

ЗАПОРІЗЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

На правах рукопису

НЕДОЛЯ Анатолій Васильович

УДК 699.15'24:536.424



ВПЛИВ ТЕРМІЧНИХ ЧИННИКІВ НА ФОРМУВАННЯ ТА
СТАРІННЯ ВУГЛЕЦЕВОГО γ -ТВЕРДОГО РОЗЧИНУ У
СПЛАВАХ НА ЗАЛІЗНІЙ ОСНОВІ

Спеціальність 01.04.13 — фізика металів

А в т о р е ф е р а т

дисертації на здобуття наукового ступеня
кандидата фізико-математичних наук

Запоріжжя 1996

АВ 34.398

Дисертацією є рукопис.

Робота виконана в Запорізькому державному університеті та в Інституті металофізики НАН України

Науковий керівник: доктор фізико-математичних наук
Данільченко В. Ю.

Офіційні опоненти: доктор технічних наук
Макогон Ю.М.,
кандидат фізико-математичних наук,
доцент Лисенко А.Б.

Провідна установа: Інститут проблем матеріалознавства НАН
України

Захист дисертації відбудеться "06" травня 1996 р.
о 15 годині на засіданні Спеціалізованої вченої Ради К 08.04.01 при
Запорізькому державному університеті за адресою: 330600, Запоріж-
жя, вул. Жуковського 66.

З дисертацією можна ознайомитися у науковій бібліотеці Запорізь-
кого державного університету.

Автореферат розіслано "28" березня 1996 р.

Вчений секретар Спеціалізованої Ради К 08.04.01.
кандидат фізико-математичних наук

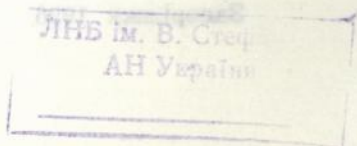
ЛНБ України ім.В.Стефаника



00754364 (Т)

Рубль - - -

Швець Ю.О.



ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність теми. Комплекс фізико-механічних властивостей сплавів на основі заліза формується під час їх термічної обробки головним чином внаслідок протікання процесів утворення і розпаду γ -та α -твердих розчинів. Це зумовило значний інтерес дослідників до вивчення структурного стану загартованих та відпущених сплавів. Подальше підвищення якості та збільшення випуску нових видів металопродукції багато в чому пов'язане з розробкою та реалізацією ефективних технологій термічної обробки, які ґрунтуються на знаннях про будову твердих розчинів і характеристики фазових перетворень, що мають місце в них за умов різних термічних чинників.

Одним з найперспективніших шляхів формування потрібного структурного стану і комплексу корисних властивостей є термічна обробка, яка передбачає попередній (перед мартенситним перетворенням) вплив на аустеніт. Такий вплив дає можливість керувати кількістю та станом вуглецю в γ -твердому розчині, а також забезпечити різний ступінь гомогенізації або гетерогенізації структурних складових та регулювати характеристики мартенситного перетворення.

Загальні закономірності формування структурного стану вуглецевих твердих розчинів у процесі гартування та наступного відпуску встановлені. Але деякі принципові особливості поведінки твердих розчинів та мартенситних перетворень, які мають місце в них, виявились невивченими. Тому використання нових видів термічної обробки, зокрема лазерної обробки, стримується у зв'язку з відсутністю систематизованих досліджень структурного стану сталі, який формується в нерівноважних умовах нагріву.

До початку виконання цієї роботи були відсутні експериментальні дані відносно стабільності аустеніту в усій області існування вуглецевого γ -твердого розчину; не був вивчений вплив фазового наклепу на область нестабільності аустеніту; недостатньо вивчений вплив умов

гартування на структурний стан високолегованих сталей. Залишились невивченими й особливості протікання прямих і зворотних мартенситних перетворень у зістарених сталях, а також результати накопичення дефектів будови під час багаторазового термоциклування за участю повторних мартенситних перетворень. Значний практичний інтерес має дослідження впливу нерівноважної лазерної обробки на стабільність аустеніту та поведінку вуглецю у γ -твердому розчині.

Мета і завдання роботи. Ця робота присвячена встановленню закономірностей формування фазового та структурного стану і зміни стабільності вуглецевого γ -твердого розчину високолегованих сталей під впливом різних термічних чинників.

У відповідності з поставленою метою завданнями дисертаційної роботи були:

- дослідження впливу фазового наклепу і пластичної деформації на стабільність вуглецевого γ -твердого розчину і кристалічну структуру аустеніту високонікелевих сталей;
- встановлення закономірностей протікання мартенситних $\gamma \rightarrow \alpha$ - і $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворень у фазонаклепаних сплавах;
- вивчення впливу умов гартування на структурний стан конструкційної хромистої сталі;
- вивчення впливу лазерного нагріву на стан вуглецю в γ -твердому розчині високонікелевих сталей;
- дослідження наслідків накопичення дефектів будови при багаторазових $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -перетвореннях у метастабільних сплавах.

