

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

STRUCTURE FORMATION. RESISTANCE TO DESTRUCTION AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES

УДК 621.316.13

Бурова Д. В.

канд. техн. наук, доцент кафедри матеріалознавства і перспективних технологій
ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Дніпро, Україна,
e-mail: burovadasha1990@gmail.com, ORCID:0009-0000-3460-8602

СТРУКТУРА ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РЯДУ КОНСТРУКЦІЙ- НИХ СТАЛЕЙ ПІСЛЯ ТЕРМООБРОБКИ З ВИТРИМКОЮ У МІЖКРИ- ТИЧНОМУ ІНТЕРВАЛІ ТЕМПЕРАТУР (МКІТ)

Мета роботи. Показати ефективність різних способів термообробки досліджених сталей з нагрівом в МКІТ, в результаті яких підвищуються їх механічні властивості, що обумовлене здобуттям багатофазної структури, однією зі складових якої у ряді випадків є метастабільний аустеніт.

Методи дослідження. Досліджено сталі 14Г2, 20ГЛ, 20ГФЛ 45Г. Проводилися різноманітні види термічної обробки з нагрівом у міжкритичний інтервал температур. В сталях, які досліджували, була отримана багатофазна дисперсна за хімічним складом структура. Використовувались дюрOMETричний, металографічний і рентгенівський методи дослідження. Визначали механічні властивості при розтягненні і ударна в'язкість. Ці властивості порівнювались з отриманими у досліджених сталях після типової термообробки.

Отримані результати. Показано, що в досліджених сталях при здійсненні різних способів термообробки немає необхідності при нагріванні отримувати однофазну однорідну за хімічним складом аустенітну структуру. Створення в досліджених сталях багатофазної дисперсної мікронеоднорідної структури способами термообробки, що включають регламентовані нагрівання і витримку в МКІТ, дозволяє отримати після нормалізації, гарту і високого або низького відпускання, а також ізотермічного гарту хороше поєднання міцнісних і пластичних властивостей, рівень яких перевищує одержуваний після звичайного процесу.

Наукова новизна. Розглядається альтернативна точка зору, згідно з якою для підвищення механічних і службових властивостей сталей необхідне отримання в них багатофазних дисперсних мікронеоднорідних структур, що складаються з мартенситу, бейніту, фериту, карбідів, карбонітридів і метастабільного залишкового аустеніту, а також їх різноманітних поєднань. Для отримання таких структур доцільно при проведенні термообробки доевтектоїдних сталей використовувати нагрівання і витримку в МКІТ, в яких утворюється аустеніт, поряд з ним присутні ферит і карбіди. При цьому аустеніт має хімічну мікронеоднорідність, тому що на його межі з карбідом концентрація вуглецю істотно вища, ніж на межі з феритом.

Практична цінність. Підвищення механічних властивостей сталей дозволяє збільшити експлуатаційну стійкість деталей машин, що є важливою задачею матеріалознавства. Одним із напрямків її вирішення є отримання в сталях багатофазної структури, однією зі складових якої є метастабільний аустеніт, в якому відбувається при навантаженні динамічне деформаційне мартенситне перетворення (ДДМП) та ефект самогартування при навантаженні (СГН). Способи термообробки з нагріванням у МКІТ легко реалізуються в умовах виробництва та дозволяють забезпечити енергозбереження. Режими їх проведення слід вибирати з урахуванням отримання необхідних властивостей, вихідної структури, її дефектності та перерізу виробів.

Ключові слова: МКІТ, нормалізація, гарт, відпускання, багатофазна структура, механічні властивості.

Вступ

Широко поширеним у навчальній, довідковій літературі та заводській практиці є уявлення про те, що в таких способах термообробки, як нормалізація та гартування доевтектоїдних сталей нагрівання слід проводити в однофазну аустенітну область з невеликим перевищенням точки A_{c3} , забезпечуючи розчинення карбідів в аустеніті та вирівнювання його. В результаті після термообробки отримують дрібнозернисту структуру, а у разі гартування – однорідний за хімічним

