



УКРАЇНА

(19) UA

(11) 78170

(13) C2

(51) МПК (2006)

C22C 38/22

C22C 38/24

C22C 38/28

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ
І НАУКИ УКРАЇНИДЕРЖАВНИЙ ДЕПАРТАМЕНТ
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІОПИС
ДО ПАТЕНТУ НА ВІНАХІД

(54) ІНСТРУМЕНТАЛЬНА СТАЛЬ

1

2

(21) а200601157

(22) 06.02.2006

(24) 15.02.2007

(46) 15.02.2007, Бюл. № 2, 2007 р.

(72) Тюрін Микола Федорович, Кирильченко Петро
Миколайович, Фомицький Євген Іванович(73) ВІДКРИТЕ АКЦІОНЕРНЕ ТОВАРИСТВО "МА-
РІУПОЛЬСЬКИЙ МЕТАЛУРГІЙНИЙ КОМБІНАТ
ІМЕНІ ІЛЛІЧА"

(56) UA 50949 A, 15.11.2002

UA 63718 A, 15.01.2004

UA 72606 C2, 15.03.2005

SU 430185 A1, 30.05.1974

SU 956598 A1, 07.09.1982

SU 956599 A1, 07.09.1982

SU 1413154 A1, 30.07.1988

JP 61213348 A, 22.09.1986

JP 2003183766 A, 03.07.2003

US 3295966 A, 03.01.1967

US 4886640 A, 12.12.1989

(57) Інструментальна сталь, що містить вуглець, кремній, марганець, хром, вольфрам, ванадій, молібден і залізо, яка відрізняється тим, що вона додатково містить алюміній, титан і кальцій при наведеному співвідношенні компонентів, мас. %:

вуглець	2,00-2,20
кремній	0,10-0,60
марганець	0,15-0,60
хром	11,0-12,50
вольфрам	0,50-0,80
ванадій	0,15-0,30
молібден	0,60-0,90
алюміній	0,002-0,10
титан	0,007-0,25
кальцій	0,006-0,02
залізо	решта.

Винахід відноситься до області чорної металургії, а саме до сталі, призначеної для виготовлення зварювальних, калібруючих та інших валків, штампного оснащення холодного деформування металів, переважно для великих, складної форми штампів, що служать для вирубки твердих високоміцних матеріалів і для прецезійної вирубки.

Найбільш близькою до винаходу є сталь, прийнята нами за прототип, що має наведений нижче склад, мас. %:

вуглець	2,00-2,20
кремній	0,10-0,40
марганець	0,15-0,60
хром	11,0-12,50
вольфрам	0,50-0,80
ванадій	0,15-0,30
молібден	0,60-0,90
залізо	Решта.

(ГОСТ 5950-73).

Зазначена сталь, внаслідок підвищеного вмісту вуглецю і хрому, є сталлю з природною карбідною неоднорідністю, оцінюваною ГОСТ 5950-73 за шкалою 2 десятима балами, що найчастіше дося-

гає суцільної карбідної сітки по границях первинних аустенітних зерен (Фіг.1) при кристалізації розплаву у виливницях. Дослідження мікроструктури показало, що в сталі утворюються великі карбіди розміром до (20-50)мкм, згруповані у смуги. Наявність великих карбідів, їхній нерівномірний розподіл аж до сітки по границях аустенітних зерен приводить до підвищеної схильності сталі до крихкого руйнування зливків при їх гарячій механічній обробці (бурти готових виробів швидко руйнуються при експлуатації).

В основу винаходу поставлена технічна задача - знизити інтенсивність в першій, після кристалізації розплаву, у виливницях мікроструктурі суцільну або переривчасту карбідну сітку по границях аустенітних зерен, що підвищить пластичні властивості металу при гарячій механічній обробці, стійкість проти спрацювання зварювальних та інших валків, штампного оснастки.

