

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ УКРАЇНИ
ДОНЕЦЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ**

На правах рукопису

ГЕЛЛЕР Олександр Львович

**РОЗВИТОК НАУКОВИХ ОСНОВ КЕРУВАННЯ
ФАЗОВО-СТРУКТУРНИМ СТАНОМ ТА ВЛАСИВОСТЯМИ
КОМПЛЕКСНОЛЕГОВАНИХ МАШИНОБУДІВНИХ СТАЛЕЙ З
ВИКОРИСТАННЯМ СТВОРЕНОЇ МЕТАСТАБІЛЬНОСТІ**

Спеціальність 05.16.01 - "Металознавство та термічна обробка металів"

АВТОРЕФЕРАТ
дисертації на здобуття вченого ступеню
доктора технічних наук

ДОНЕЦЬК 1997

669.017

АВ 36.979

Роботу виконано в Донецькій області.

ЛННБ України ім.В.Стефаника



00761076 (R)

Науковий консультант - академік АН УРСР України, доктор технічних наук,

професор О. О. Веранос

Офіційні опоненти:

Доктор технічних наук, професор, лауреат Державної премії України М. Я. Бєлкін

Доктор технічних наук, професор А. С. Опальчук

Доктор технічних наук, професор Ф. К. Ткаченко

Провідна організація - фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України

Захист дисертації відбудеться "20" березня 1997 р. о 12 годині на засіданні спеціалізованої ради Д 06.04.03 при Донецькому державному технічному університеті в аудиторії 353 5-го навчального корпусу.

З дисертацією можна ознайомитися в бібліотеці університету.

Відгуки на автореферат, завірені печаткою, просимо надсилати за адресою: 340000 м. Донецьк, вул. Артема, 58. ДонДТУ. Вченому секретарю.

Автореферат розіслано "20" січня 1997 р.

Вчений секретар
спеціалізованої ради
доктор технічних наук,
професор

С. М. Саф'янц

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність проблеми. Сучасне машинобудування ставить перед металознавством проблему створення сплавів із заданими властивостями. Її вирішення можливе тільки на основі глибокого вивчення фізичних закономірностей формування фазово-структурного стану різних груп матеріалів та широкого використання математико-статистичних методів для створення моделей, що дозволяють кількісно оцінювати внесок різних факторів у формування структури та властивостей сплаву.

Традиційним засобом створення сталей з високим комплексом фізико-механічних властивостей є легування хромом та нікелем. При цьому вміст останнього у конструкційних машинобудівних сталях знаходиться в межах 1...4%. Як легуючий елемент нікель входить майже у половину марок легованих конструкційних сталей. Вартість та дефіцитність цього елемента вже протягом кількох десятиріч змушують дослідників до активного пошуку безнікелевих та малонікелевих сталей, особливо у важкому машинобудуванні. Проблема ця є актуальною й зараз, у період переходу до ринкових відносин у економіці.

Значний прогрес у вирішенні цього завдання став можливим завдяки використанню ідеї комплексного легування, що була висунута М. П. Брауном у 50-х роках. Одна з переваг комплексного легування полягає в тому, що виникають додаткові можливості керування структуроутворенням за рахунок використання метастабільності, що виникає при температурному або деформаційному впливі. У роботах ряду дослідників, у т.ч. автора цієї дисертації, накопичено чималий експериментальний матеріал щодо структуроутворення та властивостей окремих комплекснолегованих сталей або груп сталей. Виникла необхідність зробити узагальнюючі висновки про основні структурні фактори, що ведуть до формування сприятливого комплексу властивостей у сталях різних груп, та умови одержання оптимальних структур, кількісно оцінити внесок окремих елементів, а, отже, визначити конкретні шляхи створення комплекснолегованих сталей з заздалегідь заданими властивостями.

Зв'язок теми дисертації з планом основних робіт інституту. Дисертаційна робота є узагальненням багаторічних досліджень автора з проблеми структуроутворення в комплекснолегованих сталях, що виконувалися за програмами Міністерства України, Міннавіпрому України, Мінчормету України та планами Донецького політехнічного інституту-ДонДТУ (NN держреєстрації тем: 14047307, 14047336, 76038040,

ДНБ ім. В. Стефаника
АН України

76038226, 78018832, 79050207, 80064878, 01920013884, 0193U034150, 0195U009198). Автор був керівником більшості робіт, в окремих випадках - керівником розділу роботи. Автором використані також експериментальні матеріали, що були одержані ним у 60-і роки під час роботи на Новокраматорському машинобудівному заводі та у Донецькому проектно-конструкторському та експериментальному інституті комплексної механізації шахт.

Мета роботи - встановлення закономірностей формування фазово-структурного стану при комплексному легуванні сталей різних груп та розробка на цій основі шляхів створення нових економічних сталей та технологічних процесів термічної обробки, що забезпечують потрібний комплекс властивостей у виробках, переважно великого розміру.

Ідея роботи - використання особливостей структуроутворення, що пов'язані із зміною стабільності стану під впливом температурних або деформаційних факторів для розробки засобів керування фізико-механічними властивостями комплекснолегованих сталей.

Методи дослідження. Для вивчення структуроутворення в комплекснолегованих сталях використано методи світлової та електронної мікроскопії з мікродифракцією, хімічний та рентгеноструктурний аналіз карбідних осадів, рентгеноструктурний аналіз тонкої кристалічної структури, статичних та динамічних викривлень кристалічної ґратки, визначення структурно чутливих властивостей (твердість, електроопір, коерцитивна сила). Для побудови термокінетичних діаграм розпаду аустеніту використовували дилатометричний метод.

Оцінку механічних властивостей зроблено за результатами стандартних випробувань на розтягування та ударну в'язкість, випробування надрізаних зразків на розтягування, визначення роботи зародження та розвитку тріщини, випробувань цементованих зразків на статичний вигин, втомну міцність, випробувань на контактну витривалість та зносостійкість. Оцінку зміцнення аустеніту здійснювали за зміною мікротвердості або ширини рентгенівських інтерференцій. Для визначення властивостей сталей у виробках великого перетину проводили виготовлення та дослідження великогабаритних проб безпосередньо у виробничих умовах.

Для оцінки впливу елементів на параметри фазово-структурного стану та властивості сталі, а також створення моделей, що дозволяють керувати цими параметрами, використовували регресійний аналіз. Оптимізацію складу сталі проводили методом крутого сходження.

Основні наукові положення, що виносяться на захист, та їх новизна.

1. Встановлено, що при комплексному легуванні формування структури за умовами попередньо створеної метастабільності приводить до зміни не тільки ступеню, але й характеру впливу легуючих елементів на властивості сталі. Всупереч існуючому погляду доведено, що нікель у комплекснолегованій термічно поліпшеній сталі може сприяти її зменшенню, не впливаючи на холодоломкість, а в аустенітній високомарганцевій сталі - підвищувати змищення та ударну в'язкість.

2. Оптимальне поєднання механічних характеристик хромистої комплекснолегованої сталі, що була термічно поліпшена, має місце у випадку утворення під час відпуску невеликої кількості стабільних часток тригонального карбиду хрому. Такому комплексу властивостей відповідає структура, що складається з частково полігонізованої феритної матриці та рівномірно розподілених дисперсних карбідних часток, переважно цементитного типу. Встановлено, що однією з причин збереження дисперсності карбідної фази є виникнення під час карбідного перетворення нових часток нелегованого цементиту. Запропоновано гіпотетичне пояснення цього явища на основі припущення про існування двох відносно стабільних видів цементиту: нелегованого та максимально насиченого легуючими елементами.

3. Встановлено, що найбільш суттєвий позитивний вплив на міцність цементованої сталі при вигині забезпечує легування нікелем. Контактна міцність визначається переважно структурою цементованого шару, а не характером легування. Уперше встановлено залежність впливу залишкового аустеніту на контактну витривалість цементованої сталі від рівня діючих напруг. У зв'язку з цим обґрунтовані умови використання мартенситного перетворення при навантаженні для підвищення її контактної витривалості.

