

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

КРИВОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
ГІРНИЧО-МЕТАЛУРГІЙНИЙ ФАКУЛЬТЕТ
КАФЕДРА МЕТАЛУРГІЇ ЧОРНИХ МЕТАЛІВ
І ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Пояснювальна записка
до випускної магістерської роботи
зі спеціальності 136 – Металургія

На тему: Розробка технології виготовлення високомарганцевистої сталі з
підвищеними технологічними властивостями

Виконав: магістрант групи ЛВ-23-1м _____	Левченко А.В.
Керівник випускної роботи _____	Скідін І.Е.
Нормоконтролер _____	Скідін І.Е.
Завідувач кафедри _____	Савельєв С.Г.

Кривий Ріг
2024р.

РЕФЕРАТ

Пояснювальна записка до науково-дослідної роботи на тему «Розробка технології виготовлення високомарганцевистої сталі з підвищеними технологічними властивостями»: стор., рис., табл., літературних джерел.

Об'єкт розробки – високомарганцевиста аустенітна сталь марки легованої азотом та титаном з підвищеною ударно-абразивною зносостійкістю.

Мета розробки – розробити технологію виробництва сталі з підвищеною ударно-абразивною зносостійкістю, дослідити фізико-механічні властивості зносостійких сталей, розглянути процес плавки сталі в дуговій сталеплавильній печі, забезпечити гідні умови праці та охорону навколишнього середовища.

Метод роботи – згідно з методичним посібником КТУ.

У першому розділі розглянуто сталі з особливими властивостями, детально досліджено зносостійкі сталі, приведено фізико-механічні властивості зносостійких сталей, розглянуто способи виробництва високомарганцевих сталей та методи підвищення зносостійкості.

У другому розділі розглянуто процес плавки сталі в дугових сталеплавильних печах.

У третьому розділі розроблено технологію виробництва сталі 110Г13ФАЛ на основі аналогічної сталі 110Г13Л.

В четвертому розділі проведено розрахунок витрат матеріальних та енергетичних ресурсів, обґрунтовано доцільність та економічну ефективність впровадження у виробництво сталі 110Г13ФАЛ.

У п'ятому розділі розглянуто основні шкідливі та небезпечні фактори при виробництві сталей в дугових сталеплавильних печах, досліджено способи зменшення шкідливого впливу.

ЛИВАРНЕ ВИРОБНИЦТВО, КІВЩ, ШИХТА, ВИСОКОМАРГАНЦЕВА СТАЛЬ, АЗОТ, НІТРИДИ, АУСТЕНІТ, МАТЕРІАЛЬНИЙ БАЛАНС, ДУГОВА СТАЛЕПЛАВИЛЬНА ПІЧ, ЗНОСОСТІЙКІСТЬ, УДАРНА В'ЯЗКІСТЬ, ЛЕГУВАННЯ, РОЗКИСЛЕННЯ.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.Р			
Зм.	Арк.	№ документа	Підпис	Дата	Реферат	Літера	Аркуш	Аркушів
Розробив	Левченко А.В.							
Перевірив	Скідін І.Е.							
Рецензент								
Н.контроль	Скідін І.Е.							
Затвердив	Савельєв С.Г.					каф.МЧМЛВ ЛВ-23-1м		

ЗМІСТ

Вступ.....	5
1. Зносостійкі сталі. призначення та область використання.....	6
1.1. Класифікація сталей з особливими властивостями.....	6
1.1.1 Конструкційні сталі.....	6
1.2. Особливості та властивості зносостійких сталей.....	7
1.3. Механічні властивості високомарганцевих аустенітних сталей.....	9
1.4. Методи підвищення зносостійкості та міцності деталей...12	
1.4.1 Підвищення зносостійкості шляхом обробки сталі.....	12
1.5. Призначення та область використання високомарганцевих сталей.....	14
2. Особливості аустенітної високомарганцевистої сталі Г13Л.....	19
2.1. Оптимальний хімічний склад високомарганцевистої сталі Г13Л.....	22
2.2. Вплив легуючих елементів на властивості аустенітної сталі Г13Л.....	27
2.3. Мікролегування.....	28
2.4. Термічна обробка високомарганцевистої сталі г13л.....	34
2.5. Оптимальний режим гарту для сталі класичного хімічного складу.....	35
2.6. Режими термічної обробки, на підприємствах і заводах....	39
2.7. Оптимальний режим загартування сталі г13л, додатково леговані хромом, титаном та іншими елементами.....	41
2.8. Технологія виробництва високомарганцевистої сталі Г13Л для фасонного лиття в сучасних промислових печах.....	42
2.9. Дугові печі постійного струму ДППТНП. Переваги використання.....	43
2.10. Технологія виробництва сталі Г13Л у електропечі.....	44
3. Виплавка високомарганцевистої аустенітної сталі 110Г13ФАЛ з використанням азотованого феромарганцю.....	58
3.1. Технологія виплавки сталі 110Г13ФАЛ.....	58
3.2. Вплив модифікування на характер первинної кристалізації і властивості вливок високомарганцевистої сталі.....	60
4. Економічна частина.....	71
4.1. Вартість матеріальних ресурсів для виготовлення сталей марок 110Г13Л та 110Г13ФАЛ в дуговій печі ДСП-3а.....	73

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.3					
Зм.	Арк.	№ документа	Підпис	Дата	Зміст					
Розробив		Левченко А.В.						Літера	Аркуш	Аркушів
Перевірив		Скідін І.Е.								
Рецензент								каф.МЧМЛВ ЛВ-23-1м		
Н.контроль		Скідін І.Е.								
Затвердив		Савельєв С.Г.								

5. Санітарно-екологічна оцінка впровадження науково-дослідницької роботи	78
5.1. Характеристика шкідливих та небезпечних факторів при експлуатації електродугових печей (ДСП).....	78
5.2. Інтенсифікація процесу виплавки сталі в електродугових печах (ДСП). Шкідливі фактори.....	79
5.3. Екологічна оцінка та переваги використання ДППТНП в порівнянні з ДСП.....	80
5.4. Сучасна високоефективна система уловлювання та очищення пилогазовиділень в ДППТНП.....	82
Висновки.....	
Список використаних джерел.....	

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.3	Арк.
.Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	ДатаД		

Вступ

На даний момент гірничо-металургійна галузь України характеризується відносно високим потенціалом, так як має сприятливі природні умови та традиційну спрямованість економіки. Гірничо-металургійний комплекс України є одним з основних джерел надходження коштів у бюджет країни.

У сучасних умовах господарювання в середовищі жорсткої конкуренції висока результативність управлінських рішень та раціональність побудови стратегії функціонування підприємства неможливі без реальної оцінки ефективності діяльності та діагностики потенціалу компанії.

Найважливішою якісною характеристикою господарювання на всіх рівнях є ефективність виробництва, яка напряму пов'язана з виробничим потенціалом кожного окремого підрозділу і підприємства в цілому.

Необхідність підвищення ефективності використання потенційних можливостей вітчизняних підприємств визначається насамперед основною стратегічною метою їх діяльності, яка об'єктивно примушує суб'єкти господарської діяльності мінімізувати витрати ресурсів, які в їхньому розпорядженні, і водночас виробляти таку кількість продукції, яка б задовольнила існуючий на неї попит. При цьому продукція, вироблена ними, повинна бути конкурентоспроможною, відповідати вимогам споживачів та реалізовуватися в обсягах, близьких до обсягів виробництва підприємства. Саме тому виникає потреба підвищення економічної ефективності використання виробничого потенціалу підприємства, який врахував би весь комплекс факторів виробництва, що впливають на обсяги та якість виробленої продукції.

Об'єкт розробки – високомарганцева аустенітна сталь марки 110Г13ФАЛ з підвищеною ударно-абразивною зносостійкістю.

Мета розробки – розробити технологію виробництва сталі марки 110Г13ФАЛ з підвищеною ударно-абразивною зносостійкістю, дослідити фізико-механічні властивості зносостійких сталей, розглянути процес плавки сталі в дуговій сталеплавильній печі, забезпечити гідні умови праці та охорону навколишнього середовища.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.В			
Зм.	Арк.	№ документа	Підпис	Дата				
Розробив	Левченко А.В.				Вступ	Літера	Аркуш	Аркушів
Перевірив	Скідін І.Е.							
Рецензент								
Н.контроль	Скідін І.Е.							
Затвердив	Савельєв С.Г.							
						каф.МЧМЛВ ЛВ-23-1м		

1. Зносостійкі сталі. Призначення та область використання

У зв'язку зі зростаючим попитом на вітчизняному та світовому ринку на якісну продукцію металургійного комплексу виникає необхідність розробки нових технологій та вдосконалення вже використовуваних, впровадження нового обладнання, автоматизації процесів виробництва, використання нових технологічних методів та виробництва якісної продукції.

Виробництво сталі на підприємствах гірничо-металургійного комплексу України є перспективним, тому потребує фінансування та інвестування для вдосконалення технологічних процесів, розробки нових методів, модернізації та автоматизації обладнання та виробництва нових марок сталей.

Але не дивлячись на стрімке зростання об'ємів виробництва, розширення внутрішнього ринку сталі призупинилось. Чим більше виробляється сталі, тим більше її кількість відправляється на експорт.

1.1 Класифікація сталей з особливими властивостями

Сталі з особливими властивостями - це сталі, які класифікуються по одній або декільком різко вираженим властивостям. З точки зору кількості легуючих елементів, вони, як правило, відносяться до високолегованих сталей. З великої кількості сталей, які відносяться до даного класу більш детально розглянемо: конструкційні, жароміцні, корозійностійкі, нержавіючі сталі, які широко використовують для спеціальних механізмів та конструкцій з використанням процесів зварювання. Зносостійкі сталі детально розглянемо у другому підпункті розділу.

1.1.1 Конструкційні сталі

Відповідно до назви це сталі, які використовуються для створення різних конструкцій та деталей машин, в зварювальному виробництві. В залежності від хімічного складу вони поділяються на вуглецеві та леговані і використовуються для армування залізобетону, виготовлення зварних конструкцій в будівництві, мостобудуванні, вагонобудуванні, сільськогосподарському машинобудуванні, корпусів кораблів у суднобудуванні, для виготовлення магістральних нафто- і газопроводів.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.01.3СПОВ			
Зм.	Арк.	№ документа	Підпис	Дата	Зносостійкі сталі. Призначення та область використання	Літера	Аркуш	Аркушів
Розробив		Левченко А.В.						
Перевірив		Скідін І.Е.						
Рецензент								
Н.контроль		Скідін І.Е.						
Затвердив		Савельєв С.Г.				каф.МЧМЛВ ЛВ-23-1м		

Деталі будівельних конструкцій в більшості випадків з'єднують зварюванням. Тому основною вимогою до будівельних сталей є хороша зварюваність.

Це означає, що сталь при зварюванні не повинна давати гарячих і холодних тріщин і властивості зварного з'єднання не повинні суттєво відрізнятися від властивостей основного металу. Гарячі тріщини утворюються в зварному шві в період кристалізації. Утворенню гарячих тріщин сприяє розширення інтервалу кристалізації металу шва. Інтервал кристалізації зростає зі збільшенням вмісту вуглецю. Метал шва і навколошовна зона нагрівається вище критичних точок. При охолодженні протікає процес розпаду аустеніту, який супроводжується об'ємними змінами. Чим вищий вміст вуглецю, тим більші об'ємні зміни, і зростає небезпека утворення холодних тріщин. Тому сталі, що використовуються для виготовлення будівельних конструкцій, містять не більше 0,25-0,35% вуглецю. Будівельні вуглецеві сталі - це насамперед сталі звичайної якості по ГОСТ 380-94 та якісні вуглецеві сталі по ГОСТ 1050-88, які мають межу міцності 370-450МПа.

Застосування в будівельних конструкціях більш міцних низьколегованих сталей замість вуглецевих дає можливість знизити витрату металу на 15—25%. Тому їх використання економічно доцільне, незважаючи на більш високу вартість. Забезпечує межу міцності 450-700МПа.

Для армування звичайного і попередньо напруженого залізобетону використовують сталі: 25Г2С, 30ХГС. В мостобудуванні для виготовлення зварних конструкцій застосовуються сталі з високою міцністю 10ХСНД, 15ХСНД, 10Г2СД, 10Г2АФ. У вагонобудуванні і сільськогосподарському машинобудуванні використовуються сталі: 12Г2СМФ, 14ГСМР. Для забезпечення надійної роботи нафто- і газопроводів застосовують низьколеговані сталі 16ГС, 17Г1С, 17Г2СФ.

1.2 Особливості та властивості зносостійких сталей

Високомарганцева зносостійка сталь (Г13Л, 110Г13Л, 120Г18Х2НМЛ) відноситься до сплавів, що утворюються на основі γ -заліза. Відомо, що для утворення з γ -залізом безперервного ряду твердих розчинів, або твердих розчинів в широкому інтервалі концентрацій повинні виконуватись наступні умови:

- кристалічна решітка елементів, що розчиняються, повинна бути гранецентрованою,
- повинно бути близьке значення атомних радіусів розчинних елементів та γ -заліза,
- між атомами заліза та атомами розчинних елементів повинен утворюватись щільний металевий зв'язок.

Виходячи з цих умов впливає, що на основі γ -заліза при кімнатній температурі існують стійкі сплави. Для створення промислових аустенітних сталей можуть використовуватись тільки Mn та Ni, так як інші елементи (платина, іридій, паладій, родій) дуже дорогі.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.01.3СПОВ	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

В системі залізо – марганець (рис. 1.1) тверді розчини на основі γ -заліза утворюються в широкому інтервалі концентрацій. Чисті сплави Fe – Mn, що не містять вуглецю, мають аустенітну структуру тільки при високому вмісті марганцю. Марганцевий аустеніт володіє меншою структурною стійкістю в порівнянні з нікелевим та хромонікелевим.

Необхідна стійкість аустеніту при відносно невеликому вмісті марганцю досягається за рахунок вибору певного вмісту вуглецю в сплаві. При 1,0–1,3% вуглецю в сплаві стійка аустенітна структура утворюється при 9,0–18,0% марганцю.

Фазовими складовими повільно охолоджених сплавів Fe–Mn–C вказаного складу є твердий розчин γ (аустеніт) та карбідна фаза змінного складу $(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$. Карбід $(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$ утворюється при температурі 500-600°C в сталі, що містить приблизно 13% марганцю, і є єдиним, а інші карбіди (Mn_3C , Mn_2C , Mn_7C_3), існування яких вважається можливим в певних температурних областях у вигляді самостійних фаз, в цій сталі вони відсутні.

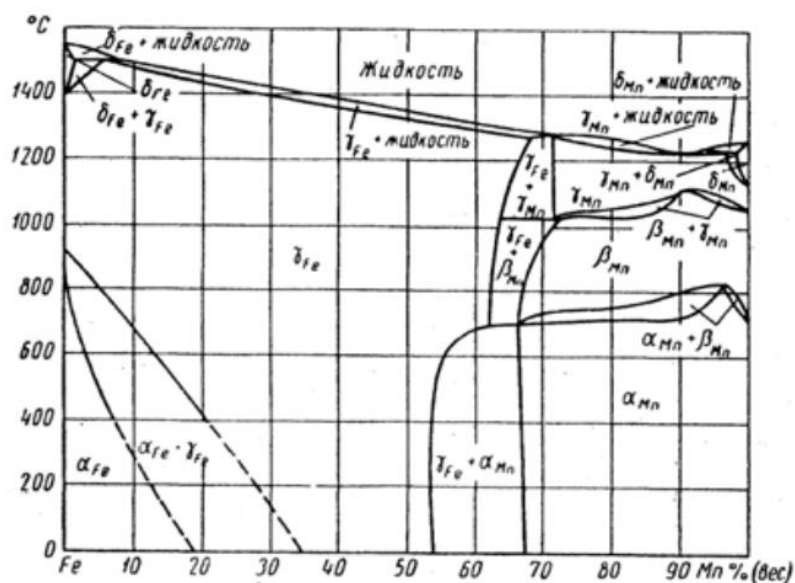


Рисунок 1.1 – Діаграма стану залізо - марганець

Структура γ -заліза являє собою щільну тришарову упаковку іонів заліза з радіусами 1,27 КХ. Центри октаедричних порожнин в гранецентрованій решітці співпадають з серединами ребер елементарної одиниці. В октаедричних порожнинах розміщується іон або атом діаметром 0,414 діаметру іона заліза, тобто рівний 0,50 КХ. В тетраедричних порожнинах атоми вуглецю не можуть знаходитись, так як в них розташовується тільки один атом розміром 0,225 діаметра іона заліза.

Завдяки властивості кристалічної решітки γ -заліза марганцева аустенітна сталь при заданому напруженому стані володіє високою здатністю до пластичної деформації, ніж феритна. Пластична деформація в аустенітних сталях відбувається головним чином за рахунок здвигів по площині октаедра, що характерно для металів з гранецентрованою решіткою. В цій площині найбільш щільно розташовуються атоми металу. Процес пластичної деформації

в марганцевих аустенітних сталях супроводжується утворенням двійників, що легко розбивають зерно на окремі області, в яких утворюються здвиги іонних напрямків. Феритним сталям утворення таких двійників не властиве.

Високомарганцевим аустенітним сталям властиве переважно однорідне та множинне ковзання, тобто видимі лінії ковзання прямі та паралельні і рухаються в одному напрямку (однорідне ковзання), чи в двох напрямках (множинне ковзання). Високомарганцева сталь володіє значно більш високим зміцненням при наклепі, ніж феритні сталі.

Підвищена здатність аустенітних сталей до пластичної деформації та високий коефіцієнт зміцнення при наклепі є причинами їх гіршої оброблюваності різанням в порівнянні з феритними сталями. Найбільш сильно зміцнюється аустеніт високомарганцевої сталі, що пов'язано з нестійкою структурою.

При холодному наклепі високомарганцевої сталі її твердість НВ підвищується з 170–200 до 300–500.

Схильність високомарганцевої сталі при деформації до зміцнення визначає її підвищену зносостійкість в певних експлуатаційних умовах. Опір стиранню високомарганцевої сталі з твердістю НВ 200 в деяких випадках значно вище, ніж найтвердішої загартованої сталі.

При чистому стиранні без прикладення тиску не виникає наклепу, так як відбувається тільки відрив та перенесення часток без помітної деформації. До таких умов роботи відноситься експлуатація сопел піскоструйних апаратів, через які з високою швидкістю і незначним тиском проходить пісок. Сталь Гадфільда в цьому випадку не підходить.

Якщо зношування відбувається при одночасному впливі стирання та високого тиску чи ударів, то в цих умовах повністю проявляється висока здатність сталі Гадфільда до зміцнення, а наклеп, що з'являється при цьому, забезпечує високу зносостійкість.

1.3 Механічні властивості високомарганцевих аустенітних сталей

В залізовуглецевих сталях з високим вмістом марганцю ізотермічне перетворення аустеніту при температурах нижче 400⁰С відбувається, в основному, по схемі γ - ζ - α . Сталі цього класу вивчені в меншій мірі, ніж сталі з нижчим вмістом марганцю в порівнянні зі сталлю Гадфільда, яка при проведенні досліджень завжди обирається в якості еталону.

Таблиця 1.2

Марка сталі	Вміст хімічних елементів, %									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti	Mo	Al

Термічна обробка зразків проводилась за звичним технологічним режимом. Результати механічних випробувань наведені в таблиці 1.3.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.01.3СПОВ					Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата						

Таблиця 1.3 Механічні властивості високомарганцевих сталей

Марка сталі	Σ_p , МПа	Δ , %	Ψ , %	КСУ, Дж/м	Опір утворенню борозни, Н/мм
110Г13Л	581,0	13,1	22,3	0,62	122,3

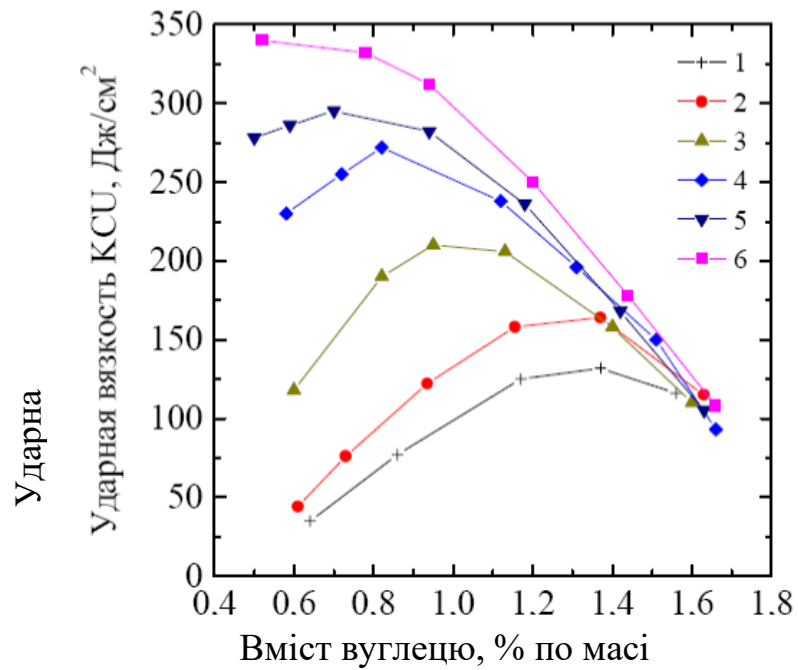


Рисунок 1.7 – Вплив вмісту С і Mn на ударну в'язкість аустенітних марганцевих сталей. Вміст Mn, % по масі: 1 – 6,1-6,5%, 2 – 8,6-9,2%, 3 – 10,3-11,0%, 4 – 13,0-13,4%, 5 – 14,8-15,5%, 6 – 17,4-18,2%.

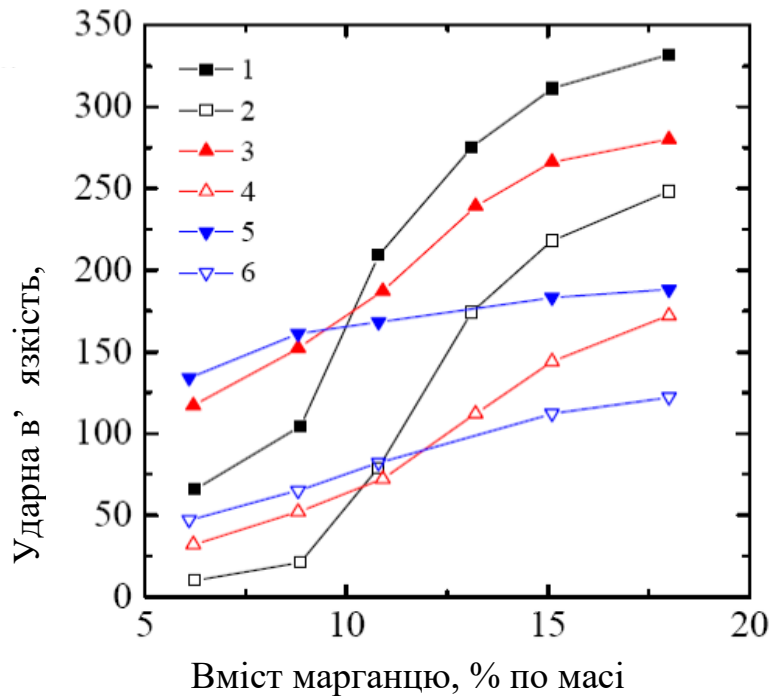


Рисунок 1.8 – Ударна в'язкість високомарганцевих сталей при кімнатній та низькій температурах: сталь з 0,8% С: 1 – КСУ⁺²², 2 – КСУ⁻⁴⁰, сталь з 1,1% С: 3 - КСУ⁺²², 4 - КСУ⁻⁴⁰, сталь з 1,4% С: 5 - КСУ⁺²², 6 - КСУ⁻⁴⁰.

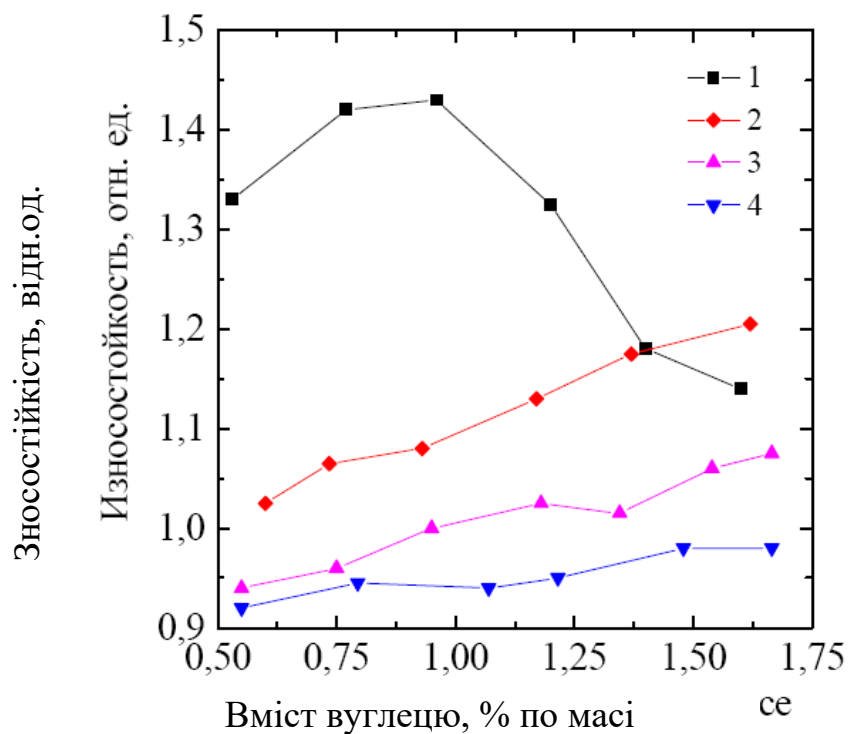


Рисунок 1.9 – Вплив хімічного складу на зносостійкість при абразивному зношуванні аустенітних марганцевих сталей. Вміст марганцю, % по масі: 1 – 6%, 2 – 9%, 3 – 13%, 4 – 15%.

Таким чином, для отримання якісних зносостійких виливок з високомарганцевих сталей необхідно забезпечити зниження вмісту фосфору (не більше 0,05%), витримувати концентрацію вуглецю в діапазоні 0,95 – 1,20%, якій відповідає максимальна ударна в'язкість.