Наукова та практична цінність. Результати експериментальних досліджень розширюють уявлення про закономірності формування структурного стану термічно нестабільного аустеніту за умов нерівноважного нагріву і визначають умови стабілізації або активізації аустеніту по відношенню до подальших повторних прямих і зворотних мартенситних переходів.

Вперше встановлені закономірності впливу термоциклування, фазового наклепу, лазерної обробки на кристалічну структуру аустеніту та характеристики мартенситних перетворень можуть бути використані при розробці оптимальних режимів термічного зміцнення метастабільних сталей, які передбачають попередній вплив на аустеніт перед мартенситним перетворенням.

На основі одержаних результатів запропоновано спосіб подрібнення метастабільних нікелевих сплавів та визначено умови гартування хромистої конструкційної сталі, яка забезпечує підвищену корозійну стійкість та зносостійкість.

Наукова новизна. Встановлено закономірності зміни кристалічної структури аустеніту і структурного стану високонікелевих сталей в області термічної нестабільності вуглецевого γ -твердого розчину. Показано, що термоциклування за участю багаторазових прямих і зворотних мартенситних перетворень суттєво прискорює розпад вуглецевого γ -твердого розчину в області термічної нестабільності аустеніту.

Знайдена можливість підвищення розчинності вуглецю в поверхневому шарі сталей шляхом керування параметрами лазерної обробки.

Знайдено кореляцію між умовами гартування хромистої сталі та комплексом її фізико-механічних властивостей.

Положення, що виносяться на захист

1. Фазовий наклеп, викликаний мартенситними $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -переходами, і пластична деформація аустеніту суттєво підсилюють нестабільність аустеніту та розширюють її температурний інтервал за рахунок підвищення рухливості атомів вуглецю у γ -твердому розчині.

2. Аустеніт поверхневого шару високонікелевих сталей збагачується вуглецем у результаті лазерного нагріву в γ -область після попереднього вибіркового травлення, яке забезпечує збільшення об'ємної доли карбідів у цьому шарі.

3. Існують критичні швидкості охолодження нікелевих сталей в інтервалі прямих і нагріву в інтервалі зворотних мартенситних перетворень, вище яких внаслідок накопичення дефектів будови і акумуляції внутрішніх напруг спостерігається утворення мікротріщин, їх масовий розвиток і виникає можливість полегшеного подрібнення сплавів.

Апробація роботи. Основні результати доповідались на 2-ій та 3-ій Європейських конференціях із порошкової дифракції (EPDIC-2, Енсхеде, Нідерланди, 1992 р.; EPDIC-3, Відень, Австрія, 1993 р.), на XV та XVI Конференціях з прикладної кристалографії (Цешин, Польща, 1992 і 1994 рр.).

Публікації

За темою дисертації опубліковано 8 наукових праць.

Структура та обсяг дисертації. Дисертаційна робота складається із вступу, п'ятих розділів, висновків та переліку цитованої літератури з 177 назв. Загальний обсяг роботи склав 177 сторінок, у тому числі 52 малюнки та 6 таблиць.

ЗМІСТ РОБОТИ

У вступній частині обгрунтовано актуальність теми, сформульовані мета, завдання роботи, її новизна та практична цінність, положення, які виносяться на захист.

1. Літературний огляд

У першому розділі розглянуто стан питань, які стосуються впливу вуглецю на кристалічну структуру γ - та α -твердих розчинів сплавів на залізній основі. Докладно висвітлене питання впливу вуглецю на параметри кристалічної ґратки мартенситу та аустеніту. Проаналізовано значення вуглецю у процесі карбїдоутворення в залізонікелевих сплавах.

Проаналізовано вплив фазового наклепу на структурний стан та властивості Fe-Ni та Fe-Mn сплавів після багаторазових $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -переходів. Обговорено питання впливу фазового наклепу та інших факторів на стабільність аустеніту та мартенситу.

Узагальнено відомості про вплив лазерної обробки на розчинність вуглецю в поверхневих шарах сталей. Детально проаналізовано вплив режимів лазерної обробки на фізико-механічні властивості поверхні.

Із проведеного аналізу випливає, що питання впливу фазового та механічного наклепу, наявності легуючих (особливо карбідотворюючих) елементів на стабільність γ -твердого розчину залізонікелевих сплавів до кінця не вивчено і потребує додаткових досліджень. Недостатньо вивчені питання впливу лазерного нагріву на структурно-фазові зміни в поверхневому шарі, розчинність і розподіл вуглецю в зоні лазерного впливу.

