



УКРАЇНА

(19) UA (11) 89842 (13) C2

(51) МПК (2009)

C22C 38/44

C22C 38/52

C22C 33/02

C22C 1/04

B22F 5/00

B22F 5/10

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

(54) ВИРІБ З БЕЗПОРИСТОЇ МАРТЕНСИТНО-СТАРІЮЧОЇ СТАЛІ ТА СПОСІБ ЙОГО ВИГОТОВЛЕННЯ

1

(21) а200802888  
(22) 10.08.2006  
(24) 10.03.2010  
(86) PCT/US2006/031111, 10.08.2006  
(31) 11/218,618  
(32) 06.09.2005  
(33) US  
(46) 10.03.2010, Бюл.№ 5, 2010 р.  
(72) МУХА ДЖОЗЕФ Ф., US, ВОЙЦЕШИНСЬКІ АН-ДЖЕЙ Л., US, МАКТІРНАН БРАЯН ДЖ., US  
(73) КРУСІБЛ МЕТІЕРІЕЛЗ КОРПОРЕЙШН, US  
(56) GB, 1 243 382, A, 18.08.1968  
EP, 0 648 852, A1, 19.04.1995  
EP, 0 648 854, A1, 19.04.1995  
US, 5 482 531, A, 09.01.1996  
(57) 1. Виріб з безпористої мартенситно-старіючої сталі, одержаний методом порошкової металургії з попередньо легованого порошку, який містить: до 0,08 мас. % C, до 1,0 мас. % Mn, до 1,0 мас. % Si, 2,5-6,0 мас. % Cr, 6,0-10,0 мас. % Mo, 1,0-4,0 мас. % Ni, 9,0-14,0 мас. % Co, до 0,3 мас. % сірки та решту, куди входить залізо та немінучі елементи і домішки, при цьому виріб має твердість менше ніж 40 HRC для забезпечення обробності, і після відпуску виріб має твердість більш ніж 45 HRC.  
2. Виріб за п. 1, який відрізняється тим, що він містить до 0,05 мас. % C, 0,1-0,05 мас. % Mn, 0,01-0,5 мас. % Si, 4-5,75 мас. % Cr, 7-9 мас. % Mo, 1,5-3 мас. % Ni, 10-13 мас. % Co, 0,005-0,05 мас. % S та решту, куди входить залізо та немінучі елементи і домішки.  
3. Виріб за п. 1, який відрізняється тим, що він містить 0,01-0,04 мас. % C, 0,2-0,4 мас. % Mn, 0,15-0,4 мас. % Si, 4,7-5,3 мас. % Cr, 7,5-8,5 мас. % Mo, 1,7-2,3 мас. % Ni, 10,75-12 мас. % Co, 0,01-0,03 мас. % S та решту, куди входить залізо та немінучі елементи і домішки.

2

4. Виріб за будь-яким з пп. 1-3, який відрізняється тим, що він додатково підданий відпалу.  
5. Виріб за будь-яким з пп. 1-3, який відрізняється тим, що він є формою для лиття.  
6. Виріб за будь-яким з пп. 1-3, який відрізняється тим, що він є контейнером для рідкого металу.  
7. Спосіб виготовлення виробу за будь-яким з пп. 1-6, у якому:  
пресують попередньо легований порошок мартенситно-старіючої сталі для одержання виробу без пор, який має твердість менш ніж 40 HRC для забезпечення обробності,  
після цього здійснюють відпуск виробу для надання твердості більш ніж 45 HRC, і  
попередньо легований порошок містить до 0,08 мас. % C, до 1,0 мас. % Mn, до 1,0 мас. % Si, 2,5-6,0 мас. % Cr, 6,0-10,0 мас. % Mo, 1,0-4,0 мас. % Ni, 9,0-14,0 мас. % Co, до 0,3 мас. % сірки та решту, куди входить залізо та немінучі елементи і домішки.  
8. Спосіб за п. 7, який відрізняється тим, що попередньо легований порошок містить до 0,05 мас. % C, 0,1-0,05 мас. % Mn, 0,01-0,5 мас. % Si, 4-5,75 мас. % Cr, 7-9 мас. % Mo, 1,5-3 мас. % Ni, 10-13 мас. % Co, 0,005-0,05 мас. % S та решту, куди входить залізо і немінучі елементи та домішки.  
9. Спосіб за п. 7, який відрізняється тим, що попередньо легований порошок містить 0,01-0,04 мас. % C, 0,2-0,4 мас. % Mn, 0,15-0,4 мас. % Si, 4,7-5,3 мас. % Cr, 7,5-8,5 мас. % Mo, 1,7-2,3 мас. % Ni, 10,75-12 мас. % Co, 0,01-0,03 мас. % S та решту, куди входить залізо та немінучі елементи і домішки.  
10. Спосіб за будь-яким з пп. 7-9, який відрізняється тим, що відпуск здійснюють при температурах з інтервалу від 540 до 700 °C.