1.4 Методи підвищення зносостійкості та міцності деталей

В основі підвищення зносостійкості і міцності деталей лежить вплив на робочу поверхню деталей і елементи кристалічної решітки металу шляхом застосування різних видів обробки.

1.4.1 Підвищення зносостійкості шляхом обробки сталі

Слюсарно-механічна обробка. Ця обробка застосовується для усунення задирів, рисок, напрацювання та інших дефектів поверхні, а також для отримання необхідної чистоти поверхні. Чим вище чистота поверхні, тим вище зносостійкість деталі. Найбільш часто для цих цілей застосовують шабрування, шліфування, полірування.

Термічна обробка. Цей спосіб застосовується для підвищення твердості поверхні деталі. Для зменшення крихкості та зняття напруг загартування застосовують відпуск. Поєднання загартування з дією магнітного поля збільшує міцність сталі, тому що кристали мартенситу приймають одну орієнтацію у всіх зернах. Поверхнєве загартування застосовується для підвищення міцності і зносостійкості деталей, що працюють при ударному навантаженні, при цьому основний метал деталі залишається незагартованим. Таке загартування проводиться струмами високої частоти і газополумєневими пальниками. Поверхнєве загартування в електроліті засновано на нагріванні деталі іскровим розряд через пароводневу оболонку, яка виникає у поверхні та нагріває деталі. При цьому не утворюється гартівних тріщин.

Обробка холодом застосовується для зменшення кількості залишкового аустеніту в загартованій легованій сталі, так як залишковий аустеніт знижує її твердість і зносостійкість. При цьому стабілізуються розміри деталей, що дуже важливо для деталей прецизійних пар.

Хіміко-термічна обробка. Це технологічний процес, при якому відбувається зміна хімічного складу, структури і властивостей поверхні металу. Обробка включає в себе азотування, фосфатування, анодування, ціанування, сульфідкування, борування, цементацію. Азотування застосовується для підвищення зносостійкості, твердості, корозійної стійкості та жароміцності деталей. Його проводять в камері, заповненій газоподібним аміаком. При електричному розряді аміак розпадається на іони азоту і водню, які починають бомбардувати поверхню деталі, внаслідок чого азот насичує поверхневий шар. Деталь є катодом, а анодом служать електроди. Так доцільно обробляти шийки валів швидкохідних дизелів. Фосфатування - насичення робочої поверхні

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.01.3СПОВ	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

фосфатами заліза і марганцю. Фосфатна плівка утворюється в результаті взаємодії металу з дігідроортофосфатами заліза і марганцю. Вона оберігає деталі від окислення при високих температурах, тому необхідно фосфатувати робочу поверхню циліндрових втулок дизелів. Анодування застосовується для підвищення зносостійкості алюмінієвих деталей. Сутність процесу полягає в окисленні атомарним киснем поверхневих шарів алюмінію (у сірчанокислої ванні під напругою до 120 В). Анодуванню піддають алюмінієві поршні. Для підвищення антифрикційних властивостей поверхні поршнів вони покриваються сумішшю, що складається з бакелітового лаку, сульфату молібдену або графіту та спирту або бензину. Ціанування полягає в одночасному насиченні поверхні металу вуглецем і азотом. Застосовується для підвищення поверхневої твердості, зносостійкості і міцності. Сульфідкування являє собою процес насичення поверхонь сталевих і чавунних деталей сіркою для підвищення їх зносостійкості та попередження задирів. Борування - це насичення поверхні деталей зі сталі і сплавів на основі нікелю, кобальту і тугоплавких металів бором для підвищення твердості, теплостійкості, зносостійкості і корозійної стійкості. Цементация полягає в насиченні поверхні деталі при 900...950°C вуглецем з наступним загартуванням для підвищення твердості, зносостійкості і міцності.

Гальванічна обробка. Пористе хромування робочої поверхні проводиться в електролітичній ванні. Спочатку наноситься шар хрому товщиною 0,15...0,20 мм. Пористість створюється перемиканням струму на зворотний на 15...20 хв. Зворотний струм викликає випадання частинок хрому з утворенням дрібних пор. Така пористість покращує змащування деталей, що труться, і підвищує термін служби деталей.

Механічне зміцнення. Для механічного зміцнення деталей застосовують накатку, прорізне чи ультразвукове віброобкатування, дробеструйну і гідроструминну обробку. Накатка шийок і галтелей здійснюється роликками, які притискають до поверхні деталі. Пристосування виключає деформацію деталі і розвантажує супорт і ходовий гвинт верстата. Накатка виконується за три оберти при 12...15 об/хв. У процесі накатки в зону контакту подається суміш олії з гасом або полімерна рідина. Одночасно зі зміцненням поверхні підвищується і її чистота. Віброобкатування полягає в обкатуванні поверхні деталі кулькою, яка вібрає паралельно осі обертання деталі, здійснюючи 2600 подвійних ходів в хвилину при амплітуді 2 мм. Ультразвукове віброобкатування виходить при накладенні на ролик коливань ультразвукової частоти, спрямованих перпендикулярно до оброблюваної поверхні. У результаті при дуже малих статичних зусиллях обкатування виходить висока ступінь зміцнення, при цьому в зоні контакту створюється температура 1000...1200°C. Цей спосіб застосовується для зміцнення загартованої сталі і чавуну. Дробеструйна обробка полягає в тому, що на механічно і термічно оброблену поверхню з великою швидкістю направляють потік сталевих або чавунних дробинок діаметром 0,5...1,5 мм. Дробинки викидаються енергією стисненого повітря або лопатками колеса. Гідроструминна обробка полягає в обробці деталей струменем води під тиском 0,4...0,6 МПа.

Струмінь високого тиску води дозволяє зміцнювати поверхні складної конфігурації.

				КНУ.РМ.136.24.544с-07.01.3СПОВ		Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Електро механічне зміцнення. Дана обробка виконується на токарно-гвинторізному верстаті. При обертанні деталі і переміщенні інструмента з платівкою із твердого сплаву в зону контакту підводять електричний струм силою 350...1300 А і напругою 2...6 В. Замість різця можна використовувати згладжує ролик. У зоні контакту виділяється значна теплова енергія, яка миттєво нагріває зону контакту до температури загартування. За рахунок радіального зусилля інструменту поверхня згладжується, а потім швидко охолоджується за рахунок відведення теплоти всередину деталі. У підсумку виходить ефект поверхневого загартування на глибину 0,2...0,3 мм з одночасним поверхневим наклепом, значно підвищує зносостійкість (до 10 разів) і міцність деталі (до 6 разів).

Електроіскрова обробка. Зміцнення деталей цим способом ґрунтується на ударному впливі спрямованого іскрового розряду, що викликає вибух на поверхні деталі в точці прикладання імпульсу. У результаті відбувається перенесення металу і зміцнення поверхні деталі. Важливу роль у підвищенні зносостійкості і міцності деталей грають підбір пар тертя, а також застосування захисних покриттів.

Підбір пар тертя. Для зниження зносу фрикційних поверхонь слід правильно підбирати пари тертя і змащення до них. При цьому важливо враховувати, що:

- кращою парою тертя є пара тертя бронза - сталь,
- коефіцієнт тертя сталь - хром становить 2/3 коефіцієнта тертя сталь - сталь,
- зубчасті колеса, виготовлені з одного матеріалу, при спільному зачепленні повинні мати різну термообробку,
- застосування хімічних присадок до мастил дозволяє в кілька разів зменшити зношування, збільшити довговічність і надійність механізмів,
- миючі присадки очищують поверхні деталей від відкладень, що поліпшує охолодження деталей.

Захисні покриття. Ці покриття наносять на поверхню деталей для захисту їх від корозії, збільшення опору стирання, дії високих температур і т.п. На тепловозах з них застосовуються гальванічні покриття, просочення ізоляції електричних машин лаками, забарвлення автоемаллю охолоджуючої поверхні, просочення охолоджуючої поверхні рідким склом під тиском, фарбування деталей, агрегатів і тепловоза в цілому.

1.5 Призначення та область використання високомарганцевих сталей

Можливість тривалої експлуатації деталей машин пов'язана з зносостійкістю матеріалу. Механізм зношення може бути різноманітним і визначається умовами роботи виробу: при абразивному зношенні (потік рідини, газу, твердих частинок) стійкість проти зношення буде визначатись опором металу крихкому руйнуванню та його твердістю, при терті металу по металу

відбувається наклеп металу і опір зношенню зростає. Стійкість проти абразивного зношення зростає з підвищенням твердості металу, причому структура мартенситу і карбідні включення мають більшу зносостійкість ніж

сталі такої ж твердості, але без карбідів. Графітні включення підвищують

КНУ.РМ.136.24.544с-07.01.3СПОВ

Арк.

Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата
-----	------	----------	--------	------

зносоустійкість при терті металу за рахунок їх виходу на поверхню тертя, заповнення графітом нерівностей поверхні і тим самим перешкоджаючи сухому тертю. Для таких умов роботи широко використовують чавуни та графітізовану сталь, яка містить 1,5-1,7% вуглецю та 1-1,5% кремнію. Для отримання графітових включень проводять графітізуючий відпал. Після процесу відпалу утворюється структура зернистого перліту з округлими графітовими включеннями.

Здатність високомарганцевої сталі до наклепу та придбання твердої зносоустійкої поверхні без зміни в'язкості виробу в цілому дозволяє застосовувати її в якості матеріалу, що протистоїть зношуванню в умовах комбінованого впливу стирання та ударних навантажень.

Для роботи в умовах тертя з ударами використовують розповсюджену та якісну високомарганцеву сталь аустенітного класу 110Г13Л (сталь Гадфільда), що містить 1,2% вуглецю та 13% марганцю, яка при відносно невисокій твердості 200-300НВ, має досить високу зносоустійкість за рахунок підвищеної схильності до наклепу. Тому при роботі виробів з такої сталі повинні бути удари, які забезпечують високу ступінь наклепу (твердість в процесі експлуатації підвищується до 50-55HRC). Бал аустенітного зерна при цьому 1,5.

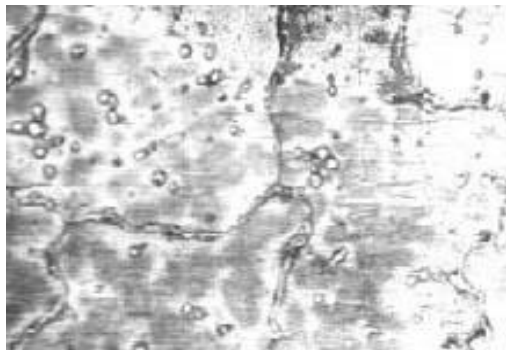


Рисунок 1.10 - Мікрошліф литої сталі 110Г13Л в масштабі 100_x

Сталі високої твердості необхідні для роботи в умовах абразивного зношування. Зношування відбувається за рахунок мікрорізання твердими частками матеріалу, що працюють в парі з деталлю, зносоустійкість якої необхідно підвищити. Високі значення твердості можуть бути досягнуті для цілого ряду сталей із застосуванням технологій їх зміцнення. Об'ємному та поверхневому загартуванню піддають сталі з високим вмістом вуглецю: інструментальні У10, У12, 8ХФ та ін., підшипникові 1ПХ15, ШХ15СГ. Слід зазначити, що при однаковій твердості більш високу зносоустійкість мають заевтектоїдні сталі, в структурі яких після загартування поряд з мартенситом присутні карбіди. Висока твердість поверхневих шарів, які протистоять зношуванню, може бути досягнута застосуванням хіміко-термічної обробки: цементації, азотування відповідних сталей.

Як правило, поняття зносоустійкості відноситься лише до поверхневих шарів металу, а внутрішні об'єми металу практично на неї не впливають, що сприяє розвитку напряму отримання зносоустійких матеріалів за рахунок наплавки чи напилення спеціального шару на поверхню відносно пластичного і дешевого металу. Методи наплавки можуть бути різні (електродугова,

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.01.ЗСПОВ	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

газополуменева, індукційна, а властивості наплавленого шару визначаються хімічним складом і структурою. При цьому, як уже відмічалось, основну зносостійкість і твердість наплавленого шару забезпечують карбіди. В залежності від умов роботи: абразивне зношення без ударів та ударно-абразивне зношення висуваються різні вимоги до наплавленого шару.

Як правило, при роботі без ударів в якості металевої основи (матриці) використовується структура мартенситна або мартенситно-бейнітна, а при наявності ударів – аустенітна, рідше феритна. За рахунок пластичного та в'язкого аустеніту тверді частинки карбідів міцно в ньому закріплюються і утримуються при абразивно ударній дії середовища. Ферит має меншу в'язкість і міцність і тому працює гірше аустеніту. Кількість карбідів в наплавленому шарі складає 20-40%, при цьому використовується закритична ступінь легування, яка забезпечує зв'язування усього вуглецю металу в карбіди. Як правило наплавлений шар має 0,7-2,5% вуглецю і легується хромом, марганцем, вольфрамом, ванадієм, титаном та іншими легуючими елементами.

Практичне використання високомарганцевої аустенітної сталі досить різноманітне. На залізничному транспорті багатьох країн світу дана сталь використовується для виплавки сердечників стрілочних переводів та ціловідлитої хрестовин. Строки експлуатації на різних дільницях різні як за часом, так і по сумарній масі вантажів та залежать від умов експлуатації – швидкості руху, питомого навантаження. Але в усіх випадках зносостійкість сталей марок 110Г13Л значно вища рельсових збірних хрестовин та інших деталей, що використовувались раніше.

Великим споживачем продукції з високомарганцевої сталі є гірничорудна та машинобудівна промисловість. Усі змінні швидкозношувані деталі щоківих, конусних та валкових дробарок, кульових та шахтних млинів, виготовляються, як правило, зі зносостійкої сталі. Зносостійка сталь використовується також для сільськогосподарської техніки, виробництва траків гусениць, ковшів екскаваторів, накладок на лопатки змішувачів, сопел дробеметного та дробеструйного устаткування, броні дробарок, захватів та ін.

Високомарганцева сталь застосовується також при виготовленні литих ланок гусеничних тракторів та бульдозерів, валиків та втулок ресорного підвішування електровозів та ін. Зносостійка високомарганцева сталь використовується у тих випадках, коли деталі повинні бути немагнітними, наприклад, для кожухів магнітів контактних частин мостових кранів, рам статорів двигунів та генераторів, частин магнітних сепараторів, деталей, що знаходяться в магнітному полі електричних печей.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.01.3СПОВ	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Виливки з високомарганцевої зносостійкої сталі 110Г13Л



Рисунок 1.11 – Биля з високомарганцевої сталі



Рисунок 1.12 – Зразки еталонів сталі 110Г13Л



Рисунок 1.13 – Плити дробарок



1



2

Рисунок 1.14 – Передня стінка ковша (1), зуб ковша (2)

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.01.3СПОВ	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		



1

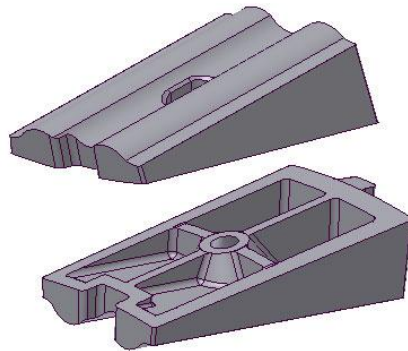


2



3

Рисунок 1.15 – Броня конусної дробарки (1), решітка бункера (2), пластина живильника (3)



1



2

Рисунок 1.16 – Плита конусно-хвильова (1), молот дробарки (2)

Вітчизняні сталеливарні компанії виготовляють такі деталі зі зносостійкої високомарганцевої сталі марок 110Г13Л та 120Г18Х2НМЛ:

- Конуси дробарок \varnothing 600-1000 мм,
- Плити щоківних дробарок,
- Лопатки, стійки, сектори броніасфальто-бетоно-змішувачів,
- Зносостійкі пластини для обладнання,
- Тяги, біла, катки,
- Траки, валки, втулки, бігунки,
- Траки та коронки екскаваторів,
- Станіни, коронки, болтиброневі,
- Билотримачі, зубчаті колеса,
- Біла для кульових млинів, біла для дробарних машин,
- Накладки на лопасті змішувачів,
- Конусно-хвильові плити,
- Молоти дробарок,
- Залізничні сердечники та хрестовини,
- Скіпові візки, решітки бункерів, пластини живильників,
- Барабани та грохоти.

Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

КНУ.РМ.136.24.544с-07.01.3СПОВ

Арк.

2. Особливості аустенітної високомарганцевистої сталі Г13Л

Високомарганцевиста сталь Г13Л відноситься до сплавів, що утворюється на основі γ заліза.

Як відомо, для утворення з γ -железом безперервного ряду розчинів або твердих розчинів у великому інтервалі концентрацій мають бути виконані наступні умови:

- 1) кристалічна решітка елементів, що розчиняються, повинна бути гранецентрованою;
- 2) має бути близьке значення атомних радіусів елементу, що розчиняється, і γ -заліза;
- 3) між атомами заліза і атомами розчинного елементу повинен встановлюватися тісний металевий зв'язок.

Виходячи з цих умов і на розгляді діаграм стану подвійних сплавів витікає, що на основі γ -заліза при кімнатній температурі стійко існують тільки сплави з елементами 8-ої групи і марганцем.

Для створення промислових аустенітних сталей можуть бути використані тільки Mn і Ni, оскільки інші елементи (платина, іридій, паладій, родій та ін.) дуже дорогі. У системі залізо-марганець тверді розчини на основі γ -заліза утворюються в широкому інтервалі концентрації.

Чисті сплави Fe-Mn, що не містять вуглецю, мають аустенітну структуру тільки при дуже великому вмісті марганцю (близько 30% Mn)

Марганцевистої аустенит має меншу структурної стійкістю в порівнянні з нікелевим та хромо-нікелевим.

Необхідна стійкість аустеніту при відносно невеликому вмісті марганцю забезпечується за рахунок вибору певного вмісту вуглецю в сплаві.

При 1,0-1,3% вуглецю в сплаві стійка аустенітна структура утворюється при 9,0 - 15,0% марганцю.

Фазовими складовими повільно охолоджених сплавів Fe-Mn-C зазначеного складу є твердий розчин γ (аустеніт) і карбідна фаза змінного складу $(Fe, Mn)_3C$.

Карбід $(Fe, Mn)_3C$, що утворюється при температурі 500-600° С в сталі, що містить приблизно 13% марганцю, є єдиним.

Інші карбіди $(Mn)_3C$, $(Mn)_2C$, $(Mn)_2C_3$, існування яких вважається можливим в певних температурних областях у вигляді самостійних фаз, в цій сталі відсутні.

Відомо, що структура γ -заліза являє собою щільну трохслойную упаковку іонів заліза з радіусами, рівними 1,27 КХ.

Як вказує Н.Ф. Лашко і Н.І. Єр'омін, γ -залізо має на 2.4% більший іонний радіус в порівнянні з α -залізом.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС			
Зм.	Арк.	№ документа	Підпис	Дата				
Розробив		Левченко А.В.			Особливості аустенітної високомарганцевистої сталі Г13Л	Літера	Аркуш	Аркушів
Перевірив		Скідін І.Е.						
Рецензент						каф.МЧМЛВ ЛВ-23-1м		
Н.контроль		Скідін І.Е.						
Затвердив		Савельєв С.Г.						

Можна було припустити, що атоми (або іони) вуглецю, значно менші за величиною, повинні розміщуватися в решітці γ -заліза в порожнинах між іонами заліза. Такі порожнечі можуть бути двох видів: 1) октаедричні, оточені шістьма іонами, і 2) тетраедричних, оточені чотирма іонами.

Центри октаедричних пустот в гранецентрированной решітці збігаються з центрами ребер елементарного осередку. У октаедричних порожнечах може розміститися іон або атом діаметром, рівним 0.414 діаметра іона заліза, тобто рівним 0,50 КХ.

В окремих роботах наводиться залежність між ступенем наклепу і досягається збільшенням твердості марганцевистої сталі.

При холодній деформації під бойком молота вдалося отримати твердість марганцевистого аустеніту НВ 500 при деформації, рівної 5%.

У роботах [18,19] зазначено, що для отримання максимальної твердості (HRC більше 50) потрібно застосовувати ударну силу понад 752 кг/см^2 . При цьому найбільша твердість виходить не на поверхні, а дещо глибше.

Одним дослідженням [20] встановлено, що схильність сталі, містить 1,29% С і 13,3% Мп, до наклепу, визначена на конічному зразку з площею ударної поверхні $0,1 \text{ см}^2$ і оцінена по зміні твердості цього зразка, залежала від величини

наклепання, до 500 кг/см^2 ,



Робота наклепання, рівна $500-750 \text{ кг/см}^2$ вирівнювала значення максимальної твердості (HRC 52-53) для зразків з різною величиною зерна. Максимальна твердість при цьому, так само як вказувалася в попередній роботі, була отримана на відстані 2-4 мм від поверхні.

Глибина наклепаного шару і максимальна твердість залежали від роботи деформації (кількості н інтенсивності ударів).

Одноразова накатка поверхні зразка або деталі з марганцевистої сталі

кулькою діаметром 17 мм при тиску 300 кГ дає можливість підвищити твердість на поверхні до HV 493-517. Висока твердість металу спостерігається при цьому тільки на глибині 1,5-2 мм, потім поступово знижується і на відстані 3-4 мм від поверхні складає HV 200-220 (рис. 14).

Двух- н триразова накатка не так інтенсивно підвищує твердість поверхні (до HV 530-560), але збільшує глибину наклепаного шару. Для виявлення характеру структурних змін при статичному і динамічному наклепанні литі зразки одного хімічного складу були статично стислі на пресі і осажени молотом з вагою частин, що падали, 0,750 тонни на рівну величину (від 10 до 60% по висоті). Рівна міра деформації незалежно від характеру наклепання зразка (статичний або динамічний) призводила до однакового збільшення твердості (рис. 15).

Принципових відмінностей при цьому в мікроструктурі не спостерігалось (рис. 16 і 17). Зі збільшенням міри пластичної деформації і в тому і в іншому випадку збільшується число смуг ковзання, що взагалі характерно для металів з гранецентрованими ґратами.



При великих ступенях деформації, коли з'являється чітко виражена текстура, утворюється своєрідна структура, обриси кордонів зерен стають нечіткими, розмитими. Кристалічні решітки сусідніх зерен орієнтуються при цьому порівняно однаково. Аналогічну структуру при деформації спостерігав Н.Ф. Лашко в аустенитной сали [8].

Перегляд під електронним мікроскопом реплік знятих з зразків, деформованих статично і динамічно на різну величину, також не виявив принципових відмінностей в мікроструктурі при різному способі деформації (рис. 18). При рентгенографічному фазовому аналізі (випромінюванням заліза за методом зйомки від шліфа в камерах діаметром 57,3 мм) досить інтенсивні лінії а-фази були виявлені тільки на литий, окисленої поверхні деформованих зразків. На всіх інших площинах незалежно від способу деформації зразків і ступеня опади була виявлена тільки γ -Фаза.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Беручи до уваги дослідження мікроструктури і дані рентгеноструктурного аналізу, можна прийти до висновку, що причиною зміцнення сталі при пластичній деформації є роздроблення зерна аустеніту на дуже дрібні блоки і блокування площин ковзання карбидами.

Марганцевиста сталь при навантаженнях 25-100 кГ не виявляється схильності до молекулярного схоплювання. На початку випробувань (150-200 оборотів) на набігає кінці нерухомого зразка утворився «налипнув» високої твердості, який фактично різав поверхню ролика на якихось ділянках (рис. 20. а).

Здатність високомарганцевистої сталі піддаватися наклепу і набувати тверду зносостійку поверхню без зміни в'язкості виробу в цілому дозволяє застосовувати її в якості матеріалу, що протистоїть зносу в умовах комбінованого впливу стирання і ударних навантажень. Литі вироби з цієї сталі задовольняють багатьом експлуатаційним вимогам.

Практичне застосування марганцевистої сталі надзвичайно різноманітно. На залізничному транспорті всіх країн ця сталь широко застосовується для відливання сердечників стрілочних переводів та суцільнолитих хрестовин. Терміни служби їх на різних ділянках різні як за часом, так і за сумарним вазі пройшли по ним вантажів і залежать від умов експлуатації - швидкості руху, навантаження на вісь та ін, але у всіх випадках зносостійкість цих виробів значно (у багато разів) вище рельсосборних хрестовин, що застосовувалися раніше ..

Великим споживачем сталі Г13Л є також гірничорудна і тракторна промисловість. Всі змінні швидкозношувані деталі щеккових, конусних і валкових дробарок, кульових і шахтних млинів виготовляються, як правило, зі сталі Г13Л.

Високомарганцевистої сталь знайшла застосування при виготовленні литих ланок гусениць тракторів, валиків і втулок ресорного підвішування електровозів і багатьох інших деталей.

Високомарганцевистої сталь застосовується і в тих випадках, коли деталі повинні бути немагнітними, наприклад, для кожухів магнітів контактних частин мостових кранів, рам статорів моторів і генераторів, частин магнітних сепараторів, деталей, що знаходяться в магнітному полі електропечей, та ін.

2.1 оптимальний хімічний склад високомарганцевистої сталі Г13Л

Зміст основних компонентів в високомарганцевистої сталі коливається в досить широких межах.

У відповідності з технічними умовами, стандартами і відомчими інструкціями на окремі деталі більшість заводів СРСР виплавляють марганцевистої сталі, що містить 1,0-1,4% вуглецю, 11,0-14,0% марганцю і 0,3-0,1% кремнію (ГОСТи 7310-55 і 8294-57). В окремих випадках сталь містить до 0,8% кремнію.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

В інших країнах нижня межа вмісту марганцю на деякі вироби становить 12,0%, вуглецю 0,9-1,2% і кремнію 0,2-0,9%.

Оптимальним складом для фасонного лиття Ю. А. Нехейдзі вважає 1,25% вуглецю, 12,5% марганцю і 0,8% кремнію.

У більшості технічних умов н стандартів рекомендується брати ставлення Mn: C = 10 і більше, а в окремих випадках не менше 13.

Для правильного вибору змісту основних компонентів сталі (в залежності від призначення виливків в експлуатації) необхідно враховувати вплив вуглецю, кремнію, марганцю та інших елементів у межах марочного складу.