2. Матеріали та методики досліджень

Наведені відомості про використання основних методик досліджень та обробки результатів. Основними методами досліджень були метод рентгенівської порошкової дифракції полікристалічних зразків, магнітометрія та метод растрової електронної мікроскопії, які дають можливість найбільш точно досліджувати структурні і фазові зміни у сплавах. Застосування рентгенівського дифракційного методу у сполученні з магнітометричним методом дозволило визначити кількісні зміни в структурі, а також оцінити за параметром кристалічної ґратки кількість вуглецю, яка міститься у γ -твердому розчині. Застосування методу растрової електронної мікроскопії у сполученні з методами рентгено-спектрального мікроаналізу дозволило виявляти структурні та фазові зміни в зоні лазерного нагріву та стежити за перерозподілом легуючих елементів у поверхневому шарі.

Для досліджень використовувались переважно залізонікелеві спла-

ви, які виплавляли у НВЧ печі в захисному середовищі аргону. Після гартування у воді кімнатної температури сплави мали аустенітну структуру. Кількість вуглецю по шихті в деяких сплавах перевищувала рівноважну його концентрацію у γ -твердому розчині після гартування в холодній воді.

Крім зазначених у роботі застосовувались також інші методи – металографічний, енергодисперсний, хвильодисперсний, методи вимірювання електроопору і твердості.

3. Термічна нестабільність аустенітних нікелевих сталей

У 3 розділі наведено результати досліджень впливу кількості вуглецю та наявності карбідоутворюючих елементів, фазового і механічного наклепу, температури старіння та термоциклічної обробки за участю багаторазових $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -переходів на стабільність вуглецевого γ -твердого розчину нікелевих сталей.

У середньовуглецевих сталях 55Н24 та 60Н21М3 пряме $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення мало вибуховий характер і проходило під час охолодження у рідкому азоті. Нагрівання до температур 400–600°C спричиняло до зворотнього $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходу. У межах досліджених швидкостей нагріву хімічний склад аустеніту після $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходу не змінювався.

У температурному інтервалі вище 700°C мала місце термічна нестабільність аустеніту, яка спричиняла до виділення переважно графіту в сталі 55Н24 та супроводжувалася відповідною немонотонною зміною параметру a_{γ} ґратки аустеніту від температури. Мікроструктурні дослідження підтвердили формування в інтервалі нестабільності глобулярних графітних виділень. У випадку сталі з карбідоутворюючим Мо в області максимальної нестабільності спостерігалася незначна кількість карбіду. У вихідному стані дифракційних карбідних відбивань не виявлено. Прояв нестабільності був пов'язаний із виходом до 0.2 ваг.% вуглецю з γ -твердого розчину для сталі 55Н24 і до 0.25

ваг.% для сталі 60Н21М3.

Прояв нестабільності аустеніту в двофазних $\gamma + \alpha$ сталях спостерігався при більш низьких температурах за рахунок впливу фазового наклепу. Але температура максимальної нестабільності не змінювалась у порівнянні з вихідним станом.

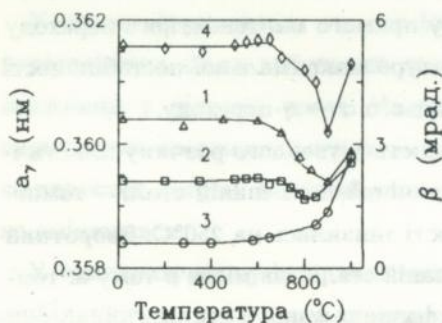
У середньовуглецевих сталях фазовий наклеп спричиняв до деякої стабілізації γ -фази по відношенню до прямого $\gamma \rightarrow \alpha$ -переходу. Кількість α -фази в такому зразку, який було загартовано в рідкому азоті, зменшувалась після $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ -переходу на 8%. Зворотній $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехід у фазонаклепаній сталі починався при температурах, що на 30–50°C менші, ніж у випадку вихідної сталі. Стабілізація аустеніту внаслідок фазового наклепу була викликана структурними факторами, головними з яких були: підвищена густина дислокацій, фрагментація зерен реверсованого аустеніту, його пластична деформація. Це не впливало на повноту прямого мартенситного переходу фазонаклепаної сталі, бо температура максимальної нестабільності знаходилась за інтервалом зворотнього $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходу.

Суттєво підсилювала нестабільність γ -твердого розчину пластична деформація, реалізована у механічно наклепаній сталі – температура максимальної нестабільності знизилась на 250°C. Зворотній $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехід у механічно наклепаній сталі мав місце в тому ж температурному інтервалі, що й для фазонаклепаної сталі.

Легування сталі карбідотворюючим Мо помітно зменшило повноту прямого $\gamma \rightarrow \alpha$ -переходу. Вплив пластичної деформації та фазового наклепу на характеристики мартенситного перетворення та стійкість вуглецевого γ -твердого розчину сталі 60Н21М3 виявився аналогічним, як для сталі 55Н24.