(13) C2  
(11) 89842  
(19) UA

Винахід відноситься до виготовлення виробу з безпористої мартенситно-старіючої сталі із спеціальної композиції з використанням способу обробки порошкової металургії. Сталь, одержана згідно з цим винаходом, або за умови як при гарячому ізостатичному пресуванні або за умови гарячого ізостатичного пресування та умови гарячої обробки, є придатною до застосувань, у яких присутні високі температури або циклічне нагрівання та охолодження. Сталевий виріб винаходу має твердість менше ніж 40 HRC (твердість по шкалі С Роквелла) після виготовлення і після гарячої обробки, надаючи можливість його обробляти. Однак, після виготовлення виробу та наступного відпуску його твердість становить більше ніж 45 HRC.

Застосування для сталевих виробів винаходу включають обробку пластиків або рідких або гарячих твердих металів, який включає, проте не обмежується, формами для лиття під тиском рідких металів, формами для лиття пластмас, формами для кування інших металів та формами для екструджування. Циклічне нагрівання та охолодження інструментів для цих застосувань характеризує їх. Це циклічне нагрівання та охолодження створює в інструменті достатні напруження для спричинення розтріскування при термічній утомі, також відомого як терморозтріскування. Різні застосування можуть допускати різні величини терморозтріскування. Для деяких продуктів, що вимагають косметичного зовнішнього вигляду високої якості, - форми для лиття можуть замінятися після появи незначних термотріщин. Для інших продуктів, що можуть не вимагати цього косметичного зовнішнього вигляду високої якості, форми для лиття можуть використовуватися навіть з сильним терморозтріскуванням. В усіх випадках, більшість форм для лиття з часом псується і замінюється внаслідок розтріскування при термічній утомі.

Існуючі інструментальні сталі для гарячої обробки можуть бути придатними для продуктів з менш суворими вимогами до косметичного вигляду або коротшими циклами експлуатації. Однак, для продукту з високою вимогою до косметичного вигляду існує потреба в інструменті з більшим терміном експлуатації для задоволення вимог виробництва.

Інструменти використовуються в декількох застосуваннях, які включають обробку гарячого металу. Цей метал може бути у рідкій формі, як при литті у форму, або у твердій формі, як при гарячій екструзії та гарячому штампуванні. Термін корисного використання усіх цих інструментальних матеріалів типово обмежений розтріскуванням при термічній утомі. Тобто, в ході процесу на поверхні інструмента з'являються більші термоутомні тріщини, а існуючі термоутомні тріщини збільшуються. Форма для лиття замінюється, коли ступінь розтріскування при термічній утомі робить одержану деталь непринятною якості. Вимоги до сталі, використовуваної для високотемпературних застосувань, включають:

Матеріал повинен мати здатність до термообробки з набуттям твердості, більшої ніж 45 HRC, що є типовою мінімальною робочою твердістю для

більшості інструментів попереднього рівня техніки для збереження форми.

Матеріал повинен також мати гарну термостійкість. Втомлене розтріскування відноситься до міцності матеріалу. Тому, краща міцність є одним фактором, що може покращити стійкість до розтріскування при термічній утомі.

Внаслідок експлуатації форми для лиття, яка піддається впливу високих температур, може відбуватися розм'якшення її матеріалу. Це розм'якшення матеріалу також зменшує міцність матеріалу, роблячи його більш чутливим до розтріскування при термічній утомі. Тому, матеріал інструменту повинен мати гарну стійкість до розм'якшення, також відому як опір відпуску.

