

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 669.15.74.-194-15.669.17

- Малінов Л. С. д-р техн. наук, професор, професор кафедри «Матеріалознавство та перспективні технології», ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь, *e-mail: malinov_l_s@pstu.edu*
- Малінов В. Л. д-р техн. наук, ПП ООО «Бюро Верітас Україна», м. Маріуполь, *e-mail: malinov.v.l@gmail.com*
- Бурова Д. В. канд. техн. наук, ст. викладач кафедри «Матеріалознавство та перспективні технології», ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь, *e-mail: burovadasha1990@gmail.com*

ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МАЛОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ НОРМАЛІЗАЦІЄЮ І ГАРТУВАННЯМ З ВИТРИМКОЮ У МІЖКРИТИЧНОМУ ІНТЕРВАЛІ ТЕМПЕРАТУР

Мета роботи. Показати можливість підвищення у досліджених конструкційних сталей механічних властивостей застосуванням технологій нормалізації та гартування, що включають витримку в МКІТ, а також нагрівання на типову температуру аустенітизації до або після витримки в МКІТ.

Методи дослідження. Застосовувалися дюрOMETРІЧНИЙ, МЕТАЛОГРАФІЧНИЙ ТА РЕНТГЕНІВСЬКИЙ МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ. Визначалися механічні властивості при розтягуванні та ударна в'язкість. Ці властивості порівнювалися з отриманими у досліджуваних сталей після типової термообробки.

Результати. Показано, що технології нормалізації та гартування з витримкою в МКІТ, а також нагріванням до або після неї на типову температуру аустенітизації підвищують механічні властивості досліджених сталей порівняно з рівнем їх після типової термообробки.

Наукова новизна. Використані інноваційні технології, які включають витримку у МКІТ, а також нагрівання до або після неї на типову температуру аустенітизації, що показали свою ефективність.

Практична цінність. Запропоновано для практичного застосування технології нормалізації та гартування, які включають витримку у МКІТ, а також нагрівання до або після неї на типову температуру аустенітизації.

Ключові слова: нормалізація, гартування, міжкритичний інтервал температур, мартенсит, нижній бейніт, карбіди, механічні властивості.

Вступ

Енерго- та ресурсозбереження в наступний час є важливим державним завданням. Одним з ефективних напрямків в його рішенні є розробка та впровадження у промисловості технології термообробки конструкційних сталей різних структурних класів, які містять витримку в міжкритичному інтервалі температур (МКІТ). Ці технології є інноваційними, альтернативними тим, що широко використовуються у промисловості, тому, що у відзнаку від них, в багатьох випадках знижують енерговитрати на нагрів. Нові технології термообробки, які вмщують перед витримкою у МКІТ чи після неї нагрів на типову температуру аустенітизації не тільки забезпечує отримання в конструкційних сталях рівня механічних властивостей, які вимагаються, але дозволяють значно перевищити його. Це досягається отриманням мікронеоднорідної багатофазної структури, в тому числі з метастабільним аустенітом, яка поєднує міцні

та пластичні складові. Це дає можливість знизити матеріалоємність деталей, підвищити їх довговічність та надійність.

Використання нових технологій термообробки конструкційних сталей заважає стереотип, що склався у навчальній та довідковій літературі, згідно котрому нормалізація і різні способи гарту конструкційних сталей повинні обов'язково проводитися з нагрівом вище A_{c3} .

Дана робота показує доцільність використання різних технологій термообробки з витримкою у МКІТ для маловуглецевих низьколегованих сталей, які широко використовуються у промисловості.

Аналіз публікацій на тему роботи

У фундаментальній роботі С. С. Дьяченко [1] досліджено у сталі 20 кінетика утворення аустеніту, зміна у ньому вмісту вуглецю порівняно з вихідним та

фазовий склад при різних витримках у МКІТ. У цій сталі після витримки 60–120 хв уз МКІТ кількість аустеніту більш ніж у 2 рази перевищувала рівноважну. Зміст у ньому вуглецю також значно вищий за вихідний. Результатом цього є збільшення ферітно-цементитної суміші після нормалізації з МКІТ.

В роботі [2] отримані дані за технологією термообробки з МКІТ з охолодженням на повітрі, названої «міжкритичною» нормалізацією (МКН), нових будівельних сталей 09Г2СЮЧ, 09Г2СФЮЧ, 09Г2СРЮЧ, 09Г2СМЮЧ. Така термообробка забезпечує вищі механічні властивості, ніж типова нормалізація. Результати проведених досліджень були використані при нормалізації МКІТ зварних судин високого тиску.

Можливість отримання необхідного рівня механічних властивостей лонжеронного прокату зі сталі 20ГЮТ після нормалізації з МКІТ показана в роботі [3]. За результатами досліджень нормалізованого металу двох плавок з вуглецевим еквівалентом 0,43 і 0,44 % було зроблено висновок про те, що температура 850 °С (МКІТ) є достатньою для забезпечення комплексу нормованих показників і її можна вважати оптимальною. При нормалізації лонжеронного прокату із сталі 20ГЮТ з МКІТ значно зменшується тривалість термічної обробки, зростає пропускна здатність роликової печі; економиться природний газ; покращується стан роликового поду (зменшується кількість випадків заклинювання та зупинок роликів) і, як наслідок, скорочуються простоти печі та покращується якість лонжеронної сталі.

Отримано підвищений комплекс механічних властивостей у сталі 24ХГБР та інших після нормалізації з МКІТ, особливо після попереднього гартування з аустенітної області, що зумовлено формуванням високодисперсної багатофазної структури [4].

Слід підкреслити, що в останні роки інтерес до нормалізації з МКІТ посилюється, про що свідчить кількість публікацій, яка збільшується. Однак вони поки що є скоріше винятком із правила. У зв'язку з цим необхідні подальші дослідження з цього питання для різних сталей, щоб стало можливим широке застосування у промисловості нормалізації конструкційних сталей за новою технологією, яка забезпечує енергозбереження.