Вивчення впливу ступеня фазового наклепу від $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -переходів на структурний стан близької за складом сталі 60Н20М3, в якій теж мала місце термічна нестабільність (Мал.1, крива 1), показав

ло, що температура максимальної нестабільності термоциклованої сталі зменшилась на 70°C (Мал.1, крива 2). Після 30 циклів $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -переходів спостерігалось подальше збіднення твердого розчину вуглецем (до 0.32 ваг.%) (Мал.1, крива 3), але немонотонність залежності a_{γ} від температури старіння усувалась. Нагрівання термоциклованої сталі до температур вище 900°C спричиняло до поступового розчинення вуглецю, який виділявся з твердого розчину в інтервалі нестабільності і параметр ґратки поступово відновлювався, маючи однакові значення для вихідної та циклованої сталі в точці 1000°C . У зв'язку зі зменшенням кількості вуглецю в γ -твердому розчині в інтервалі його нестабільності внутрішні напруги в аустеніті зменшувались і відповідно зменшувалась напівширина β рентгенівської лінії $(200)_{\gamma}$ (Мал.1, крива 4).



Мал.1. Зміна параметру a_{γ} (1,2,3) та напівширини β лінії $(200)_{\gamma}$ (4) в залежності від температури старіння сталі 60Н20М3: 1 - вихідний стан, 2, 4 - після першого $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ -переходу, 3 - після 30-го $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -переходу.

Магнітометричні дослідження не виявили зміни температурного інтервалу $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходу для термоциклованої та вихідної сталі. Вплив кількості термоциклічних обробок на зміну параметру аустенітної ґратки сталі 55Н24 був таким же, як для сталі, що містить молібден. Підвищення кількості циклів до 50 практично не змінило вигляду залежності параметру ґратки a_{γ} від температури старіння. У температурному інтервалі $900\text{--}1000^{\circ}\text{C}$ спостерігався подальший зріст параметру ґратки до його повного відновлення при температурі

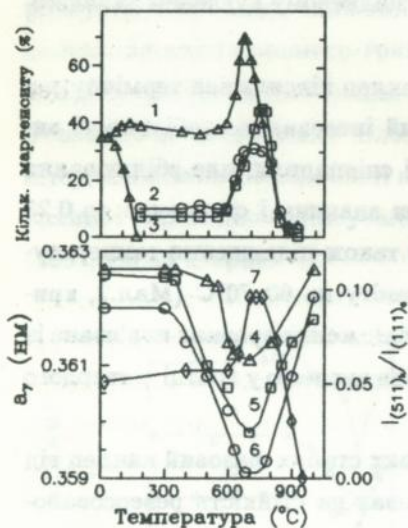
1050°C.

У сталях 150Н8 та 150Н6В2 температурний інтервал нестабільності аустеніту перекривався з температурним інтервалом зворотнього $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення. У цих сталях спостерігалось додаткове утворення мартенситу (до 33%) у процесі охолодження сталі від температур старіння 480–625°C до кімнатної температури у зв'язку з підвищенням мартенситної точки у збідненому вуглецем залишковому аустеніті (Мал.2, крива 1).

Виявлено також, що механічний наклеп підсилював термічну нестабільність аустеніту. Температурний інтервал нестабільності вихідної та механічно наклепаної сталі співпадали, але збіднювання вуглецем наклепаної сталі було більш значним і становило до 0.25 ваг.%. Механічний наклеп спричиняв також підвищення температури максимальної нестабільності аустеніту на 60–70°C (Мал.2, крива 2). Підсилення нестабільності у досліджених зразках пов'язане із значним підвищенням рухливості атомів вуглецю у ґратці γ -твердого розчину.

У двофазних $\gamma + \alpha$ високовуглецевих сталях фазовий наклеп від прямого $\gamma \rightarrow \alpha$ -переходу також впливав на стійкість реверсованого (утвореного з α -фази) аустеніту. На підтвердження цього вихідну сталь 150Н6В2 охолоджували в інтервалі $\gamma \rightarrow \alpha$ переходу до температури, при якій утворювалась приблизно половина кількості мартенситу, можливого за умов охолодження до кінця інтервалу прямого мартенситного переходу. У зв'язку з меншою кількістю мартенситу (меншим ступенем фазового наклепу) температура максимальної нестабільності підвищувалась на 100°C у порівнянні з вихідною сталлю (Мал.2, крива 3). Збіднення вуглецем γ -твердого розчину цієї сталі склало 0.26 ваг.% внаслідок фазового наклепу (Мал.2, криві 4-6). У вихідній сталі 150Н6В2 спостерігались слабкі рентгенівські відбивання від карбідної фази Fe_3W_3C . Підвищення температури спричиняло

збільшення їх інтенсивності до максимального значення в інтервалі максимальної нестабільності аустеніту, пов'язаної з виділенням вуглецю. Карбідна фаза розчинювалась під час нагріву до температури вище 950°C . У зв'язку з цим залежність інтенсивності рефлексів $(511)_{\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}}$ мала немонотонний характер (Мал.2, крива 7).