Багато з інструментів, використовуваних у вищезгаданих операціях, виходять з ладу внаслідок присутності термоутомних тріщин. Термоутомні тріщини мають характеристики, подібні з традиційним утомним розтріскуванням. Однак, у випадку розтріскування при термічній утомі, напруження вносяться в інструмент циклічним нагріванням та охолодженням. Тому, важливо, щоб матеріал для такого інструмента мав гарну стійкість до розтріскування при термічній утомі.

Теплове розширення інструмента під час циклу нагрівання та охолодження створює в ньому напруження. Тому, матеріал повинен мати якомога менший коефіцієнт теплового розширення або як мінімум менший за коефіцієнт використовуваних в даний час матеріалів.

Багато інструментів покривають для захисту від ерозії. Тому, матеріал форми для лиття повинен бути придатним до покривання шляхом PVD (осадженням з парової фази) або іншим відповідним способом покривання.

Хоча деякі застосування можуть використовувати винахід при умові AS-HIP (як при гарячому ізостатичному пресуванні), більшість застосувань будуть вимагати гарячої обробки матеріалу на менших ділянках, прийнятних для споживача. Тому, матеріал повинен мати гарну здатність до гарячої обробки.

На даний момент для гарячої обробки використовуються декілька матеріалів. Для цих застосувань були розроблені інструментальні сталі серії H, серед яких найбільш вживаними є інструментальні сталі для гарячої обробки типу 5Cr. Сюди входять сталі, відомі в США як H13 та H11. Сталь класу H13 номінально містить 0,38мас.% вуглецю, 5,25мас.% хрому, 1,25мас.% молібдену, 1,0мас.% кремнію та 1,0мас.% ванадію. Сталь класу H11 є по суті сталлю класу H13, проте з 0,5мас.% ванадію. Для більш інтенсивних застосувань, сталі класу H11 або H13 типово обробляються з використанням способів електрошлакового переплавлення (ЕШП) або вакуумного дугового переплавлення (ВДП).

Також використовувались декілька варіантів цих інструментальних сталей типу 5Cr. Серед найбільш значущих є сталі класу H11 з меншим вмістом кремнію для забезпечення більшої ударної в'язкості. Іншою є сталь H11 з нижчим вмістом кремнію та доданим молібденом для покращення опору відпуску. Таблиця 1 показує номінальні хімі-

чні склади деяких стандартних та деяких нестандартних доступних на ринку інструментальних сталей.

Таблиця 1

Номинальний Хімічний Склад (мас.%)  
Вибраних Стандартних та Нестандартних Інструментальних Сталей для Гарячої Обробки

Назва сплаву	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Co	Fe
H10	0,32	0,25	0,30	3,00	2,80	0,50	-	Решта
H10A	0,32	0,25	0,30	3,00	2,80	0,50	3,00	Решта
H11	0,40	1,00	0,25	5,30	1,60	0,40	-	Решта
H13	0,40	1,00	0,40	5,30	1,40	1,00	-	Решта
H19	0,45	0,40	0,40	4,50	3,00	2,00	4,50	Решта
Com. 1	0,36	0,20	0,50	5,25	1,65	0,50	-	Решта
Com. 2	0,36	0,20	0,50	5,00	2,35	0,60	-	Решта
Com. 3	0,36	0,20	0,40	5,20	1,95	0,60	-	Решта
1.2367	0,38	0,40	0,40	5,00	3,00	0,60	-	Решта
Com. 4	0,38	0,20	0,25	5,00	3,00	0,60	-	Решта

Серед інших матеріалів, які використовувались в минулому для гарячої обробки, є мартенситно-старіючі сталі. Більшість з них містить приблизно 18% нікелю і деяку кількість титану, і набувають твердості осадженням частинок Ni-Mo та Ni-Ti. Для багатьох з цих сталей старіння здійс-

нюють з використанням відносно низької температури, типово менше ніж 1000°F (537,8°C), яка може обмежувати придатність матеріалу при підданні дії високих температур. Таблиця 2 показує номінальні хімічні склади деяких доступних на ринку мартенситно-старіючих сталей.

