

УДК 669.14.018.258

М. М. Перепьолкіна, канд. техн. наук В. Я. Грабовський

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

ВИБІР ЕФЕКТИВНОГО ЛЕГУВАННЯ НОВИХ ШТАМПОВИХ СТАЛЕЙ З АУСТЕНІТНИМ ПЕРЕТВОРЕННЯМ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Досліджено мікроструктури та механічні властивості нових штампових сталей різних схем легування з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації (РАПЕ). Визначено, що дослідні сталі порівняно з відомою сталлю 4Х2Н5М3К5Ф (ЭП930) відрізняються більши високими показниками високотемпературної міцності. Запропоновані більш раціональні схеми легування сталей такого типу.

Ключові слова: новий тип штампових сталей, схеми легування, термічна обробка, мікроструктура, високотемпературні механічні властивості.

Актуальність досліджень

Питання підвищення експлуатаційних характеристик штампових сталей для інструментів гарячого деформування металів є особливо важливим, коли температура їх експлуатації перебільшує 700 °С. Серійні теплостійкі штампові сталі мартенситного класу при такому нагріванні втрачають працездатність, оскільки мають принциповий бар'єр підвищення температури експлуатації, який визначається як $(0,7-0,8) T_{\alpha \rightarrow \gamma}$ [1-3] і відповідає температурам 650-700 °С. Це обумовлено швидким зменшенням таких сталей при наближенні до температури A_{c1} внаслідок пришвидшення дифузійних процесів.

Більш ефективним є використання як інструментальних матеріалів, сталей та сплавів на основі ГЦК кристалічної ґратки. Однак висока вартість дефіцитних легувальних елементів, погана оброблюваність різанням, недостатня твердість та міцність у проміжному (до 650 °С) інтервалі температур є перешкодами для їх широкого використання [2, 4]. З міркувань позбавлення від зазначених недоліків проф. Озерським А. Д. зі співробітниками

було запропоновано розроблення нових штампових сталей з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації (РАПЕ) [5, 6]. Їх особливістю є те, що при кімнатній температурі вони мають ОЦК кристалічну ґратку, а при зростанні температури вище 700 °С зазнають $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення і експлуатуються в аустенітному стані. Вказане забезпечується відповідним зниженням критичних точок за рахунок спеціально підбраного легування. Однією з перших таких розробок є сталь 4Х2Н5М3К5Ф (ЭП930) [7]. Високотемпературна міцність такої сталі в аустенітному стані забезпечується перш за все за рахунок твердо розчинного та деформаційного зміцнення. Проте аналіз її хімічного складу та рівня механічних властивостей дозволяють визначити можливість підвищення високотемпературної міцності та економічності за рахунок більш раціонального легування. Вирішенню такої задачі присвячена дана робота.

Хімічний склад дослідних сталей, у порівнянні зі сталлю ЭП930, як базовою, наведено в табл. 1.

Загальним для всіх дослідних сталей є відсутність дефіцитного та досить коштовного кобальту, роль якого в

Таблиця 1 – Хімічний склад сталей

Марочне позначення сталі	Масова частка елементів, %								
	C	Cr	Ni	Mo	V	Co	Mn	Si	W
4Х2Н5М3К5Ф (ЭП930)	0,36	2,32	5,74	3,18	0,35	5,43	0,41	0,49	-
4Х3Н5М3Ф	0,43	2,75	4,93	2,85	1,16	-	0,58	0,45	-
5Х3Н5М3Ф2	0,54	2,66	4,93	2,95	1,56	-	0,51	0,43	-
3Х3Н8М7Ф	0,31	2,60	8,10	6,86	0,64	-	0,41	0,36	-
5Х3Н7М8Ф	0,46	3,00	7,23	7,96	1,15	-	0,63	0,34	-
3Х3Н9М4В4Ф	0,31	2,55	9,00	4,10	0,60	-	0,40	0,34	4,10
6Х3Г6МФ3	0,64	2,99	-	1,21	3,05	-	6,03	0,51	-