У промисловості знайшло застосування гартування з МКІТ лише низьковуглецевих низьколегованих сталей для глибокої витяжки або холодної висадки. При цьому отримують дуальну структуру, що складається з фериту і 25–30 % мартенситу [5]. Тим часом, технології гартування, що включають витримку у МКІТ, можуть бути застосовані до багатьох конструкційних сталей, що дозволить отримати у них більш високий рівень механічних властивостей, ніж після типової термообробки. У роботі [6] було запропоновано та одержав подальший розвиток інноваційний принцип, згідно з яким для підвищення властивостей багатьох сплавів на залізній основі слід використовувати метастабільний аустеніт не як моно-

структуру, як це було раніше, а в різних поєднаннях і кількісних співвідношеннях з іншими складовими: мартенситом, нижнім бейнітом, феритом, карбідами, карбонітридами, інтерметалідами та інших. Можуть бути використані в повному обсязі, лише частина їх, але присутність у структурі метастабільного аустеніту обов'язково. При цьому важливо з урахуванням вихідних хімічного та фазового складів сплавів та умов навантаження керувати співвідношенням структурних складових, їх морфологією, характером їх розподілу в структурі та розвитком динамічного деформаційного мартенситного перетворення ДДМП (ефект самотгартування при навантаженні – СГН), оптимізуючи їх стосовно конкретних умов експлуатації. [6–8]. Одночасно з ним протікають інші структурні і фазові перетворення. Відбувається сильне диспергування структури, аж до нанокристалічної, зміна щільності дислокацій, динамічне старіння, двійникування та ін. Це дозволяє матеріалам легко адаптуватися до зовнішніх навантажень. При цьому у них відбувається дисипація енергії, що ускладнює утворення та розвиток тріщин, що призводять до руйнування. Це значно розширює можливості підвищення властивостей вуглецевих та різного ступеня легування сталей, і навіть чавунів за допомогою отримання у їх структурі поруч з звичайними складовими метастабільного аустеніту. Він розглядається як смартструктура, здатна до самотрансформації з утворенням мартенситу деформації під дією напруги, що підвищує самозахист сплавів від руйнування [11]. Одночасно з цим слід використовувати відомі механізми зміцнення та опору руйнуванню. У оглядовій роботі [12] показано, що в останні роки за кордоном ведуться інтенсивні дослідження з використанням раніше запропонованого принципу отримання в сталях багатофазної структури з метастабільним аустенітом [6] для забезпечення високого рівня механічних властивостей, що підтверджує його широку застосовність.

Вперше ідея використання мартенситних перетворень, що протікають при навантаженні у процесі випробувань властивостей чи експлуатації, була висловлена та реалізована ще у середині минулого століття І. М. Богачовим та Р. І. Мінцем при розробці хромомарганцевих метастабільних аустенітних сталей, які мають високу кавітаційну стійкість [13]. Цей принцип був ними використаний та для підвищення механічних властивостей і довговічності сплавів на мідної та титанової основах [14]. Надалі на цьому принципі розробили нові кавітаційно-стійкі сталі [15]. Це стало початком розвитку одного з основних напрямків у матеріалознавстві ХХІ ст., що полягає у створенні матеріалів з метастабільною структурою, яка самоорганізується під зовнішнім впливом (смарт-матеріали) та технологій, що забезпечують отримання такої структури [16]. В. П. Швейкіним [17] наведено результати досліджень впливу гартування на нагріванням у МКІТ на структуру та властивості великої групи розроблених низьколегованих сталей, додатково легуваних мар-

ганцем, кремнієм та бором. Показано, що в них може бути досягнуте гарне поєднання механічних властивостей за рахунок отримання гетерофазної структури з метастабільним аустенітом.

А. М. Полякової та В. Д. Садовським досліджено вплив гарту з МКІТ з подальшим високим відпуском на структуру та механічні властивості сталей 30ХГС та 35ХГС [18]. Було встановлено, що при відпуску, якій дає однакову твердість після нормального та міжкритичного гартування, ударна в'язкість виходить значно вище у сталей після гарту з МКІТ. Після покращення досліджені сталі не мали схильності до відпускнуої крихкості.

Дані щодо ізотермічного гарту сталі 35ГС з МКІТ [19] показують, що вміст залишкового аустеніту в сталі (~ 20 %) значний, завдяки його збагаченню у міжкритичному інтервалі температур по вуглецю та марганцю. На відміну від аустенітних ПНП-сталей у разі трифазної структури (ферит, бейніт, аустеніт) збільшення подовження, яке може досягати 36 %, зумовлене підвищеною кількістю залишкового аустеніту, що зазнає ДДМП. Аналогічні дослідження проведені лише для дуже невеликої кількості низьколегованих конструкційних сталей. У зарубіжній літературі наведено дані щодо ізотермічного гартування з МКІТ низьковуглецевих низьколегованих сталей, розроблених для листа, що використовується в автомобільній промисловості [20, 21]. Такі сталі зазвичай містять 0,06–0,15 % С; 1,5–2,0 % Мп і додатково леговані Si, Al, Cu, часом В, Ti, V, Nb. Після термообробки ці сталі мають багатфазну структуру, що складається з фериту, бейніту, невеликої кількості мартенситу і залишкового аустеніту, який зазнає ДДМП, що забезпечує підвищену пластичність (ефект ПНП – пластичність, наведена перетворенням). Підкреслюється важлива роль кремнію, алюмінію і залишкового аустеніту. Встановлено, що його кількість у структурі має становити 5–15 %.

Тим часом, така термообробка повинна бути вивчена для конструкційних сталей, що широко використовуються в промисловості, різного хімічного складу і призначення.

Метою даної є підвищення властивостей досліджених конструкційних сталей термічною обробкою з витримкою в міжкритичному інтервалі температур, а також нагріванням до або після неї на типову температуру аустенітизації.