Таблиця 2

Номинальний Хімічний Склад (мас.%) Вибраних Мартенситно-Старіючих Сталей

Сплав	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Co	Cu	Ti	Al	B
Com. 1	0,008	0,15	0,05	17,	0,10	4,90	11,00	0,20	0,13	-	0,003
Com. 2	0,02	0,04	0,03	18,	0,05	4,80	7,50	-	0,40	0,1	0,003
Com. 3	0,02	0,05	0,03	18,	0,10	4,90	9,00	-	0,60	0,1	0,003
Com. 4	0,02	-	-	12,	-	8,00	8,00	-	0,50	0,0	-

В минулому були розроблені деякі традиційні мартенситно-старіючі сталі з гарним опором термічній утомі та міцністю при термічній утомі, проте при одержанні традиційними способами проявляють слабку здатність до гарячої обробки під час обробки від стадії одержання болванки до набуття остаточної форми. Ця слабка здатність до гарячої обробки призводить або до остаточного продукту з дефектами або до недостатнього виходу (менше

ніж 50%) із стадії одержання болванки до кінцевої стадії для надання продукту комерційного виду.

Винахід надає новий виріб із мартенситно-старіючої сталі, одержаний порошковою металургією, який використовується як інструмент для високотемпературних застосувань, що задовільняє вищезгадані вимоги. Виріб не має пор і виготовлений з попередньо легованого порошку.

Таблиця 3

Інтервали Хімічного Складу (мас.%) для Сплаву Винаходу

	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Co	S
Широкий інтервал	0,00-0,08	0,00-1,00	0,00-1,00	2,50-6,00	6,00-10,00	1,00-4,00	9,00-14,00	0,00-0,30
Переважаючий інтервал	0,00-0,05	0,10-0,050	0,010-0,50	4,00-5,75	7,00-9,00	1,50-3,00	10,00-13,00	0,005-0,05
Більш переважний інтервал	0,01-0,04	0,20-0,40	0,15-0,40	4,70-5,30	7,50-8,50	1,70-2,30	10,75-12,00	0,01-0,03

Тверднення матеріалу здійснюється гартуванням у розчині та підданям старінню, тобто нагріванню при наперед визначеній температурі протягом наперед визначеного періоду часу. Це дозволяє формування малих частинок добавки, які

у свою чергу здійснюють тверднення низьковуглецевої мартенситної структури матеріалу.

Надалі буде пояснюватися важливість окремих легуючих елементів та їх взаємодії. Усі відсот-

ки, пов'язані з хімічним складом в описі та формулі винаходу, є масовими.

Молибден є ключовим елементом у наданні міцності цій мартенситно-старіючій сталі, як добавка, що відповідає за тверднення сплаву Fe<sub>2</sub>Mo. Він також є ключовим елементом в підвищенні опору відпуску сплаву. Надлишкові кількості молибдену можуть дозволяти формування шкідливого дельта-фериту.

Кобальт потребується в належній кількості для перешкодження появи небажаних фаз та для впливу на процес старіння. Кобальт є елементом, який формує аустеніт, у той же час запобігаючи формуванню дельта-фериту при високих температурах, і має мінімальний вплив на температуру перетворення аустеніту на мартенсит. Кобальт також знижує розчинність молибдену в мартенситній матриці, таким чином роблячи молибден більш доступним для осадження.

Хром є бажаним в деякій кількості для стійкості високотемпературному окисленню. Хром в надмірній кількості може призводити до формування дельта-фериту.

Нікель також надає деякий вигаш стосовно стійкості до окислення і є вигідним для механічних властивостей. Надлишковий нікель може спричинити формування аустеніту при типових робочих температурах.

Вуглець не є важливим елементом при наданні міцності механізму з цього матеріалу.

Кремній не є важливим елементом у властивостях сплаву. Кремній може використовуватися для відновлення під час плавлення. Він є сильним феритовим стабілізатором.

Марганець не є важливим для властивостей цього сплаву. Він може використовуватися для формування сульфідів марганцю і тому вміст повинен збільшуватися із збільшенням кількостей сірки для забезпечення покращеної оброблюваності.

Сірка може бути присутня для сприяння оброблюваності.

Ванадій, ніобій, титан, вольфрам, цирконій, алюміній та інші речовини, які формують сильний карбід і/або нітрид, є небажаними елементами і тому не повинні існувати в кількостях, вищих за рівні неминучих домішок.

Виріб із сплаву винаходу надається у відпаленому стані, при цьому відпалювання здійснюється нагріванням матеріалу до температур 1740°F-1925°F (948,9°C-1051,7°C). Тверднення шляхом здійснення старіння мартенситу здійснюється нагріванням матеріалу до температур 1050°F-1360°F (565,6°C-737,8°C).