складом мартенсит або бейніт. При цьому в структурі відсутні ферит та карбіди. У роботі розглядається альтернативна точка зору, згідно з якою для підвищення механічних і службових властивостей сталей необхідне отримання в них багатофазних дисперсних мікронеоднорідних структур, що складаються з мартенситу, бейніту, фериту, карбідів, карбонітридів і метастабільного залишкового аустеніту, а також їх різноманітних поєднань [1–3]. Можуть бути структури, які включають в повному обсязі складові, або лише деякі з них. Для отримання таких структур доцільно при

проведенні термообробки доєвтектоїдних сталей використовувати нагрівання і витримку в МКІТ, в яких утворюється аустеніт, поряд з ним присутні ферит і карбіди. При цьому аустеніт має хімічну мікронеоднорідність, тому що на його кордоні з карбідом концентрація вуглецю істотно вища, ніж на кордоні з феритом. Це дозволяє отримати після термообробки багатозону дисперсну мікронеоднорідну структуру. Широке промислове застосування знайшов лише гарт із МКІТ низьковуглецевих сталей, що використовуються для глибокої витяжки. Він забезпечує отримання двофазної структури, що складається з фериту та 25–30 % низьковуглецевого мартенситу [4]. У роботі [5] показана доцільність нормалізації з нагріванням у МКІТ спеціально розроблених для цього будівельних сталей 09Г2СЮЧ та 09ХГ2СЮЧ. Відомі дослідження з ізотермічного гарту з МКІТ стали 37ГС [6], що зазвичай піддається поліпшенню. У роботах [7–9] запропоновано при проведенні термообробок сталей з нагріванням у МКІТ застосовувати комбінований нагрів: спочатку в МКІТ з регламентованою витримкою, а потім короткочасно в аустенітну область. Це дозволяє, якщо потрібно, виключити після гартування утворення в структурі фериту, що знижує властивості міцності, і зберегти мікронеоднорідність хімічного складу, отриману попереднім нагріванням в МКІТ. Ефективність зазначених термообробок з нагріванням в МКІТ показана на порівняно невеликій кількості сталей.

Мета роботи

Відповідної інформації для досліджених сталей 14Г2, 20ГЛ, 20ГФЛ 45Г у літературі немає. Метою роботи було отримати позитивні результати, які підтвердили б правильність альтернативної точки зору про недоцільність у ряді випадків, наприклад при загартуванні досліджених доєвтектоїдних сталей, обов'язково домагатися нагріванням та витримкою отримання однорідного за хімічним складом аустеніту. У свою чергу це дозволило б за рахунок нагріву в МКІТ і, відповідно, зниження температури нагріву реалізувати ресурсозбереження.

Матеріал і методика досліджень

У даній роботі ставилося завдання в сталях, що широко застосовуються: 14Г2, 20ГЛ, 20ГФЛ 45Г (табл.1), використовувати способи термообробки, що застосовують на виробництві (нормалізація, гартування та відпускання), реалізувавши нагрівання та витримку в МКІТ, отримати в них багатозону дисперсну за хімічним складом структуру та за рахунок цього підвищити їх механічні властивості.

Таблиця 1 – Хімічний склад та критичні точки досліджених сталей

Сталь	Хімічний склад, мас. %						Критичні точки		
	C	Mn	Si	V	S	P	Ac ₁	Ac ₃	Mn
14Г2	0,13	1,60	0,32	-	0,020	0,018	709	825	410
20ГЛ	0,19	1,38	0,45	-	0,019	0,020	720	860	420
20ГФЛ	0,21	1,55	0,51	0,12	0,025	0,025	735	875	435
45Г	0,46	0,87	0,32	-	0,027	0,021	720	770	

Особливістю досліджень було те, що при проведенні термообробки в ряді випадків після нагрівання в МКІТ [10] або перед ним [11] проводилася аустенітизація. Крім того, був реалізований спосіб ізотермічного гарту, що полягає в охолодженні до необхідної температури утворення нижнього бейніту (після нагрівання в МКІТ або аустенітну область) у воді, що більш екологічно, а не в розплаві солей, як це зазвичай прийнято. Витримка після цього проводилася у печі [12]. У роботі застосовувалися металографічний, рентгенівський методи дослідження та визначалися механічні властивості досліджених сталей.