Для того щоб встановити оптимальний хімічний склад і виявити вплив окремих елементів на властивості сталі, була проведена серія плавок марганцевистої сталі з різним вмістом вуглецю, марганцю і кремнію. Виплавка сталі вироблялася в індукційній основній печі ємністю 50 кг. В якості шихти була використана м'яка вуглецева сталь. Легування вироблялося ферромарганцем, металевим марганцем і 45% -ним феросиліцію. Сталь досліджувалася в литому стані. Зразки для механічних випробувань були відлиті спеціального способом по виплавлених моделях.

Вміст кремнію в металі однієї плавки підвищувалася послідовними присадками феросиліцію. Це дало можливість отримати сталь з приблизно однаковим вмістом вуглецю, марганцю, фосфору і сірки, але з мінливим кількістю кремнію (0,2-1,08%).

Аналогічно були відлиті зразки з різним вмістом вуглецю і марганцю в сталі при однаковому вмісті інших елементів. Низький вміст вуглецю на початку розливання досягалося легированим сталі ферромарганцем і металевим (безуглеродистим) марганцем у відповідній пропорції. Температура металу у всіх випадках підтримувалася однаковою. Хімічний склад дослідчених плавок наведено в табл. 1.

Химический состав литых образцов из стали Г13Л с различным содержанием углерода кремния и марганца (в %)

Условное обозначение плавки	Условное обозначение плавки			Условное обозначение плавки	Условное обозначение плавки			Условное обозначение плавки	Условное обозначение плавки		
	C	Mn	Si		C	Mn	Si		C	Mn	Si
1	0,71	11,60	0,60	C1	1,25	12,98	0,20	E1	1,30	8,70	0,46
2	0,76	11,30	0,63	C2	1,16	12,20	0,45	E2	1,28	9,60	0,46
3	0,88	11,70	0,62	C3	1,18	12,20	0,56	E3	1,22	11,10	0,50
4	0,96	11,60	0,56	C4	1,24	12,97	0,83	E4	1,16	12,40	0,44
5	1,02	11,70	0,47	C5	1,21	12,40	0,90	E5	1,24	13,20	0,53
6	1,10	11,06	0,65	C6	1,18	12,30	1,04	E6	1,24	13,90	0,53
7	1,14	—	0,49	C7	1,19	12,92	1,08	E7	1,20	14,30	0,52
8	1,15	11,67	0,54	—	—	—	—	—	—	—	—
9	1,28	11,40	0,53	—	—	—	—	—	—	—	—
10	1,40	11,90	0,53	—	—	—	—	—	—	—	—
11	1,53	11,30	0,65	—	—	—	—	—	—	—	—

Зразки містили 0,061-0,064% фосфору і 0,011-0,014% сірки.

Мікроструктура зразків різного хімічного складу в литому незагартованому стані має характерні особливості.

У сталі, що містить менше 1% вуглецю майже не зустрічається великих карбідів, а дрібні розташовуються переважно по межах зерен, але не утворюють суцільної сітки. З підвищенням вмісту вуглецю спостерігається поступове збільшення кількості карбідів. Карбіди, що розташовуються по межах зерен, утворюють суцільну облямівку навколо зерен аустеніту.

У середині зерен карбиду зустрічаються сфероїдізовані і голчасті фотрми (рис. 23).

Зі збільшенням вмісту кремнію в сталі збільшується також кількість карбідів в мікроструктурі по межах і всередині зерен. Змінюється і форма карбідів, - вони з голчастих (при 0,2% Si в сталі) у міру збільшення кремнію стають сфероїдізовані.

Е. Гудремон вказує, що кремній, розчиняючись в карбідах, знижує їх розчинність в аустеніті. Тому сталь, що містить підвищену кількість кремнію, повинна гартуватися від більш високої температури.

Освіти алюмосилікатних стекол в процесі розкислення при наявності кремнію в сталі сприяє її очищенню і формуванню неметалевих включень тільки глобулярної форми.

Коливання у вмісті марганцю в сталі (10-14%) на мікроструктурі зразків в литому стані помітно не відображаються, зростання зерна із збільшенням кількості марганцю відзначено не було, хоча в літературі вказується, що збільшення вмісту марганцю понад 12% збільшує зерно при первинній кристалізації. У зв'язку з тим що подрібнення зерна при загартуванні не відбувається завдяки відсутності фазових перетворенні в сталі при нагріванні, підвищена кількість марганцю призводить до необхідності знижувати температуру розливання і застосовувати зовнішні холодильники.

Після гарту по одному режиму (температура нагріву 1050 ° C) структура всіх зразків була чисто аустенітної. Розмір зерна не змінився порівняно з литим станом.

Механічні властивості при розтягуванні Гагарінських зразків різного хімічного складу дані в табл. 3.

Відносно невисокий рівень всіх механічних властивостей, наведених вище та отриманих при розтягуванні зразків, відлитих прижиттєвим способом в холодні форми, пояснюється, мабуть, їх недостатньо високою щільністю в порівнянні із зразками, виготовленими з проб в умовах спрямованого затвердіння і належного харчування проби рідким металом в період кристалізації.

Підвищення кількості вуглецю помітно позначається на міцності і пластичності сталі. При збільшенні вуглецю з 0,7 до 1,5% межа плинності зростає приблизно на 30%, тимчасовий опір збільшується в меншій мірі, ніж межа плинності.

						Арк.
	Вуглець, утворюючи в марганцевистій сталі різні форми карбідів,					
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

перешкоджає тим самим вільному переміщенню дислокацій і упрочняє його. На підвищення міцності кремнію впливає так само, як і вуглець, але значно слабше. Тимчасовий опір і межа плинності при збільшенні вмісту в сталі кремнію від 0,2 до 1% зростає на 15-16%. Пластичність при цьому знижується, але суворої закономірності, яка має місце при зміні вмісту вуглецю в сталі, в даному випадку не спостерігається. Істотної зміни властивостей при вмісті кремнію до 1,0% в марганцевистій сталі не відзначено і в роботах [1], [40], [43] та ін.

Різка зміна властивостей сталі (одночасне зниження пластичності і міцності) відбувається при вмісті кремнію понад 2% не впливає на подовження і тимчасовий опір і кілька збільшує межу плинності.

Кремній вводиться в марганцевистій сталі головним чином з технологічних причин, як раскислитель і заспокоювач, а не з метою підвищення її міцності.

Зміни вмісту марганцю від 8 до 14% підвищує міцність сталі (тимчасовий опір в меншій мірі, ніж межа плинності) і практично не робить впливу на пластичність, хоча в літературі є прямо протилежні думки.

В роботі [16] зазначено, що 10-14% марганцю майже не впливає на межу текучості, але підвищує тимчасовий опір і пластичність. При вмісті марганцю нижче 10% показники механічних властивостей швидко зменшуються і при 8% марганцю становлять тільки половину нормальної величини. Максимальний вміст марганцю не встановлено і, ймовірно, не буде визначатися механічними властивостями сталі, оскільки доже при 20% марганцю в сталі властивості її, як вказує Е.Гудремон змінюються відносно мало в порівнянні з класичним складом. Верхня межа вмісту марганцю обумовлюється економічною доцільністю і збільшенням схильності сталі до утворення гарячих і холодних тріщин у виливках, що містять 13,5-15% Mn.

У табл. 4-6 і на рис 27-29 наведено результати випробування сталі на ударний вигин. З отриманих даних випливає, що вміст вуглецю до 1,2% практично не впливає на величину ударної в'язкості при кімнатній і зниженій температурах. При вмісті в сталі понад 1,2% вуглецю починається інтенсивне зниження ударної в'язкості, і при 1,5% C вона дорівнює 5-6 кг / см² (рис. 27, а). Аналогічне явище спостерігається при знижених температурах випробування.

Кремній також знижує ударну в'язкість марганцевистій сталі, однак при вмісті його близько 1,1% (максимальна кількість, прийняте при дослідженні) крихкості при зламі зразків не спостерігалось (рис. 28).

У работа [32] наведені дані, що свідчать про різке зниження ударної в'язкості і зносостійкості сталі при вмісті в ній кремнію понад 1%.

При кімнатній температурі збільшення марганцю від 9 до 15% слабо підвищує ударну в'язкість (рис 29, а) ., при зниженні температури випробування (до -60 °) його вплив посилюється, при зростанні марганцю в сталі з 9 до 14% ударна в'язкість при температурі -60 ° збільшується в 4 рази (з 2 до 8 кг / см²). Зниження вмісту вуглецю з 1,2 до 0,8% при вмісті

марганцю 11% призводить сталь в менш в'язке стан. Початком критичного					Арк.
КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС					
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата	

інтервалу крихкості для сталі цього складу вважати $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. Вплив марганцю ставати більш помітним при кімнатній температурі при пониженому вмісті вуглецю. Крихкою навіть при кімнатній температурі стає сталь при 0,8% вуглецю і 7-8% марганцю, незважаючи на чисто аустенітну мікроструктуру після гарту.

Випробування зразків на зносостійкість з різним вмістом вуглецю, кремнію і марганцю наведеного раніше хімічного складу проводили в умовах сухого тертя кочення з 10% -ним прослизання на машині Амслера (тиск в контакті 70 кГ, число обертів $n = 70\ 000$). Матеріалом для контролю у всіх випадках служила бандажна сталь однаковою твердістю.

На рис. 30 наведено середній знос (у грамах) за цикл випробування роликів на марганцевистій сталі і контроликів на бандажній сталі.

Результати випробувань свідчать про збільшення зносостійкості сталі при зростанні вуглецю з 0,7 до 1,5% і кремнію з 0,2 до 1,05% приблизно на 40%. Сумарний знос, пари при цьому також знижується на 10-15%.

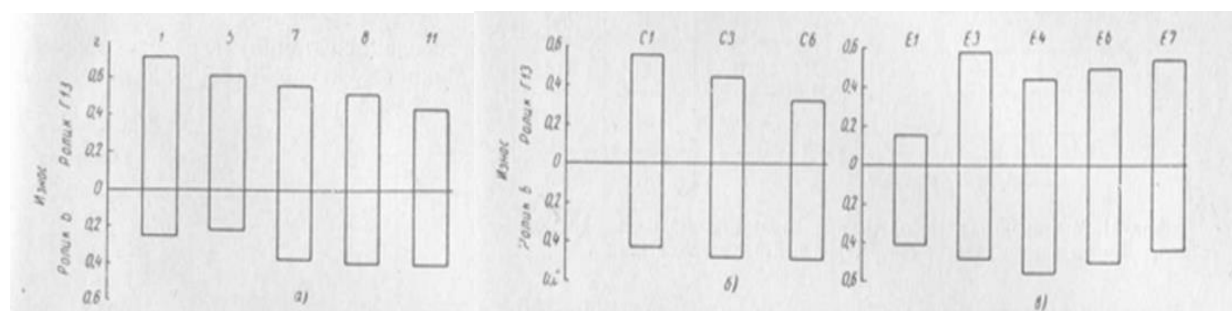
У літературі зустрічаються рекомендації про підвищення вмісту кремнію в сталі до 0,8-1,0%, оскільки із збільшенням кількості кремнію зростає опір зносу.

Однак кремнію в кількості 0,65% і більше сприяє збільшенню схильності марганцевистої сталі до тріщин призводить до необхідності обмежити верхню межу вмісту кремнію. Подібні думки висловлюються в роботах [34], [32].

Підвищення зносостійкості марганцевистої сталі при збільшенні вмісту вуглецю в ній підтверджується і іншими роботами.

Згідно з дослідженнями, проведеними на заводі «Серп і молот», зниження змісті вуглецю в сталі скорочує термін служби литих виробів в експлуатації. Але одночасно зазначається, що з підвищенням зносостійкості збільшення вмісту вуглецю понад 1,3% приводить до неповного розчинення карбідів при термічній обробці і різкого підвищення схильності до утворення гарячих тріщин.

Максимальна твердість, що досягається на поверхні марганцевистої сталі при наклеп, збільшується зі зростанням кількості вуглецю, так як внутрішні напруження в аустеніт при цьому збільшується. Це підтверджується отриманими даними при наклеп аустенитної марганцевистої сталі різного складу. Значення твердості при цьому наведені на рис. 31.



Фиг. 30. Результаты испытания образцов на износостойкость на машине Амслера с различным содержанием:
а — углерода; б — кремния; в — марганца; 1, 5, 7, 8, 11 C1, C3, C6, E1, E3, E4, E6, E7 — плавки.

Марганець в кількості 10-15% помітного впливу на зносостійкість при

прийнятою	методикою	не надає.			Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата	

Таким чином, наведені дані свідчать про те що для забезпечення достатньо високої зносостійкості і одночасно високою ударної в'язкості сталі, необхідної для деталей, що працюють в умовах ударного навантаження, не обов'язково мати вміст марганцю на верхній межі норм стандарту.

Оптимальним вмістом вуглецю в марганцевистій сталі, мабуть, слід вважати 1,15-1,25%. Ця кількість забезпечує і високу ударну в'язкість я цілком задовільну зносостійкість.

Підвищення вмісту кремнію бажано з точки зору збільшення зносостійкості виробу. Зниження в'язкості при цьому відбувається не так інтенсивно, але труднощі при термічній обробці, пов'язані зі збільшенням температури нагріву при загартування і подовженням всього циклу нагріву, а також підвищується схильність до утворення тріщин призводять до необхідності обмежити верхню межу вмісту кремнію (0,8-0,9%).

У питанні про вплив звичайних шкідливих домішок (фосфору і сірки) на властивості марганцевистій сталі суттєвих розбіжностей немає.

Негативний вплив фосфору (при змісту до 0,1%) позначається не так різко при відносно високому вмісті вуглецю і марганцю, які є в марганцевистій сталі Г13Л.

Дослідження при кімнатній температурі властивостей сталі, що містить 0,04% -0,28% фосфору, показали, що кількість фосфору до 0,1–0,12% можна вважати безпечним (рис. 33), хоча В.П. Тунковим відзначено значне зниження ударної в'язкості (з 25 до 14-15 кг / см²) при збільшенні вмісту фосфору в сталі з 0,05-0,06 до 0,12%. При вивченні залізовуглецевих сплавів встановлено, що фосфор при вмісті його 0,05% і вище ліквіруючих до кордонів зерен і значноюступеня збагачує їх, хоча поява відокремленої фосфіднуофази спостерігається в сталі тільки при вмісту фосфору 0,2% і більше.

У багатьох роботах наголошується, що фосфор практично не впливає на зносостійкість, але збільшує схильність до тріщин, так як при підвищених температурах наявність фосфору в кількості 0,04-0,06% різко знижує пластичність металу. Вплив фосфору на пластичність і міцність сталі Г13Л при 1150 °.

Високий вміст марганцю в сталі забезпечує отримання чистого металу за змістом сірки. Невелика кількість сірки присутня у вигляді округлих включень сірчистого марганцю, які суттєво не погіршать механічні властивості сталі.

2.2 Вплив легуючих елементів на властивості аустенітної сталі Г13Л

Досвід експлуатації багатьох деталей з високомарганцевистій сталі в умовах великих питомих напрузі показав, що найбільш інтенсивний їх знос і змінання металу по робочій поверхні відбувається в початковий період їх роботи.

Після отримання деякого наклепу (приблизно до твердості НВ 400-480)

смятие робочої поверхні припиняється і знос її відбувається переважно за

рахунок	стирання				КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Підвищення межі текучості і тимчасового опору сталі дає можливість зменшити смятие в перший період експлуатації і підвищити загальну зносостійкість деталі.

Одним із шляхів зміцнення марганцевистої сталі є її легування. Зміцнення γ -е може бути отримано введенням в нього елементів з відмінною від $\text{Fe-}\gamma$ гратами. Тому слід вважати перспективним додаткове легування аустенитної сталі такими елементами, як титан, ванадій, цирконій та ін. Розчинність цих елементів в аустеніті збільшується зі збільшенням в сталі марганцю.

В якості легуючих елементів, що вводяться в сталь в досить великих кількостях, розглядалися хром, ванадій, титан і нікель.

Зміцнення сталі може бути також досягнуто введенням малих добавок модифікаторів.

Хром - найбільш поширений в даний час застосовується для легування високомарганцевистої сталі, хоча єдиної думки про його вплив на властивості цієї сталі немає. Як відомо, хром стабілізує аустеніт.

У роботах (14,32) вказується, що хром в кількості 0,5-1,8% не впливає на в'язкість і зносостійкість.

С. Я. Кармазін вважає, що хром сприяє більшому виділенню карбідів і що 1% хрому знижує відносно подовження приблизно на 20%.

Іноді хром додають до високомарганцевистої сталі, для підвищення її міцності. У роботах (16,38) вказується, що хром підвищує межу текучості і його вміст у кількості $\sim 1\%$ може бути бажаним.

В інших роботах (20) зазначалося, що присутність в сталі значної кількості хрому ($\sim 3\%$) не завжди призводить до виділення підвищеної кількості карбідів, хоча хром і є одним з сильних карбидообразуючих елементів. Це пояснюється зниженою швидкістю дифузії карбідів, що містять хром, в порівнянні з карбідами, що не містять хрому. Тому що випали карбіди, що містять хром, важче розчинити під час нагрівання при загартуванні.

Присутність хрому в сталі не впливає на її здатність до наклепу, т. е. максимальна твердість сталі, що містить і не містить хром, після холодної деформації ударами була майже рівна за умови чисто аустенитної структури перед наклепом. Наявність хрому може привести до появи тріщин через підвищені внутрішніх напружень, пов'язаних з виділенням карбідів.

2.3 Мікролегування

Відомо, що обробка рідких сплавів малими добавками деяких елементів призводить до зміни форми і розмірів кристалів, яке забезпечує підвищення механічних та інших властивостей виливків. Зміна властивостей сталі, в яку введені малі, добавки (модифікатори) обумовлено складними фізико-хімічними процесами, що відбуваються в металі, дані дослідження

останніх років по модифікуванню показують, що в результаті малих добавок елементів одночасно зі зміною кінетики кристалізації і структури сталі відбувається дегазація і рафінування металу, а також змінюється форма.

кількості і характер розташування неметалевих включень [29].				Арк.
КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС				
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

Крім того, малі добавки впливають на склад, кількість і характер розподілу утворюванню фаз.

Позитивний вплив елементів може бути отримано тільки при введенні їх в певних оптимальних кількостях.

Цирконій, введений в невеликій кількості в вуглеводневу чи низьколеговану сталь, істотно впливає на характер кристалізації і властивості сталі. Присадка дуже малих кількостей цирконію ще не змінює характер неметалевих включень, але вже при залишковому вмісті його 0,002% утворюються сульфідні плівки по межах зерен.

При введенні 0,015, 0,025 і 0,035% цирконію в марганцевистої сталі (в індукційну піч перед випуском) не отримано, скільки-небудь помітного подрібнення зерна.

Механічні властивості при розтягуванні зразків з марганцевистої сталі, що містить додаткові присадки цирконію (0,015-0,035%), залишаються такими ж, як у звичайній марганцевистої сталі, що не містить присадок інших елементів.

Зносостійкість сталі при випробуванні на машині Амслера підвищилася при введенні в неї цирконію в зазначених кількостях. Добавки цирконію в кількості 0,1-0,2% підвищують зносостійкість зразків при випробуванні їх в барабані в умовах дроблення гірських порід на ~ 20-25%.

Хімічний склад і механічні властивості марганцевистої сталі, що містить цирконій

Условное обозначение плавки	Химический состав в %				Механические свойства при растяжении					Износ в г за 70 000 об: P=70 кг
	C	Mn	Si	Zr	$\sigma_{\text{т}}$ в кг/мм ²	$\sigma_{\text{в}}$ в кг/мм ²	S_k в кг/мм ²	δ в %	ψ в %	
Ц1	1,16	11,84	0,76	0,015	38,0	54,5	66,0	21,0	30,0	0,7427
Ц2	1,16	12,09	0,69	0,025	37,5	62,0	76,0	13,0	27,0	0,9301
Ц3	1,12	11,95	0,70	0,035	39,0	58,5	68,0	13,5	21,0	0,9469

Ударна в'язкість сталі при присадках цирконію знижується інтенсивно при всіх температурах випробування, хоча в роботі (31) відзначається зниження ударної в'язкості тільки при введенні в сталь 0,2% і більше Zr.

На підставі досліджень можна вважати, що 0,0015- 0,0030% бору еквівалентно за впливом і може замінити 1% Ni або 0,3% Cr, 0,10-0,15 Mo, 0,05-0,12% V та ін.

Крім того, бор є хорошим розкислювачем і дегазатором сталі. Механізм впливу бору ще точно не встановлений внаслідок його малих змістів.

											Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата	КНУ.РМ.136.24.544с-07.01.ЗСПОВ						

Таблица 16

Условное обозначение плавки	Ударная вязкость в кг/см ² при температуре в °С			
	+20	-20	-40	-60
Ц1	$\frac{10,3-20,4}{15,6}$	$\frac{5,2-8,5}{6,6}$	$\frac{3,5-4,7}{4,1}$	$\frac{1,7-3,0}{2,3}$
Ц2	$\frac{5,1-10,8}{7,6}$	$\frac{3,2-5,1}{4,3}$	$\frac{2,0-3,5}{2,5}$	$\frac{0,9-2,5}{1,6}$
Ц3	$\frac{5,5-8,3}{7,6}$	$\frac{2,8-5,0}{4,1}$	$\frac{2,9-4,8}{3,7}$	$\frac{2,9-3,2}{3,0}$

Примечание. В числителе указаны наибольшие и наименьшие, а в знаменателе — средние значения ударной вязкости.

Бор з γ - Fe, згідно з даними технічної літератури (12) утворює твердий розчин впровадження, затримує процеси структурних перетворень, стабілізує аустеніт.

Коефіцієнт дифузії бору в аустеніті виражається формулою (50)
 $D_Y = 2 \cdot 10^{-3} e^{21000 / RT}$

Бор зменшує дифузійну проникність кордонів зерен сталей тих же складів по відношенню до заліза і може ускладнювати розчинення карбідів при загартуванні (53), (54).

Бор є поверхнево активною речовиною, утворює адсорбційний шар на кордоні зерна аустеніту і концентрується переважно в поверхневих зонах зерен, т. е. у місцях з максимальною кількістю дислокацій.

Гранична розчинність бору в Fe - γ дорівнює приблизно 0,1% (за даними Вефер і Мюллера). У більш пізніх роботах були отримані дещо інші значення, але вони також свідчать про дуже обмежену розчинність бору в чистому залозі і сталі. Бор на развние сталі впливає по-різному. Крім того, для кожної марки сталі є своє оптимальний вміст бору, найбільш ефективно діє на властивості і структуру сталі.

Оптимальним вмістом бору для вуглецевої сталі є 0,0025 - 0,0050%, при цьому спостерігається підвищення її пластичних властивостей.

Вплив бору на марганцевистої сталі досліджувався авторами при його вмісті, рівному 0003 - 0050%. Хімічний склад сталі досвідчених плавки і газонасиченості металу наведено в табл. 17.

Бор вводився в розкислення сталі у вигляді ферробор (12,5% В). Угар його складав близько 50%.

На зміну загальної газонасиченості металу присадки бору впливу не надали.

Бор збільшує щільність литий марганцевистої сталі до 7,81-7,85 г / см³, наближаючи останню до щільності кованої сталі.

Зерно аустеніту в литому стані та після загартування при вмісті бору до 0,005% (плавки Р3, В1, Р4) зменшується, а при великих присадках бору, збільшується до №1 (ГОСТ 5639-54, Рис 46). Деяка нерівномірність

							КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата				

величини зерна, властива литої сталі, проявляється при наявності бору в сталі більшою мірою, що пов'язано, мабуть, з нерівномірним розподілом малих кількостей бору. При введенні бору в інші сталі також відзначалося збільшення зерна аустеніту і його нерівномірність (57). Присадки більше 0,01% бору викликають утворення по межах зерен складної евтектики, що складається, мабуть, з аустеніту і борвмісної фази (борида заліза і карбідів).

На рис. 47 наведена мікроструктура сталі, що містить бор, де при порівняно невеликих збільшеннях чітко видно ділянки борвмісної евтектики.

При введенні в сталь 0,003-0,008% бору різко змінюється характер кристалізації виливків (докладніше це висвітлено в і VIII).



Найбільші кількості бору в сталі (плавка Р3, В1), не змінюючи істотно її міцність, збільшують значення відносного звуження.

Поява відокремленої фази на межах зерен, що містить бор, призводить до зниження міцності (головним чином тимчасового опору) і пластичності.

Присадки до 0,005% бору збільшують опір пластичної деформації при стисканні зразків. Так, при стисканні зразків з марганцовистої сталі діаметром 9 мм, що не містять бору, плинність металу настає при напрузі на ~ 20% меншому, ніж у металу, що містить бор. Ударна в'язкість істотно знижується при наявності 0,0054% бору в сталі.

Таблица 18
Механические свойства при растяжении
литых образцов марганцовистой стали,
выплавленной с присадками бора

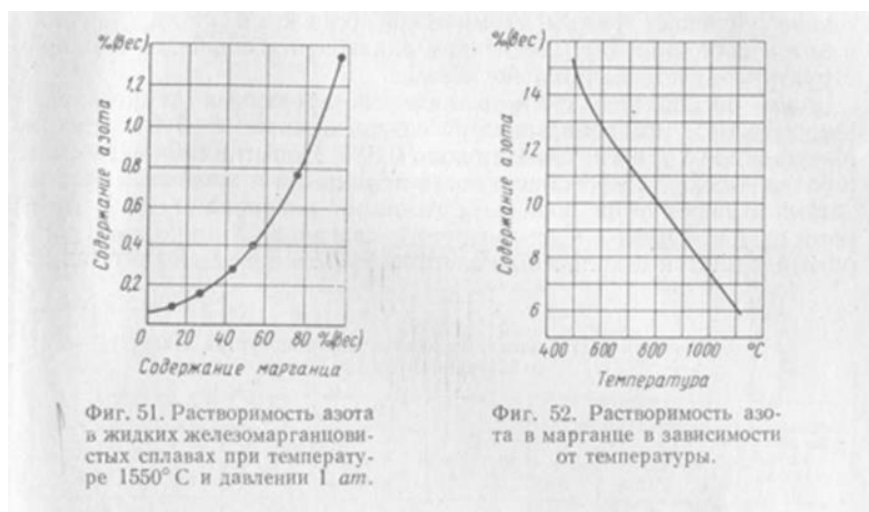
Условное обозначение плавки	σ_T в кг/мм ²	σ_B в кг/мм ²	S_k в кг/мм ²	δ в %	Ψ в %
Р3	39,0	65,0	93,5	22,5	34,0
В1	39,0	54,5	75,0	13,0	30,0
В2	40,5	55,5	—	10,0	14,0
В3	38,0	40,0	—	3,0	10,0

При наявності бору в сталі 0,05% бору зразки руйнуються крихко при кімнатній температурі.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Азот. Залежно від складу і призначення металу вплив азоту на властивості сталі може бути або позитивним, або негативним.