Мал. 2. Зміна кількості мартенситу M та параметру a_{γ} аустеніту сталі 150H6B2 внаслідок старіння: 1 – вихідний стан, 2 – механічний наклеп, 3 – частковий $\gamma \rightarrow \alpha$ -перехід, 4 – 6 – параметр a_{γ} у вихідному стані, після часткового $\gamma \rightarrow \alpha$ -переходу і після повного $\gamma \rightarrow \alpha$ -переходу, 7 – відношення інтенсивностей рентгенівських рефлексів $I_{511, \text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}} / I_{111, \gamma}$ від ґраток карбиду та аустеніту.

Магнітометричні дослідження сталі 150H8 виявили, що фазовий наклеп від $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ -переходу активізував наступний прямий $\gamma \rightarrow \alpha$ -перехід. Після першого циклу $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ -переходів параметр a_{γ} значно зменшився, а температура максимальної нестабільності понизилася на 100°C . Підвищення кількості циклів до 30 спричинило подальше зменшення параметру ґратки a_{γ} , включаючи додаткове зниження в інтервалі нестабільності. Мінімальне його значення відповідало виходу до 0.5 ваг.% C у порівнянні з вихідною сталлю.

Вплив ступеня фазового наклепу на стабільність структури сталі 150H6B2 був аналогічним. При цьому ступінь збіднення вуглецем

аустеніту був нижчим у зв'язку з присутністю карбідоутворюючого вольфраму. Максимальна зміна параметру ґратки відповідала виходу 0.48 ваг.% С з твердого розчину. Наявність високотемпературних карбідів Fe_3W_3C спричиняла неповне відновлення параметру ґратки a_γ при нагріванні до 1000°C.

Металографічні дослідження високовуглецевих нікелевих сталей під час старіння підтвердили, що в області нестабільності аустеніту має місце перерозподіл вуглецю: спочатку збіднюються області на межі зерна, а з підвищенням температури - внутрішні області. Цей процес супроводжується виникненням і зростанням кількості та розмірів мартенситних голок, зміною їх морфології від межі зерна в глибину у сталях 150Н10 та 150Н6В2 внаслідок підвищення M_H . Вуглець виділяється в міжзерновий прошарок переважно у вигляді карбідів при наявності карбідоутворюючих елементів або графітних глобул у випадку їх відсутності. В інтервалі максимальної нестабільності спостерігались максимальна твердість сплавів та мікротвердість складових фаз. Це пов'язано із впливом мартенситу, наявність якого спричиняє зростання внутрішніх напруг за рахунок фазового наклепу.

4. Структурні і фазові зміни в сплавах після лазерної обробки

У четвертому розділі розглянуто експериментальні результати щодо впливу лазерної обробки на процеси формування структури аустеніту та його насичення вуглецем.

Після імпульсного лазерного нагріву (ЛН) спостерігався зсув дифракційних аустенітних рефлексів у напрямку більших або менших кутів для різних сталей. Розрахунки концентрації вуглецю в γ -твердому розчині показали, що в сталях із кількістю вуглецю вищою, ніж рівноважна концентрація (за шихтою), спостерігається переважне його зростання після застосування ЛН (на 0.1 ваг%). Виключення

складали сталі з високотемпературними карбідами.

У сталях, в яких кількість вуглецю була нижче рівноважної концентрації, після ЛН спостерігалось зниження кількості вуглецю в твердому розчині поверхневого шару за рахунок його вигорання.

Пошаровий аналіз із застосуванням рентгенівських методів виявив немонотонну зміну параметру a_γ по глибині зони лазерної дії (ЗЛД) практично для всіх сталей. Максимальна величина параметру мала місце в шарах на глибині 40–65 мкм. Наприклад, для сталі 190Н10 вона склала 0.3631 нм, що відповідає розчиненню до 1.68 ваг%. Зміна мікротвердості по глибині ЗЛД на боковому шліфі сталей корелювала зі зміною параметру ґратки твердого розчину.

Дослідження мікроструктури ЗЛД підтвердили наявність області, яка була пересичена вуглецем і містила карбідні утворення, що виникали внаслідок часткового виходу надлишку вуглецю з γ -твердого розчину в процесі гартування.

Застосування енергодисперсного та хвильодисперсного спектральних рентгенівських методів підтвердило існування нерівноважного розподілу елементів по глибині ЗЛД.