складі сталі ЭП930, на наш погляд, не є чітко обґрунтованою. У сталях 4Х3Н5М3Ф та 5Х3Н5М3Ф2 збільшено кількість ванадію та вуглецю з метою реалізації карбідного зміцнення; сталь 3Х3Н8М7Ф характеризується підвищенням вмісту молібдену для реалізації кращого твердорозчинного зміцнення, а також збільшенням кількості нікелю з метою збереження знижених значень критичних точок; у сталі 5Х3Н7М8Ф підвищено вміст не тільки ванадію та вуглецю, а також молібдену для реалізації більшої ефективності як твердорозчинного, так і карбідного зміцнення одночасно, при цьому вміст нікелю збільшено для регулювання значення критичних точок; до складу сталі 3Х3Н9М4В4Ф введено вольфрам для більш термічно стабільного твердорозчинного і карбідного зміцнення та, як і в попередній сталі, підвищено вміст нікелю; в сталі 6Х3Г6МФ3 нікель повністю замінено на марганець та зменшено кількість молібдену, а вміст ванадію та вуглецю збільшено для максимального карбідного зміцнення.

Методика досліджень

Витоплення зливків дослідних сталей проводили у відкритій індукційній печі місткістю 50 кг. Кування здійснювали на прутки квадратного перетину зі стороною 35 мм. Температура кування знаходилась у межах 1170–950 °С. Після кування відбувалось відпалення за режимом: 680 °С, 4 години, уповільнене (з пічкою) охолодження до кімнатної температури.

Термічну обробку зразків дослідних сталей виконували при нагріванні у камерних печах. Гартуванню з охолодженням у маслі піддавали заготовки зразків. Старіння проводили після повного виготовлення зразків.

Критичні точки дослідних сталей визначали на дилатометрі типу Шевенара. Номер зерна аустеніту визначали згідно з ГОСТ 5639–82 після охолодження від температури гартування на повітрі. Визначення механічних властивостей виконували після різних схем нагрівання.

Результати досліджень

З результатів визначення критичних точок, наведених в табл. 2, видно, що обране легування забезпечує дослідним сталям початок переходу до аустенітної структури при зростанні температури A_4 вище 540–620 °С і збереження такої структури при наступному охолодженні не нижче 320–410 °С. Це відповідає умовам створення штампових сталей з РАПЕ [5].

При варіюванні температури гартування в межах 1000–1250 °С (з охолодженням в маслі) встановлено, що для забезпечення номера зерна аустеніту не нижче 9 (відповідно експлуатаційним вимогам до теплостійких штампових сталей) температура гартування не повинна перевищувати 1150 °С. Після гартування від такої температури кількість аустеніту залишкового в дослідницьких сталях знаходилась у межах 11–25 %, а твердість складала від 53 до 60 HRC. Мікроструктури всіх сталей після гартування були схожими і подібними до зображеної

Таблиця 2 – Критичні точки сталей

Марочне позначення	Критичні точки, °С		
	A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}
4Х2Н5М3К5Ф (ЭП930)	615	830	-
4Х3Н5М3Ф	580	830	405
5Х3Н5М3Ф2	620	840	395
3Х3Н8М7Ф	565	765	410
3Х3Н9М4В4Ф	535	690	320
6Х3Г6МФ3	540	800	320

на рис. 1, яка є мартенсито-аустенітною. Крупних частинок первинних надлишкових фаз у структурі не спостерігалось. Це свідчить про те, що дослідницькі сталі не є надмірно легованими елементами – зміцнювачами.

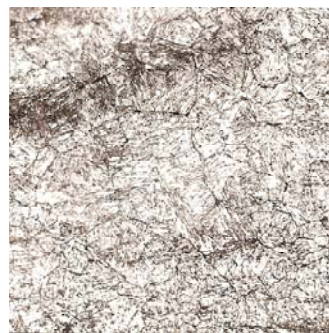


Рис. 1. Мікроструктура сталі 3Х3Н8М7Ф після гартування від 1150 °С в маслі (× 400)

Механічні властивості дослідних сталей визначали після аустенітизації при температурі 900 °С та наступного охолодження до температури випробувань 750 °С, що відповідає визначенню характеристик сталі ЭП930 її розробниками [5].

