розташовані в зовнішній зоні. При цьому центр зазнає значно менших напружень та деформацій до появи тріщини на поверхні. Тому ударний зразок може підтримувати суцільність матеріалу серцевини, тоді як зовнішня зона зазнає високих напружень та деформацій. Розривні зразки навантажуються рівномірно, тому напруження розвиваються рівномірно по всьому поперечному перерізу. Зона осердя має меншу міцність і починає пластично деформуватися раніше, ніж зовнішня зона. Навіть невелика тріщина всередині зразка в осерді призведе до концентрації напружень та крихкого руйнування решти матеріалу. Відомо, що за певних умов навіть матеріали з високою пластичністю демонструють крихке руйнування, якщо у зразку або конструктивному елементі є тріщина [18]. Але це питання є дуже важливим і необхідні подальші дослідження для встановлення особливостей руйнування вуглецевої сталі з градієнтною мікроструктурою під нормальним навантаженням. Також необхідно докласти зусиль для оптимізації часу витримки залежно від розмірів елемента, що піддається термічній обробці.

Вуглецева евтектоїдна сталь відома як найміцніший металевий об'ємний матеріал на сьогодні [9], якщо міжшарові відстані зменшити до кількох нанометрів [7,8]. У такому стані сталь має близько 30 % своєї теоретичної міцності, хоча для досягнення такого рівня властивостей потрібна дуже висока деформація. У [7] повідомляється, що деформація 6,02 забезпечує міцність на розтяг 6,32 ГПа в перлітному сталевому дроті заевтектоїдного складу (0,98%С). У [8] автори повідомили про міцність на розтяг 7 ГПа після волочіння патентованої евтектоїдної сталі до деформації 6,52. Діаметр дроту після останнього

етапу деформації становив 0,02 мм. Ці результати вказують на те, що вуглецева евтектоїдна сталь має високий потенціал як високоміцний матеріал. Наше дослідження демонструє напрямок досягнення наноструктурованого стану в об'ємних деталях, виготовлених з перлітної сталі, без складних операцій патентування та холодного деформування. Хоча в нашій роботі не досягнуто міжшарової відстані на рівні кількох нанометрів, показано, що можна забезпечити значне зменшення цього параметра порівняно з іншими результатами, отриманими для об'ємних зразків після термічної обробки [16] (див. рис. 3.15). Необхідні подальші дослідження для з'ясування особливостей механізмів руйнування перлітної сталі з градієнтною мікроструктурою в різних режимах прикладання навантаження.

3.3. Висновки

Нетрадиційна термічна обробка, що передбачає контрольований нагрів при 800 °С та охолодження в оліві, була застосована до вуглецевої евтектоїдної сталі. Основні результати можна визначити так.

1. Існує певний оптимальний час витримки при температурі аустенізації, якого необхідно точно дотримуватися з подальшим охолодженням зразка в оліві. Цей контрольований час витримки забезпечує неповне розчинення цементиту і, отже, точне збігання критичної швидкості охолодження аустеніту з фактичною швидкістю охолодження під час охолодження в оліві. В результаті на глибині близько 100 мкм від поверхні з'являється дуже дрібна перлітна наноструктура з міжшаровою відстанню близько 100 нм та твердістю HV 380-390. Така наноструктура забезпечує значне підвищення стійкості до ударного навантаження. Після термічної обробки з оптимальним часом витримки ударний зразок з поперечним перерізом $7,5 \times 10 \text{ мм}^2$ не зруйнувався після удару з енергією 460 Дж.

2. Оптимальний час витримки сильно залежить від поперечного перерізу зразка. Встановлено, що оптимальний час витримки становить 7 хв для ударного зразка з поперечним перерізом $7,5 \times 10 \text{ мм}^2$ та 4 хв для зразка на розтяг діаметром 5 мм. Надмірна витримка за високої температури перед охолодженням призводить до появи

високовуглецевого мартенситу та різкого зниження ударної в'язкості та міцності. Тому для кожного перерізу деталі машини необхідні спеціальні попередні експерименти для встановлення оптимального часу витримки при температурі аустенізації.

3. Рентгенівський дифракційний аналіз показав, що твердий розчин термообробленого ударного зразка після 7-хвилинної витримки містить 0,12 мас.% вуглецю. Це означає, що утворюється наноструктурований композит, що складається з тонких цементитних пластин, які розташовано у низьковуглецевому мартенситі.

4. Необхідні подальші дослідження для кращого розуміння механізму руйнування отриманої градієнтної мікроструктури високовуглецевої сталі під навантаженням на розтяг. Також необхідно встановити діапазон розмірів деталей, які придатні для термічної обробки з контрольованою витримкою при високій температурі. Це дослідження сприятиме кращому розумінню того, як зміна форми, товщини зразка, якості поверхні впливатиме на властивості високовуглецевої сталі після контрольованої термічної обробки.

Отримані результати можуть бути використані для виробництва деталей машин та конструкційних елементів, для яких висока стійкість до ударних навантажень є критично важливою.

У цьому розділі використано матеріали публікації в журналі *Materials*, 17(15), 2025. <https://doi.org/10.3390/ma17153696>

Перелік посилань

1. Koval', A. D.; Efremenko, V. G.; Brykov, M. N.; Andrushchenko, M. I.; Kulikovskii, R. A.; Efremenko, A. V. Principles for Developing Grinding Media with Increased Wear Resistance. Part 1. Abrasive Wear Resistance of Iron-Based Alloys. *J. Frict. Wear* 2012, 33 (1), 39–46. <https://doi.org/10.3103/S1068366612010072>.
2. Hesse, O.; Merker, J.; Brykov, M.; Efremenko, V. Zur Festigkeit niedriglegierter Stähle mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt gegen abrasiven Verschleiß [On the strength of low-alloy steels with increased carbon content against abrasive wear]. *Tribol. Schmierungstech.* 2013, 60, 37–43.

3. Efremenko, V. G.; Hesse, O.; Friedrich, Th.; Kunert, M.; Brykov, M. N.; Shimizu, K.; Zurnadzhy, V. I.; Šuchmann, P. Two-Body Abrasion Resistance of High-Carbon High-Silicon Steel: Metastable Austenite vs Nanostructured Bainite. *Wear* 2019, 418–419, 24–35. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.11.003>.
4. Zurnadzhy, V. I.; Efremenko, V. G.; Brykov, M. N.; Petryshynets, I.; Pastukhova, T. V.; Kussa, R. A. The Metastability of Re-tained Austenite in Multiphase Steel during Abrasive Wear. *J. Frict. Wear* 2020, 41 (2), 119–124. <https://doi.org/10.3103/S1068366620020178>.
5. Brykov, M. N.; Akrytova, T. O.; Osipov, M. J.; Petryshynets, I.; Puchy, V.; Efremenko, V. G.; Shimizu, K.; Kunert, M.; Hesse, O. Abrasive Wear of High-Carbon Low-Alloyed Austenite Steel: Microhardness, Microstructure and X-Ray Characteristics of Worn Surface. *Materials* 2021, 14 (20), 6159. <https://doi.org/10.3390/ma14206159>.
6. Loskutova, T.; Hatala, M.; Pogrebova, I.; Nikitina, N.; Bobina, M.; Radchenko, S.; Kharchenko, N.; Kotlyar, S.; Pavlenko, I.; Ivanov, V. Composition, Structure, and Properties of Ti, Al, Cr, N, C Multilayer Coatings on AISI W1-7 Alloyed Tool Steel. *Coatings* 2022, 12 (5), 616. <https://doi.org/10.3390/coatings12050616>.
7. Li, Y. J.; Choi, P.; Goto, S.; Borchers, C.; Raabe, D.; Kirchheim, R. Evolution of Strength and Microstructure during Annealing of Heavily Cold-Drawn 6.3 GPa Hypereutectoid Pearlitic Steel Wire. *Acta Materialia* 2012, 60 (9), 4005–4016. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.03.006>.
8. Li, Y.; Raabe, D.; Herbig, M.; Choi, P.-P.; Goto, S.; Kostka, A.; Yarita, H.; Borchers, C.; Kirchheim, R. Segregation Stabilizes Nanocrystalline Bulk Steel with Near Theoretical Strength. *Phys. Rev. Lett.* 2014, 113 (10), 106104. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.113.106104>.
9. Hohenwarter, A.; Völker, B.; Kapp, M. W.; Li, Y.; Goto, S.; Raabe, D.; Pippan, R. Ultra-Strong and Damage Tolerant Metallic Bulk Materials: A Lesson from Nanostructured Pearlitic Steel Wires. *Sci. Rep.* 2016, 6 (1), 33228. <https://doi.org/10.1038/srep33228>.

-
10. Djaziri, S.; Li, Y.; Nematollahi, Gh. A.; Grabowski, B.; Goto, S.; Kirchlechner, C.; Kostka, A.; Doyle, S.; Neugebauer, J.; Raabe, D.; Dehm, G. Deformation-Induced Martensite: A New Paradigm for Exceptional Steels. *Advanced Materials* 2016, 28 (35), 7753–7757. <https://doi.org/10.1002/adma.201601526>.
 11. Herbig, M.; Raabe, D.; Li, Y. J.; Choi, P.; Zaefferer, S.; Goto, S. Atomic-Scale Quantification of Grain Boundary Segregation in Nanocrystalline Material. *Phys. Rev. Lett.* 2014, 112 (12), 126103. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.112.126103>.
 12. Ziemian, C. W.; Sharma, M. M.; Whaley, D. E. Effects of Flashing and Upset Sequences on Microstructure, Hardness, and Tensile Properties of Welded Structural Steel Joints. *Materials & Design* 2012, 33, 175–184. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.07.026>.
 13. Findlay, S. J.; Harrison, N. D. Why Aircraft Fail. *Materials Today* 2002, 5 (11), 18–25. [https://doi.org/10.1016/S1369-7021\(02\)01138-0](https://doi.org/10.1016/S1369-7021(02)01138-0).
 14. Pineau, A.; Benzerga, A. A.; Pardoën, T. Failure of Metals I: Brittle and Ductile Fracture. *Acta Materialia* 2016, 107, 424–483. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.12.034>.
 15. Lv, Z.; Jiang, P.; Wang, Z.; Zhang, W.; Sun, S.; Fu, W. XRD Analyses on Dissolution Behavior of Cementite in Eutectoid Pearlitic Steel during Cold Rolling. *Materials Letters* 2008, 62 (17–18), 2825–2827. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2008.01.055>.
 16. Q'Donnely, B. E.; Reuben, R. L.; Baker, T. N. Quantitative Assessment of Strengthening Parameters in Ferrite-Pearlite Steels from Microstructural Measurements. *Metals Technology* 1984, 11 (1), 45–51. <https://doi.org/10.1179/030716984803274837>.
 17. Vander Voort, G. F. The Interlamellar Spacing of Pearlite. *Practical Metallography* 2015, 52 (8), 419–436. <https://doi.org/10.3139/147.110357>.
 18. Yanagimoto, F.; Shibamura, K.; Kawabata, T.; Suzuki, K.; Aihara, S. Measurement of Local Brittle Fracture Stress for Dynamic Crack Propagation in Steel. *Procedia Structural Integrity* 2016, 2, 395–402. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2016.06.051>.

4. НАНОСТРУКТУРУВАННЯ ЯК ПЕРСПЕКТИВНИЙ НАПРЯМ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ВИСОКОМІЦНОГО СТАНУ СТАЛЕЙ

У попередньому розділі розглянуто результати досліджень, які дали змогу отримати градієнтну структуру на евтектоїдній нелегованій сталі із формуванням наноструктурованого стану в тонкому поверхневому шарі. Якщо навіть тонкий наноструктурований шар забезпечує значне підвищення міцності і пластичності одночасно, було б доцільним спробувати забезпечити такий або подібний структурний стан по всьому перерізу деталей більш-менш великого розміру.

Як зазначено у розділі 1, перспективним напрямом забезпечення високоміцного стану в AHSS третього покоління є ізотермічна обробка на нижній бейніт. Така обробка дозволяє отримувати наноструктурований стан у деталях з перерізом в десятки міліметрів. Доцільно розглянути можливий рівень міцності сталей зі структурою нано-бейніту і оцінити температурний діапазон їх безпечної експлуатації.

4.1. Уплив вмісту вуглецю на міцність сталей. Гранично можливий рівень міцності

Аналіз діаграм, які наведено в розділі 2 (див. рис. 2.5), свідчить про значний вплив вуглецю на конструкційну міцність сталей. Також очевидним є факт, що для досягнення оптимального комплексу властивостей вміст вуглецю має підтримуватися на певному рівні. Доцільно провести аналіз впливу вуглецю на міцність сталей з урахуванням опублікованих даних.

Загальний рівень міцності, який досягнуто на високоміцних сталях (AHSS), проілюстровано на діаграмі, яку наведено на рис. 4.1. Діаграму побудовано з використанням даних з робіт, опублікованих у 2024–2025 роках [1–102]. Червоні точки відповідають мартенситно-старіючим сталям.

Серед визначних результатів – межа міцності 2700 МПа, що було досягнуто на високовуглецевій сталі (1,0 мас.% C) після гартування на

мартенсит і відпускання за температури 175 °С впродовж 40+ діб [2]. На сталі 60Si2CrVNb досягнуто межу міцності 2578 МПа після ізотермічної обробки на бейніт [3]. Межу міцності 2550 МПа отримано на сталі із вмістом вуглецю 0.53 % після комбінованих ізотермічної обробки та пластичної деформації [4]. Зразки сучасної ультрависоко-міцної сталі 300М, які було отримано лазерним порошковим наплавленням, продемонстрували межу міцності 2500 МПа після гартування з відпусканням [5]. Отже, можна бачити, що рівень границі міцності 2000–2500 МПа є максимально досяжним для сталей з різним рівнем легування, за винятком евтектоїдних сталей після патентування та пластичної деформації, як було зазначено у попередньому розділі.

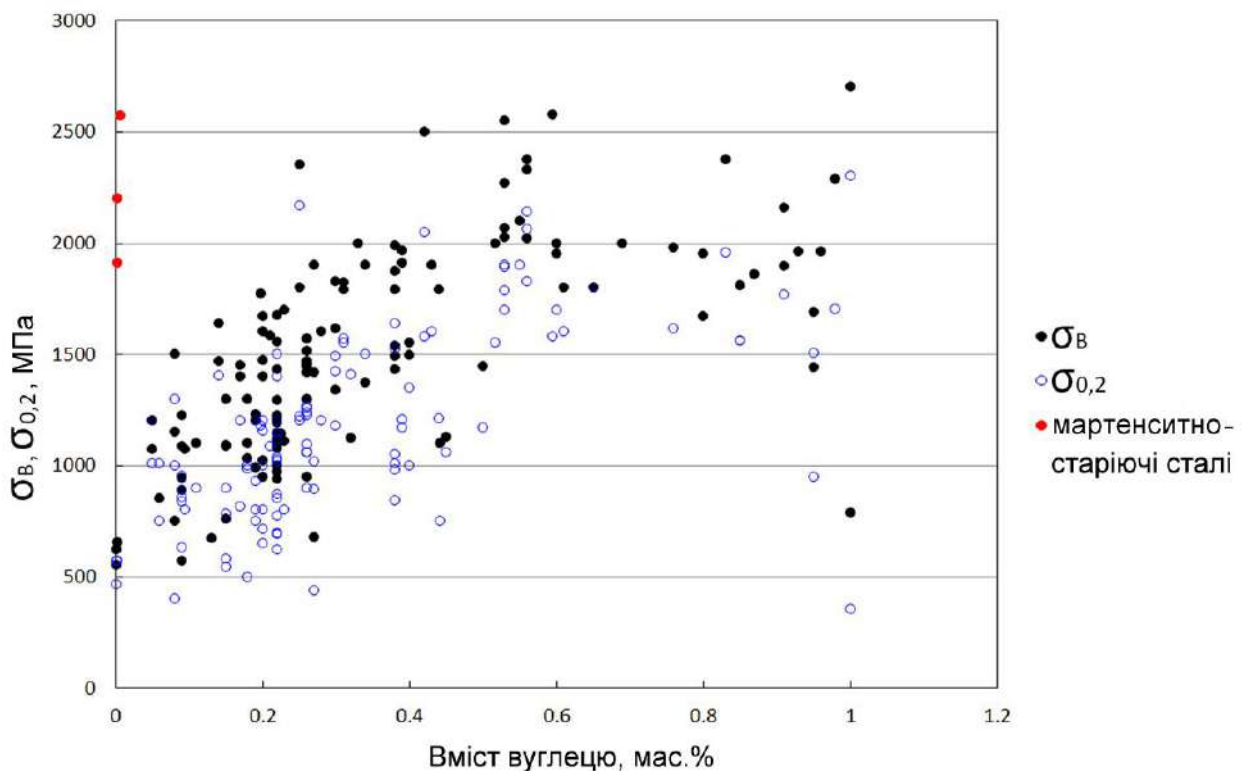


Рис. 4.1. Діаграма, яка ілюструє вплив вмісту вуглецю на міцність сталей.
Побудовано за даними робіт [1–102]

4.2. Складники підвищення міцності

У численних джерелах запропоновано аналітичний зв'язок між межею плинності сталей та сукупним внеском різних параметрів [103]. Уплив основних параметрів може бути подано таким рівнянням:

$$YS = \sigma_o + \Delta\sigma_{SS} + \Delta\sigma_D + \Delta\sigma_{GB} \quad (1)$$

де σ_o – напруження Паєрлса-Набарро, $\Delta\sigma_{SS}$ – твердорозчинне зміцнення атомами впровадження та заміщення. Додатково $\Delta\sigma_D$ та $\Delta\sigma_{GB}$ є дислокаційним зміцненням та зернограничним зміцненням відповідно.

Величина напруження Паєрлса-Набарро становить $2 G \times 10^{-4}$ МПа [104]. Для заліза $G = 84,000$ МПа. Отже, напруження Паєрлса-Набарро можна оцінити як 17 МПа.

Твердорозчинне зміцнення може бути визначено як

$$\Delta\sigma_{SS} = \sum_{i=0}^n k_i c_i \quad (2)$$

де k_i – коефіцієнт для елемента i в твердому розчині; c_i – концентрація цього елемента (в мас.%). Якщо припустити рівномірне розташування кремнію і мангану як основних легувальних елементів проміж бейнітним феритом і аустенітом [105], тоді рівень твердорозчинного зміцнення для бейнітного фериту, наприклад, в сталі 60С2А може бути визначений відповідно до вмісту кремнію (1,73 мас.%) та мангану (0,72 мас.%). У роботі [105] наведено такі коефіцієнти для С, Si та Mn: 5440, 83, and 32 МПа·мас%⁻¹ відповідно. Отже, твердорозчинне зміцнення можна оцінити як 144 МПа для Si та 23 МПа для Mn. У роботі [106] вміст вуглецю в бейнітному фериті після тривалої ізотермічної витримки високовуглецевої сталі за температури 250 °С можна оцінити як 0.12–0.21 мас.%. У припущенні середнього вмісту вуглецю 0.16%, внесок вуглецю у зміцнення бейніту приблизно становить 900 МПа.

Дислокаційне зміцнення зазвичай розраховують як [107]:

$$\Delta\sigma_D = \alpha M G b \rho^{1/2} \quad (3)$$

де $\alpha = 0.5$, $M = 3.06$ (фактор Тейлора), $G = 84.000$ МПа (модуль зсуву), $b = 2.5 \times 10^{-10}$ м для заліза (вектор Бюргерса), ρ – щільність дислокацій, м⁻². У роботі [108] щільність дислокацій в бейнітному фериті оцінено як величину в діапазоні від 2.1×10^{13} м⁻² до 7.1×10^{13} м⁻². Отже, дислокаційне зміцнення додає в середньому 217 МПа в величину границі плинності.

Сумарний внесок вищезазначених факторів у величину границі плинності сталей зі структурою нанобейніту сягає 1134 МПа.

Зміцнення за рахунок подрібнення мікроструктури можна оцінити за залежністю Хола-Петча:

$$\Delta\sigma_{GB} = k_y d^{-1/2} \quad (4)$$

де $k_y = 0.63 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{-1/2}$ [104], а d – середній розмір зерна. Зміцнення, що зумовлено подрібненням мікроструктурних складників, пов'язують із ускладненням руху дислокацій із зменшенням розміру зерен. У загальному випадку діаметр зерна відбиває відстань між границями фаз. Що менша відстань між границями фаз, то більше напруження потрібне для забезпечення ковзання дислокацій.

Графічна інтерпретація рівняння (4) показує (рис. 4.2), що найбільше зміцнення досягається у випадку подрібнення структури до нанометрового діапазону.

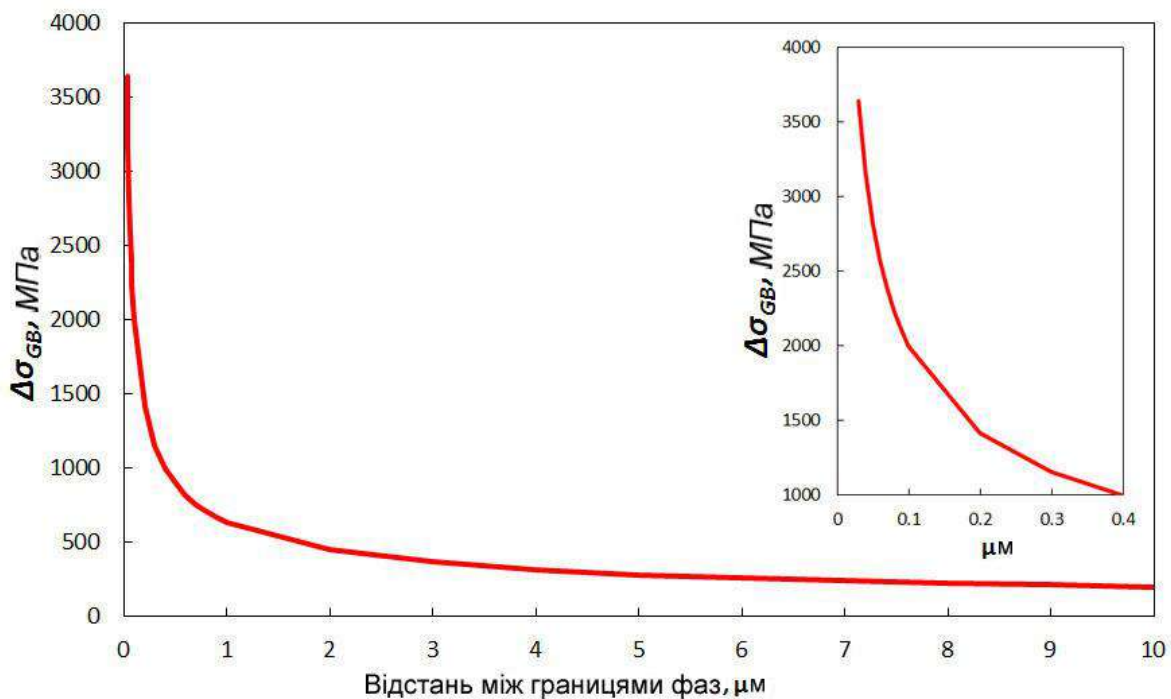


Рис. 4.2. Графічна інтерпретація залежності Хола-Петча в нанометровому діапазоні відстані між границями фаз

4.3. Моделювання температури Mn аустеніту після ізотермічної обробки на бейніт

Для практичного використання високоміцних сталей зі структурою нанобейніту важливо враховувати, що залишковий аустеніт

здатний перетворюватися на мартенсит деформації не тільки під впливом навантаження, а також і під час охолодження. У процесі ізотермічної витримки аустеніт збагачується вуглецем і температура початку мартенситного перетворення (M_p) знижується. Це призводить до стабілізації аустеніту, але тільки в діапазоні температур вище M_p . Якщо в процесі експлуатації температура деталі або елемента конструкції, що вироблено зі сталі з нанобейнітною структурою, зменшиться нижче M_p , високовуглецевий аустеніт перетвориться на мартенсит. Наявність у структурі високовуглецевого невідпущеного мартенситу навіть у невеликій кількості радше за все призведе до значного окрихчення. Отже, необхідним є інструмент для визначення M_p аустеніту після завершення бейнітного перетворення.

Для прогнозування M_p аустеніту необхідно визначити вміст у ньому вуглецю й інших легувальних елементів. Вміст легувальних елементів в аустеніті не змінюється в процесі бейнітного перетворення, а вміст вуглецю збільшується. Загалом вміст вуглецю в аустеніті після завершення перетворення залежить від початкового складу сталі і режиму ізотермічної обробки.

Для визначення цієї залежності використано метод машинного навчання. За літературними даними створено базу, яка містить хімічний склад сталей, температуру і час ізотермічної витримки, а також вміст вуглецю в аустеніті після перетворення. З використанням цієї бази було побудовано регресійну модель залежності вмісту вуглецю в аустеніті після перетворення від решти факторів.

Програмний код було реалізовано мовою програмування *Python* із застосуванням оболонки *Jupyter notebook* і загальноживаних бібліотек машинного навчання. Зокрема для моделювання регресійної залежності використовували прогресивний алгоритм *XGBoost*. Похибку моделювання визначали за методом крос-валідації з кількістю блоків від двох до десяти. Визначено, що похибка прогнозування вмісту вуглецю в аустеніті після ізотермічного перетворення становить 0,2 мас.%. Результат роботи програмного коду наведено на рис. 4.3.

```

In [1]: import pandas as pd
        from sklearn.model_selection import cross_val_score
        from xgboost import XGBRegressor
        from sklearn.metrics import mean_absolute_error
        import numpy as np

        data = pd.read_csv("carbon_in_austenite.csv") # База, яку створено за даними з опублікованих статей
        data = data.replace(np.nan, 0) # Замінити порожні комірки на нулі
        # Виводимо перші п'ять рядків бази
        data[['C', 'Mn', 'Si', 'Cr', 'Ni', 'N', 'Cu', 'Co', 'Mo', 'W', 'V', 'Nb', 'Ti', 'Al', 'B', 'S', 'P', 't_isoterm_tr', 'RA_%C_wt']].head(5)

Out[1]:
   C  Mn  Si  Cr  Ni  N  Cu  Co  Mo  W  V  Nb  Ti  Al  B  S  P  t_isoterm_tr  RA_%C_wt
0  0.190  2.870  1.97  0.00  0.0  0.0  0.0  0.0  0.0  0.0  0.000  0.000  0.0  0.0  0.000  0.000  350  0.80
1  0.380  3.050  2.02  0.00  0.0  0.0  0.0  0.0  0.0  0.0  0.000  0.000  0.0  0.0  0.000  0.000  260  1.20
2  0.540  0.850  1.67  0.00  0.0  0.0  0.0  0.0  0.0  0.0  0.000  0.000  0.0  0.0  0.023  0.022  350  1.99
3  0.595  0.707  1.56  1.06  0.0  0.0  0.0  0.0  0.0  0.0  0.153  0.048  0.0012  0.0  0.0  0.000  0.000  240  1.28
4  0.595  0.707  1.56  1.06  0.0  0.0  0.0  0.0  0.0  0.0  0.153  0.048  0.0012  0.0  0.0  0.000  0.000  270  1.35

In [3]: my_model = XGBRegressor() # Завантажуємо XGBRegressor
        y = data['RA_%C_wt'] # Це поле - вміст вуглецю в аустеніті.
        # Ці поля - фактори, від яких залежить вміст вуглецю в аустеніті після ізотермічної витримки.
        features = ['C', 'Mn', 'Si', 'Cr', 'Ni', 'N', 'Cu', 'Co', 'Mo', 'W', 'V', 'Nb', 'Ti', 'Al', 'B', 'S', 'P', 't_isoterm_tr']
        X = data[features] # Ікс - це весь набір факторів, від яких залежить цільова функція.

In [4]: # Декілька циклів крос-валідації для визначення похибки моделювання.
        for i in range(2,10):
            scores = cross_val_score(my_model, X, y, scoring='neg_mean_absolute_error', cv=1)
            print ("i = ", i, "середня похибка: ", np.mean(scores, axis = None))

i = 2 середня похибка: -0.24296292364597322
i = 3 середня похибка: -0.23892657367388406
i = 4 середня похибка: -0.26002042333285014
i = 5 середня похибка: -0.2291333254814148
i = 6 середня похибка: -0.20424528082211812
i = 7 середня похибка: -0.1847921870435987
i = 8 середня похибка: -0.20490634044011433
i = 9 середня похибка: -0.2232774160480256

In [5]: my_model.fit(X, y) # Створимо модель на всіх записах бази

Out[5]: XGBRegressor(base_score=0.5, booster='gbtree', colsample_bylevel=1,
                    colsample_bytree=1, gamma=0, learning_rate=0.1, max_delta_step=0,
                    max_depth=3, min_child_weight=1, missing=None, n_estimators=100,
                    n_jobs=1, nthread=None, objective='reg:linear', random_state=0,
                    reg_alpha=0, reg_lambda=1, scale_pos_weight=1, seed=None,
                    silent=True, subsample=1)

In [7]: target = pd.read_csv("sample_steel.csv") # Завантажуємо базу із додільним складом сталі, для якого треба зробити прогноз
        target = target.replace(np.nan, 0)
        target[['C', 'Mn', 'Si', 'Cr', 'Ni', 'N', 'Cu', 'Co', 'Mo', 'W', 'V', 'Nb', 'Ti', 'Al', 'B', 'S', 'P', 't_isoterm_tr', 'RA_%C_wt']]

Out[7]:
   C  Mn  Si  Cr  Ni  N  Cu  Co  Mo  W  V  Nb  Ti  Al  B  S  P  t_isoterm_tr  RA_%C_wt
0  0.45  2.47  1.49  0.1  0.047  0.0  0.0  0.0  0.0  0.0  0.0  0.0  0.06  0.0  0.02  0.02  250  0.0

In [8]: X = target[features] # Назви факторів такі ж самі, як в навчальній базі.
        # Тепер Ікс - це усі значення факторів в новій базі, для якої треба зробити прогноз

In [9]: carbon_in_austenite_sample_steel = my_model.predict(X) # Зробили прогноз із вмісту вуглецю в аустеніті
        # для цільової бази

In [10]: carbon_in_austenite_sample_steel # Виводимо результат прогнозування в "сирому" вигляді.

Out[10]: array([1.6180139], dtype=float32)

In [11]: # Формування виведення
        print("Вміст вуглецю в аустеніті після перетворення за температури 250 оС, мас.%; ", carbon_in_austenite_sample_steel[0])

Вміст вуглецю в аустеніті після перетворення за температури 250 оС, мас.%; 1.6180139

З урахуванням похибки 0,2% у бік меншого вмісту вуглецю приймаємо:

вміст вуглецю в аустеніті модельної сталі після витримки за температури 250 оС: 1,41 мас.%

З урахуванням вмісту вуглецю в аустеніті 1,41 мас.% визначимо температуру Mn на сторінці
https://eah-jena.ms-predictor.streamlit.app/
Empirical Model:
Mn = -35 оС

```

Рис. 4.3. Код Python з моделювання вмісту вуглецю в астеніті і температури Mn після бейнітного перетворення

У роботі [109] проведено порівняння наявних залежностей температури M_p від хімічного складу аустеніту. Показано, що розглянуті моделі не є достатньо адекватними для високого вмісту вуглецю в аустеніті, зокрема більше 1 мас.%. Запропоновано уточнену модель і побудовано алгоритм машинного навчання для визначення температури M_p за хімічним складом аустеніту. Вебсторінку з реалізованим алгоритмом знайдемо за адресою [110].

Отже, спільне використання моделі визначення вмісту вуглецю в аустеніті сталі певного хімічного складу після ізотермічного перетворення (рис. 4.3) і моделі визначення температури M_p за хімічним складом аустеніту [110] дає змогу спрогнозувати температуру M_p аустеніту в сталі зі структурою нанобейніту і, отже, діапазон температур безпечної експлуатації. Для модельної сталі складу 0,45 %C; 2,47 %Mn; 1,49 %Si; 0,1 %Cr; 0,06 %Al після ізотермічної обробки за температури 250 °C вміст вуглецю в аустеніті і температура M_p становлять відповідно 1,41 мас.% і -35 °C (див. рис. 4.3).

4.4. Висновки

Розглянуто потенційний рівень міцності, який здатні забезпечити сталі зі структурою нанобейніту. Показано, що основними факторами, що забезпечують високоміцний стан, є зменшення відстані між границями фаз до нанометрового діапазону і підвищений вміст вуглецю в бейнітному фериті.

Моделювання вмісту вуглецю в залишковому аустеніті після ізотермічної обробки на бейніт свідчить, що підвищений вміст вуглецю в аустеніті знижує температуру початку мартенситного перетворення до температури, значно нижчої за 0 °C. Необхідні подальші дослідження з експериментального визначення температури, за якої відбувається мартенситне перетворення аустеніту в сталях різного хімічного складу після ізотермічної обробки за різними режимами.