Характер зміни параметру a_γ по глибині ЗЛД у середньовуглецевих сталях (наприклад, 50Н21М3) відрізнявся від високовуглецевих сталей. Поверхневий шар був збіднений вуглецем, а підвищення його концентрації мало місце в шарах глибиною 40–65 мкм.

У середньовуглецевій марганцевій сталі 50Г20С вигорання вуглецю з поверхні внаслідок дії ЛН спричиняло також до збільшення кількості ϵ -мартенситу за рахунок зсуву точки мартенситного $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення в область температур вище кімнатної. Ступінь збіднення вуглецю і кількість ϵ -фази збільшувались внаслідок підвищення кількості повторних ЛН.

Виходячи з цих досліджень, запропоновано спосіб підвищення на поверхні високовуглецевих нікелевих сталей кількості складових, які

містять вуглець і які забезпечують надійний тепловий контакт у системі "вуглецева фаза – матриця" під час лазерної обробки. Цей спосіб полягає в попередньому перед ЛН вибіркового травленні, що підвищує розчинність вуглецю в аустеніті. Таке підвищення, наприклад, у сталі 170Н10 складало до 1.83 ваг% ($a_{\gamma}=0.3636$ нм), що на 0.16 ваг% перевищувало максимальну розчинність за умов застосування тільки ЛН ($a_{\gamma}=0.3631$ нм), і на 0.28 ваг% перевищувало рівноважну концентрацію.

У випадку середньовуглецевих сталей застосування цього методу було неефективним внаслідок переважного вигорання вуглецю з поверхні після ЛН.

5. Вплив умов гартування на структурний стан високолегованих сплавів

П'ятий розділ присвячено вивченню впливу умов гартування на структурний стан конструкційної хромистої сталі 60X17M2НДЛ, а також вивченню умов накопичення дефектів будови під час багаторазового термоциклування за участю повторних мартенситних перетворень у високолегованих нікелевих сталях.

Сталь 60X17M2НДЛ була розроблена в Інституті проблем литва НАН України як зносостійка і корозійностійка в агресивному середовищі. Але комплекс потрібних характеристик можна покращувати не лише за рахунок зміни хімічного складу сталі, але й оптимізуючи режими її термічної обробки.

Розпад мартенситу внаслідок відпуску вивчали на монокристалічних зразках, використовуючи дифракційні плями ОЦТ ґратки $(002)_{\alpha}$, $(112)_{\alpha}$ і $(022)_{\alpha}$, розташування яких на рентгенограмах визначалось кількістю вуглецю, розчиненому в γ -твердому розчині. Кількість розчиненого в α -твердому розчині вуглецю, визначена за ступінем тетрагональності ґратки мартенситу, складала 0.56 ваг.%.

Виявлено, що в температурному інтервалі завершення першої стадії

розпаду мартенситу спостерігали мінімальну швидкість корозії. Зазначена кореляція дозволяє зробити висновок про те, що зменшення корозії пов'язано з релаксацією внутрішніх напруг на першому етапі, а також із формуванням більш однорідної структури сталі, тобто існуванням одного α -твердого розчину (200–270°C). Після відпуску при 500°C кути рентгенівських відбивань усіх плям мартенситу були близькими до кутів відповідних відбивань чистого заліза. Таким чином, розпад мартенситу мав місце в широкому температурному інтервалі і реалізувався до 500°C.

Вивчення впливу температури нагріву під гартування на структурний стан хромистої сталі показало наявність 84% феромагнітної фази, кількість якої в температурному інтервалі 740–1040°C зменшувалась (до 76%). Вище 1140°C зразки були парамагнітними, що зумовлено процесами аустенізації.

Максимальна кількість мартенситу утворювалася після гартування від температури 1065°C. Немонотонний характер залежності зберігався як після гартування у воді, так і в рідкому азоті. В останньому випадку кількість мартенситу збільшувалась на 18–27%. Вище температури нагріву 1140°C лінії мартенситу не спостерігались. Напівширина дифракційних відбивань складових фаз, що якісно характеризує напружений стан мартенситу і залишкового аустеніту, мала мінімум у точці 990°C. Якщо припустити зв'язок корозійної стійкості сталі зі зміцненням за рахунок мартенситного перетворення, а також дефектів, пов'язаних із додатковим утворенням мартенситу і додатковою різницею об'ємів γ - і α -фаз, то можна вибрати оптимальну температуру нагріву для отримання максимальної кількості мартенситу (1020–1070°C). Підвищена корозійна стійкість готових виробів із сталі 60X17M2НДЛ досягалася при температурі гартування 980°C за рахунок забезпечення мінімуму внутрішніх напруг фазових складових.

Нестабільність твердого розчину метастабільних сплавів використана в цій роботі для розробки способу подрібнення залізнікелевих сплавів.