Для досягнення зазначеної технічної задачі у відому сталь, що містить вуглець, кремній, марганець, хром, вольфрам, ванадій, молібден та залізо

(13) C2

(11) 78170

(19) UA

додатково введені алюміній, титан і кальцій при наведеному співвідношенні компонентів, мас. %:

вуглець	2,00-2,20
кремній	0,10-0,60
марганець	0,15-0,60
хром	11,0-12,50
вольфрам	0,50-0,80
ванадій	0,15-0,30
молібден	0,60-0,90
алюміній	0,002-0,10
титан	0,007-0,25
кальцій	0,006-0,02
залізо	Решта.

Вміст сірки і фосфору не повинний перевищувати 0,03мас. % кожного.

Введені елементи впливають наступним чином: алюміній і титан - для глибокого розкислення сталі і роздрібнення аустенітного зерна. Титан у сполученні з наявним у сталі ванадієм, як сильні карбидоутворюючі елементи, викликають зменшення швидкості дифузії вуглецю в аустеніті. Тому сповільнюється збіднення вуглецю по границях зерен, підвищується стійкість аустеніту, область вторинного твердіння зсувається до більш високих температур, підсилюється ефект карбідного зміцнення сталі при 500-550°C. Дрібні карбіди титану сприяють збереженню хімічної однорідності у мікрообсягах навколо карбідів і підвищенню міцності і зносостійкості сталі. Карбідна фаза за рахунок наявності карбідів титану, ванадію і вторинних карбідів хрому більш дисперсна, ніж у відомій сталі. При вмісті в сталі хрому й інших карбидоутворюючих елементів у першу чергу формуються карбіди титана. Це викликає деякий дефіцит вуглецю, який витрачається на утворення карбідів інших елементів і створює умови для перерозподілу основного легуючого елемента - хрому між твердим розчином і карбідною фазою. Тому знижується карбідна неоднорідність у запропонованій сталі (приблизно на 2 бали). Додання титану сприяє розширенню інтервалу концентрації хрому у твердому розчині і більш високій легованості хромом металевої матриці запропонованої сталі. Кальцій, як модифікатор, додається для зниження, очищення границь аустенітних зерен від карбідів, що виділяються при кристалізації розплаву, і не-

металічних включень для поліпшення технологічної пластичності.

На Фіг.1 - мікрофотографія стану границь зерен і карбідної неоднорідності в литій відпаленій відомій сталі (збільшення 100x1).

На Фіг.2 - те ж саме у запропонованій сталі.

На Фіг.3 - забруднення запропонованої сталі неметалевими включеннями.

Як видно з Фіг.1, де наведено мікроструктуру відомої сталі після кристалізації в зливку діаметром 380мм після відпалу бал карбідної неоднорідності >10 по ГОСТ 5950-73, шкала 2: по границях первинних аустенітних зерен суцільна карбідна сітка. Це призвело до того, що циліндричний зливок масою 1,87т при пресуванні на ковальському пресі зруйнувався на дрібні частини при перших обтисненнях.

З Фіг.2 і 3 видно, що в запропонованій сталі (варіант 2 таблиця 1) бал карбідної неоднорідності 1 по тому ж ГОСТу. Мікроструктура - приховано кристалічний мартенсит + дрібнодисперсні, сферичні рівномірно розташовані карбіди + Ауст (8...10)%. Оксиди крапкові 2-3 балу по ГОСТ 1778-82.

Для одержання такої сталі проведені плавки в промисловій дуговій електропечі типу ДС-3А масою 3,0т з основною футеровкою (таблиця 1). Плавки розлиті в циліндричні зливки розміром (380x2450)мм із приблизною надставкою масою по 1,87т. Зливки після гомогенізації при температурі (1160±20)°C протягом 20г з подальшим сумісним двоступінчастим відпалом при (860±10) та (710±10)°C, охолодженні з піchnю до (550±20)°C, далі - у повітрі. В подальшому поковки були нагріті під кування по 4-х-ступінчастому режиму з температурою останнього ступеню (1160±20)°C та проміжними 8-10-тью-кратними підігрівками поковок до зазначеної температури, пропресовані на ковальському пресі на кування різних діаметрів без утворення тріщин з видаленням донної і головної частин і кування розміром (80x480)мм для виготовлення та випробування зразків. Поковки відпалені за 2-ох-ступінчастим режимом при (860±10) та (710±10)°C, охолоджені - з піchnю до (550±20)°C, далі - у повітрі. Твердість поковок після відпалу (176-210)HB.