Результати досліджень

У табл. 2 наведені дані, що показують, що нормалізація з нагріванням в МКІТ за оптимальними режимами дозволяє отримати більш високий рівень механічних властивостей, ніж аналогічна термообробка типового режиму з нагріванням в аустенітну область. Для сталі 20ГЛ додатково проведено нормалізацію з нагріванням у МКІТ з попередньою, а також подальшою аустенітизацією. Їхня роль полягає в отриманні дрібнозернистого аустеніту. При вибраній температурі і витримці МКІТ збільшується кількість аустеніту в структурі і знижується частка фериту. Відбувається перерозподіл вуглецю та марганцю між α і γ - фазами та збагачення ними останньої. Внаслідок цього підвищується її стійкість до розпаду при охолодженні. Сформована після нормалізації з МКІТ структура являє собою ферит і дисперсну феритокарбідну суміш. Її більше, ніж при аналогічній термообробці за типовим режимом, що передбачає нагрівання в аустенітну область (рис. 1а, б). Це і зумовлює підвищення властивостей міцності. Велика пластичність є наслідком очищення фериту від вуглецю, можливо, і азоту, що є у сталі [13]. У фундаментальній роботі [14] докладно досліджена в доєвтектоїдних сталях кінетика утворення аустеніту, збільшення в ньому вмісту вуглецю порівняно з вихідним та фазовий склад при різних витримках у МКІТ. Так у сталі 20 після витримки 60–120 хв в МКІТ кількість аустеніту більш ніж у 2 рази перевищує рівноважну. Зміст у ньому вуглецю також значно вище вихідного.

Відповідно, після охолодження з МКІТ на повітрі в структурі має бути більше феритокарбідної суміші, ніж після нормалізації за типовим режимом. Отримані у роботі результати підтверджують це.

Вивчався також вплив на механічні властивості поліпшення з нагріванням під гартування в МКІТ, оскільки аналогічна термообробка з аустенітизацією при температурах Ac₃+(30–50) °С широко застосовується для досліджених сталей. Отримані дані показують, що гартування з МКІТ і високе відпускання дозволяють отримати підвищений рівень механічних властивостей порівняно з ними після поліпшення за типовим режимом (табл. 3). Зростання властивостей міцності можна пояснити збільшенням кількості карбідів, що виділилися при високому відпусканні в результаті розпаду мартенситу з підвищеним вмістом вуглецю,

що утворився зі збагаченого ним аустеніту, що виник після витримки в МКІТ. Це підтверджують дані роботи [15], згідно з якою мартенсит, що виник у результаті загартування сталей 40ГС і 40Г2С з МКІТ, мав на 10–20 % більшу твердість, ніж після звичайного гартування. Певну роль можуть грати також карбіди, які не розчинилися при нагріванні під гартування. Більш висока пластичність сталей після поліпшення, що включає на першому етапі нагрівання та витримку в МКІТ, обумовлена дрібнозернистістю структури, присутністю в ній рівномірно розподілених невеликих за розмірами ділянок фериту (рис. 1а), очищеного від вуглецю та азоту, формуванням розвиненої субструктури в α -твердому розчині, коагуляцією карбідів. Вплив на механічні властивості аустенітизації, проведеної перед витримкою МКІТ і після неї, вивчено на сталі 45Г, яка піддавалася поліпшенню (табл. 3). Попередня аустенітизація з охолодженням на повітрі до 500–550 °С, наступне нагрівання МКІТ і витримка 60 хв дозволяють отримати дрібне зерно в сталі (10 бал). Короткочасна аустенітизація після витримки в МКІТ і подальше охолодження у воді виключають утворення фериту, але зберігають хімічну неоднорідність мартенситу, що утворився. Комбінований нагрів підвищує властивості міцності, зберігає достатню пластичність і ударну в'язкість. Ці дані узгоджуються з результатами, отриманими для маловуглецевих складнолегованих високоміцних сталей мартенситного класу в роботі [16].