Методи та матеріали

Вивчено вплив термообробки з витримкою у МКІТ ряду широко застосовуваних у промисловості марок сталей 14Г2 (ГОСТ 19903-74), 15Г (ГОСТ 1133-71), 20ГЛ, 20ГФЛ (ГОСТ 977-88). Сталь 14Г2 використовується для великих листових конструкцій, сортового прокату, стрижнів \varnothing 19 мм, які піддаються гартуванню з аустенітної області з подальшим низьким або високим відпуском. Зі сталі 15Г виробляють сортовий прокат, що застосовується для виготовлення цементованих або ціанованих поршневіх пальців, які

піддаються гартуванню і низькому відпуску, кулачкових валиків, болтів, заклепок, що проходять поліпшення. Сталі 20ГЛ та 20ГФЛ (ГОСТ 977-88) призначені для сталевих виливків різного призначення. Зі сталі 20ГЛ виготовляють диски, зірочки, зубчасті вінці та інші деталі, що працюють під дією статичних та динамічних навантажень.

Сталь 20ГФЛ застосовується виготовлення литих деталей вагонобудування (рам, балок, автотривалих пристроїв, візків вантажних і пасажирських вагонів та ін.).

Хімічний склад досліджених сталей та їх критичні точки A_{c1} і A_{c3} наведено у табл. 1. У роботі використовували металографічний, рентгенівський, дюрOMETРИЧНИЙ методи досліджень. Визначали механічні властивості на розтяг і ударну в'язкість досліджених сталей.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджених сталей

Сталь	Вміст елементів, мас. %				Критичні точки, °С	
	С	Мп	Si	V	A_{c1}	A_{c3}
14Г2	0,15	1,48	0,26	–	709	825
15Г	0,15	1,35	0,18	–	735	863
20ГЛ	0,20	1,30	0,30	–	720	860
20ГФЛ	0,20	1,30	0,7	0,08	725	860

Примітка: у всіх сталях містилося $\leq 0,018$ % S, $\leq 0,030$ % P.

Результати досліджень та їх обговорення.

Нормалізація

Механічні властивості сталей 14Г2, 20ГЛ та 20ГФЛ після нормалізації за різними режимами наведені в табл. 2. Вони показують, що при проведенні термообробки витримка у МКІТ та особливо комбінований нагрів за раціональними режимами забезпечують більш високий рівень механічних властивостей, ніж типовий режим з нагріванням вище за A_{c3} , як це зазвичай прийнято. При вибраній температурі МКІТ зі збільшенням витримки до певної межі зростає кількість аустеніту в структурі та знижується частка фериту. Відбувається перерозподіл вуглецю та марганцю між α і γ - фазами та збагачення цими елементами останньої, якій підвищує її стійкість до розпаду за дифузійним механізмом при охолодженні [1]. Структура, яка утворилася після нормалізації з МКІТ, являє собою ферит і дисперсну феритокарбідну суміш. Її більше (рис. 1б), ніж після термообробки за типовим режимом (рис. 1а), що передбачає нагрівання у аустенітну область, що призводить до підвищення властивостей міцності. Отримані дані узгоджуються з наведеними у роботі [1]. У ній докладно досліджено у сталі 20 кінетика утворення аустеніту, збільшення в ньому вмісту вуглецю в порівнянні з вихідним та фазовим складом при різних витримках МКІТ. У цій сталі після витримки 60–120 хв у МКІТ кількість аустеніту більш ніж у 2 рази перевищувала рівноважне. Зміст у ньому вуглецю також значно вищий за вихідний. Результатом цього є збільшення феритно-цементитної суміші після нормалізації МКІТ. Велика пластичність є наслідком

очищення фериту від вуглецю та азоту, що був у ньому, [14]. Для термообробки доевтектоїдних сталей, зокрема маловуглецевих, був запропонований спосіб нормалізації, який відрізняється тим, що спочатку здійснюють нагрівання на температуру $A_{c3} + (30-50 \text{ }^\circ\text{C})$, а потім охолоджують на повітрі в МКІТ та після витримки в ньому 40–90 хв проводять охолодження до кімнатної температури [22]. Мета попередньої аустенізації перед витримкою у МКІТ створити дрібнозернистість аустеніту. Механічні властивості сталі 20ГЛ, нормалізованої за цим способом (нагрів на $890 \text{ }^\circ\text{C}$, 2 хв/мм, охолодження МКІТ до $760 \text{ }^\circ\text{C}$, витримка при цій температурі 60 хв, охолодження на повітрі) наведені в табл. 2.

Вони значно вищі, ніж після аналогічної термообробки за типовим режимом або з нагріванням МКІТ. Порівняння балу зерна після нормалізації сталі 20ГЛ за запропонованим способом термообробки та типовому режиму показав, що він, відповідно, характеризується № 9 і 7. Після нормалізації з

нагріванням у МКІТ без попередньої аустенізації бал зерна характеризувався № 6.

Додаткове подрібнення зерна відіграє важливу роль у підвищенні механічних властивостей сталі 20ГЛ поряд зі структурними змінами, зумовленими нагріванням МКІТ, розглянутими вище. Ще більший ефект подрібнення зерна може бути отриманий, якщо після повної аустенізації провести охолодження на повітрі до $500 \text{ }^\circ\text{C}$, потім нагріти у МКІТ та після витримки в ньому охолодити на повітрі [23]. Механічні властивості сталі 14Г2, термообробленої за цим способом, наведені у табл. 2.

Отримано дані про вплив температури нагріву у МКІТ при проведенні нормалізації на механічні властивості сталі 15Г (табл. 3). З них випливає, що нормалізація з витримкою у МКІТ так само, як і раніше розглянутих сталей, дозволяє отримати більш високий рівень механічних властивостей, ніж типова нормалізація з нагріванням в аустенітну область ($900 \text{ }^\circ\text{C}$).