У цьому розділі використано матеріали публікації в журналі *Metals*, 15(10), 2025. <https://doi.org/10.3390/met15101061>

Перелік посилань

1. Pelligra, C.; Amirkhiz, B. S.; Zafer, N.; Kang, J.; Wilkinson, D. S. Microstrain partitioning, transformation induced plasticity, and damage evolution of a third generation medium Mn advanced high strength steel. *Mater. Sci. Eng. A* 2024, 919, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147447>.
2. Wang, J.; El-Fallah, G.; Chang, X.; Peng, Y.; Tao, Q. Achieving 2.7 GPa tensile strength in ultrastrong high-carbon steel through prolonged low-temperature tempering. *Mater. Charact.* 2024, 215, <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.114241>.
3. Li, Y.; Wang, E.; Zhang, L.; Zhao, X.; Gao, R.; Zhu, W. Ultra-high strength and high ductility 60Si2CrVNb spring steel with multiphase microstructure controlled by austempering. *J. Mater. Res. Technol.* 2024, 30, 5855–5868, <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.05.018>.
4. Li, G.; Long, W.; Yu, X.; Wu, G.; Chen, W.; Jiang, Q.; Zhang, C.; Wu, H.; Gao, J.; Zhao, H.; et al. Hot deformation behavior and microstructural evolution of high-carbon high-strength low alloy steel. *J. Mater. Res. Technol.* 2024, 33, 1667–1680, <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.09.160>.
5. Dong, Y.; Lan, X.; Yang, S.; Lu, J.; Yan, S.; Wei, K.; Wang, Z. Effect of quenching and tempering treatments on microstructure and mechanical properties of 300M ultra-high strength steel fabricated by laser powder bed fusion. *Mater. Charact.* 2024, 212, <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.113935>.
6. Chen, Z.; Li, H.; Lin, W.; Feng, M.; Min, Z.; Ren, W.; Liang, X.; Zheng, T.; Zhou, B.; Zhong, Y.; Zhang, L.; Xi, C. Synergistic Improvement of Strength and Ductility by High Magnetic Field Assisted Intercritical Annealing in Lightweight Medium Mn Steel. *Mater. Sci. Eng. A* 2024, 911, 146933. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146933>
7. Ma, Y.; Xu, R.; Qi, P.; Feng, S.Y.; Zhang, Y. The Effects of Quenching and Partitioning on the Microstructure and Tensile Properties of High Strength Suspension Spring Steel. *Mater. Today*

-
- Commun.* 2024, 40, 109653. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.109653>
8. Zhu, Q.; Gao, J.; Zhao, H.; Huang, Y.; Liu, G.; Wu, G.; Wu, H.; Zhang, C.; Wang, S.; Mao, X. Heterostructure Mediated High Strength and Large Ductility in Novel Medium-Mn Steels with Low Mn Content. *Acta Mater.* 2024, 276, 120092. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2024.120092>
 9. Cui, J.; Li, K.; Yang, Z.; Wu, Z.; Wu, Y. Investigation of Effects of Aluminum Additions on Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Ultra-High Strength and Vanadium Bearing Dual-Phase Steels. *J. Mater. Res. Technol.* 2024, 31, 1117–1131. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.06.148>
 10. Xu, D.; Zhang, D.; Yang, G.; Wang, Q.; Bao, S.; Zhao, G. Effect of Quenching Temperature on the Austenite Stability and Mechanical Properties of High-Strength Air-Cooled TRIP Steel Prepared with Hot-Rolled C–Si–Mn Sheets. *J. Mater. Res. Technol.* 2024, 31, 420–433. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.06.044>
 11. Olugbade, T.O.; Oladapo, B.I.; Ting, T.T. Superior Strength and Wear Resistance of Mechanically Deformed High-Mn TWIP Steel. *Colloids Surf. A* 2024, 696, 134388. <https://doi.org/10.1016/j.colsurfa.2024.134388>
 12. Li, Z.; Shen, F.; Liu, Y.; Hartmann, C.; Norz, R.; Münstermann, S.; Volk, W.; Min, J.; Lian, J. Anisotropic Fracture Behavior of the 3rd Generation Advanced High-Strength – Quenching and Partitioning Steels: Experiments and Simulation. *J. Mater. Res. Technol.* 2024, 30, 9395–9414. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.05.228>
 13. Li, W.; Sun, L.; Cheng, H.; Fan, M.; Zhang, Z. Improving the Tensile Ductility of the High-Strength Nanotwinned High Manganese Steel by a Strategy Combining Cold Rolling and Warm Rolling. *Mater. Sci. Eng. A* 2024, 902, 146626. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146626>
 14. You, X.; Zhang, J.; Zhang, F.; Hu, F.; Jiang, T.; Xie, Z.; Wang, K.; Yang, Z.; Zhang, C. Effect of Microstructure on Sag Resistance of

-
- Ultra-High Strength Spring Steel Evaluated by Hysteresis Loop. *Mater. Sci. Eng. A* 2024, 901, 146568. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146568>
15. Shi, H.; Lu, H.; Tang, Y.; Guo, Y.; Zhang, X.; Wang, Q.; Zhang, J.; Liu, R. High Dislocation Density TWIP Steel with an Excellent Combination of Strength and Plasticity. *J. Mater. Res. Technol.* 2024, 30, 7134–7144. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.05.137>
 16. Kisku, N. Development of Novel Low Density Ultra-High Strength Manganese-Steel with Significant Ductility through Thermo-Mechanical Processing Route. *Mater. Sci. Eng. A* 2024, 901, 146591. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146591>
 17. Liu, L.; Yang, J.; Li, X.; Sun, M.; Ren, Y.; Li, M.; Yang, H.; Wang, H. A Heat-Resistant Steel with Excellent High-Temperature Strength-Ductility Based on a Combination of Solid-Solution Strengthening and Precipitation Hardening. *Mater. Sci. Eng. A* 2024, 915, 147218. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147218>
 18. Xianyong, H.; Tong, C.; Tengfei, M.; Zheng, Z.; Huanjun, W.; Chunhua, Z.; Shijun, Z.; Guang, Z.; Yanlei, S.; Qinglin, S. Tension Fracture Delamination Analysis on a Hot Rolled Nb-Bearing High-Strength Steel for Vehicle Wheel Application. *Eng. Fail. Anal.* 2024, 166, 108851. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2024.108851>
 19. Li, J.; Jiang, W.; Zhang, Y.; Liu, L.; Yu, Y.; Luan, J.; Jiao, Z.; Liu, C.T.; Zhang, Z. Evolution and Strengthening of Nanoprecipitates in a High Strength Maraging Stainless Steel. *Mater. Sci. Eng. A* 2024, 915, 147198. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147198>
 20. Wang, S.; Wu, W.; Sun, Y.; Yang, Z.; Sha, G.; Wang, W.; Jiao, Z.; Chen, H. Regulating Precipitation Behavior in an Ultrahigh-Strength, High-Molybdenum Maraging Steel via Laser Powder Bed Fusion. *Scripta Mater.* 2024, 252, 116245. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2024.116245>
 21. De Menezes, J. T. O.; Gruttadauria, A.; Barella, S.; Castrodeza, E. M. Experimental Determination of Crack Growth Resistance Curves of High-Strength Steel Using Thin Clamped SENT Specimens. *Theor.*

-
- Appl. Fract. Mech.* 2024, 134, 104651. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2024.104651>
22. Jia, P.; Shi, L.; Li, L.; Huang, C.; Sun, W.; Huang, Y.; Dai, J.; Bao, R.; Zhang, B. Stability of Retained Austenite and Its Effect on Tensile Properties and Hole Expansion Performance of High-Strength Steel. *Mater. Sci. Eng. A* 2024, 914, 147112. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147112>
 23. Xu, S.; Gao, J.; Huang, Y.; Cao, R.; Wang, S.; Zhao, H.; Wu, G.; Wu, H.; Zhang, C.; Mao, X. Effect of Hot Rolling Process on the Microstructure and Mechanical Properties of a High-Strength Strip Casting Microalloyed Steel. *Mater. Sci. Eng. A* 2024, 914, 147130. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147130>
 24. Wang, H.; Feng, H.; Li, H.; Zhang, S.; Zhu, H.; Jiang, Z. Mn-Controlled Martensitic Variant Selection Significantly Affects the Strength and Toughness of 2.3 GPa Ultra-High Strength Spring Steel. *Mater. Sci. Eng. A* 2024, 914, 147131. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147131>
 25. Behzadifar, J.; Boutorabi, S.M.-A.; Saghafian Larijani, H. Dry Sliding Wear Behavior of the High-Strength Nanostructured Bainitic Steel Containing 3.5 Wt% Aluminum. *J. Mater. Res. Technol.* 2024, 32, 2743–2756. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.08.063>
 26. Tolouei, E.; Hurel, V.; Loucif, A.; Morin, J.-B.; Jahazi, M. Influence of the as Quenched State and Tempering Temperature on the Final Microstructure and Hardness of a High Strength Medium Carbon Steel. *Mater. Chem. Phys.* 2024, 325, 129765. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2024.129765>
 27. Tian, G.; Xiao, J.; Yan, L.; Yao, S.; Bao, Z.; Zhao, A. Preparation of High-Strength and High-Ductility Medium Mn Steel with Chemistry Heterogeneous via a Two-Step Intercritical Annealing Process. *J. Mater. Res. Technol.* 2024, 32, 1620–1629. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.08.007>
 28. He, S.; Li, Z.; Liu, X.; Liu, X.; Wang, C.; Zhang, C.; Wang, J. Effect of Microstructure Evolution on Impact Toughness in Advanced Ultra-

-
- High Strength Steel. *Mater. Lett.* 2024, 372, 137086. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2024.137086>
29. Mishnev, R.; Borisova, Yu.; Kniazziuk, T.; Kaibyshev, R. Phase Transformations during Partitioning in a Q&P Steel with Blocky Retained Austenite. *Mater. Sci. Eng. A* 2024, 915, 147184. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147184>
 30. Chen, K.; Jiang, Z.; Liu, F.; Yu, J.; Li, Y.; Gong, W.; Chen, C. Effect of Quenching and Tempering Temperature on Microstructure and Tensile Properties of Microalloyed Ultra-High Strength Suspension Spring Steel. *Mater. Sci. Eng. A* 2019, 766, 138272. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138272>
 31. Kimura, Y.; Inoue, T. Influence of Carbon Content on Toughening in Ultrafine Elongated Grain Structure Steels. *ISIJ Int.* 2015, 55(5), 1135–1144. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.55.1135>
 32. Qin, S.; Liu, Y.; Hao, Q.; Wang, Y.; Chen, N.; Zuo, X.; Rong, Y. The Mechanism of High Ductility for Novel High-Carbon Quenching–Partitioning–Tempering Martensitic Steel. *Metall. Mater. Trans. A* 2015, 46 (9), 4047–4055. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-3021-2>
 33. Luo, Z.; Shi, Y.; Zhou, X.; Xue, X. Low and Elevated Temperature Mechanical Properties of Cold-Formed Q1200 Ultra-High Strength Steel Sections: Experiment and Constitutive Model. *J. Build. Eng.* 2024, 97, 110811. <https://doi.org/10.1016/j.jobbe.2024.110811>
 34. Pan, X.; Li, J.; Zhang, C.; Mao, X.; Wang, W.; Wang, S.; Wu, G.; Gao, J.; Wu, H.; Zhao, H. Effect of Trace Niobium on the Microstructure and Properties of Full-Pearlite Steel Used in the High-Strength Hypereutectoid Wire Rods. *J. Mater. Res. Technol.* 2024, 33, 954–964. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.09.145>
 35. Wu, J.; Liu, M.; Sun, L.; Li, Y.; Dai, F.; Xu, G. Sliding Wear Behaviors of Low Alloy High Strength Martensite Wear-Resistant Steels. *Wear* 2024, 558–559, 205573. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2024.205573>
 36. Pan, Z.; Wang, E.; Wu, H.; Wu, J.; Hong, J.; Liu, Z.; Guo, A.; Sun, Z.; Hao, Y. Direct Quenching and Tempering to Achieve High Strength

-
- and Toughness of GPa-Grade Nano-Precipitated Steel: The Effect of Precipitation Behavior and Variant Selectivity. *J. Mater. Res. Technol.* 2024, 33, 1140–1154. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.09.099>
37. Liu, Z.; Li, G.-Q. Thermophysical Properties of High-Strength Steel Wires at High Temperatures. *Fire Saf. J.* 2024, 146, 104165. <https://doi.org/10.1016/j.firesaf.2024.104165>
 38. Feng, J.; Ren, Q.; Gao, J.; Liu, S.; Zhang, Y.; Zhu, L.; Chen, X.; Jiang, M.; Liu, H.; Tian, Y. Laser Welding of Ultra-High Strength Steel Rocket Engine Shell. *Int. J. Press. Vessels Piping* 2024, 209, 105181. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2024.105181>
 39. Li, Y.; Wang, E.; Zhang, L.; Ma, B.; Du, J.; Zhang, S. High Strength and High Ductility of 60Si2CrVAT Spring Steel through a Novel Quenching and Partitioning (Q-P) Process. *Mater. Sci. Eng. A* 2024, 899, 146444. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146444>
 40. Hasan, M.; Kishore, K.N.; Remalli, N.; Rajavel, G.; Brandt, R.; Klapprott, S.; Sambandam, M.; Nagini, M.; Rajulapati, K.V. Effect of Austenitisation and Tempering Treatments on the Mechanical Properties of Advanced High Strength Spring Steel SAE 9254. *Mater. Today Commun.* 2024, 39, 108812. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.108812>
 41. Low-alloyed High-strength Suspension Spring Steel. Available online: <https://www.nipponsteel.com/en/tech/report/pdf/122-20.pdf>
 42. Yang, X.; Li, C.; Han, J.; Yang, Y.; Ju, Y.; Ba, L.; Wang, C.; Di, X. Effect of Welding State on the Re-Precipitation Behavior of Cu-Rich and NiAl Nanoparticles in HAZ of 1100 MPa Grade Low Carbon Ultra-High Strength Steel. *Mater. Sci. Eng. A* 2024, 897, 146334. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146334>
 43. Heshmati, N.; Hoseini-Athar, M.; Borgenstam, A.; Sieurin, H.; Larsson, J.; Hedström, P. Microstructural Influences on Simultaneous Strength and Fatigue Crack Resistance in Advanced High-Strength Steels. *Int. J. Fatigue* 2024, 184, 108278. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2024.108278>

-
44. Zhou, X.; Zeng, T.; Shi, X.; Zhao, M.; Wang, W.; Li, Y.; Yan, W. An Ultra-High Strength Bainitic Aging Steel. *Scripta Mater.* 2024, 245, 116061. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2024.116061>
 45. Zabihi-Gargari, M.; Emami, M.; Shahverdi, H.R.; Askari-Paykani, M. Influence of Boron Addition on Microstructure and Mechanical Properties of Medium-Mn Advanced High-Strength Steel. *J. Mater. Res. Technol.* 2024, 29, 5317–5329. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.03.021>
 46. Nguyen, N.-V.; Kim, S.-E. A New Approach to Estimate Stress Relaxation in a High Strength Steel Wire Using Nanoindentation and Finite Element Analysis. *Structures* 2024, 61, 106016. <https://doi.org/10.1016/j.istruc.2024.106016>
 47. Yuzbekova, D.; Dudko, V.; Kniaziuk, T.; Kaibyshev, R. Tempering Behavior of an Ultra-High-Strength Steel with 1.6 Wt% Si at Low to Medium Temperatures. *Mater. Sci. Eng. A* 2024, 896, 146264. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146264>
 48. Hwang, S.; Bai, Y.; Gao, S.; Park, M.-H.; Shibata, A.; Tsuji, N. Mechanism of Simultaneous Increase of Strength and Ductility with Grain Refinement in Si-Added High-Mn Austenitic Steel. *Mater. Sci. Eng. A* 2024, 894, 146193. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146193>
 49. Bian, J.; Yu, P.; Zhao, Y.; Yao, L.; Wei, P.; Zhao, J. Fatigue Crack Growth of Marine 980 High-Strength Steel: From Standard Specimen Testing to Three-Dimensional Curved Crack Life Prediction. *Ocean Eng.* 2024, 296, 116950. <https://doi.org/10.1016/j.oceaneng.2024.116950>
 50. Mohapatra, S.; Kumar, A.; Kumar, S.; Poojari, G.; Oh, M.-S. Influence of Strain Rate on the Tensile Properties, Misorientation Distribution, and Texture Evolution of Automotive-Grade TRIP-Assisted Advanced High-Strength Steel. *Mater. Lett.* 2025, 378, 137612. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2024.137612>
 51. Li, J.; Tian, J.; Zhan, D.; Wang, W.; Jiang, Z. Designing a New Ultra-High Strength Steel with Multicomponent Precipitates under Material

-
- Genetic Design. *J. Mater. Res. Technol.* 2024, 33, 4449–4461. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.10.140>
52. Yu, W.; Qian, L.; Wei, C.; Li, K.; Ding, Y.; Yu, P.; Jia, Z.; Zhang, F.; Meng, J. Enhancing the Ductility and Yield Strength of 2.7Mn Steel via Two-Step Partitioning Heat Treatment. *Int. J. Plast.* 2024, 183, 104148. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2024.104148>
53. Zhu, Y.; Ren, G.; Jing, C.; Lin, T.; Tu, Y. Effect of Partition Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Cold-Rolled Medium-Manganese Steel. *Steel Res. Int.* 2025, 96 (3), 2400562. <https://doi.org/10.1002/srin.202400562>
54. Mousalou, H.; Yazdani, S.; Avishan, B.; Ahmadi, N.P.; Chabok, A.; Pei, Y. Microstructural and Mechanical Properties of Low-Carbon Ultra-Fine Bainitic Steel Produced by Multi-Step Austempering Process. *Mater. Sci. Eng. A* 2018, 734, 329–337. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.08.008>
55. Jiang, H.; Wu, H.; Tang, D.; Liu, Q. Influence of Isothermal Bainitic Processing on the Mechanical Properties and Microstructure Characterization of TRIP Steel. *J. Univ. Sci. Technol. Beijing* 2008, 15 (5), 574–579. [https://doi.org/10.1016/S1005-8850\(08\)60107-3](https://doi.org/10.1016/S1005-8850(08)60107-3)
56. Mandal, D.; Ghosh, M.; Pal, J.; Ghosh Chowdhury, S.; Das, G.; Das, S.K.; Ghosh, S. Evolution of Microstructure and Mechanical Properties under Different Austempering Holding Time of Cast Fe–1.5Si–1.5Mn–V Steels. *Mater. Des.* 2014, 54, 831–837. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.09.005>
57. Chand, S.; Reza, S.; Biswas, K.; Prasad, R.M.; Rakha, K. Novel Mn and Si Alloyed Complex Phase Steel for Automotive Applications. *Mater. Sci. Eng. A* 2024, 916, 147292. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147292>
58. Berrahmoune, M.R.; Berveiller, S.; Inal, K.; Moulin, A.; Patoor, E. Analysis of the Martensitic Transformation at Various Scales in TRIP Steel. *Mater. Sci. Eng. A* 2004, 378 (1–2), 304–307. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.372>
59. Baek, M.-S.; Kim, K.-S.; Park, T.-W.; Ham, J.; Lee, K.-A. Quantitative Phase Analysis of Martensite-Bainite Steel Using EBSD

-
- and Its Microstructure, Tensile and High-Cycle Fatigue Behaviors. *Mater. Sci. Eng. A* 2020, 785, 139375. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139375>
60. Gu, X.; Xu, Y.; Peng, F.; Misra, R.D.K.; Wang, Y. Role of Martensite/Austenite Constituents in Novel Ultra-High Strength TRIP-Assisted Steels Subjected to Non-Isothermal Annealing. *Mater. Sci. Eng. A* 2019, 754, 318–329. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.070>
 61. Martis, C. J.; Putatunda, S. K.; Boileau, J. Processing of a New High Strength High Toughness Steel with Duplex Microstructure (Ferrite + Austenite). *Mater. Des.* 2013, 46, 168–174. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.10.017>
 62. Kumar, A.; Singh, A. Deformation Mechanisms in Nanostructured Bainitic Steels under Torsion. *Mater. Sci. Eng. A* 2020, 770, 138528. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138528>
 63. Ebner, S.; Suppan, C.; Stark, A.; Schnitzer, R.; Hofer, C. Austenite Decomposition and Carbon Partitioning during Quenching and Partitioning Heat Treatments Studied via In-Situ X-Ray Diffraction. *Mater. Des.* 2019, 178, 107862. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107862>
 64. Gui, X.; Gao, G.; Guo, H.; Zhao, F.; Tan, Z.; Bai, B. Effect of Bainitic Transformation during BQ&P Process on the Mechanical Properties in an Ultrahigh Strength Mn-Si-Cr-C Steel. *Mater. Sci. Eng. A* 2017, 684, 598–605. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.12.097>
 65. Tan, X.; He, H.; Lu, W.; Yang, L.; Tang, B.; Yan, J.; Xu, Y.; Wu, D. Effect of Matrix Structures on TRIP Effect and Mechanical Properties of Low-C Low-Si Al-Added Hot-Rolled TRIP Steels. *Mater. Sci. Eng. A* 2020, 771, 138629. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138629>
 66. Xu, N.; Wang, L.; Hu, J.; Wu, Y.; Wei, X.; Xue, W.; Chai, Z.; Wang, J.; Li, Y.; Xu, W. Enabling Strong and Formable Advanced High-Strength Steels through Inherited Homogeneous Microstructure. *Scripta Mater.* 2025, 259, 116560. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2025.116560>

-
67. Rajput, A.S.; Neog, S.P.; Das, S. Effect of Tempering Conditions on Microstructure Evolution and Sliding Wear Behaviour of Continuously Cooled Carbide-Free Bainitic Steel. *Tribol. Int.* 2025, 204, 110519. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2025.110519>
 68. Franceschi, M.; Pezzato, L.; Gennari, C.; Hanoz, D.; Bertolini, R.; Fabrizi, A.; Polyakova, M.; Brunelli, K.; Bonollo, F.; Dabalà, M. Influence of Austempering Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of High-Silicon Carbide-Free Bainitic Steel. *Steel Res. Int.* 2023, 94 (9), 2200821. <https://doi.org/10.1002/srin.202200821>
 69. Cao, Z. H.; Ngiam, Y.; Huang, C. P.; He, L. H.; Huang, M. X. On the Hydrogen Embrittlement Mechanism of 2 GPa-Grade Press-Hardened Steel at Various Strain Rates: Experiments and Modeling. *J. Mater. Sci. Technol.* 2025, 224, 142–158. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2024.11.006>
 70. Verma, A.; Reza, S.; Ghosh, S.; Macha, N.; Rakha, K. Investigation of Microstructural Evolution and Carbon Redistribution in Ausformed Nanostructured Bainitic Steel via 3D Atom Probe Tomography and Its Structure-Property Relationship. *Materialia* 2025, 39, 102342. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2025.102342>
 71. Long, X.; Zhang, R.; Zhang, F.; Du, G.; Zhao, X. Study on Quasi-in-Situ Tensile Deformation Behavior in Medium-Carbon Carbide-Free Bainitic Steel. *Mater. Sci. Eng. A* 2019, 760, 158–164. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.05.112>
 72. Xie, Z. J.; Ren, Y. Q.; Zhou, W. H.; Yang, J. R.; Shang, C. J.; Misra, R.D.K. Stability of Retained Austenite in Multi-Phase Microstructure during Austempering and Its Effect on the Ductility of a Low Carbon Steel. *Mater. Sci. Eng. A* 2014, 603, 69–75. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.02.059>
 73. Li, Q.; Huang, X.; Huang, W. Fatigue Property and Microstructure Deformation Behavior of Multiphase Microstructure in a Medium-Carbon Bainite Steel under Rolling Contact Condition. *Int. J. Fatigue* 2019, 125, 381–393. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.04.019>

-
74. Zurnadzhy, V. I.; Efremenko, V. G.; Wu, K. M.; Azarkhov, A. Yu.; Chabak, Yu. G.; Greshita, V. L.; Isayev, O. B.; Pomazkov, M. V. Effects of Stress Relief Tempering on Microstructure and Tensile/Impact Behavior of Quenched and Partitioned Commercial Spring Steel. *Mater. Sci. Eng. A* 2019, 745, 307–318. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.12.106>
 75. Zurnadzhy, V. I.; Efremenko, V. G.; Wu, K. M.; Petryshynets, I.; Shimizu, K.; Zusin, A. M.; Brykov, M. N.; Andilakhai, V.A. Tailoring Strength/Ductility Combination in 2.5 Wt% Si-Alloyed Middle Carbon Steel Produced by the Two-Step Q-P Treatment with a Prolonged Partitioning Stage. *Mater. Sci. Eng. A* 2020, 791, 139721. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139721>
 76. Garcia-Mateo, C.; Caballero, F.G.; Sourmail, T.; Kuntz, M.; Cornide, J.; Smanio, V.; Elvira, R. Tensile Behaviour of a Nanocrystalline Bainitic Steel Containing 3wt% Silicon. *Mater. Sci. Eng. A* 2012, 549, 185–192. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.031>
 77. Qian, L.; Zhou, Q.; Zhang, F.; Meng, J.; Zhang, M.; Tian, Y. Microstructure and Mechanical Properties of a Low Carbon Carbide-Free Bainitic Steel Co-Alloyed with Al and Si. *Mater. Des.* 2012, 39, 264–268. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.02.053>
 78. Huyghe, P.; Malet, L.; Caruso, M.; Georges, C.; Godet, S. On the Relationship between the Multiphase Microstructure and the Mechanical Properties of a 0.2C Quenched and Partitioned Steel. *Mater. Sci. Eng. A* 2017, 701, 254–263. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.06.058>
 79. Yang, J.; Wang, T. S.; Zhang, B.; Zhang, F. C. Microstructure and Mechanical Properties of High-Carbon Si–Al-Rich Steel by Low-Temperature Austempering. *Mater. Des.* 2012, 35, 170–174. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.08.041>
 80. Yoozbashi, M.N.; Yazdani, S. Mechanical Properties of Nanostructured, Low Temperature Bainitic Steel Designed Using a Thermodynamic Model. *Mater. Sci. Eng. A* 2010, 527 (13–14), 3200–3205. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.01.080>

-
81. Srivastava, A.K.; Jha, G.; Gope, N.; Singh, S.B. Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Cold Rolled C–Mn–Si TRIP-Aided Steel. *Mater. Charact.* 2006, 57 (2), 127–135. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.01.010>
 82. Wang, Y.; Xu, Y.; Liu, R.; Peng, F.; Gu, X.; Zhang, T.; Hou, X.; Sun, W. Microstructure Evolution and Mechanical Behavior of a Novel Hot-Galvanized Q&P Steel Subjected to High-Temperature Short-Time Overaging Treatment. *Mater. Sci. Eng. A* 2020, 789, 139665. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139665>
 83. Gao, G.; Gao, B.; Gui, X.; Hu, J.; He, J.; Tan, Z.; Bai, B. Correlation between Microstructure and Yield Strength of As-Quenched and Q&P Steels with Different Carbon Content (0.06–0.42 wt%C). *Mater. Sci. Eng. A* 2019, 753, 1–10. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.018>
 84. Du, J.H.; Chen, P.; Zhang, F.; Jia, Z.P.; Shi, F.; Li, X.W. Controllable κ -Carbide Precipitation Enables Strength-Ductility Co-Enhancement in Fe-Mn-Al-C Low-Density Austenitic Steel via Grain Boundary Engineering. *J. Mater. Sci. Technol.* 2025, 227, 26–31. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2024.10.057>
 85. Liu, S.; Chai, J.; Wan, X.; Wang, Y.; Yang, Z.; Van Der Zwaag, S.; Chen, H. Engineering the Deformation-Induced Martensitic Transformation in a Medium Mn Steel Containing Core-Shell Austenite Particles. *Mater. Sci. Eng. A* 2025, 925, 147904. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.147904>
 86. Li, Z.; Jiang, Y.; La, P.; Miao, J.; Qiang, X.; Wang, H.; Meng, Q. Superior Mechanical Properties of Heterostructure 1045 Steel Obtained by Cold Rolling and Subsequent Electropulsing Treatment. *Mater. Des.* 2025, 251, 113651. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2025.113651>
 87. Han, W.; Nie, S.; Huang, Y.; Yang, B.; Chen, Z.; Ye, X.; Elchalakani, M. Experimental and Numerical Investigation on Cyclic Behavior of High-Strength Steel (HSS) H-Section Columns. *Structures* 2025, 72, 108278. <https://doi.org/10.1016/j.istruc.2025.108278>

-
88. Zhou, J.; Hu, R.; Sun, Y.; Lei, M.; Gao, Y. Effect of the ElectroGalvanized and Galvannealed Zn Coatings on the Liquid Metal Embrittlement Susceptibility of High Si and Mn Advanced High-Strength Steel. *Coatings* 2025, 15 (1), 28. <https://doi.org/10.3390/coatings15010028>
 89. Li, W.; Ding, Q.; Wei, X.; Zhang, Z.; Bei, H. Achieving the Strength and Ductility Synergy in a Steel through Nanoprecipitation and Its Induced Grain Refinement. *Mater. Today* 2025, 83, 213–222. <https://doi.org/10.1016/j.mattod.2025.01.004>
 90. Zhu, F.; Li, H.; Wang, X.; Yan, R.; Han, Z.; Xie, C. Mechanism for Superior Combination of Strength and Plasticity in a Spring Steel with Low Final Rolling Temperature. In *The International Conference Optoelectronic Information and Optical Engineering (OIOE2024)*; Yue, Y., Leng, L., Eds.; SPIE: Wuhan, China, 2025; p 85. <https://doi.org/10.1117/12.3045586>
 91. Ni, Z.; Cheng, Z.; Jing, W.; Wendler, M.; Volkova, O.; Zhang, X.; Liu, J. Effects of Cu Content on Mechanical and Magnetic Properties of High-Strength Nonoriented Silicon Steel. *Steel Res. Int.* 2025, 96 (5), 2300865. <https://doi.org/10.1002/srin.202300865>
 92. Ashrafi, H.; Hajiannia, I.; Shamanian, M.; Ghassemali, E. Relationship between Crystallographic Texture and Anisotropy of Tensile Properties in a High Strength TRIP Steel. *Mater. Today Commun.* 2025, 46, 112756. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2025.112756>
 93. Liang, C.; Song, G.; Liang, L.; Wang, W.; He, H.; Zeng, J. Microstructure–Property Relationship of a High Strength–Toughness Cr–Mo–V Steel. *Int. J. Miner. Metall. Mater.* 2025, 32 (5), 1128–1140. <https://doi.org/10.1007/s12613-024-2974-9>
 94. Zou, T.; Dong, Y.; Jiang, Z.; Pan, J. Study of Cryogenic Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Marine 10Ni5CrMoV Steel. *Met. Mater. Int.* 2025, 31 (5), 1272–1285. <https://doi.org/10.1007/s12540-024-01809-3>
 95. Xiao, X.; Ding, M.; Ge, Y.; Wang, X.; Shen, L.; Ran, C. Mechanical Properties and Stress–Strain Relationship of Grade 14.9 Superhigh-

- Tension Bolt (SHTB) Under Fire. *Materials* 2025, 18 (8), 1780. <https://doi.org/10.3390/ma18081780>
96. Alian, H.; Nukman, N.; Badaruddin, M. Low Cycle Fatigue Behavior of High Strength 42CrMo4 Steel Under Quenching and Tempering Conditions. *J. Adv. Res. Micro Nano Eng.* 2025, 29 (1), 14–24. <https://doi.org/10.37934/armne.29.1.1424>
97. Zhang, Q.; Ma, T.; Yang, S. PG5 Rail with High-Mechanical Properties Applied in Heavy-Haul Railway. In *Fifth International Conference on Material Science and Technology (ICMST 2025)*; Gan, S.Y., Guan, Z., De Morais, P.C., Eds.; SPIE: Macao, China, 2025; p 5. <https://doi.org/10.1117/12.3067236>
98. Wu, H.; Wang, Y.; Fu, T.; Li, Y.; Wang, Z.; Deng, X. Enhancing the Tensile Strength of Dual-Phase Heterolamellar Steels without Loss of Plasticity by Controlling the Martensitic Strength. *Steel Res. Int.* 2025, 2500135. <https://doi.org/10.1002/srin.202500135>
99. Wang, C.; Zhang, Y.; Wang, C.; Wang, X. Achieving Ultrahigh Strength and Uniform Elongation in a Low Carbon Low Alloyed Dual-Phase Steel via Architecting Heterogeneous Structure. *Mater. Sci. Eng. A* 2025, 941, 148614. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.148614>
100. Yang, D.; Zhang, Y.; Zhang, H.; Niu, Y.; Chen, Q.; Wang, Y.; Pereloma, E.; Cheng, X.; Xiong, Z. Quenching and Partitioning in Si/Al-Free Steels: Effect of Mn-Heterogeneous Distribution in High-Temperature Austenite. *Mater. Sci. Eng. A* 2025, 941, 148622. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.148622>
101. Zhao, Z. D.; Liu, H.; Zhu, J. Z.; Du, D. H.; Zheng, K. H.; Yin, F. X.; Huang, M.X.; Luo, Z.C. Mitigating Hydrogen Embrittlement in a 1.8 GPa-Grade Press-Hardened Steel by Internal Stress Relaxation via Low-Temperature Tempering. *Scripta Mater.* 2025, 266, 116789. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2025.116789>
102. Lu, S.-Y.; Chung, T.-F.; Chen, J.-J.; Lai, Y.-W.; Hsiao, C.-N.; Chen, C.-Y.; Wang, S.-H.; Yang, J.-R. Development of Microstructures-Properties in Fe-0.4C/0.2C-2Si-3Mn Carbide-Free Bainite Steels.

-
- Mater. Charact.* 2023, 197, 112670. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112670>.
103. Zurnadzhy, V.; Stavrovskaja, V.; Chabak, Y.; Petryshynets, I.; Efremenko, B.; Wu, K.; Efremenko, V.; Brykov, M. Enhancing the Tensile Properties and Ductile-Brittle Transition Behavior of the EN S355 Grade Rolled Steel via Cost-Saving Processing Routes. *Materials* 2024, 17, 1958, <https://doi.org/10.3390/ma17091958>.
104. Gol'dshtejn, M.I. *Metal Physics of High-Strength Alloys; Metallurgy: Moscow, Russia, 1986; 312 p.*
105. Kostryzhev, A.G.; Marenych, O.O.; Killmore, C.R.; Pereloma, E.V. Strengthening Mechanisms in Thermomechanically Processed NbTi-Microalloyed Steel. *Met. Mater. Trans. A* 2015, 46, 3470–3480, <https://doi.org/10.1007/s11661-015-2969-2>.
106. Bhuyan, D.; Sastry, G.; Patra, S.; Pradhan, S.; Manna, R. Effect of austempering time on bainite plate thickness and variant selection in a high carbon low alloy steel. *Mater. Charact.* 2023, 200, <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112923>.
107. Niu, W.; Zhang, X.; Liang, J.; Shen, Y.; Xue, W.; Li, J. Role of nano-bainite laths and nanosized precipitates: Strengthening a low-alloy steel to 1870 MPa. *J. Mater. Res. Technol.* 2024, 33, 2331–2342, <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.09.230>.
108. Jentner, R.; Scholl, S.; Srivastava, K.; Best, J.; Kirchlechner, C.; Dehm, G. Local strength of bainitic and ferritic HSLA steel constituents understood using correlative electron microscopy and microcompression testing. *Mater. Des.* 2023, 236, <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.112507>.
109. Ingber, J.; Kunert, M. Prediction of the Martensite Start Temperature in High-Carbon Steels. *Steel Res. Int.* 2021, 93, <https://doi.org/10.1002/srin.202100576>.
110. <https://eah-jena-ms-predictor.streamlit.app> (Доступ 04.11.2025).

5. ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ ПІСЛЯ ІЗОТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Безкарбідні бейнітні сталі є визначими представниками AHSS третього покоління [1]. Принцип зміцнення, що використовується тут, полягає в обробці сталі до досягнення наноструктурованого стану зі структурою нижнього бейніту після ізотермічної витримки переохолодженого аустеніту в діапазоні температур 200–300 °С. Підвищена концентрація Si (понад 1,5 мас.%) виключає виділення цементиту під час термічної обробки [2]. Тож отримана мікроструктура являє собою суміш бейнітного фериту та збагаченого вуглецем аустеніту. Безкарбідний нижній бейніт демонструє високу міцність з прийнятним подовженням [3–5], але було відзначено певні труднощі щодо широкого впровадження зазначеної технології. Оскільки температура початку утворення мартенситу (Мп) зазвичай значно вища за 20 °С, необхідно використовувати спеціальні ванни для усунення або мінімізації утворення мартенситу під час охолодження аустеніту з однофазної області. Необхідність таких ванн значно ускладнює процес обробки і обмежує розміри оброблюваних деталей. Також для отримання достатньої кількості нижнього бейніту потрібен тривалий час.

Пружинні сталі, леговані кремнієм, є перспективними кандидатами для обробки на бейніт (аустемперинг) завдяки здатності кремнію пригнічувати утворення цементиту. Численні роботи, такі як [6], свідчать про високу міцність пружинних сталей після аустемперингу. Оскільки підвищений вміст вуглецю відповідає за підвищення міцності (див. рис. 2.5, 4.1), а мінімальне легування скорочує час обробки, важливо визначити потенціал міцності простої високовуглецевої пружинної сталі з мінімальним легуванням. Тому проведено дослідження впливу аустемперингу на механічні властивості пружинної сталі 60C2A, яка є аналогом сталі 60Si7 (DIN/EN).

Температура 250 °С є важливою для ізотермічної витримки, оскільки нижча температура (200 °С) призводить до значного збільшення часу ізотермічної витримки та зниження пластичності сталі після термічної обробки. Вища температура (300 °С) призводить до неповного бейнітного перетворення, тобто до більшої кількості аустеніту, і зниження границі плинності та границі міцності. Отже, очікується, що аустемперінг за температури 250 °С забезпечить високі границі плинності і міцності із задовільним видовженням при практично прийнятному часі ізотермічної обробки.

Отже, метою роботи було визначити оптимальний час ізотермічної витримки при 250 °С для нелегованої пружинної сталі з 0,6 мас.% С та підвищеним вмістом кремнію (пружинна сталь 60С2А, аналогічна сталі 60Si7), а також визначити мікроструктуру та механічні властивості цієї сталі після аустемперінгу при 250 °С.

5.1. Матеріали і методи

Для експериментів було використано комерційний круглий прокат зі сталі 60С2А Ø 16 мм з хімічним складом, що наведено у таблиці 1. Хімічний склад сталі було надано у сертифікаті від постачальника (ArcelorMittal, Кривий Ріг, Україна).

Таблиця 1

Хімічний склад сталі 60С2А, мас.%

С	Si	Mn	Cr	S	P
0.60	1.73	0.72	0.03	0.002	0.016

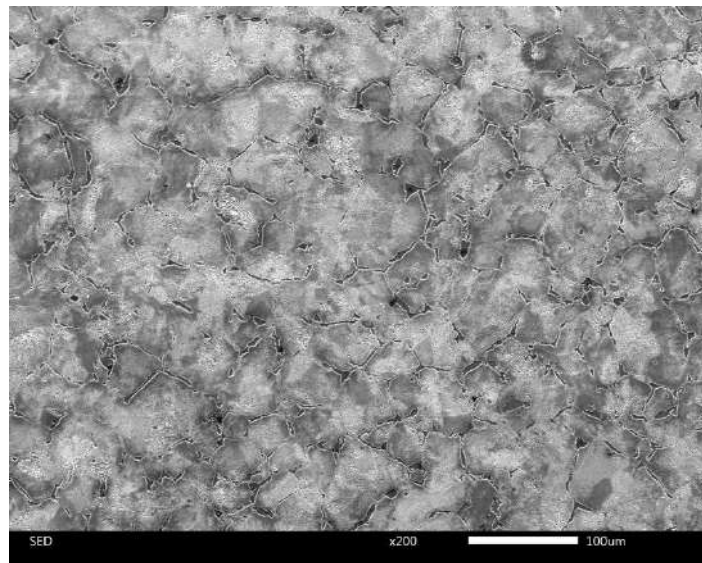
Для визначення необхідного часу ізотермічної витримки було попередньо проведено випробування на твердість зразків після різного часу витримки. Провели сім різних обробок з часом витримки 4, 8, 15, 30, 45 та 60 хвилин, як описано нижче. Для кожної обробки зі сталевого прутка вирізали один контрольний зразок завтовшки 5–6 мм. Після відповідної термічної обробки кожен зразок використовували у випробуваннях на твердість, проведених за допомогою твердоміра Віккерса ТВП-5012 за навантаження 98,1 Н. Для перевірки твердоміра

використовували контрольну пластину для вимірювання твердості з твердістю 816 HV10. Кожен результат твердості отримували як середнє значення від шести до десяти вимірювань діагоналі відбитка. Довірчий інтервал для кожного результату твердості не перевищував 5 % з рівнем значущості 0,05. Твердість поперечного перерізу розірваного зразка для випробувань на розтяг вимірювали за допомогою комп'ютерного твердоміру KB30S під навантаженням 9,81 Н.

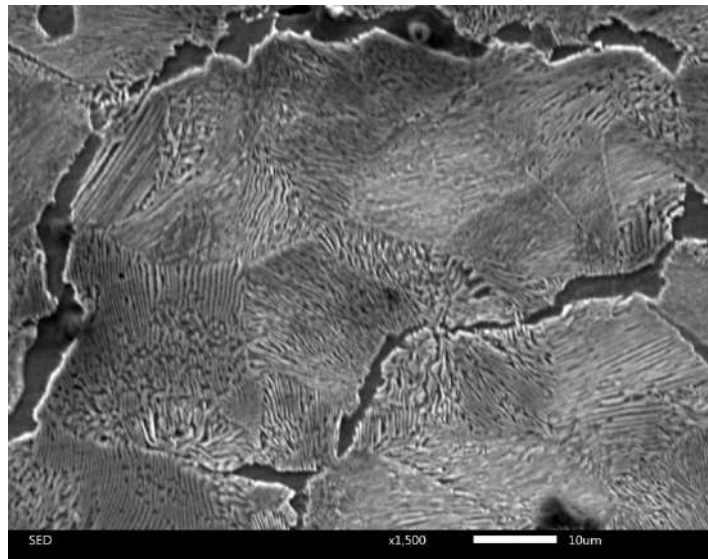
Зі сталевого прутка виготовляли зразки для випробувань на розтяг діаметром 5 мм та калібрувальною довжиною 25 мм. Випробування на розтяг проводили на електромеханічній випробувальній машині UIT STM 100 з навантаженням 100 кН зі швидкістю переміщення траверси 2 мм/хв без екстензометра. Перед випробуваннями на розтяг динамометр випробувальної машини було повірено за допомогою контрольного сертифікованого динамометра. Похибка вимірювання навантаження становила 0,5% або менше. Діаметри зразків для випробувань на розтяг вимірювали з похибкою 0,05 мм. Термічна обробка зразків складалась з аустенітизації при 900 °C протягом 20 хвилин та ізотермічної витримки у ванні Pb-Sn при 250 °C протягом 1,0, 1,5 або 2,0 годин та подальшого гартування у воді. Остаточне охолодження у воді використовувалося, щоб уникнути появи можливих небажаних структурних складників під час повільного охолодження після ізотермічної обробки. Зразки готували для мікроструктурного аналізу за стандартними методами, що склалися з шліфування абразивним папером зі зменшенням розміру зерна, полірування алмазною пастою та травлення в розчині ніталю. Мікроструктуру та поверхні зламу досліджували за допомогою сканувального електронного мікроскопа (SEM) JEOL JSM-7000F з напругою прискорення 15 кВ та збільшенням до $\times 30\ 000$. SEM використовували, оскільки бейніт можна чітко розрізнити під час збільшення, набагато вищого, ніж досягне для оптичної мікроскопії. Зображення мікроструктури аналізували за допомогою програмного забезпечення ImageJ. Рентгенівський дифракційний аналіз (XRD) проводили за допомогою дифрактометра ДРОН-3 з Mo-K α -випромінюванням.