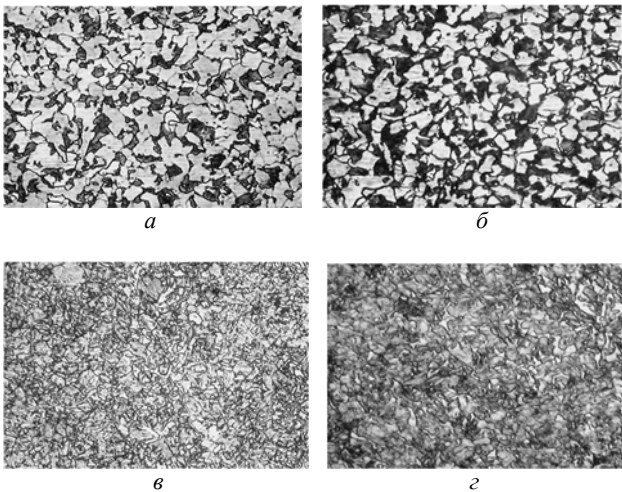


Рисунок 1. Мікроструктура сталі 20ГЛ після різних термообробок $\times 500$:

а – нормалізація за типовим режимом; б – нормалізація з нагріванням МКІТ: 760 °С, 60 хв; в – гартування з нагріванням МКІТ: 760 °С, 60 хв, відпускання 630 °С, 60 хв, г – ізотермічне гартування з нагріванням МКІТ: 760 °С, 60 хв, охолодження у воді до 470 °С, витримка 40 хв

Таблиця 2 – Механічні властивості досліджених сталей після нормалізації за типовим режимом та з нагріванням у МКІТ

Сталь	Режим термообробки	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
14Г2	860 °С, 20 хв, пов.	432	617	20	48	0,66
	760 °С, 60 хв, пов.	468	669	25	59	0,84
20ГЛ	890 °С, 20 хв, пов.	408	562	22	38	1,20
	760 °С, 60 хв, пов.	420	586	30	50	1,67
	890 °С, 20 хв, 760 °С, 60 хв, пов.	452	605	34	67	1,73
	760 °С, 60 хв, 890 °С, 5 хв, пов.	435	596	35	70	1,85
20ГЛ	930 °С, 20 хв, пов.	413	575	24	54	1,38
	780 °С, 60 хв, пов.	546	632	26	68	1,67
45Г	850 °С, 20 хв, пов.	640	730	23	67	1,40
	760 °С, 60 хв, пов.	650	750	25	70	1,55

Примітка: пов. – охолодження на повітрі.

Загартування з МКІТ і низьке відпускання дозволяють у досліджених сталях отримати більш високі властивості міцності, ніж після нормалізації та поліпшення, виконаними з нагріванням на ту ж температуру. При цьому на достатньому рівні зберігається пластичність та ударна в'язкість (табл. 4). Режимом нагріву в МКІТ та відпусканням механічні властивості можна коригувати у потрібному напрямку. При поясненні впливу хімічної мікронеоднорідності структури, яку отримали після загартування з МКІТ і низького відпускання, на механічні властивості слід врахувати утворення кристалів мартенситу з широким спектром вмісту вуглецю. Важливу роль грає метастабільний залишковий аустеніт, незважаючи на те, що його кількість не перевищує 10 % [1–3]. Він, розташовуючись за межами рейок відпущеного мартенситу, підвищує опір руйнуванню. Крім того, перетворення залишкового аустеніту на мартенсит деформації збільшує пластичність і ударну в'язкість [1–3]. Певну роль у підвищенні пластичності грає ферит, що зберігся у структурі. Гартування з МКІТ і низьке відпускання вимагають менше енерговитрат, ніж покращення за типовим режимом. При необхідності виключити ферит із структури поверхневого шару, наприклад, для підвищення його зносостійкості, може бути застосовано гартування ТВЧ з нагріванням в аустенітну область [17]. Отримані в роботі дані показують також можливість забезпечення хорошого поєднання механічних властивостей у досліджених сталях ізотермічним гартуванням з нагріванням МКІТ (табл. 5).