Згідно з результатами, наведеними в табл. 3 видно, що усі дослідницькі сталі за характеристиками міцності переважають сталь ЭП930, при цьому характеристики пластичності залишаються на тому ж рівні. Найбільш високими показниками міцності відрізняються сталі 5Х3Н7М8Ф та 5Х3Н5М3Ф2 (значення їх границі текучості та границі міцності при температурі 750 °С на 40–60 % вищі, ніж у сталі ЭП930).

Для сталі 5Х3Н7М8Ф додатково визначили характеристики міцності в інтервалі температур 750–800 °С у порівнянні з найбільш теплостійкою серійною штамповою сталлю 5Х3В3МФС (ДИ23).

З наведених на рис. 2 залежностей видно, що при температурах вище 750 °С сталь 5Х3Н7М8Ф відрізняється більш високою стійкістю проти знеміцнення, ніж сталь ДИ23. Так, при температурі 800 °С значення границі текучості та границі міцності дослідницької сталі складає 310 та 350 МПа відповідно, що більш, ніж в 1,5 рази вище, ніж для сталі 5Х3В3МФС (ДИ23).

Таблиця 3 – Результати випробування сталей на розтяг при температурі 750 °С

Марочне позначення	Механічні властивості			
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
4Х2Н5М3К5Ф (ЭП930)	240	273	23,1	64,5
3Х3Н9М4В4Ф	305	353	24,4	75,3
3Х3Н8М7Ф	327	376	27,0	65,5
6Х3Г6МФ3	350	398	17,4	43,8
5Х3Н7М8Ф	355	414	28,5	61,5
5Х3Н5М3Ф2	364	430	20,0	54,8

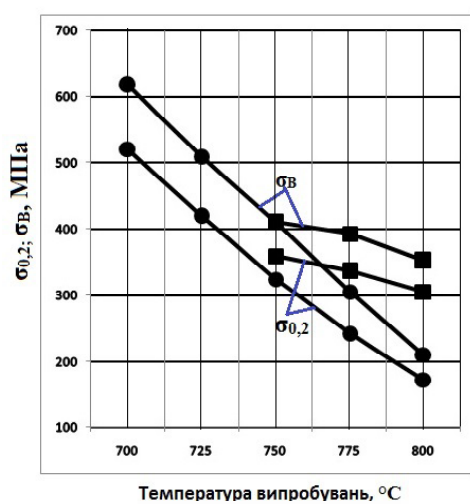


Рис. 2. Зміна характеристик міцності сталей у залежності від температури випробувань: ○ – штампозна сталь 5Х3В3МФС (ДИ23); □ – сталь

Враховуючи, що згідно з [7] характеристики міцності сталі ЭП930 можуть зростати за рахунок попередньої пластичної деформації при температурах випробувань 400...600 °С, проведено подібні дослідження для дослідних сталей. Однак вирішено доцільним визначити ефективність деформаційного зміцнення при більш високих температурах випробувань, які відповідають призначенню дослідницьких сталей (700–750 °С). У табл. 4 наведено значення границі текучості дослідних сталей після аустенізації при 900 °С та наступного охолодження до температури 500 °С (не нижче A_{r3}), при якій зразки піддавали триразовій пластичній деформації зі ступінню деформації по 5 %. Після такої деформації зразки без проміжного охолодження нагрівали до температури випробувань і визначали наявність зміцнення у порівнянні зі зразками, що не піддавали попередній пластичній деформації.