5.2. Результати і обговорення.

Початкова мікроструктура сталі 60С2А (рис. 5.1) складалася переважно з евтектоїдного складника з незначною кількістю фериту, розташованого на межах перлітних колоній. Під час термічної обробки перлітна фаза повністю зникла на початковій стадії (аустенітизація) і не з'являлася на наступних стадіях.



(a)



(б)

Рис. 5.1. Мікроструктура сталі 60С2А: (а) $\times 200$; (б) $\times 15,000$

Основними параметрами аустемперитингу є температура ізотермічної витримки (ТВ) та час витримки (ЧВ). Важливо підтримувати ТВ

у вузьких межах, а саме вище температури початку мартенситного перетворення аустеніту (M_p), але не занадто високою. Визнано, що збільшення ТВ загалом знижує міцність сталі після обробки на бейніт [7].

Різні емпіричні моделі пропонують поліноміальні рівняння для визначення кореляції між M_p та хімічним складом аустеніту [8]. Однак прямі вимірювання M_p дають точніші значення, що важливо для визначення ТВ. Наприклад, дилатометричні вимірювання для сталі марки DIN1.5025 51Si7 (0,53 мас.% C) дають значення M_p 273-275 °C [9, 10]. Слід зазначити, що сталь 60C2A відрізняється від 51Si7 вмістом вуглецю, який збільшується на 0,1 мас.%. Згідно з емпіричними рівняннями, отриманими з різних джерел [8], коефіцієнт впливу вуглецю коливається в діапазоні від -302 до -584. Отже, 0,1 мас.% C знижує температуру M_p на 30–58 °C порівняно зі сталлю 51Si7. Отже, температура M_p для аустеніту сталі 60C2A після гомогенізації в однофазній області оцінюється в діапазоні від 217 °C до 245 °C. У [11] було зазначено $M_p = 250$ °C для складу сталі, аналогічного сталі 60C2A. Тож для ізотермічної обробки експериментальних зразків обрано температуру 250 °C.

Час аустенітизації визначався за такими міркуваннями. Суміш різних фаз у структурі після обробки можна отримати охолодженням від температури аустенітизації до 250 °C з подальшою ізотермічною витримкою протягом змінного ЧВ і остаточним охолодженням у воді. Зі збільшенням ЧВ процес бейнітного перетворення перебігає більш повно і аустеніт збагачується вуглецем [12]. Якщо загартувати зразок без ізотермічної витримки, в структурі буде переважно мартенсит з невеликою кількістю залишкового аустеніту. Твердість має бути найвищою. На початкових стадіях ізотермічної витримки збільшення ЧВ призводить до початку бейнітного перетворення, збагачення аустеніту вуглецем, відповідного зниження M_p і збільшення вмісту залишкового аустеніту після остаточного охолодження. Твердість має відповідно знизитись. За деякого критичного ЧВ твердість має досягти свого мінімуму через два одночасні процеси. Перший процес передбачає зменшення кількості мартенситу, що призводить до зниження твердості.

Другий процес – збільшення кількості бейнітного фериту, що призводить до підвищення твердості.

За певного ЧВ вміст вуглецю в аустеніті має зрости до кількості, яка перешкоджає утворенню мартенситу при остаточному охолодженні. У [8] розроблено уточнену модель розрахунку M_s для низьких значень M_s :

$$M_s = 530.2 - 290.3 \times [C] - 35.5 \times [Mn] - 6.8 \times [Si] - 20.8 \times [Cr] - 17.2 \times [Ni] - 10.4 \times [Mo] + 7.1 \times [Al] + 4.8 \times [Co] - 75 \times (1 - \exp(-0.96 \times [C]))$$

Розрахунки за вищенаведеним рівнянням [8] показують, що M_s знижується до 3 °С, коли вміст вуглецю в аустеніті сталі 60С2А досягає 1,4 мас.%. Подальше збільшення вмісту вуглецю до 1,5 мас.% призводить до зниження M_s до 0 °С. Отже, після остаточного охолодження, коли концентрація вуглецю в аустеніті становить 1,4–1,5 мас.%, мартенсит не має з'являтися. Подальше збільшення ЧВ має призвести до збільшення твердості через бейнітне перетворення через зменшення вмісту аустеніту. Зрештою, збільшення твердості має припинитися, коли буде досягнуто кінця бейнітного перетворення.

Подібний експеримент було проведено в [12]. Сталь 51Si7 марки DIN1.5025 (0,53 мас.% С) охолоджували від температури аустенітизації до 350 °С та витримували протягом різного часу остаточним охолодженням у воді. Використовували такий час витримки (у секундах): 5, 30, 200, 600, 3600. Інші зразки підпали під пряме гартування у воді від температури аустенітизації. Рентгенівські дифракційні дослідження проводили для визначення вмісту аустеніту та вмісту вуглецю в аустеніті після термічної обробки. На рис. 5.2 показано, що, згідно з даними, представленими в [12], вміст аустеніту в сталі 51Si7 досяг максимуму після витримки при 350 °С протягом 200 с. Вміст вуглецю в аустеніті досягає 1,36% після 600 с термообробки, і при подальшій витримці значного збільшення не спостерігалось. Отже, у цьому експерименті бейнітне перетворення припинилося після 10 хвилин ізотермічної витримки.

Аустемперинг сталі 60С2А за температури 250 °С має демонструвати подібну кінетику змін вмісту аустеніту та вуглецю. Істотними

відмінностями є збільшений вміст вуглецю в сталі та знижена температура ізотермічної витримки. Оскільки дифузія вуглецю при 250 °С значно повільніша, ніж при 350 °С, очікувалося, що бейнітне перетворення при 250 °С буде тривалішим. Згідно з [11], бейнітне перетворення в сталі 60С2А при 250 °С починається через 90 с (1,5 хв) і припиняється приблизно через 104 с (2,8 год).

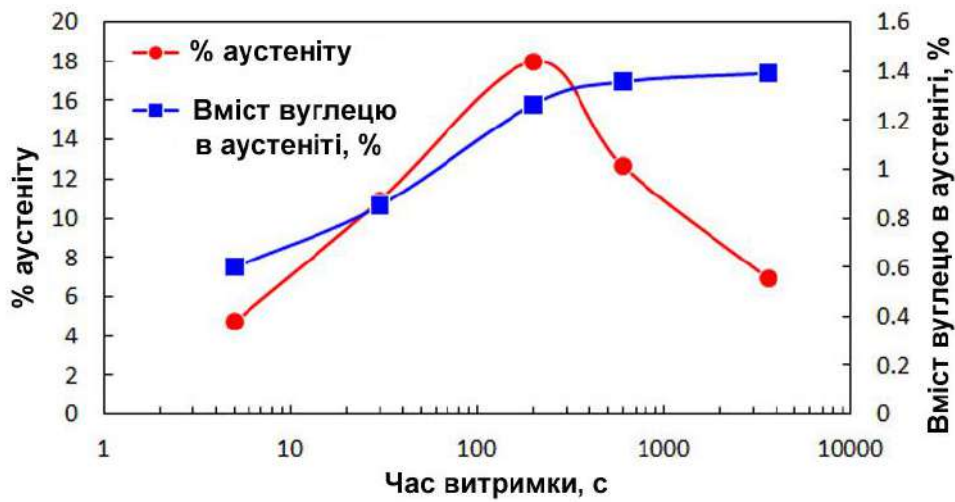


Рис. 5.2. Вплив часу витримки при 350 °С на об'ємну частку аустеніту та вміст вуглецю в аустеніті сталі 51Si7 марки DIN1.5025.

Побудовано за даними роботи [12]

Зразки сталі 60С2А було термічно оброблено за таким режимом: аустенізація при 880–900 °С (витримка 20 хв), ізотермічна витримка при 250 °С з різним ЧВ та остаточне охолодження у воді. ЧВ був таким (хв): 4, 8, 15, 30, 45, 60. Також було проведено пряме гартування у воді від температури аустенітизації. На рис. 5.3 показано вплив ЧВ на твердість зразків, що пройшли термічну обробку. Згідно з рис. 5.3, початкове збільшення ЧВ призводить до значного зниження твердості. Твердість досягла мінімуму після 15–30 хв витримки з подальшим збільшенням після 40–60 хв витримки.

Дані XRD аналізу термічно оброблених зразків після гартування та ізотермічної витримки (рис. 5.4) корелюють з результатами вимірюваннями твердості. Після гартування дифрактограма не має піків аустеніту, що вказує на мартенситну структуру. Твердість зразків

після ізотермічної витримки значно знизилася (див. рис. 5.3), що пояснюється появою аустеніту в структурі (рис. 5.4). Розрахований об'ємний вміст аустеніту для зразків після аустемперитингу наведено в Таблиці 2. Максимальну кількість аустеніту було досягнуто після 15 хвилин витримки. Отже, на основі отриманих результатів було встановлено, що час витримки сталі 60Si2 при 250 °С має становити щонайменше 1 годину, що узгоджується з літературними даними [12].

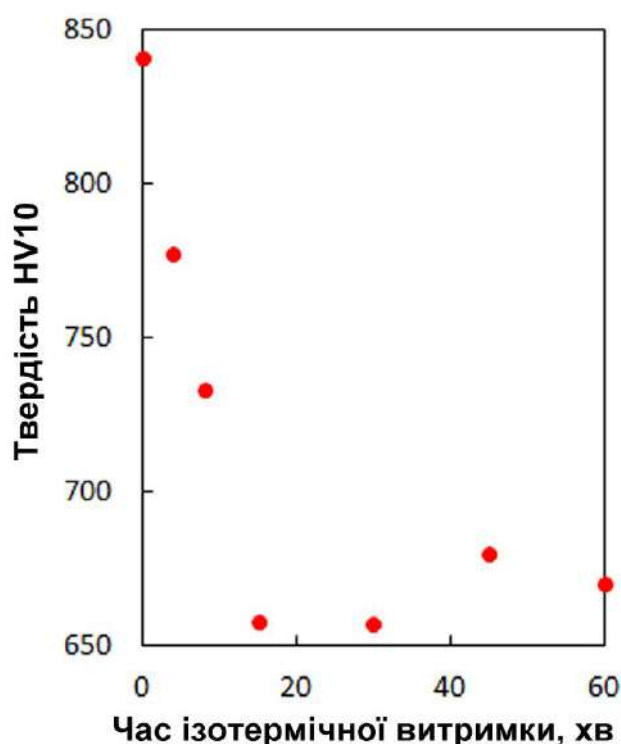


Рис. 5.3. Твердість зразків сталі 60C2A після термічної обробки з ізотермічною витримкою при 250 °С протягом різного часу

Слід зазначити, що дифрактограми, які показано на рис. 5.4, вказують лише на типи кристалічних ґраток, тобто α (ОЦК-ґратка – мартенсит або бейнітний ферит, або обидві) та γ (ГЦК-ґратка – аустеніт). Відповідні дифракційні максимуми позначені як α або γ . Дифрактограма 1 (рисунок 5) відповідає гартуванню; отже, α -максимуми відповідають мартенситу. Після ізотермічної витримки протягом 1,0 години α -максимуми відповідають бейнітному фериту.

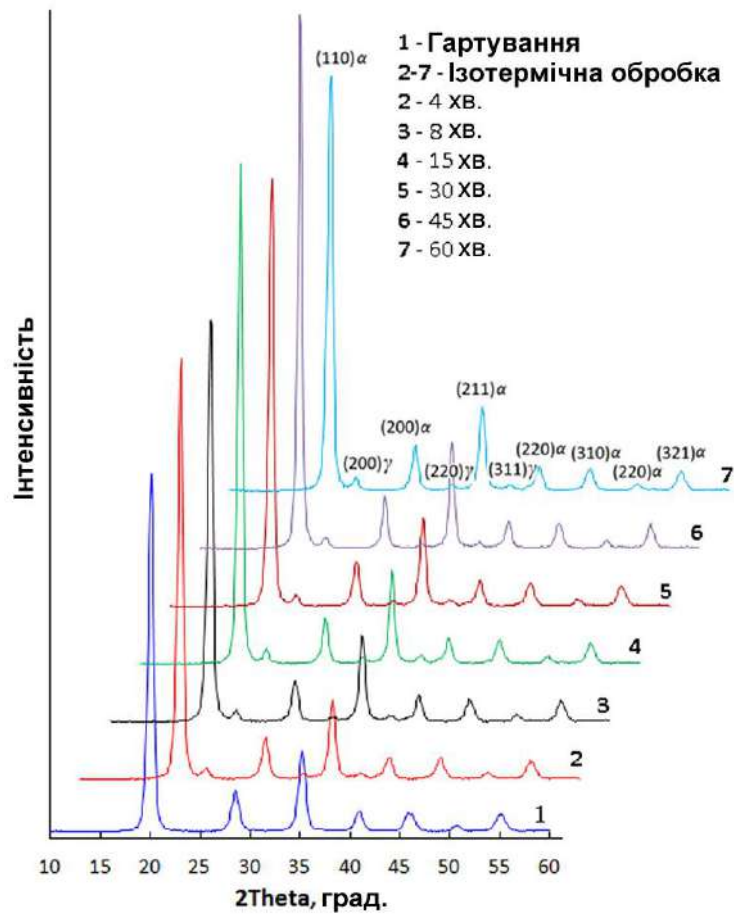


Рис. 5.4. Рентгенівські дифракційні профілі зразків сталі 60С2А після різного часу ізотермічної обробки

Таблиця 2

Вплив часу ізотермічної витримки при 250 °С на об'ємну частку залишкового аустеніту в сталі 60С2А

Час витримки, хв.	Частка аустеніту, об.%
0	0
4	9.5
8	10.9
15	11.8
30	10.1
45	8.8
60	8.8

SEM зображення мікроструктури сталі 60С2А при різному збільшенні після аустемперингу за 250 °С протягом 1 години показано

на рис. 5.5. Як і очікувалося, була виявлена структура безкарбідного бейніту. Збільшення $\times 30\,000$ виявило нанорозмірні об'єкти, які є бейни-ми рейками з міжрейковою відстанню в наномасштабному діапазоні.

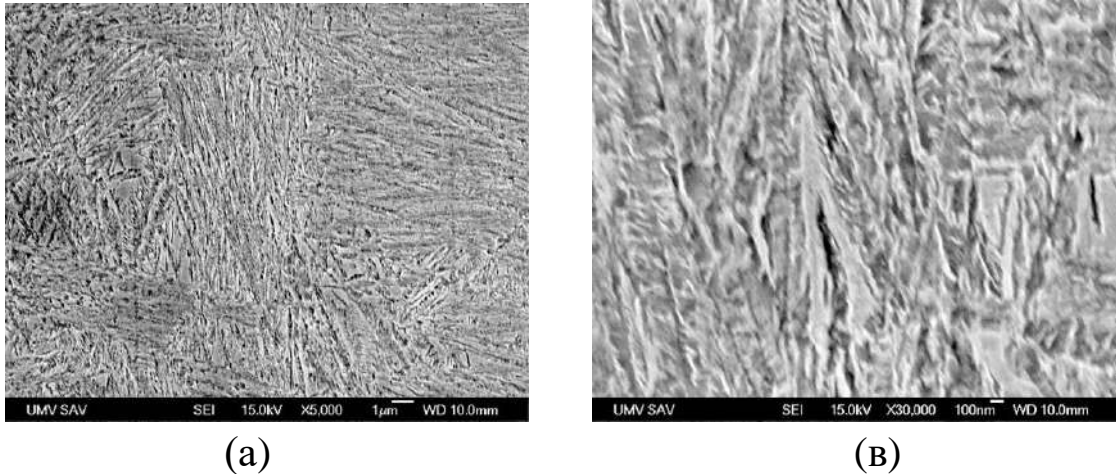


Рис. 5.5. SEM зображення мікроструктури зразків сталі 60C2A, які отримано після бейнітизації за 250 °C впродовж 1 години:
(a) – $\times 5000$; (b) – $\times 30\,000$

Цифрова фільтрація зображення, яку показано на рис. 5.5,b, набагато чіткіше демонструє міжграничну відстань (рис. 5.6,a). Тож можна виміряти міжграничну відстань в нанобейнітних областях та загальну відстань між фазовими границями.

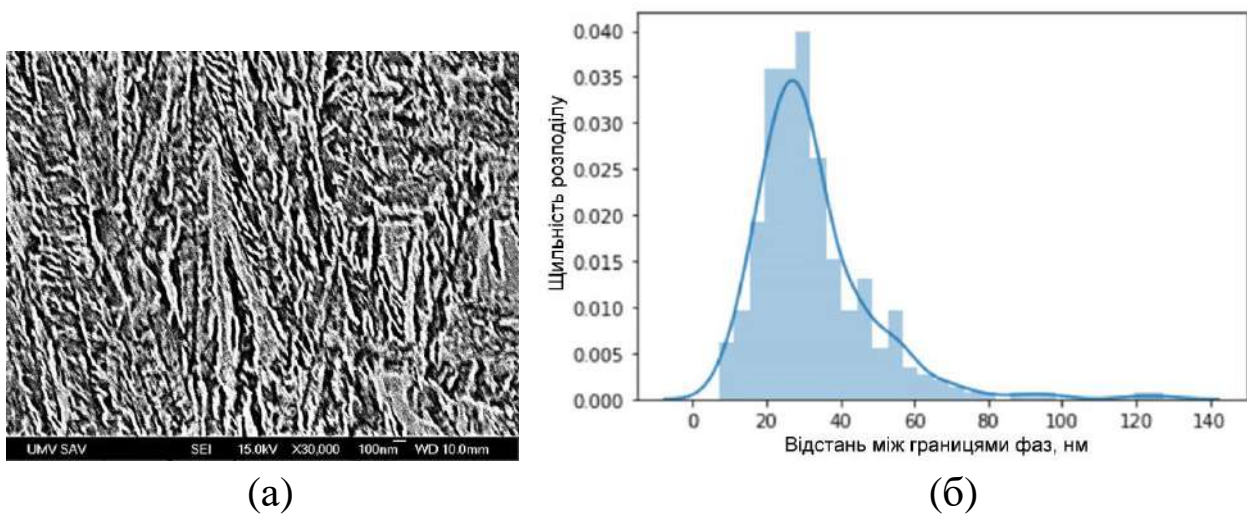


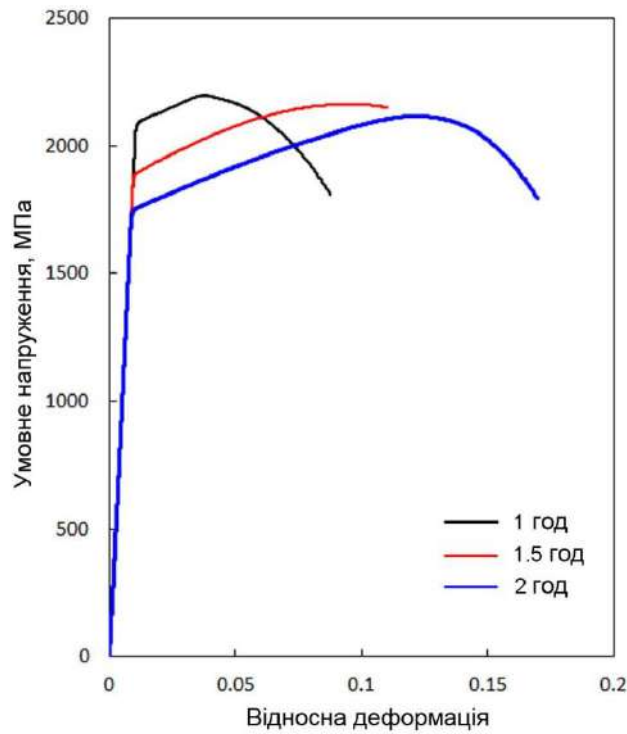
Рис. 5.6. Результати цифрової обробки SEM зображення мікроструктури сталі 60C2A, ізотермічно обробленої за 250 °C протягом 1 години:
(a) SEM зображення після цифрової фільтрації; (b) гістограма та графік щільності розподілу міжграничних відстаней

Програмне забезпечення ImageJ було використано для виконання кількох сотень вимірювань відстані між границями фаз в напівавтоматичному режимі. Отриманий набір даних був використаний для побудови гістограми та графіка щільності розподілу відстаней між границями (рис. 5.6,b). Переважна більшість відстаней між границями – це наномасштабний діапазон з модою в діапазоні 20–40 нм.

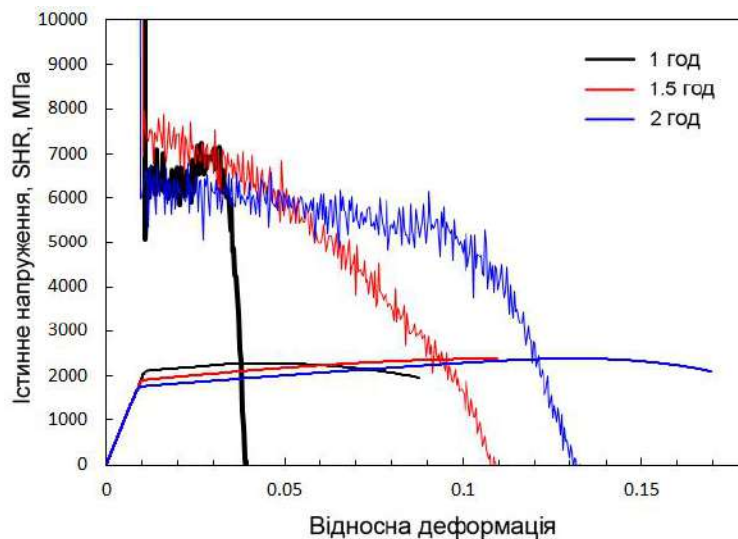
На рис. 5,7 та в табл. 5.3 показано результати випробувань на розтяг зразків сталі 60С2А після ізотермічної обробки при 250 °С протягом 1, 1,5 та 2 годин. Границя плинності зразка, який витримано 1 годину, трохи перевищує 2000 МПа із загальним видовженням 9% (рис. 9а). Спостерігаємо поступове зниження границі плинності із збільшенням часу витримки. Це можна пояснити збільшенням розміру бейнітних рейок під час надлишкової витримки за 250 °С [13]. Відповідне збільшення міжрейкової відстані призводить до зниження границі плинності. Залежності швидкостей зміцнення (SHR), отримані під час пластичної деформації зразків (рисунок 5.7,б), підтверджують наявність TRIP-ефекту, особливо у зразку після аустемперінгу протягом 1 години. Збільшення часу ізотермічної витримки призводить до менш вираженого зміцнення. Слід зазначити, що після ізотермічної витримки протягом 1,5 та 2,0 годин зразки демонструють позитивні SHR з деформацією до 10% або більше. У деяких випадках така підвищена пластичність та тривалий TRIP-ефект можуть бути важливішими, ніж незначне зниження границі плинності. Отже, після аустемперінгу при 250 °С сталь 60С2А має дуже корисне поєднання границі плинності, пластичності та позитивних значень SHR у широкому діапазоні часу ізотермічної витримки.

Поверхня руйнування зразка (ЧВ = 1 год) демонструє чашечкоподібну форму (рис. 5.8), що типово для пластичних сталей [14, 15]. У центральній зоні відбувається зародження мікропорожнин з подальшим зростанням та коалесценцією [16]. Похила навколишня поверхня зламу (рис. 5.8, b), яка називається зсувними краями [17, 18], з'являється в результаті комбінованого впливу зсуву та нормального відшарування матеріалу [15]. Зсувні краї на поверхні зламу (рис. 5.8,с) мають заглиблення як ознаку чистого пластичного руйнування. По-

верхня злам центральної зони (рис. 5.8,d) все ще має значні області заглиблень (1), хоча також присутні численні ділянки квазісколу (2) [19, 20]. Різниця в поверхні зламу центральної та периферійної зон вказує на те, що ці зони руйнуються в різних напружених станах.



(а)



(б)

Рис. 5.7. Дані випробувань на розтяг сталі 60С2А після аустемперингу за 250 °С з різним часом витримки: (а) – діаграми напруження-деформація; (б) – діаграми дійсних напружень-деформацій та швидкостей зміцнення

**Механічні властивості сталі 60С2А після аустемперингу
за 250 °С з різним часом витримки**

Час витримки, год.	Границя плинності, МПа	Границя міцності, МПа	Відносне подовження, %
1.0	2090 ± 94	2198 ± 99	9.0 ± 0.7
1.5	1886 ± 85	2163 ± 97	11.0 ± 0.9
2.0	1748 ± 79	2115 ± 95	16.9 ± 1.2

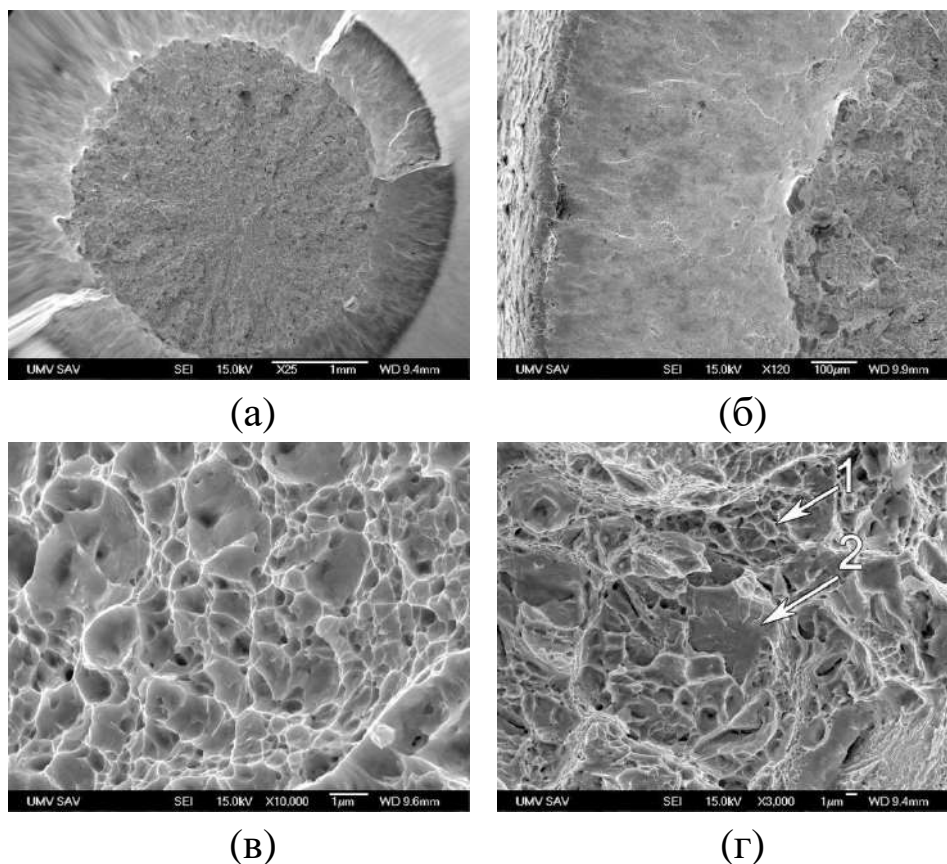


Рис. 5.8. Поверхня руйнування зразка, обробленого при 250 °С протягом 1 години: (а) – зображення поверхні руйнування у формі чашки-конуса з малим збільшенням, $\times 25$; (б) – зона зсувної кромки, $\times 120$; (в) – поверхня руйнування зони зсувної кромки з в'язким зламом, $\times 10\ 000$; (г) – в'язкий злам (1) та квазіскол (2) на поверхні зламу в центральній зоні, $\times 3000$

Поздовжній поперечний переріз зруйнованої половини зразка (ЧВ = 1 год) ілюструє здатність мікроструктури бейніту зазнавати значної пластичної деформації перед руйнуванням (рис. 5.9). Порож-

нини видно на рис. 5.9,а. Округлі частинки руйнування та частинки з круглими краями показані на рис. 5.9,б. Така форма частинок руйнування корелює із загальним механізмом в'язкого руйнування, викликаного пустотами. Розподіл твердості по зруйнованому зразку показано на рис. 5.10.

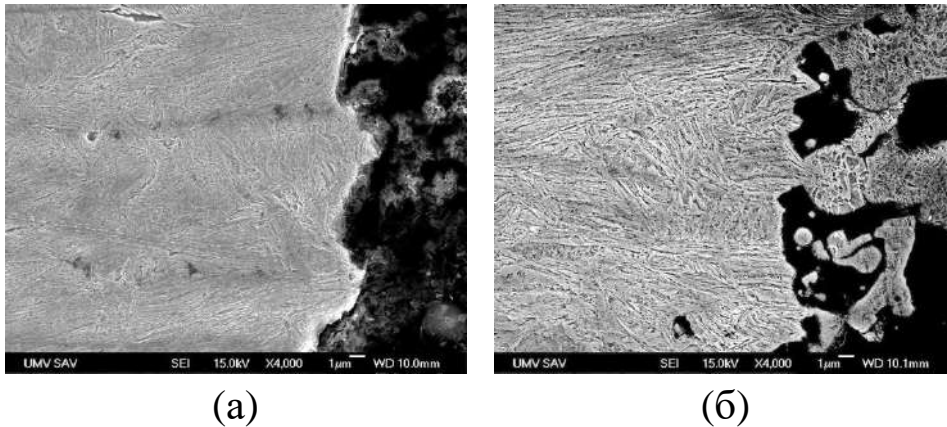


Рис. 5.9. Поздовжній переріз зони руйнування зразка, обробленого при 250 °С протягом 1 години: (а) – мікропорожнини під поверхнею руйнування; (б) – круглі частинки поблизу поверхні руйнування

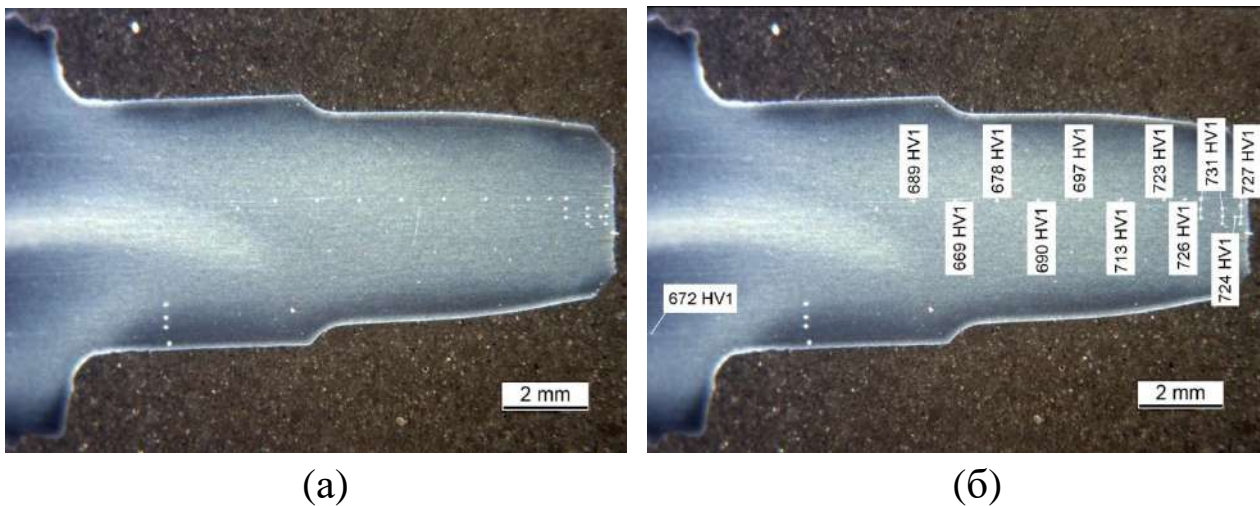


Рис. 5.10. Зона руйнування в поздовжньому перерізі зразка, обробленого за 250 °С протягом 1 години: (а) – видно лише відбитки; (б) – показано значення твердості

5.3. Висновки

Високовуглецева ресорно-пружинна сталь 60С2 є ідеальним об'єктом для демонстрації потенційних можливостей середньовуглецевих

низьколегованих сталей як високоміцної сталі третього покоління. Встановлено, що границя плинності сталі 60С2А після ізотермічної обробки за температури 250 °С перебуває на максимально можливому рівні, який є досяжним для сталевих деталей відносно великого перерізу. При цьому пластичність перебуває на задовільному рівні.

Результати досліджень свідчать, що збільшення вмісту тих чи тих легувальних елементів у складі високоміцних сталей порівняно зі сталлю 60С2А не призведе до принципового підвищення міцності і має сенс тільки для покращення технологічності (збільшення прогартуваності) та/або покращення опору ударним навантаженням. Висвітлення зазначених питань потребує подальших досліджень.

У цьому розділі використано матеріали публікації в журналі *Metals*, 15(10), 2025. <https://doi.org/10.3390/met15101061>

Перелік посилань

1. Caballero, F. G.; Bhadeshia, H. K. D. H.; Mawella, K. J. A.; Jones, D. G.; Brown, P. Very strong low temperature bainite. *Mater. Sci. Technol.* 2002, 18, 279–284, <https://doi.org/10.1179/026708301225000725>.
2. Lin, S.; Borgenstam, A.; Stark, A.; Hedström, P. Effect of Si on bainitic transformation kinetics in steels explained by carbon partitioning, carbide formation, dislocation densities, and thermodynamic conditions. *Mater. Charact.* 2022, 185, <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.111774>.
3. Caballero, F.G.; Bhadeshia, H.K.D.H. Very strong bainite. *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.* 2004, 8, 251–257.
4. Rementeria, R.; Morales-Rivas, L.; Kuntz, M.; Garcia-Mateo, C.; Kerscher, E.; Sourmail, T.; Caballero, F. G. On the role of microstructure in governing the fatigue behaviour of nanostructured bainitic steels. *Mater. Sci. Eng. A* 2015, 630, 71–77, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.02.016>.
5. Garcia-Mateo, C.; Caballero, F. G. Ultra-high-strength Bainitic Steels. *ISIJ Int.* 2005, 45, 1736–1740. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.45.1736>.

6. Li, Y.; Wang, E.; Zhang, L.; Zhao, X.; Gao, R.; Zhu, W. Ultra-high strength and high ductility 60Si2CrVNb spring steel with multiphase microstructure controlled by austempering. *J. Mater. Res. Technol.* 2024, 30, 5855–5868.
7. Lee, J.-M.; Hwang, B. Effect of Austempering Time on the Microstructure and Mechanical Properties of Ultra-High Strength Nanostructured Bainitic Steels. *Korean J. Mater. Res.* 2020, 30, 87–92, <https://doi.org/10.3740/mrsk.2020.30.2.87>.
8. Ingber, J.; Kunert, M. Prediction of the Martensite Start Temperature in High-Carbon Steels. *Steel Res. Int.* 2021, 93, <https://doi.org/10.1002/srin.202100576>.
9. Pashangeh, S.; Zarchi, H. R. K.; Banadkouki, S. S. G.; Somani, M. C. Detection and Estimation of Retained Austenite in a High Strength Si-Bearing Bainite-Martensite-Retained Austenite Micro-Composite Steel after Quenching and Bainitic Holding (Q&B). *Metals* 2019, 9, 492.
10. Pashangeh, S.; Somani, M.; Banadkouki, S.S.G. Microstructural evolution in a high-silicon medium carbon steel following quenching and isothermal holding above and below the Ms temperature. *J. Mater. Res. Technol.* 2020, 9, 3438–3446, <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.01.081>.
11. ASM International. Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams; ASM Metals Park: Geauga, OH, USA, 1977; 422 p.
12. Pashangeh, S.; Banadkouki, S. S. G.; Somani, M. C.; Kömi, J. Effect of Carbon Partitioning and Residual Compressive Stresses on the Lattice Strains of Retained Austenite During Quenching and Isothermal Bainitic Holding in a High-Silicon Medium-Carbon Steel. *Steel Res. Int.* 2021, 93, <https://doi.org/10.1002/srin.202100463>.
13. Bhuyan, D.; Sastry, G.; Patra, S.; Pradhan, S.; Manna, R. Effect of austempering time on bainite plate thickness and variant selection in a high carbon low alloy steel. *Mater. Charact.* 2023, 200, <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112923>.