У сталі 14Г2, в якій після ізотермічного гартування з МКІТ отримана найбільш висока пластичність, структура являла собою ~ 20 % фериту, ~20 % залишкового аустеніту, решта – нижній бейніт. Згідно з даними рентгенівського аналізу, при випробуваннях механічних властивостей залишковий аустеніт перетворюється на мартенсит деформації. У зоні рівномірного подовження зразків при розтягуванні кількість залишкового аустеніту зменшується з ~20 % до ~10 %. Динамічне деформаційне мартенситне перетворення (ДДМП) є не лише механізмом зміцнення, а й підвищення пластичності [1–3]. Збільшує пластичність ферит, рівномірно розподілений у структурі у вигляді малих за розмірами ділянок (рис. 1з). Кількісним співвідношенням структурних складових, розвитком ДДМП, а, отже, механічними властивостями можна керувати зміною температурно-тимчасових режимів, МКІТ, а також в бейнітній області. Нагрівання в МКІТ досліджених сталей доцільно проводити при температурах $A_{c1} + (30–60 \text{ }^\circ\text{C})$. Вищий нагрів в 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, що надають сталям підвищену пластичність, і збільшується частка мартенситу або бейніту при ізотермічному гартуванні, що підвищують властивості міцності. Витримку МКІТ для отримання в зразках досліджених сталей найбільш хорошого поєднання механічних властивостей доцільно здійснювати протягом 60 хв. Температура ізотерми для зразків сталей 14Г2, 20ГЛ та 20ГФЛ повинна становити 450–500 $^\circ\text{C}$, 45Г–400 $^\circ\text{C}$. Більш низькі температури ізотерми створюють у бейніті більш високий ступінь його пересичення вуглецем, що підвищує властивості міцності і знижує пластичність і ударну в'язкість. При більш високих температурах утворюється верхній бейніт, який охрупчує сталь. При малих витримках після ізотермічного гарту у 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 залишкового аустеніту та ступінь його стабільності оптимізуються, а в бейніті – формується розвинена субструктура, що забезпечує високий рівень пластичності та ударної в'язкості за достатньої для багатьох випадків міцності. Однак слід наголосити, що при виборі режиму термообробки з нагріванням у МКІТ необхідно враховувати хімічний склад сталі, її вихідну структуру та дефектність, що є наслідком деформації, а також переріз виробу [14].

Способи термообробки з нагріванням у МКІТ є ресурсозберігаючими, оскільки забезпечують більш високий рівень механічних властивостей при меншій, у ряді випадків, витраті енергоносіїв.

Таблиця 3 – Механічні властивості досліджених сталей після поліпшення за типовим режимом та гарту з МКІТ та високого відпускання

Сталь	Режим термообробки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
14Г2	870 $^\circ\text{C}$, 20 хв, в., від., 650 $^\circ\text{C}$, 60 хв, пов.	557	618	18	48	0,72
	760 $^\circ\text{C}$, 60 хв, в., від., 650 $^\circ\text{C}$, 60 хв, пов.	575	631	21	53	0,98
20ГЛ	890 $^\circ\text{C}$, 20 хв, в., від., 630 $^\circ\text{C}$, 60 хв, пов.	563	661	21	56	1,18
	760 $^\circ\text{C}$, 60 хв, в., від., 630 $^\circ\text{C}$, 60 хв, пов.	575	678	28	68	1,66
20ГФЛ	930 $^\circ\text{C}$, 60 хв, в., від., 670 $^\circ\text{C}$, 60 хв, пов.	535	617	20	51	1,23
	890 $^\circ\text{C}$, 20 хв, 760 $^\circ\text{C}$, 60 хв, пов.	546	632	25	63	1,62
45Г	850 $^\circ\text{C}$, 20 хв, в., від., 550 $^\circ\text{C}$, 60 хв, в.	640	750	16	55	0,91
	760 $^\circ\text{C}$, 60 хв, в., від., 550 $^\circ\text{C}$, 60 хв, в.	670	840	19	61	1,3
	850 $^\circ\text{C}$, 20 хв, 760 $^\circ\text{C}$, 60 хв, в., від., 550 $^\circ\text{C}$, 60 хв, в.	690	895	15	57	1,2
	760 $^\circ\text{C}$, 60 хв, 890 $^\circ\text{C}$, 5 хв в., від., 550 $^\circ\text{C}$, 60 хв, в.	710	910	13	55	0,98

Примітка: в. – охолодження у воді, пов. – охолодження на повітрі, від. – відпускання.

Таблиця 4 – Механічні властивості досліджених сталей після гарту з МКІТ та низького відпускання

Сталь	Режим термообробки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
14Г2	760 $^\circ\text{C}$, 60 хв, в., від., 250 $^\circ\text{C}$, 60 хв	950	1070	12	38	0,58
20ГЛ	760 $^\circ\text{C}$, 60 хв, в., від., 300 $^\circ\text{C}$, 60 хв	1050	1280	12	47	0,74
20ГФЛ	780 $^\circ\text{C}$, 60 хв, в., від., 300 $^\circ\text{C}$, 60 хв	1090	1250	15	51	0,78
45Г	760 $^\circ\text{C}$, 60 хв, в., від., 250 $^\circ\text{C}$, 60 хв	1340	1590	12	49	0,58

Примітка: в. – охолодження у воді, від. – відпускання.