Отримані результати свідчать, що попередня пластична деформація не призводить до зростання високо-температурної (700–750 °С) міцності сталей. Відсутність ефекту деформаційного зміцнення дослідних сталей можна пояснити тим, що при нагріванні до температур

Таблиця 4 – Значення границі текучості (МПа) дослідних сталей при різних температурах – після попередньої пластичної деформації (чисельник) та без попередньої пластичної деформації (знаменник)

Температура випробування, °С	Марка сталі	
	5Х3Н5М3Ф2	3Х3Н8М7Ф
700	–	370
	–	357
725	–	332
	–	332
750	396	326
	370	319

випробувань відбувається зменшення внаслідок процесів рекристалізації.

Вивчена можливість підвищення міцності дослідних сталей за рахунок дисперсійного твердіння. Згідно з обраним легуванням можна припустити реалізацію зміцнення за рахунок виділення частинок карбідів ванадію та молібдену і інтерметалідів типу Fe_7Mo_6 , $Fe_2(W,Mo)$ [4]. Для виявлення цього визначали механічні властивості сталей після гартування від температури 1150 °С з охолодженням у маслі (обробка на твердий розчин) та наступного старіння. Температура (750 °С) та тривалість (5 і 10 годин) старіння обрані як найбільш відповідні для ефективності дисперсійного твердіння. Зміну високотемпературної міцності визначали без проміжного охолодження до кімнатної температури. Результати випробувань на розтяг без старіння та зі старінням наведені в табл. 5.

З отриманих даних видно, що гартування з наступним старінням не призводить до зміцнення сталей, навіть відбувається деяке зменшення характеристик міцності. Відсутність зміцнення, згідно з роботою [8], можна пояснити тим, що в процесі нагрівання до температури старіння відбувається поліморфне перетворення більшої частки об'єму, що має мартенситну структуру. Оскільки це супроводжується суттєвим зростанням швидкості дифузійних процесів [4], то при такому нагріванні буде відбуватися не тільки виділення дисперсних фаз, але й їх коагуляція. Електронно – мікроскопічні дослідження, наведені на рис. 3, підтверджують цю обставину.

Таблиця 5 – Вплив старіння при температурі 750 °С на механічні властивості сталей при тій же температурі випробувань

Марочне позначення сталі	Тривалість старіння, год	Механічні властивості			
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
5ХЗН5МЗФ2	-	343	457	29,7	61,1
	5	307	405	22,3	59,0
3ХЗН8М7Ф	-	294	392	35,2	67,1
	5	298	357	27,5	71,7
3ХЗН9М4В4Ф	-	364	440	23,8	67,1
	5	348	381	22,0	72,4
	10	336	366	21,5	70,7

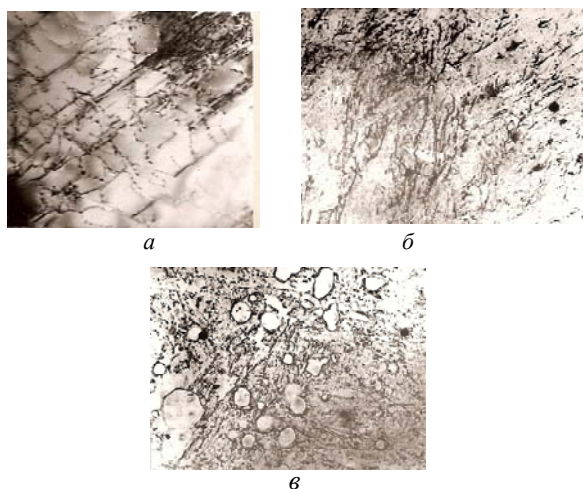


Рис. 3. Мікроструктури дослідних сталей після гартування та наступного старіння ($\times 5250$: *a* – фольги; *б*, *в* – репліки): *a* – гартування від 1150 °С з охолодженням у маслі; *б* – гартування + старіння при 480 °С ($A_{C1} - 100^\circ\text{C}$); *в* – гартування + старіння при 560 °С ($A_{C1} - 20^\circ\text{C}$)