4. Виявлено аномалії профілю рентгенівських інтерференцій залишкового аустеніту цементованої сталі та твердого розчину деформованої аустенітної сталі, зумовлені концентраційною неоднорідністю. Встановлено, що відмінність у концентраційній неоднорідності та змищенні марганцевого та нікелевого аустеніту має місце не тільки у високолегованих аустенітних сталях, але й у цементованому шарі низьколегованих сталей.

5. Встановлено та науково обґрунтовано вплив параметрів гарячої деформації на процеси формозміни карбідної фази при наступному відпалі. Експериментально доведено, що одержання зернистого перлі-

ту при відпалі з фазовою перекристалізацією може проходити шляхом сфероїдизації стрижневидного цементиту перлітних колоній, що утворилися під час розпаду аустеніту.

Обґрунтованість та достовірність наукових положень, висновків та рекомендацій роботи підтверджується широким колом досліджених матеріалів (близько 70 складів сталі), хорошим відтворенням результатів при дослідженнях різних марок сталей, що проводилися у різний час, одержанням однотипних результатів при використанні різних методів дослідження, широким застосуванням математико-статистичних методів, успішною реалізацією результатів дослідження у промисловості.

Наукове значення роботи. В роботі встановлено нові закономірності структуроутворення у процесі термічної обробки комплекснолегованих сталей та розвинуто наукові уявлення, що допомагають створювати економічні сталі та технологічні режими термічної обробки для одержання завданого рівня властивостей, переважно у виробках великого розміру.

Практичне значення роботи:

1. Розроблено нові економнолеговані машинобудівні сталі (АС СРСР 127280, 144513, 839181, 853903, патент України 10129), а також технологічні процеси їх термічної обробки.

2. Створено регресійні моделі, що дозволяють прогнозувати фазово-структурний стан та властивості комплекснолегованих сталей різних груп в залежності від їх складу, головним чином стосовно до умов виробництва великогабаритних виробів.

3. Одержано широку інформацію про властивості конструкційних сталей у виробках великого перетину, що частково була включена у довідкові видання та дозволяє конструктору більш ґрунтовно вибирати матеріал для великогабаритних виробів.

4. Подано рекомендації з питань раціонального легування сталей, що підлягають цементації, залежно від умов роботи виробів.

5. Запропоновано нетрадиційні засоби регулювання змісту залишкового аустеніту в цементованому шарі та можливості використання метастабільного залишкового аустеніту для підвищення експлуатаційної стійкості виробів машинобудування.

6. Запропоновано новий вид термомеханічної обробки - попередня знеміцнююча ТМО - та конкретні технологічні процеси такої обробки.

Реалізація висновків та рекомендацій роботи.

Сталі 30ХГБТ та 30Х2ГМТ впроваджено на Новокраматорському машинобудівному заводі. Вони були включені в довідкові видання та використовувалися на різних підприємствах країни. Було також впроваджено при виробництві важких пресів зварювану сталь 25Х2ГМТ. Зараз сталь 30Х2ГМТ широко використовується на АО НКМЗ замість сталей 35Х2Н2М та 38ХН3МА для виробів розміром до 700 мм. На цьому ж підприємстві у 1994 р. успішно випробувано сталь 35Х2ГНМФ.

На Горлівському машинобудівному заводі впроваджено при виробництві цементованих деталей зубчастих передач вугільних комбайнів сталь 25Х2ГНТА (замість сталей 20ХН3А, 20Х2Н4А, 18Х2Н4ВА) та технологічний процес її хіміко-термічної обробки. Зараз цим заводом прийнято пропозицію щодо використання сталі 20Х2ГСНТ.

Сталь 70Г7Х4Н2М у 1982 р. впроваджено для відновлення ріжучої кромки черпаків драг засобом електрошлакової наплавки на копальні "Дражний" ВО "Лензолото".

На Донецькому металургійному заводі в 1984 р. впроваджено технологію попередньої знеміцнюючої ТМО полосової сталі 18ХГТ, що дозволило скоротити тривалість сфероїдизуючого відпалу. Аналогічну технологію впроваджено при виробництві штамповок з сталі 25ХГТ на Таганрозькому комбайновому заводі в 1990 р.

Сумарний річний економічний ефект від впровадження вказаних розробок складає близько 900 тис. крб. у цінах до 1991 р.

Апробація роботи. Матеріали роботи докладалися та обговорювалися на всесоюзних науково-технічних конференціях та семінарах в Одесі у 1960 р., в Тбілісі в 1961 р., в Москві в 1977 та 1989 р., в Мінську в 1981 р., в Донецьку в 1978 та 1982 р., в Дніпропетровську в 1981 та 1985 р., в Череповці в 1986 р., на республіканських науково-технічних конференціях та семінарах в Києві в 1964, 1970, 1991, 1992 та 1994 р.р., в Донецьку в 1995 та 1996 р., на міжнародних конференціях в Запоріжжі в 1995 р., в Дніпропетровську в 1996 р. та в Цинциннаті (США) в 1996 р.

За окремі етапи роботи автору цієї дисертації у складі науково-технічних колективів присуджувалися премії та почесні грамоти на конкурсах ім. Д. К. Чернова, М. А. Мінкевича та ДНТК Ради Міністрів УРСР.

Публікації. За матеріалами дисертаційної роботи опубліковано близько 100 наукових робіт. Основний зміст дисертації викладено у 4 монографіях та 35 наукових статтях, одержано 6 авторських свідоцтв та патент України.

Список основних публікацій наведено у кінці реферату.

Структура та обсяг дисертації. Дисертація складається з вступу, 5 розділів та заключення, містить в цілому 423 стор., в т.ч. 260 стор. друкованого тексту, 41 таблицю, 64 рисунки, перелік посилань з 407 назв, 1 додаток.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

1 Основні показники якості машинобудівних сталей та методи керування ними

У цьому розділі показано, що керування фазово-структурним станом та властивостями машинобудівних сталей є важливим елементом системи керування якістю в машинобудуванні.

Наведено схему керування фазово-структурним станом та властивостями сталі, в якій згідно з загальними принципами виділено два етапи: дослідження та саме керування, що знаходяться у взаємозв'язку. Відмічається, що сучасний стан фізики твердого тіла та металознавства не дозволяє створити універсальні математичні моделі, які б відображали процеси структуроутворення та формування властивостей широкого кола машинобудівних сталей. У зв'язку з цим визнано доцільним вести пошук регресійних моделей та розробку фізичних уявлень про структуроутворення стосовно відносно вузьких груп матеріалів. Запропонований підхід було реалізовано при розробці нової глибокопрогартовуваної сталі 35Х2ГНМФ.

Виходячи з необхідності вивчення впливу характеру легування на властивості сталей з різним фазово-структурним станом, як об'єкти дослідження були вибрані три групи машинобудівних сталей: поліпшувані, цементовані та аустенітні зносостійкі. У цих випадках є можливість використання впливу зміни стабільності стану при обробці на структуроутворення. При термічному поліпшенні сталей, легованих комплексом карбідоутворюючих елементів, суттєвий вплив на формування структури та властивостей мають процеси карбідоутворення при відпуску, що обумовлені зміною стабільності системи внаслідок температурно-часового впливу. На властивості цементованих та аустенітних сталей може впливати зміна стабільності структури при деформації. Крім того, основні структурні елементи цих сталей являють собою різні тверді розчини, вплив характеру легування на властивості яких має самостійний інтерес.

На основі аналізу літературних матеріалів для кожної групи

сталей виявлено основні параметри фазово-структурного стану та показники властивостей, що підлягають керуванню. Для термічно поліпшених сталей головну увагу приділяли прогартовуваності, механічним характеристикам, що визначаються при розтягуванні та ударних випробуваннях, їх розподілу по перетину великогабаритних виробів, втомній міцності, чутливості до концентраторів напружень тощо. Для цементованих сталей велику увагу приділено також контактній міцності та зносостійкості. При розробці аустенітних зносостійких сталей керуванню підлягали зміцнення та ударна в'язкість.