14. Suárez, F.; Gálvez, J. C.; Cendón, D. A.; Atienza, J. M. Distinct Fracture Patterns in Construction Steels for Reinforced Concrete under Quasistatic Loading – A Review. *Metals* 2018, 8, 171, <https://doi.org/10.3390/met8030171>.
15. Scheider, I.; Brocks, W. Simulation of cup–cone fracture using the cohesive model. *Eng. Fract. Mech.* 2003, 70, 1943–1961, [https://doi.org/10.1016/s0013-7944\(03\)00133-4](https://doi.org/10.1016/s0013-7944(03)00133-4).
16. Wciślik, W.; Lipiec, S. Void-Induced Ductile Fracture of Metals: Experimental Observations. *Materials* 2022, 15, 6473, <https://doi.org/10.3390/ma15186473>.
17. Bluhm, J. I.; Morrissey, R. J. Fracture in a Tensile Specimen; Defense Technical Information Center: Fairfax, VA, USA, 1966.
18. Hutchinson, J.; Tvergaard, V. Shear band formation in plane strain. *Int. J. Solids Struct.* 1981, 17, 451–470, [https://doi.org/10.1016/0020-7683\(81\)90053-6](https://doi.org/10.1016/0020-7683(81)90053-6).
19. Merson, E.; Poluyanov, V.; Myagkikh, P.; Merson, D.; Vinogradov, A. Quantitative comparison of cleavage and qua-si-cleavage fracture surfaces in hydrogen embrittled low-carbon steel. *Lett. Mater.* 2020, 10, 303–308, <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2020-3-303-308>.
20. Saha, A.; Jung, J.; Olson, G. B. Prototype evaluation of transformation toughened blast resistant naval hull steels: Part II. *J. Comput. Mater. Des.* 2007, 14, 201–233, <https://doi.org/10.1007/s10820-006-9032-y>.

6. МОДЕЛЮВАННЯ ПЕРСПЕКТИВНИХ КОМПОЗИЦІЙ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ЗІ СТРУКТУРОЮ НАНОБЕЙНІТУ

Дослідження та розробки в галузі високоміцних сталей постійно привертають увагу дослідницької спільноти. Для досягнення бажаних механічних властивостей цих сталей зазвичай використовують три методи термічної обробки: гартування та відпускання, аустемперинг та *quenching&partitioning* (QP). Традиційне гартування з відпусканням підвищує міцність сталі, але погіршує пластичність. Навпаки, аустемперинг забезпечує сприятливе поєднання високої міцності та підвищеної пластичності шляхом утворення бейніту під час обробки. QP, новіший підхід, передбачає мартенситне перетворення з подальшим розподіленням вуглецю для досягнення оптимального балансу міцності та пластичності, ефективно конкуруючи з гартуванням та аустемперингом. Для розроблення складу універсальних високоміцних сталей, придатних для будь-якої термічної обробки, обрано цільову температуру початку мартенситного перетворення (M_p) приблизно 200 °C. За допомогою програмного забезпечення JMatPro® було змодельовано склад із вмістом вуглецю 0,4–0,8 мас.% з урахуванням вмісту мангану, скоригованого для забезпечення цільового значення M_p . Кожен склад містить 2,4–2,6 мас.% Si для виключення утворення цементиту та невелику кількість Al, V та Nb для покращення механічних властивостей завдяки утворенню мікро/наночастинок. Тож було визначено перспективний склад високоміцних сталей у широкому діапазоні вмісту вуглецю.

Надвисокоміцні сталі (UHSS) є життєво важливим матеріалом для багатьох аспектів людського життя [1]. Зазвичай UHSS вважаються такими, що мають границю плинності понад 1380 МПа [2]. Але висока міцність цього матеріалу зазвичай супроводжується зниженням пластичності та в'язкості після гартування та відпускання, що є однією з важливих проблем сучасної науки і техніки [3].

Перспективними способами вирішення проблеми оберненого зв'язку між міцністю та в'язкістю є обробка сталей з підвищеним вмістом Si методом аустемперингу (АТ) та *quenching and tempering* (Q&T). Підвищений вміст Si є необхідним для запобігання утворенню карбідів під час ізотермічної обробки [4, 5].

Для масового виробництва надзвичайно важливе точне визначення хімічного складу високоміцних сталей, оскільки вміст легувальних елементів має бути достатньо високим для забезпечення бажаних властивостей і якомога нижчим для мінімізації витрат. У [6, 7] таке точне визначення було проведено внаслідок великої кількості розрахунків, після яких проводилися лабораторні експерименти та промислові випробування. Отриманий склад сталі наведено в таблиці 6.1. Згідно з даними, наведеними в [6], механічні властивості цієї сталі після термічної обробки такі: $YS = 1400$ МПа; $UTS = 2100$ МПа; $\delta = 10\%$.

Таблиця 6.1

Склад високоміцної сталі, який запропоновано у [6, 7]

C	Mn	Si	Cr	Al	Nb	B
0.37	0.93	1.43	0.21	0.02	0.04	0.003

Q&P дає змогу отримати високий комплекс властивостей [4]; проте температура, до якої проводиться охолодження після аустенізації, має вирішальне значення для отримання цього комплексу властивостей. Допуск температури має становити кілька градусів, оскільки надмірне охолодження призводить до різкого збільшення кількості мартенситу, а недостатнє охолодження, навпаки, не забезпечує необхідної кількості мартенситу. Отже, обробка Q&P вимагає надзвичайно точного дотримання технологічного процесу, що може бути важко реалізувати в промислових умовах.

АТ порівняно з Q&P є значно менш вимогливим до температури, до якої охолоджується матеріал після аустенізації. Навіть якщо температура на першому етапі охолодження трохи вища за номінально

задану, при подальшій витримці температура стабілізується на заданому рівні. Якщо така стабілізація відбудеться до початку бейнітного перетворення, початкове підвищення температури не вплине на властивості після обробки. У разі незначного зниження температури з охолодженням, нижчим за температуру початку мартенситного перетворення Мп з подальшим нагріванням до номінальної температури витримки, фактично буде реалізованим режим Q&P. Отримані властивості не будуть гіршими за властивості, отримані після АТ [4]. Тому для проведення АТ можна використовувати охолодження на повітрі до ізотермічної температури витримки зі збільшеним допуском на початкову температуру охолодження, що потенційно може значно спростити технологічний цикл в умовах промислового виробництва.

У зв'язку з цим метою цієї роботи було визначення композицій високоміцних сталей у діапазоні вмісту вуглецю 0,4-0,8 мас.%, що дає змогу проводити будь-який вид термічної обробки (QT, АТ, Q&P) з температурою ізотермічної витримки 200 °С і вище. За нижчих температур швидкість дифузії вуглецю є неприйнятно низькою для практичного використання.

6.1. Метод моделювання

Роботу було виконано у два етапи. По-перше, змінюючи вміст С у діапазоні 0,4-0,8 мас.%, за допомогою програмного забезпечення JMatPro® було розраховано вміст Мп для двох наборів сталей (таблиця 6.2) для забезпечення температури Мп на рівні 200 °С. По-друге, для розрахованих складів було визначено мінімальний час до початку дифузійного перетворення та час до початку бейнітного перетворення за різних температур.

Таблиця 6.2

Композиції двох сталей, мас.%

Set #	Si	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Al	B	P	S
1	2.5	0.21	0.13	0.032	0.002	0.04	0.02	0.003	0.02	0.02
2	2.5	-	-	-	-	-	0.02	-	0.02	0.02

Хімічний склад було розраховано для композицій, наведених у Таблиці 6.2. Набір №1 містить незначні додавання легувальних елементів, які зазвичай містяться в промислових сталях. Другий склад містить лише Si та Al. В обох наборах складів вміст Si було збільшено до 2,5 мас.%, щоб забезпечити виключення утворення карбідів під час обробок АТ та Q&P [5] і зміцнити твердий α -розчин.

Для кожного складу сталей, що було визначено на першому етапі, розраховано діаграми ТТТ та ССТ. Це дозволило визначити мінімальний час до початку дифузійного перетворення та час до початку бейнітного перетворення за різних температур.

6.2. Результати і обговорення

У таблиці 6.3 наведено результати розрахунку вмісту мангану для двох наборів сталей. При будь-якому вмісті вуглецю вміст мангану для набору № 2 на 0,05...0,10 мас.% вищий, ніж для набору № 1. Ця закономірність зрозуміла. У наборі №1 невеликий вміст Cr, Ni, Mo сприяє зменшенню M_p , тому для сталей набору №1 потрібна менша кількість мангану для підтримки M_p на рівні 200 °С.

ТТТ і ССТ діаграми розпаду аустеніту для сталей груп № 1 і № 2 наведено в Додатку.

Слід зазначити, що зі збільшенням вмісту вуглецю розрахункова кількість мангану швидко зменшується. Вуглець значно знижує M_p , тому зі збільшенням вмісту вуглецю для підтримки M_p на рівні 200 °С потрібна менша кількість мангану. При вмісті вуглецю 0,7 мас.% вміст мангану знижується майже до рівня нелегованих сталей, а при вмісті вуглецю 0,8 мас.% манган майже зникає зі складу сталі.

Таблиця 6.3

Вміст мангану в двох наборах сталей, мас.%

С	для набору № 1	для набору № 2
0.4	3.57	3.67
0.5	2.73	2.81
0.6	1.86	1.93
0.7	0.99	1.04
0.8	0.10	0.15

Наведені результати дають змогу попередньо прогнозувати потенційну застосовність сталей цього складу для виготовлення деталей зі збільшеним поперечним перерізом. Сталі з вмістом вуглецю 0,7–0,8 мас.% мають мати найнижчу стабільність переохолодженого аустеніту та, відповідно, низьку прогартуваність, на рівні нелегованих інструментальних сталей з таким самим вмістом вуглецю. Однак для цих сталей час до початку бейнітного перетворення також має бути мінімальним. Відповідно, час на АТ або Q&P обробку мінімізується, що є вигідним з точки зору технологічності.

Найбільшу стабільність переохолодженого аустеніту мають мати сталі з мінімальним вмістом вуглецю та максимальним вмістом мангану. Вміст вуглецю 0,4 мас.% достатній для отримання високоміцного стану, а манган на рівні 3,5–3,7 мас.% має значно підвищити стабільність переохолодженого аустеніту та, відповідно, прогартуваність сталі. Однак час, необхідний для бейнітного перетворення, також збільшиться.

У таблицях 6.4 та 6.5 наведено результати розрахунку мінімального часу до початку дифузійного перетворення аустеніту за ізотермічних умов та при безперервному охолодженні для сталей з першого та другого наборів (див. табл. 6.3). Також для кожного вмісту вуглецю визначено час до початку бейнітного перетворення за температур 200 °C та 250 °C. Час наведено в секундах / хвиликах / годинах, час у хвиликах округлено до цілих чисел.

Аналіз результатів розрахунків, які наведено у таблицях 4 та 5, показує, що зі збільшенням вмісту вуглецю температура мінімальної стабільності аустеніту при ізотермічній витримці збільшується. Також час до початку ізотермічного перетворення зменшується. Цю закономірність можна пояснити різним вмістом мангану. Манган є аустенітутворювальним елементом і знижує температуру A_1 . Відповідно, зі збільшенням вмісту мангану температура мінімальної стабільності аустеніту також знижується. Що нижча температура, то нижча швидкість дифузії і, отже, тим більше часу потрібно для початку перетворення. Отже, для сталей із нижчим вмістом вуглецю та вищим

вмістом мангану температура мінімальної стабільності аустеніту до дифузійного перетворення є нижчою, а час до початку перетворення є довшим.

Таблиця 6.4

Час до початку дифузійного та бейнітного перетворень (набір № 1)

мас.% С	Мінімальний час до початку дифузійного перетворення, с / температура, °С Ізотермічне перетворення	Мінімальний час до початку дифузійного перетворення, с / температура, °С Безперервне охолодження	Час до початку бейнітного перетворення за 200 °С, с / хв / год	Час до початку бейнітного перетворення за 250 °С, с / хв / год
0.4	114 / 600	324 / 516	61984/1033/17.22	6190/103/1.72
0.5	37 / 629	95 / 570	65375/1090/18.16	6231/104/1.73
0.6	23 / 629	61 / 593	55339/922/15.37	5115/85/1.42
0.7	9 / 640	23 / 593	37302/622/10.36	3399/57/0.94
0.8	2 / 652	5 / 583	21435/357/5.95	1952/33/0.54

Незважаючи на невелику різницю в хімічному складі сталей наборів № 1 та № 2, час до початку бейнітного перетворення для сталей набору № 1 у 5-10 разів довший, ніж для сталей набору № 2. Також для обох наборів час до початку бейнітного перетворення при 200 °С приблизно на порядок довший, ніж за 250 °С.

Аналіз результатів розрахунків, представлених у таблицях 6.4 та 6.5, визначає перспективний склад високоміцних сталей, які можна термічно обробляти за допомогою методів QT, AT та Q&P. Очевидно, що ізотермічна обробка сталей 1 групи за 200 °С вимагатиме неприйнятно тривалого часу. Майже для всіх сталей цієї групи, крім сталі з вмістом вуглецю 0,8 мас.%, час до початку бейнітного перетворення за 200 °С перевищує 10 годин. Тому доцільно мінімізувати вміст до-

мішок для скорочення часу бейнітного перетворення за будь-якої температури.

Таблиця 6.5

Час до початку дифузійного та бейнітного перетворень (набір #2)

мас.% C	Мінімальний час до початку дифузійного перетворення, с / температура, °C Ізотермічне перетворення	Мінімальний час до початку дифузійного перетворення, с / температура, °C Безперервне охолодження	Час до початку бейнітного перетворення при 200 °C, с / хв / год	Час до початку бейнітного перетворення при 250 °C, с / хв / год
0.4	12 / 579	32 / 480	5342 / 89 / 1.48	524 / 9 / 0.15
0.5	5 / 590	16 / 454	5166 / 86 / 1.43	496 / 8 / 0.14
0.6	3 / 610	7 / 509	5182 / 86 / 1.44	483 / 8 / 0.13
0.7	1 / 620	3 / 528	5151 / 86 / 1.43	467 / 8 / 0.13
0.8	0.3 / 629	0.74 / 536	5385 / 90 / 1.50	471 / 8 / 0.13

Отримані дані дають змогу запропонувати перспективні склади високоміцних сталей з різним вмістом вуглецю від 0,4 мас.% до 0,8 мас.% (табл. 6.6). Склади наведено з урахуванням допуску вмісту елементів. Ванадій додається для додаткового зміцнення за рахунок утворення нанорозмірних частинок VC [8].

Таблиця 6.6

Перспективні склади високоміцних сталей з вмістом вуглецю в діапазоні 0.4-0.8 мас%

C	Si	Mn	Al	V	Nb	S	P
1	2	3	4	5	6	7	8
0.40-0.45	2.4- 2.6	3.4- 3.7	0.01- 0.04	0.08- 0.11	0.03- 0.05	<0.03	<0.03
0.50-0.55	2.4- 2.6	2.5- 2.8	0.01- 0.04	0.08- 0.11	0.03- 0.05	<0.03	<0.03

Закінчення таблиці 6.6

1	2	3	4	5	6	7	8
0.60-0.65	2.4- 2.6	1.7- 2.0	0.01- 0.04	0.08- 0.11	0.03- 0.05	<0.03	<0.03
0.70-0.75	2.4- 2.6	0.9- 1.2	0.01- 0.04	0.08- 0.11	0.03- 0.05	<0.03	<0.03
0,80-0,85	2,4- 2,6	0,2- 0,5	0.01- 0.04	0.08- 0.11	0.03- 0.05	<0.03	<0.03

5.3. Висновки

Аналіз літературних даних та моделювання визначають перспективні склади високоміцних сталей у діапазоні вмісту вуглецю 0,4–0,8 мас.%. За результатами досліджень можна зробити такі висновки.

1. Склади високоміцних сталей мають забезпечувати можливість будь-якої з основних термічних обробок: гартування та відпускання, аустемперинг за температур 200 °С і вище, а також Q&P обробку з отриманням структури безкарбідного бейніту. Для виключення утворення карбідів під час ізотермічної обробки необхідно забезпечити вміст кремнію щонайменше 1,5 мас.%. Номенклатура і кількість решти легувальних елементів важливі, але мають менше значення. З точки зору масового виробництва вартість легувальних елементів, які можуть входити до складу тієї чи тієї високоміцної сталі, є одним з головних чинників. Виходячи з цих міркувань, першим легувальним елементом, який слід розглядати як легувальний елемент у складі високоміцної сталі, є манган. Отже, визначення складу високоміцних сталей в першу чергу необхідно починати з системи вуглець-манган-кремній. У сталях цієї системи легування зі збільшенням вмісту вуглецю з 0,4 мас.% до 0,8 мас.% вміст мангану зменшується з 3,6 мас.% до 0,15 мас.%.

2. Вміст домішок у складі сталей, призначених для обробки за режимами аустемперингу та Q&P, необхідно мінімізувати для скорочення часу ізотермічної обробки.

3. Для сталей з великою кількістю легувальних елементів, навіть при низькому вмісті кожного з них, ізотермічна обробка за 200 °С може вимагати неприйнятно великих витрат часу.

Перелік посилань

1. Wang, Y.; Zhang, B.; Liang, Y.; He, Y.; Zhao, J.; Zhou, X.; Pang, X.; Wang, Z. Achieving Highly Homogenous Large-Size 2.3 GPa Ultra-High Strength Steel by Composite Shear Flow Casting: Numerical Simulation and Experiment. *Materials Letters* 2025, 386, 138190. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2025.138190>.
2. Li, J.; Zhan, D.; Jiang, Z.; Zhang, H.; Yang, Y.; Zhang, Y. Progress on Improving Strength-Toughness of Ultra-High Strength Martensitic Steels for Aerospace Applications: A Review. *Journal of Materials Research and Technology* 2023, 23, 172–190. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.12.177>.
3. Wang, Y.; Sun, J.; Jiang, T.; Sun, Y.; Guo, S.; Liu, Y. A Low-Alloy High-Carbon Martensite Steel with 2.6 GPa Tensile Strength and Good Ductility. *Acta Materialia* 2018, 158, 247–256. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.07.060>.
4. Efremenko, V. G.; Chabak, Yu. G.; Petryshynets, I.; Sili, I.; Kovbasiuk, T. M.; Efremenko, A. V.; Brykov, M. N.; Dabalá, M.; Franceschi, M.; Halfa, H.; Lekatou, A. G. Austempering vs. Q&P: Comparative Effects on Microstructure and Mechanical Properties of Complex-Alloyed TRIP-Assisted Steel. *Materials Today Communications* 2025, 47, 113179. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2025.113179>.
5. Rana, R.; Cordova-Tapia, E.; Morales-Rivas, L.; Jimenez, J. A.; Garcia-Mateo, C. Mechanical Behaviour and Microstructural Characteristics of High-Silicon Ultra-Strong Bainitic Steels for Hot Rolling Practice. *Materials Science and Engineering: A* 2025, 931, 148236. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.148236>.
6. U. Diekmann et al., “Development and characterization of new low alloyed ultra-high strength steel for structural body components”,

presented at the 6th Int. Conf. Steels in Cars and Trucks, Milan, Italy, Jun. 21, 2022. https://www.matplus.eu/downloads/SteelsCarsTrucks_2022_Sibora_Diekmann_.pdf

7. A. Hatscher et al., “Design and processing of next generation press-hardening steels for car body applications”, *presented at the 6th Int. Conf. Steels in Cars and Trucks*, Milan, Italy, Jun. 21, 2022. https://www.researchgate.net/publication/368299659_Design_and_processing_of_next_generation_press-hardening_steels_for_car_body_applications
8. Zhang, G.; Wang, S.; Li, B.; Chen, B.; Zhang, B.; Zhang, X.; Ma, M.; Liu, R. Achieving High Strength and Ductility in Fe–Mn–Al–C Austenitic Steel via Vanadium Microalloying and Aging. *Journal of Materials Research and Technology* 2023, 24, 8443–8457. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.05.090>.

ВИСНОВКИ

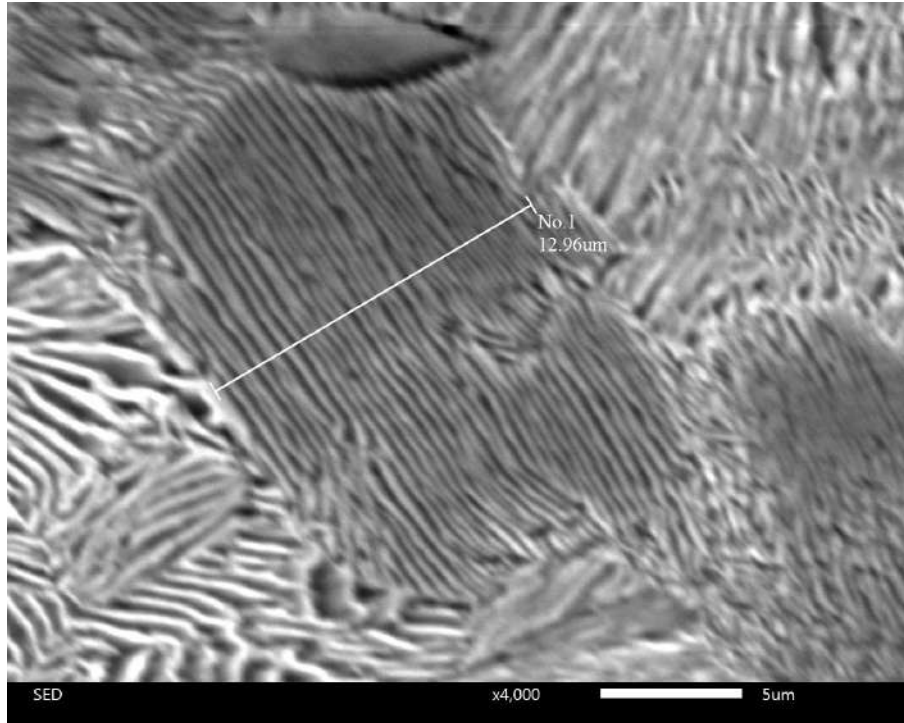
Наведено результати роботи, яку було спрямовано на дослідження прихованих резервів нелегованих і низьколегованих сталей як високоміцних матеріалів. Головну увагу приділено створенню наноструктурованого стану методами термічної обробки.

Показано, що в нелегованій вуглецевій інструментальній сталі евтектоїдного складу можливо отримувати наноструктурований стан в поверхневому шарі шляхом витримки зразків в аустенітній області впродовж контрольованого часу з подальшим охолодженням в оліві. Унаслідок цього в поверхневому шарі завглибшки близько 100 мкм утворюється нанокомпозит – тонкі цементитні пластинки в матриці низьковуглецевого мартенситу з міжпластинчастою відстанню менше 100 нм. Зазначена структура забезпечує високий опір ударному навантаженню одночасно з підвищеною пластичністю.

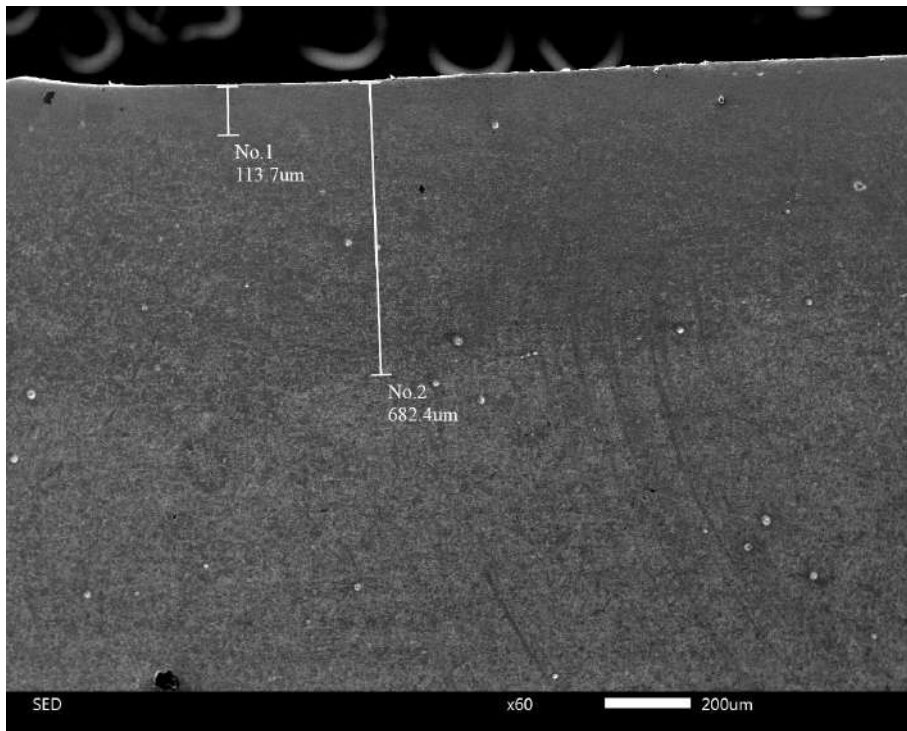
Отримання наноструктурованого стану не тільки з поверхні, а за всім перерізом деталі/виробу можливе через застосування ізотермічної обробки сталей із підвищеним вмістом кремнію. Застосування зазначеної термічної обробки до ресорно-пружинної сталі 60С2А дало змогу отримати границю плинності на рівні 2000 МПа і відносне подовження на рівні 10 %. В діапазоні вмісту вуглецю 0,4–0,8 мас.% визначено перспективні склади нових високоміцних сталей системи легування кремній-манган, які є застосовними для будь-яких видів термічної обробки, зокрема ізотермічної обробки на структуру безкарбідного нанобейніту.

Подальші дослідження можуть бути спрямовані на визначення перспективних складів високоміцних наноструктурованих сталей інших систем легування.

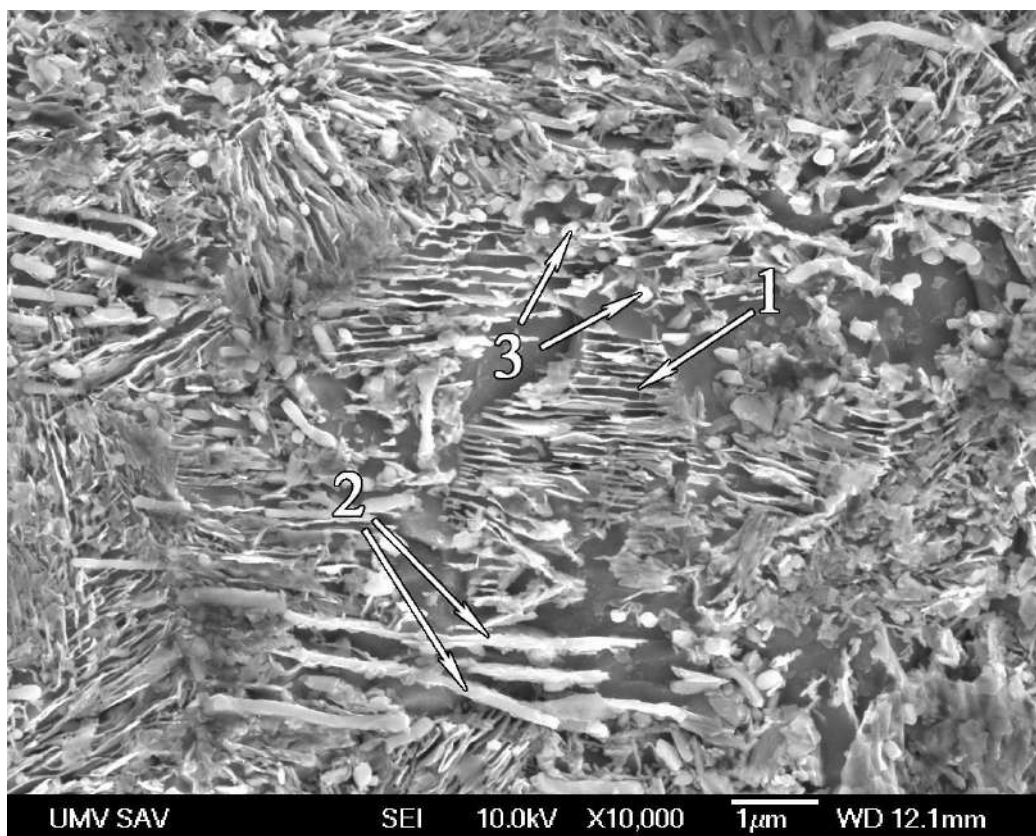
ДОДАТКИ



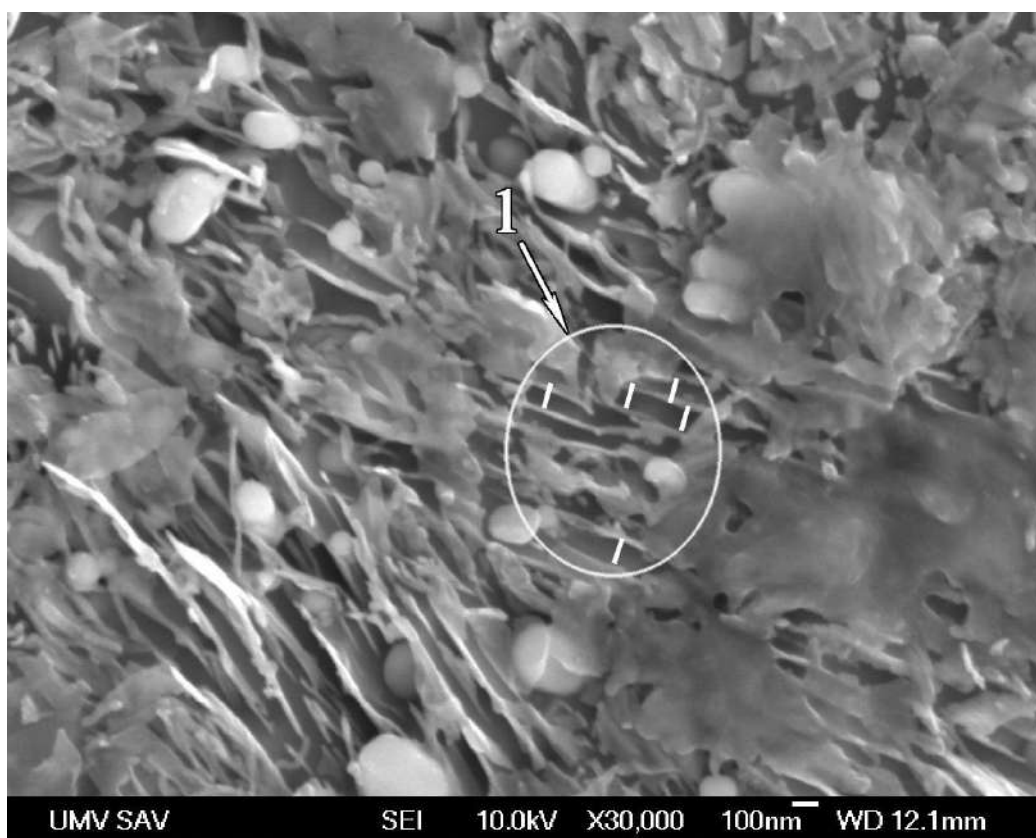
Сталь У8 у відпаленому стані



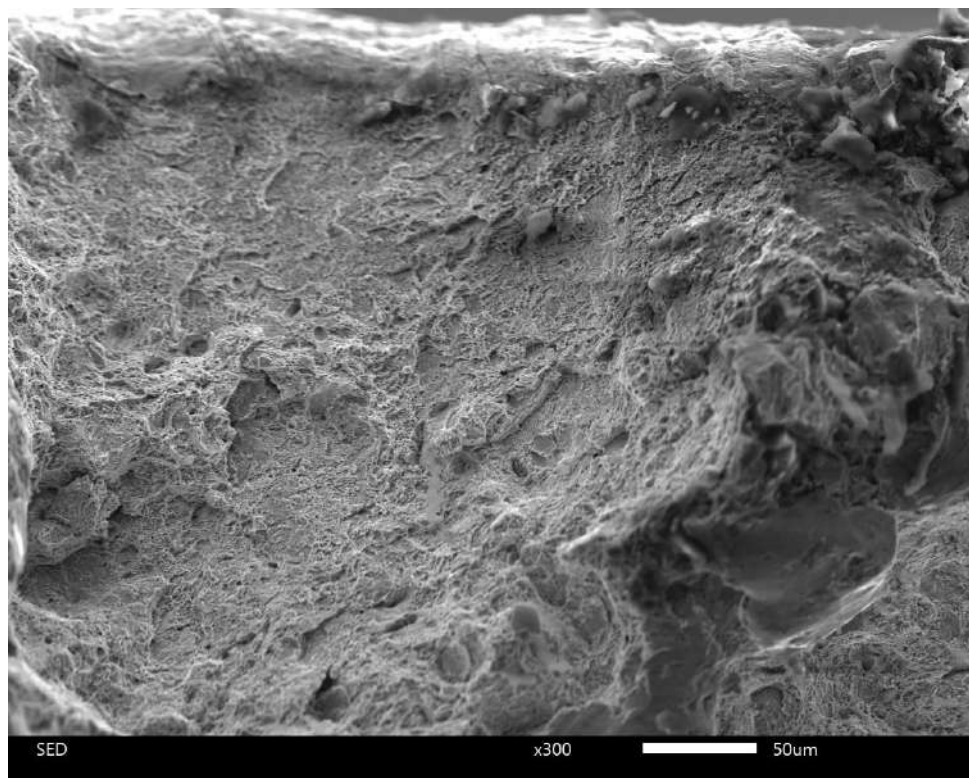
Макроструктура ударного зразка сталі У8 після термічної обробки з витримкою 6 хв. 30 с



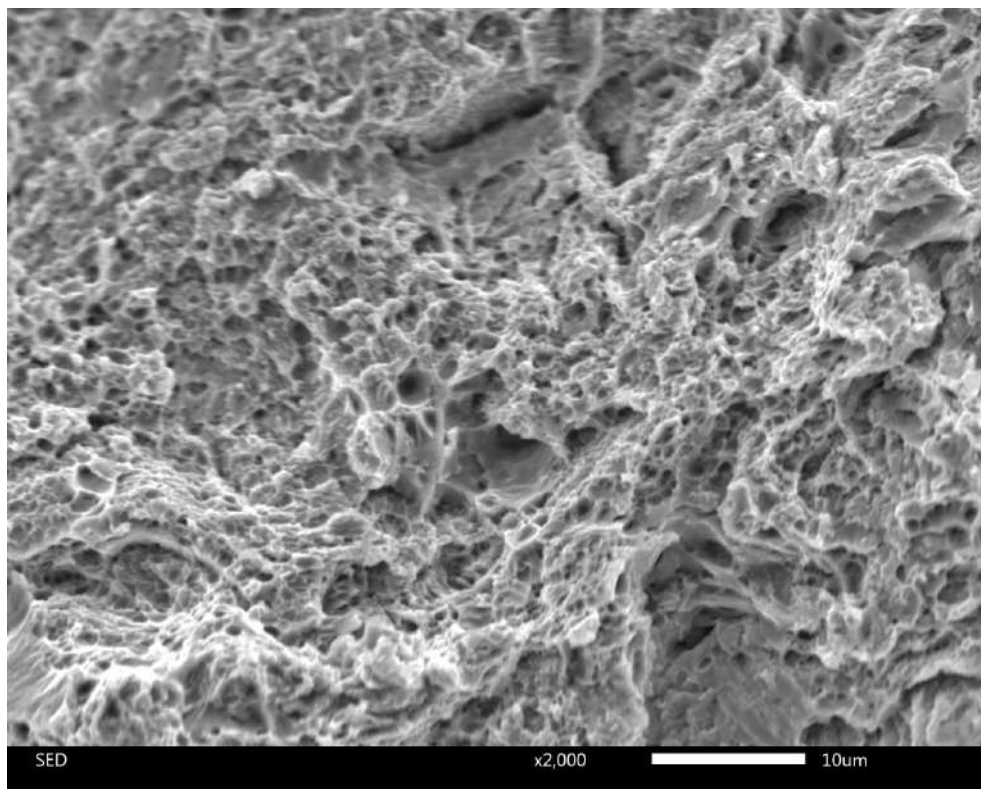
Сталь У8 після термічної обробки з витримкою 6 хв. 30 с., 200 мкм від поверхні



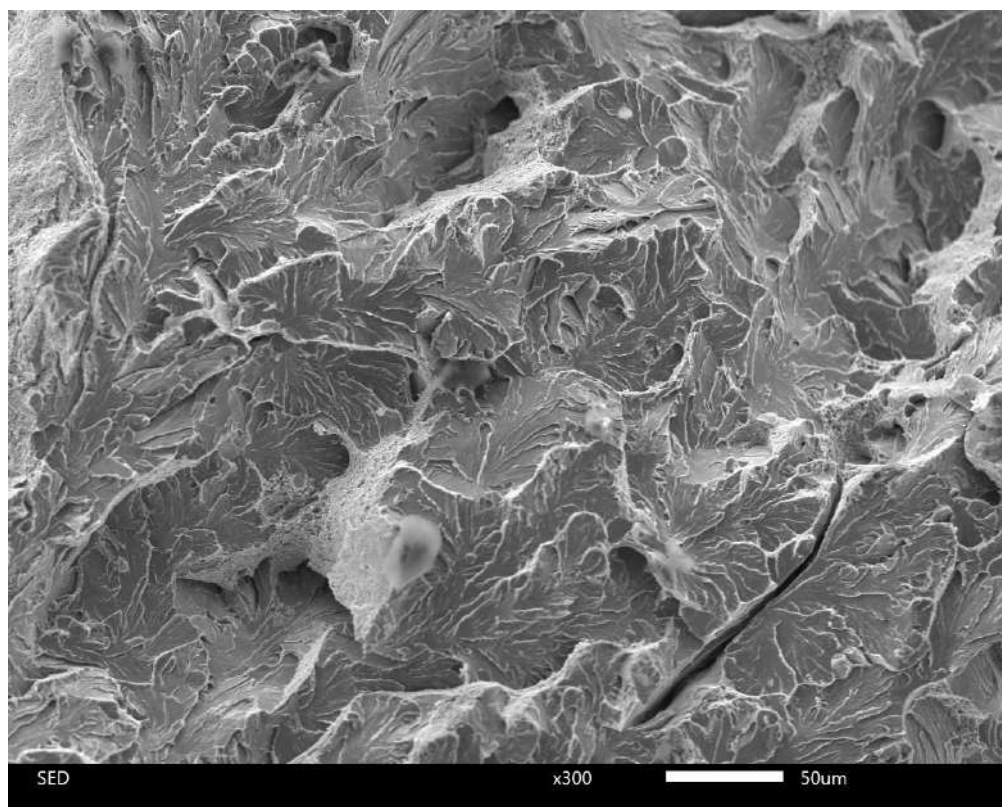
Сталь У8 після термічної обробки з витримкою 6 хв. 30 с., поблизу поверхні