Як видно з рис. 3, а після гартування частинки вторинних фаз відсутні, що свідчить про стан пересиченого твердого розчину. При зростанні температури старіння до значень на 100 °С менше A_{C1} спостерігається виділення дисперсних частинок (рис. 3, *б*) і надалі, близько до A_{C1} , відбувається їх коагуляція (рис. 3, *в*). Тобто роль вторинних фаз як зміцнювальних не реалізується внаслідок наявності $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення. Тому зміцнення за рахунок дисперсійного твердіння вважається можливим за умови отримання після гартування переважно аустенітної структури, щоб при подальшому старінні не відбувалося поліморфне перетворення [8]. Але для реалізації цього необхідно використовувати інші схеми легування.

Висновки

У роботі встановлена можливість підвищення високотемпературної міцності 4Х2Н5М3К5Ф (ЭП930) за ра-

хунок удосконалення схеми легування. Показано, що досліджені сталі не виявляють схильності до додаткового деформаційного та дисперсійного зміцнення при температурах вище 700 °С. За результатами виконаних досліджень для подальшої розробки більш досконалої марки штампової сталі з РАПЕ може бути рекомендована схема легування, що відповідає позначенню 5ХЗН7М8Ф.

Список літератури

1. Кремнев Л. С. Теория легирования и создание на ее основе теплостойких инструментальных сталей и сплавов / Л. С. Кремнев // Металловедение и термическая обработка. – 2008. – № 11. – С. 18–27.
2. Геллер Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. – М. : Металлургия, 1983. – 526 с.
3. Позняк Л. А. Штамповые стали // Л. А. Позняк, Ю. М. Скрынченко, С. И. Тишаев. – М. : Металлургия, 1980. – 244 с.
4. Позняк Л. А. Инструментальные стали. Справочник / Л. А. Позняк, С. И. Тишаев, Ю. М. Скрынченко и др. – М. : Металлургия, 1977. – 168 с.
5. Озерский А.Д. Штамповые стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации / А.Д.Озерский, А.А. Кругляков . – Л. : ЛДНТП, 1988. – 28 с.
6. Озерский А. Д. О выборе стали для матриц горячего прессования медных сплавов / А. Д. Озерский, А. А. Кругляков, А. Н.Данилов // Цветные металлы. – 1981. – № 8. – С. 83–84.
7. Озерский А. Д. Упрочнение стали ЭП930 для матриц горячего прессования медных сплавов / А. Д. Озерский // Цветные металлы. – 1984. – № 10. – С. 76–78.
8. Грабовский В. Я. О перспективности разработки новых высоко-теплостойких штамповых сталей с аустенитно-мартенситной структурой / В. Я. Грабовский, И. А. Бирюкова, В. Г. Волкова // Тематический сборник научных трудов : Новые марки инструментальных и подшипниковых сталей. – М. : Металлургия, 1986. – С. 61–66.

Одержано 19.05.2016

Перепёлкина М.Н., Грабовский В.Я. Выбор эффективного легирования новых штамповых сталей с аустенитным превращением при эксплуатации

Исследованы микроструктуры и механические свойства новых штамповых сталей разных схем легирования с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации (РАПЭ). Установлено, что исследуемые стали по сравнению с известной сталью 4X2H5M3K5Ф (ЭП930) отличаются более высокими показателями высокотемпературной прочности. Предложены более рациональные схемы легирования сталей такого типа.

Ключевые слова: *новый тип штамповых сталей, схемы легирования, термическая обработка, микроструктура, высокотемпературные механические свойства.*

Perepolkina M., Grabovskiy V. Effective alloying selection of new die steels with austenitic transformation during maintenance

Microstructure and mechanical properties of new die steels with different alloying schemes and adjustable austenitic transformation (AATM) during maintenance were investigated. It was determined that experimental steels compared to common steel 4X2H5M3K5Ф (ЭП930) have higher criteria of high-temperature strength. More rational alloying schemes of such steel types were proposed.

Key words: *new type of die steels, alloying schemes, heat treatment, microstructure, high-temperature mechanical properties.*