Незважаючи на велику кількість матеріалів про загальні закономірності структуроутворення та механізми зміцнення, відсутні чіткі уявлення про особливості впливу легування на властивості комплекснолегованих сталей у зв'язку з їх фазово-структурним станом, зокрема при його формуванні в умовах попередньо створеної метастабільності. Недостатньо з'ясовані питання про характер структур, що забезпечують найбільш сприятливий комплекс властивостей при комплексному легуванні, та умови їх одержання. При аналізі впливу легуючих елементів практично не використовувався метод моделювання термічної обробки великогабаритних виробів.

Виходячи з викладеного, у відповідності до основної мети у роботі вирішувалися такі задачі:

- вивчення особливостей структуроутворення при термічній та хіміко-термічній обробці комплекснолегованих сталей, а також з'ясування впливу окремих елементів на процеси структуроутворення;
- вивчення зв'язку властивостей комплекснолегованих сталей з їх складом та структурою при різному фазово-структурному стані;
- побудова регресійних моделей з метою визначення умов для керування структуроутворенням та властивостями стосовно до виробництва великогабаритних виробів;
- аналіз можливостей використання метастабільного залишкового аустеніту для підвищення експлуатаційної стійкості цементованих деталей, шляхів регулювання його кількості та структурних особливостей у зв'язку з характером легування та умовами термічної обробки;
- пошук засобів керування процесами сфероїдизації карбідної фази при відпалі;
- визначення основних напрямів розробки економних комплекснолегованих сталей на основі керування фазово-структурним станом;
- промислове випробування розроблених сталей та технологічних процесів.

2 Керування структуроутворенням поліпшених сталей

На основі проведених досліджень встановлено, що найбільш вдалим методом оцінки прогартуваності глибокопрогартуваних складнолегованих сталей є побудова та аналіз термокінетичних діаграм розпаду аустеніту. Для оцінки характеру та ступеню впливу легуючих елементів на параметри термокінетичних діаграм побудовано такі діаграми для ряду сталей і проведено регресійний аналіз зв'язку параметрів термокінетичних діаграм з хімічним складом сталей.

Для сталей, що містили 0,15 - 0,65% вуглецю, 0,30 - 2,00% марганцю, 0 - 3,0% хрому, 0 - 3,8% нікелю, 0 - 1,15% молібдену, 0 - 0,40% ванадію, найбільш тісний зв'язок спостерігається між хімічним складом та характеристикою бейнітної прогартуваності - логарифмом часу мінімальної стійкості аустеніту в перлітній області. Аналіз моделі показав, що залежність бейнітної прогартуваності від вмісту легуючих елементів, крім марганцю, близька до лінійної. Залежність від вмісту марганцю задовільно описується параболою. Вплив марганцю практично відсутній при його вмісті 0,30 - 0,50%, слабкий до 1,1%, а далі різко посилюється. Одержані кількісні оцінки дозволяють на практиці реалізувати запропонований О. П. Гуляєвим принцип взаємозаміни елементів щодо умов одержання заданого рівня бейнітної прогартуваності. Практично одержані моделі було використано нами при розробці сталі 35Х2ГНМФ (патент України 10129).

Зв'язок характеристик мартенситної прогартуваності з хімічним складом менш тісний. Встановлено, що при комплексному легуванні на мартенситну прогартуваність найбільш активно впливають нікель та молібден. Вплив хрому проявляється в меншій мірі порівняно з його дією у більш простих системах. Встановлено, що температурний інтервал бейнітного перетворення визначається переважно ступенем легування. Електронномікроскопічним дослідженням підтверджено наявність в структурі малонікелевої комплекснолегованої сталі нижнього бейніту після термічної обробки, що моделювала гартування великогабаритного виробу.

В структурі загартуваних комплекснолегованих сталей виявлено наявність декількох морфологічних типів мартенситу. Переважарчим є пакетний (рейковий) мартенсит. Зрідка спостерігаються пакети з двійниково пов'язаними рейками. Спостерігаються також великі кристали (пластини) мартенситу, які містять переважно дислокації. Лише окремі мартенситні пластини мають двійники. Взаємне орієнтування

матриці та двійника задовольняє відомим кристалографічним співвідношенням.

Белику увагу в роботі приділено карбідним перетворенням під час відпуску, оскільки передбачалося, що зміни стабільності системи в залежності від температурно-часових параметрів можуть значно впливати на структуроутворення та властивості.

У комплекснолегованій хромомарганцевовольфрамовій сталі, що містить близько 1% хрому та 0,30% вуглецю, після термічного поліпшення карбідне перетворення ледве виявляється, головним чином, за допомогою мікродифракції карбідних часток, що були екстраговані в репліку. Про можливість карбідного перетворення у такій сталі свідчить також немонотонний характер зміни мікрореформацій кристалічної ґратки залежно від температури відпуску. Аналіз одержаних характеристик та мікродифракційних картин дозволяє припустити можливість карбідного перетворення за механізмом "на місці".

В сталях з 2% хрому та 0,30% вуглецю карбідне перетворення виявляється легше. У більшості випадків карбідну фазу вдається розділити хімічно. Характер зміни параметрів тонкої структури та властивостей в залежності від температури відпуску дозволяє вважати, що карбідне перетворення відбувається за механізмом розчинення-виділення (старіння). Цьому відповідають також результати безпосереднього визначення кількості карбідної фази.

Методом регресійного аналізу для сталей, що містять 1-3% хрому, 0,5-2,0% марганцю та до 1,0% молібдену, одержано рівняння для вмісту хрому в твердому розчині залежно від хімічного складу сталі та температури відпуску. Модель дозволяє оцінювати умови карбідоутворення при відпуску складнолегованої сталі та може бути використана для керування цими процесами. Комплексне легування сприяє утворенню спеціального карбіду при меншій концентрації основного елемента, але переміщує його в область більш високих температур.

Встановлено, що при утворенні тригонального карбіду підвищення температури відпуску в інтервалі 600-650°C супроводжується також збільшенням кількості цементиту (рис. 1). При цьому вміст легуючих елементів у цементиті помітно зменшується. Цей факт, а також виявлений в ряді випадків характер розташування суміші дисперсних часток цементиту та карбіду хрому навкруги більш великих цементитних часток (рис. 2) дозволяє припустити, що розчинення легуваного цементиту в процесі карбідного перетворення веде не тільки до зростання часток спеціального карбіду, але й до появи нових дисперсних часток цементиту. Цьому може сприяти підвищена щільність

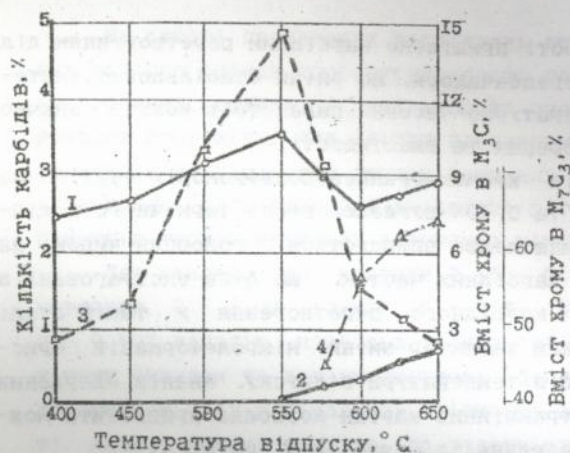


Рисунок 1 - Кількість цементиту (1) та тригонального карбіду (2), а також вміст хрому в них (відповідно 3 та 4) у сталі 30Х2ГМФ



Рисунок 2 - Суміш дисперсних карбідів M_7C_3 та M_3C біля великої частки цементиту в структурі сталі 30Х2ГМТ
а - х 24000, б - електронограма