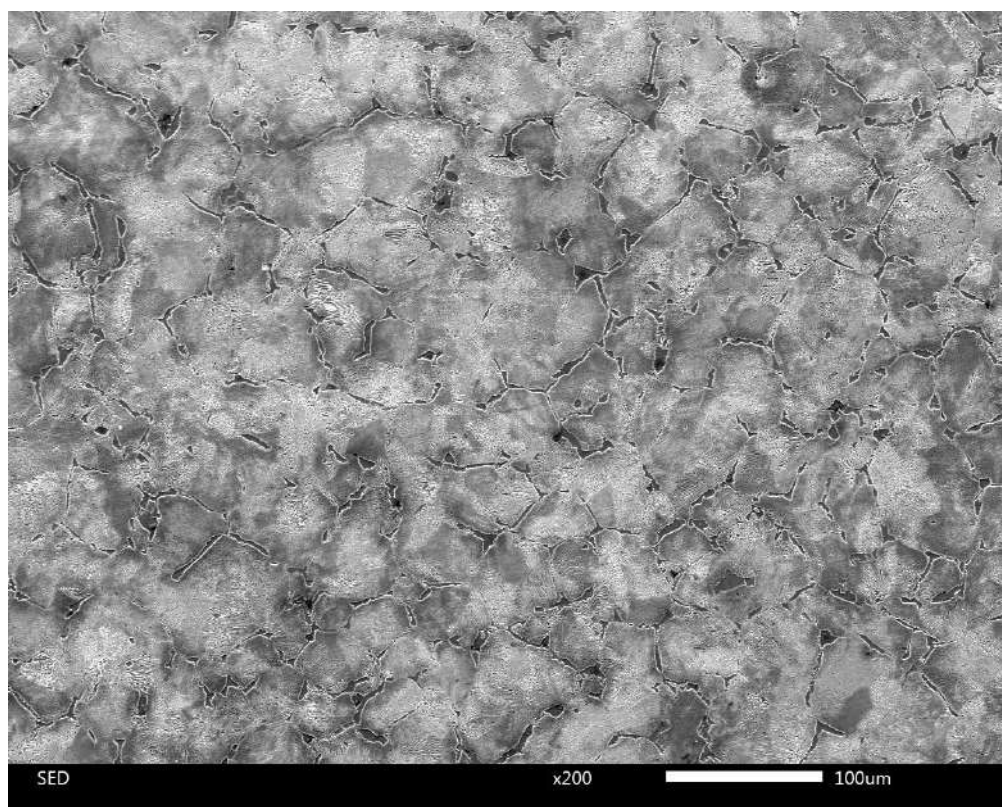
Сталь У8 після термічної обробки з витримкою 6 хв. 30 с., фракторама ударного зразка поблизу поверхні



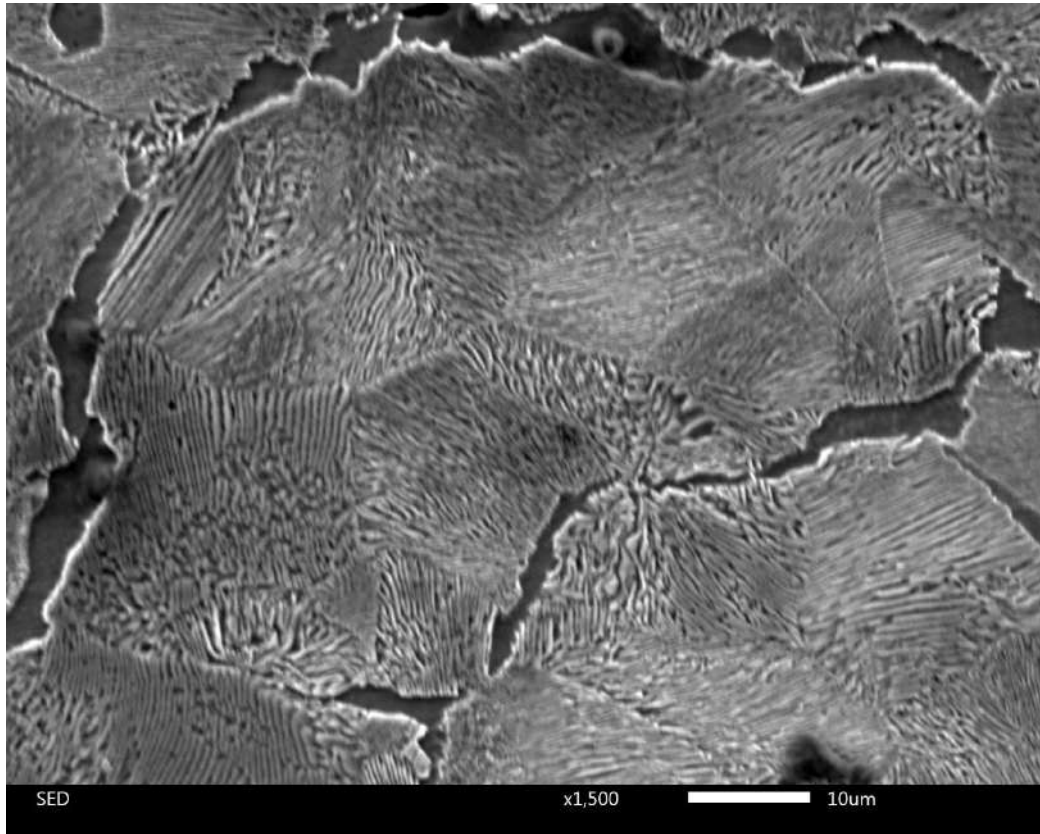
Сталь У8 після термічної обробки з витримкою 6 хв. 30 с., фракторама ударного зразка поблизу поверхні



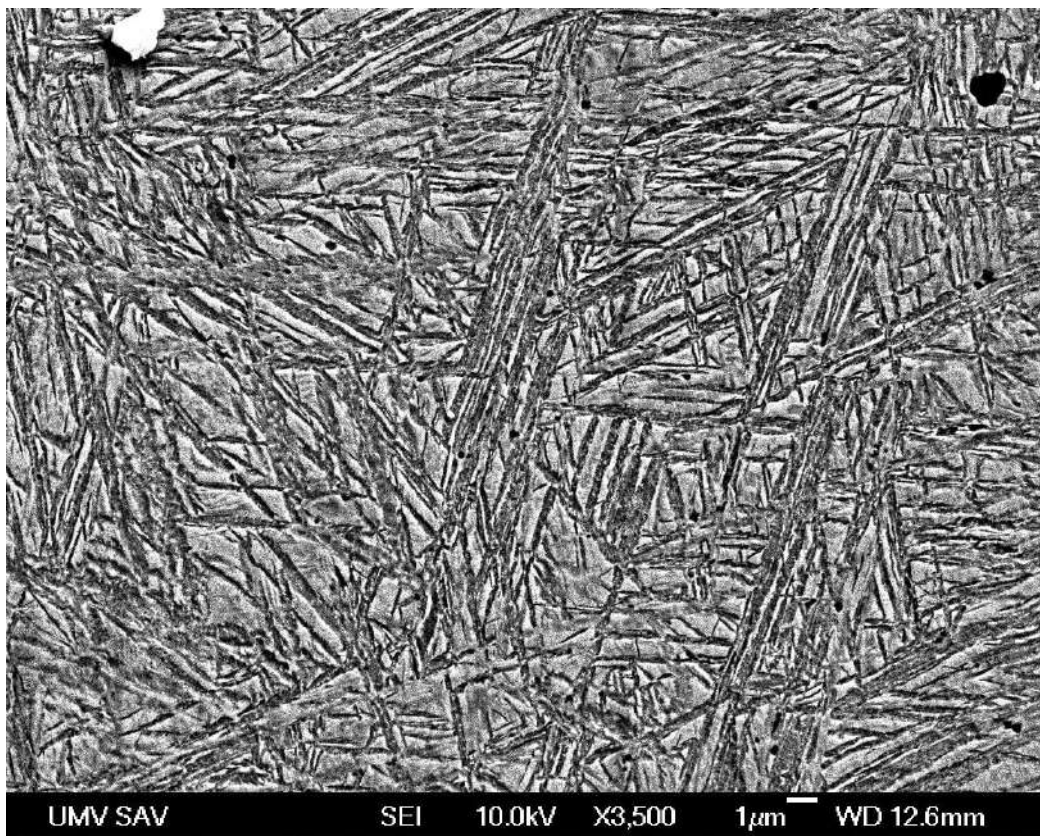
Сталь У8 після термічної обробки з витримкою 6 хв. 30 с., фрактурама ударного зразка, центр



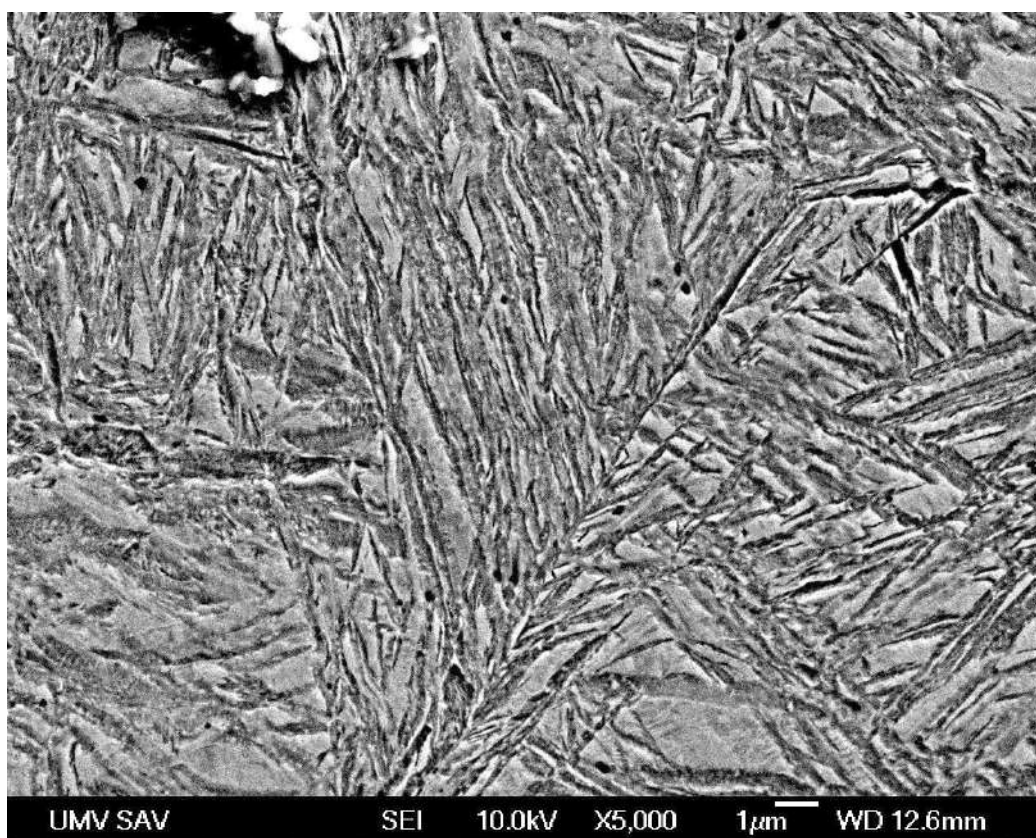
Сталь 60C2A у відпаленому стані



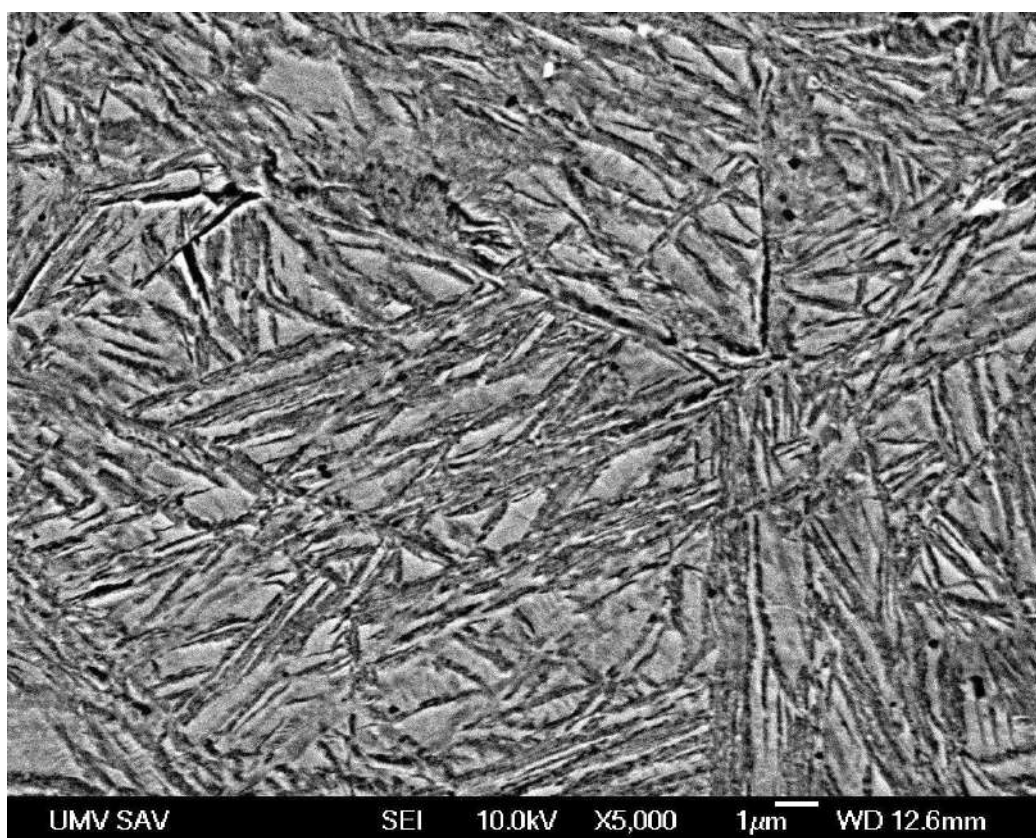
Сталь 60C2A у відпаленому стані



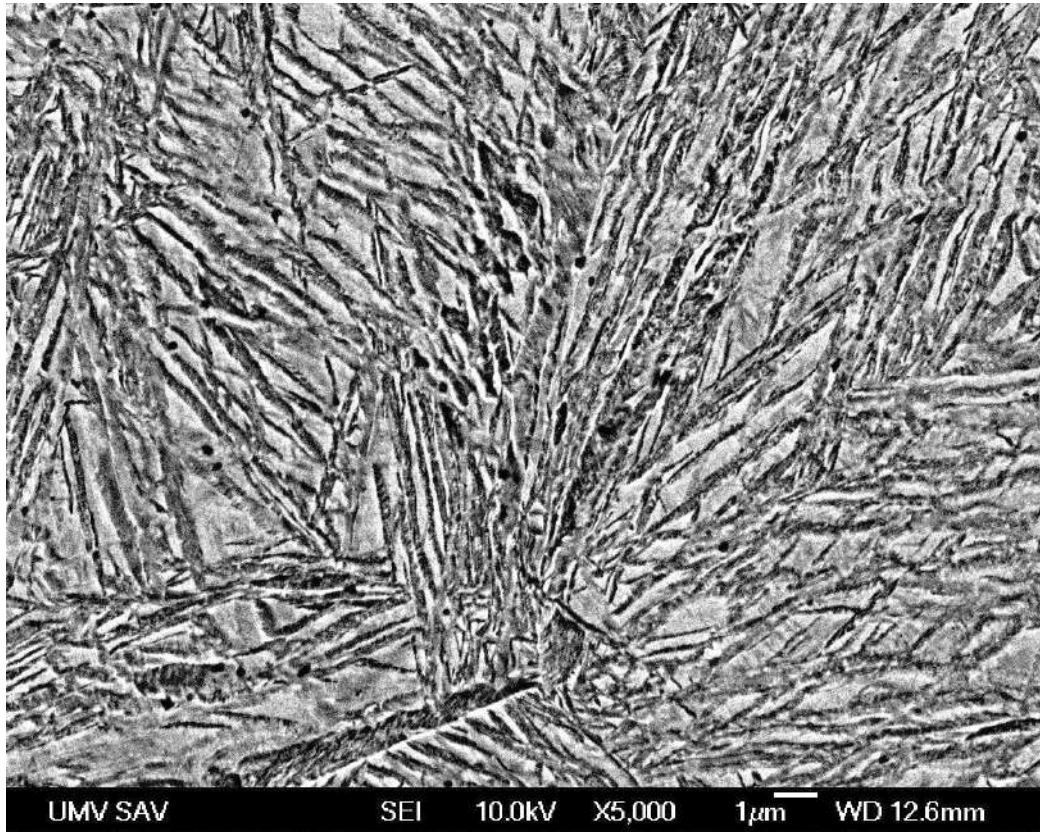
Сталь 60C2A, ізотермічна витримка при 250 °C 15 хв



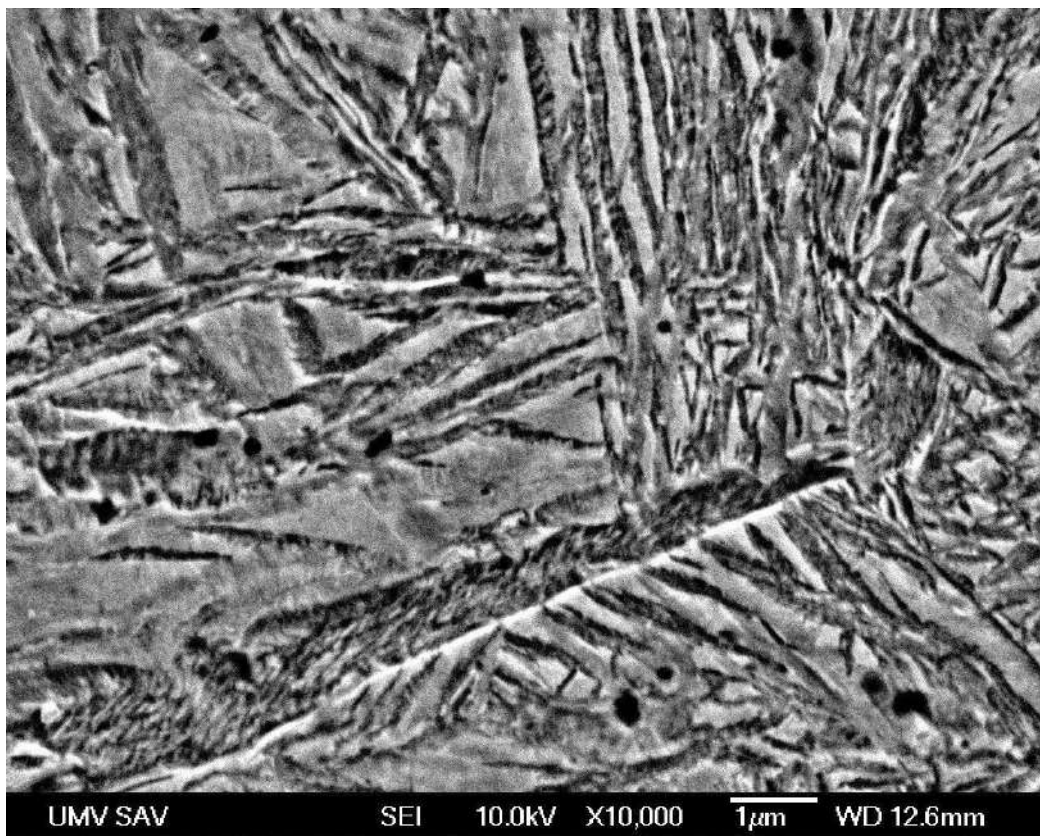
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 15 хв



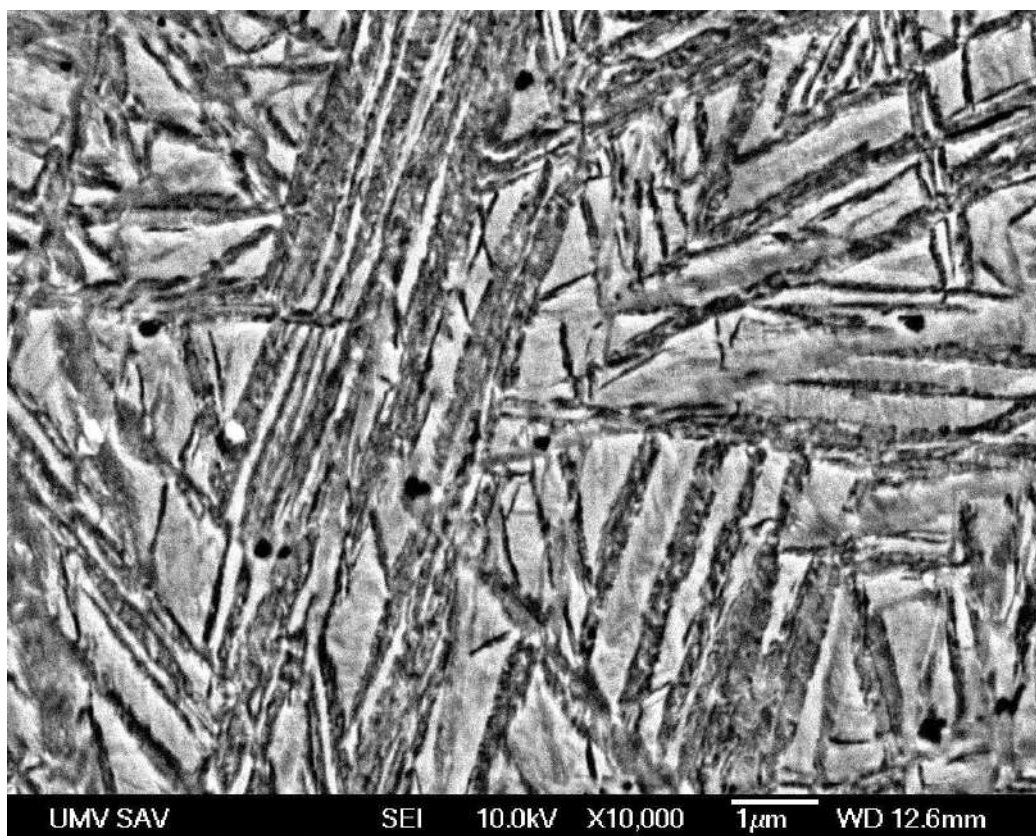
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 15 хв



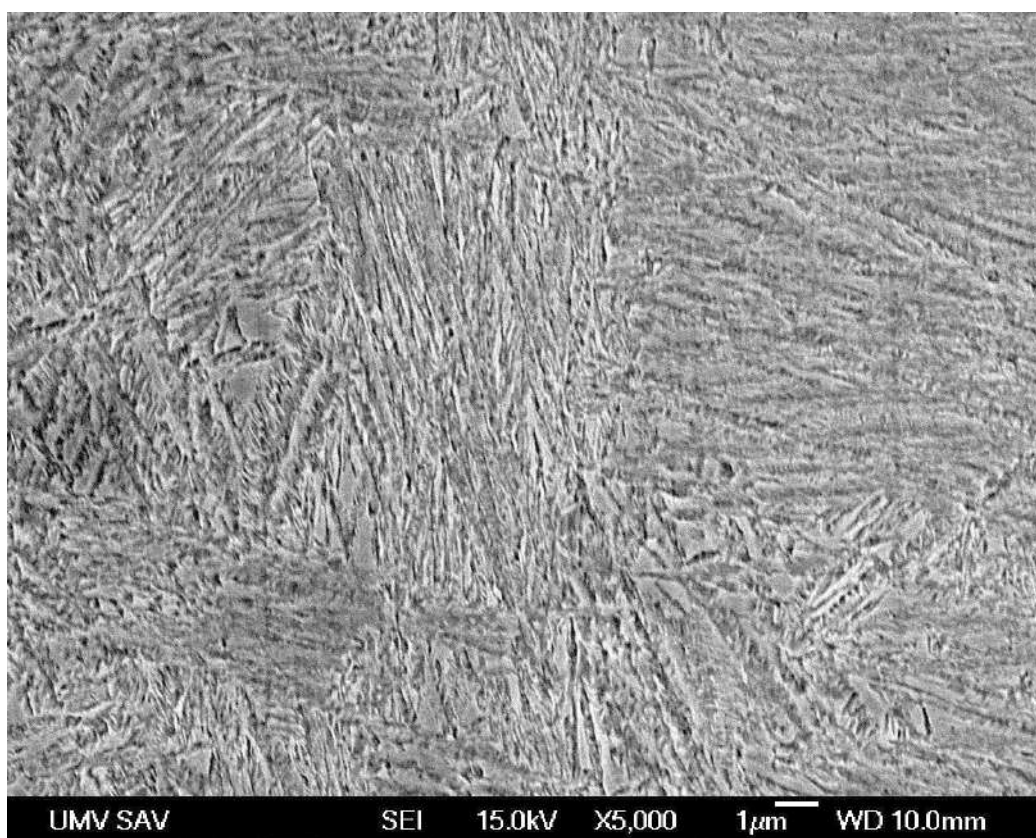
Сталь 60C2A, ізотермічна витримка при 250 °C 15 хв



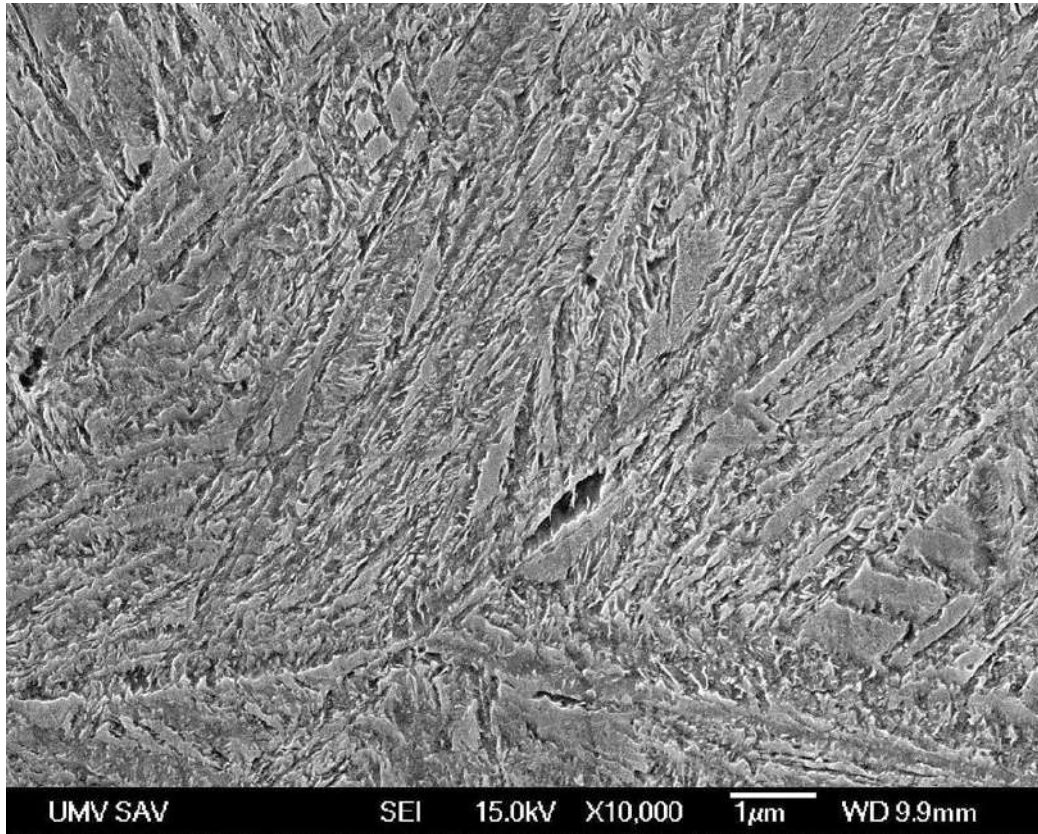
Сталь 60C2A, ізотермічна витримка при 250 °C 15 хв



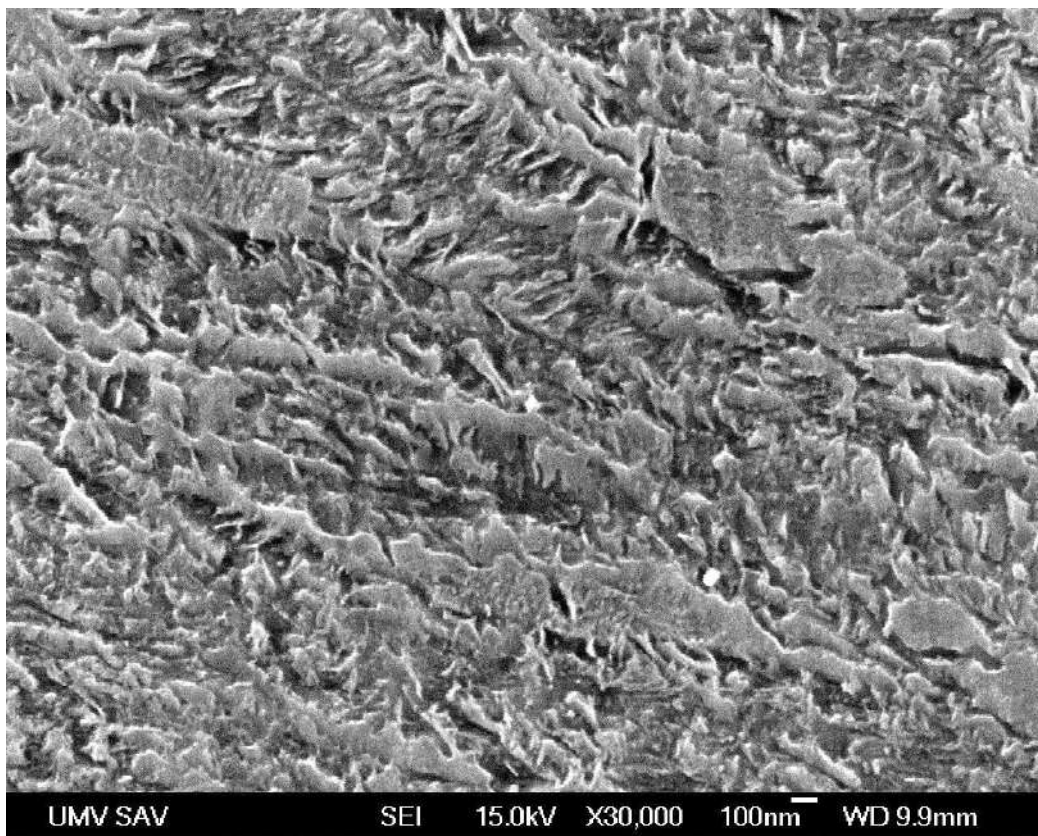
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 15 хв



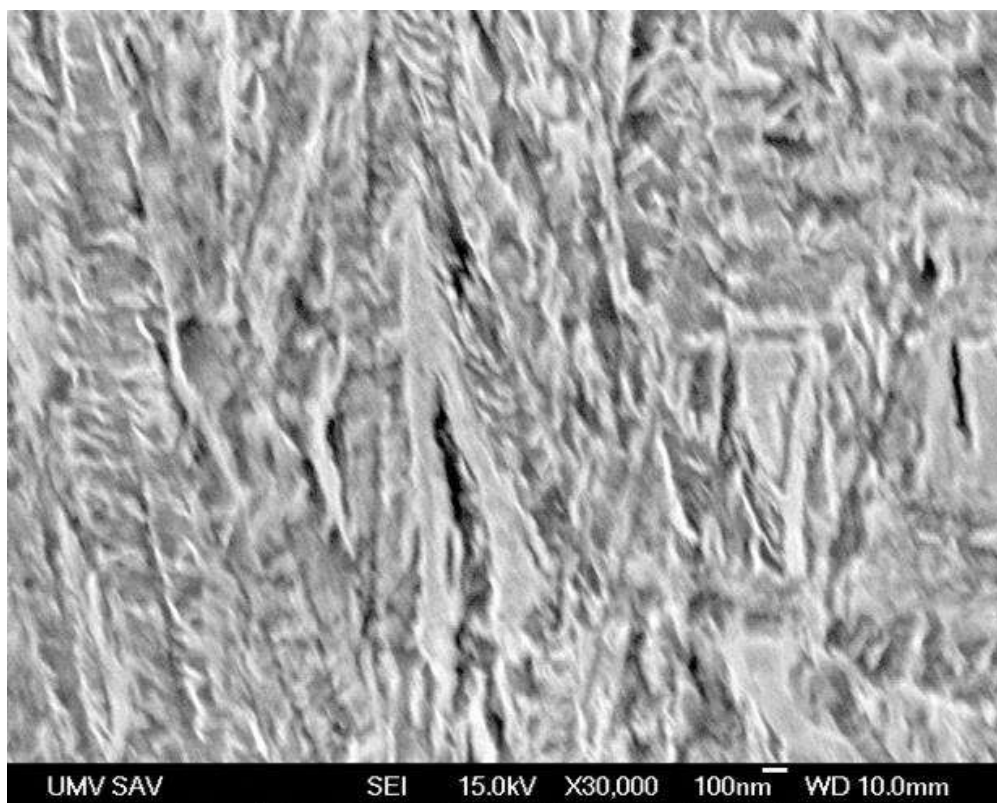
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв



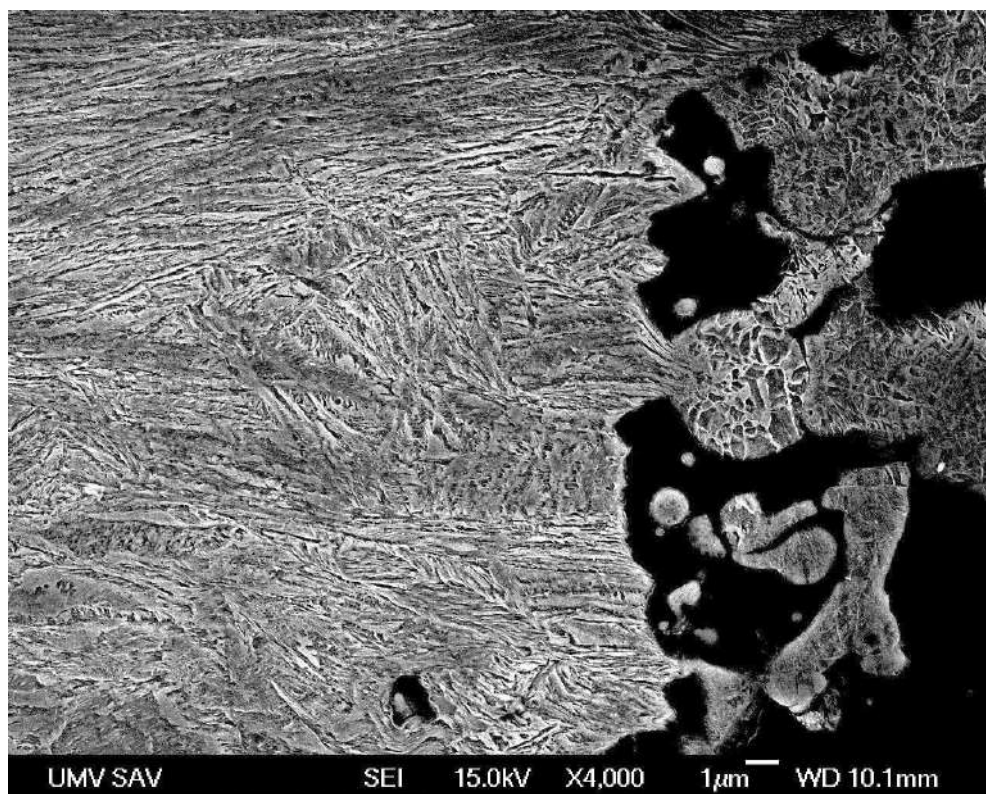
Сталь 60C2A, ізотермічна витримка при 250 °C 60 хв



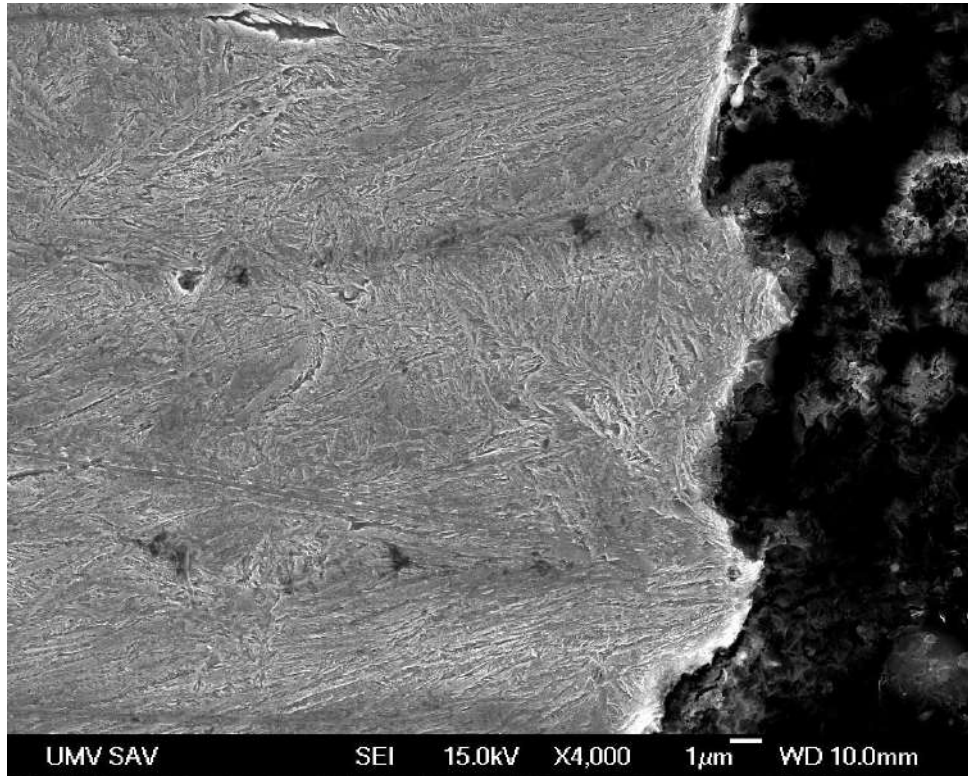
Сталь 60C2A, ізотермічна витримка при 250 °C 60 хв