Фігура 1 зображає графік, який показує порівняння зразка стосовно ковкості із сплаву в рамках винаходу, одержаний порошковою металургією, і одержаний ЕШП;

Фігура 2 зображає графік, який порівнює опір термічній утомі зразка у відповідності з винаходом і зразка із сплаву H13; і

Фігура 3 зображає графік, який порівнює твердість зразка у відповідності з винаходом і зразка із сплаву H13.

Проведені експерименти та спеціальні приклади

Експерименти проводилися для визначення різних властивостей, які вважалися важливими для успішної експлуатації виробу із сплаву винаходу. Сюди входить дослідження на міцність при швидкому розтягу як міри здатності до гарячої обробки, розтріскування при термічній утомі, опір відпуску, дослідження на міцність при швидкому розтягу при кімнатній температурі і при температурі 1000°F (537,8°C), вимірювання коефіцієнта теплового розширення та дослідження покриття.

Наступне є складом сталі винаходу (мас.%) та складу сталі H13 (мас.%) дослідницьких зразків:

Елемент	Мартенситно-старіючий сплав	ESRH13
C	0,019	0,40
S	0,011	0,002
Mn	0,32	0,27
Si	0,27	1,05
Cr	4,92	5,46
Ko	7,87	1,22
V	<0,005	0,91
Ko	11,17	0,04
Ni	1,89	0,15
P	0,015	0,009
Al	<0,005	0,01
Nb	<0,005	<0,01
Ti	<0,005	<0,01
W	0,007	<0,01
O	0,011	0,0017
N	0,023	0,005

#### Тест На Міцність При Швидкому Розтягу

Тест на міцність при швидкому розтягу проводили з використанням виробу із сплаву винаходу, одержаного порошковою металургією, та матеріалу, одержаного електрошлаковим переплавленням, з тим же складом. В дослідженні на міцність при швидкому розтягу зразки нагрівали прямим нагріванням опором. Після досягання та стабілізації на рівні бажаної тестової температури, прикладось зусилля для досягання швидкості деформації 550дюйм/хвилину (1397см/хв). Це дослідження корисне при моделюванні умов, які існують під час гарячої обробки матеріалу.

Тестові температури становили 1800°F (982,2°C), 1900°F (1037,8°C), 2000°F (1093,3°C), 2100°F (1148,9°C), 2150°F (1176,7°C), 2200°F (1204,4°C) та 2250°F (1232,2°C). Фігура 1 зображає зменшення площі поперечного перерізу на ділянці дослідження на міцність при швидкому розтягу для зразків, виготовлених із сплаву винаходу та матеріалу, одержаного ЕШП, з тим же складом. Це чітко відображає значну перевагу ковкості для матеріалу порошкової металургії. Ковкості матеріалу, одержаного ЕШП, було достатньо для надання можливості гарячої обробки.

Дослідження на міцність при швидкому розтягу також відповідають дослідом на зразках натуральної величини. Одержували дві натурального розміру пресовані порошкові деталі із сплаву порошкової металургії винаходу і здійснювали тверднення гарячим ізостатичним пресуванням. Потім кожен пресовану порошкову деталь обробляли до одержання проміжного розміру, а потім до

кінцевого розміру - гарячою прокаткою. Пресована порошкова деталь не створювала жодних проблем стосовно гарячої обробки, а технологічний вихід потрапляв в інтервал стандартного технологічного виходу для інших інструментальних сталей. На протипагу цьому, досліди з болванками натуральної величини, виготовленими ЕШП або іншими традиційними способами, проявляли погану здатність до гарячої обробки під час обробки на сталеплавильному заводі, надаючи технологічні виходи, нижчі стандартного, включаючи дві окалини, що повністю зішкрібались.

#### Розтріскування При Термічній Утомі

Іншою важливою характеристикою інструментальних сталей для гарячої обробки є розтріскування при термічній утомі. Існує декілька доступних досліджень для вимірювання розтріскування при термічній утомі, хоча жодне з цих досліджень не є стандартним способом (наприклад ASTM). Деяке дослідження здійснюється нагріванням зразка до високої температури з використанням індукційної котушки для нагрівання, а потім з полишенням зразка для охолодження. Це здійснюється протягом ряду циклів із зразком, який періодично оцінюється протягом дослідження. Інший спосіб включає тестування зразка з внутрішньою охолоджувальною порожниною для охолоджувальної води. Цей зразок часто занурюють у ванну рідкого алюмінію. Знову періодично оцінюється розтріскування під час дослідження.

