

Винахід відноситься до галузі чорної металургії, ливарного і кувално-пресового виробництва, зокрема до сплавів на основі заліза, які застосовуються для виготовлення штампного інструменту і прес-форм лиття під тиском кольорових сплавів методами металургійного переділу і ливарною технологією електрошлакового кокільного лиття.

Відомі штампні сталі, які вміщують вуглець, кремній, марганець, нікель, ванадій, молібден, вольфрам та інші елементи.

Наприклад, сталь (авторське свідоцтво №522272) наступного хімічного складу (мас. частка, %): вуглець 0,4-0,5; кремній 0,4-0,6; марганець 0,5-0,9; хром 3,0-3,5; нікель 0,5-0,7; молібден 1,8-2,0; ванадій 0,6-0,8; алюміній 0,2-0,3; залізо - решта.

Сталь (патент Англії кл. C7A №1098952) має наступний хімічний склад (мас. частка, %): вуглець 0,1-1,2; марганець 0,2-2,0; кремній 0,005-2,0; молібден 0,03-1,0; нікель 0,03-3,0; хром 0,03-3,0; ванадій 0,005-0,3; алюміній 0,03-0,2; залізо - решта.

Сталь (авторське свідоцтво №1125283) має наступний хімічний склад (мас. частка, %): вуглець 0,15-0,40; марганець 0,3-0,8; кремній 0,1-0,6; хром 4,0-8,0; молібден 1,2-2,0; вольфрам 0,05-0,5; ванадій 0,55-1,0; азот 0,055-0,12; цирконій 0,005-0,05; ніобій 0,05-0,1; церій 0,005-0,01; алюміній 0,005-0,002; кальцій - 0,005-0,05; залізо - решта.

Вказані та інші сталі застосовуються для виготовлення литих та деформованих штампів для гарячого деформування і прес-форм лиття під тиском кольорових сплавів і не завжди відповідають вимогам виробництва за недостатньою технологічністю, теплостійкістю, термовтомлюваною витривалістю.

Найбільш наближена до тої, що заявляється, є сталь за авторським свідоцтвом №1548253 - прототип (C22C 38/32, Б.Ц. №9, 1991), яка вміщує елементи в наступних кількостях: (мас. частка, %): вуглець 0,2-0,4; марганець 1,2-1,5; кремній 0,2-0,7; хром 5,0-7,0; молібден 0,8-1,1; ванадій 0,1-1,0; азот 0,07-0,10; алюміній 0,005-0,02; кальцій 0,005-0,05; магній 0,003-0,008; бор 0,0005-0,003; залізо - решта.

Вказана сталь має підвищені теплостійкість і термостійкість у сполученні з достатньою технологічністю при термічному і деформаційному обробленні. Однак вона не достатньо технологічна при литті, особливо при електрошлаковому кокільному литті, і має недостатню термостійкість дифузійного шару при хіміко-термічному поверхневому зміцненні (азотуванні, нітроцементзації), яке, як відомо, суттєво підвищує експлуатаційний ресурс інструменту. Це пов'язано з високим вмістом в сталі кремнію, який знижує розчинність азоту в розплаві і твердому металі, а також з низьким ефектом модифікування сталі кальцієм, магнієм і бором в умовах електрошлакового кокільного лиття.

Метою винаходу є підвищення технологічності сталі при електрошлаковому кокільному литті і термостійкості дифузійного шару, який формується при хіміко-термічному поверхневому зміцненні.

Визначена мета досягається тим, що штампна сталь, яка вміщує вуглець, марганець, кремній, хром, молібден, ванадій, азот, алюміній, відрізняється тим, що вона додатково вміщує титан і вольфрам при наступному співвідношенні компонентів (мас. частка, %):

вуглець	0,2-0,4;
марганець	1,2-1,5;
кремній	0,01-0,15;
хром	5,0-7,0;
молібден	0,8-1,1;
ванадій	0,5-1,5;
азот	0,06-0,15;
алюміній	0,005-0,02;
титан	0,005-0,010;
вольфрам	0,05-10,0;
залізо	решта.