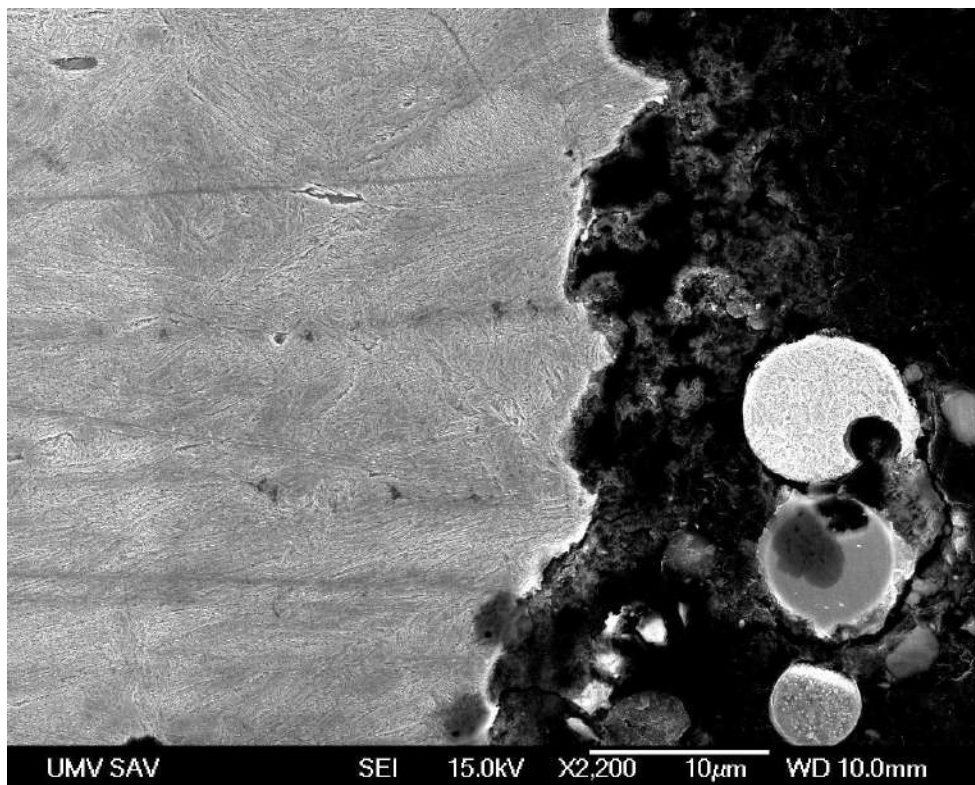
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв



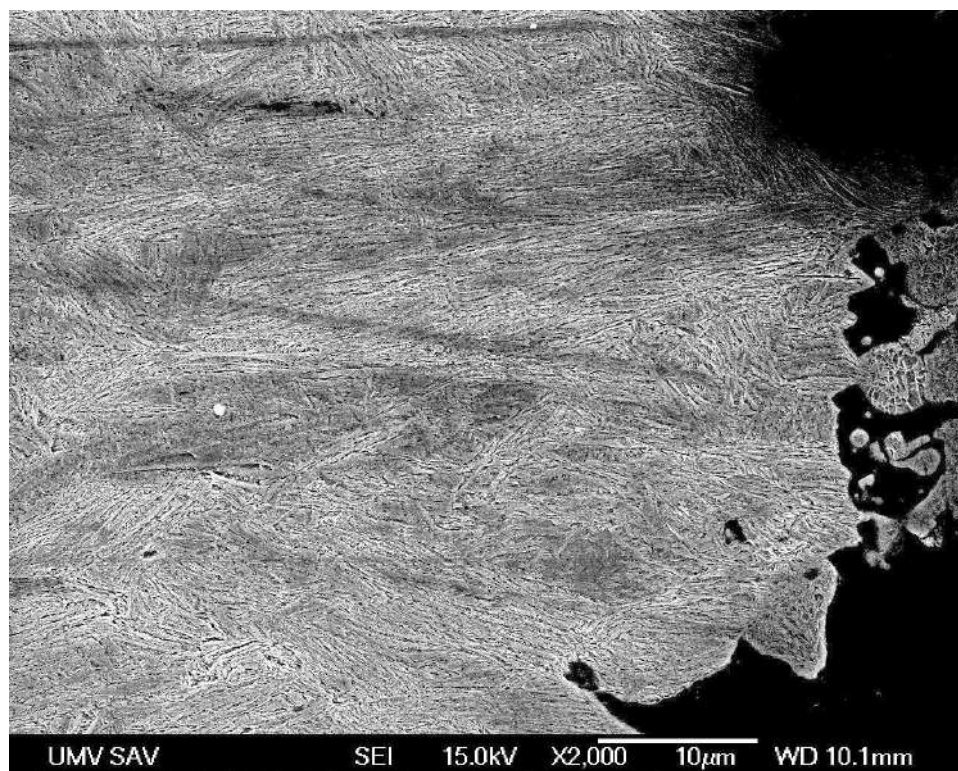
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв, продольний переріз розривного зразка в зоні руйнування



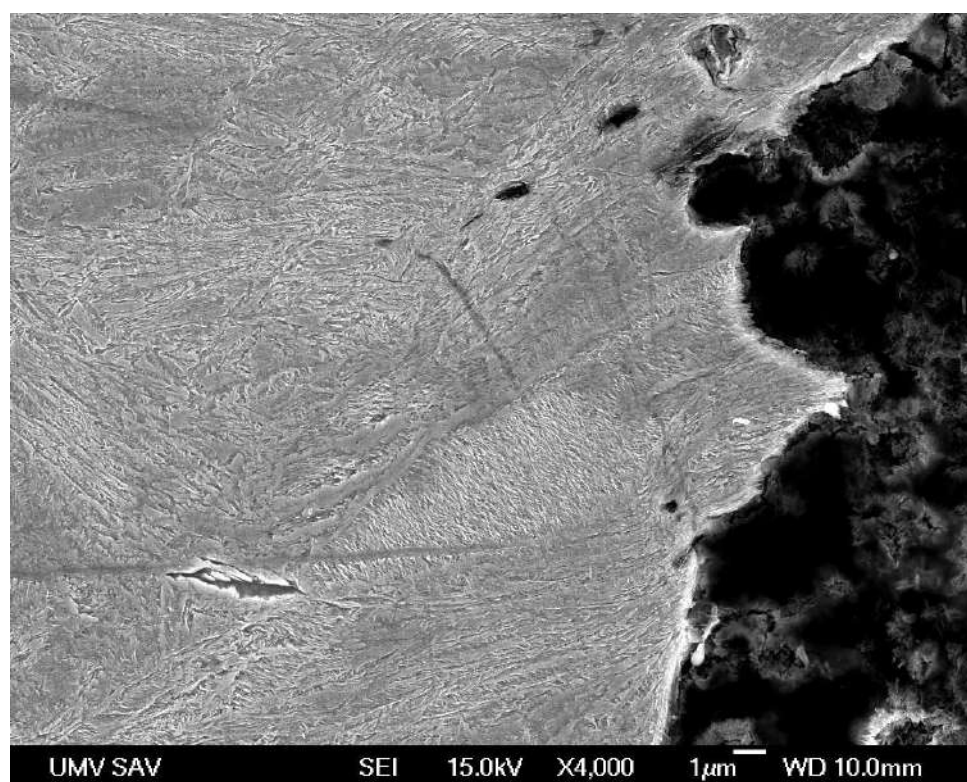
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв, продольний переріз розривного зразка в зоні руйнування



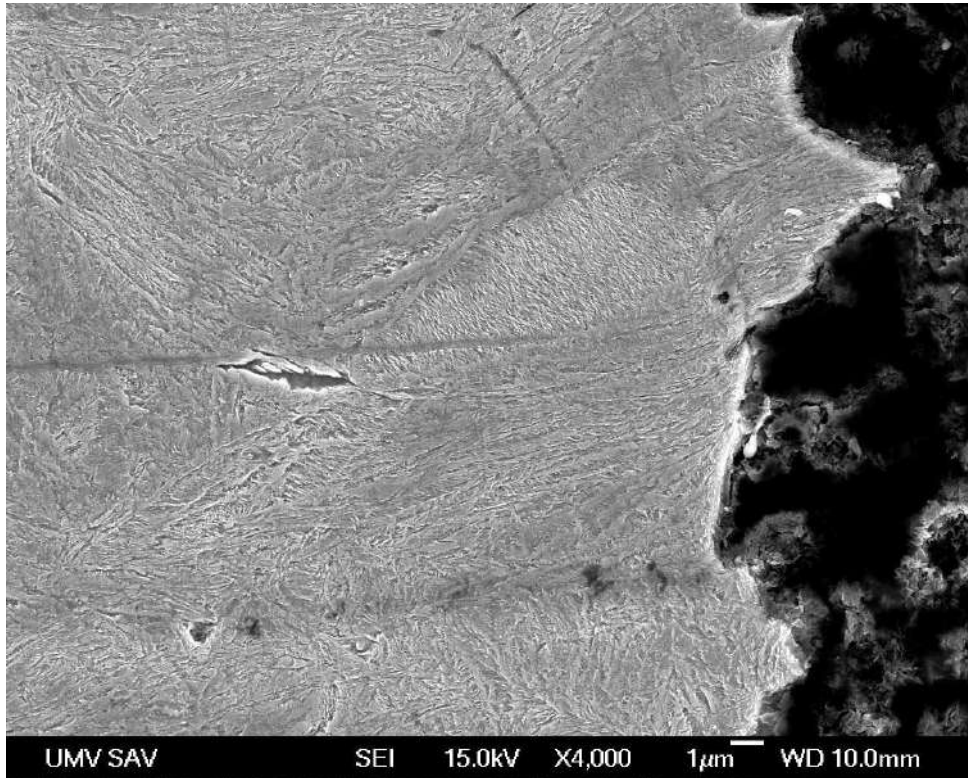
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв, продольний переріз розривного зразка в зоні руйнування



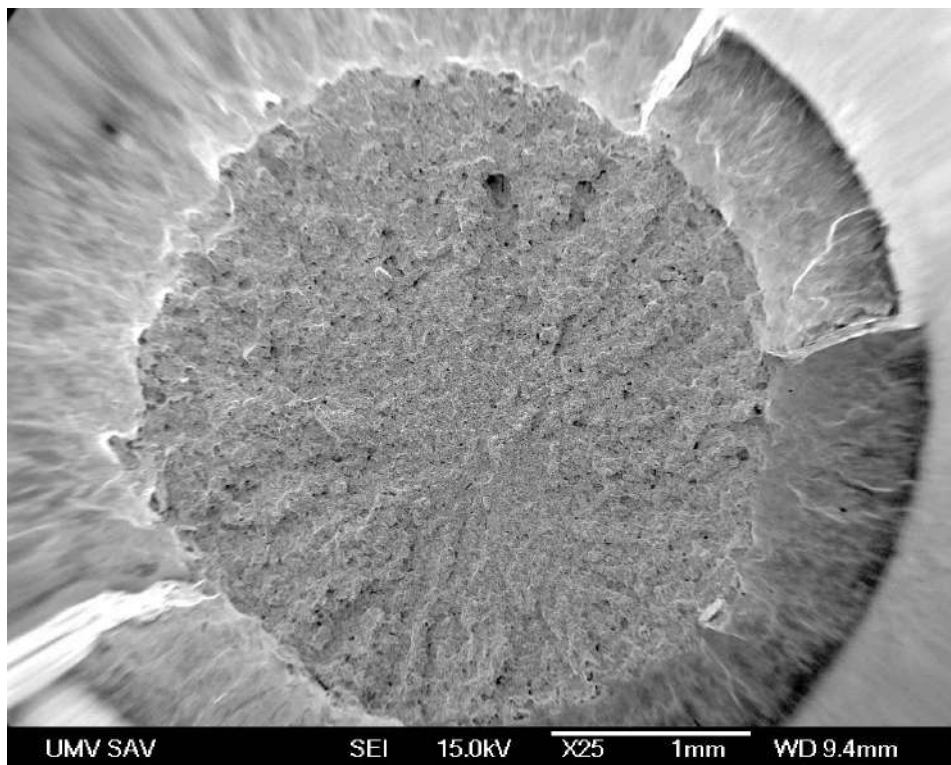
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв, продольний переріз розривного зразка в зоні руйнування



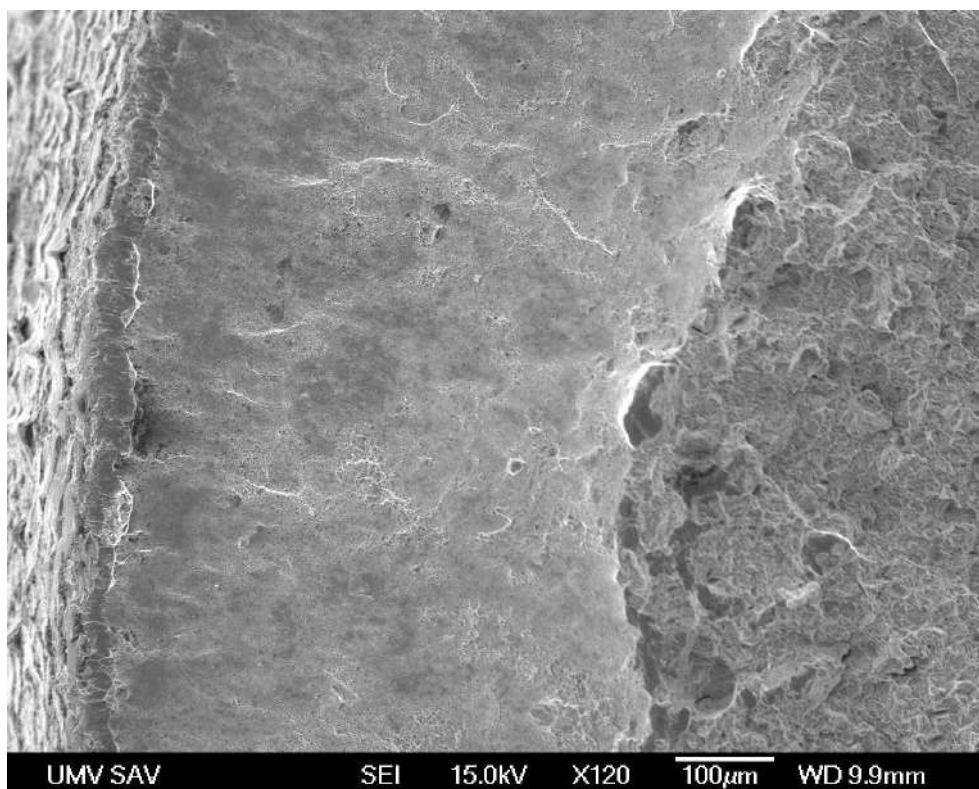
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв, продольний переріз розривного зразка в зоні руйнування



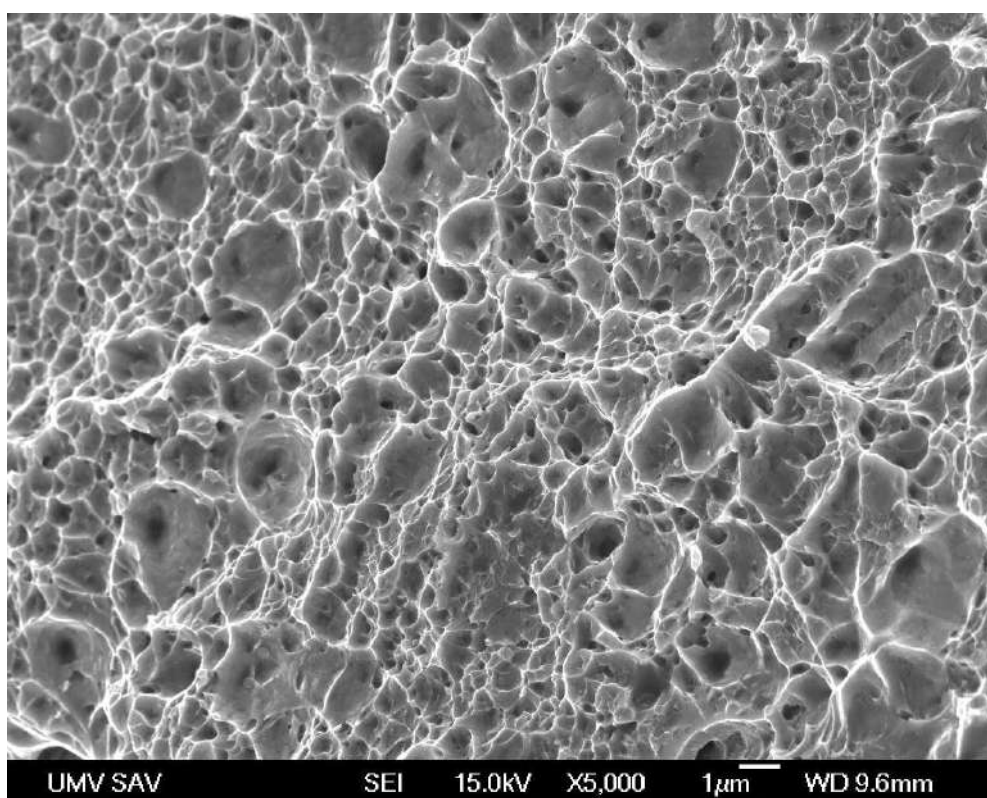
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв, продольний переріз розривного зразка в зоні руйнування



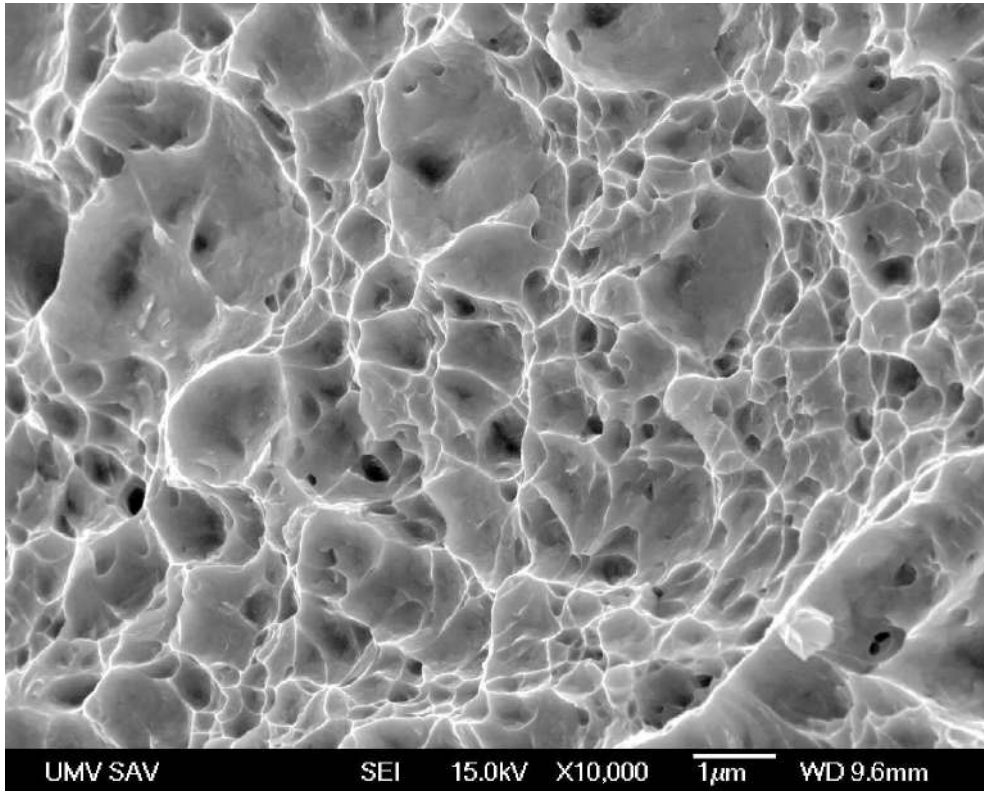
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв, фрактограма розривного зразка



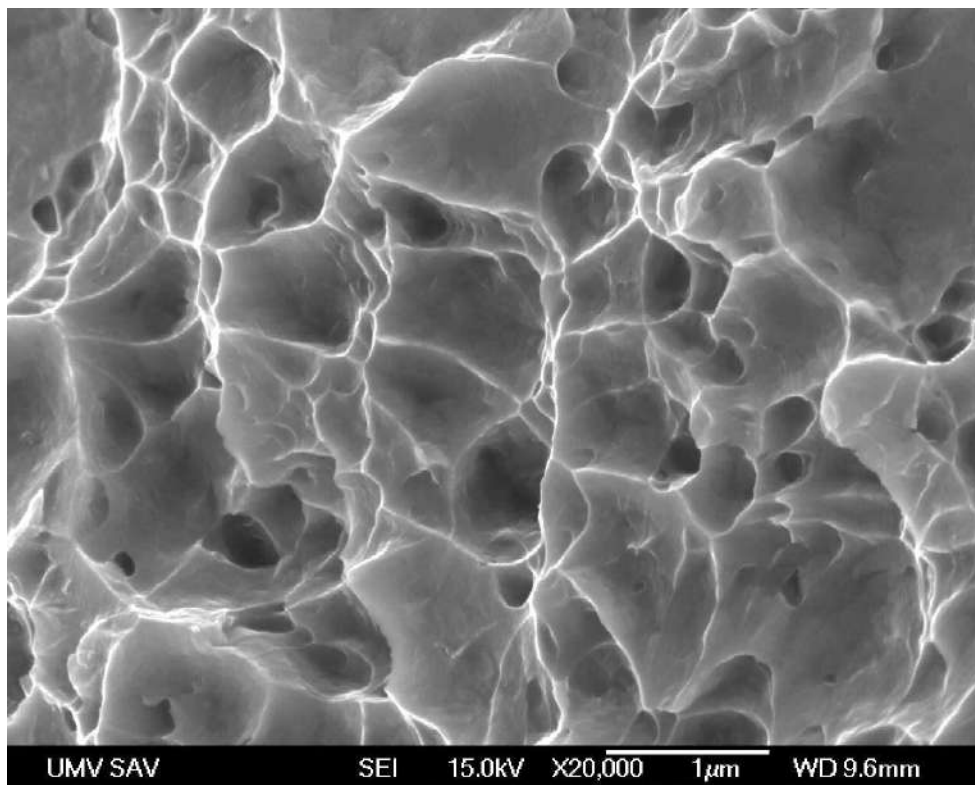
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв, фрактограма розривного зразка, край



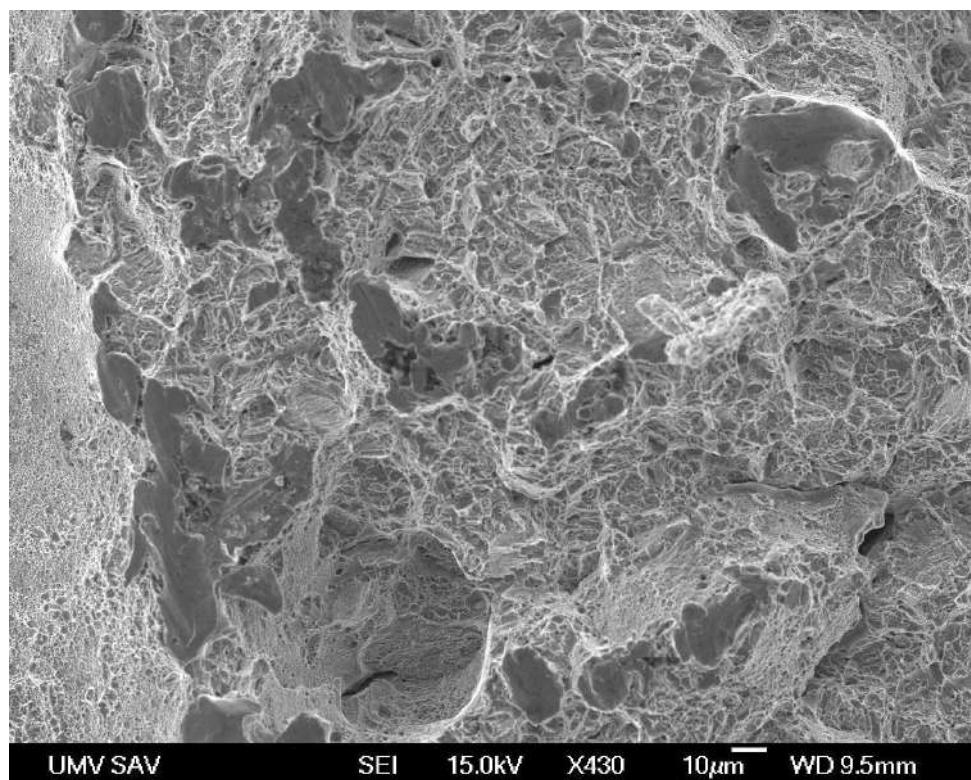
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв, фрактограма розривного зразка, край



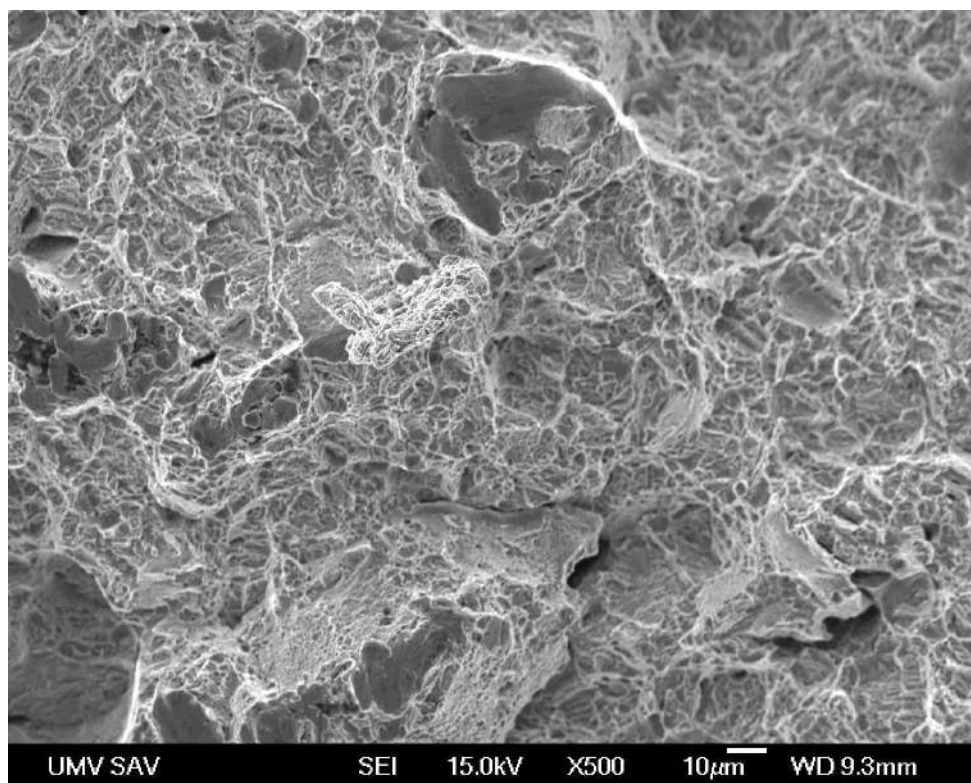
Сталь 60C2A, ізотермічна витримка при 250 °C 60 хв, фрактограма розривного зразка, край



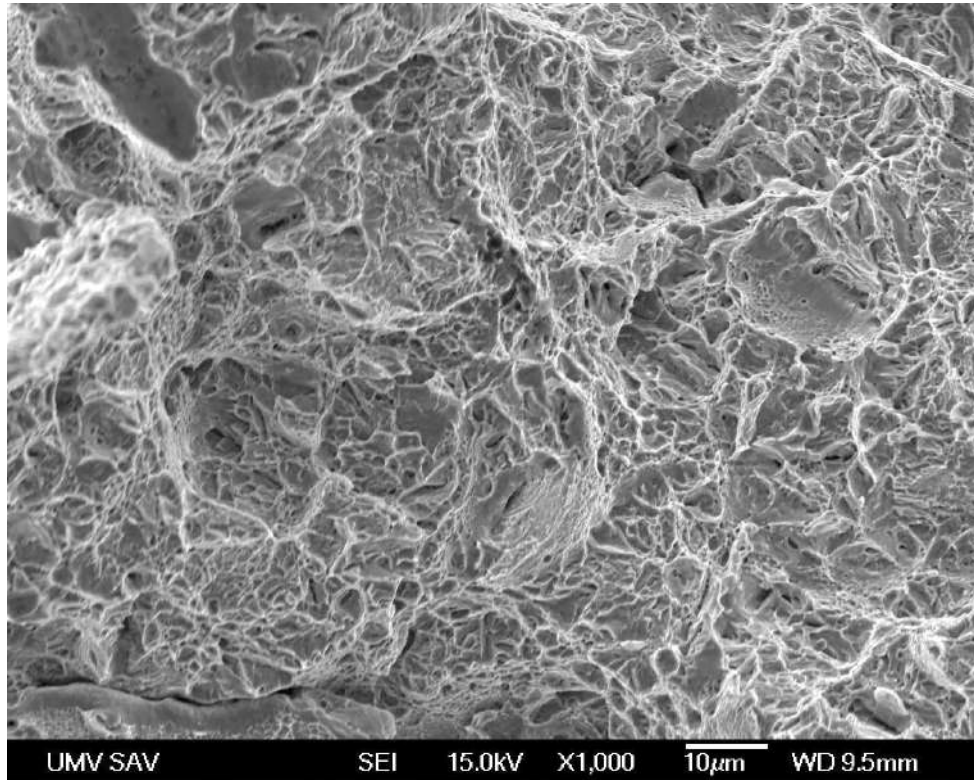
Сталь 60C2A, ізотермічна витримка при 250 °C 60 хв, фрактограма розривного зразка, край



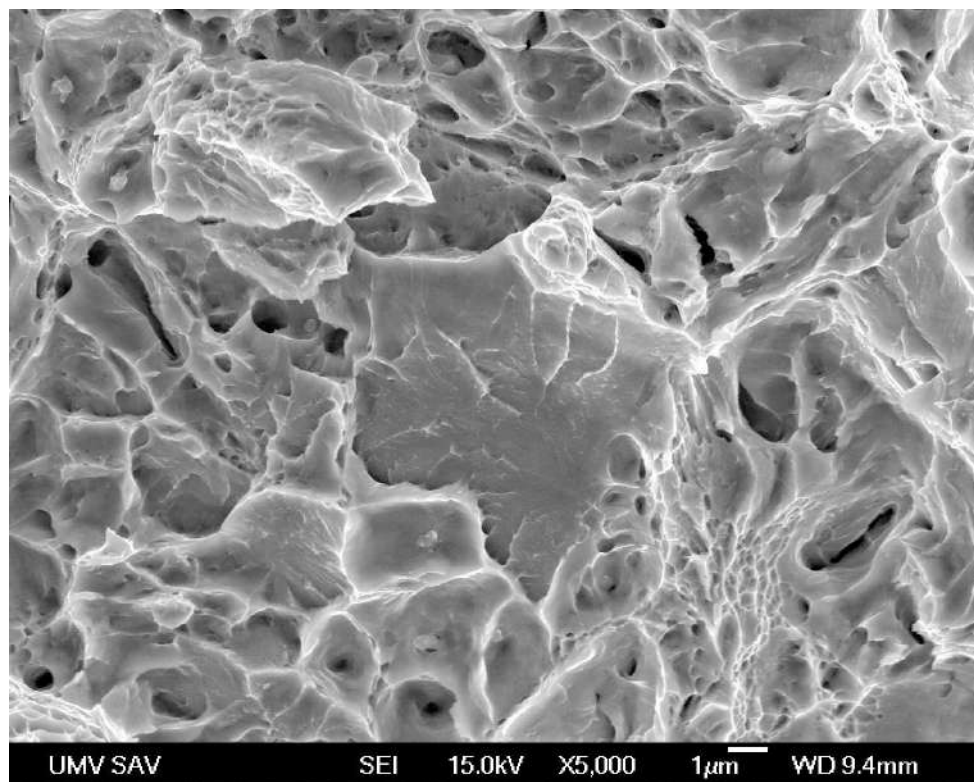
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв, фрактограма розривного зразка, перехід до центральної частини



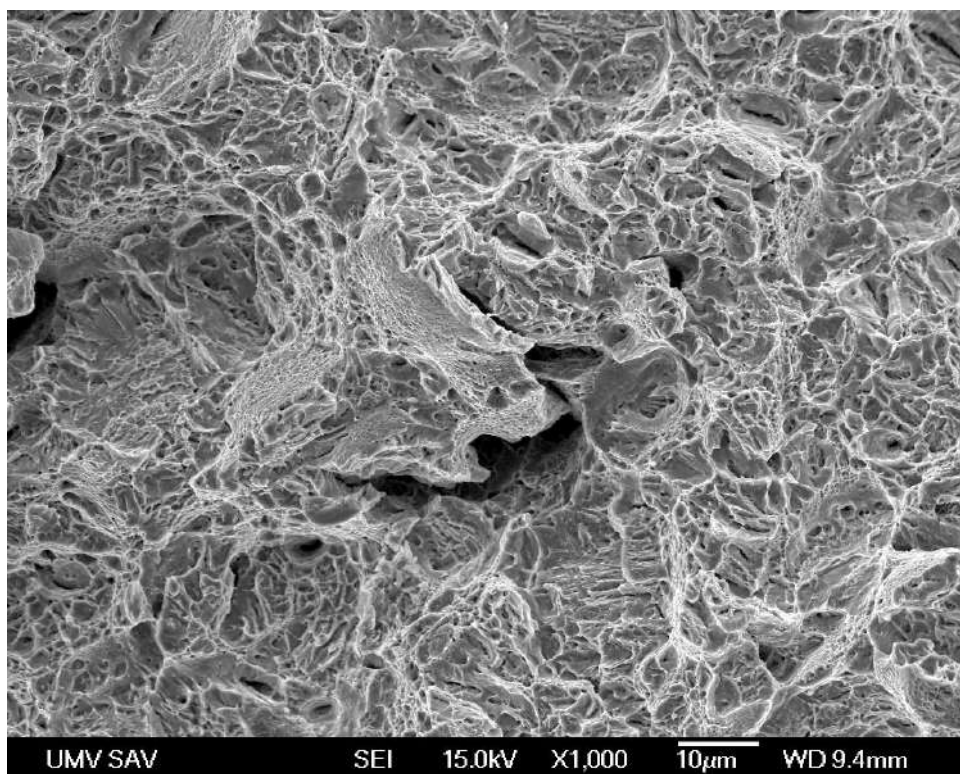
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв, фрактограма розривного зразка, центральна частина



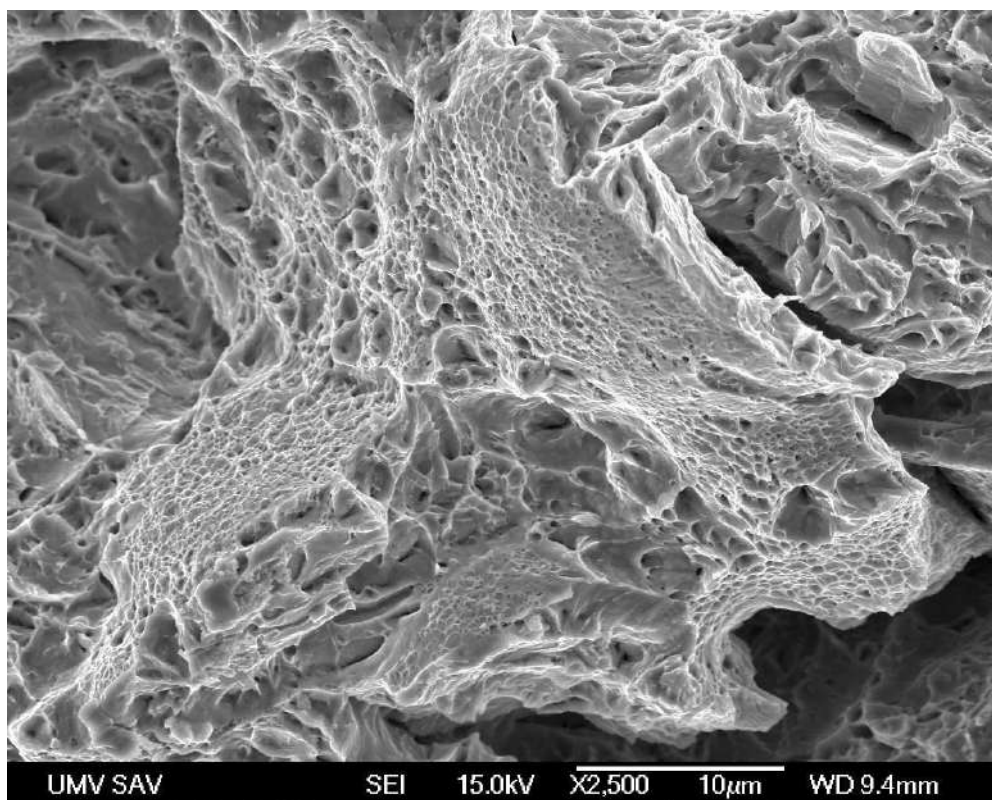
Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв, фрактограма розривного зразка, центральна частина



Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв, фрактограма розривного зразка, центральна частина