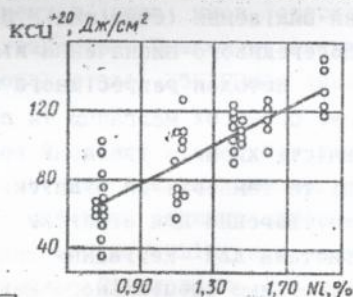
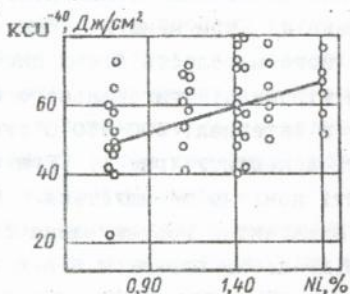
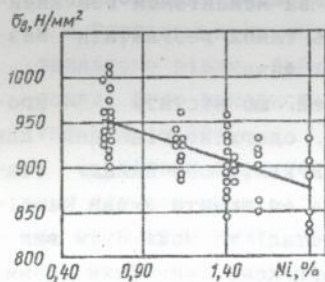


Рисунок 3 - Механічні властивості комплекснолегованих сталей залежно від вмісту нікелю

недосконалостей кристалічної будови у комплекснолегованих сталях (щільність дислокацій після відпуску при 600°C складає $10^9 - 10^{10} \text{ см}^{-2}$) та концентрацією на них атомів вуглецю.

Для термодинамічного пояснення цього явища нами по аналогії з даними А. О. Жукова про спінодальний розпад цементиту за вуглецем було висунуто припущення про його розшарування за хромом та існування двох видів відносно стабільного цементиту - нелегованого та найбільш насиченого легуючими елементами. Запропоновано гіпотетичну схему перерізу поверхонь енергій Гіббса цементиту (складна поверхня типу "мінімакс"), тригонального карбіду та твердого розчину, з якої витікає переважне існування при певних температурах суміші твердого розчину, нелегованого цементиту та тригонального карбіду порівняно з сумішшю легovanого цементиту та твердого розчину. Таким чином, карбідне перетворення під час відпуску та пов'язані з ним особливості структуроутворення можна розглядати як результат метастабільності, що виникла при обробці.

Встановлений факт утворення поряд з тригональним карбідом нових часток нелегованого цементиту дозволяє пояснити збереження високої дисперсності карбідної фази в комплекснолегованих сталях аж до практично використовуваних температур відпуску навіть у тих випадках, коли домінуючою карбідною фазою залишається цементит. Так, в сталі 30ХГВТ підвищення температури відпуску від 550 до 625°C супроводжується збільшенням середнього розміру карбідних часток усього на 20%, а в сталі 35Х2ГНМФ у цьому температурному інтервалі зміна середніх розмірів часток карбідів майже не спостерігається. Характерним для структури комплекснолегованих сталей після гартування та відпуску при $600-620^{\circ}\text{C}$ є відносно рівномірний розподіл карбідних часток. Як показує статистичний аналіз, при однаковій міцності розміри карбідних часток та відстань між ними у хромомарганцевій комплекснолегованій сталі значно менші, ніж у традиційних хромонікелевих сталях типу 35ХНМ.

Встановлено, що на кривих залежності величин мікрореформації кристалічної ґратки α -фази від температури відпуску комплекснолегованих хромомарганцевих сталей спостерігаються два або три інтервали зростання чи стабілізації цієї величини при підвищенні температури відпуску. Ми пов'язуємо це явище з різними стадіями карбідоутворення: утворення сегрегацій атомів хрому типу зон Гіньє-Престона, когерентних та стабільних часток тригонального карбіду. У відповідних температурних інтервалах спостерігається також зростання або стабілізація значень твердості та інших структурно чут-

ливих властивостей. Після відпуску при температурі вище 600°C має місце різке зниження мікродеформацій ґратки. Результати рентгенографічних та електронномікроскопічних досліджень свідчать про істотні зміни у характері структури: зменшується щільність дислокацій, проходить їх перерозподіл, формування субзеренної, а місцями навіть зеренної структури фериту. Процеси ці протікають нерівномірно і більш помітні у великих мартенситних кристалах, ніж у рейках. Спостерігається також інтенсифікація утворення субзерен в місцях карбідних часток.

Підвищення температури відпуску до $640-650^{\circ}\text{C}$ веде до істотного збільшення доли тригонального карбіду в структурі та помітної коалесценції часток карбідної фази. Так, після відпуску при 650°C сталі 30ХГВТ середній розмір карбідних часток збільшився на 60% порівняно з відпуском при 625°C . У той же час відбувається зростання субструктурних елементів та утворення рекристалізованої структури в фериті.

Показано, що в комплекснолегованій хромомарганцевій сталі стабільність переохолодженого аустеніту, твердість після гартування та ступінь виявлення карбідних перетворень при відпуску істотно залежить від температури нагріву під гартування. Це пов'язано з ускладненням розчинення карбідної фази. Розчинність її помітно збільшується при підвищенні температури нагріву до $900-920^{\circ}\text{C}$, що веде до необхідності істотного (на $80-100^{\circ}\text{C}$) перегріву таких сталей відносно критичної точки A_{c3} . Встановлено, що при такому нагріві має місце й деяке розчинення хімічно більш стійкої частини карбідного осаду (карбіди або карбонітриди титану чи ванадію). Полегшення розчинення тугоплавких карбідів може бути зумовлене наявністю в них атомів менш сильних карбідоутворюючих елементів внаслідок комплексного легування. Це підтверджується також різною кінетикою зросту зерна аустеніту у хромованадієвій та хромомолібденованадієвій сталях.

3 Властивості термічно поліпшених сталей

Вивчення механічних властивостей комплекснолегованих хромомарганцевих сталей після гартування та відпуску при різних температурах свідчить про те, що їх рівень може відповідати властивостям хромонікельмолібденових сталей, якщо в практично використовуваному інтервалі температур відпуску проходить у невеликому обсязі (до 10% від усієї карбідної фази) утворення тригонального карбіду

хрому. У таких випадках формується сприятлива структура, що складається з частково полігонізованої феритної матриці та рівномірно розподілених дисперсних (з середнім розміром близько 0,10 мкм) карбідних часток. На графіках залежності характеристик міцності від температури відпуску фіксується слабо виражена вторинна твердість, яка звичайно не супроводжується зниженням в'язкості.

Проведений аналіз механізмів зміцнення показав, що за рахунок збереження дисперсності карбідної фази в комплекснолегованій хромомарганцевій сталі порівняно з хромонікельмолібденовою компенсується вплив твердорозчинного зміцнення нікелем. Встановлено також, що в області температур відпуску 450-500°C реалізується додатковий механізм зміцнення, напевне, обумовлений утворенням сегрегацій розчинених атомів типу зон Гінс-Престона. Для з'ясування феномену збереження пластичності та в'язкості висунуто припущення, що при дисперсійному зміцненні довжина вільного пробігу дислокацій може визначатися відстанню між частками.

За результатами активного експерименту одержано регресійні моделі, що описують вплив хімічного складу на властивості комплекснолегованих сталей при моделюванні умов термічної обробки великогабаритного (діаметром 1000 мм) виробу. Досліджені сталі містили (% мас.): вуглецю - 0,32-0,43; марганцю - 0,70-1,45; кремнію - 0,17-0,50; хрому - 1,60-3,20; нікелю - 0,70-1,90; молібдену - 0,26-0,52; ванадію - 0,05-0,18. Аналіз моделей дозволив виявити деякі особливості впливу елементів, коли структуроутворення в комплекснолегованих сталях пов'язане з попередньо створеною метастабільністю (рис. 3). Встановлено, що в таких умовах нікель негативно впливає на межу міцності. Ступінь впливу нікелю на ударну в'язкість слабшає при зниженні температури випробування. В разі випробування при -60°C його вплив стає статистично незначимим. У той же час виявляється позитивний, хоч і слабкий, вплив хрому на цю величину. Одержані результати свідчать про те, що при комплексному легуванні вплив елементів не тільки не є адитивним (що відомо), але може змінюватися навіть характер цього впливу, якщо структуроутворення супроводжується зміною стабільності стану системи під дією температури. Особливості впливу нікелю на властивості комплекснолегованих хромомарганцевих сталей зумовлені процесом коалесценції карбідної фази під час відпуску.