Перераховані ознаки складають суть винаходу і забезпечують досягнення технічного результату.

Порівняння рішення, що заявляється, з прототипом показує, що сталь за винаходом відрізняється від відомої тим, що додатково вміщує титан, вольфрам і співвідношенням компонентів.

Це дозволяє зробити висновок про його відповідність критерію "новизна".

Відомі сталі зі співвідношенням основних компонентів, яке вони мають, не забезпечують необхідну технологічність при електрошлаковому литті і високу термостійкість дифузійного шару, який формується при поверхневому хіміко-термічному зміцненні. Тому склад за винаходом, який забезпечує досягнення нового ефекту, відповідає критерію "суттєві відмінності".

Достатньо високий рівень основних експлуатаційних властивостей сталі, зокрема теплостійкості, термостійкості, гарячої зносостійкості, забезпечує вміст і співвідношення основних легуючих елементів: вуглецю, марганцю, хрому, молібдену, ванадію, азоту, алюмінію.

Виключення зі складу сталі кальцію, магнію, бору пов'язано з тим, що в умовах електрошлакового кокільного лиття, тобто в умовах направленої кристалізації, їх модифікуючий вплив майже відсутній, а введення цих елементів в рідку ванну через шар флюсу практично неможливе.

Новий діапазон вмісту в сталі кремнію, нижчий ніж в прототипі. Це пов'язане з тим, що кремній знижує розчинність азоту в розплаві і твердому металі. Останнє негативно впливає на структуру і властивості дифузійного шару при поверхневому азотуванні або нітроцементзації. Зокрема зменшується його глибина і в ньому формуються великі нітридні і карбонітридні фази. Це суттєво зменшує термостійкість шару і експлуатаційний ресурс штампів і прес-форм. При вмісті кремнію 0,15% і нижче негативний вплив кремнію відсутній.

Виведення із складу сталі кальцію, магнію, бору пов'язане з тим, що в умовах електрошлакового кокільного лиття, яке забезпечує низький вміст в сталі кисню і направлений характер кристалізації, ефективність модифікування цими елементами суттєво знижується, а їх наявність значно підвищує собівартість виливків і ускладнює технологію їх виготовлення.

Метою введення до складу сталі титану є підвищення гарячої тріщиностійкості сталі при електрошлаковому литті. Особливо це необхідно при виготовленні найбільш економічних, з мінімальним об'ємом механічного оброблення заготовок, які наближені за геометричними параметрами до готових штампів і прес-форм. Наявність в цьому випадку жорстких металевих стрижнів призводить до значного браку виливків через гарячі тріщини.

Підвищення гарячої тріщиностійкості, насамперед, можливо при диспергуванні дендритної структури, що уповільнює формування металевого каркасу у виливку і підвищує пластичність металу в температурному інтервалі крихкості за рахунок покращення міжзеренного ковзання.

В умовах направленої характеру кристалізації модифікування поверхнево активними елементами неефективне. В той же час модифікування за рахунок створення додаткових центрів кристалізації вельми суттєве.

Введення титану в сталь з азотом забезпечує формування в розплав часток нітриду титану, які є ефективними зародками центрів кристалізації. При кількості титану менше ніж 0,005% ефективність модифікування низька і не впливає на гарячу тріщиностійкість, а при кількості більше ніж 0,01% - формуються скупчення нітридних часток, що призводить як до зниження тріщиностійкості, так і для підвищення експлуатаційних властивостей. Це підтверджується наступними експериментальними даними.

Введення до складу сталі вольфраму забезпечує суттєве підвищення її теплостійкості за рахунок твердо розчинного та дисперсійного (карбідами вольфраму) зміцнення. При кількості вольфраму менше 0,05% цей ефект відсутній, а при більше 10% сталь різко окрихчується.

В установці електрошлакового кокільного лиття УШ-159А під флюсом Ан - 295 були виплавлені сталь прототип (№1 в табл. 1), сталі складу, який заявляється (№2-4 в табл. 1) і сталі із складами які виходять за межі складу, що заявляється (№5, 6 в табл. 1).