Вони можуть бути легко реалізовані без будь-яких капітальних витрат на дійсному термічному обладнанні і дати значний економічний ефект. Це робить необхідним для доєвтектійних сталей різного хімічного складу проведення системних досліджень щодо визначення оптимальних режимів різних способів термообробки з нагріванням у МКІТ та широке впровадження їх у виробництво.

Таблиця 5 – Механічні властивості досліджених сталей після ізотермічного гартування

Сталь	Режим термообробки	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
14Г2	760 °С, 60 хв, в., до 450 °С, і.в. 60 хв, пов.	825	938	32	62	0,91
20ГЛ	760 °С, 60 хв, в., до 470 °С, і.в. 40 хв, пов.	691	775	18	56	1,12
	890 °С, 20 хв, 760 °С, 60 хв, в. до 470 °С, і.в. 40 хв, пов.	814	992	24	56	1,78
20ГФЛ	780 °С, 60 хв, в. до 500 °С, і.в. 40 пов	760	825	17	54	1,2
45Г	760 °С, 60 хв, в., до 400 °С, і.в. 40 хв, пов.	810	920	24	56	1,4

Примітка: і.в. – ізотермічна витримка, в. – вода, пов. – повітря.

Висновки

1. Показано, що в досліджених сталях при здійсненні різних способів термообробки немає необхідності при нагріванні отримувати однофазну однорідну за хімічним складом аустенітну структуру. Створення в досліджених сталях багатофазної дисперсної мікронеоднорідної структури способами термообробки, що включають регламентовані нагрівання і витримку в МКІТ, дозволяє отримати після нормалізації, гарту і високого або низького відпускання, а також ізотермічного гарту хороше поєднання міцнісних і пластичних властивостей, рівень яких перевищує одержуваний після звичайного.

2. Великий вплив на властивості після гарту з МКІТ і низького відпускання, а також ізотермічного гарту робить залишковий аустеніт, що перетворюється при деформації на мартенсит. Структурою, зокрема кількістю та стабільністю залишкового аустеніту, необхідно керувати, оптимізуючи їх за рахунок температурно-часових режимів термообробки.

3. При необхідності підвищити властивості міцності і зберегти достатню пластичність і ударну в'язкість у ряді випадків доцільно при проведенні відповідної термообробки перед витримкою в МКІТ здійснювати аустенітизацію з подальшим охолодженням на повітрі до 500–550 °С. У разі аустенітизації після витримки МКІТ витримка повинна бути короткочасною, що зберігає отриману в МКІТ хімічну мікронеоднорідність, а охолодження після нагрівання в аустенітну об-

ласть слід проводити відповідно даним способом термообробки.

4. Способи термообробки з нагріванням у МКІТ легко реалізуються в умовах виробництва та дозволяють забезпечити енергозбереження. Режими їх проведення слід вибирати з урахуванням отримання необхідних властивостей, вихідної структури, її дефектності та перерізу виробів.

Список літератури

1. Малинов Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений. Дис. ... доктора техн. наук : 05.16.01 / Малинов Леонід Соломонович. – Екатеринбург, 1992. – 381 с.

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

3. Малинов Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Малинов Л. С., Малинов В. Л. – Мариуполь : Изд-во «Рената», 2009. – 568 с.

4. Голованенко С. Л. Двухфазные низколегированные стали / Голованенко С.Л., Фонштейн Н.М. – М. : Металлургия, 1986. – 480 с.

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

6. Петруненко А. А. Структура низколегированных сталей с ПНП-эффектом после термической обработки и деформации / Петруненко А. А., Яровой В. В., Букреев Б. А. // Изв. вузов. Черн. металлургия. – 1991. – С. 73–74.

7. Малинов Л. С. Повышение уровня свойств закаленных низкоотпущенных сталей за счет их предварительного нагрева и выдержки в межкритическом или подкритическом интервалах температур / Малинов Л. С. // Металл и литье Украины. – 2003. – № 6. – С. 41–44.

8. Малинов Л. С. Повышение свойств сталей и высокопрочного чугуна получением в них многофазных структур, включающих бейнит и метастабильный аустенит / Малинов Л. С. // Металл и литье Украины. – 2004. – № 7. – С. 24–28.