Спосіб подрібнення полягає в багаторазовому послідовному охолодженні метастабільних сплавів на залізнікелевій основі нижче точки кінця прямого $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення із швидкостями вище критичних, нагріву вище точки кінця зворотнього $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення із швидкостями вище критичних; подрібненні методом ударної дії (наприклад, у кульових млинах) у двофазовому $\gamma + \alpha$ -стані. Охолодження від температури кінця $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення послідовно проводили шляхом занурення у воду з розчиненими поверхнево-активними речовинами, а потім охолодженням у рідкому азоті.

Проміжне охолодження у воді підсилювало розкрихчування сплаву і дозволяло суттєво знизити витрати енергії за рахунок більш інтенсивного накопичення дефектів будови сплаву та розвитку тріщин.

У процесі термоцикування за вказаними режимами виникали дефекти кристалічної будови і внутрішні напруги як результат прямого $\gamma \rightarrow \alpha$ - і зворотнього $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення. Це спричиняло за умов їх накопичення до виникнення та масового розвитку тріщин руйнування. Мікроструктурні дослідження показали, що тріщини виникають переважно по межах зерен, а потім у всьому об'ємі зерен. Для забезпечення накопичення дефектів та тріщин потрібна була достатня повнота прямого $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення – нагрівання із швидкостями вищими за критичні з подальшим охолодженням не спричинювало до помітної стабілізації аустеніту. Після першого охолодження в рідкому азоті утворювалось 76% мартенситу, а після 15–20 циклів нагріву-охолодження його кількість зменшилась на 7%. Стабілізація аустеніту по відношенню до $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення була викликана в основному структурними факторами.

Нагрівання із швидкістю менше ніж 10 град/с призводило до стабілізації аустеніту і після декількох таких нагрівань $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення згасало. У цьому випадку не накопичувались дефекти будови і внутрішні напруги, достатні для утворення тріщин руйнування.

Термоциклування за участю проміжного охолодження у воді зменшувало кількість термоциклів до появи перших мікротріщин в 1.25 рази і до можливості розкрихчування в ступці - в 1.31 рази. Охолодження у воді з поверхнево-активними домішками додатково зменшувало кількість зазначених циклів - сумарне зменшення складало відповідно 1.5 і 1.44 рази.

Підвищення крихкості сплаву пов'язане з об'ємним ефектом, що має місце при замерзанні води під час охолодження в рідкому азоті. Збільшення її об'єму складає 8 - 10%. Значний тиск, який виникає при замерзанні води, що попадає у мікротріщини, підвищувався за рахунок ефекту клина. Цей тиск приводить до формування внутрішніх напруг, які викликають руйнування сплаву. Застосування поверхнево-активних речовин приводить до підвищення змочуючої здатності водяного розчину, за рахунок чого вода проникає в більш дрібні тріщини та пори, спричиняючи інтенсивніше руйнування сплаву.

ВИСНОВКИ

1. На стабільність структури аустеніту нікелевих сталей, яка визначається в основному поведінкою вуглецю, суттєво впливає термоциклування за участю $\gamma \rightarrow \alpha$ - та $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходів. Нестабільність термоциклованого аустеніту, яка викликана виходом вуглецю з γ -твердого розчину в певному інтервалі температур, необхідно пов'язувати не тільки з фазовим наклепом аустеніту, але й з процесами старіння аустеніту в інтервалі зворотнього мартенситного $\alpha \rightarrow \gamma$ -

переходу.

2. Фазовий наклеп приводив до зсуву початку розпаду γ -твердого розчину нікелевих сталей у напрямку більш низьких температур на 180–200°C за рахунок підвищення рухливості атомів вуглецю в ґратці термоциклованого аустеніту.

3. Підвищення ступеню фазового наклепу шляхом збільшення кількості $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -переходів приводило до додаткового збіднення γ -твердого розчину вуглецем в інтервалі нестабільності та усувало немонотонний хід зміни параметру ґратки фазонаклепаного аустеніту під час його старіння.

4. Пластична деформація вуглецевого залізонікелевого аустеніту підсилювала термічну нестабільність γ -твердого розчину - у сталях з 0.5–0.6 %C вона проявлялася при більш низьких температурах, а в сталях з 1.4–1.5 %C мало місце більш глибоке збіднення твердого розчину вуглецем в інтервалі нестабільності.

5. Внаслідок лазерного нагріву нікелевих сталей у γ -область підвищення кількості вуглецю в поверхневому шарі досягалося в сталях з 1.4–1.55 %C; в сталях із 0.4–0.6 %C внаслідок вигорання вуглецю підвищений його вміст спостерігався на глибині 40–65 мкм.

6. Запропоновано спосіб поверхневого твердорозчинного зміцнення нікелевих сталей шляхом лазерного нагріву після попереднього травлення, яке забезпечує підвищену об'ємну долю карбідних часток у поверхневому шарі.