Дослідження для сплаву винаходу проводили з використанням твердого зразка з квадратним поперечним перерізом із стороною 1/2"(1,2см) та довжиною 6"(15,2см), виготовленого гарячим ізостатичним пресуванням та гарячою обробкою. Досліджуваний зразок може досліджуватися одночасно з одним або до п'яти інших зразків протягом тієї ж процедури. Інший зразок для цього експерименту був матеріалом ESR H13, який є сплавом, найчастіше використовуваним в формах для лиття алюмінію. Зразки пригвинчувались болтами до утримувальної плити, прикріпленої до кінця механічного важеля, який подавав зразок на різні стадії дослідницького циклу. Важіль занурював зразки в рідкий алюміній на глибину приблизно 5дюймів(12,7см) на 7 секунд. Потім зразки виймали з рідкого алюмінію, переміщали до місця над резервуаром з водою, а потім занурювали у воду на 12 секунд. Зразки потім виймали з води, а важіль переміщали до місця над рідким алюмінієм на 5 секунд для сушіння зразків. Потім цикл повторювали.

Під час дослідів зразки періодично оцінювали відносно розтріскування при термічній утомі, типово кожні 5000 циклів. Дві протилежні лицьові поверхні зразка очищали з використанням абразивного паперу на основі карбиду кремнію на гранітній пе-

ревірочній плиті. Чотири очищені кути кожного зразка потім вивчали під стереомікроскопом із збільшенням 90х. Для уникнення краєвих ефектів, дослідження проводили на ділянці довжиною 1-3/8"(2,5см-0,9см), яка знаходилася приблизно на відстані 1-3/8" (2,5см-0,9см) від нижнього кінця зразків.

Кожен з чотирьох кутів проходився по довжині 1-3/8" (2,5см-0,9см) і реєструвалась кількість тріщин та їх довжини. Існує велика кількість способів, якими ці дані можуть нормуватися, проте досвід з дослідом показав мале відхилення при класифікації зразків. Тому, проста загальна кількість тріщин ділилась на кількість кутів (4) для одержання кількості тріщин на кут. Фігура 2 зображає графічне представлення результатів дослідження зразка винаходу, одержаного порошковою металургією, по відношенню до зразка із сталі ESR H13. Як обговорювалось перед цим, розтріскування при термічній утомі є найчастішою причиною поломки інструмента. З цієї причини, вважається, що дослідження на термічну утому надає найважливіший показник кращої характеристики сплаву винаходу.

#### Опір Відпуску

Також проводили дослід для визначення опору відпуску виробу із сплаву винаходу. Обидва зразка винаходу із сплаву порошкової металургії та сталі H13 піддавали термічній обробці до одержання подібних рівнів твердості, використовуючи типові цикли термообробки для кожного матеріалу. Вимірювалась та реєструвалась початкова твердість. Потім зразки поміщали в піч при температурі 1200°F(648,9°C). Один комплект зразків виймали після 50 годин при певній температурі і досліджували та реєстрували рівень твердості. Інший набір зразків виймали після 100 годин при певній температурі і досліджували та реєстрували рівень твердості. Фігура 3 є графічним представленням рівня твердості у вигляді функції часу утримування при температурі 1200°F(648,9°C). Можна побачити, що сплав винаходу має вищий опір відпуску, а ніж сталь H13.

#### Механічні Властивості При Розтягу

Таблиця 4 показує результати дослідження міцності при розтягу виробу із сплаву порошкової металургії винаходу порівняно з результатами для сталі ESR H13. Досліджувані зразки обробляли до одержання діаметра 0,250"(0,6см) з базовою довжиною 1,00"(2,5см) (4D).

Результати показують, що сплав винаходу має вищий вихід та міцність при розтягу при кімнатній температурі та при температурі 1000°F(537,8°C). Ця вища міцність робить виріб із сплаву винаходу менш чутливим до розтріскування при термічній утомі.