Азот є сильним аустенізатором в сталі. При введенні його у великих кількостях він грає легуючого елемента. Будучи аналогом вуглецю, азот може в ряді випадків замінити його.



Ю. А. Нехендзі вказує (40), що азот в 2,5 рази сильніше підвищує міцність, ніж вуглець. Присутність азоту в вуглецевої сталі особливо сприятливо відбивається на підвищенні межі текучості. Азот також робить позитивний вплив на первинну кристалізацію виливків. У високохромисто лиття азот підвищує пластичність і в'язкість. Розчинність азоту та марганцю значно вище, ніж в залозі. Тому з підвищенням марганцю в сталі, в ній буде зростати і розчинність азоту.

Згідно з даними дослідження при температурі 1550° розчинність азоту в залізомарганцевим сплаві змінюється по кривій, залежно від співвідношення кількості заліза і марганцю (у вагових%).

За даними Дарка (30) при 13% марганцю розчинність азоту в аустеніті збільшилася з 0,022 до 0,016% пі 1200 ° і з 0,025 до 0,066% при 1051 °С.

Так як температурні коефіцієнти розчинності азоту в марганці і аустеніті негативні, то можна вважати, що розчинність азоту в сталі Г13Л також збільшується з пониженням температури, а з цього випливає, що азот значно активніше вуглецю, як елемента, що викликає деформаційне старіння, можна припустити, що наклепиваємість високомарганцевистої сталі, що збільшується з підвищенням вмісту розчиненого у решітці Fe- γ вуглецю, буде збільшуватися в ще більшому ступені за наявності в ній азоту, а це може призвести до підвищення зносостійкості сталі. Азот, замінюючи собою відповідну кількість вуглецю, наближає склад сталі в евтектоїдної, а це, в свою чергу, значно спрощує режим термічної обробки сталі, так як в литому стані (при повільному охолодженні) карбідів в мікроструктурі буде значно менше.

Азот вводиться в сталь у вигляді азотованих феросплавів (ферохрому, феромарганцю), що містять 1,5-7% азоту. Максимальне засвоєння азоту близько 0,3%. Спроби отримати сталь з більш високим вмістом азоту не

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

привели до бажаних результатів: виливки були вражені газовими раковинами. Азот вводився у вигляді азотистого марганцю. Хімічний склад досвідчених плавок і кількість азоту в металі наведено в табл. 23.

Таблиця 23

Химический состав опытных плавков марганцевистой стали, легированной азотом

Условное обозначение плавки	Химический состав в %			Количество и состав газов				
				Кислород в %	Водород		Азот	
	С	Mn	Si		в см ³ /100 г	в %	в см ³ /100 г	в %
M1	1,15	12,09	0,57	0,0027	4,345	0,00039	27,126	0,0339
M2	1,07	11,95	0,62	0,0040	5,823	0,00047	27,093	0,0339
M3	1,08	12,04	0,63	0,0018	4,244	0,00039	34,816	0,0435

Ступінь засвоєння азоту металом складає в перших двох плавках оком 70% від введеної кількості. При збільшенні кількості введеного азоту ступінь засвоєння його знижується до 55%. Легування азотом дає невелике підвищення межі текучості сталі і зменшення значень відносного подовження і звуження (табл. 24).

Мікроструктура сталі при підвищеній кількості азоту майже не змінилася. Деяку різницю у величині зерна можна пояснити скоріше невеликими коливаннями температури заливання зразків і віддаленістю місця розташування проглядається ділянки мікроструктури від поверхні зразка, ніж впливом азоту (рис. 53, а і б).

Механические свойства, полученные при растяжении литых образцов из марганцевистой стали, легированной азотом						Средний износ в г литых образцов, содержащих повышенное количество азота, при испытании на машине Амслера при сухом трении качения с 10%-ным проскальзыванием (P = 70 кг, n = 70 000 об.)		
Условное обозначение плавки	σ_T в кг/мм ²	σ_B в кг/мм ²	S_k в кг/мм ²	δ в %	ψ в %	Износ в г за период		
						20 000 об.	40 000 об.	70 000 об.
M1	39,5	66,5	93,5	21,0	29,0	0,1942	0,4586	0,8172
M2	40,5	66,0	—	12,5	17,0	0,2090	0,6006	0,9968
M3	41,5	62,0	73,5	15,5	19,5	0,2604	0,5033	0,8914

Ударна в'язкість зразків (плавки M1, M2 і M3) при всіх температурах випробування нижче, ніж для зразків з нормальною кількістю азоту (рис. 54). Зносостійкість сталі збільшується при підвищеному вмісті азоту приблизно на 12-15%.



2.4 Термічна обробка високомарганцевистої сталі Г13Л

Марганцевиста аустенитна сталь Г13Л має цінні і характерні для неї властивості тільки в загартованому стані.

Виливок з марганцевистої сталі, повільно охолоджена з рідкого стану до кімнатної температури (умови охолодження в опіці), складається з зерен аустеніту і карбідів.

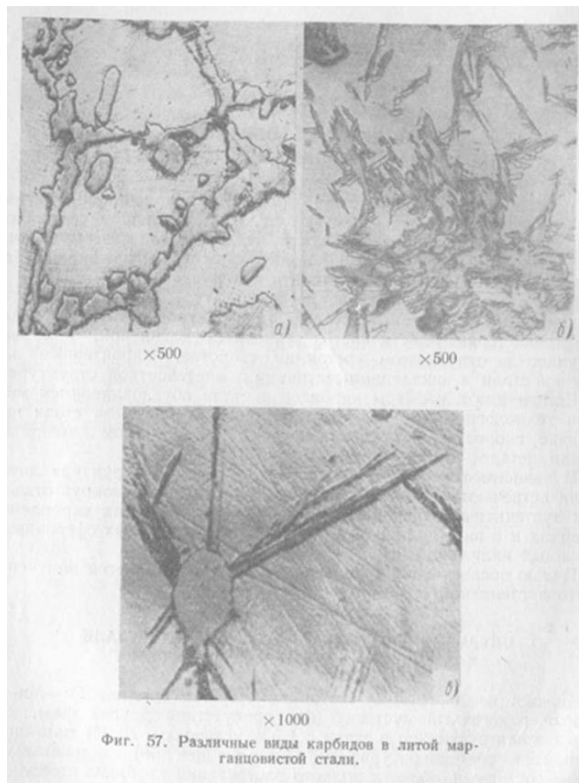
При нагріванні до температур, які є для звичайних загартованих сталей температурою відпустки, сталь Гадфільда втрачає пластичність, стають магнітній, т. Е. Вона отримує в опущеному стані властивості, характерні для звичайної сталі в загартованому стані з мартенситної структурою.

Кількість і розміри карбідів в сталі обумовлюються багатьма патологічними факторами: ступенем перегріву сталі при заливці, швидкістю охолодження виливки в опоке, вагою і товщиною стінки деталі, хімічним складом сталі та ін.

В залежності від перерахованих факторів у структурі литої сталі зустрічаються карбіди у вигляді тонких оторочек навколо окремих аустенітних зерен і сфероїдізований дрібних вкраплень в зернах у вигляді суцільної широкої сітки і великих сфероїдізований включень (рис. 57. а-в).

Метою подальшої термічної обробки є отримання чисто аустенитної структури.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		



Фиг. 57. Различные виды карбидов в литой марганцевистой стали.

2.5 Оптимальний режим гарту для сталі класичного хімічного складу

Однак нагрів до зазначених температур тільки в рідкісних випадках (в лабораторних умовах нагрів невеликих зразків) дозволяє отримати структуру, вільну від карбідів, так як дифузійний процес розчинення карбідів при цій температурі протікає дуже повільно і вимагає тривалої витримки.

У масивних ж виливках, які дуже повільно охолоджуються в опоках через великого об'єму і ваги і структура яких тому ближче до рівноважного стану, ніж дрібних виливків, є більш великі карбідні освіти, особливо в термічному центрі деталі.

Для таких виливків при нагріванні до 960-970 ° С тривалість витримки, необхідної для розчинення карбідів, складає десятки годин, а це неприйнятно для заводських умов. Практикою встановлено, що для марганцевистої сталі класичного складу (або близького до такого) оптимальною температурою нагріву при термічній обробці є 1050-1100 °С при середньому вмісті вуглецю.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		



При нагріванні виливків з марганцевистої сталі до температури гарту можна не враховувати термофізичні властивості цієї сталі. Відомо, що теплопровідність сталі різко зменшується зі зростанням в ній кількості марганцю і вуглецю.

Теплопровідність марганцевистої аустенітної сталі, що містить 1.2% вуглецю і 12% марганцю, в 3.5 рази менше, ніж вуглецевої. В інших дослідженнях є вказівки на ще більшу різницю в теплопровідності вуглецевої в марганцевистої сталі.

На теплопровідність сталі робить сильний вплив температура. При температурі від 0 до 1000 °C отримані наступні значення теплопровідності [14].

Коефіцієнт лінійного розширення марганцевистої сталі вдвічі більше, ніж вуглецевої, і коливається в межах від 18,0 до 23,1% (залежно від температури) (14).

Таке поєднання властивостей марганцевистої сталі призводять до утворення значних напруг і робить її дуже чутливою до утворення термічних тріщин.

Тому необхідно обережно підходити до вибору швидкості нагріву виливків при термічній обробці. Не рекомендується посадка виливків в піч, що має температуру понад 200 °C. Для більшості виливків рекомендується брати швидкість нагріву, рівну 80-100 °C на годину, а в окремих випадках, для деталей зі стінками товщиною понад 100 мм, 35-50 °C на годину. Особливо небезпечний прискорений нагрів при температурі 0-700 °C, в тій області, де теплопровідність занадто низька.

Однак для деяких груп виливків нескладної конфігурації, по конструкція не схильних до тріщин, припустимі і великі швидкості нагріву.

Тривалість витримки при максимальній температурі визначається в кожному окремому випадку залежно від ваги і конрисурації деталей і становить від 1 до 4-6 ч.

Для створення досить великій швидкості охолодження гарт деталей від температур 1050-1100 °C проводиться в холодній проточній воді при температурі не вище 50-60 °C. На деяких заводах для кращої циркуляції води у ванну підводять стиснене повітря.

									Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата					

Швидкість охолодження цієї сталі обрана на підставі численних досліджень, що стосуються ізотермічного розпаду марганцевистої аустеніту і стійкості фаз при різних температурах.

У роботі (20) наведені дані, що свідчать про те, що для зниження точки мартенситного перетворення до 0°C сума марганцю в сталі і вуглецю, помноженого на 12, повинна бути не менше 16 ($\text{Mn}\% + 12\text{C}\% \geq 16$), рис. 59. Прийнятий складу марганцевистої сталі забезпечує зниження мартенситної точки значно нижче нуля.



У багатьох роботах (20) вказується на стійкість марганцевистого аустеніту до температур рідкого кисню. У сталі з меншим вмістом вуглецю (0,48% С і 13,3% Мп) охолодження після гарту в рідкому азоті викликає утворення мартенситу (8).

Дослідженнями (20) встановлено, що при ізотермічному перетворенні аустеніту при всіх температурах в першу чергу відбувається випадання карбідів по межах зерен (при більш низьких температурах у вигляді голок, при більш високих - сфероїдізованих). При тривалих витримках відбувається також випадання карбідів всередині зерен, нарешті, в області середніх температур (400-550 $^{\circ}\text{C}$) при дуже тривалих витримках випадання карбідів супроводжується утворенням тонкопластинчатого перліту навколо карбідів (рис. 60). Твердість при цьому підвищується до HRC 43-47, ударна в'язкість падає на 0,5 кг / см², зразки стають магнітними.

Той факт, що підвищення твердості і падіння пластичності відбувається раніше, ніж підвищення магнітної проникності (40), підтверджує, що випадання карбідів впливає $\gamma - \alpha$ перетворенню. Отже, для стабілізації аустеніту при кімнатній температурі не потрібно великих швидкостей охолодження.

										КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата							

Критична швидкість охолодження цієї сталі буде визначатися процесом випадання карбідів. При вмісті в сталі 13% Mn, евтектоїдна, вміст вуглецю складає ~ 0.3% (див. Діаграму стану Fe-C з 13% Mn), а 0,8-1,0% C є надлишковим понад рівноважного кількості.

При швидкості охолодження меншою, ніж критична, необхідна для затримання вуглецю в твердому розчині, карбідні частинки виділяються по межах зерен і викликають охрупчивание. Сталь при цьому залишається немагнітною.

Критична швидкість охолодження сталі такого складу, що забезпечує збереження в твердому розчині всього вуглецю, значно більше швидкості, необхідної для стабілізації аустенітного стану.



Охолодження в холодній проточній воді забезпечує необхідну критичну швидкість і дає можливість отримати гомогенний аустенит без карбідної фази.

Враховуючи, що відокремлення карбідної фази при охолодженні починається з температури 950 °С, охолодження виливків від максимальної температури до 950 °С може бути здійснено з будь-якою швидкістю.

Дрібні зразки і виливки, гартувати індивідуально, можуть бути охолоджені в печі до 950-960 °С перед загартуванням, великі ж виливки (при загартуванні яких необхідні підйомно-транспортні засоби, мостовий кран або тельфер, вийняті з печі при 1050-1100 °С, можуть охолонути на 70-90 ° за час виконання допоміжних операцій при термічній обробці.

По зміні електроопору сталі встановлено, що випадіння карбідів з пересиченого аустеніту починається приблизно при нагріванні зразків до температури 125 °С, хоча під світловим мікроскопом знайдені карбіди тільки в зразках, нагрітих до температури не нижче 250 °С (25). Це має велике теоретичне і практичне значення. Воно вказує на неприпустимість нагріву деталей з високомарганцевої сталі в процесі експлуатації.

Слід мати на увазі, що при нагріванні під загартування марганцевистої сталі відбувається тільки розчинення карбідів і деяке вирівнювання концентрації вуглецю на окремих ділянках зерен аустеніту.

2.6 Режими термічної обробки, на підприємствах і заводах

									Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата					

КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС

В якості прикладів застосовуваних режимів термічної обробки виливків з високомарганцевистої сталі можна навести режими заводів «Серп і молот» МПС н Уралмашзааода (табл. 30. 31).

На рис. 63 наведено графік термічної обробки виливків з різним вмістом вуглецю по дав С. А. Фрейдлін (67).

При підвищеному вмісті марганцю збільшення температури або часу витримки сприяє зростанню зерна, тому при одночасно підвищеному вмісті вуглецю і марганцю рекомендується температуру збільшувати не більш ніж на 50-70 ° C проти нормальної.



Поліпшення механічних властивостей при збільшенні циклу нагріву обумовлено головним чином дифузиею елементів і більш рівномірним їх розподілом в масі металу, а також більш повним розчиненням карбідів.

Підвищення механічних властивостей марганцевистої сталі при збільшенні тривалості нагрівання і витримки при загартуванні (у сумі до 18 год), відзначено також В. І. Сивак і М. А. Тилкін (68).

У масивних товстостінних виливках, у яких карбідів в литому стані бувають великими, при недостатній тривалості циклу термічної обробки в мікроструктурі зустрічаються нерозчинимі карбідів.



На рис. 64 показана мікроструктура сердечника типу Р50, загартованого від температури 1100 ° С. Загальна тривалість нагрівання і витримки садки в печі становила при цьому 8,5 ч. У мікроструктурі чітко видно нерастворимкарбіди порівняно великих розмірів.

При значній кількості карбідів в мікроструктурі вони сприяють викришування металу в місцях високих контактних напруг.

На рис. 65 показана хрестовина з сердечником з марганцевистої сталі, які мають викришування на поверхні катання. При мікродослідженні таких сердечників в структурі їх знайдені карбіди, аналогічні наведеним на рис. 64. а, б.

Необхідно звертати увагу на явище поверхневого обезуглероживання виливків під час нагрівання під загартування.

На зразках, що пройшли загартування в промислових печах при температурі 1080 ° С (тривалість циклу нагріву і витримки 10-11 год), показало, що шар металу з пониженим вмістом вуглецю має порівняно велику товщину.



На поверхні кількість вуглецю становило не більше 0,2-0,25% і лише на глибині 1,0-1,2 мм наближалось до середнього його змісту в металі (рис. 66).



Після гартування від температури 1050-1100 ° С поверхневий шар найчастіше мав структуру аустеніту, незважаючи на зміну хімічного складу, однак аустенит не володів властивостями нормальної марганцевистої сталі, він був менш пластичним н менш зносостійким. Місцями у самої поверхні в

											КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС	Арк.
.Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата								

структурі зустрічався мартенсит, що пов'язано, мабуть, також з зубожінням поверхневого шару марганцем (рис. 67). Ділянки поверхні в цих місцях мали високу твердість і були магнітними.

Доцільно проводити нагрів виливків в нейтральному середовищі або видаляти з робочої поверхні механічною обробкою утворився знеуглецьований шар.



2.7 Оптимальний режим загартування сталі г13л, додатково леговані хромом, титаном та іншими елементами

Термічна обробка марганцевистої сталі, що містить додатково інші легуючі елементи (хром, титан, ванадій, цирконій та ін.), відрізняється деякою своєрідністю.

Перераховані елементи є сильними карбидообразуючих, т. Е. За наявності в сталі карбідних фаз вони в твердому розчині, що знаходиться в стабільному стані, присутні в значно менших кількостях, ніж в карбідних фазах.

Хром, ванадій та інші елементи мають більшу карбидообразуючих здатністю, ніж марганець, що пов'язано з особливостями будови їх атомів.

Наприклад, 13-15% хром, доданого в марганцевистої аустенітну сталь, що містить 0.5% С і 13,5% Mn, можуть практично повністю перевести вуглець в карбіди і зробити сталь ферритної, а аустеніт виявиться у вигляді залишкової метастабільною фази (8).

Характер карбідів в додатково легованій марганцевистої сталі залежить від розчинності легуючих елементів у твердому розчині і карбідних фазах.

Хром у кількості до 3% може входити до складу карбідів заліза, а також утворювати карбіди хрому, в яких значну частину займає залізо.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Титан, ванадій і цирконій володіють малою розчинністю в цементиті і виявляють схильність до утворення самостійних карбідів, хоча А.С. Зав'яловим (75) знайдені в вуглецевої сталі, що містить 0,77% V, тільки карбиду (Fe, V) 3С. Залізо в карбідах: титану, цирконію і ванадію розчиняється. У марганцевистій сталі, що містить бор, знайдені (Mn, Fe) 23С6.

Механізм розчиненні карбідної фази при нагріванні полягає в дифузії вуглецю з карбідної частинки в γ -залізо і перебудові атомів збіднюючи вуглецем зон з фази карбиду в грати γ -заліза.

Дифузія вуглецю на фази карбиду в γ -Жельову найлегше, здійснюється в тих випадках, коли атоми вуглецю утримуються найменш міцно. Тому при нагріванні найлегше розчиняється цементит і комбінований карбід (Fe, Mn) 3С.

Спеціальні леговані карбіди значно важче переходять у твердий розчин. Особливо це відноситься до карбидам ванадію і титану. Температура нагріву для їх розчинення повинна бути не нижче 1150-1200°C.

У роботі (75) на підставі аналізу виділеної фази карбиду сказано, що карбід титану TiC до 1200 ° не розчиняється у вуглецевих аустеніті.

Загартування за режимами, прийнятим для марганцевистої сталі, що не містить додатково легуєчих елементів, не дає можливості отримати гомогенну аустенітну структуру.

Температура нагріву при загартування деталей з додатково леговою марганцевистої сталі повинна бути не нижче 1150-1170 °С. Відповідно збільшується і час витримки при цій температурі, тому що процеси дифузії протікають повільно.

Термомеханічна обробка.

За останній час велика увага приділяється цьому методу підвищення механічних властивостей сталі.

Термомеханічна обробка складається з загартовки сталі і подальшого гарту з кувального або прокатного нагріву.

Застосовується два способи термомеханічної обробки. За першим способом метал деформується при температурах стійкості аустеніту, вище температури його рекристалізації, потім слідує різка гарт, при якій майже повністю виключаються рекристалізаційні процеси. При цьому способі усувається відпускна крупність [26], знижується поріг хладноломкості, зменшується чутливість сталі до тріщин і підвищуються міцністю (34).

2.8 Технологія виробництва високомарганцевистої сталі Г13Л для фасонного лиття в сучасних промислових печах

При виплавці високомарганцевистої сталі в сучасних промислових печах слід виходити з такого.

1. З підвищенням температури атоми в молекули реагуючих речовин інтенсивно вступають у хімічну взаємодію, так як при цьому їх зіштовхуються частинки мають кінетичної енергією, що перевищує енергію активації.

2. Із зростанням температури інтенсивність і швидкість протікання дифузійних процесів зростає, що наляє прямий вплив на швидкість протікання

і напрямок реакцій				КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС		Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

3. При високих температурах внаслідок зменшення хімічного опору всі реакції (ендотермічні і екзотермічні) йдуть інтенсивніше, але тільки до іншого значення константи рівноваги.

4. При підвищенні або зниженні температури швидкість реакції значно збільшується, але тільки до рівноважного стану, при досягненні яких встановлюється інше значення константи рівноваги.

5. Швидкість дифузії елементів обернено пропорційна радіусам їх іонів, а це означає, що при окислюванні елементів, у яких радіус іона менше розмірів іона кисню, дифундувати буде не кисень з шлакової частинки в метал, а навпаки, кремній, марганець, магній, кальцій, алюміній та ін. зі сталі в шлакову частинку.

Тому енергійне кипіння ванни та примусове перемішування металу і шлаку є обов'язковою технологічною операцією, прискорює фізико-хімічні процеси плавки.

Швидкість окислення вуглецю є фактором, що робить значний вплив на вміст водню в металі, чим вище швидкість знеуглецювання, тим менше водню в сталі.

Оптимальна швидкість окислення вуглецю, при якій видаляється водень із сталі для печей ємністю 1-8 т, повинна становити не менше $0,45^\circ$ / год.



Фиг. 73. Зависимость содержания водорода в металле от скорости окисления углерода при различных типах кинетического режима обезуглероживания стали:
○ — содержание водорода в стали при постоянном режиме обезуглероживания; × — то же при ускоряющемся режиме обезуглероживания; ● — то же при затухающем режиме обезуглероживания.

Для запобігання поглинання водню необхідно застосовувати просушені шлакоформуючі матеріали і прожарені феросплави.

2.9 Дугові печі постійного струму ДПТНП. Переваги використання

Останнім часом у світі широкого поширення набули надпотужні дугові печі змінного і постійного струму. Ці печі постачають провідні західні фірми «Манесман», «Даніелі», «Фест-Альпіне» та інші, ті ж технічні рішення використовують вітчизняні фахівці при реконструкції дугових сталеплавильних печей змінного струму (ДСП).

Основою нових печей є суміщення та практичне вилучення з дугового нагріву джерел тепла від згоряння газу, мазуту, вугільного пилу, розчиненого в металі вуглецю і самого металу. Це пояснюється необхідністю економії електроенергії і різким збільшенням ємності та продуктивності печей,

									Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата					

Є кономією графітованих електродів. Результатом реалізації цієї концепції є вимушена відмова від всіх технологічних процесів, що раніше проводились у ДСП, і їх перенесення в установку піч-ківш.

Зниження внеску енергії, що надходить у метал від електричних дуг, до рівня 25-40% від підведеної потужності послужило однією з причин відсутності помітних відмінностей у використанні дуг постійного і змінного струму і, тому, в надпотужних дугових печах постійного і змінного струму реалізуються приблизно однакові параметри, властиві комбінованим печам, які використовуються з узагальненою назвою надпотужна дугова піч (СДП). [1, 2, 3].

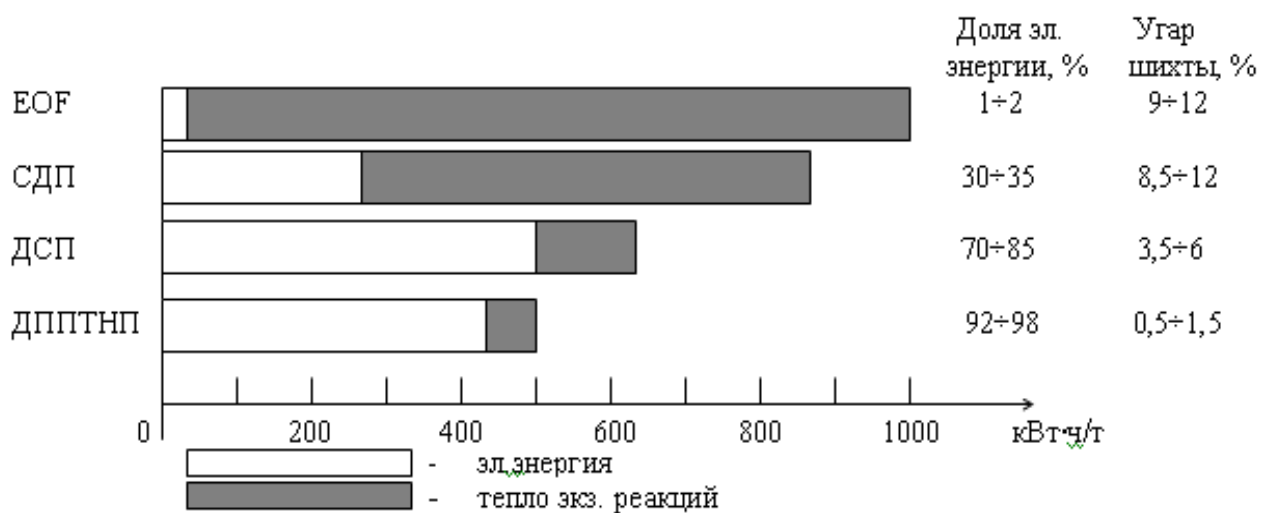


Рисунок 2.1 - Порівняння питомої електричної енергії і тепла екзотермічних реакцій в сталеплавильних печах.

2.10 Технологія виробництва сталі Г13Л у електропечі

Під основним шлаком окислювальним процесом

Основною перевагою технології виплавки сталі марки Г13Л з окислювальним процесом в печах з основною футеровкою є:

- а) використання в якості шихти вуглецевих відходів виробництва,
- б) можливість максимального безфосфоратії сталі,
- в) високий ступінь очищення рідкої сталі від ендогенних і екзогенних неметалевих включень,
- г) можливість отримання добре раскисленной сталі.