7. Встановлена кореляція між структурно-фазовим станом конструкційної хромистої сталі, умовами її ґартування та корозійною стійкістю у кислотному середовищі.

8. Зміцнення метастабільних нікелевих сталей, що досягалося фазовим наклепом, переходить у знеміцнення внаслідок розкрихчування за умов подальшого підвищення кількості термоциклів при участі $\gamma \rightarrow \alpha$ - і $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходів, які здійснюються з критичними швидко-

стями охолодження та нагріву. Ця закономірність зміни структурного стану використана під час розробки способу механічного подрібнення метастабільних сплавів, що включає багаторазове термоцикування.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ ДИСЕРТАЦІЇ ОПУБЛІКОВАНО У РОБОТАХ

1. V.I.Bondar, V.E.Danilchenko and A.V.Nedolya. The change of the parameter a_7 by influence of the several factors in austenite thermal instability range. - Materials Science Forum.- Vol.133-136, 1993, Part.2, p. 449-454.
2. В.И. Бондарь, В.Е. Данильченко, А.В. Недоля. Старение аустенита никелевых сталей.- Физика металлов и металловедение.-том 76, вып.3, 1993,- с. 145-151.
3. V.I.Bondar, V.E.Danilchenko, V.V.Girzhon and A.V.Nedolya. Effect of austenite thermal instability on characteristics of martensitic transformation in Fe-Ni alloys.- Proceedings of XV Conference on Applied Crystallography World Scientific Publishing Co.Pte.Ltd., Singapore, 1993,- p. 224-227.
4. V.E.Danilchenko, A.V.Nedolya and V.A.Kornienko. Effect of precipitation hardening on thermal stability of austenite in Fe-Ni alloys. Proceedings of XV Conference on Applied Crystallography, Singapore 1993,- p. 238-240.
5. В.Е.Данильченко, А.В.Недоля. Термическая стабильность термоциклированного аустенита никелевой стали.-Физика металлов и металловедение, том 78, вып.1, 1994,- с. 105-107.
6. V.E.Danilchenko and A.V.Nedolya. Austenite stabilization of Fe-Ni alloy. Acta Physica Polonica A, 84, 1994, №4, p. 617-620.
7. V.E.Danilchenko and A.V.Nedolya. Carbon solubility in laser treated zone of Fe-based alloys. Materials Science Forum Vol.166-169, 1994, Part 2, p. 427-432.

8. В.И. Бондарь, В.Е. Давильченко, А.В. Недоля. Способ изготовления порошка из сплавов на железоникелевой основе. Патент Российской Федерации №2033313, Бюллетень №11, 1995 г.

АННОТАЦИЯ

Недоля А.В. Влияние термических воздействий на формирование и старение углеродистого γ -твердого раствора в сплавах на основе железа.

Диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук по специальности 01.04.13 - физика металлов, Запорожский госуниверситет, Запорожье, 1996.

Защищается диссертация на правах рукописи, которая содержит исследования закономерностей изменения кристаллической структуры аустенита и структурного состояния высоконикелевых сталей в области термической нестабильности углеродистого γ -твердого раствора. Установлено, что термоциклирование с участием многократных прямых и обратных мартенситных превращений, а также пластическая деформация существенно ускоряют распад углеродистого γ -твердого раствора в области термической нестабильности аустенита. Предложен способ поверхностного твердорастворного упрочнения никелевых карбидобразующих сталей путем лазерного нагрева после предварительного травления, обеспечивающего повышенную объемную долю карбидных частиц в поверхностном слое, а также способ механического измельчения метастабильных сплавов, включающий многократное термоциклирование.

SUMMARY

Nedolya A.V. The influence of thermal effects to formation and ageing of carbon γ -solid solution in the Fe-based alloys.

The thesis on the competition of a degree of the candidate of physical-

mathematical sciences on a speciality 01.04.13 - physics of metals, Zaporizhya State University, Zaporizhya, 1996.

The manuscript of thesis contains researches of processes of a austenite crystal structure change and structural state of high nickel steels in the thermal instability range of carbon γ -solid solution. It is established, that thermalcycling with participation of the multiple direct and return martensitic transformations as well as the plastic deformation essentially accelerates desintegration of carbon γ -solid solution in the austenite thermal instability range. Way of the surface hardening of the nickel carbideforming steels solid solution is offered by laser heating after preliminary etching, providing with increased volumetric share of the carbide particles in a surface layer, as well as way of mechanical growing of the metastable alloys, including multiple thermalcycling.

Ключові слова:

термічна нестабільність твердого розчину, фазовий наклеп, лазерний нагрів, карбід, аустеніт

885.45 2A

445703

AB 34.398

AB 34.398

Faint, illegible text, possibly bleed-through from the reverse side of the page.

Faint, illegible text, possibly bleed-through from the reverse side of the page.