Таблиця 2 – Механічні властивості досліджених сталей після нормалізації за типовим режимом з нагріванням вище A_{c3} , нагріванням та витримкою в МКІТ, а також після комбінованих способів, що включають нагрів вище A_3 до або після витримки в МКІТ

Сталь	Режим термообробки	Механічні властивості				
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
14Г2	Нагр. $860 \text{ }^\circ\text{C}$, вит. 2 мин/мм, охол. пов. (типова)	432	617	20	78	0,66
	Нагр. $860 \text{ }^\circ\text{C}$, вит. 2 мин/мм охол. пов. до $500 \text{ }^\circ\text{C}$, нагр. На $760 \text{ }^\circ\text{C}$, вит. 60 мин, охол. пов.	468	669	25	79	0,84
20ГЛ	Нагр. $890 \text{ }^\circ\text{C}$, вит. 2 мин/мм, охол. пов. (типова)	408	562	22	65	1,20
	Нагр. $760 \text{ }^\circ\text{C}$, вит. 60 мин, охол. пов.	420	586	30	68	1,67
	Нагр. $890 \text{ }^\circ\text{C}$, вит. 2 мин/мм, охол. до $760 \text{ }^\circ\text{C}$, вит. 60 мин, охол. пов.	452	605	34	72	1,73
	Нагр. $760 \text{ }^\circ\text{C}$, вит. 60 мин, нагр. $890 \text{ }^\circ\text{C}$, вит. 3 мин, охол. пов.	435	596	35	74	1,85
20ГФЛ	Нагр. $930 \text{ }^\circ\text{C}$, вит. 2 мин/мм, охол. пов. (типова)	413	575	24	54	1,38
	Нагр. $780 \text{ }^\circ\text{C}$, вит. 60 мин, охол. пов.	546	632	26	58	1,67

Примітка: нагр. – нагрів, вит. – витримка, охол. – охолодження, пов. – повітря.

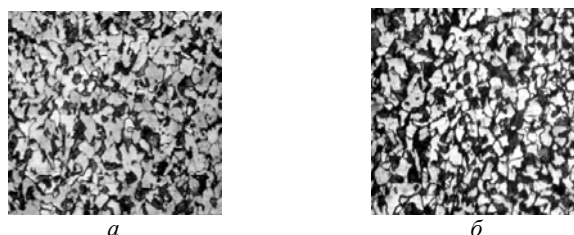


Рис. 1. Мікроструктура сталі 20ГЛ після нормалізації за типовим режимом та з МКІТ, $\times 500$:
а – нормалізація (типова); б – нормалізація з МКІТ: $760 \text{ }^\circ\text{C}$, витримка 60 хв

Таблиця 3 – Вплив нормалізації з нагріванням у МКІТ та вище A_{c3} за типовим режимом на механічні властивості сталі 15Г

Температура t , $^\circ\text{C}$	Механічні властивості				
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
760	402	505	30	60	0,90
800	416	520	27	58	0,90
900 (типова)	360	410	26	55	0,85

З наведених даних випливає, що нагрівання в МКІТ маловуглецевих низьколегованих сталей при проведенні нормалізації краще типового нагріву в аустенітну область, що широко застосовується для цих сталей.

Гартування та відпуск

У даній роботі ставилося завдання вивчити можливість термообробки маловуглецевих сталей нестандартним для них способом, що включає гартування з МКІТ, та подальший відпуск.

Отримані дані показують, що гартування з МКІТ та високий відпуск (у сталі 14Г2 його температура нижче на 50 °С порівняно з типовою) дозволяють отримати підвищений рівень механічних властивостей, порівняно з таким після покращення за типовим режимом (табл. 4).

Зростання властивостей міцності пояснюється збільшенням кількості карбідів, що виділилися при високому відпуску у результаті розпаду мартенситу з підвищеним вмістом вуглецю, що утворився з збагаченого ним аустеніту, що виник після витримки у МКІТ. Певну роль можуть грати також карбіди, які не розчинилися при нагріванні під гартування. Вища пластичність сталей після поліпшення, що включає нагрівання і витримку у МКІТ, обумовлена дрібнозернистістю структури (рис. 2), присутністю у ній рівномірно розподілених у структурі невеликих за розмірами (10–20 мкм) ділянок фериту, очищеного від вуглецю та азоту, формуванням розвиненої субструктури у α -твердому розчині, коагуляцією карбідів.

Спосіб термообробки, що включає попереднє нагрівання вище A_{c3} , подальше охолодження у МКІТ, витримку у ньому перед охолодженням у воді [21], підвищує властивості міцності після високого

відпуску, зберігає достатню пластичність та ударну в'язкість. Це показано на сталі 20ГФЛ (табл. 4). Режимми нагріву, витримки у МКІТ при гартуванні та відпуску механічні властивості можна змінювати в потрібному напрямку, підвищуючи міцнісні властивості або пластичність та ударну в'язкість.

Визначення твердості загартованих зразків сталі 15Г після різних витримок МКІТ при температурах 760, 780, 800 °С показало, що вона змінюється неоднозначно (рис. 3). При витримках 10–15 хв спостерігається максимум твердості. Чим вище температура нагріву у МКІТ, тим при менших витримках досягається максимум твердості після гарту, тим більший її рівень після всіх витримок у МКІТ. Ця залежність пояснюється тим, що при нагріванні вище A_{c1} спочатку виникає низьковуглецевий аустеніт, кількість якого значно вища, ніж за умовами рівноваги. У процесі витримки аустеніт, що контактує з карбідами, насичується вуглецем унаслідок їх часткового розчинення [1].

Це призводить до утворення високовуглецевої кайми по межах аустеніту при збереженні маловуглецевої серцевини. Перед гартуванням з МКІТ концентрація вуглецю в аустеніті неоднорідна. Відповідно, після гарту утворюється мартенсит з великою диференціацією по вуглецю, у тому числі невелика кількість з підвищеною концентрацією. З цим пов'язане підвищення твердості після нетривалої витримки у МКІТ. У міру збільшення часу витримки все більше фериту переходить в аустеніт, і концентрація вуглецю в ньому знижується внаслідок дифузії вуглецю з ділянок з його підвищеним вмістом низьковуглецеві ділянки.