9. Малинов Л. С. Повышение свойств низколегированных сталей путем термообработки после нагрева в межкритическом интервале температур / Малинов Л. С. // Металлургічна і горнорудна промисловість. – 2011. – № 1. – С. 63–66.

10. Пат. UA 79717 Україна, С21Д 1/18. Спосіб термообробки / Л. С. Малинов ; заявл. 24.07.2006 ; опубл. 15.03.2007, Бюл. № 3.

11. Пат. UA 95409 Україна, С21Д 1/06, С21Д 1/18С21Д 1/78, Спосіб термообробки /Л. С. Малинов, Малинова Д. В. ; заявл. 24.07.2006 ; опубл. 15.03.2007, Бюл. № 3.

12. Декл. пат. на корисну модель UA 6414 Україна, С21Д1/00. Спосіб термообробки /Л.С. Малинов ; заявл. 28.07.2004; опубл. 16.05.2005, Бюл. №5.

13. Смирнов М. А. Основы термической обработки стали / Смирнов М. А., Счастливец В. М., Журавлев Л. Г. – М. : ООО «Наука и технология», 2002. – 519 с.

14. Дьяченко С. С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах / Дьяченко С. С. – М. : Металлургия, 1982. –128 с.

15. Бернштейн М. Л. Механические свойства сталей 40ГС и 40Г2С с мартенситно-ферритной структурой после термической и химико-термической обработки / Бернштейн М. Л., Бернштейн Л. М., Гладышев С. А. // Изв. вузов. Чер. Metallургия. – 1988. – № 9. – С. 108–111.

16. Ткаченко И. Ф. Повышение комплекса механических свойств проката высокопрочных сталей за счет новых режимов термической обработки / Ткаченко И. Ф. // Вісник Приазовського державного технічного університету. – 2000. – № 10. – С. 100–105.

17. Пат. UA 87940 Україна, С21Д 1/06, С21Д 1/18, С21Д 1/78, Спосіб термообробки сталі /Л. С. Малинов; заявл. 02.06.2008 ; опубл. 25.08.2009, Бюл. № 16.

Одержано 08.02.2024

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF A SERIES OF STRUCTURAL STEEL AFTER HEAT TREATMENT WITH ENDURANCE IN THE INTERCRITICAL TEMPERATURE INTERVAL

Burova D.

Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Material Science and Perspective Technologies, Priazov State Techichal University, Dnipro, Ukraine, e-mail: burovadasha1990@gmail.com, ORCID: 0009-0000-3460-8602

Purpose. To show the effectiveness of various methods of heat treatment of the studied steels with heating in ITI, as a result of which their mechanical properties are increased, which is due to the acquisition of a multiphase structure, one of the components of which in some cases is metastable austenite.

Research methods. Steels 14Г2, 20ГЛ, 20ГФЛ 45Г were investigated. Various types of heat treatment were carried out with heating in the intercritical temperature interval. In the studied steels, a multiphase structure dispersed in chemical composition was obtained. Durometric, metallographic and X-ray research methods were used. Mechanical properties under tension and impact toughness were determined. These properties were compared with those obtained from the studied steels after typical heat treatment.

Obtained results. It is shown that in the investigated steels, when performing various methods of heat treatment, there is no need to obtain a single-phase austenite structure, which is homogeneous in terms of its chemical composition, during heating. The creation of a multiphase dispersed micro-inhomogeneous structure in the studied steels by heat treatment methods, which include regulated heating and holding in ITI, allows to obtain after normalization, hardening and high or low tempering, as well as isothermal tempering, a good combination of strength and plastic properties, the level of which exceeds that obtained after the usual process.

Scientific novelty. The paper considers an alternative point of view, according to which to improve the mechanical and service properties of steels, it is necessary to obtain multiphase dispersed micro-inhomogeneous structures in them, consisting of martensite, bainite, ferrite, carbides, carbonitrides and metastable residual austenite, as well as their various combinations. In order to obtain such structures, it is advisable to use heating and holding in ITI during the heat treatment of pre-eutectoid steels, in which austenite is formed, along with ferrite and carbides. At the same time, austenite has chemical micro-heterogeneity, because the carbon concentration at its boundary with carbide is significantly higher than at the boundary with ferrite. This makes it possible to obtain a multiphase dispersed micro-inhomogeneous structure after heat treatment.