Після моделювання гартування великогабаритного виробу з одержанням змішаної структури мартенситу та нижнього бейніту рівень механічних властивостей, особливо ударної в'язкості, комплексноле-

гованих сталей виявляється дещо нижчим, ніж у випадку гартування на мартенсит. Це зумовлено менш рівномірним розподілом карбідних часток в структурі. Однак одержані величини властивостей для ряду досліджених складів, зокрема для сталі 35Х2ГНМФ, задовольняють вимогам категорії міцності КП-686 ДЗСТ 8479-70. Вказаний стандарт для таких випадків рекомендує лише сталі, що містять 2-3% нікелю.

У 60 - 70-і роки нами разом з Б.Б.Вінокуром висловлювалася думка про неприпустимість підвищення вмісту вуглецю в комплексно-легованих хромомарганцевих сталях понад 0,30%. Останні дослідження показали можливість одержання сприятливого комплексу властивостей в таких сталях навіть при вмісті вуглецю вище 0,40%, якщо склад сталі забезпечує невелику ступінь реалізації карбідного перетворення з одержанням тригонального карбіду при практично використуваних температурах відпуску. Проблема підвищення вмісту вуглецю в комплекснолегованих сталях важлива з точки зору задоволення вимог сучасного машинобудування до матеріалів підвищеної твердості та зносостійкості.

Всупереч поширеній думці про негативний вплив процесів карбідоутворення при відпуску на проявлення зворотної відпускнуї крихкості встановлено, що в разі створення невеликої кількості спеціального карбіду хрому, коли виникає сприятлива структура, а твердий розчин ще не повністю звільнений від карбідоутворюючих елементів, схильність до відпускнуї крихкості невелика. Після повільного охолодження з температури відпуску ударна в'язкість трохи знижується при збереженні в'язкого "ямкового" вилому. Це можна пояснити сегрегацією домішок на міжфазних поверхнях ферит-карбід.

Легування комплексами W+Ti, Mo+Ti знижує чутливість до окрихчування в більшій мірі, ніж легування тільки вольфрамом або молібденом. Це може бути пов'язане з тим, що комплексне легування створює передумови для переходу деякої частини атомів титану в твердий розчин і таким чином сприяє взаємодії між титаном та фосфором, яка ускладнює міграцію останнього до меж аустенітних зерен (Ю.І.Устиновшиков, О.О.Банних). Можливий також вплив титану через зменшення зерна та зниження за рахунок цього сегрегації фосфору.

Експериментально встановлено, що за втомною міцністю та чутливістю до надрізу (випробування зразків з різною глибиною та формою надрізу) комплекснолеговані безнікелеві сталі не поступаються традиційним хромонікелевим. За допомогою випробувань на маятниковому копрі з п'єзодатчиком та електронно-обчислювальним пристроєм показано, що при комплексному легуванні не виявляється позитивний

вплив нікелю на роботу розвитку тріщини.

Проведено пряме експериментальне вивчення механічних характеристик та їх розподілу по перетину великогабаритних поковок-проб діаметром до 900 мм сталей 40ХН, 35ХНМ, 34ХНЗМ, 30ХГВТ, 40ХГВТ, 30ХГВМ, 30Х2ГМТ, 30Х2Г2МТ та 35Х2ГНМФ. Підтверджено зроблені раніш висновки про можливість одержання у комплекснолегованих хромомарганцевих сталях такого ж рівня властивостей, як у хромонікельмолібденових за умовами забезпечення необхідної прогартуваності та реалізації у процесі відпуску карбідного перетворення з одержанням невеликої кількості тригонального карбіду хрому.

Показано, що характер розподілу властивостей по перетину обумовлюється не тільки прогартуваністю сталі, але й умовами кування. Чим більша маса зливка, а тим самим і уков, тим менш виражені зміни пластичності та в'язкості по перетину. Показано, що при призначенні укову треба враховувати ступінь деформації при попередній осадці.

Сталі 30ХГВТ та 30Х2ГМТ були впроваджені у виробництво на Новокраматорському машинобудівному заводі. Вони були включені в "Марочник стали для машиностроения", 1969 р., довідник "Материалы в машиностроении", т. 2, 1968 р. та використовувалися на різних підприємствах країни. В 70-і роки на Новокраматорському машинобудівному заводі при виробництві важкого пресового устаткування було впроваджено зварювану сталь 25Х2ГМТ (різновидність сталі 30Х2ГМТ). Було також досліджено та впроваджено у виробництво сталь для лиття 30ХГМЛ. Тільки в умовах НКМЗ сумарний річний економічний ефект дорівнював близько 420 тис. крб.

Зараз на АО НКМЗ сталь 30Х2ГМТ широко використовується при виробництві відповідальних великогабаритних виробів. Проведено успішне промислове випробування сталі 35Х2ГНМФ. Промисловий досвід свідчить про доцільність використання сталі 30Х2ГМТ для поковок розміром до 700 мм категорії міцності КП-686 замість хромонікельмолібденових сталей з 1-3% нікелю, а також виробів більшого перетину нижчих категорій міцності. Сталь 35Х2ГНМФ рекомендовано для заміни сталей типу 35ХНЗМ та 35Х2Н2М при виробництві великогабаритних виробів (перетином до 900-1000мм) категорії міцності КП-686.

4 Керування структурою та властивостями цементованих сталей

В разі одержання після гартування мартенситної або мартенсито-бейнітної структури механічні властивості сталей різного харак-

теру легування у виробках розміром до 200 мм після низького відпуску виявляються близьким. Спостерігається тенденція до зростання відносного звуження при збільшенні вмісту в них нікелю.

На основі результатів активного експерименту було одержано регресійні моделі впливу хімічного складу на механічні властивості сталей, що містили (% мас.) 0,12-0,21 C, 0,30-1,40 Si, 0,50-1,50 Mn, 0,90-2,20 Cr, 0,35-2,60 Ni, при умові моделювання термічної обробки великогабаритного (розміром 400 мм) виробу. Аналіз цих моделей виявив, що зміцнюючий вплив нікелю та особливо марганцю виражений вельми різко. Такий вплив не є безпосереднім, а реалізується через прогартовуваність: структура досліджених зразків змінювалася від бейніто-мартенситної до ферито-перліто-бейнітної. Результати дослідження вказують однак на можливість одержання в комплекснолегованій малонікелевій сталі типу 20Х2ГСН достатньо високого рівня властивостей у виробках великого розміру (межа текучості близько 700 Н/мм², межа міцності близько 1000 Н/мм², відносне звуження близько 50%, ударна в'язкість близько 100 Дж/см²).

Особливий інтерес має вплив легування на властивості цементованої сталі як складної системи, подібної до шарового композиційного матеріалу. Одержані числені експериментальні результати та їх регресійний аналіз свідчать про позитивний вплив нікелю на міцність цементованої сталі при статичнім, ударнім та повторно-перемінним вигині. Таким чином, в умовах відсутності фазових перетворень, пов'язаних з зміною стабільності системи, вплив нікелю є позитивним, що співпадає з прийнятими уявленнями. Для пояснення механізму цього явища в роботі використано відомі матеріали про вплив нікелю на розпад мартенситу при відпуску, енергію активації руху дислокацій та енергію взаємодії дислокацій з атомами домішок. Цікаво, що в ряді випадків межа міцності зразків розміром 15х15х100 мм з глибиною шару 1,5 мм практично дорівнювала межі міцності наскрізь цементованих зразків. Це свідчить про вирішальний вплив властивостей шару на міцність цементованої сталі. Напевне, позитивний вплив нікелю на властивості мартенситної структури стає найбільш помітним в разі високовуглецевого мартенситу.