Шихтові матеріали. Шихта складається з вуглецевих відходів виробництва та чавуну, вільних від іржі.

Шихта повинна бути такого складу, щоб в металі по розплавленні містилося не менше 0,3-0,5% вуглецю.

У міру плавлення шихти в піч вводяться порціями флюси (вапно, вапняк, плавиковий шпат), з розрахунку 10-15 кг на 1 т завалювання.

				КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС		Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Плавлення шихти. При плавленні шихти використовується повна потужність трансформатора.

До кінця повного розплавлення шлаковий покрив повинен бути нормальною в'язкості і високої хімічної активності.

Плавлення шихти повинно проводитися таким чином, щоб у окислювальний період була досягнута висока активність фізико-хімічних процесів у системі метал - шлак.

Для інтенсифікації окисного періоду і більш повного безфосфорації сталі ванна печі повинна бути нагріта до кінця плавлення до допустимо високої температури, при якій забезпечується підвищена дифузійна здатність реагуючих речовин і хімічна активність реакцій цього періоду.

Окислювальний період плавки. Регулювання напряму хімічних реакцій в період окислення підпорядковується, так званому «принципом рухомого рівноваги».

Принцип рухомого рівноваги є простим і надійним керівництвом для регулювання металургійних процесів і супутніх їм реакцій, але справедливий він тільки по відношенню до рівноважним станам.

Окислення і видалення фосфору. Згідно молекулярної теорії, при вивченні явищ, що відбуваються в розплавленій системі метал - шлак, зазвичай вважають, що фосфор в металі знаходиться у вигляді фосфидов Fe_3P , Fe_2P , Fe_3P_2 , або ж у формі елементарного фосфору, наявність якого не піддається сумніву (90).

При подальшому розгляді фізико-хімічних процесів безфосфорації слід базуватися на уявленні про елементарне стані фосфору, який, за іонної теорії, в рідкій сталі знаходиться у вигляді катіонів фосфору P_5^+ .

Катіони фосфору можуть переходити з металу в шлак лише за умови одночасного переходу на його місце з шлаку в метал катіонів заліза Fe^{2+} , кількість яких має в 2,5 рази перевищувати кількість катіонів фосфору. Тільки при такому переході кількість електронів в шлаку і металі залишається незмінним.

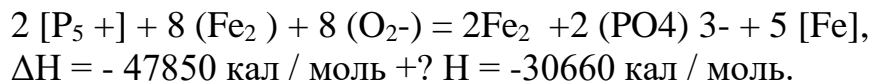
Згідно іонної теорії шлаків, протилежно заряджені катіони й аніони взаємно притягуються один до одного в основному електростатичними силами, в результаті цього створюється міцна іонна зв'язок між катіонами і аніонами в даній речовині. По-цьому при обмінних реакціях кількість електронів в шлаку і металі повинно залишитися незмінним, інакше шлак і метал можуть виявитися електростатично зарядженими по відношенню один до одного. Отже кисень, що знаходиться в шкалі у вигляді аніонів (O^{2-}) може переходити з шлаку в метал тільки одночасно з катіонами заліза Fe^{2+} . Сірка, що знаходиться в рідкій сталі у вигляді аніонів S^{2-} , може переходити з металу в шлак тільки одночасно з катіонами заліза Fe^{2+} і т. Д.

Підсадка залізної руди на початку окисного періоду в досить нагріту ванну помітно інтенсифікує процес окислення фосфору, призводить до зниження температури і порушення наявного рівноважного стану.

За принципом Ле Шательє зниження температури і збільшення

концентрації оксидів заліза (за рахунок підсадки залізної руди) в рівноважній				Арк.
КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.0АВС				
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

системі викличе розвиток екзотермічних реакцій з одночасним збільшенням концентрації речовини, що утворюються з виділенням тепла. А це означає, що в перший період бурхливий розвиток отримує окислення фосфору. При цьому утворюється фосфорний ангідрид в шлаках існувати не може, так як він при температурах сталеваріння нестійкий і тут же відновлюється назад в метал. Реакцію безфосфорзації в окислювальний період з утворенням квазімолекул трифосфата заліза можна представити в наступному вигляді:



Видалення фосфору в окислювальний період з металу в шлак по реакції утворення іонної групи (квазімолекул) трифосфата заліза буде протікати інтенсивно і безперервно за умови:

безперервного порушення рівноважного стані за рахунок зниження температури:

високої концентрації оксидів заліза в шлаку, що знаходяться у вигляді катіонів заліза та аніонів кисню,

мінімального вмісту кремнезему (піску) в шлаку, так як при високому вмісті в шлаках кремнекислородних аніонів $(SiO_4)^{4-}$ утворюються іонні групи $2Fe_2 + (SiO_4)^{4-}$ і $2Ca_2 + (SiO_4)^{4-}$, а не групи трифосфата заліза $3Fe_2 + 2 (PO_4)^{3-}$.

Однак ці висновки, побудовані на базі термодинаміки, не можуть бути прийняті як остаточні, особливо при виробництві високомарганцевистої сталі, справа в тому, що протягом усього відновлювального процесу та освіти білих або карбідних шлаків

доводиться безперервно вдаватися до дифузионно-уроскисленню із застосуванням роскисляючих сумішей, що містять у своєму складі кремній і алюміній. В результаті цього концентрація аніонів $(SiO_4)^{4-}$ і $(AlO_3)^{3-}$ в шлаках зростає, тому можливі реакції відновлення фосфору з шлаку в метал за рахунок утворення більш міцних іонних пар $2Fe_2 + (SiO_4)^{4-}$, $3Ca_2 + 2 (AlO_3)^{3-}$, $2Ca_2 + (SiO_4)^{4-}$.

Крім того, відновлювальний період характеризується помітним підвищенням температури. Це безумовно, згідно з правилом Лешательє, сприятиме розвитку ендотермічних реакцій відновлення фосфору з шлаку в метал.

До того ж, якщо врахувати, що міцність іонної решітки залежить від величини іонних потенціалів і розмірів іонів, то група квазімолекул трифосфата заліза менш міцна, ніж група $2Fe_2 + (SiO_4)^{4-}$ і тому при настанні перерахованих вище умов (наявність в шкалі кремнекислородних аніонів в підвищення температури) вона буде легко втрачати аніони $2 (PO_4)^{3-}$, а це буде приводити до відновлення фосфору.

Тому обов'язковою умовою безфосфорзації в окислювальний період є безперервне і можливе повне скачування з печі залізистих шлаків.

КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС

Арк.				Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

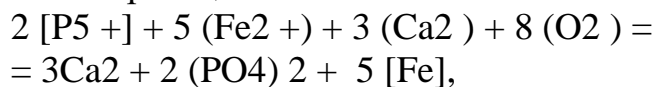
Отже виробництво високомарганцевистої сталі, що містить 0,06-0,08% фосфору, можливе за таких умов.

1. Тільки при майже повному видаленні залізистих шлаків окисного періоду.

2. При обесфосфоріванні в період кипіння до вмісту в сталі фосфору не більше 0,02-0,03%, при цьому слід враховувати, що при підсадженні легуючій дози феромарганцю в ванну вводиться додаткова кількість фосфору (приблизно 0,03-0,04%).

3. При перекладі й утриманні протягом усього відновлювального періоду фосфору в шлаку в досить міцне з'єднання квазімолекултрифосфата кальцію.

Освіта квазімолекултрифосфата кальцію в відновлювальний період протікає по реакції



$$\Delta H = -211\ 850 \text{ кал / моль.}$$

Ця реакція протікає тим повніше:

1) чим більше концентрація в шлаку катіонів заліза Fe^{2+} і вільних катіонів Ca^{2+} , які залишилися після утворення міцних груп $2Ca^{2+} + (SiO_4)^{4-}$ в період дифузійного розкислення, активність катіонів кальцію в шлаку тим більше, чим менше в останньому концентрація кремнекислородних аніонів $(SiO_4)^{4-}$,

2) чим більше основністьшлаку, відомо, що при незмінній основності шлаку ступінь безфосфорації підвищується з ростом окисленности шлаку і, навпаки, при незмінній окисленности шлаку зі зростанням його основності (з цим довелось зіткнутися в даному випадку), основністю шлаку вважається концентрація в ньому вільних аніонів кисню O^{2-} , звідси чим менше сума $(SiO_2 + P_2O_5 + Al_2O_3)$, тим більше концентрація вільних аніонів кисню і тим вище основність шлаку,

3) чим інтенсивніше протікає окислення вуглецю, тим інтенсивніше кипіння-перемішування шлаку і тим повніше відбувається обесфосфоріванне сталі. В результаті перемішування шлаку відбуваються швидка заміна шарів шлаку, збагачених фосфором, що знаходяться в безпосередньому зіткненні з металом, верхніми шарами шлаку, що мають велику основність. Збільшення кількості шлаку сприяє більшому ступені обесфосфоріванню.

Однак ці висновки, побудовані на законах термодинаміки, страждають відомою умовністю: неминуче підвищення температури по ходу плавки, з одного боку, є несприятливим фактором для розвитку реакції утворення квазімолекултрифосфата заліза, з іншого боку. без цієї умови неможливо отримати шлак високою основності і хімічної активності необхідної для утримання залишкового фосфору після скачування шлаку і вводиться знову при підсадженні феросплавів у вигляді міцної іонної групи трифосфата кальцію $3Ca^{2+} + 2 (PO_4)^{3-}$.

Тому при веденні процесу безфосфорації сталі необхідно при

понижаючихся температурах максимально видаляти залізисті шлаки. при цьому в період заміни залізистого шлаку не слід допускати відставання у

КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС

Арк.

Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата	
-----	------	----------	--------	------	--

формуванні нового відновлювального, великий основності шлаку від процесу окислення фосфору. Отже, не варто робити розкислення сталі закиданням феросиліцію на голе дзеркало металу, оскільки при цьому можливе часткове і навіть помітне відновлення фосфору.

Окислення вуглецю. Реакція окислення вуглецю, крім свого прямого призначення, сприяє очищенню рідкого металу.

Окислення вуглецю повинно носити інтенсивний характер. Рекомендована швидкість горіння вуглецю становить 0.4-0.6 ° / ч. Таке енергійне кипіння досягається за рахунок відповідної кількості закидається залізної руди в піч або вводиться газоподібного кисню.

При підготовці шихти не слід передбачати скорочення періоду кипіння навіть при малофосфористих шахтах, за рахунок зниження вмісту вуглецю по розплавлюванні. Навпаки, краще мати по розплавлюванні підвищений вміст вуглецю і форсувати плавку за рахунок більш швидкого окислення вуглецю, особливо в перший період кипіння і обесфосфорованні сталі. У цей період швидкість окислення вуглецю може не регламентуватися.

Проте слід мати на увазі, що якість сталі залежить не стільки від вмісту вуглецю по розплавлюванні і швидкості його окислення, скільки від вмісту вуглецю в сталі перед відновним періодом і легированим.

За формулою Фітерса і Чіпмен вміст кисню в рідкій ванні в період кипіння одно

$$[O] = - 0.0028 / ([C]) + 0.011.$$

Отже, чим більше вуглецю в рідкій сталі, тим менше в ній кисню. На підставі цього і рекомендується обезуглероживание закінчувати при більш високому вмісті вуглецю в металі (~ 0,20%).

Розкислення і легування. Після відточування окислювальних залізистих шлаків, до присадки легуючій дози феромарганцю, проводять розкислення сталі в наступному порядку.

1. Закидають незначну кількість шлакоутворюючих флюсів, в результаті чого створюється тонка плівка вапняного основного шлаку, який пов'язує фосфор в частині нескаченного залізного шлаку в міцні квазімолекултрифосфата кальцію з реакції



Розвиток цієї реакції у разі значної кількості шлаку окисного періоду викликає підвищення окислювальної здатності шлаку, яка, як відомо, визначається концентрацією в ньому катіонів заліза Fe₂ + та аніонів кисню O₂, і коефіцієнти їх активності в шлаку.

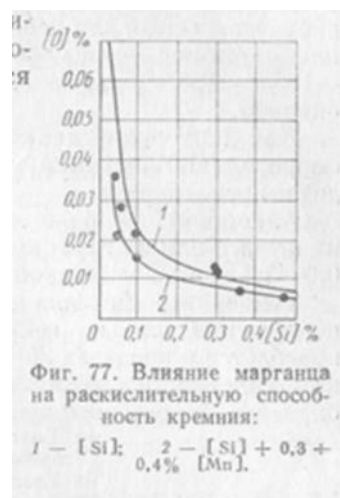
Тому необхідно виробляти найбільш повне скачування окисного шлаку з закиданням у піч шлакоутворюючих, негайно приступати до розкислення металу і шлаку присадками розкисляючих сумішей, склади яких наведено

КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС				Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

вище, феромарганцю і феросиліцію. Кількість вводиться феромарганцю і феросиліцію визначається з розрахунку отримання в рідкої сталі 0,4-0,5% марганцю і 0,2-0,3% кремнію.

Якщо ж врахувати, що наявність 0.3-0.4% марганцю підвищує розкислюючу здатність кремнію на 29-30%, то очевидність попереднього розкислення сталі 0,4-0,5% марганцю і 0,2-0,3% кремнію не викликає сумнівів (рис . 77).

Після зазначеного розкислення в піч вводять решту кількості шлакоутворюючої суміші. Після отримання рухомого, активного і досить раскисленного шлаку приступають до підсадки легуючій дози феромарганцю, який повинен сідати в кілька прийомів, невеликими порціями, з тим щоб уникнути місцевого переохолодження ванни і надмірного окислення марганцю в цих місцях.



Ступінь розкисленням шлаку, навіть при розсипаються білих шлаках, повинна контролюватися експрес-аналізом, в ступінь розкисленням сталі - вигином бруска навколо оправлення діаметром 25мм.

На заводі Міністерства шляхів сполучення встановлено, що граничний вміст закису заліза в кінцевому шлаку повинно бути не більше 1,5% і закису марганцю не більше 3.0%. При вигині бруска на 180 ° без утворення тріщин розплавлення сталі вважається задовільним. Брусок розміром 12 x 12 x 300 мм, призначений для випробування на вигин, відливається в суху форму або стрижень, через 50-60 сек після заливки (від температури ~ 1050-1150 ° С) його гартують у холодній воді і згинають навколо оправки.

Для отримання необхідного вмісту кремнію в металі феросиліцій вводиться в кусковому вигляді, не раніше ніж за 5 хв до випуску плавки.

Алюміній за 4-5 хв до випуску плавки вводиться в піч на штанзі або в струмись металу при випуску його з печі, з розрахунку 0,9-1,1 кг на 1 т рідкої сталі.

Температура металу перед випуском контролюється термопарою занурення або по секундній пробі. Час плівкоутворення коливається в межах 30-60 сек. Залежно від ваги, конрисурації заливається виробу та тривалості

				Арк.	
				КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС	
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата	

розливання плавки підбирається оптимальний час, яке становить 30-60 сек

Оптимальний час пленкообразования змінюється також залежно від консистенції шлаку. Так, при шлаку нормальної консистенції воно становить 45-50 сек, при більш густому шлаку 47-55 сек і при жідкоподвіжністю 42-47 сек.

При дотриманні перерахованих вище технологічних вказівок і підтримці температур початку розливання в інтервалі 1400-1380 ° С отримують марганцевистої сталі з механічними властивостями.

При такому порядку легування при відповідній закидання в піч розкислювачів суміші легко і швидко утворюються білі або світло-сірі розсипаються шлаки.

При закиданні в піч великими порціями легуючій дози феромарганцю створюються сприятливі умови для окислення марганцю в місцях зі зниженою температурою і високою його концентрацією, що призводить до необхідності повторного видалення шлаку з печі після закидання легуючій дози феромарганцю.

Для запобігання окислення марганцю протягом усього відновлювального періоду при роботі без повторного скачування шлаку і при повторному скачуванні шлаку підтримується білий або світло-сірий розсипається на повітрі шлак закиданням розкислюючих суміші.

Найбільш повне розкислення шлаку досягається застосуванням боркалька, який повинен вводиться в піч у два - чотири прийоми одночасно з вуглецевмісної розкислюючих сумішшю.

Під основним шлаком і застосуванням кисню

Технологія виплавки сталі марки Г13Л із застосуванням газоподібного кисню замість залізної руди має ті ж переваги, що й технологія виплавки звичайним окислювальним способом.

Все більшого поширення кисню при електроплавке свідчить про ефективність застосування газоподібного кисню при виплавці високомарганцевистої сталі.

Крім економічної доцільності від застосування кисню, особливо в період кипіння ванни, отримують метал більш високої якості, внаслідок того що останній містить менше газів і неметалевих включень.

При виробництві високомарганцевистої сталі застосування кисню практикується в період плавлення і в основному в період окислення плавки.

Газоподібний кисень під тиском 7-10 атм (87) або під тиском 3-10 атм, а за даними одного із заводів - під тиском не менше 13 атм подається в ванну через трубки діаметром 12-20 мм. Трубка вводиться в піч через завалочне або бокове вікно похило до поверхні шлаку або до дзеркала ванни на глибину 100-200 мм.

У період плавлення вдування кисню починається після часткового оплавлення шихти, нагрівання її до червоного і освіти лужиц металу.

Тривалість вдування кисню визначається кількістю вуглецю в металі після його розплавлення і приблизно становить: для печей ємністю 18-20 т -

20-25 хв, для печей ємністю 5-7 т - 8-10 хв.	Арк.			
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС

Продування закінчується при вмісті вуглецю в металі в тих же межах, що і при окислюванні рудою. При такому режимі роботи витрата кисню становить приблизно 2,5-3,0 м³ на 1 т сталі, а швидкість вигорання вуглецю різко зростає і становить 0,9-1,2° / год.

Плавлення. Шихтовка виробляється з такого розрахунку, щоб в сталі після розплавлення містилося не менше 0,4-0,5% вуглецю.

У міру розплавлення шихти і освіти лужиц металу в піч сідає невеликими порціями вапняк або свіжовипаленому вапно. Всього за період плавлення в піч завантажується 1,5-3,0% вапняку від ваги завалювання.

Застосування кисню в період плавлення шихти сприяє скороченню цього періоду (за заводськими даними на печах середньої місткості) на 15-35%.

Окислювальний період. При проведенні окисного періоду з використанням газоподібного кисню кращі результати отримують без застосування залізної руди.

Початок продувки металу киснем характеризується виділенням густого коричневого диму, що свідчить про енергійний окислюванні заліза.

Очевидно за законом мас спочатку окислюється за рахунок вдуваного кисню залізо, а потім за рахунок утворилася закису заліза, що знаходиться в шлаку у вигляді іонів кисню O²⁻ і катіонів заліза Fe²⁺ - фосфор, кремній, вуглець та ін.

При вдування кисню в метал, як правило, переважають реакції з виділенням тепла. Підраховано, що при застосуванні газоподібного кисню температура металу підвищується на 1,6 ° С на кожну 0,01% окисленого вуглецю. За даними роботи (87) за час продувки киснем температура металу підвищувалася на 48-85°С.

Таблица 38

Операция	Продолжительность плавки в мин		
	С применением железной руды	С продувкой кислорода после расплавления	С применением кислорода в период плавления и кипения
Заправка печи	10	10	10
Закалка печи	10	10	10
Плавнение	90	90	65
Окислительный период	20	10	10
Скачивание шлака	5	5	5
Наводка шлака и присадка ферромарганца	30	30	30
Выдержка под смесью	20	20	20
Выдержка под шлаком	35	35	35
Общая продолжительность	3 ч 40 мин	3 ч 30 мин	3 ч 5 мин

Окислення фосфору. Завдяки наявності в шлаку вапна (за сче присадки вапняку в період плавлення) і великої кількості оксидів заліза створюються сприятливі умови для видалення фосфору з металу в шлак за наступною реакції:

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		



Якщо припустити, що в металі може знаходитися фосфор і у вигляді фосфіду Fe_2P , теплота утворення якого становить:

$2\text{Fe} + \text{P} = \text{Fe}_2\text{P}$, $\Delta H = - 45220$ кал, то і в цьому випадку реакція утворення трифосфата кальцію буде протікати з виділенням тепла, а отже, за законом Лешательє розвитку цієї реакції сприятиме зниження температури.

Швидкий розігрів металу при вдування кисню нібито створює труднощі для успішного ходу реакції безфосфорації. Однак на практиці виходить, що ступінь безфосфорації сталі в плавках із застосуванням кисню не нижче, ніж у плавках із застосуванням залізної руди. Пояснюється це тим, що при вдування кисню створюється інтенсивне кипіння ванни і пов'язане з цим збільшення контактної поверхні металу зі шлаком, сприяє швидкому окисленню фосфору (90).

Після скачування шлаку окисного періоду процес плавки триває за такою ж технологією, як і плавки без застосування кисню.

У табл. 38 наведені дані про тривалість плавки за операціями із застосуванням і без застосування кисню в печах ємністю 7 т. З наведених даних видно, що більша інтенсифікація процесу плавки досягається при застосування кисню як в процесі плавлення, так і в процесі кипіння.

Під основним шлаком методом сплавлення

Основною перевагою технології виплавки сталі марки Г13Л методом сплавлення є значне скорочення (приблизно на 20-30 хв) тривалості плавки. При виробництві високомарганцевистої сталі методом сплавлення (без окислення) відпадає необхідність у застосуванні залізної руди і кисню, а отже, відпадає можливість безфосфорації сталі за рахунок утворення трифосфата заліза.

У зв'язку з цим до шихтових матеріалів пред'являються підвищені вимоги щодо утримання фосфору: в металевій шихті повинно бути не більше 0,05%, а в феромарганцю не більше 0.40% фосфору.

Плавлення. При застосуванні вуглецевого феромарганцю Шихтовка повинна проводитися, так, щоб по розплавлюванні в рідкій сталі було 0,15-0,20% вуглецю.

Рекомендується використовувати металеву частину шихти, що містить не більше 0,40% вуглецю і вести плавлення швидко, не допускаючи при цьому науглероживання металу за рахунок вуглецю шматків коксу, застосовуваного для спокійної роботи дуг.

По ходу плавлення слід присаджувати вапно або вапняк з таким розрахунком, щоб до кінця плавлення мати білий або світло-сірий розсипається на повітрі шлак, для чого, крім вапна, вводиться 45% -ний

феросиліцій в кількості 1,0-1,5 кг на 1 т шихти, причому присадку феросиліцію зазвичай проводять за 10 хв до закінчення плавлення.

Легуючу дозу феромарганцю, як правило завантажують у піч після

повного розплавлення шихти і освіті досить гарного шлаку або в завалку.				Арк.
КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС				
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

Присадка феромарганцю проводиться окремими невеликими порціями. Після присадки всього феромарганцю починається відновлювальний період.

Відновлювальний період. Завдання відновлювального періоду отримання шлаку з мінімальною окисною здатністю, з тим щоб не допустити окислення марганцю і закипання ванни.

З цією метою повного розплавлення феромарганцю, достатнього прогріву металу і утворення вапняного шлаку проводиться попереднє розкислення сталі 45% -ним феросиліцію, а на шлак закидається роскисляючих суміш.

Метал і шлак витримуються під роскисляючих сумішшю при можливо максимальній герметичності печі протягом 15-20 хв для утворення білого розсипаються на повітрі шлаку і розкислення сталі.

Весь час, протягом якого виробляється експрес-аналіз, шлак необхідно підтримувати в розкислення стані періодичним закиданням у піч роскисляючих суміші.

Після отримання результатів випробування, що підтверджують необхідний хімічний склад сталі і шлаку (в шлаков рекомендується мати не більше 3.0% закису марганцю і не більше 1.5% закису заліза) і після вигину проби на 180° без утворення тріщин плавка випускається.

Технологічний процес плавки методом сплавлення доцільно застосовувати при використанні досить чистої шахти -по вмісту фосфору. Якщо тривалість плавки втрати марганцю на угар складають незначний відсоток.

Під основним шлаком методом переплавки

При виплавці сталі методом переплавки зазвичай як металевої шихти використовують відходи виробництва (літники, прибутку, скрап, шлюб) з цієї ж сталі.

Основною перевагою виплавки високомарганцевистої сталі методом переплавки є різке зниження витрати феромарганцю. Пояснюється це тим, що при веденні плавки безокисним методом під білим шлаком марганець шихти майже не вигоряє.

Збільшення виробництва сталі цим методом і економія феромарганцю можуть бути отримані за рахунок організації повернення зношених деталей на заводи-виробники. Це дозволить поставити на заводи-виробники більше 3000 т відходів з високомарганцевистої сталі у вигляді зношених сердечників і хрестовин. А це, в свою чергу, дасть можливість зекономити понад 400 т феромарганцю.

Існуюча точка зору, що якість високомарганцевистої сталі, виплавленої методом переплавки, поступається якості такої ж сталі, виплавленої методом окислення, значно перебільшена.

Якщо в дійсності і спостерігається якась різниця в механічних властивостях сталі, отриманої двома зазначеними способами, то це пояснюється більше тим, наскільки правильно виконувалася технологія

ведення плавки, і в першу чергу змістом FeO і MnO в кінцевих шлаках. До того
КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС

Арк.

Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата
-----	------	----------	--------	------

ж слід зазначити, що спостережувана різниця в механічних властивостях настільки мала, що навряд чи вона може вплинути на якість (термін служби) самої деталі.

Відмінності в механічних властивостях більшою мірою можуть бути віднесені за рахунок різниці в хімічному складі і в меншій мірі за рахунок різниці методу виплавки.

Шихта

Металева частина шихти складається з відходів високомарганцевистої сталі (80-90%) в дрібних відходів або чистої стружки і вуглецевої сталі (10-20%).

Дрібні відходи і стружка даються в завалку в основному для заповнення проміжків між великими шматками марганцевистих відходів, що забезпечує задовільну електропровідність шихти і скорочує період плавлення. По ходу плавлення в піч в зону дуг сідає 1-2% вапна від ваги садки. Після розплавлення шихти і формування вапняного шлаку береться проба металу для визначення вмісту в ньому вуглецю, марганцю, фосфору, після чого негайно починається відновлювальний період.