Practical value. Increasing the mechanical properties of steels makes it possible to increase the operational stability of machine parts, which is an important task of materials science. One of the directions of its solution is to obtain a multiphase structure in steels, one of the components of which is metastable austenite, in which the dynamic deformation martensitic transformation (DSMT) and the effect of self-hardening under load (SHL) occur under load. Methods of heat treatment with heating at ITI are easily implemented in production conditions and allow for energy savings. Modes of their implementation should be chosen taking into account obtaining the necessary properties, the initial structure, its defects and the cross-section of the products.

Key words: ITI, normalization, quenching, tempering, multiphase structure, mechanical properties.

References

1. Malinov L. S. (1992). Razrabotka ekonomnolegirovannyh vysokoprochnyh stalej i sposobov uprochneniya s ispolzovaniem principa regulirovaniya martensitnyh prevrashenij [Development of economically alloyed high-strength steels and methods of hardening using the principle of regulating martensitic transformations]. Yekaterinburg, 381.
2. Malinov L. S., Malinov V. L. (2007). Economy-alloyed alloys with martensitic transformations and hardening technologies. – Kharkiv : NNCHFTI, 352.
3. Malinov L. S., Malinov V.L. (2009) Resource-saving economy-alloy alloys and hardening technologies that provide the effect of self-hardening. “Renata” publishing house, 568.
4. Golovanenko S. L., Fonstein N. M. (1986). Two-phase low-alloy steels. Metallurgy, 480.
5. Yehorova S. V., Sterenbogen Yu. A., Yurchyshyn A. V. (1983). Possibilities and prospects of using intercritical normalization for hardening of low-alloy steels and welded structures. Automatic welding, 12, 7–13.
6. Petrunenkov A. A., Yarovoi V. V., Bukreev B. A. (1991). The structure of low-alloy steels with the PNP effect after heat treatment and deformation Izv. universities Chern. Metallurgy, 73–74.
7. Malinov L. S. (2003). Increasing the level of properties of hardened low-tempered steels due to their preliminary heating and holding in intercritical or subcritical temperature intervals, Metal and Casting of Ukraine, 6, 41–44.
8. Malinov L. S. (2004). Improving the properties of steels and high-strength cast iron by obtaining multiphase structures in them, including bainite and metastable austenite, Metal and Casting of Ukraine, 7, 24–28.
9. Malinov L. S., Malinova D. V. (2011). Improving the properties of low-alloy steels by heat treatment after heating in the intercritical temperature interval //Metallurgical and mining industry,1, 63–66.
10. Malinov L. S. (2006). Heat treatment method, Patent of Ukraine for useful model UA 79717, C21D 1/18. Application 24.07.2006. Publ. 15.03.2007, Bull, 3.
11. Malinov L. S., Malinova D. V. (2006) Heat treatment method, Patent of Ukraine for useful model UA 95409, C21D 1/06, C21D 1/18C21D 1/78, Application 24.07.2006. Publ. 15.03.2007, Bull, 3.
12. Malinov L. S. (2005). Heat treatment method, Patent of Ukraine for useful model UA 6414, C21D1/00. Application 28.07.2004. Publ. 16.05.2005, Bull, 5.
13. Smirnov M. A., Schastlyvtsev V. M., Zhuravlev L. G. (2002) Basics of thermal treatment of steel, LLC “Nauka and Technology”, 519.
14. Dyachenko S. S. (1982). Formation of austenite in iron-carbon alloys, Metallurgy, 128.
15. Bernstein M. L., Bernstein L. M., Gladyshev S. A. (1988). Mechanical properties of 40GS and 40G2S steels with a martensitic-ferritic structure after thermal and chemical-thermal treatment Universities Black Metallurgy, 9, 108–111.
16. Tkachenko I. F. (2000). Increasing the complex of mechanical properties of rolled high-strength steels due to new regimes of heat treatment, Bulletin of the Pryazovsky State Technical University,10, 100–105.
17. Malinov L.S. (2009) Heat treatment method, Patent of Ukraine for useful model UA 87940, C21D 1/06, C21D 1/18, C21D 1/78, Application 02.06.2008. Publ. 25.08.2009, Bull, 16.