Встановлено, що кремній зменшує глибину цементації в цілому та заевтектоїдної зони приблизно в 2 рази інтенсивніше за нікель. Це слід враховувати при керуванні фазово-структурним станом цементованої сталі. Найбільш суттєво гальмує зростання аустенітного зерна нікель. Вплив його збільшується з підвищенням тривалості витримування при температурі цементації. Після тривалої цементації

(35 годин) середній діаметр аустенітного зерна сталі 12ХН3А в 2,5-3 рази менший, ніж хромомарганцевокремністих сталей з 1% нікелю. Виявлене явище ми пояснюємо утворенням на межах зерен сегрегацій атомів нікелю (А. Joshi) та підвищенням нікелем сил міжатомного зв'язку в кристалічній ґратці. З цього результату зроблено практичний висновок про необхідність додаткового легування безнікелевих та малонікелевих сталей для цементації елементами, що гальмують зростання аустенітного зерна, зокрема, титаном. Всупереч поширеній думці, не виявлено значимого впливу марганцю на зростання зерна. Аналогічні результати були одержані Ф.К. Ткаченко.

Встановлено, що контактну міцність цементованої сталі визначають в більшій мірі параметри фазово-структурного стану цементованого шару, ніж безпосередньо легування. Так, у сталі 25Х2ГНТА максимальна контактна міцність відповідає вмісту вуглецю в шарі близько 1% при відсутності в структурі великих надлишкових карбідів. Негативний вплив надлишкових карбідів спостерігали також при дослідженні зносостійкості сталі 100Х4Г2С: твердість та зносостійкість підвищувалися в разі зростання температури нагріву під гартування. Це свідчить про недосконалість існуючих уявлень відносно необхідності нагріву під гартування заевтектоїдних сталей лише трохи вище A_{c1} . Можливо, такий вплив карбідів зумовлений посиленням неоднорідності пластичної деформації та виникненням локальних викривлень кристалічної ґратки біля їх меж (М.М. Рижов).

Уперше встановлено залежність характеру впливу залишкового аустеніту на контактну витривалість від рівню діючих напружень. При відносно невисоких контактних напруженнях (нижче 2000 Н/мм² в умовах проведеного експерименту) залишковий аустеніт підвищує контактну довговічність, при більш високих - знижує. Це проявляється у зменшенні нахилу кривих контактної витривалості.

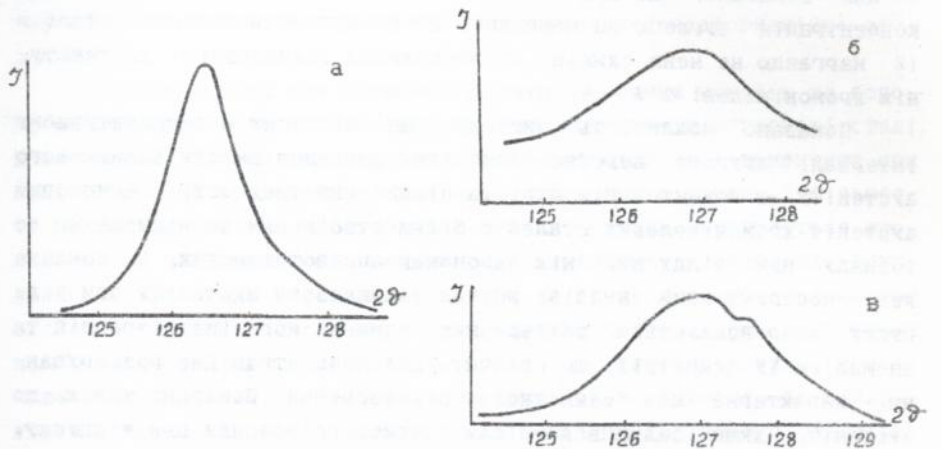
Підвищення залишковим аустенітом контактної витривалості при відносно невисокому рівні діючих напружень пояснюється в роботі як зростанням енергоємності металу в процесі навантаження, так і головним чином збільшеною міцністю мартенситу деформації, що утворився під час випробування. Утворення мартенситу деформації в свою чергу запропоновано розглядати як результат своєрідної термомеханічної обробки, коли мартенситне перетворення протікає під час деформації. В цьому випадку структуроутворення теж пов'язане з попередньо створеною метастабільністю, однак остання є результатом деформаційного впливу. Реалізувати на практиці таку обробку можна за допомогою поверхневого пластичного деформування або припрацю-

вання при невисоких навантаженнях цементованих виробів з значною кількістю залишкового аустеніту в вихідній структурі. Програмними втомними випробуваннями показано, що зміну нахилу кривих контактної витривалості під впливом залишкового аустеніту слід враховувати при розрахунках зубчастих передач, що працюють в умовах спектру навантажень.

Показано також можливість використання метастабільного залишкового аустеніту для підвищення зносостійкості цементованої сталі при абразивному зношуванні. Биявлено певну кореляцію між зносостійкістю цементованої сталі, вмістом залишкового аустеніту та його зміцненням при зношуванні, яке визначали за уширенням рентгенівських інтерференцій. Показано, що залишковий аустеніт цементованого шару хромомарганцевої сталі більш схильний до наклепу, ніж хромонікелевої.

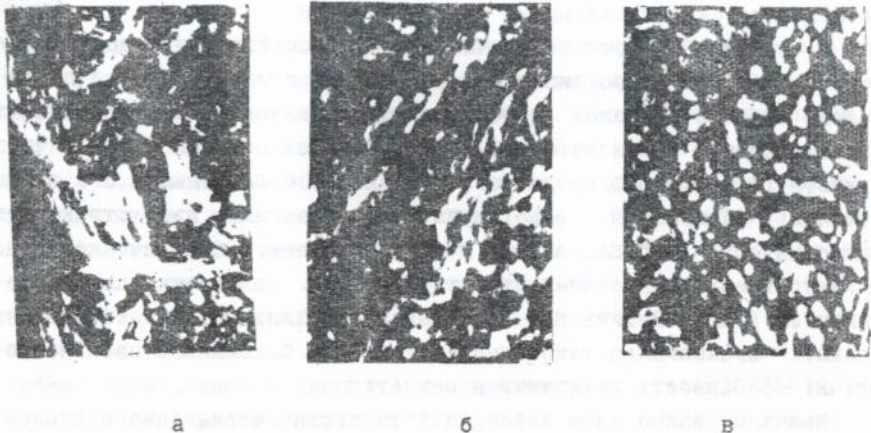
Встановлено різницю характеру профілю рентгенівських інтерференцій залишкового аустеніту хромонікелевої та хромомарганцевої сталі після гартування з цементацийного нагріву. Лінії аустеніту хромонікелевої сталі являють собою звичайний K_{α} -дублет, що уширений з боку великих кутів. У залишкового аустеніту хромомарганцевої сталі виявляється асиметрія з боку малих кутів, що може свідчити про його концентраційну неоднорідність. Аналогічну зміну профілю лінії спостерігали також у хромонікелевім залишковім аустеніті після гартування з окремого нагріву (рис. 4). При цьому лінії помітно уширюються. Таке уширення ліній неможливо пояснити тільки мікрдеформаціями ґратки, як це робили деякі автори (І. М. Любарський), хоча підвищення мікрдеформацій ґратки залишкового аустеніту в цьому випадку дійсно має місце. Виникнення концентраційної неоднорідності залишкового аустеніту ми пояснюємо як його фазовим наклепуванням, так і проявленням підготовчої стадії бейнітного перетворення. Останній фактор є вирішальним. Відсутність концентраційного розшарування хромонікелевого аустеніту після гартування з цементацийного нагріву зумовлена підвищеною його стабільністю.