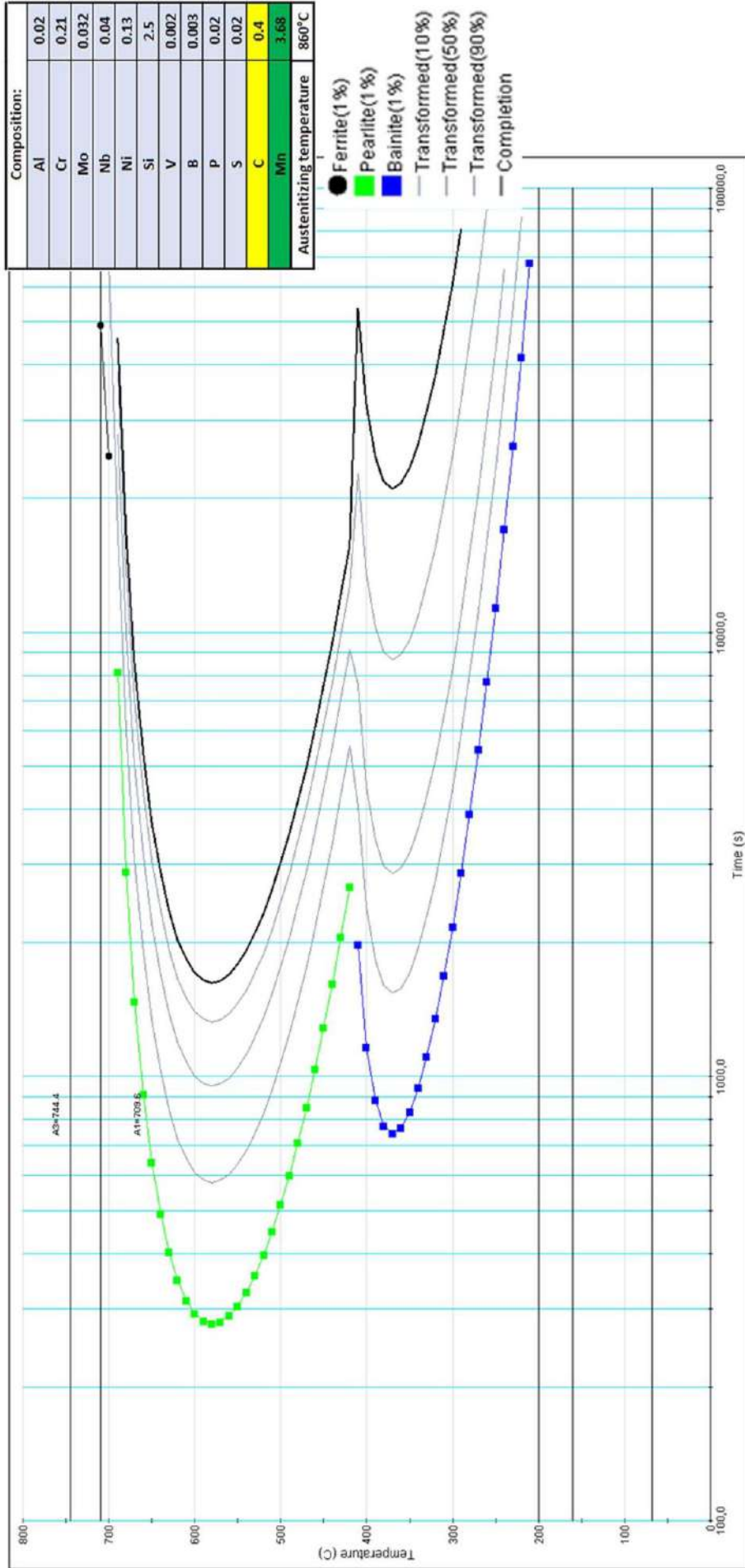


Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв, фрактограма розривного зразка, центральна частина

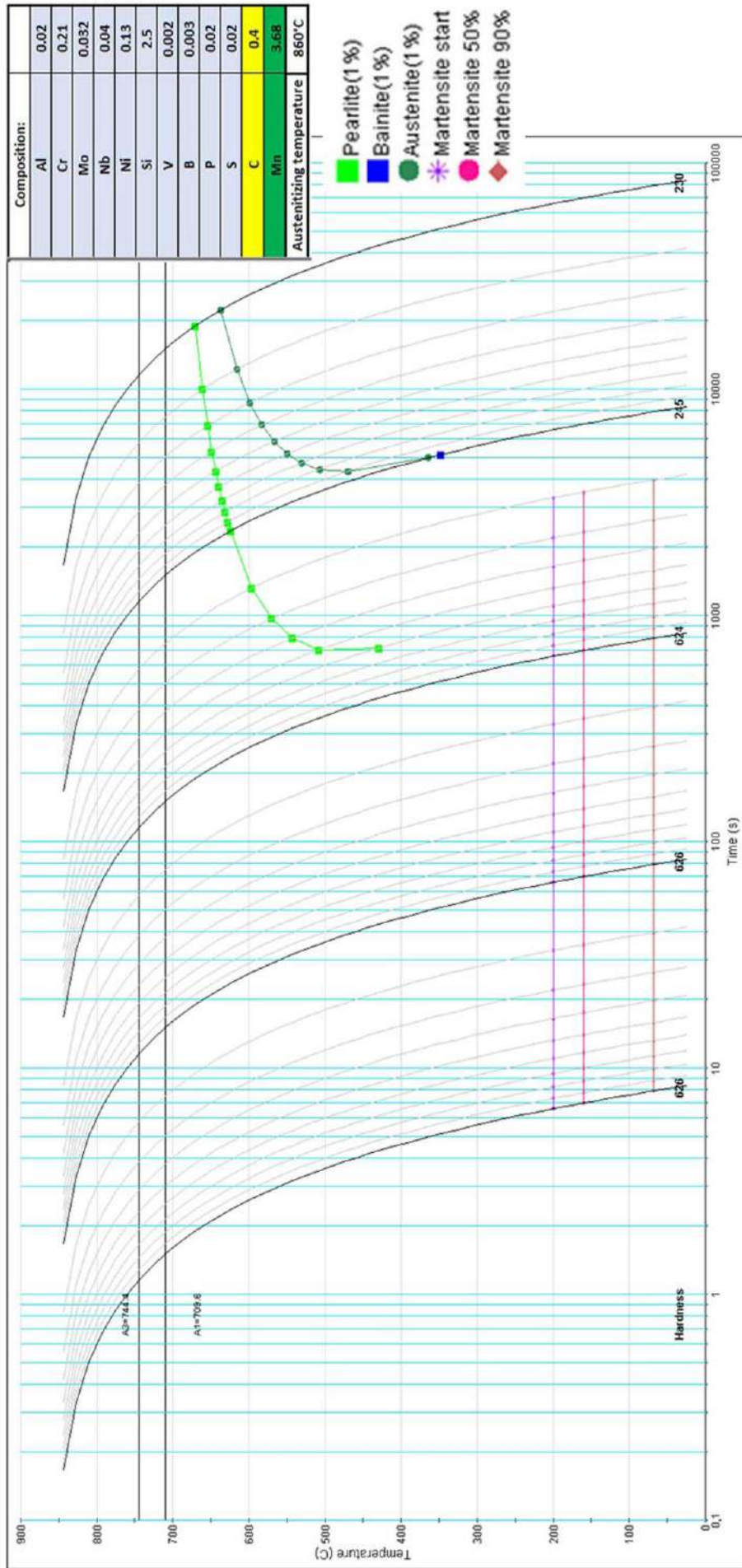


Сталь 60С2А, ізотермічна витримка при 250 °С 60 хв, фрактограма розривного зразка, центральна частина