Таблиця 4 – Механічні властивості досліджених сталей після поліпшення за типовим режимом з нагріванням під гартування вище A_{c3} , з нагріванням та витримкою у МКІТ, а також після попереднього нагрівання вище A_{c3} , з охолодженням з МКІТ та витримкою у ньому (сталь 20ГФЛ)

Сталь	Режим термообробки	Механічні властивості				
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
14Г2	Нагр. 870 °С, вит. 2 мин/мм, охол. у воді, відп. 500 °С, вит. 60 мин, охол. пов. (типова)	670	755	18	65	0,72
	Нагр. 760 °С, вит. 60 мин, охол. у воді, відп. 500 °С, вит. 60 мин, охол. пов.	677	770	19	67	0,98
20ГЛ	Нагр. 890 °С, вит. 2 мин/мм, охол. у воді, відп. 630 °С, вит. 60 мин, охол. пов. (типова)	563	661	21	56	1,18
	Нагр. 760 °С, вит. 60 мин, охол. у воді, відп. 630 °С, вит. 60 мин, охол. пов.	575	678	28	68	1,66
20ГФЛ	Нагр. 930 °С, вит. 2 мин/мм, охол. у воді, відп. 670 °С, вит. 60 мин, охол. пов. (типова)	535	617	20	51	1,23
	Нагр. 930 °С, вит. 2 мин/мм, охол. пов. до 760 °С, вит. 60 мин, охол. в воді, відп. 670 °С, вит. 60 мин, охол. пов.	546	632	25	63	1,62

Примітка: нагр. – нагрів; вит. – витримка; охол. – охолодження; пов. – повітря; відп. – відпуск

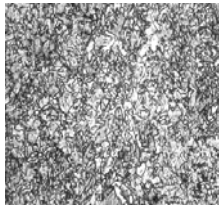


Рис. 2. Мікроструктура сталі 20ГЛ після гарту з нагріванням у МКІТ на 760 °С, витримкою 60 хв та відпуск на 630 °С, 60 хв, × 500

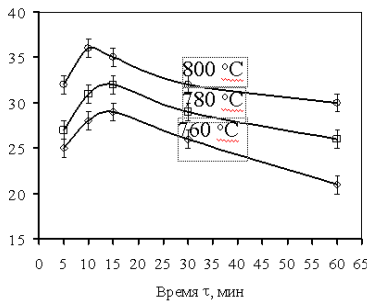


Рис. 3. Залежність твердості сталі 15Г від часу витримки та температури гартування у МКІТ

Вищі значення твердості після гарту сталі 15Г з підвищених температур МКІТ обумовлені утворенням все більшої кількості аустеніту в ньому і відповідно мартенситу, а також зниженням частки фериту в структурі.

Визначалися механічні властивості сталі 15Г після гарту з МКІТ (760 і 800 °С) та аустенітної області (900 °С) з подальшим відпуском при 600 °С 60 хв. Тривалість витримки при аустенізації завжди вибиралася 10 хв. Отримані дані показують, що найбільш високі властивості міцності у сталі 15Г досягаються після поліпшення із загартуванням по типовому режиму з нагріванням, що перевищує A_{c3} (табл. 5), а підвищені значення пластичності і ударної в'язкості – після гарту з МКІТ. Останнє пов'язано з тим, що в результаті витримки у МКІТ відбувається додаткове подрібнення зерна. Крім цього, у процесі витримки в МКІТ відбувається зниження концентрації вуглецю та азоту у фериті, які дуже сильно його окрихчують. Очищення фериту від домішок має зробити свій внесок у підвищення пластичності сталі, оскільки він присутній у структурі поряд із сорбітом відпуску.

Отримані дані показують, що для досліджуваної сталі після раціонального режиму гартування з

нагріванням у МКІТ та нижчою, ніж зазвичай прийнято, температурою відпуску можна досягти хороше поєднання механічних властивостей при менших енерговитратах порівняно з типовою термообробкою.

Гартування з аустенітної області та низький відпуск застосовується тільки до сталі 14Г2 та не використовується при термообробці інших досліджених у даній роботі сталей. Тим часом, у низьковідпущеному стані після гарту з МКІТ (табл. 5) ці сталі мають значно вищі міцнісні властивості, ніж після нормалізації та поліпшення. При цьому на достатньому рівні зберігається пластичність та ударна в'язкість (табл. 6).

Слід зазначити, що гартування з МКІТ та низький відпуск досліджених маловуглецевих сталей забезпечують у них більш високий рівень властивостей міцності, ніж у середньовуглецевих сталях після гарту по типовому режиму з нагріванням, що перевищує A_{c3} , та високого відпуску, зберігаючи при цьому необхідну пластичність. Така термообробка потребує менших енерговитрат порівняно з поліпшенням. При поясненні впливу мікронеоднорідної структури, отриманої після гарту з МКІТ та низького відпуску, на механічні властивості досліджених сталей слід враховувати важливу роль маловуглецевого рейкового мартенситу, який має помірну міцність, але підвищену пластичність порівняно з середньо- та високовуглецевим мартенситом.

Однак поряд з низьковуглецевим мартенситом у структурі гартованих з МКІТ та низьковідпущених сталей може бути деяка кількість мартенситу із середнім вмістом вуглецю. За даними роботи [24] воно може становити 0,5 %. Такий мартенсит відпуску повинен підвищувати властивості міцності. Помітний вплив на механічні властивості має метастабільний залишковий аустеніт, незважаючи на те, що його кількість у досліджених сталях, згідно з даними рентгенівського аналізу, знаходиться в межах 5–10 %. Його найбільша кількість (10 %) отримано у сталі 14Г2 після гарту з МКІТ (760 °С, 60 хв) та відпуску 250 °С, 60 хв. Залишковий аустеніт метастабільний і перетворюється на мартенсит деформації при навантаженні у процесі випробування механічних властивостей на розтяг. Поблизу головки (недеформована частина) зразка залишковий аустеніт присутній, а поблизу зони руйнування його немає, оскільки він перетворився на мартенсит. У роботах [20, 21] зазначається, що порівняно невелика кількість аустеніту, який зазнає ДДМП, дозволяє реалізувати ПНП- ефект та значно підвищити опір руйнуванню. Отримані дані це підтверджують.