Запропоновано ряд нових технологічних засобів регулювання кількості залишкового аустеніту в цементованому шарі. У зв'язку з можливістю використання метастабільного залишкового аустеніту запропоновано засіб підвищення його вмісту в цементованому шарі через гартування в гарячому маслі з стабілізуючою витримкою. Встановлено, що аустеніт, який одержано після такої обробки, характеризується високим зміцненням при пластичній деформації та схильністю до мартенситного перетворення при навантаженні. Всупереч існуючому



а, в - гартування безпосередньо після цементації,
б - гартування з окремого нагріву

Рисунок 4 - Профілі рентгенівських інтерференцій (311) залишкового аустеніту сталей 12ХН3А (а, б) та 30ХГТ (в)



а

б

в

Рисунок 5 - Морфологія цементиту в перліті після неповного відпалу з ізотермічною витримкою при 700 С 2 (а), 10 (б) та 60 (в) хвилин
х 10000 (РЕМ)

погляду показано, що при деяких умовах (підвишена до 1,3 - 1,5% концентрація вуглецю на поверхні) хромомарганцевотитанові сталі з 1% марганцю не менш схильні до збереження залишкового аустеніту, ніж хромонікелеві з 3 - 4% нікелю.

Показано можливість використання відпуску в температурному інтервалі другого перетворення для зниження вмісту залишкового аустеніту в цементованім шарі та підвищення твердості. Залишковий аустеніт хромонікелевих сталей є більш стабільним по відношенню до розпаду при відпуску, ніж хромомарганцевотитанових. Як показує рентгеноструктурний аналіз, розпад залишкового аустеніту при відпуску супроводжується збільшенням ширини його інтерференцій та аномалією їх асиметрії, що свідчить про концентраційне розшарування, характерне для бейнітного перетворення. Показано також, що аустеніт, який залишився після часткового розпаду при відпуску, характеризується пониженим зміцненням та малою схильністю до мартенситного перетворення при навантаженні.

Вибір конкретних шляхів регулювання кількості залишкового аустеніту залежить від умов експлуатації виробів. Можливості використання метастабільного залишкового аустеніту обмежені як рівнем діючих напружень, так і допущенням розмірних змін в процесі експлуатації або обробки. Різний вплив залишкового аустеніту на довговічність зубчастих передач у зв'язку з рівнем діючих напружень підтверджено експлуатаційними випробуваннями.

У зв'язку з потребою сучасного машинобудування у полосовому прокаті сталей з сфероїдизованою структурою для виробництва цементованих виробів методом холодного штампування проводили аналіз можливих шляхів інтенсифікації сфероїдируючої обробки. Виходячи з результатів робіт О.О. Баранова, J. Irani, I.С. Долженкова про вплив деформації на процеси сфероїдизації та уявлень про структурну спадкоємність (В.Д. Садовський, М.Л. Бернштейн, С.С. Дяченко) було висунуто ідею використання структурних змін, внесених гарячою деформацією, для керування процесами сфероїдизації при наступному відпалі. Враховували також матеріали Г.Д. Сухомлина про морфологічні особливості цементиту в перліті.

Вивчали вплив умов деформації та післядеформаційного охолодження на структуру сталі 18ХГТ, призначеної для виготовлення кілець підшипників, та її зміни при сфероїдируючому відпалі. Встановлено, що найбільш рівномірну сфероїдизовану структуру без ділянок структурно вільного фериту можна одержати в разі вихідної бейнітної структури. Щоб одержати останню, гарячу деформацію доцільно

закінчувати при високій температурі (більше 1000° С). Розширення граничних умов деформації сприяє прискорене післядеформаційне охолодження.

В останні роки для виробництва цементованих виробів за допомогою холодного штампування почали використовувати вуглецеві сталі. Встановлено, що у вуглецевих сталях сфероїдизації цементиту при відпалі сприяє збереження у вихідній структурі підвищеної щільності недосконалостей кристалічної будови. Останнє досягається прокаткою з помірними обтисненнями при знижених температурах. Встановлено, що вплив вихідної структури на процеси сфероїдизації при відпалі в даному разі зумовлений спадковою передачею структурних недосконалостей при послідовних γ - α - γ перетвореннях, навіть якщо вони протікають за нормальним механізмом. Обробку, що складається з регламентованої гарячої деформації та наступного сфероїдизуючого відпалу, запропоновано розглядати як попередню знеміцнюючу термомеханічну обробку.

Прямими дослідженнями за допомогою растрової електронної мікроскопії (рис. 5) показано, що утворення структури зернистого перліту при відпалі з фазовою перекристалізацією може відбуватися через розпад аустеніту на перлітні колонії з видозміненою формою цементитних кристалів - типу стрижнів або стрічок - та наступне їх подрібнення та сфероїдизацію при субкритичній витримці або повільному охолодженні.

Проведені дослідження вказують на доцільність диференційованого підходу до питань розробки та вибору сталей для цементованих деталей машин, зокрема зубчастих передач. Безнікелеві та малонікелеві сталі рекомендовано для виробів, довговічність яких лімітується контактною міцністю. Для зубчастих передач, що працюють в умовах значних навантажень при згині ударного характеру, рекомендовані сталі з підвищеним вмістом нікелю. На Горлівському машинобудівному заводі було впроваджено малонікелеву сталь 25Х2ГНТА при виробництві зубчастих передач вугільних комбайнів замість сталей 20Х2Н4А і 18Х2Н4ВА та технологічний процес її хіміко-термічної обробки. Зараз заводом прийнята до використання сталь 20Х2ГСНТ.

На Донецькому металургійному (1984 р.) та Таганрозькому комбайновому (1990 р.) заводах впроваджено технологічні процеси знеміцнюючої ПТМО прокату та штамповок з сталей 18ХГТ та 25ХГТ. Сумарний річний економічний ефект від використання розробок, викладених у цьому розділі, становив близько 212 тис. крб. у цінах до 1991 року.

5 Керування структурно-фазовим станом та властивостями аустенітних зносостійких сталей

Розглядаються шляхи застосування комплексного легування для керування фазово-структурним станом та властивостями аустенітних зносостійких сталей. Враховували можливість використання мартенситних перетворень при навантаженні для підвищення зміцнення та зносостійкості (І. М. Богачов, М. О. Филиппов, Л. С. Малинов, Т. Ф. Волинова). Такі перетворення розглядаються в роботі як результат метастабільності, створеної деформацією.

Встановлено, що легування марганцевої сталі хромом при зменшенні вмістів вуглецю та марганцю суттєво знижує схильність до тріщиноутворення. Це може бути зумовлено збільшенням енергії активної самодифузії заліза, що ускладнює розвиток вторинних полігонізаційних границь у литому металі. Показано, що між ударною в'язкістю та схильністю до наклепу аустенітних зносостійких сталей в межах визначеної системи легування існує кореляція.

Оптимізацію складу сталі проводили за методом Бокса - Вілсона. Параметрами, що оптимізували, були ударна в'язкість та максимальний ступінь зміцнення, який визначали за зміною мікротвердості при наклепуванні (відношення мікротвердості після наклепування до вихідного її значення). Як фактори, що вар'ювалися, приймали вміст хрому, нікелю та молібдену. При складанні матриці планування основний рівень за вмістом цих елементів становив відповідно 2,0, 0,3 та 0,25%, інтервали вар'ювання 1,0, 0,3 та 0,25%. В усіх плавах вміст вуглецю та марганцю приймали відповідно близько 0,7 та 7,0%. Як мікролегувачу домішку використовували титан у кількості близько 0,1%.

Як показали рівняння регресії, у даному випадку всі три елементи, що розглядаються, підвищують ударну в'язкість та зміцнення. Однак при реалізації крутого сходження було встановлено, що підвищення концентрації хрому зверх 3,5%, нікелю більш як 1,0% та молібдену зверх 0,75% веде до зниження ступеню впливу цих елементів. Оптимальному рівню властивостей відповідає сталь складу 70Г7Х4Н2М. Достатньо хороші результати можуть бути одержані також на економно легованій сталі з меншим вмістом нікелю та хрому.