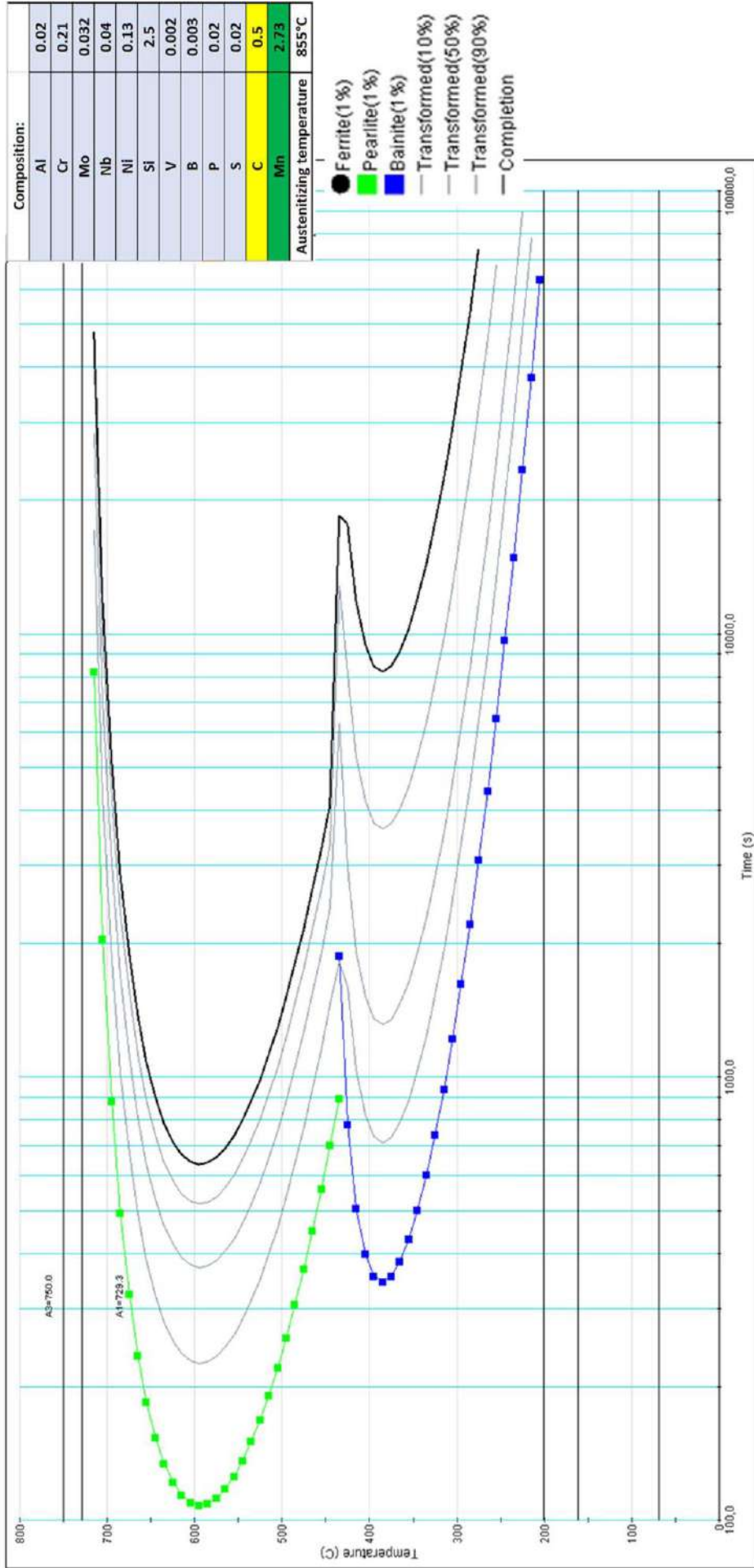
TTT



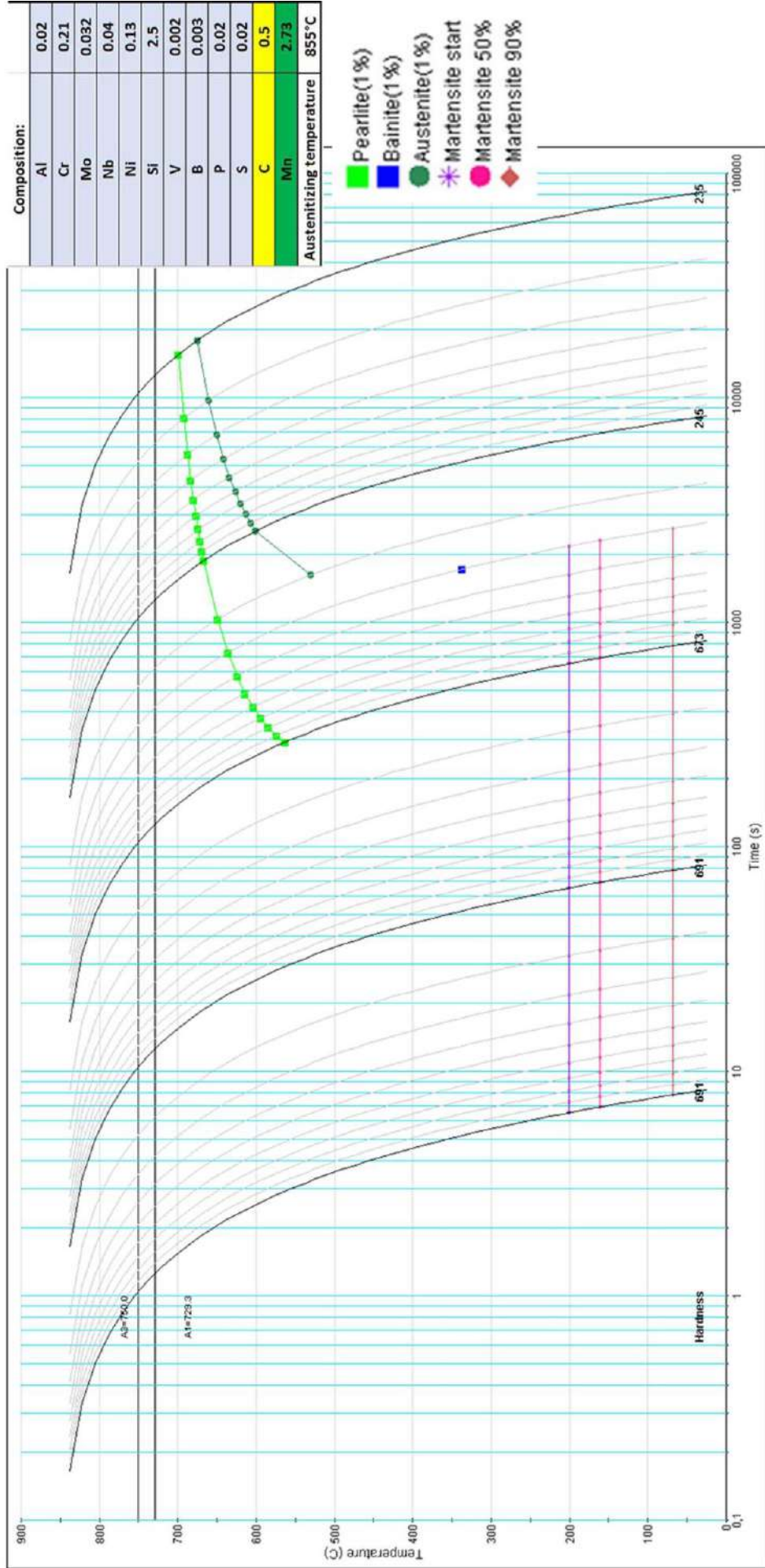
CCT

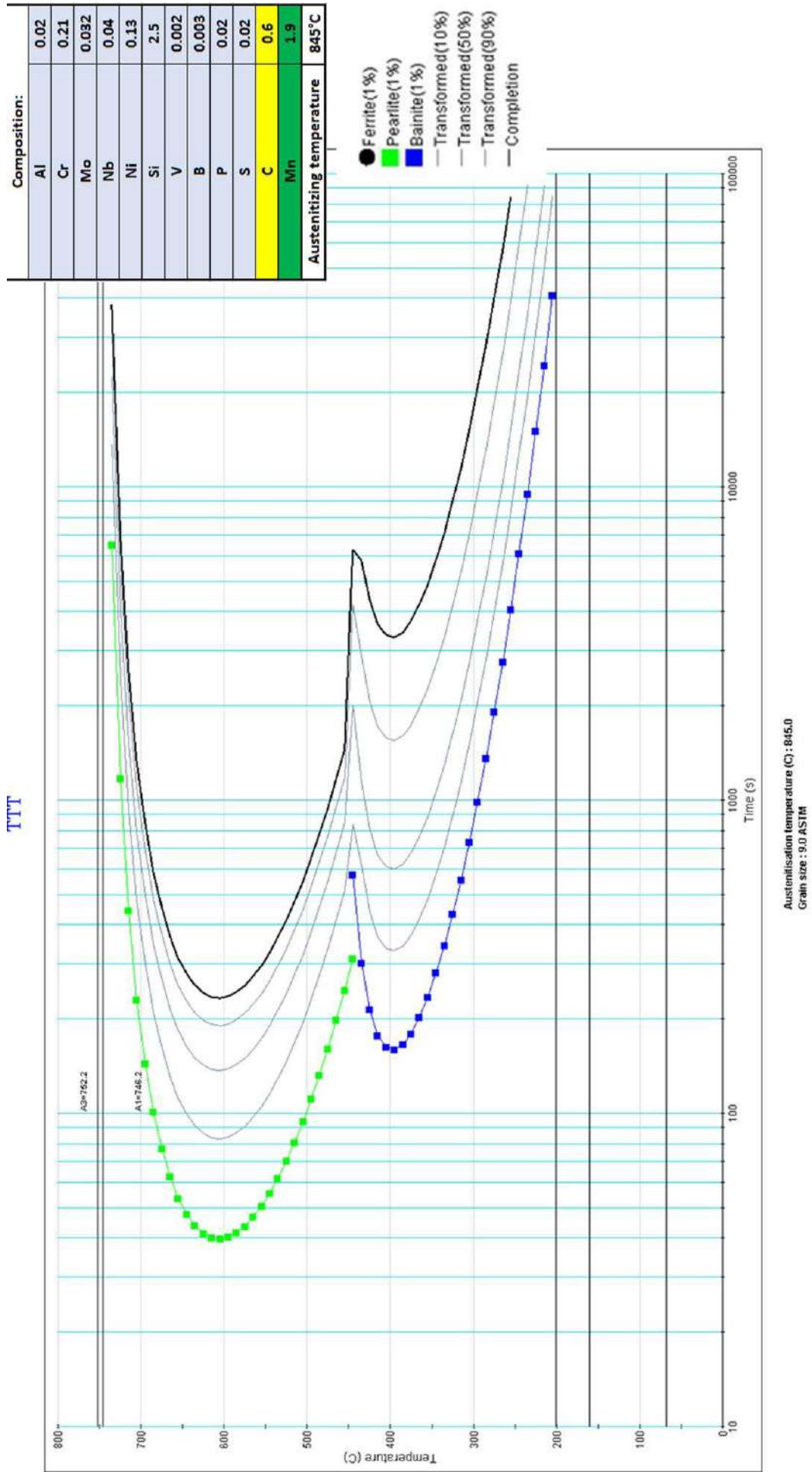


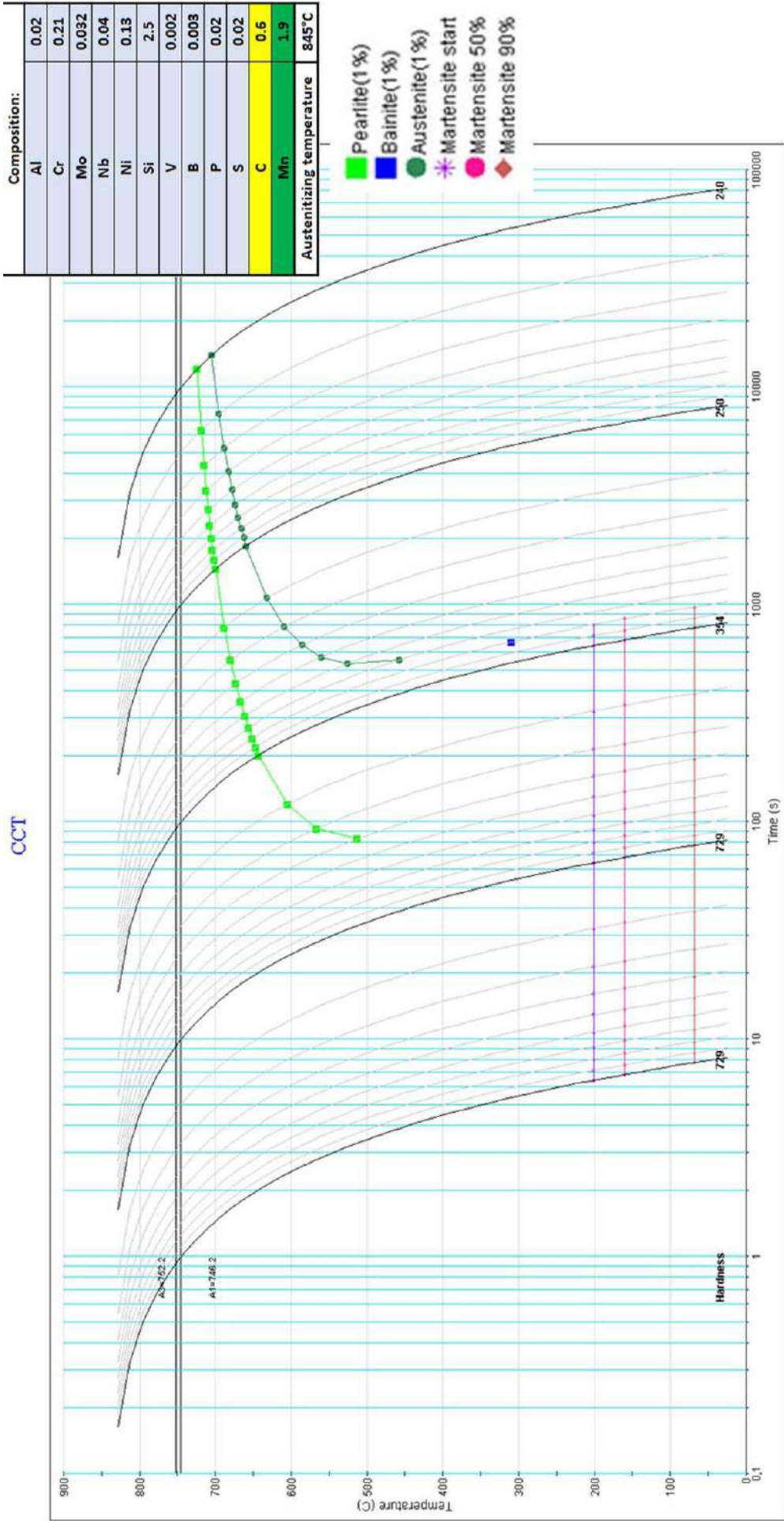
TTT

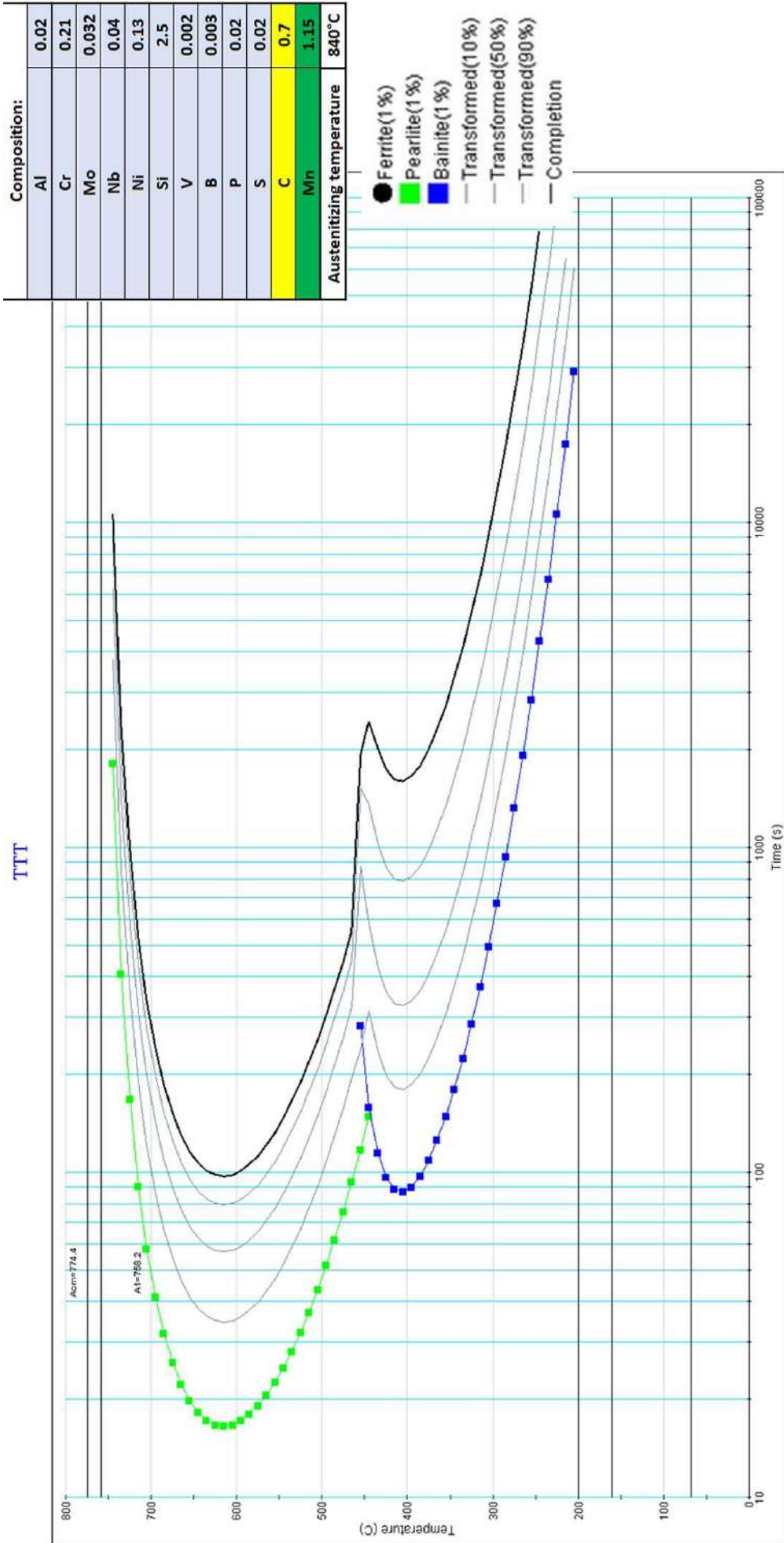


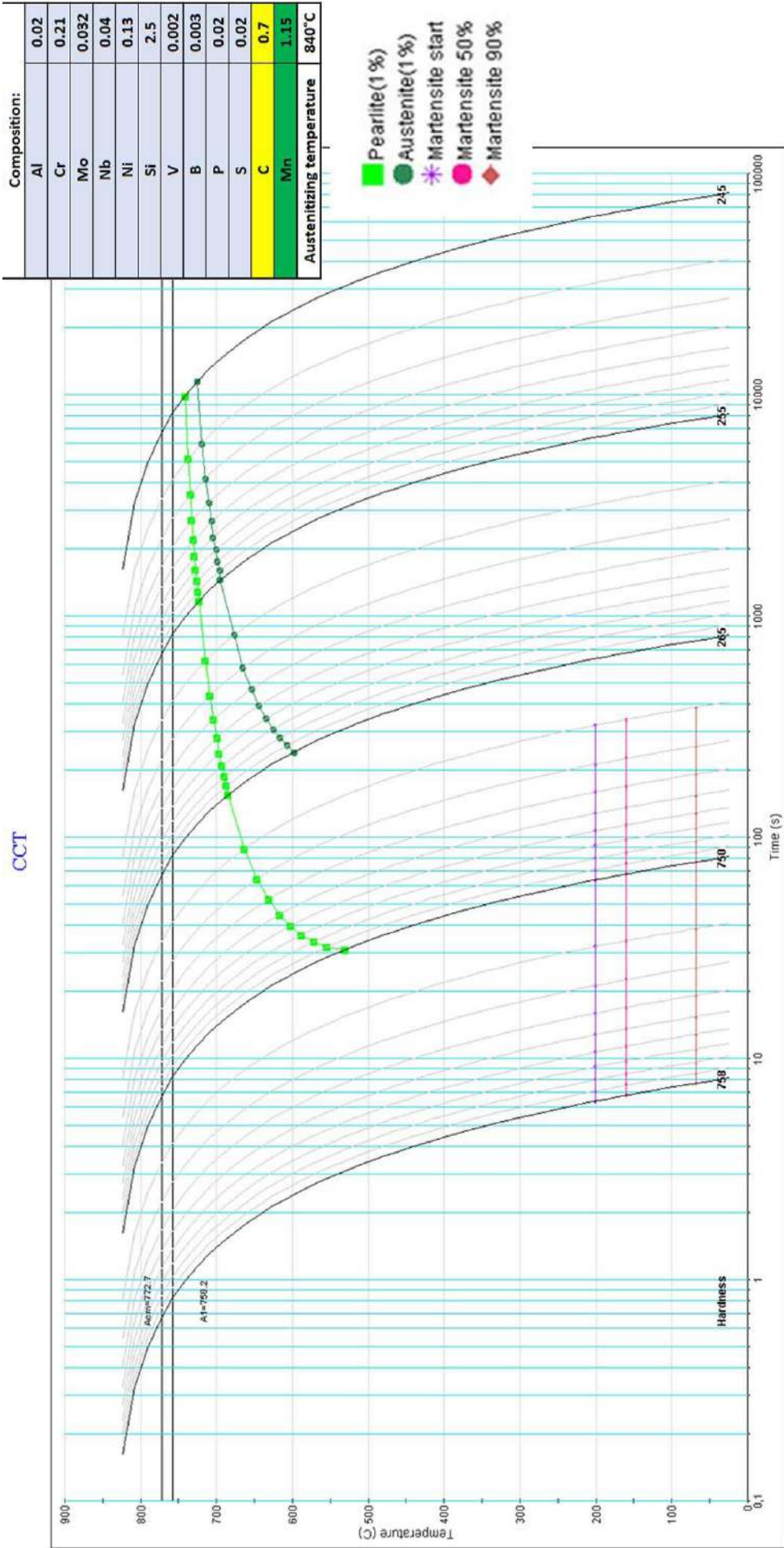
CCT

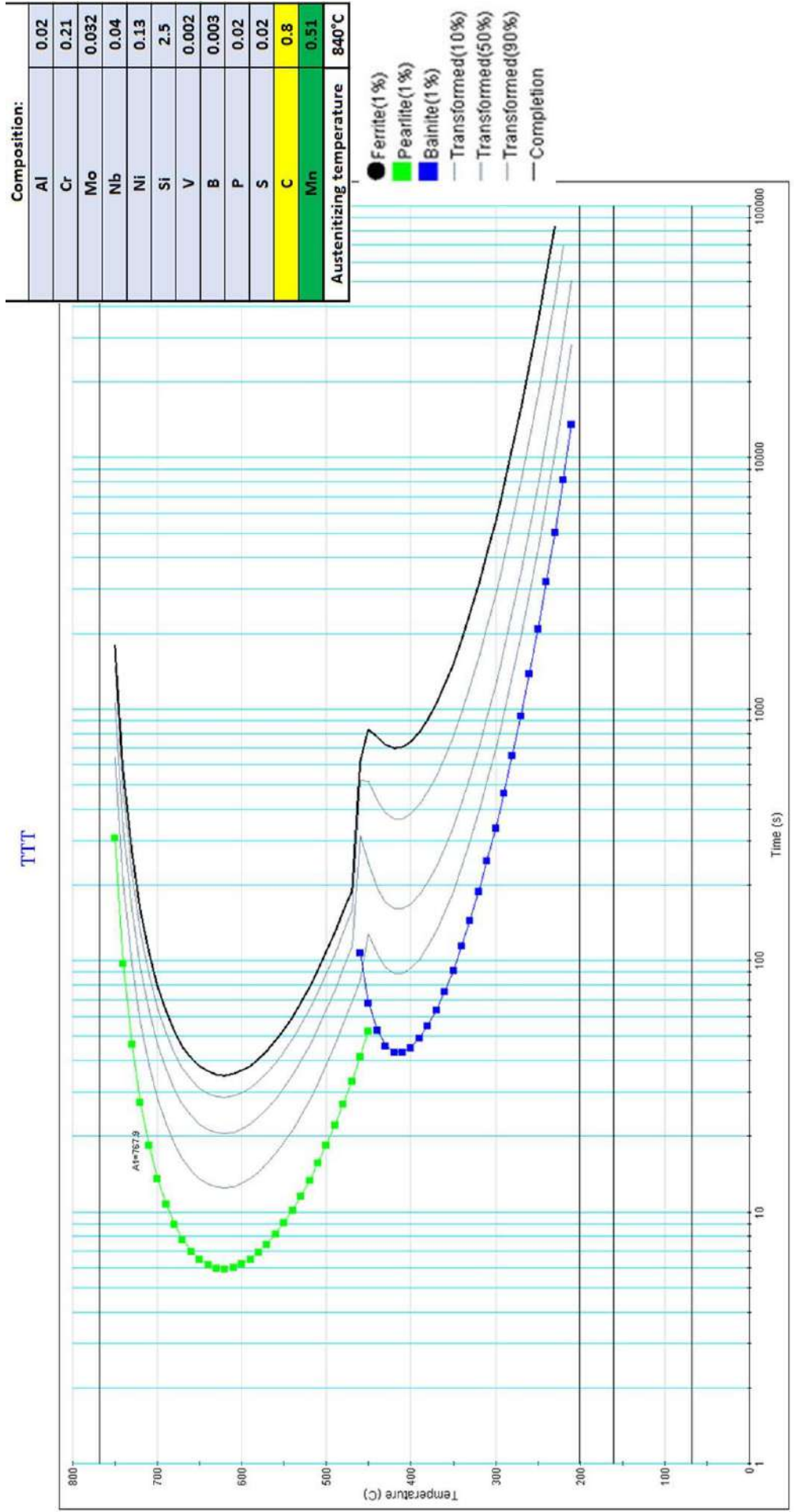


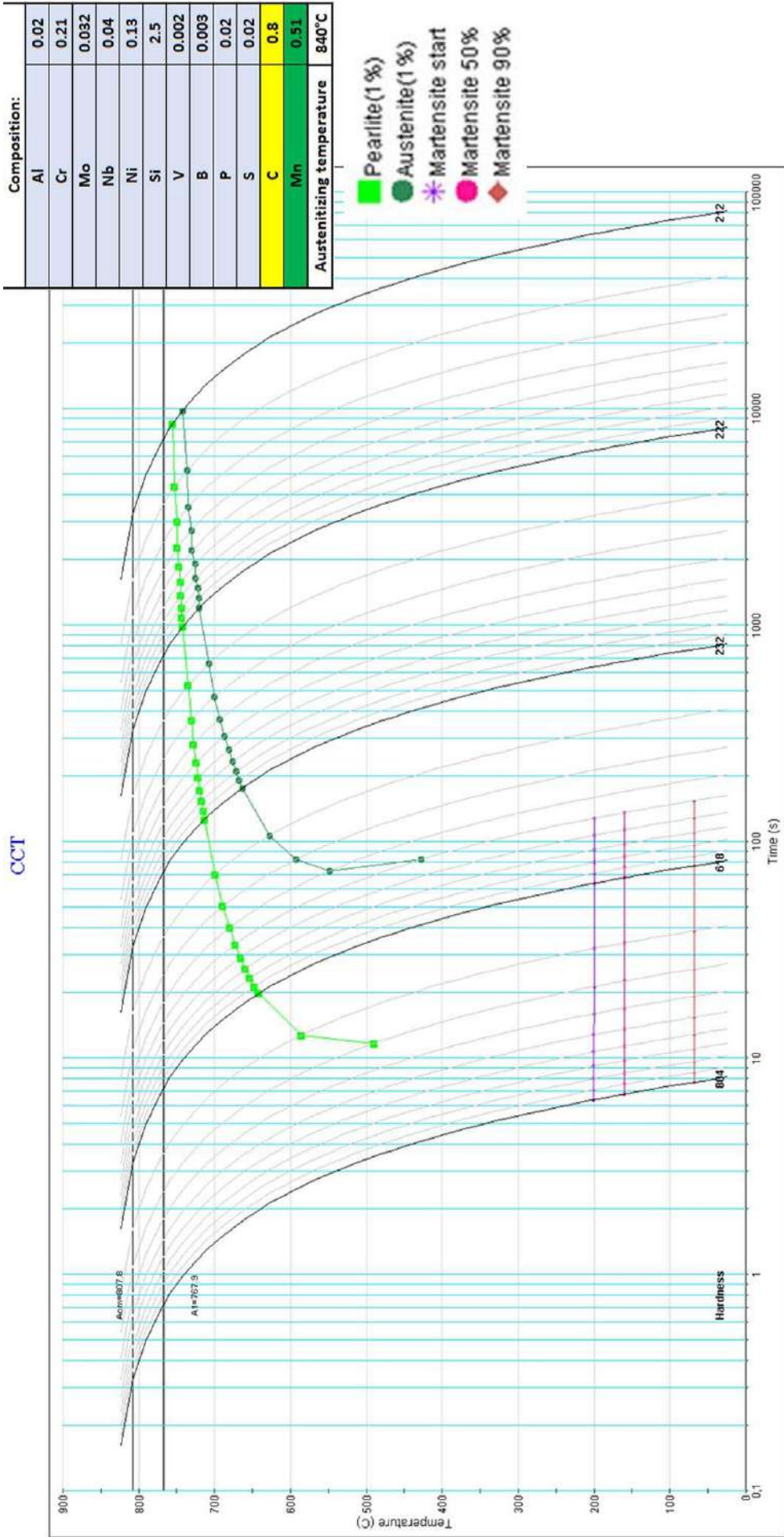


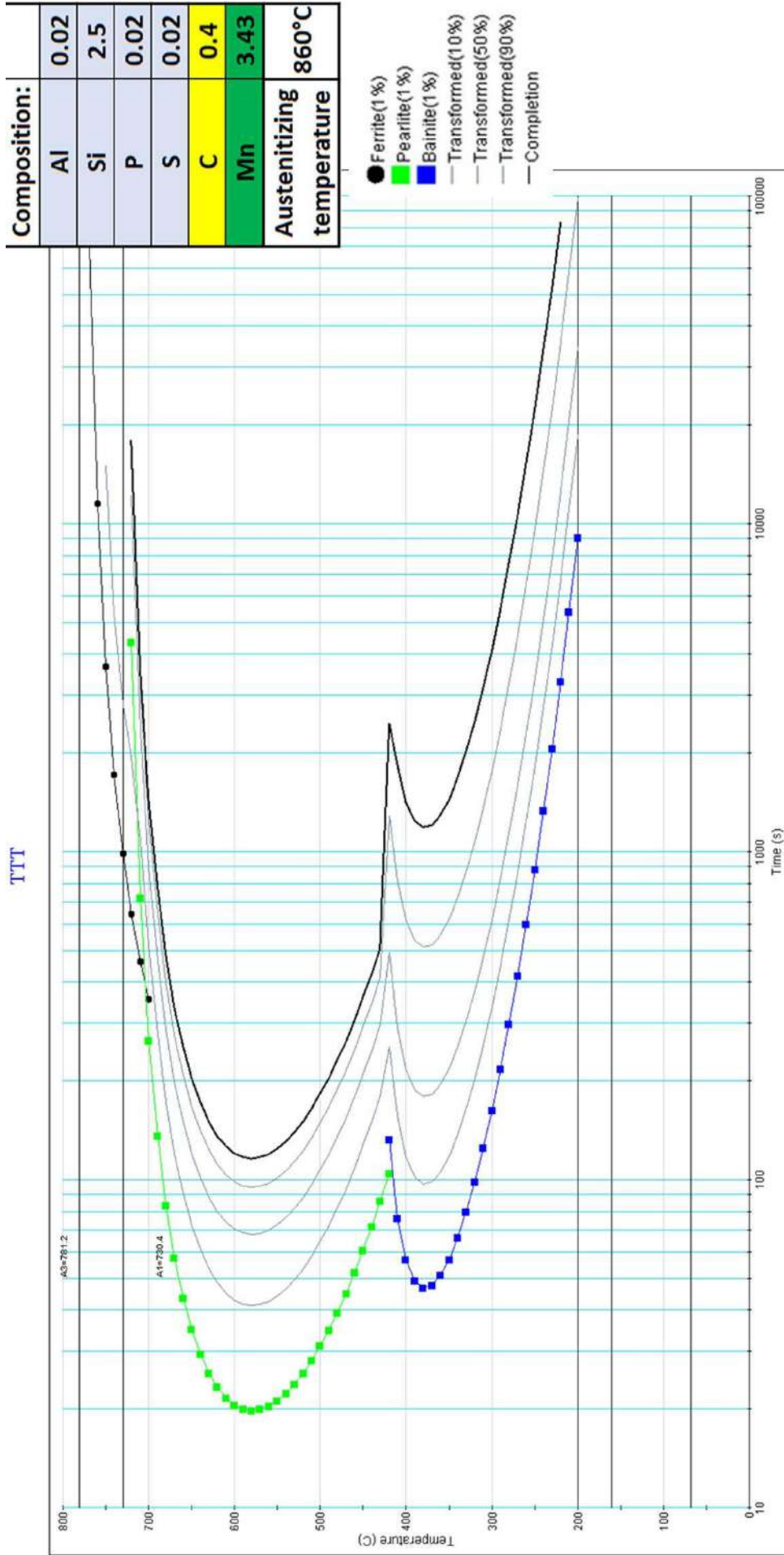


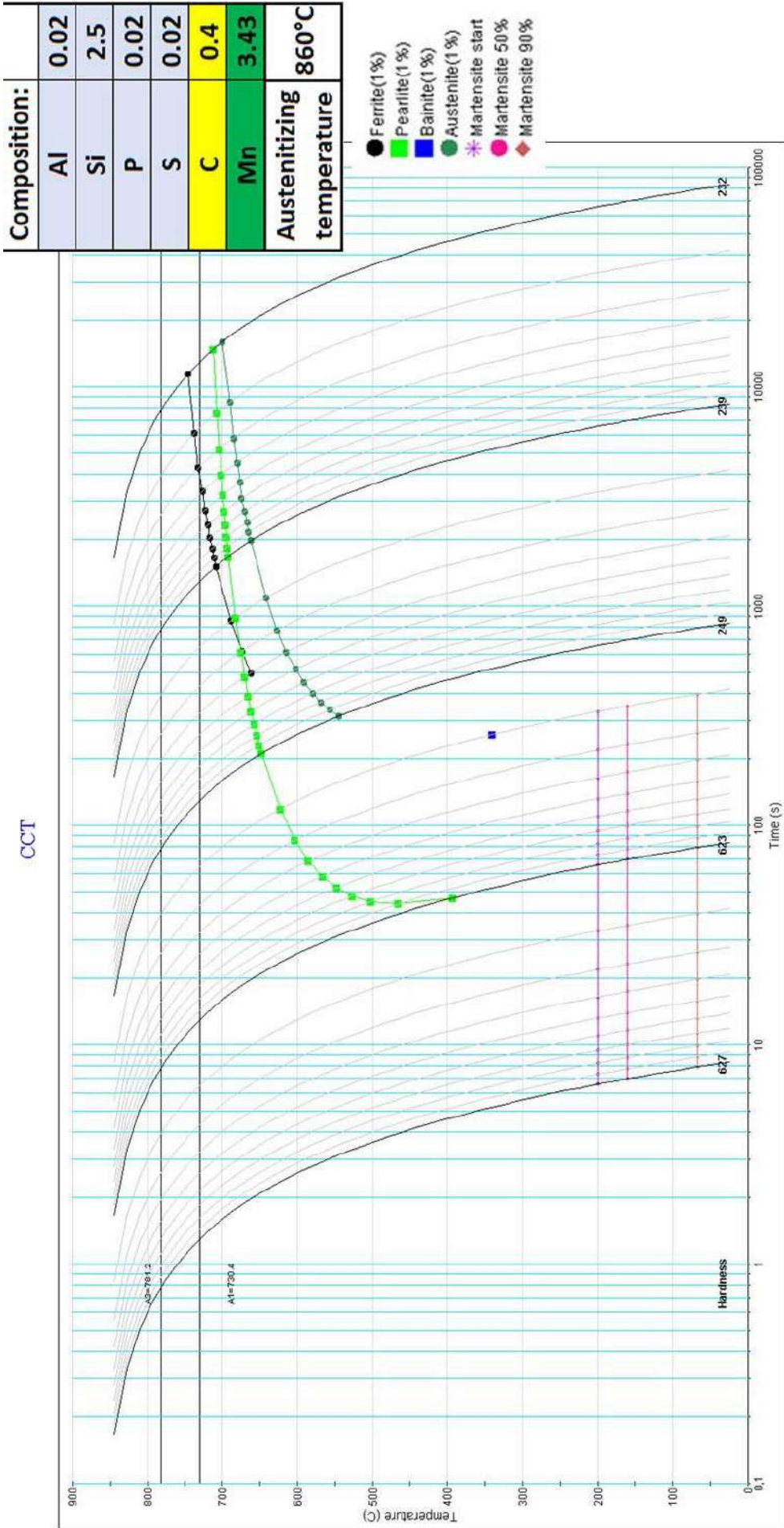


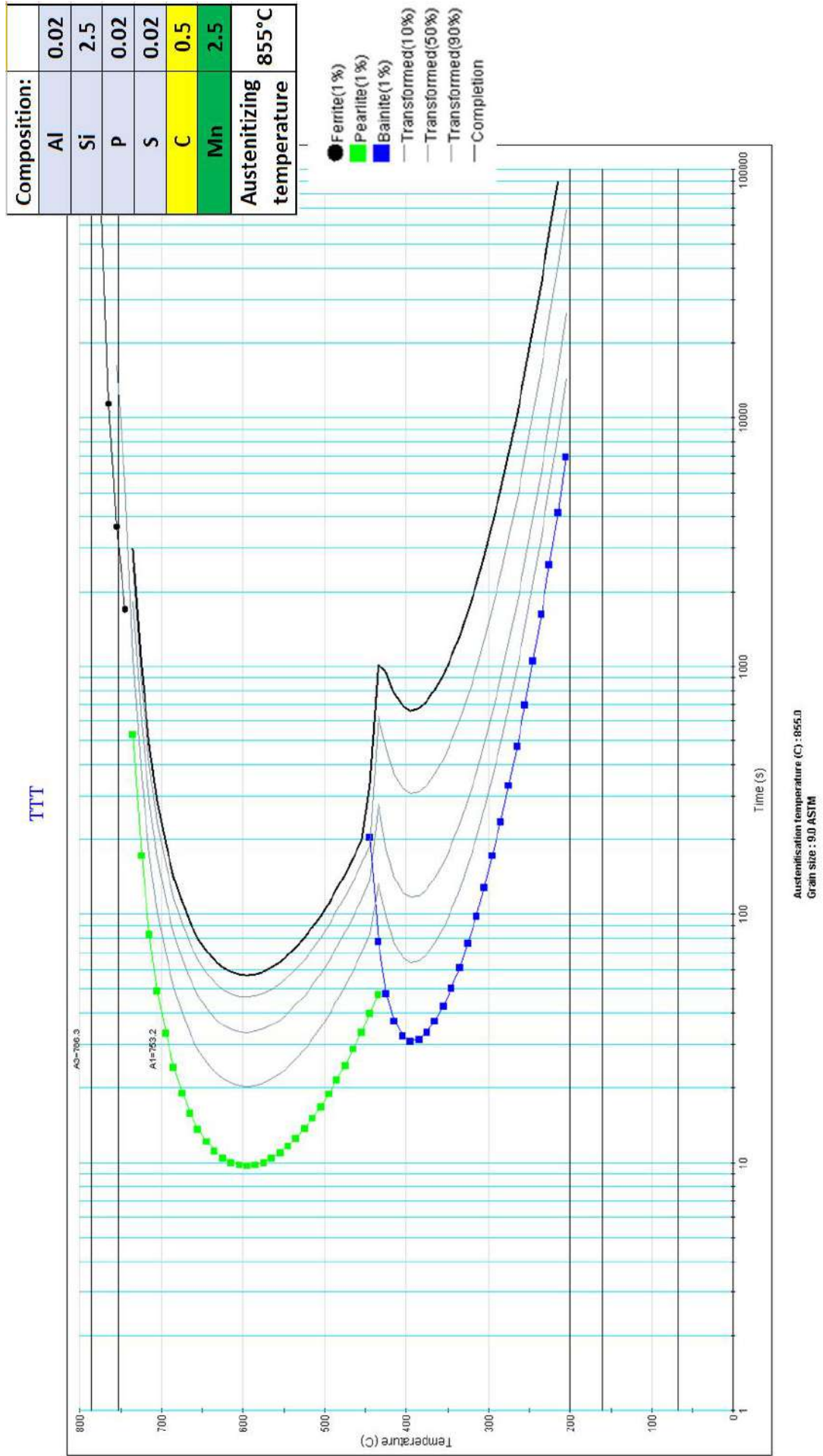


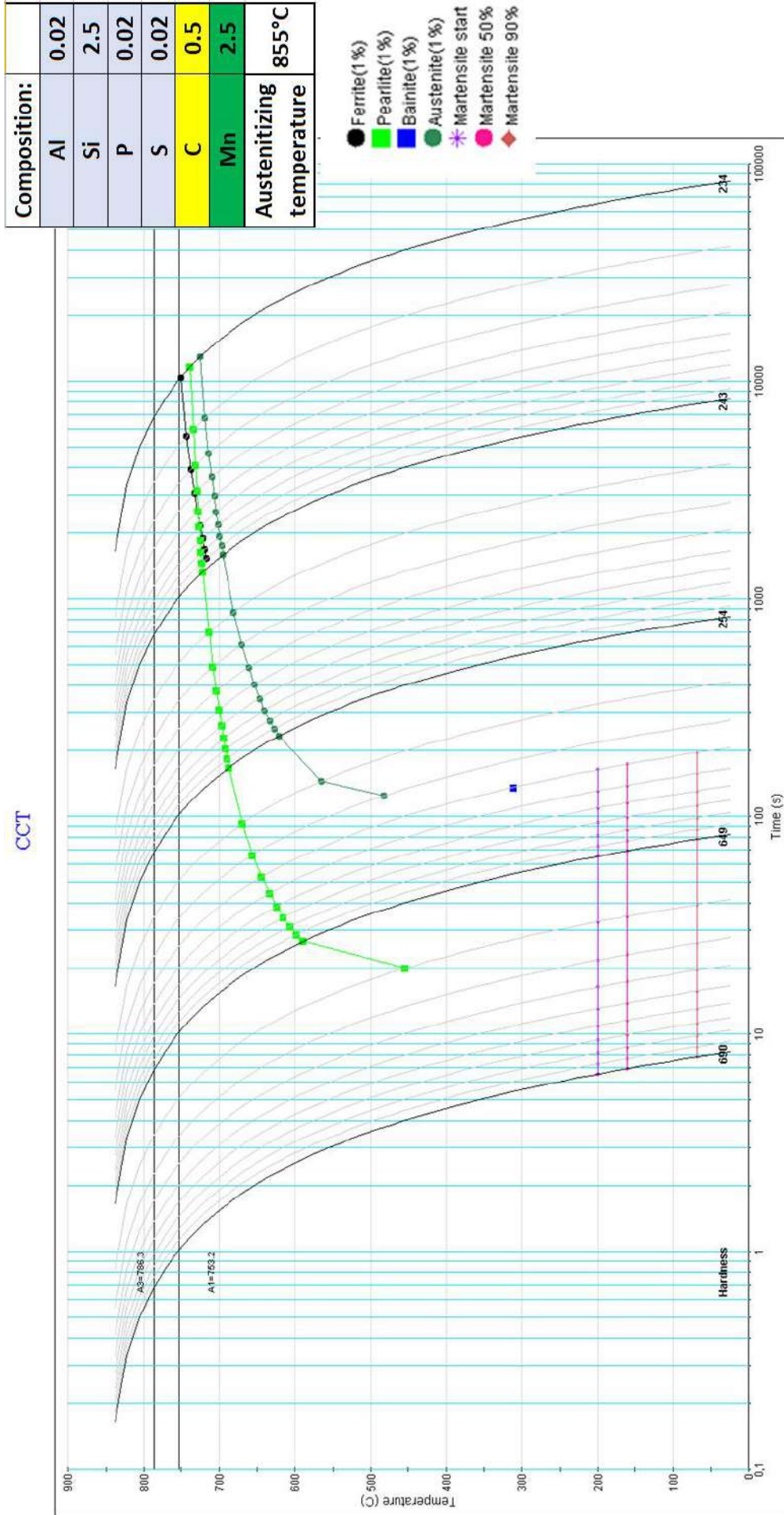


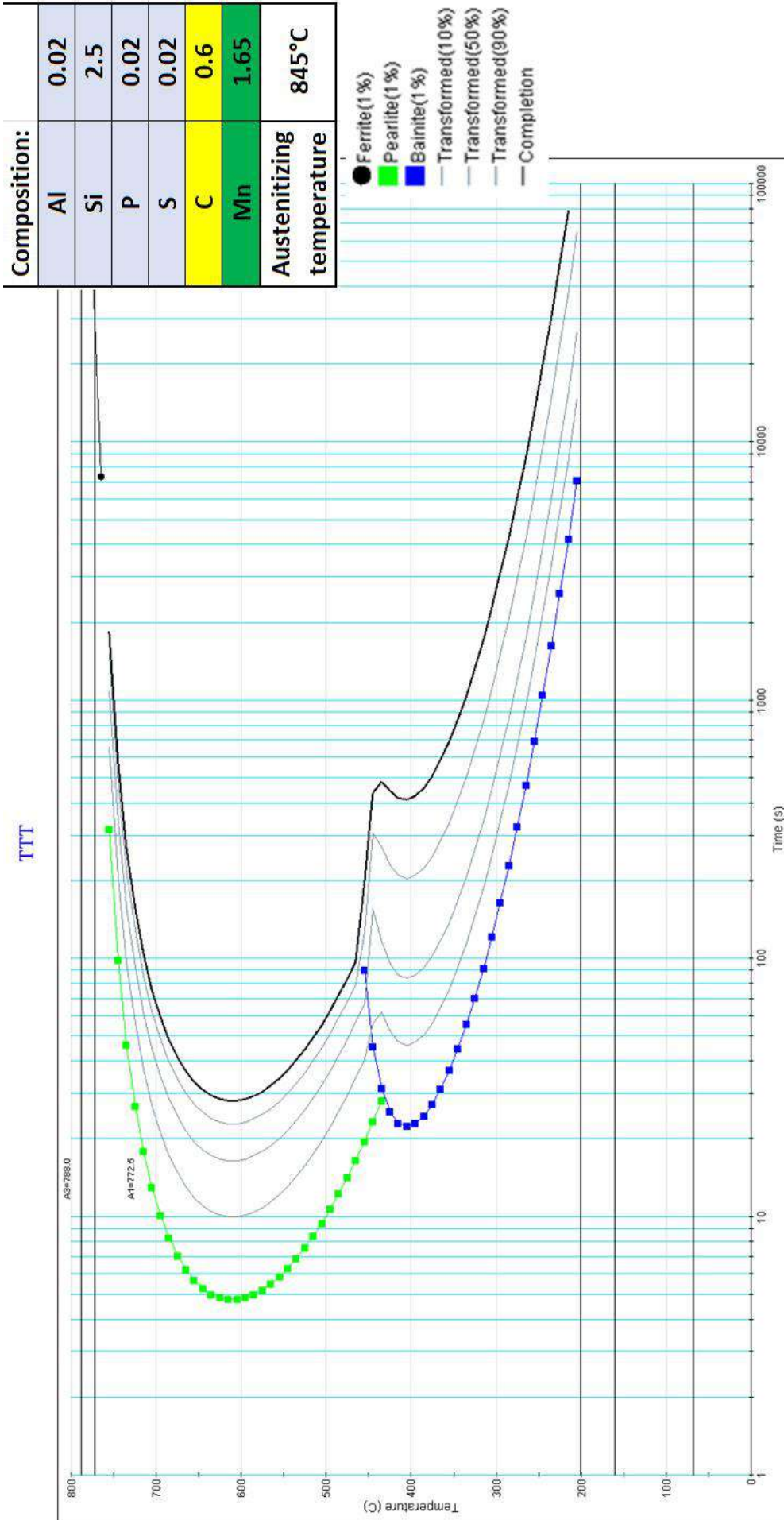


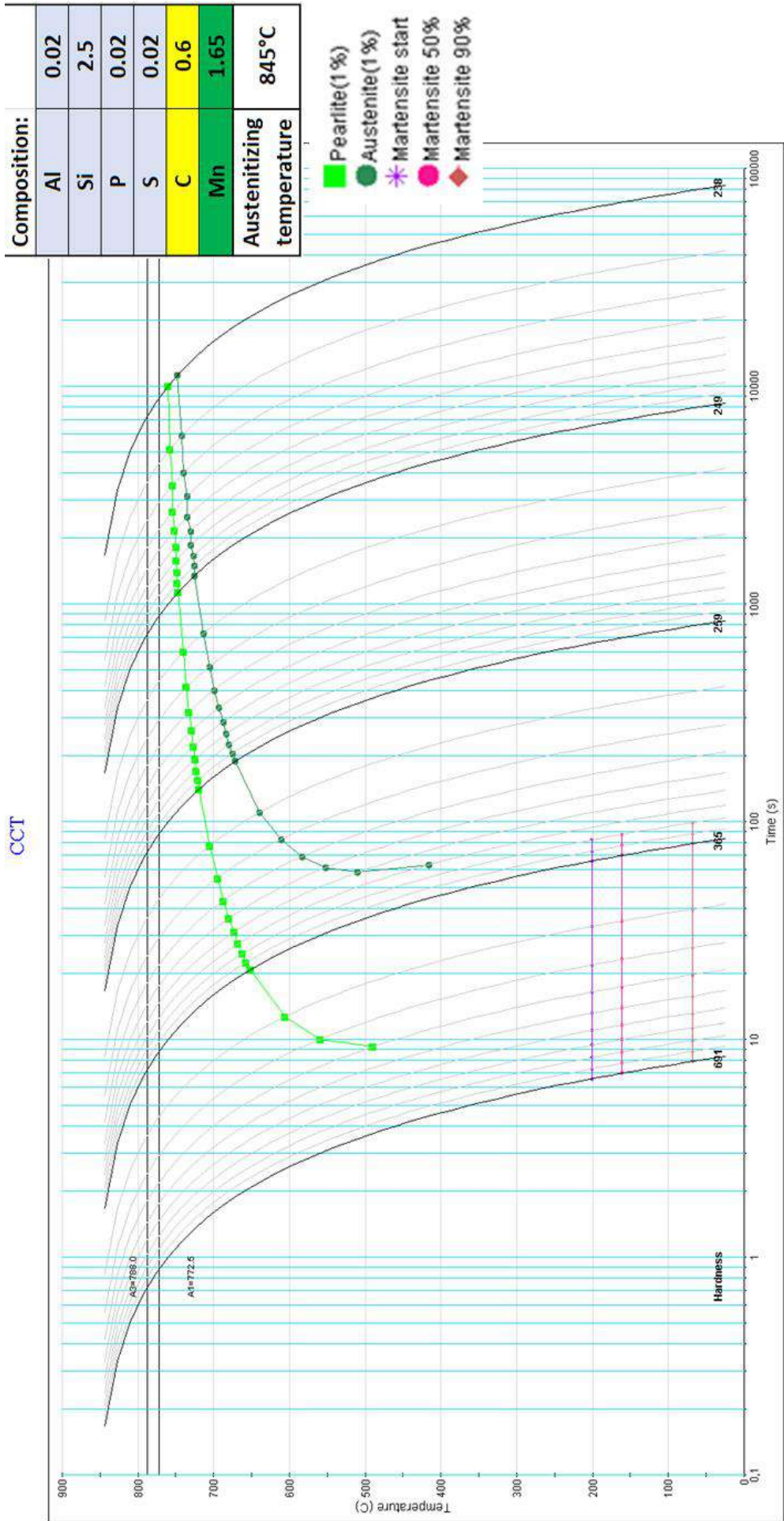


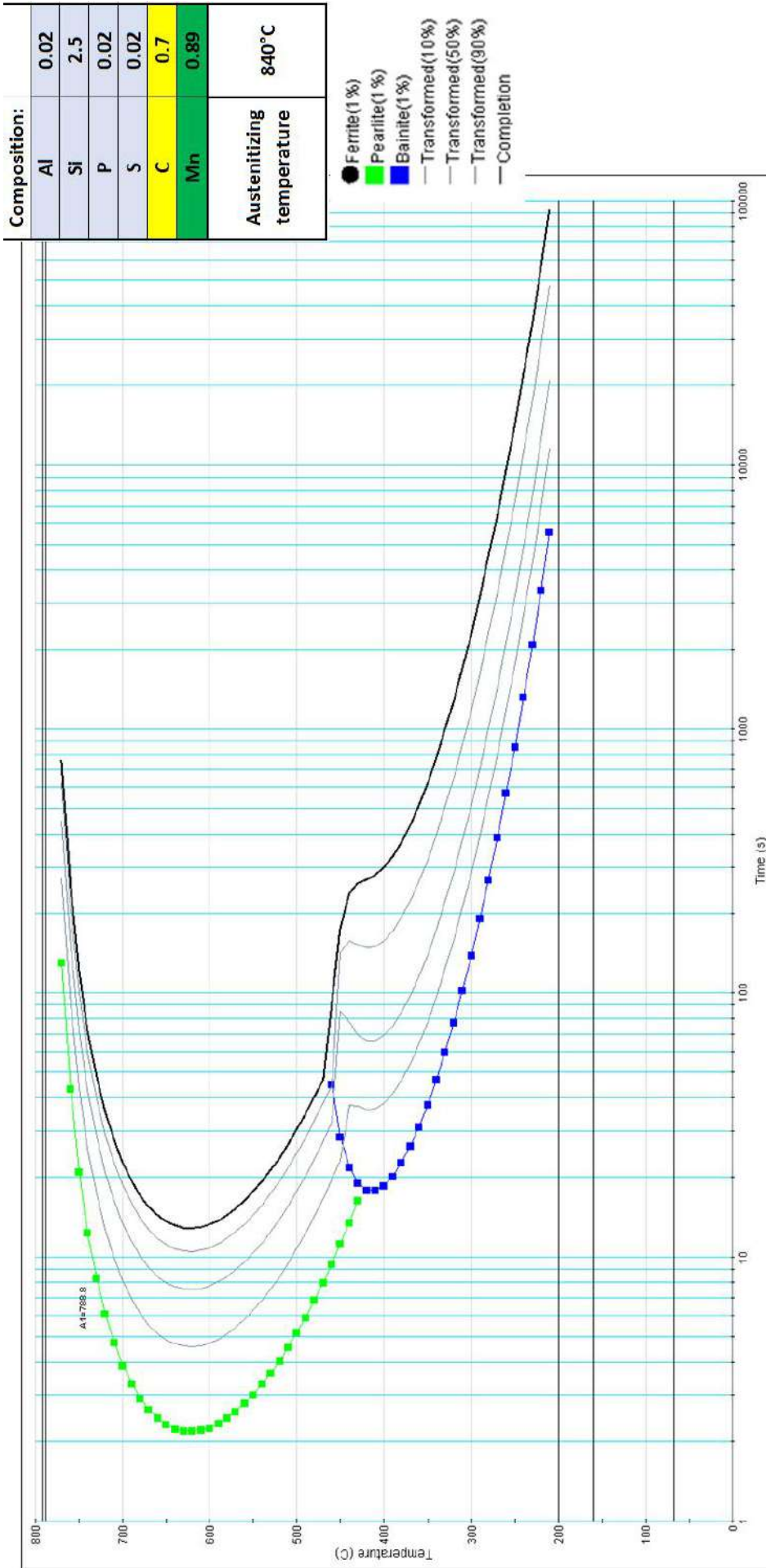










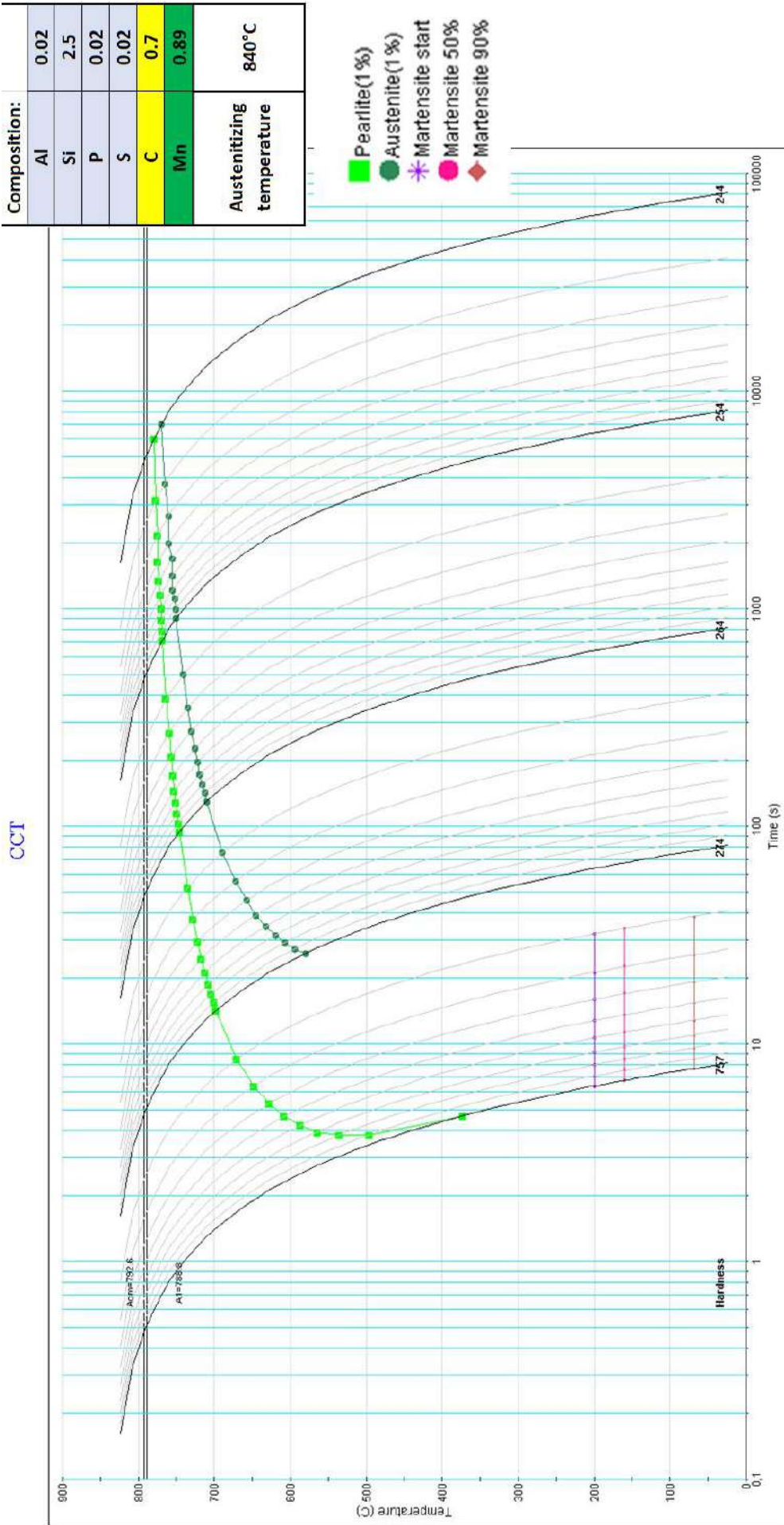


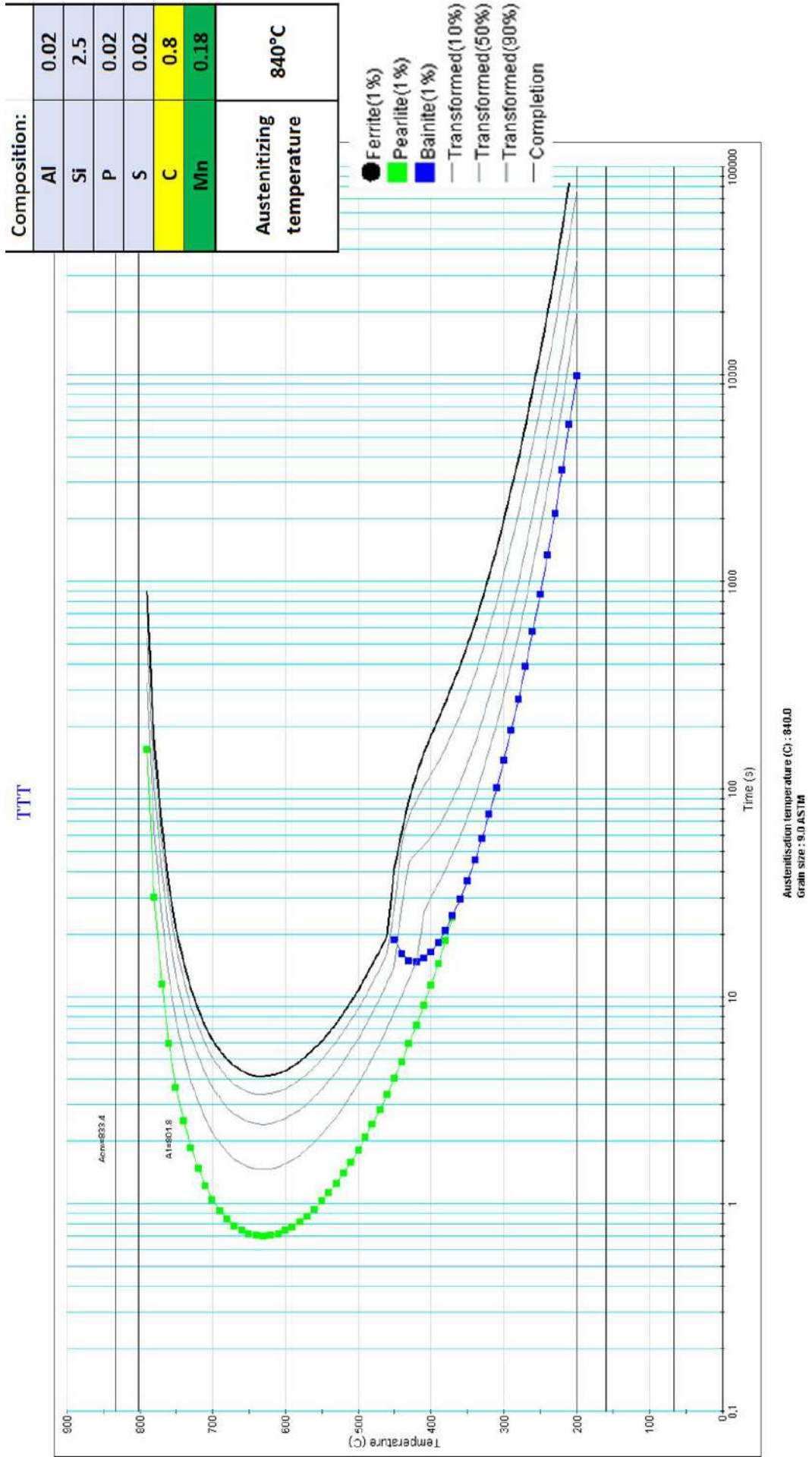
Composition:	
Al	0.02
Si	2.5
P	0.02
S	0.02
C	0.7
Mn	0.89

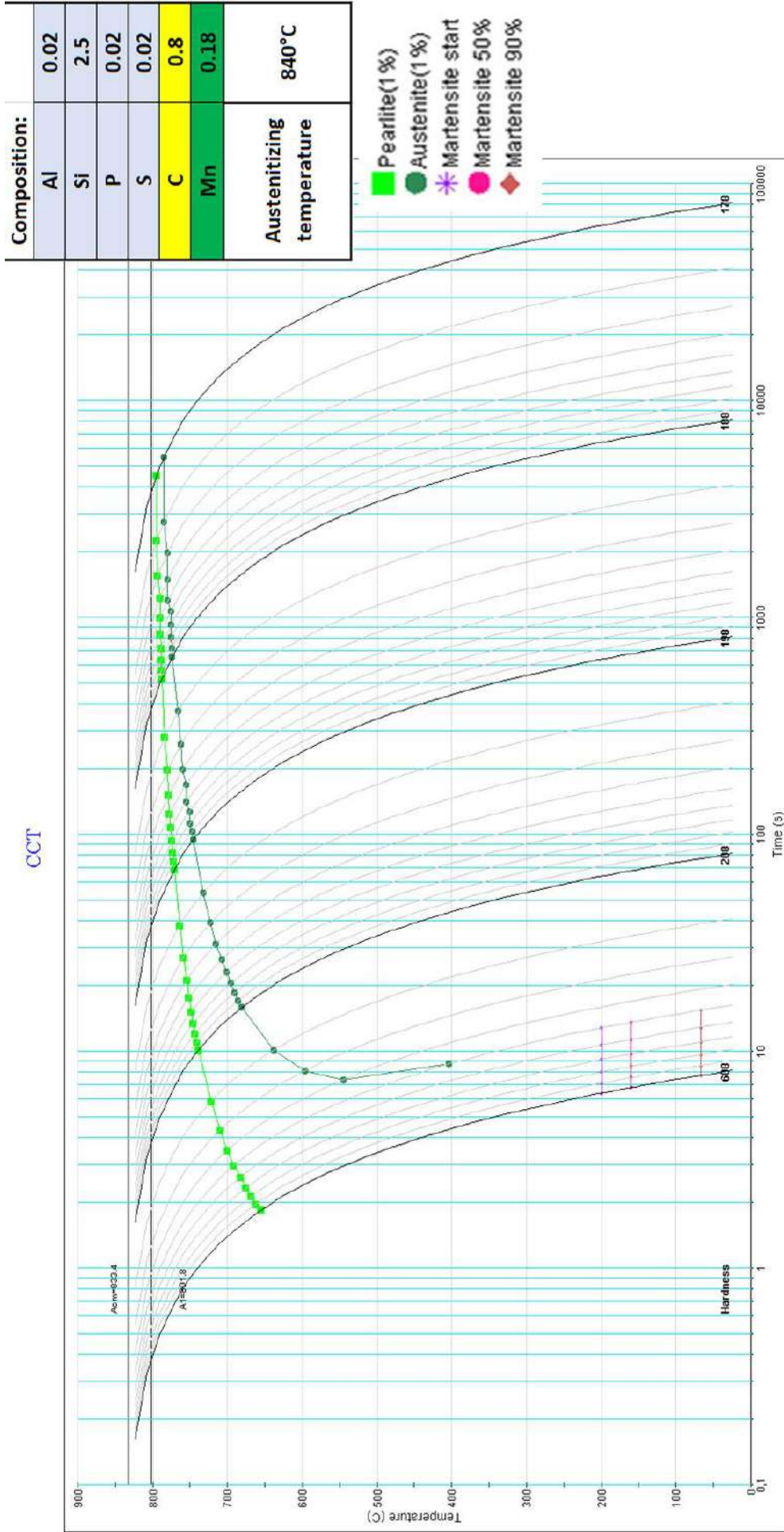
Austenitizing temperature	840°C
---------------------------	-------

- Ferrite(1%)
- Pearlite(1%)
- Bainite(1%)
- Transformed(10%)
- Transformed(50%)
- Transformed(90%)
- Completion

Austenitization temperature (C) : 840.0
 Grain size : 9.0 ASTM







Для нотаток

Для нотаток

Наукове видання

Бриков Михайло Миколайович, **Гіржон** Василь Васильович,
Єфременко Василь Георгійович, **Климов** Олександр Володимирович,
Капустян Олексій Євгенович, **Єфременко** Олексій Васильович

**НАНОСТРУКТУРИ
В НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ
ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЯХ**

Монографія

Коректура *Ірина Воронюк*
Верстка *Ілона Савицька*

Формат 60×84 ¹/₁₆. Обсяг 8,14 ум. друк. арк., 7,82 обл.-вид. арк.
Наклад 300 пр. Зам. 150. Видавець і виготовлювач – Вежа-Друк
(м. Луцьк, вул. Шопена, 12, тел. +380669362549).
Свідоцтво Держ. комітету телебачення та радіомовлення України
ДК № 4607 від 30.08.2013 р.