Таблиця 5 – Механічні властивості сталі 15Г після різних режимів загартування з МКІТ (760, 800 °С), аустенітної області (900 °С) та відпуску за типовим режимом (600 °С) і нижчого (400 °С)

Режим термообробки	Механічні властивості				
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
Нагр. 760 °С, вит. 2 мин/мм, охол. у воді, відп. 600 °С, вит. 60 мин, охол. пов.	420	512	26	55	0,85
Нагр. 800 °С, 2 мин/мм охол. у воді, відп. 600 °С, вит. 60 мин, охол. пов.	449	550	27	56	1,10
Нагр. 800 °С, вит. 2 мин/мм, охол. у воді, відп. 400 °С, вит. 60 мин, ох. пов.	580	689	20	53	0,80
Нагр. 900 °С, 2 мин/мм, охол. у воді, відп. 600 °С, вит. 60 мин, охол. пов.	599	696	16	44	0,70

Примітка: нагр. – нагрів; вит. – витримка; охол. – охолодження; пов. – повітря; відп. – відпуск

Таблиця 6 – Механічні властивості досліджених сталей після гарту з МКІТ та низького відпуску

Сталь	Режим термообробки	Механічні властивості				
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
14Г2	Нагр. 760 °С, вит. 60 мин, охол. у воді, відп. 250 °С, охол. пов.	950	1070	12	58	0,6
	Згідно вимогам ТУ за типовим режимом - гартом з аустенітної області	900	980	12	55	0,6
20ГЛ	Нагр. 760 °С, вит. 60 мин, охол. у воді, відп. 300 °С, вит. 60 мин, охол. пов.	1050	1280	12	47	0,7
20ГФЛ	Нагр. 780 °С, вит. 60 мин, охол. у воді, відп. 300 °С, 60 мин, охол. пов.	1090	1250	15	51	0,8

Примітка: нагр. – нагрів; вит. – витримка; охол. – охолодження; пов. – повітря; відп. – відпуск

Ізотермічне гартування

У досліджених сталях отримано добре поєднання механічних властивостей після ізотермічного гартування з нагріванням у МКІТ (табл. 7) за способом [25]. Він передбачає після аустенізації охолодження у воді до заданої температури та ізотермічну витримку при цій температурі у печі, подальше охолодження на повітрі.

У сталі 14Г2, в якій після ізотермічного гарту з МКІТ отримана найбільш висока пластичність, структура являла собою 20 % фериту, 15 % залишкового аустеніту, решта – нижчий бейніт. Згідно з даними рентгенівського аналізу, при випробуваннях механічних властивостей сталі 14Г2 залишковий аустеніт перетворюється на мартенсит деформації.

У зоні рівномірного подовження зразків при розтягуванні кількість залишкового аустеніту зменшується від 15 % до 7 %, а в зоні руйнування він не виявлений через перетворення на мартенсит. ДДМП є не тільки механізмом зміцнення, але і релаксації напружень [6–8]. Збільшує пластичність також ферит, рівномірно розподілений у структурі у вигляді малих за розмірами ділянок. На рис. 4. наведена мікроструктура сталі 14Г2 після ізотермічного гартування з МКІТ, характерна та для інших досліджених маловуглецевих низьколегованих сталей. Нагрів у МКІТ досліджених сталей слід проводити при температурах $A_{c1} + (50-70 \text{ }^\circ\text{C})$. Більш високий нагрів у області МКІТ збільшує кількість аустеніту, але ступінь його збагачення вуглецем знижується. В результаті після гартування, у тому числі ізотермічного, в структурі зменшується кількість фериту і залишкового аустеніту, які надають сталям підвищену пластичність, також збільшується частка мартенситу або бейніту, що підвищують властивості міцності. Витримку у МКІТ для одержання у зразках досліджених сталей найкращого

поєднання механічних властивостей доцільно здійснювати протягом 40–60 хв. Кількісним співвідношенням структурних складових, розвитком ДДМП, а, отже, механічними властивостями можна керувати зміною температурно-часових режимів у МКІТ, а також у бейнітній області. Температура ізотерми для сталей 14Г2, 20ГЛ та 20ГФЛ повинна становити 450–500 °С. Нижчі температури ізотерми створюють у бейніті більш високий рівень його пересичення вуглецем, що підвищує міцнісні властивості, але знижує пластичність та ударну в'язкість. При більш високих температурах утворюється верхній бейніт, який окрихчує сталь.

Згідно з даними робіт [6–8], при малих витримках після ізотермічного гарту в досліджених сталях утворюється найбільша кількість залишкового аустеніту, а поряд з нижнім бейнітом може бути присутнім у структурі мартенсит. Крім того, залишковий аустеніт при випробуваннях механічних властивостей інтенсивно перетворюється на мартенсит деформації. Ці фактори збільшують властивості міцності, але знижують пластичність і ударну в'язкість.

При витримках 40–60 хв кількість аустеніту та ступінь його стабільності оптимізуються, а в бейніті – формується розвинена субструктура, що забезпечує високий рівень пластичності та ударної в'язкості за достатньою для багатьох випадків міцністю.

На прикладі сталі 20ГЛ показано, що спосіб ізотермічного гартування, який включає нагрівання на типову температуру аустенізації, охолодження до температури МКІТ, витримку в ньому та наступне ізотермічне гартування дозволяє отримати більш високий рівень механічних властивостей, ніж аналогічне гартування з МКІТ (табл. 7).

Таблиця 7 – Механічні властивості досліджених сталей після ізотермічного гарту з витримкою в МКІТ

Сталь	Режим термообробки	Механічні властивості				
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
14Г2	Нагр. 760 °С, вит. 60 мин, охол. у воді до 450 °С, из. вит. 60 мин, охол. пов.	725	938	26	62	1,4
20ГЛ	Нагр. 760 °С, вит. 60 мин, охол. у воді до 470 °С, из. вит. 40 мин, охол. пов.	691	775	18	56	1,2
	Нагр. 890 °С, вит. 2 мин/мм, охол. на пов. до 760 °С, вит. 60 мин, охол. у воді до 470 °С, из. вит. 40 мин, охол. пов.	814	992	24	60	1,4
20ГФЛ	Нагр. 780 °С, вит. 60 мин, охол. у воді до 500 °С, из. вит. 40 мин, охол. пов.	760	825	17	54	1,2

Примітка: нагр. – нагрів; вит. – витримка; охол. – охолодження; пов. – повітря.