Таблиця 1

Сталь	Вміст елементів, мас. %										
	C	Si	Mn	Cr	W	V	Mo	Al	Ti	Ca	Fe
Запропонована 1	2,00	0,10	0,15	11,00	0,50	0,15	0,60	0,002	0,007	0,006	85,485
2	2,10	0,60	0,60	11,60	0,70	0,30	0,63	0,063	0,094	0,014	83,299
3	2,20	0,60	0,60	12,50	0,80	0,30	0,90	0,100	0,250	0,020	81,73
Відома сталь X12BMФ	2,00-2,20	0,10-0,40	0,15-0,60	11,00-12,50	0,50-0,80	0,15-0,30	0,60-0,90	-	-	-	85,5-82,3

Виготовлені зразки для механічних іспитів піддавались термічній і спеціальній обробці за режимами, зазначеними у таблиці 2. Після шліфування зразків проводилися механічні іспити, результати яких наведені у таблиці 2.

Як видно з таблиці 2, запропонована сталь має після термообробки підвищену ударну в'язкість. До її достоїнств варто віднести зниження

інтенсивності в первинній після кристалізації мікроструктурі суцільної і переривчастої карбідної сітки з 10 до 1-2 балів, ліквідації руйнування злитків при їх гарячій механічній обробці, при забрудненні сталі крапковими оксидами 2-3 бали за ГОСТ 1778-82, підвищення зносостійкості зварювальних та ін. валків при зварюванні труб різних діаметрів.

Таблиця 2

Сталь запропонована			Сталь відома ¹ (X12ВМФ)		
Температура відпуску, °С	Ударна в'язкість, КС, Дж/см ²	Твердість, HRCэ	Температура відпуску, °С	Ударна в'язкість, КС, Дж/см ²	Твердість, HRCэ
Загартування 1000+10°С, олія. Витримка при відпуску 2г			Загартування 1020°С, олія. Витримка при відпуску 1,5г		
200	30	64,0-60,5	200	23	62,0
300	40	59,0	300	35	59,0
400	47	59,5	400	44	59,0
500	40	59,5	500	27	59,0
550	27	59,0	550	-	59,0

Марочник сталей и сплавов // В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др.; Под общ. ред. В.Г. Сорокина. - М.: Машиностроение, 1989 - с.392.

Результати стійкості зварювальних валків при первинній установці при зварюванні труб різних діаметрів наведені в таблиця 3.

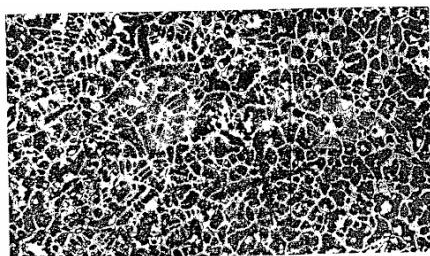
Таблиця 3

Плавка сталі	Діаметр зварюваних труб, мм	Стійкість зварювальних валків, т	Твердість, HRCэ	Середня стійкість, т	Відносна стійкість	Карбідна неоднорідність, бал
Відомаї	н.від.	120	60	100	1,0	8-10
Запропоновано						
1	26,8	616	62,5	308	3,08	1,0-2,0
2	33,5	620	58	620	6,2	1,0
3	33,5	420	60	420	4,2	2,0

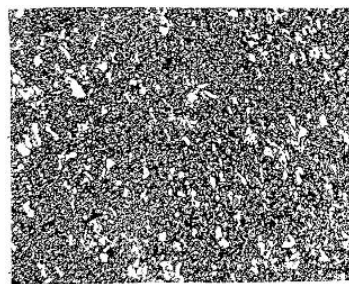
Зварювальні та інші валки продовжують експлуатувати після перешліфування без руйнування та крихкості

Таким чином, запропонована сталь має бал карбідної неоднорідності в 4-10 разів нижчий, ніж у

відомаї сталі, що підвищує її середню стійкість по першій установці в 3-6 разів.



Фіг. 1



Фіг. 2



Фіг. 3