Таблиця 4

## Механічні властивості при розтягу

	Виріб з мартенситно-старіючої сталі винаходу (47 HRC)	Сталь ESRH13 (45 HRC)
72°F(22,2°C)		
UTS (межа міцності при розтягу) (ksi, Па)	261 (1,8ГПа)	206 (1,42ГПа)
YS (межа текучості) (ksi, Па)	207 (1,43ГПа)	185 (1,27ГПа)
%EI (показник розтягу)	10	12
RA (зменшення площі поперечного перерізу зразка, %)	25	55
1000°F(537,8°C)		
UTS (межа міцності при розтягу) (ksi, Па)	161 (1,1ГПа)	145 (1ГПа)
YS (межа текучості) (ksi, Па)	138 (0,95ГПа)	116 (0,8ГПа)
%EI (показник розтягу)	23	15
RA (зменшення площі поперечного перерізу зразка, %)	62	75

## Коефіцієнт Теплового Розширення

Теплове розширення є важливим фактором, як у стійкості інструмента до розтріскування при термічній утомі так і в кінцевій якості інструменту. В обох випадках бажаним є менший коефіцієнт теплового розширення. Значущість меншого коефіцієнта теплового розширення полягає в тому, що меншою зміною розмірів інструмент буде піддаватися нижчим температурним напруженням, а ніж матеріал з більшими змінами розмірів. Присутні нижчі напруження будуть, таким чином, робити інструмент більш стійким до розтріскування при термічній утомі. Коефіцієнт теплового розширення визначали способом теплового ділатометричного аналізу (TDA). Коефіцієнт теплового розширення для виробу із сплаву порошкової металургії винаходу був рівним  $6,6 \times 10^{-6}$  дюйм/дюйм/°F ( $2,6 \times 10^{-8}$  K<sup>-1</sup>) (в інтервалі температур від 72°F(22,2°C) до 1110°F(598,9°C)). Штампова сталь ESR H13 мала коефіцієнт розширення для зразка  $7,3 \times 10^{-6}$  дюйм/дюйм/°F ( $2,8 \times 10^{-8}$  K<sup>-1</sup>) в температурному інтервалі від 72°F(22,2°C) до 1110°F(598,9°C).

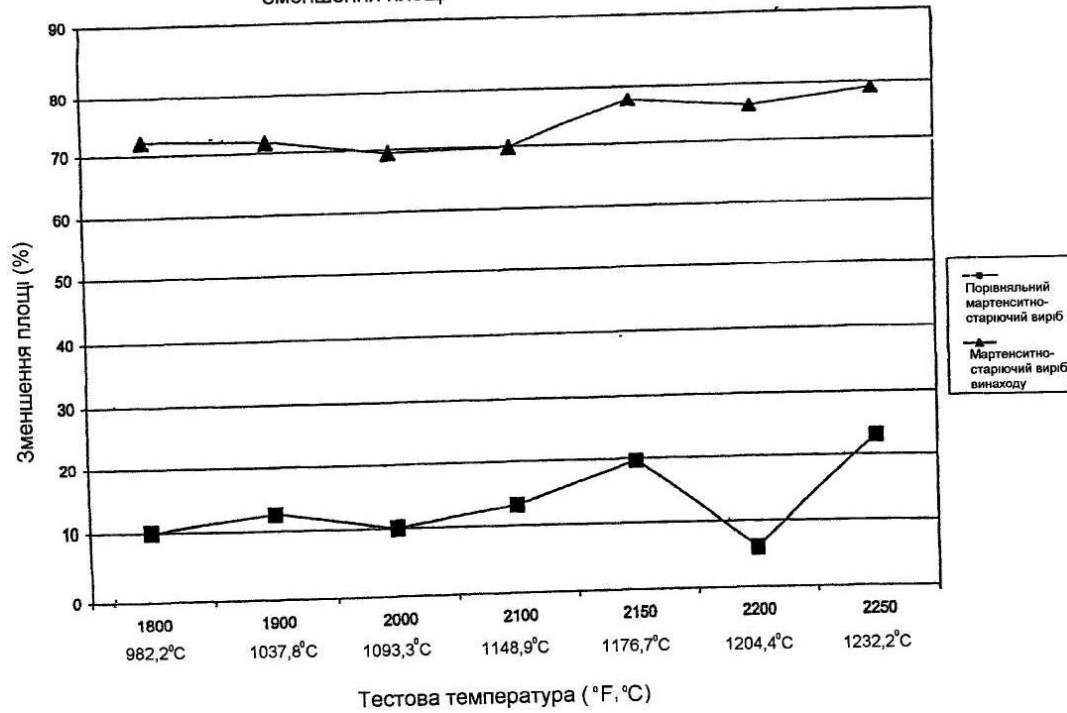
## Область Дослідження Покриття

Дослідження області показали, що виріб із сплаву порошкової металургії легко покривається або осадженням з парової фази (PVD) або хіміч-