Слід підкреслити, що ізотермічне гартування за раціональними режимами з МКІТ з охолодженням та ізотермічною витримкою за схемою вода-піч, виключає застосування неекологічних розплавів солей та при менших енерговитратах, ніж при поліпшенні, забезпечує більш високий рівень міцності при порівнянні (табл. 7 та 4).

Висновки

1. Технології термообробки з витримкою у МКІТ маловуглецевих низколегованих сталей створюють у них мікронеоднорідну багатофазну структуру, що поєднує міцні та пластичні складові. У цьому випадку нормалізація по нетиповому режиму більш доцільна ніж та, що широко застосовується у промисловості з нагріванням вище Ас₃, оскільки забезпечує добре поєднання міцності та пластичних властивостей при зниженні енерговитрат.

2. У разі гартування з МКІТ та високого відпуску при нижчій температурі, ніж типова, може бути отриманий рівень властивостей міцності, близький до такого після типової термообробки при більш високих значеннях пластичності та ударної в'язкості.

3. Досліджені сталі після гартування з МКІТ та низького відпуску мають міцнісні властивості, більш високі, ніж у середньовуглецевих сталей після поліпшення, при тій же пластичності та ударній в'язкості.

4. Екологічне ізотермічне гартування з МКІТ, знижуючі енерговитрати в порівнянні з поліпшенням, забезпечує більш високі властивості міцності і порівнянну пластичність та ударну в'язкість.

5. Комбінована термообробка досліджених сталей (нормалізація, гартування та відпуск), що включає аустенізацію до витримки у МКІТ або після неї, дозволяє підвищити характеристики міцності та збергти на необхідному або навіть більш високому рівні пластичність та ударну в'язкість.

6. Підвищена пластичність досліджених сталей, загартованих після витримки в МКІТ, та низького відпуску або після ізотермічного гартування з охолодженням та ізотермічною витримкою за схемою вода-піч обумовлена одержанням у структурі поряд з іншими складовими невеликої кількості метастабільного аустеніту, що зазнає ДДМП при випробуваннях механічних властивостей.

Список літератури

1. Дьяченко С. С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах / С. С. Дьяченко. – М. : Металлургия, 1982. – 127 с.

2. Возможности и перспективы использования межкритической нормализации для упрочнения низколегованных сталей и сварных конструкций / С. В. Егорова, Ю. А. Стеренбоген, А. В. Юрчишин и др. // Автоматическая сварка. – 1983. – № 12. – С. 7–13.

3. Коломиец Е. М. Совершенствование режимов нормализации лонжеронного проката из стали 20ГЮТ / Е. М. Коломиец // Сталь. – 2005. – № 3. – С. 93–96.

4. Хотинов В. А. Структура и механические свойства среднеуглеродистых сталей после нагрева в межкритическом интервале температур / В. А. Хотинов, С. В. Ощук, В. М. Фарбер // Металловедение и термическая обработка. – 2011. – № 11. – С. 31–35.

5. Голованенко С. А. Двухфазные низколегированные стали / С. А. Голованенко, Н. М. Фонштейн. – М. : Metallurgy, 1986. – 207 с.

6. Малинов Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений: дис. ... докт. техн. наук: 05.16.01 / Малинов Леонид Соломонович. – Екатеринбург : УПИ, 1992. – 381 с.

7. Малинов Л. С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2007. – 352 с.

8. Малинов Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Мариуполь : Рената, 2009. – 567 с.

9. Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / А. П. Чейлях. – Мариуполь : ПГТУ, 2009. – 483 с.

10. Принципы создания мелющих тел повышенной износостойкости. Часть 1. Износостойкость сплавов на основе железа при абразивном изнашивании / А. Д. Коваль, В. Г. Ефременко, М. Н. Брыков и др. // Трение и износ. – 2012(33). – № 1. С. 52–61.

11. Малинов Л. С. Метастабильный аустенит – смартструктура, обеспечивающая сплавам самозащиту от разрушения / Л. С. Малинов // Міжнародна конференція «Університетська наука - 2020»: тези доп. / ДВНЗ «ПДТУ». – Мариуполь : ПДТУ, 2020. – С. 116–117.

12. Технології термічної обробки високоміцних аhss-сталей третього покоління / Р. О. Кусса, В. С. Волошин, В. І. Зурнаджи, В. Г. Єфременко и др. // Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». Луцьк, 2021. – № 71. – С. 81–89.

13. Богачев И. Н. Кавитационное разрушение железоуглеродистых сплавов / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М. : Машгиз, 1959. – 170 с.

14. Богачев И. Н. Повышение кавитационной стойкости деталей машин / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М. : Машиностроение, 1964. – 143 с.

15. Богачев И. Н. Новые кавитационностойкие стали для гидротурбин и их термообработка / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, Р. И. Минц. – М.: НИИИН-ФОРМТЯЖМАШ, 1967. – 47 с.

16. Прусаков Б. А. Проблемы материалов в XXI веке / Б. А. Прусаков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2001. – № 1. – С. 3–5.

17. Швейкин В. П. Научные основы и технологические способы обработки гетерофазных сплавов с высоким уровнем конструктивной прочности: автореф. дис. ... д-ра техн. наук 05.16.01 / Швейкин Вла-

дислав Павлович. – Екатеринбург : ГОУ ВПО «УГТУ УПИ им. Б. Н. Ельцина», 2009. – 49 с.

18. Полякова А. М. Межкритическая закалка конструкционных сталей / А. М. Полякова, В. Д. Садовский // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1970. – № 1. – С. 5–8.

19. Петруненок А. А. Термическая обработка низколегированных сталей для получения ферритно-аустенитно-бейнитной структуры / А. А. Петруненок // *Физика металлов и металловедение.* – 1991. – № 5. – С. 93–98.