Відновлювальний період

Завдання відновлювального періоду отримання мінімальної окисної здатності шлаку. Чим швидше формується відновлювальний шлак, тим менше угар вуглецю і марганцю. Тому формування відновлювального шлаку починається приблизно за 10-15 хв до кінця плавлення закиданням у піч шлакоутворюючої суміші і меленого 45% -ного феросиліцію з розрахунку 1.0-1.5 кг / т сталі.

Після розплавлення шихти проводять наводку шлаку присадкою 2.0-2.5% вапна і 0.20-0.25% плавикового шпату від ваги садки. Крім того, попередньо розкислюють сталь 45% -ним феросиліцієм в кількості 1.0-1.5 кг / т, а на шлак закидають розкислюючу суміш. Після отримання білого або світло-сірого який розсипається на повітрі шлаку і витримки металу під таким шлаком відбирають проби шлаку для експрес-аналізу і металу на вигин, для отримання в сталі заданого вмісту марганцю і вуглецю проводять підсадку феромарганцю. Після цього вводять розкислюючу суміш, ванна перемішується і на шлак в три-чотири прийоми вводиться (4-5 кг на 1 т рідкої сталі), розкидають рівномірно по всій поверхні ванни.

Після закидання в піч і витримки плавки протягом 15-20 хв отримують добре розкислення розсипається на повітрі білий шлак, що містить не більше 3,0% закису марганцю і 1.5% закису заліза.

Після відбору проб, отримання результатів аналізу металу і шлаку проводять остаточне корегування складу металу по вуглецю і марганцю введенням у ванну печі відповідної кількості вуглецевого або маловуглецевого феромарганцю, після отримання належних результатів хімічного аналізу плавка випускається.

Остаточне розкислення сталі виробляється в ковші ферросиліцієм з розрахунку отримання в сталі 0.6-0.8% кремнію і алюмінієм (0,9-1,1 кг / т).

Температурний інтервал розливання та його

<i>вплив на якість сталі</i>				КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис		Дата

На якість виплавленої сталі, а в подальшому і на якість виливки впливає велика кількість чинників: хімічний склад, матеріал форми, спосіб виплавки, швидкість розливання, кількість неметалічних включень в ін. У числі інших суттєве значення має температура розливання, т. Е. Температура металу, що заливається в форму.

Практикою і спостереженнями встановлено, при яких температурах розливання забезпечується найкраща якість тієї чи іншої деталі. В результаті цього у виробничих умовах при розливанні вуглецевої і низьколегованої сталі встановлюється певна черговість заливки форми: у першу чергу заливаються ті форми, для яких потрібна більш висока температура розливання, і останньою порцією металу заливають ті форми, для яких допускається більш низька температура розливання.

Зазвичай на початку розливання проводиться заливка тонкостінних деталей, а в кінці розливання, коли температура металу в ковші значно знизиться, - масивних і товстостінних деталей.

Наявність в номенклатурі різноманітних за вагою та конрисурації виливків навіть при розливання сталі з ковшів зі стопорним пристроєм ємністю 30-40 т і спостережуваному великому перепаді температури між початком і кінцем розливання дозволяє дотримуватися температури заливки для кожної групи деталей.

Однак на підставі довголітнього досвіду і спостережень на ряді заводів вдалося встановити, що при знижених температурах розливання збільшується відсоток браку через наявність у виливках полон, усадочною рихлості і пористості, підвищеної кількості неметалевих включень і газів і, як правило, збільшується відсоток браку за механічними властивостям.

Зазначене положення свідчить про те, що температура вуглецевої і низьколегованої сталі робить помітний вплив як на якість самого металу, так і на якість деталей, що відливаються в кінці розливання. Останнє особливо помітно при розливанні по однойменних деталей.

При цьому необхідно зазначити, що при розливання сталі по однойменних формам не спостерігається певної залежності між трещинообразование і порядком заливається форми, т. Е. Температурою розливання. Звідси можна зробити висновок, що гарячі тріщини в сталевих виливках виникають в більшості випадків не в результаті дії надмірно високої або низької температури, а в результаті впливу інших, сильніших причин, для локалізації яких необхідно застосовувати досить ефективні наявні в розпорядженні заходи.

При виробництві високомарганцевистої сталі номенклатура виливків носить обмежений характер, а на заводах МПС при виробництві сердечників зазвичай доводиться всю плавку розливати по однойменних деталей, тому керуватися черговістю заливки окремих груп деталей не доводиться, але в

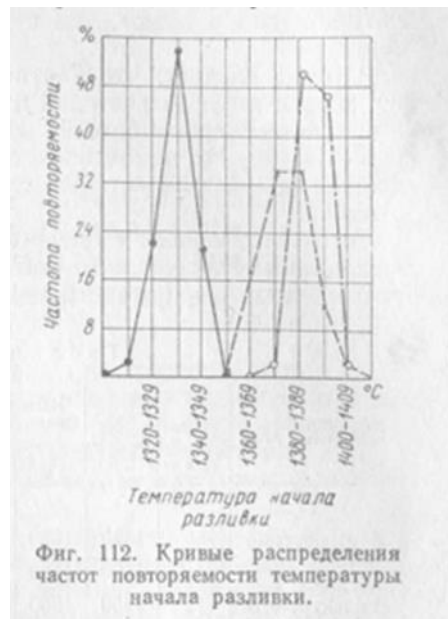
той же час допускати розливання всієї плавки по однойменних формам з великим перепадом температури також небажано, оскільки марганцевистої сталь більшою мірою, ніж вуглецева, чутлива до температури розливання.

Підвищена чутливість до температури розливання і швидкості охолодження				Арк.
КНУ.РМ.136.24.544с-07.02.ОАВС				
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

марганцевистої сталі пояснюється тим, що марганцевистої сталі в литому стані властива транскристалізаційна столбчатая структура, обумовлена великою лінійною швидкістю росту кристалів при утворенні щодо малого числа центрів кристалізації внаслідок малої теплопровідності цієї сталі.

Тому на кожному заводі в залежності від типу і ємності плавильних печей і розважування виливків встановлюється свій оптимальний температурний інтервал розливання марганцевистої сталі і температура випуску металу з печі.

На рис. 111 і 112 наведені криві розподілу частот повторюваності температури металу при випуску (на жолобі) і на початку розливання плавки за даними декількох заводів.



Фиг. 112. Кривые распределения частот повторяемости температуры начала разливки.

Механические свойства стали Г13Л в зависимости от температуры разливки

Температура в °C		Механические свойства			
стали на желобе	в начале разливки	σ_B в кг/мм ²	δ в %	ψ в %	a_K в кг/см ²
1350—1400	1310—1360	$\frac{52,0—94,0}{73,0}$	$\frac{11,0—41,0}{23,0}$	$\frac{16,0—30,7}{22,2}$	$\frac{13,0—33,0}{22,0}$
1470—1520	1360—1410	$\frac{51,0—81,0}{64,3}$	$\frac{10,0—29,0}{17,0}$	$\frac{13,5—31,0}{22,5}$	$\frac{11,0—18,6}{14,3}$

Примечания: 1. Температуры указаны по оптическому пирометру без поправки.
2. В числителе приведены наибольшие и наименьшие, а в знаменателе — средние значения механических свойств.

На рис. 113 представлена певна залежність між температурою сталі при розливанні і ударною в'язкістю і розміром зерна за даними роботи М.В.

Каракулі. З наведених на рис. 113 кривих випливає, що чим вища температура сталі в ковші, тим нижче ударна в'язкість і тим крупніше зерно.

Звідси випливає, що стосовно високомарганцевистої сталі не повинен дотримуватися один з принципів сучасного сталеваріння, сформульованого Н. Н. Доброхотовим (101) і полягає в тому, що чим вище температура

										Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата						

розливання, тим якісніше повинна виходити готова сталь і вилівок. Навпаки, з усіх вищенаведених даних випливає, що чим нижче температура розливається металу в форму, тим вище механічні властивості сталі Г13Л, особливо тимчасовий опір, подовження і ударна в'язкість. Тому перегрів марганцевистої сталі в останній період плавки і перед випуском її з печі практично приймається меншим, ніж міг би бути прийнятий виходячи з вищенаведеного принципу.



Таблица 61

Способ выплавки стали	Емкость ковша в т	Температура на желобе в °C	Температура разлики в °C	
			начала	конца
Мартеновский	5	1420	1380	1340
»	15—20	1420	1380	1335
В электропечи	12	1450	1380	1335

Менший перегрів сталі Г13Л над лінією ліквідусу обумовлюється

також і такими міркуваннями.

Чим вище перегрів металу в ковші і при заливці форм, тим більші карбідні утворюються в сталі при первинній кристалізації, особливо при підвищеному вмісту кремнію і вуглецю в сталі. А це призводить до того, що при термічній обробці потрібно більш високі температури нагріву виливків або більш тривалі витримки, що, в свою чергу, може викликати глибоке обезуглероживание металу на поверхні. У місцях залягання карбідів після їх розчинення можуть залишитися порожнечі, що є по суті міжкристалічними тріщинами.

3. Виплавка високомарганцевистої аустенітної сталі 110Г13ФАЛ з використанням азотованого феромарганцю

3.1 Технологія виплавки сталі 110Г13ФАЛ

Спосіб виготовлення виливок з високомарганцевистої аустенітної сталі, що включає розплавлення шихти, рафінування, модифікування розплаву азотом та ванадієм, заливку форм, вибивку виливок та їх термообробку, яка відрізняється тим, що з метою підвищення абразивної та ударно-абразивної зносостійкості металу, сталь перед розливанням додатково модифікують титаном в кількості 0,18-3,85%, при цьому сума введеного титану та ванадію знаходяться в стехіометричному співвідношенні з кількістю введеного азоту, причому загальна кількість введеного ванадію, титану та азоту складає 0,5-10,0% від маси металу, а після кристалізації виливок їх підвергають відпуску при 420-600°С протягом 1-16 годин.

Винахід відноситься до ливарного виробництва, зокрема засобам виготовлення виливок гірничорудного обладнання зі зносостійких марганцевистих аустенітних сталей, які підвергаються інтенсивному абразивному та ударно-абразивному зносу.

Метою винаходу є підвищення абразивної та ударно-абразивної зносостійкості металу.

Використання високомарганцевистого аустеніту в якості основи сталі обумовлено його високою в'язкістю та високою розчинністю в ньому азоту, що дозволяє ввести значну його кількість для утворення карбонітридних фаз і отримати здорову безпористу вилівку. В якості матеріалів модификаторів, що утворюють дисперсні фази, взяті азот, і перехідні матеріали 4-ої та 5-ої груп періодичної системи Менделєєва Ti та V відповідно, з'єднання яких з азотом мають широку область гомогенності, високу твердість, взаємну розчинність, та на відміну від карбідів та боридів цих же елементів, мають більш міцний зв'язок самих нітридів з твердим розчином матриці. Крім того, азот та вказанні елементи в співвідношенні, близьким до стехіометричних, що становить для $N/V = 1/4$, а для $N/Ti = 1/3,5$, утворюють фази високої дисперсності та хімічної стійкості.

Відхилення від стехіометричного співвідношення в сторону надлишка азоту призводить до утворення браку виливків по газовій пористості та зниженню їх фізико-механічних властивостей. Відхилення від стехіометрії азоту та вказаних елементів в сторону надлишку останніх призводить до змінення природи утворених фаз, зміненню їх фізичних властивостей, що різко знижає весь комплекс властивостей, в тому числі й зносостійкість сталі.

При вмісті в аустенітній матриці азоту, ванадія та титану в сумі менше

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.03.ВВАС			
Зм.	Арк.	№ документа	Підпис	Дата	Виплавка високомарганцевистої аустенітної сталі 110Г13ФАЛ з використанням азотованого феромарганцю	Літера	Аркуш	Аркушів
Розробив	Левченко А.В.							
Перевірив	Скідін І.Е.							
Рецензент								
Н.контроль	Скідін І.Е.							
Затвердив	Савельєв С.Г.					каф.МЧМЛВ ЛВ-23-1м		

0,5% по масі не реалізується принцип дисперсного зміцнення, що не призводить до підвищення абразивної та ударно-абразивної зносостійкості виливок. Збільшення сумарного вмісту всіх добавок, що вводяться, при дотриманні стехіометричного співвідношення до азоту більше 10% по масі, хоча й призводить до збільшення абразивної та ударно-абразивної зносостійкості, супроводжується крихкістю металу через утворення надлишкових фаз в сталі, яка знаходиться ще в рідкому стані. Виділення надлишкових фаз в рідкому розплаві до початку його кристалізацій призводить до коагуляції та концентрації їх на границях зерен та до неоднорідності металу, що знижує зносостійкість та роботоздатність виливок.

Для утворення в структурі виливок необхідної кількості, форми та розташування дисперсних карбонитридів їх підвергають відпуску при 420-600°C з витримкою 1-16 годин. Температура відпуску менше 420°C та часом витримки при цій температурі менше 1 години не забезпечує підвищенню зносостійкості, так як кількість та розміри утворених фаз незначні. В той час температура більше 16 годин призводить до утворення більшої кількості та розмірів карбонитридів, які коагулюють в конгломерати розрізаних частин за границею зерен, а також накопичуються на структурних дефектах металу (дислокацій, макрорихлості та ін.), відчутно знижуючи його в'язкість. Крім того, таке розташування фаз призводить до нерівномірного зносу по площині зношення. Температура відпуску та час витримки при відпуску визначають кількість, форму та розташування фаз та в зв'язку з цим представляється можливим отримувати виливки з диференційними властивостями, для роботи з малими ударними навантаженнями застосовується режим відпуску при температурі близький до 600°C та більшою витримкою, дозволяють отримувати максимально можливу кількість карбонитридів й мінімальну в'язкість металу, для роботи деталей в умовах значних ударних навантажень застосовується режим відпуску при температурі витримки близькій до 420 °C з меншою витримкою, дозволяє виділити карбонітриди ванадію та титану, забезпечуючи високу зносостійкість та в'язкість металу.

В індукційній печі в основному тиглі виплавляють марганцевисту аустенітну сталь, що містить 1,1% C, 12,7% Mn, 0,65% Si. Після розкислення сталі 0,2% Si та 0,15% Al вводять 0,8% ванадію, 0,7% титану та 0,4% азоту. Ванадій вводять ферованадієм, титан – феротитаном, азот – феромарганцем азотованим. Після введення феросплавів сталь підігрівають до 1660°C. Перегріту сталь заливають у охолоджуємий кокіль, в якому швидкість охолодження металу 740 °C/с. Отриманні виливки відпускають при 560°C протягом 4 годин. Відливають ливарні зразки для визначення ударної в'язкості та спеціальні зразки для визначення ударно-абразивної стійкості на лабораторній молотковій дробарці. Зразки механічній обробці не підвергають, за виключенням шліфовки ударних зразків. Аналогічні зразки відливають з металу, виплавленого за відомим засобом.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.03.ВВАС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Результати випробувань приведені в таблиці 3.1.

Склад	Добавка модифікаторів, %			Загальна кількість добавок, %	Відношення $\frac{V+Ti}{N}$	Температура відпуску, °С	Час витримка при відпуску	Ударна в'язкість, г/см ²	Абразивна в'язкість, г/см ²	Ударно-абразивна в'язкість, г/см ²
	N	V	Ti							
1(відомий)	0,015	0,10	-	0,115	6,5	-	-	4,5	3,635	6,892
2-1	0,15	0,10	0,10	0,30	2(надлишок N)	480	4,0	4,6	3,876	6,915
2	0,15	0,16	0,15	0,46	3(надлишок N)	480	4,0	12,7	1,842	2,515
3	0,15	0,30	0,30	0,75	4(стехіометричне)	480	4,0	18,4	1,284	1,656
4	0,15	0,40	0,43	1,00	3,2(надлишок N та Ti)	480	4,0	14,5	2,116	2,745
4-1	0,20	0,70	0,80	1,70	7,5(надлишок N та Ti)	480	4,0	6,0	3,684	6,731
5	0,15	0,31	0,30	0,76	стехіометричне	400	4,0	9,2	1,286	1,615
6	0,15	0,28	0,30	0,73	стехіометричне	430	4,0	12,5	0,819	1,498
6-1	0,15	0,32	0,27	0,74	стехіометричне	480	4,0	16,6	0,696	1,117
7	0,15	0,30	0,31	0,76	стехіометричне	550	4,0	10,4	1,075	1,498
8	0,15	0,32	0,30	0,77	стехіометричне	600	4,0	9,2	0,922	1,383
9	0,15	0,30	0,33	0,78	стехіометричне	650	4,0	8,8	1,416	1,775
10	0,15	0,36	0,30	0,81	стехіометричне	480	0,5	11,3	0,970	1,542
11	0,15	0,30	0,27	0,72	стехіометричне	480	1,0	10,7	0,667	1,198
11-1	0,15	0,32	0,27	0,74	стехіометричне	480	4,0	16,6	0,696	1,117
12	0,15	0,30	0,29	0,74	стехіометричне	480	8,0	9,3	0,532	0,957
13	0,15	0,32	0,30	0,77	стехіометричне	480	12,0	8,9	0,318	0,891
14	0,15	0,30	0,33	0,78	стехіометричне	480	16,0	6,8	0,275	0,668
15	0,15	0,23	0,35	0,75	стехіометричне	480	18,0	2,2	0,243	Руйнується
16	0,08	0,17	0,15	0,40	стехіометричне	480	4,0	11,8	0,952	1,643
17	0,10	0,22	0,18	0,50	стехіометричне	480	4,0	12,5	0,748	1,292
18	0,40	0,85	0,75	2,00	стехіометричне	480	4,0	8,6	0,463	0,916
19	0,80	1,83	1,35	4,00	стехіометричне	480	4,0	8,2	0,304	0,875
20	1,21	2,65	2,25	6,00	стехіометричне	480	4,0	7,4	0,286	0,911
21	1,80	3,95	3,25	9,00	стехіометричне	480	4,0	6,8	0,263	0,707
22	2,05	4,10	3,85	10,00	стехіометричне	480	4,0	5,3	0,235	1,035
23	2,25	4,85	4,15	11,25	стехіометричне	480	4,0	2,8	0,217	Руйнується

Висновок:

Порівняльний аналіз зазначений ударною в'язкістю, абразивної та ударно-абразивної зносостійкості металу, отриманого відомим та запропонованим засобом, показав, що запропонований засіб отримання виліток, стійкий проти абразивної та ударно-абразивної зносостійкості, забезпечує підвищення абразивної стійкості в 6-17 разів, ударно-абразивної зносостійкості в 5-8 разів.

Економічний ефект від застосування запропонованого засобу отримують за рахунок підвищення стійкості деталей, працюючих в режимі ударно-абразивного зношення, в 4-8 разів та подовження міжремонтного циклу дробильно-розмельного обладнання - в 3 рази.

3.2. Вплив модифікування на характер первинної кристалізації і властивості влилок високомарганцевистої сталі

Низька теплопровідність і високий коефіцієнт лінійного розширення високомарганцевої сталі 110Г13Л сприяють утворенню тріщин у вилітках [1]. Аустенітна сталь у 4,5 рази більш схильна до утворення гарячих тріщин, ніж вуглецева.

										Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата						

Знижена тріщиностійкість виливок з високомарганцевистої сталі пояснюється також низькою міцністю і пластичністю при високій температурі і пов'язана з високим опором форми усадці. При цьому напруги концентруються зазвичай там, де є температурний градієнт і найслабші місця виливки. До них відносяться межі кристалів, за якими у більшості випадків утворюються гарячі тріщини [2]. Одним з найважливіших факторів, що визначає тріщиностійкість сталі, є характер міжкристалітних зв'язків, що залежить від властивостей елементів, що входять до її складу, і в тому числі від їх поверхневої активності.

Тріщиностійкість високомарганцевистої сталі як у гарячому, і у холодному стані переважно визначається характером первинної кристалізації — розмірами зерна кристалів і природою міжзеренних утворень, яких переважно залежить міцнісний зв'язок окремих зерен аустеніту. Зміною температурних умов заливки, швидкості охолодження та заповнення форми та введенням модифікуючих добавок [1—6] регулюють характер первинної кристалізації та процеси адсорбції, а також, тріщина стійкість та механічні властивості сплавів.

Застосування низької температури заливки (1380-1390 °С) і багаторазове доливання забезпечують отримання здорових виливків і при порівняно невеликих прибутках, однак і при цьому не завжди забезпечується отримання дрібно зернистої структури.

При модифікуванні таких сталей найбільш широко використовують нітридоутворюючі добавки, що створюють в рідкому розплаві кристалічні завіси. Вивчення термодинамічної енергії утворення нітридів при температурах сталеплавильного процесу показує, що серед модифікаторів тільки титан і цирконій здатні до утворення найбільш стійких нітридів. З технологічних та економічних міркувань доцільніше як модифікатори застосовувати промисловий ферротитан, брикети титанової губки або інші титано утримуючі промислові відходи.

Досліджували вплив титану на структуру і показники сталі 110Г13Л. Для цього проведено серію плавок в індукційних печах ІСТ-016 та ІСТ-1 (табл. 1). Для забезпечення ідентичних умов кристалізації зразки заливали у форми з рідинноскляних сумішей, що самотвердіють, температура заливання підтримувалася постійною — 1430+10 °С.

Номер плавки	Содержание элементов, мас. %						
	C	Mn	Si	Ti	N	S	P
2	1,07	13,02	0,93	—	—	0,018	0,068
4	1,08	13,05	0,90	0,11	—	0,018	0,065
30	1,07	13,08	0,85	0,10	0,035	0,012	0,060
31	1,12	13,10	0,85	0,10	0,069	0,013	0,056
32	1,11	13,00	0,91	0,11	0,090	0,011	0,061
7	1,13	12,95	0,92	0,10	0,110	0,012	0,058

Таблиця 3.2. Хімічний склад дослідних плавок аустенітної високомарганцевистої сталі

Високий вміст марганцю та вуглецю забезпечує аустенітну структуру виливків навіть в умовах повільного охолодження (рис. 1, а). Однак така

структура (плавка 2) характеризується наявністю окремих великих карбідів $(Fe, Mn)_3C$, що випали з твердого розчину. Вони утворюють майже суцільну облямівку навколо аустенітних зерен. Зустрічаються також окремі карбіди сфероїдальної форми всередині зерен. Утворюється різнозерниста структура з балом зерна від 1 до 3, переважно бал 2 (ГОСТ 5639-87). Така сталь має низькі показники міцності, пластичності та в'язкості. В той час при загартуванні в інтервалі температур 1050 – 1150 °С карбіди розчиняються і після охолодження у воді фіксуються відносно чисті зерна аустеніту (рис. 1, б).

Для вивчення природи неметалічних включень знадобилося проведення досліджень методом скануючої електронної мікроскопії на мікроскопі ISM-5610LV (фірма JEOL, Японія) з системою електронно-зондового енергодисперсійного рентгенівського аналізу. Структуру сплавів фіксували з використанням детектора вторинних електронів. У сталі 110Г13Л класичного складу (плавка 2) виявляються лише однотипні переважно глобулярні включення (рис. 1, в).

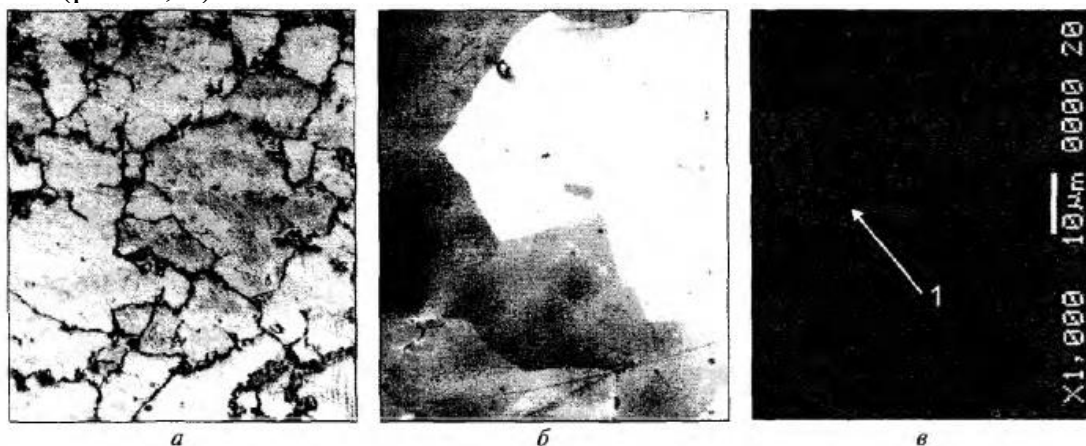


Рис. 3.1. Мікроструктура сталі 110Г13Л (плавка 2) у литому (а) і загартованому (б, в) станах: металографічні дослідження (а, дослідження методом скануючої електронної мікроскопії (в), а – х100, б - х200, в – х1000

Мікросклад таких включень досліджували на скануючому електронному мікроскопі ISM-5610LV методом електронно-зондового EDX аналізу на детекторі IED 2201. Склад включень (табл. 2) вказує на переважну присутність карбідів, що не розчинилися під час загартування $(Fe, Mn)_3C$.

Потрібно зазначити, що результати аналізу можуть бути певною мірою спотворені впливом сусідніх фаз або недостатньою товщиною досліджуваної.