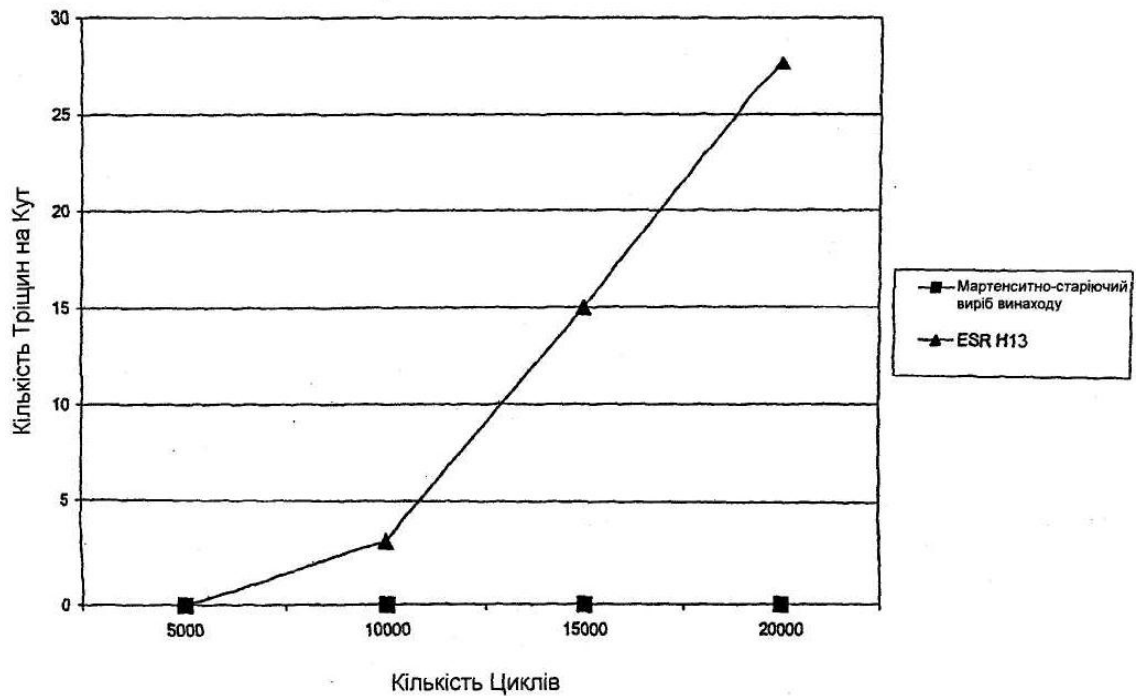
ним осадженням з парової фази (CVD), що використовує вищі температури, а ніж процес осадження з парової фази (PVD). Виріб із сплаву винаходу покривали покриттями TiN, TiAlN та CrN PVD. Покриття осаджувалися з високою швидкістю при температурі 750-850°F(398,9°C-454,4°C) для виробу винаходу та для сталі ESR H13. На відміну від багатьох інших мартенситно-старіючих сталей, ця температура значно нижча за температуру старіння для виробу із сплаву винаходу.

Подібним чином, покриття осаджували з використанням процесу хімічного осадження з парової фази на виробі із сплаву винаходу та традиційної інструментальної сталі. Традиційні інструментальні сталі належним чином не підходять для CVD, оскільки процес покривання типово відбувається при температурі, вищій критичної температури цих сплавів. Перевага, забезпечена виробом винаходу, полягає в тому, що процес CVD забезпечує бажану термообробку, а саме відпалювання. Після покривання виріб винаходу вимагає тільки одного здійснення старіння. Природа процесу старіння мартенситу є такою, що зміни розмірів інструменту є дуже малими, передбачаючи гарне прилипання покриття до основи.

Фігура 1 Дослідження на міцність при швидкому розтягу -  
Зменшення площі



Фігура 2  
Опір Термічній Утомі



Фігура 3  
Опір Відпуску при 1200°F(648,9°C)