Сталі розливали в циліндричний металевий кокіль з внутрішнім металевим стрижнем, який знаходився вісі виливка. Кільцевий виливок мав такі розміри: діаметр зовнішній - 200мм, діаметр внутрішній - 140мм, висота - 100мм.

Гарячу тріщиностійкість сталей визначали за наявністю і сумарною довжиною гарячих тріщин на боковій поверхні кільцевого виливка. Експериментальні дані по гарячій тріщиностійкості наведені в табл. 2.

З виливків вирізали сегменти розмірами 30х30х30мм. Після термообробки (гартування + високий відпуск) на однакову твердість 43-45HRC, сегменти проходили газове поверхневе азотування в атмосфері аміаку під надлишковим тиском 500мм водного стовпа при температурі $565 \pm 5^\circ\text{C}$ протягом 5 годин. Ступінь дисоціації аміаку становила 35-40%.

Параметри азотованого шару складали: глибина 0,15-0,17мм, мікротвердість 8400-8560 МПа.

Таблиця 1

Хімічний склад сталей

№ сталі	Масова частка елементів, %												
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	N	Al	Ca	Mg	B	Ti	W
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
1 прототип	0,31	1,3	0,65	6,1	1,0	0,8	0,08	0,017	0,03	0,006	0,001	-	-
2	0,30	1,2	0,10	5,9	0,9	0,12	0,09	0,015	-	-	-	0,008	0,05
3	0,32	1,4	0,13	5,5	0,8	0,5	0,06	0,005	-	-	-	0,005	10,0
4	0,30	1,3	0,15	6,3	1,0	0,15	0,12	0,02	-	-	-	0,010	3,2
5	0,35	1,5	0,40	6,0	0,9	0,12	0,10	0,015	-	-	-	0,002	-
6	0,37	1,2	0,15	6,1	0,9	0,13	0,08	0,02	-	-	-	0,019	12,0

Випробовування на термостійкість проводили в автоматичній установці з радіаційним нагріванням зразків в печі опору і їх охолодження у водяній ванні. Температура нагрівання складала $650 \pm 10^\circ\text{C}$, час витримки в одному циклі - 5 хвилин. Температура води - $40 \pm 5^\circ\text{C}$, час охолодження в одному циклі - 0,5хв.

Таблиця 2

Гаряча тріщиностійкість

№ сталі	Сумарна довжина гарячих тріщин на поверхні виливків, мм
1	190
2	22
3	0
4	7
5	130
6	121

Термостійкість визначали за кількістю циклів $650^\circ\text{C} \leftrightarrow 40^\circ\text{C}$ до виникнення сітки розгарних тріщин на поверхні зразків, інтенсивністю відшаровування і руйнування азотованого шару і глибиною проникнення розгарних тріщин в об'єм зразків (табл. 3).

Як видно з наведених експериментальних даних, сталь за винаходом суттєво перевищує за ударною в'язкістю, гарячою тріщиностійкістю і термостійкістю азотованого дифузійного шару сталь прототип і сталі з хімічним складом, який виходить за межі винаходу. При цьому, сталь за винаходом також переважає за основною

експлуатаційною властивістю - теплостійкістю (табл. 4), яку визначали за часом, в продовженні якого при витримці при температурі 600°С твердість зразків знижувалась з 45HRC до 40HRC.

Таблиця 3

Термостійкість сталі

№ сталі	Кількість циклів до формування тріщин в азотованому шарі	Кількість циклів до початку відшаровування азотованого шару	Після 1325 циклів	
			Поверхня зруйнованого азотованого шару, % до загальної поверхні зразка	Максимальна глибина тріщин, мм
1	350	555	70	0,200
2	750	935	15	0,010
3	775	943	13	0,008
4	760	925	15	0,012
5	380	585	5,0	0,210
6	320	490	55	0,180

Таблиця 4

Теплостійкість сталі

№ сталі	Ударна в'язкість КСУ, Дж/см ²	Час витримки при 600°С до зниження з 45HRC до 40HRC, годин
1	5,5	10
2	49,0	15
3	10,3	29
4	31,0	22
5	7,6	12
6	0,5	13