Таблиця 3.3. Хімічний склад неметалевих включень дослідних плавок аустенітної високомарганцевистої аустенітної сталі

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.03.ВВАС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Номер плавки	Позиція включення	Содержание элементов, мас.%									
		C	O	Si	P	S	Al	Mn	Ti	N	Fe
2	1 (рис. 1, в)	29,82	1,62	0,80	0,19	0,03	–	8,88	–	–	57,40
4	1 (рис. 2, в)	42,52	–	–	–	12,62	–	26,30	7,74	–	10,81
	2 (рис. 2, в)	15,64	–	–	–	–	–	–	61,49	19,66	3,21
	3 (рис. 2, в)	32,38	14,63	0,57	0,06	0,10	–	3,73	1,62	–	43,85
32	1 (рис. 3, з)	7,22	0,29	–	–	0,02	–	1,00	75,05	14,56	1,85
	2 (рис. 3, з)	–	47,39	–	–	–	–	52,61	–	–	–
	3 (рис. 3, з)	17,27	–	–	0,19	0,08	–	11,61	2,21	–	68,64
7	1 (рис. 3, д)	10,70	0,61	–	–	–	–	–	68,60	18,54	1,54
	2 (рис. 3, д)	12,45	0,36	–	–	–	–	–	59,05	23,72	4,42
	1 (рис. 3, е)	22,06	37,72	–	–	–	–	–	5,21	–	35,01

Модифікування титаном сприяє подрібненню структури під час первинної кристалізації структури під час первинної кристалізації (рис. 2, а) та утворенню характерних включень у загартованому стані (рис. 2, б, в), мікросклад яких наведено в табл. 2 (плавка 4). Включення неправильної форми (позиція 1) розмірами до 4 мкм складаються, ймовірно, з карбідів титану, $(Fe, Mn)_3C$ і сульфідів марганцю. Кубічні включення (позиція 2) за складом близькі до карбонітридів титану, що підтверджує висновки Ю.А.Шульте [4] про утворення в рідкому розплаві кристалічної суспензії нітридів (карбонітридів) титану. Глобулярні включення (позиція 3), ймовірно, складаються з багатофазних утворень, які складаються з включень « $FeO-MnO-SiO_2$ і карбідів $(Fe, Mn)_3C$. Ці глобулярні включення і включення неправильної форми (позиція 1) у момент кристалізації сталі перебувають у рідкому стані. Середній рівень газонасиченості високомарганцевистої сталі у 3-6 разів вищий, ніж у сталей феритно перлітних класів: 0,010% [O], 0,020% [N]. Вміст азоту в досліджених сплавах (плавки 2 і 4) становив 0,01%. Підвищений вміст азоту та водню пояснюється їхньою вищою розчинністю в залізо-марганцевих сплавах. Ефективність модифікування титаном значною мірою пов'язана з відносно високим вмістом азоту в сталі [4]. Для уточнення цього висновку проведено серію плавок високомарганцевої сталі, модифікованої титаном, із вмістом азоту до 0,11% (табл. 1, плавки 30, 31, 32, 7).

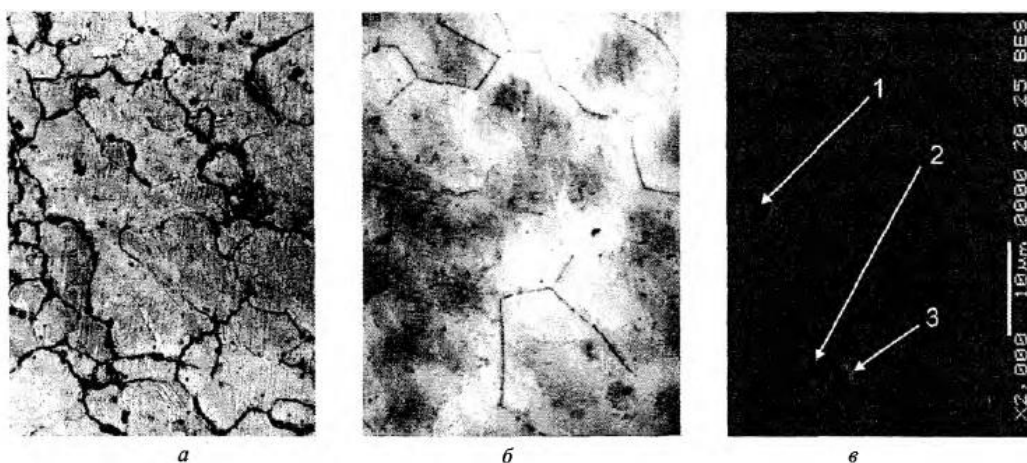


Рис. 3.2. Мікроструктура сталі 110Г13Л, модифікованої 0,1% титану, в литому (а) і загартованому (б, в) станах, металографічні дослідження (а, б), дослідження методом скануючої електронної мікроскопії (в), а – х100, б – х200, в – х1000.

											Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата							

Введення азоту призводить до більш помітного зменшення зерна аустеніту (рис. 3). За 0,035% азоту утворюється зерно переважно 3-го бала, за 0,069-0,090% азоту зерно відповідає 4-му балу. У структурі сплавів з 0,069-0,090% азоту порівняно з попереднім утворюється більша кількість дрібних карбідів усередині аустеніту. Присутні також включення геометрично правильної форми золотистого кольору, що характерно для нітридів титану, і золотисторожевого кольору, що характерно для карбонітридів титану [4]. У сплавах із найбільшим вмістом азоту (0,11%) утворюється більше перлітних включень (рис. 3, в). У загартованому стані всі досліджувані сталі з титаном і азотом (рис. 3) мають аустенітну структуру з включеннями нітридів (карбонітридів) титану, що розташовуються переважно всередині зерен. Ці видимі при збільшенні в 320 разів карбонітриди титану є досить великими включеннями і швидше не зміцнюють сталь, а надрізають матрицю, знижуючи її службові характеристики.

Як показують дослідження за методом реплік на електронному мікроскопі EM-14, є більш дрібнодисперсні рівномірно розташовані всередині аустенітного зерна карбонітриди титану (рис. 4), за рахунок яких відбувається зміцнення. Мікросклад включень (табл. 2), визначений за допомогою скануючого електронного мікроскопа ISM-5610LV, вказує на наявність карбонітридів титану та карбідів (Fe,Mn)₃C. Присутність у плавці 32 глобулярних включень глинозему пояснюється розкисленням алюмінієм. Дослідженнями мікроскладу включень не підтверджуються висновки [4] про утворення корунду і шпінелі, які за допомогою петрографічного аналізу відносили до алюмосилікатного скла.

Механічні характеристики сталі 110Г13Л класичного складу: межа міцності під час розтягування становить 605 МПа, межа плинності - 396 МПа, відносне подовження 5 - 22%, відносне звуження - 23%, ударна в'язкість КСУ - з 2,0 МДж/мл, твердість НВ - 2055 МПа. Модифікування титаном у невеликих кількостях (плавка 4) призводить до підвищення σ_g до 708 МПа, КСУ - 2,2 МДж/м твердість НВ - 2065 МПа. У цьому випадку спостерігається одночасне зростання міцнісних і пластичних показників за незмінного або вельми незначного збільшення твердості.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.03.ВВАС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

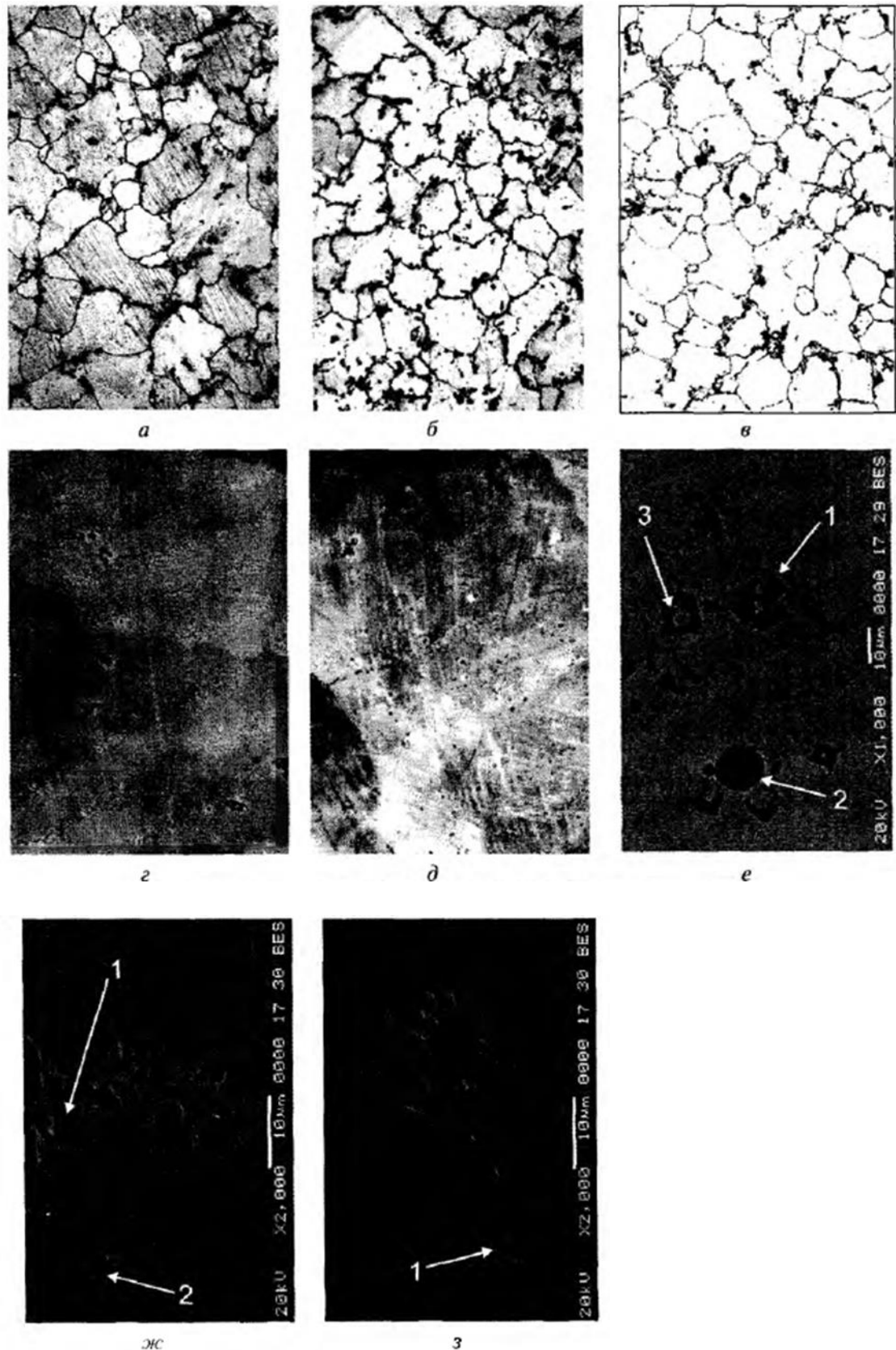


Рис. 3.3. Мікроструктура сталі 110Г13Л, модифікованої 0,10% титану, з різною концентрацією азоту в литому (а, б, в) і загартованому (г, д, е, ж, з) станах (металографічні дослідження (а, б, в, г, д), дослідження методом сканувальної електронної мікроскопії (е, ж, з)): а, г 0,035% N, б - 0,069, е - 0,090, в, д, ж, з - 0,110% N. а — х100, б - хЮ00, в - хЮ00, г - х320, д - х200, е - х1000, ж - х2000, з - х2000

						КНУ.РМ.136.24.544с-07.03.ВВАС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата			



Рис. 4. Электронная микроструктура закаленной стали 110Г13Л (плавка 7), содержащей 0,10% титана и 0,11% азота. х8000

Легування азотом сталі 110Г13Л, що містить титан, дозволяє значно підвищити міцність. Ще й титан, дає змогу значно підвищити характеристики міцності (рис. 5), причому максимальні значення Одиниці σ та τ отримано концентрації 0,09-0,11%. При азоту показники пластичності в цьому випадку не знижуються. Найвище значення твердості отримано при концентрації азоту 0,09-0,11%. Для глибшого дослідження фазового складу сталі 110Г13Л, модифікованої титаном, а також азотом, проводили електрохімічне виділення карбідного осаду відповідно до методики [1]. Електроліт із розчиненими в ньому елементами піддавали хімічному аналізу, а карбідний (карбонітридний) осад - хімічному, рентгенофазовому та електронно-мікроскопічному дослідженням. Кількість карбідної (карбонітридної) фази в литій і загартованій сталі залежить від вмісту легуючих елементів. Модифікування титаном призводить до збільшення масового вмісту карбідного осаду в литій сталі, тоді як у загартованому стані маса карбідної фази навіть незначно знижується (табл. 3). Підвищення концентрації азоту в модифікованих титаном сталях призводить до збільшення масової частки карбонітридного осаду як у литому, так і в термічно обробленому станах (табл. 3). Таке зростання менш значне, ніж для сталі, немодифікованої титаном [1].

Введення титану у високомарганцеву сталь (плавка 4) призводить не тільки до збільшення масової частки карбонітридного осаду в литій сталі (табл. 3), а й до підвищення концентрації у ній марганцю, в той самий час для загартованої сталі така закономірність не підтверджується.

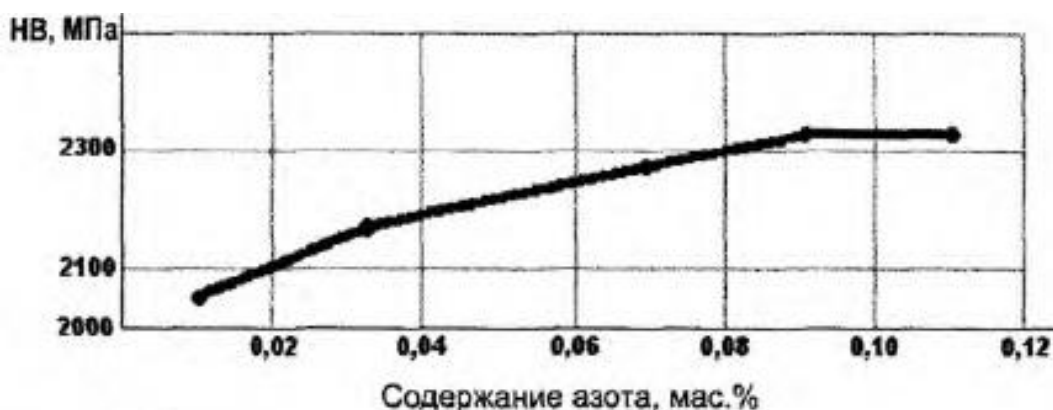
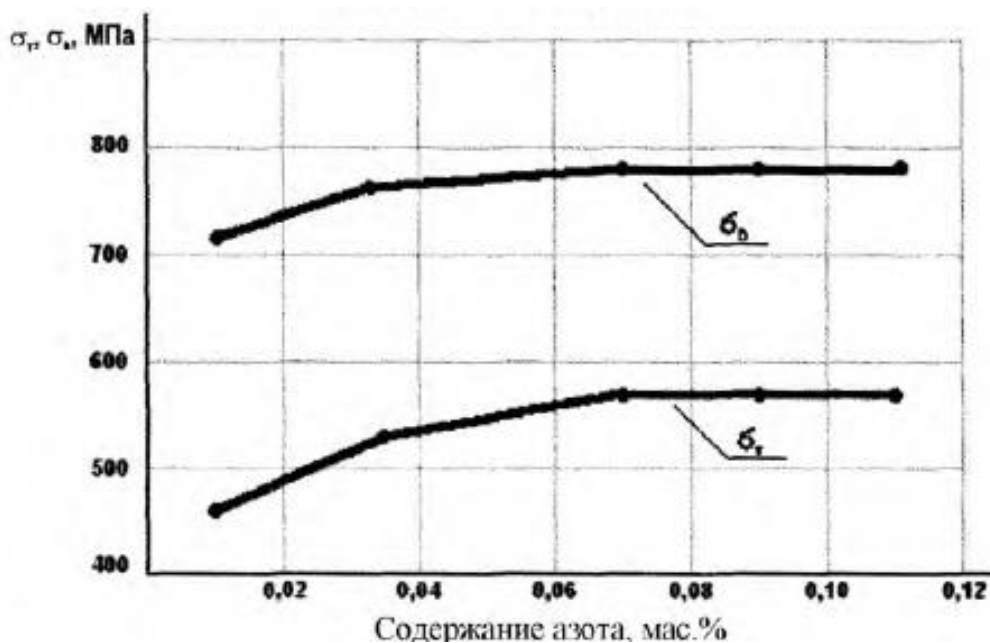
Введення титану в високомарганцеву сталь (плавка 4) призводить не тільки до збільшення масової частки карбонітридного осаду в литій сталі (табл. 3), а й до підвищення концентрації в ньому марганцю, водночас для загартованої сталі така закономірність не підтверджується.

Підвищення вмісту азоту в модифікованій титаном сталі сприяє зростанню концентрації титану в карбонітридному осаді та витісненню

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.03.ВВАС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

марганцю в твердий розчин (табл. 4). Збільшення загального вмісту азоту призводить до підвищення його концентрації в карбонітридній фазі. Так, у загартованій сталі з 0,09% азоту близько 65% від його загального вмісту перебуває в хімічно зв'язаному стані. Зазначений перехід титану з твердого розчину в карбонітридну фазу пояснюється його більш високою спорідненістю до азоту.

Проводили також якісні дослідження карбонітридної фази, за яких анодний осад піддавали рентгеноструктурному аналізу. Вивчення отриманих рентгенограм показує, що в литій сталі основними включеннями є карбонітриди титану і карбіди $(Fe, Mn)_3C$. Незважаючи на можливий перерозподіл вуглецю й азоту між нітридом і карбідом титану, на рентгенограмах досить чітко розрізняються включення TiN і TiC .



Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

Таблица 4. Химический состав анодного осадка (карбонитридной фазы) модифицированной титаном высокомарганцевистой стали

Номер плавки	Содержание легирующих элементов, мас. %		Содержание легирующих элементов в анодном осадке, мас. %					
	N	Ti	Mn		Ti		N	
			литое состояние	после закалки	литое состояние	после закалки	литое состояние	после закалки
2	0,010	—	5,22	5,12	—	—	—	—
4	0,010	0,11	6,24	3,32	0,52	0,61	—	—
30	0,035	0,10	4,22	2,44	0,60	0,70	0,321	0,452
31	0,069	0,10	3,28	1,28	0,63	0,78	1,186	1,622
32	0,090	0,11	1,82	0,84	0,68	0,94	1,312	2,384
7	0,110	0,10	0,40	0,22	0,70	0,95	1,43	2,421



Рис. 5. Влияние азота на механические характеристики модифицированной титаном стали 110Г13Л

Таблица 3. Количество карбидной фазы в аустенитной высокомарганцевистой стали

Номер плавки	Содержание легирующих элементов, мас. %		Количество карбидной фазы, мас. %	
	N	Ti	литое состояние	после закалки
2	—	—	2,3	1,8
4	—	0,11	3,8	1,7
30	0,035	0,10	4,0	1,8
31	0,069	0,10	4,2	2,0
32	0,090	0,11	4,4	2,2
7	0,110	0,10	4,5	2,2

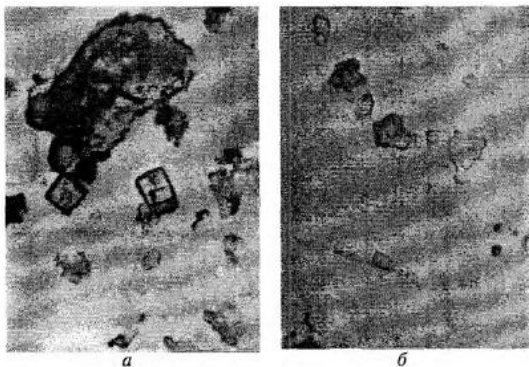


Рис. 6. Электронные микрофотографии карбидного осадка электролитически выделенного из образцов стали 110Г13Л (плавка 7) с 0,10% титана и 0,11% азота: а - литая; б - закаленная сталь. x12500

Для вивчення форми, розмірів і структури карбонітридних включень електролітично вилучений анодний осад (карбонітридна фаза) піддавали дослідженням на електронному мікроскопі ЕМ-14. У литому стані зустрічаються включення кристалів правильної кубічної форми (рис. 6, а), розмір яких становить 0,5-1,5 мкм, а також включення різної величини

компактної форми складного складу. У загартованій сталі присутні більш дрібні карбонітридні включення. Їхній розмір не перевищує 0,5-0,7 мкм.

Щільність сталі 110Г13Л класичного складу (плавка 2), яка визначається за методикою [1], становить 7,645 кг/см³. Модифікування титаном сприяє її підвищенню до 7,700 кг/см³. Це пов'язано зі зменшенням загальної газонасиченості, зниженням забрудненості сталі неметалевими включеннями і поліпшенням макроструктури. Збільшення вмісту азоту до 0,069% призводить до підвищення щільності до 7,790кг/см³ (рис. 7).

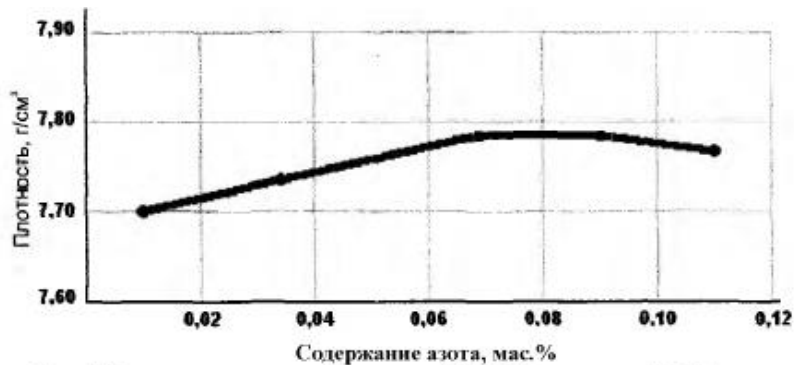


Рис. 7. Влияние азота на плотность стали 110Г13Л, содержащей 0,1% титана

Випробування на ударно-абразивне зношування проводили в кульовому млині за методикою [1]. Оцінка зносостійкості сталей характеризувалася величиною відносного зносу. За еталон прийнято знос загартованої сталі 110Г13Л класичного складу (плавка 2). Зносостійкість інших зразків розраховували по відношенню до еталонного. Модифікування титаном сприяє помітному підвищенню (в 1,4 раза) зносостійкості аустенітної високомарганцевої сталі (рис. 8). Введення азоту покращує показники зносостійкості, причому така закономірність зберігається як під час випробування на сухе зношування, так і на «мокре».

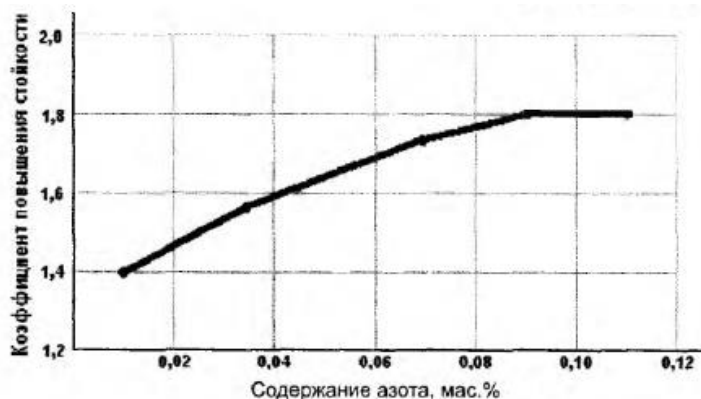


Рис. 8. Влияние азота на износостойкость стали 110Г13Л, содержащей 0,1% титана

Аналіз отриманих результатів показує, що модифікування сталі 110Г13Л титаном забезпечує підвищення якості виливків. Навіть без додаткового легування азотом у рідкому стані утворюється кристалічна суспензія нітридів (карбонітридів) титану, що є центрами кристалізації та забезпечує істотне поліпшення властивостей сталі. Так, у модифікованій титаном сталі середній розмір зерна зменшується (рис. 2), помітно знижуються дендритність

						КНУ.РМ.136.24.544с-07.03.ВВАС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата			

структури і схильність лиття до тріщин, помітно підвищуються значення механічних показників (рис. 5). При цьому спостерігається одночасне зростання міцнісних і механічних показників за незмінного або досить незначного збільшення твердості.

Промислові випробування дослідних партій деталей зі сталі 110Г13Л, модифікованої титаном, проводили на первинної кристалізації, усунення стовпчастої будови виливків (зуби ковшів екскаваторів). Стійкість деталей зі сталі 110Г13Л, модифікованої титаном, у 1,5-2,0 раза вища, ніж зі сталі класичного складу.

Подрібнення зерна виливків при модифікуванні титаном пояснюється значним збільшенням кількості центрів кристалізації у вигляді дрібнодисперсних тугоплавких нітридів і карбонітридів титану. Це зі свого боку призводить до помітного підвищення тріщиностійкості сталі. Підвищення механічних характеристик високомарганцевистої сталі, модифікованої титаном, пояснюється не тільки подрібненням зерен аустеніту, а й їхнім зміцненням і посиленням міжзеренних зв'язків.

Ефективність модифікування високомарганцевистої сталі титаном обумовлюється високим вмістом у ній азоту.

Для дослідно-промислової перевірки та освоєння рекомендується модифікування сталі 110Г13Л титаном з титановмісних відходів промислових підприємств за технологією [5].

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.03.ВВАС	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

4 ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА

На даний момент гірничо-металургійна галузь України характеризується відносно високим потенціалом, так як має сприятливі природні умови та традиційну спрямованість економіки. Гірничо-металургійний комплекс України є одним з основних джерел надходження коштів у бюджет країни.

У сучасних умовах господарювання в середовищі жорсткої конкуренції висока результативність управлінських рішень та раціональність побудови стратегії функціонування підприємства неможливі без реальної оцінки ефективності діяльності та діагностики потенціалу компанії.

Найважливішою якісною характеристикою господарювання на всіх рівнях є ефективність виробництва, яка напряму пов'язана з виробничим потенціалом кожного окремого підрозділу і підприємства в цілому.

Необхідність підвищення ефективності використання потенційних можливостей вітчизняних підприємств визначається насамперед основною стратегічною метою їх діяльності, яка об'єктивно примушує суб'єкти господарської діяльності мінімізувати витрати ресурсів, які в їхньому розпорядженні, і водночас виробляти таку кількість продукції, яка б задовольнила існуючий на неї попит. При цьому продукція, вироблена ними, повинна бути конкурентоспроможною, відповідати вимогам споживачів та реалізовуватися в обсягах, близьких до обсягів виробництва підприємства. Саме тому виникає потреба підвищення економічної ефективності використання виробничого потенціалу підприємства, який врахував би весь комплекс факторів виробництва, що впливають на обсяги та якість виробленої продукції. Вказана проблема потребує розробки відповідних підходів та інструментарію оцінки і оптимізації потенціалу підприємства взагалі та виробничого потенціалу зокрема.

На сучасному етапі розвитку України, забезпечення стабільної роботи підприємств по випуску конкурентоспроможної продукції, є завданням першорядної важливості для керівників усіх рівнів.

Економіці нашої країни притаманний ринковий характер, при цьому підприємства для оцінки своєї діяльності продовжують застосовувати лише стандартні методики економічного аналізу, що базуються на розрахунку різноманітних коефіцієнтів стійкості, платоспроможності та інші, які і характеризують ефективність господарювання.