20. Choi K. S. Influence of various material design parameters on deformation behaviors of TRIP steels / Choi K. S., Soulamy A., Liu W. N., Sun X. // *Comput. Mater. Sci.* – 2010. – № 2. – P. 720-730.

21. Yi H.L. Extraordinary ductility in al-bearing TRIP steel / K. Y. Lee, H. K. Bhadeshian // *Proc. Roy. Soc. London.* – 2011. – № 21. – P. 234–243.

22. Пат. 95409 Україна МПК C21D 1/06 (2006.01) Спосіб термообробки доевтектоїдних сталей / Л. С. Малинов, Д. В. Бурова. – № а201009842; заявл. 09.08.2010; опубл. 25.07. 2011, Бюл. № 14. – 3 с.

23. Пат. 99053 Україна МПК C21D 1/78 (2006.01) Спосіб термообробки доевтектоїдної сталі / Л. С. Малинов, Д. В. Малинова. – № а201104353; заявл. 11.04.2011; опубл. 10.07.2012, Бюл. № 13. – 2 с.

24. Морфология и тонкая структура продуктов распада аустенита при ускоренном охлаждении стали 10Г2ФБ / В. И. Большаков, Г.Д. Сухомлин, Д.В. Лаухин, В.И. Куксенко // *Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. трудов.* – Днепропетровск, ПГАСиА. – 2003. – Вып. 22. – Ч. 1. – 320 с.

25. Пат. 6414 Україна МПК C21D 1/00 (2006.01) Засіб термообробки / Л. С. Малинов; № 200407300; заявл. 28.07.2004; опубл. 16.05. 2005, Бюл. № 5. – 2 с.

19. Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом – разновидность адаптационных материалов с самоорганизацией структуры, вызванной внешним воздействием / Л. С. Малинов // *Тез. докл. X Региональной научн. и научн.-техн. конф.* – Мариуполь: ПГТУ. – 2003. – 84 с.

20. Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении – разновидность адаптационных материалов, повышающих свои свойства при внешнем воздействии за счет самоорганизации структуры / Л. С. Малинов // *Металл и литье Украины.* – 2003. – № 11–12. – С. 3–8.

21. Малинов Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мар-

тенситных превращений : автореф. дис. ... д-ра. техн. наук : 15.16.01 / Л. С. Малинов // Екатеринбург: Урал. политехн. ин-т, 1992. – 35 с.

22. Малинов Л. С. Использование принципа получения метастабильного аустенита, регулирования его количества и стабильности при разработке экономнолегированных сплавов и упрочняющих обработок / Л. С. Малинов // *МиТОМ.* – 1996. – № 2. – С. 35–39.

23. Малинов Л. С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / Л. С. Малинов., В. Л. Малинов. – Харьков: ННЦ ХФТИ. – 2007. – 352 с.

24. Малинов Л. С. Повышение свойств сталей и высокопрочного чугуна получением в их структуре метастабильного аустенита и реализации эффекта самозакалки при нагружении / Л. С. Малинов // *Металлы.* – 1999. – № 6. – С. 67–76.

25. Малинов Л. С. Метастабильный аустенит – смартструктура, обеспечивающая сплавам самозащиту от разрушения / Л. С. Малинов // *Університетська наука – 2020 : тези доп. міжнар. науково-техн. конф. (Мариуполь, 20-21 травня 2020 р.) : т. 1 / ДВНЗ «ПДТУ».* – Мариуполь : ПДТУ, 2020. – С.116–117.

26. Малинов Л. С. Ресурсосбережение за счет применения экономнолегированных сплавов и упрочняющих технологий, обеспечивающих получение многофазных структур с метастабильным аустенитом и управление структурными и фазовыми превращениями / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.* – 2011. – № 1. – С. 93–105.

27. Малинов Л. С. Спосіб обробки сталей. Патент України UA № 12399A, C21D 1/00 / Л. С. Малинов. – № 95010267; заявл. 02.12. 1996; опубл. 28.02. 1997. – Бюл. № 1.

28. Упрочнение низкоуглеродистой высокопрочной стали в межкритическом интервале температур / И. Ю. Пышминцев, В. А. Корзников, Р. З. Валиев, В. А. Хогинов // *МиТОМ.* – 1999. – № 5. – С. 11–15.

29. Малинов Л. С. Фазовые превращения при деформации в высокомарганцевом сплаве / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, Л. А. Голубович // *МиТОМ.* – 1976. – № 2. – С. – 13–15.

30. Лысак Л. И. Физические основы термической обработки стали / Л. И. Лысак, Б. И. Николин. – К. : Техника. – 1975. – 304 с.

31. Фазовые превращения при нагружении и механические свойства предварительно деформированной стали Г20 / Л. С. Малинов, К. Н. Соколов, Н. Я. Казачкова, Е. Я. Харланова. // *Изв. Вузов. Черн. металлургия.* – 1973. – № 9. – С. 138–141.

Одержано 28.12.2021

Malinov L., Malinov V., Burova D. Increasing the mechanical properties of low-carbon low-alloy steels by normalizing and quenching with a standby in the intercritical interval of temperatures

Purpose. The possibility of increasing the mechanical properties of the investigated structural steels by using technologies including holding in ICIT, as well as heating to a typical temperature of austenitization before or after holding in ICIT is shown.

Methods of research. Durometric, metallographic and X-ray research methods were used. The tensile properties and impact strength were determined. These properties were compared with those obtained for the studied steels after a typical heat treatment.

Results. It is shown that the technologies of normalization and quenching with holding in ICIT, as well as heating before or after it to a typical austenitizing temperature increasing of the mechanical properties of the studied steels in comparison with theirs level after a typical heat treatment.

Scientific novelty. Innovative technologies of normalization and quenching, which includes holding in ICIT, as well as heating before or after it to a typical austenitizing temperature, were used and showed their effectiveness.

Practical value. The technologies of normalization and quenching, which includes holding in ICIT, as well as heating before or after it to the typical temperature of austenitization are proposed for practical application.

Key words: normalization, quenching, intercritical interval of temperatures, martensite, lower bainite, carbides, mechanical properties.