У зв'язку з цим постає питання про вибір інструментів оцінки потенціалу підприємства, який дозволить оперативно визначити внутрішні

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.04.ЕЧ			
Зм.З	Арк.А	№	ПідписП	Дата	Економічна частина Реферат	ЛітераЛ	Аркуш	АркушівАрк
РозробивРо	Левченко							
ПеревірівП	Скідін І.Е.Скідін							
РецензентРе								
Н.контроль	Скідін І.Е.Скідін							
ЗатвердивЗа	Савельєв					каф.МЧМЛВ ЛВ-23-1м		

можливості та слабкі сторони господарської одиниці, знаходити приховані резерви з метою підвищення ефективності її діяльності.

Необхідною умовою вирішення поставлених завдань є науковий пошук, аналіз, узагальнення практики й обґрунтування такої системи управління підприємством, що могла б забезпечити підвищення ефективності виробництва й насичення ринку високоякісною продукцією, доступною для наступних циклів металургійного виробництва.

Зростання цін на метал лише частково обумовлене пожатванням попиту з боку споживачів. Не менш важливу роль у даному процесі відіграє стрімке зростання цін на сировину.

ГМК України є базовою галуззю економіки, підприємства якого виробляють до 30% загального ВВП країни. Останні 5 років ГМК стійко наповнює бюджет країни валютою в межах від 40 до 50% від загальних надходжень.

За оцінками експертів, виробництво металургійної продукції, у порівнянні з рівнем розвинених країн, у нас має на 5-7% вище матеріаломісткість і на 25-30% - енергоємність. Екологічні показники при використанні на виробництві застарілих технологій також істотно відстають від аналогічних показників розвинених країн, які використовують новітні технології.

В результаті роботи було встановлено можливість виробництва сталі 110Г13ФАЛ з підвищеною зносостійкістю в дугових печах постійного струму (ДППТНП).

В сучасних умовах зростаючого попиту на якісну продукцію перспективною є високомарганцева сталь 110Г13ФАЛ, яка має підвищені механічні властивості на відміну від 110Г13Л, тому виготовлені з неї деталі мають більший термін експлуатації при роботі у вузлах та системах з підвищеними навантаженнями.

Виробництво сталі 110Г13ФАЛ в порівнянні зі 110Г13Л відрізняється додатковими витратами на лігатури та феросплави, але процес виробництва в ДППТНП є більш економічним, так як зменшуються витрати на енергоносії та витратні матеріали. Тому для виробництва досліджуваної марки сталі обґрунтованим є її виробництво в дуговій печі постійного струму.

Необхідність виробництва високомарганцевої сталі марки 110Г13ФАЛ пояснюється стрімко зростаючим попитом на сучасному ринку на якісні деталі, вузли та механізми, що працюють в умовах підвищених навантажень. Замовниками виливок даної марки сталі є «Південний механо-ливарний завод», «СпецСталь», Полтавський ГЗК та ін. Сприятливі умови для впровадження досліджуваної технології створені на «Завод Ремкомунелектротранс». На заводі виготовляють 800-900 тонн виливків зі сталі марки 110Г13Л на рік.

Для визначення економічної ефективності необхідно розглянути наступні питання:

- вартість матеріальних ресурсів для виготовлення сталі 110Г13Л в порівнянні зі 110Г13ФАЛ в дуговій печі ДСП-3а,

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.04.ЕЧ	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Магnezитохромiт	13500,00	1,70	22,95
Шамотний бiй	540,00	6,61	3,57
Шлакоутворюючі матеріали	7776,43	28,38	220,70
Феромарганець FeMn80C05N2	62000,00	196,30	12170,60
Феросиліцій ФС-75	48000,00	11,00	528,00
Ферованадій ФВд40У1	270000,00	14,74	3979,80
ФеротитанФТи-30	184000,00	11,60	2134,40
Алюміній АВ86	31500,00	0,95	29,92
			Всього: 31288,22 грн./т

Витрати електроенергії та витрати технічної води на кожну плавку не змінюються і становлять відповідно 1630,20 та 110,45 грн.

Витрати з урахуванням відходів та браку по причині зміни вартості основних матеріальних запасів зміниться і становитиме:

$$V_{бр} = 31288,22 \cdot 0,025 = 782,20 \text{ грн.}$$

Сумарні експлуатаційні витрати:

$$V_{експ} = 1630,2 + 110,45 + 782,2 = 2522,85 \text{ грн.}$$

В розрахунку на 1 т ці витрати дорівнюють

$$V_{експ}^{1т} = 2522,85 / 3 = 840,95 \text{ грн./т}$$

Витрати виробництва 1 тони сталі 110Г13ФАЛ в печі ДСП-3а становить:

$$31288,22 + 840,95 = 32129,17 \text{ грн.}$$

Тобто бачимо, що більш якісна сталь вимагає від виробника більших витрат, тому при виборі марки високомарганцевих сталей з підвищеними технологічними властивостями, необхідне порівняння прибутку від їх реалізації.

Для порівняння корисного тепла для виплавлення двох марок сталі проведемо теплових розрахунок дугової сталеплавильної печі для сталі. Нагрів ведеться до температури 1120°C.

Таблиця 4. 4

Вихідні дані для розрахунку

Показники	Величини
Маса садки	1 т
Початкова температура металу	20°C
Кінцева температура нагріву металу	1120°C
Середня теплоємність металу в інтервалі температур от 20°C до 560°C	0,665 кДж/(кг·К)
Середня теплоємність металу в інтервалі температур от 20°C до 1120°C	0,73 кДж/(кг·К)
Температура робочого простору печі	1200°C
Робоча теплота згорання палива	35106,55 кДж/м ³

Корисне тепло, що витрачається на нагрів металу, для печей періодичної дії визначається за формулою:

$$Q_m = \frac{G}{\tau_n} \cdot C_m \cdot (t_{mn} - t_{mk}),$$

									Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата	КНУ.РМ.136.24.544с-07.04.ЕЧ				

де G – маса сплаву, кг,

τ_n – час, за який нагрівається сплав в печі, с,

C_c – середня теплоємність металу в інтервалі температур от t_{mn} до t_{mk} , Дж/(кг·К),

t_{mn} – початкова температура металу, °С,

t_{mk} – кінцева температура нагріву металу, °С.

$$Q^1_m = \frac{1000}{7 \cdot 3600} \cdot 0,665 \cdot (560 - 20) = 14,36 \text{ кВт}$$

$$Q^2_m = \frac{1000}{7 \cdot 3600} \cdot 0,73 \cdot (1120 - 20) = 32,12 \text{ кВт}$$

Перерахувавши витрати електроенергії з урахуванням тарифів для промислових витрат:

$$1) \quad 14,36 \cdot 2,28 = 32,74 \text{ грн.}$$

$$2) \quad 32,12 \cdot 2,28 = 73,23 \text{ грн.}$$

На виробництво 1 тони сталі 110Г13ФАЛ потрібно більше енергоресурсів, ніж на 110Г13Л і відповідно їх вартість також вища, що ще раз доводить порівняння виробничих витрат.

Для порівняння прибутку від реалізації продукції необхідні величини визначеної нами собівартості та ціни. Відомо, що ринкова ціна одиниці продукції з сталі 110Г13Л становить в середньому в залежності від складності лиття - 35000 грн./т. Тоді прибуток від продажу продукції становитиме

$$П = 0,82 \cdot (Ц - С), \text{ грн./т}$$

де: $П$ – сума надходжень від продажу, грн./т,

$Ц$ – ринкова ціна, грн./т,

$С$ – собівартість продукції, грн./т,

0,82 – коефіцієнт, що враховує частку чистого прибутку у валовому прибутку при ставці податку на прибуток 18% (дійсний в 2018 році).

$$П_1 = 0,82 \cdot (35000 - 28009,68) = 5732,1 \text{ грн./т}$$

Так як якісні параметри сталі 110Г13ФАЛ значно вищі ціна продукції виготовленої з неї також вища, а відповідно і більш рентабельна. Ціна складає в залежності від складності лиття - 41000 грн./т.

$$П_2 = 0,82 \cdot (41000 - 32129,17) = 7274,1 \text{ грн./кг}$$

Тоді економічний ефект при переході на виробництво ливарної продукції з сплаву 110Г13Л на сплав 110Г13ФАЛ за рахунок високого попиту навіть при підвищеній ціні, яку готові споживачі платити за якість становитиме

$$\Delta П = 7274,1 - 5732,1 = 1542 \text{ грн./т}$$

										Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата						

КНУ.РМ.136.24.544с-07.04.ЕЧ

А ефективність виробництва ливарної продукції з сплаву 110Г13ФАЛ порівняно з сплавом 110Г13Л

$$E = 7274,1 / 5732,1 \cdot 100 - 100 = 27\%.$$

Висновки

1. Таким чином бачимо, що при виробництві ливарної продукції з сплаву 110Г13ФАЛ замість сплаву 110Г13Л виробничі витрати ливарного цеху підвищуються на 4119,5 грн./т.

2. Так як ціна продукції визначається експлуатаційними характеристиками сплаву, при більшій собівартості ціна ливарної продукції з сплаву 110Г13ФАЛ також вища. Саме це може забезпечити зростання прибутку підприємству на 1542 грн./т. Ефективність виробництва ливарної продукції з сплаву 110Г13ФАЛ порівняно з сплавом 110Г13Л становить 27%.

3. Але на жаль підприємства не завжди можуть виробляти саме ту продукцію, яка забезпечує їм найвищий прибуток. Обсяги виробництва та номенклатура продукції за сплавами та асортиментом визначається замовленнями. Тому від підприємства в ринкових умовах вимагається не тільки оптимізація процесу виробництва, пошук нових технологічних підходів та матеріалів, але й розширення ринку збуту за рахунок пошуку нових споживачів.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.04.ЕЧ	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

5 САНІТАРНО-ЕКОЛОГІЧНА ОЦІНКА ВПРОВАДЖЕННЯ НАУКОВО-ДОСЛІДНИЦЬКОЇ РОБОТИ

5.1 Характеристика шкідливих та небезпечних факторів при експлуатації електродугових печей (ДСП)

Перелік небезпечних і шкідливих виробничих факторів у сталеплавильному відділенні визначається вживанням устаткування для виплавки і розливання сталі, особливостями технологічного процесу і організації виробництва. Незважаючи на велику різноманітність сталеплавильного устаткування, технологічних процесів і схем виробництва сталі, небезпечні та шкідливі виробничі фактори мають неістотні відмінності. Найхарактернішими з них при експлуатації електродугових печей (ДСП) є розплавлений метал і шлак, газокисневі пальники, електричний струм, викиди пилу та газів, шум, термічні фактори. Одні й ті ж виробничі фактори проявляються по-різному залежно від технологій виробничого процесу, типу виробничого устаткування і особливостей трудових операцій.

Виробництво високомарганцевих марок сталей в сучасних ливарних цехах здійснюється в електродугових печах змінного та постійного струму. Зазвичай високомарганцеві марки сталей виплавляють в електродугових сталеплавильних печах ДСП, СДП, ПСП, ДППТ, зокрема ДСП-3а, ДС-5МТ, ДСП-6, ДППТ-1,5, ДППТ-3,0, ДППТ-6, рідше ДСП-3 і ДСП-12, для великих виливків використовують печі ДСП-25, ДСП-50, ДППТ-12.

При виплавці високомарганцевих марок сталей у повітря сталеплавильного відділення можуть виділятися токсичні аерозолі конденсації, серед яких найбільш токсичними є аерозолі оксидів марганцю, цинку, ванадію, нікелю і багатьох інших металів та їх з'єднань.

До газів і пари, якими забруднюється повітря сталеплавильного відділення ливарних цехів, відносять окисел азоту, окисел вуглецю, двоокис сірки, вуглекислий газ та ін.

Окисли вуглецю та марганцю є основним шкідливим виробничим чинником сталеплавильного відділення при виплавці високомарганцевих сталей. Джерела виділення – електродугові печі, дугові печі постійного струму, вагранки. Концентрація окислу вуглецю у відповідних газах вагранок досягає 15%. Кількість окислів, що виділяються при заливці чавуну і сталі, залежить від часу перебування виливки в сталеплавильному відділенні і маси виливок. Втрати теплоти основним технологічним устаткуванням – електродуговими печами

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.05.СЕО			
Зм.	Арк.	№ документа	Підпис	Дата				
Розробив		Левченко А.В.			Санітарно-екологічна оцінка впровадження науково-дослідницької роботи	Літера	Аркуш	Аркушів
Перевірив		Шаповалов В.А.						
Рецензент						каф.МЧМЛВ ЛВ-23-1м		
Н.контроль		Скідін І.Е.						
Затвердив		Савельєв С.Г.						

становлять 14-32% загальної потреби теплоти, яка необхідна на розплавлення металу, а виділення теплоти при розливанні металу - близько 3000 МДж/т. Інтенсивність теплового випромінювання на робочих місцях досягає гранично високих значень (0,5-2,1кВт/м²). Відомо, що інтенсивність менше 0,7 кВт/м² не викликає неприємного відчуття, якщо діє протягом декількох хвилин, а понад 3,5 кВт/м² вже через 2 секунди викликає опіки I ступеню. Крім того, дія теплового потоку на організм залежить від спектральної характеристики випромінювання. Найбільшу проникаючу здатність в організмі має інфрачервоне випромінювання з довжиною хвилі до 1,5 мкм (не поглинаються шкірним покривом), а найбільш негативно діють на шкіру хвилі з довжиною понад 1,5 до 3 мкм.

5.2 Інтенсифікація процесу виплавки сталі в електродугових печах (ДСП). Шкідливі фактори

Інтенсифікація процесу виплавки сталі в електродугових печах (ДСП) відбувається шляхом продувки киснем за допомогою газокисневих пальників, а також за допомогою водоохолоджуваних фурм. В залежності від ємності та модифікації печі змінюється кількість та потужність газокисневих пальників та водоохолоджуваних фурм.

Потужність одного газокисневого пальника становить в середньому 3-5 МВт. Продувка киснем здійснюється через робоче вікно в боковій стіні печі. Конструкція системи газокисневих пальників передбачає використання не футерованих металевих трубок, системи подачі кисню високого тиску, механізми та пристрої для пересування та зміни кута нахилу газокисневих пальників, система електроживлення. Конструкція системи водоохолоджуваних фурм складається з металевої труби спеціальної конрисурації та водоохолоджуваної системи, механізму підйому, опускання та зміни кута нахилу фурми. Тому при використанні системи інтенсифікації (газокисневих пальників та водоохолоджуваних фурм) в робочій зоні сталеплавильного відділення присутні такі шкідливі фактори: електричний струм, високий тиск в системі, шум, теплові випромінювання, газові викиди.

При вмиканні системи інтенсифікації зростає навантаження на електричне обладнання, що може призвести до виходу з ладу технологічного устаткування. При цьому при виконанні ремонтних робіт зростає небезпека ураження електричним струмом. Підвищення робочого тиску в системі є вибухонебезпечним, а як наслідок і пожежонебезпечним. При використанні системи інтенсифікації рівень шуму в сталеплавильному відділенні зростає на 25-35%. Внаслідок надлишку тиску в робочому просторі печі та при продувці киснем зростає інтенсивність теплових випромінювань в атмосфері цеху на 0,4-0,6 кВт/м².

При виплавці сталей у складі пічної атмосфери присутні 35-50% CO, 8,2-9,4% CO₂, 0,4% O₂, 0,0003% SO₂, 0,002-0,0003% NO і N₂ та ін. При виході з печі CO догоряє до CO₂ і його вміст знижується до 0,5-0,8%. Наявність діоксинів, фуранів, ціанідів, фторидів також присутні у складі пічної атмосфери ДСП. При наявності в шихті органічних включень, масел, вологи в початковий період плавки

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.05.СЕО	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

утворюються продукти їх сублимації, які при виході з печі догорають до завершених оксидів.

Таблиця 5.1 Токсичні домішки в газах ДСП

Компоненти	Середня концентрація, мг/м ³	Питомі викиди, г/т
Оксиди вуглецю	13500,0	1350,0
Оксиди азоту	550,0	270,0
Оксиди сірки	5,0	1,6
Ціаніди	60,0	28,4
Фториди	1,2	0,56

Підвищення гранично допустимих концентрацій газів в повітрі робочого простору сталеплавильного відділення в результаті використання систем інтенсифікації (газокисневих пальників, водоохолоджуваних фурм) призводить до погіршення умов праці та необхідності використання додаткових вентиляційних систем.

5.3 Екологічна оцінка та переваги використання ДППТНП в порівнянні з ДСП

В даній науково-дослідній роботі обґрунтовується технологічна та економічна доцільність впровадження у виробництво дугової печі постійного струму (ДППТНП) для виплавки високомаргацевих марок сталей.

Завдяки використанню печі ДППТНП зникає необхідність залучення для нагрівання окрім енергії електричних дуг інших джерел тепла (рідке, газоподібне та порошкоподібне паливо), що надходить в піч системами інтенсифікації, тому технологічний процес протікає зі зниженими тепловими викидами в атмосферу цеху.

Технології плавки в ДППТНП проводяться без використання газокисневих пальників, спінення шлаку і подачі кисню, вугільних порошоків, мазуту і т.д. і практичній відсутності прокачування повітря через пічний простір. Завдяки цьому забезпечено високий рівень стабілізації електричного режиму. Наявність діоксинів, фуранів, ціанідів, фторидів не відзначено на відміну від виплавки в ДСП.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.05.СЕО	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Таблиця 5.2 Токсичні домішки в газах ДПШТНП

Компоненти	Середня концентрація, мг/м ³	Питомі викиди, г/т
Оксиди вуглецю	7500,0	850,0
Оксиди азоту	350,0	170,0
Оксиди сірки	3,0	0,8
Ціаніди	-	-
Фториди	-	-

При порівнянні даних таблиць 3.1 і 3.2 можна побачити, що показники середньої концентрації та питомих викидів токсичних домішок в печі ДПШТНП в рази нижчі, ніж в ДСП.

У ДПШТНП в систему вентиляції всмоктуються гази, що виходять з печі мимовільно. Це дозволяє не менш ніж на порядок підвищити продуктивність системи вентиляції та знизити енерговитрати. Застосування комбінованих ДСП або СДП з використанням газокисневих пальників, енергетичного кисню, спінення шлаку вимагає багаторазового збільшення продуктивності систем газовидалення навіть у порівнянні зі старими моделями ДСП і збільшує кількість та розширює склад токсичних домішок у газових викидах. Значно зростає кількість повітря, прокачуваного через піч, і пов'язаний з цим додатковий вигар металу та утворення NO.

Питомі викиди пилу з ДПШТНП завдяки встановленій системі уловлювання та очищення пилогазовиділень становлять 0,97 кг/т, у ДСП - 7,47 кг/т, у СДП - 35 кг/т (без системи уловлювання та очищення пилогазовиділень). Проведені виміри пилогазовикидів складної в екологічному відношенні сталі 120Г18Х2НМЛ показали, що викид пилу з ДПШТ склав 0,7914 г/с при ГДВ - 0,98 г/с, в т.ч. Mn - 0,0266 г/с при ГДВ - 0,1486 г/с. Інтенсивне перемішування металу в ДПШТНП забезпечує однорідність температури і хімічного складу у всьому його обсязі. Це забезпечує при інтенсивному рудному кипінні, наприклад, в сталі 120Г18Х2НМЛ відсутність помітних пилогазовикидів і норми ГДВ не перевищуються.

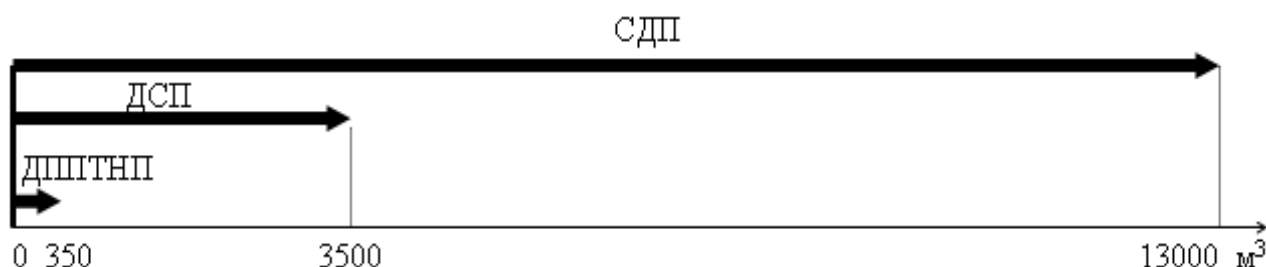


Рисунок 5.1 – Порівняння питомих об'ємів пилогазовикидів із труб дугових печей ДСП, СДП, ДПШТНП

										Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата						

Можна стверджувати, що при реконструкції заводів з мартенівськими печами вдається обмежитися їх системами газовідводу, не створюючи системи пилогазоочистки. На рисунку 3.1 наведена оцінка порівняльних питомих викидів газів з пічних труб печей ДСП, СДП, ДППТНП, що демонструє принципові переваги ДППТНП.

Вимірювання рівня звуку в дБ в ДППТ-12, ДППТ-25, ДСП12 і ДСП25 виявили рівні 92, 92 і 100 і 108 відповідно. Рівень звуку в СДП перевищує 115 дБ в основному за рахунок роботи газових пальників. Шлакоутворення очевидно є наслідком вигару шихти, який у ДППТНП - 1,5%, у ДСП - 4,5%, у СДП - 8,5-12,0%, де до того ж шлакоутворювальні матеріали додатково подають для організації спінювання шлаку. Використання брикетованих феросплавів в ДППТНП на відміну від порошкоподібних в ДСП дозволяє знизити питомі викиди пилу на 45-60%.

5.4 Сучасна високоефективна система уловлювання та очищення пилогазовиділень в ДППТНП

Сучасним світовим рівнем в області очищення від пилу викидів електродугових печей постійного струму є вживання високоефективних рукавних фільтрів з імпульсною регенерацією, що забезпечують очищення викидів до залишкового пиловмісту не більше 10-20 мг/м³. Проте більшість електропечей в СНД обладнана застарілими, недостатньо ефективними, складними в експлуатації пиловловлювачами - мокрими газоочистками з трубами Вентурі, електрофільтрами, рукавними фільтрами застарілих конструкцій типу СМЦ, ФРО, ФРКД, ФРІ і інших, що мають серйозні конструктивні і експлуатаційні недоліки.

У ряді електросталеплавильних цехів експлуатуються роздільні системи відведення і очищення технологічних газів і неорганізованих викидів з різнотипними застарілими газоочистками.

Прикладом сучасної високоефективної системи уловлювання і очищення пилогазовиділень малотоннажних і середньотоннажних електродугових печей постійного струму є розроблена і впроваджена УкрГНТЦ «Енергосталь» система загальною продуктивністю 200 000 м³/год газоуловлювання і газоочистки (рис.3.2) двох електропечей (ємністю до 16 тонн) і установки позапічного рафінування «піч-ківш» (ємністю до 9 тонн).

Газопиловловлювач системи електродугової печі ДППТНП та установки «піч-ківш» забезпечує ефективне уловлювання пилогазовиділень електропечі і очищення викидів в рукавних фільтрах до залишкового пиловмісту не більше 15-18 мг/м³.

					КНУ.РМ.136.24.544с-07.05.СЕО	Арк.
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

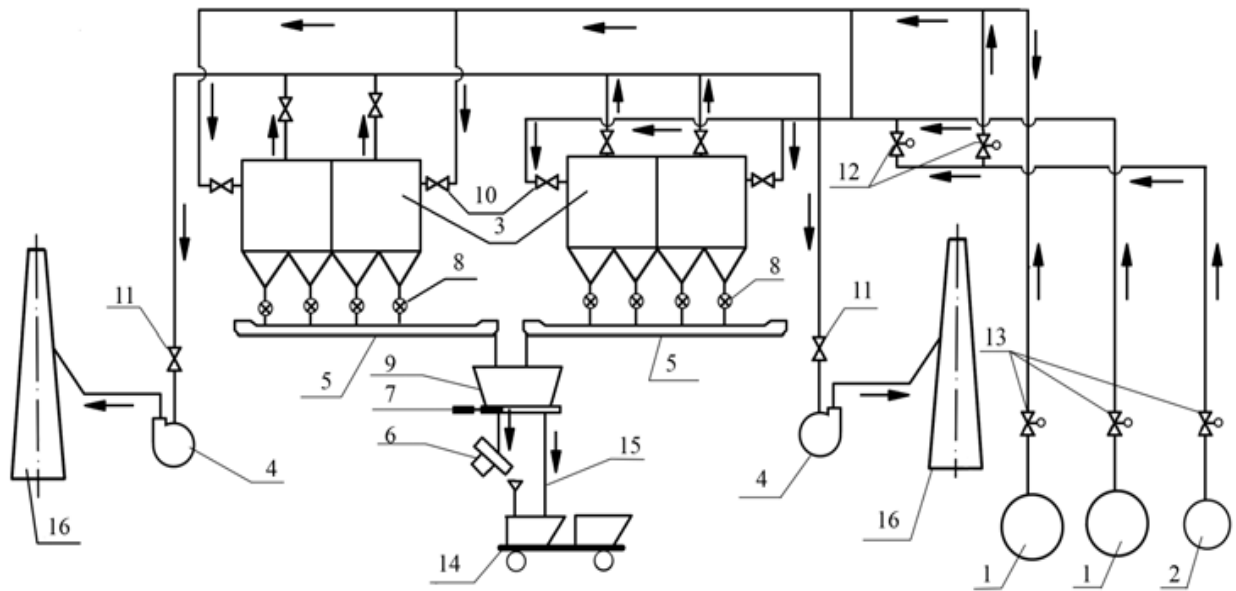


Рисунок 5.2 – принципова схема системи газоуловлювача і газоочистки двох електропечей і печі-ковша:

1 – електропіч, 2 – піч-ківш, 3 – рукавний фільтр Ф-2-650-01, 4-вентилятор ВГДН-17У, 5 – скребковий конвеєр КПС (2М)-320Т, 6 – чашовий пристрій грудкування $\text{\O} 1,2\text{м}$, 7 – гвинтовий живильник, 8 – шлюзовий живильник Ш5-РНУ-01, 9 – збірний бункер пилю, 10 – клапан дросельний $\text{\O} 1\text{м}$ з ручним управлінням, 11 – клапан дросельний $\text{\O} 1,4\text{м}$ з ручним управлінням, 12 – клапан дросельний $\text{\O} 1\text{м}$ з електроприводом, 13 – клапан дросельний $\text{\O} 1,4\text{м}$ з електроприводом, 14 – приводний візок з контейнерами для грудкування пилю, 15 – байпасна пилова тічка, 16 – димар.

Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

КНУ.РМ.136.24.544с-07.05.СЕО

Арк.