Як і стандартна сталь Гадфільда, сталь 70Г7Х4Н2М проявляє схильність до холодоломкості. Холодостійкість комплекснолегованої сталі близька до такої у стандартної сталі Гадфільда. Таким чином, при комплексному легуванні нікель зумовлює позитивний вплив на

ударну в'язкість при кімнатній температурі та зміцнення, але не справляє впливу на холодостійкість, що суперечить відомим літературним даним про вплив цього елементу при додатковому легуванні сталі 110Г13Л. Це підтверджує висловлене раніш положення про можливість зміну напрямку впливу елементів при комплексному легуванні. Таке явище зумовлене зміною стабільності аустеніту та його схильності до мартенситного перетворення при навантаженні.

Граничне зміцнення сталі 70Г7Х4Н2М виявляється вищим, ніж у стандартної сталі 110Г13Л (відповідно 3,6 та 2,7). Як показали рентгенографічні дослідження, наклепування супроводжується диспергуванням структури та збільшенням фізичного уширення ліній, переважно у зв'язку з зростанням мікрODEФОРМАЦІЙ кристалічної ґратки. Як після ударного наклепування, так і після випробувань на ударну в'язкість виявляється α -фаза, що є мартенситом деформації. Її кількість при максимальному наклепі досягає 20%. Це свідчить, що нова сталь є сталлю з метастабільним аустенітом, а, значить, порівняно із сталлю Гадфільда в ній реалізується додатковий механізм зміцнення, зумовлений зміною стабільності стану при деформації.

Електронномікроскопічне дослідження показує наявність в структурі після наклепування γ , α та ξ фаз. Таким чином, утворення α -мартенситу в цій сталі проходить через проміжну ξ -фазу. Кільцевий характер електроннограми аустеніту свідчить про суттєве диспергування структури. Розміри структурних елементів мають порядок 0,3- 0,5 мкм. Це відповідає даним Л. Г. Коршунова про утворення ультрадисперсних структур при наклепуванні аустенітних сталей, що були одержані для сталі 110Г13Л.

За даними рентгеноструктурного аналізу концентрація деформаційних дефектів пакування при граничному зміцненні виявляється близькою в новій і стандартній сталі - на рівні 0,030. Це свідчить про близьке значення EDV аустеніту обох сталей. Ми вважаємо, що одна з причин високої зміцнюваності хромомарганцевого аустеніту полягає в тому, що хром, як і марганець, може забирати на свою 3d-полосу 3d-електрони атомів заліза, наслідком чого має бути посилення взаємодії атомів за рахунок складової ковалентного зв'язку.

Для оцінки відхилення асиметрії рентгенівських інтерференцій було розроблено методику визначення "нормальної" асиметрії K_{α} -дублету, засновану на математичному аналізі апроксимуючої функції Коші першого порядку. Профілі рентгенівських інтерференцій як стандартної, так і нової сталі в литому та загартованому стані являють собою чіткий K_{α} -дублет з ступенем асиметрії, близьким до теоре-

тичного. Наклеп веде до виникнення аномалій асиметрії. Після гра-
ничного наклепування лінії виявляють невелику "ліву асиметрію".
Такий характер рентгенівських інтерференцій ми пояснюємо неод-
норідністю твердого розчину, що формується під час деформації.
Цьому відповідають також дані про зміну періоду ґратки аустеніту.

Відомо, що концентраційна неоднорідність взагалі характерна
для марганцевого аустеніту (В. Г. Гаврилюк, В. С. Литвинов). Але така
неоднорідність виявлялася лише методом мессбауеровської спектрос-
копії, що свідчить про її високу локальність. Можна вважати, що
неоднорідність, яка виявляється рентгенографічно за зміною профілю
лінії, відповідає більш великим структурним елементам - порядку 10
нм. За аналогією з поняттям рентгеноаморфних матеріалів можна
ввести поняття про рентгенографічно неоднорідні тверді розчини.
Набуття областями такої неоднорідності можуть бути протяжні струк-
турні недосконалості. Природно, що деформація веде до утворення
таких областей.

Залишковий аустеніт цементованих сталей переважно рентгеног-
рафічно неоднорідний в більшій мірі, ніж деформований твердий роз-
чин аустенітної сталі. Це може свідчити про вирішальну роль у цьо-
му феномені підготовчого етапу до його розпаду за бейнітним ме-
ханізмом, що протікає під час низького відпуску.

Сталь 70Г7Х4Н2М було використано для електрошлакової наплавки
при відновленні ріжучої кромки черпаків драг у ЦРММ ВО "Лензолот-
то". В результаті збільшення зносостійкості ріжучої кромки та під-
вищення продуктивності наплавочних робіт у зв'язку з відсутністю
тріщиноутворення в 1982 р. одержано економічний ефект 294 тис. крб.

ЗАКЛЮЧЕННЯ

В дисертації подано нове розв'язання науково-технічної проб-
леми розробки та раціонального використання економно легованих ма-
шинобудівних сталей з заздалегідь завданими властивостями, що по-
лягає у створенні засобів керування фазово-структурним станом
комплекснолегованих сталей, пов'язаних переважно з використанням
метастабільності, зумовленої дією температурно-часових або дефор-
маційних факторів.

В дисертації представлено нові науково обґрунтовані технічні
рішення, розробка та реалізація яких робить значний внесок у прис-
корення науково-технічного прогресу.

На підставі результатів досліджень зроблено такі основні вис-

новки:

1. Встановлено, що при комплексному легуванні структуроутворення, пов'язане з попередньо створеною метастабільністю, сприяє зміні не тільки ступеню, але й характеру впливу легуючих елементів на властивості сталей.

Доведено, що позитивний вплив нікелю на міцність та пластичність реалізується в переважно однофазних структурах (мартенсит, аустеніт). Якщо в термічно поліпшеній сталі під час відпуску протікає карбідне перетворення, нікель всупереч загальноприйнятим уявленням може знижувати міцність і не впливати позитивно на холодостійкість. В аустенітній комплекснолегованій сталі нікель може підвищувати зміцнення та ударну в'язкість.

2. Одержано кількісні співвідношення для розв'язання задачі про взаємозамінність елементів з умов бейнітної прогартуваності. Показано, що інтервал температур бейнітного перетворення визначається в більшій мірі ступенем легування, ніж його характером. Це дозволяє одержувати у великих виробках з комплекснолегованих хромо-марганцевих сталей структуру нижнього бейніту з мартенситом.

3. В сталях, легуваних комплексом карбідоутворюючих елементів, утворення спеціального карбіду хрому спостерігається при меншому його вмісті, але переміщується до області більш високих температур. Розроблено регресійну модель, яка дозволяє оцінювати можливість утворення спеціального карбіду хрому в залежності від складу сталі та умов відпуску.

Встановлено, що карбідоутворення під час відпуску супроводжується зміною тонкої кристалічної структури основного твердого розчину. Результати досліджень дозволяють припустити в сталях з 0,30% вуглецю при 1% хрому реалізацію механізму "на місці", а при більш високому його вмісті - реалізацію механізму старіння.

4. Вперше експериментально встановлено, що при карбідному перетворенні в комплекснолегованих хромо-марганцевих сталях поряд з тригональним карбідом утворюються нові частки нелегованого цементиту. Запропоновано гіпотетичне пояснення цього явища, виходячи з припущення про наявність двох видів відносно стабільного цементиту: нелегованого та гранично насиченого легуючими елементами. Такий характер перетворення дозволяє пояснити збереження високої дисперсності карбідної фази до температур відпуску 620 - 630°C навіть тоді, коли вона складається переважно з цементиту.

5. Встановлено, що в хромо-марганцевих комплекснолегованих сталях одержання під час відпуску невеликої кількості стабільних

часток тригонального карбіду супроводжується формуванням структури, що складається з частково полігонізованої феритної матриці з рівномірно розподіленими дисперсними карбідами, переважно цементитного типу. Така структура характеризується сприятливим комплексом властивостей, який не поступається показникам властивостей традиційних хромонікелевих сталей.

6. Розроблено регресійні моделі, що дозволяють прогнозувати рівень властивостей хромомарганцевих сталей після термічного поліпшення або цементації, гартування та низького відпуску стосовно до великогабаритних виробів.

Одержано значний експериментальний матеріал про властивості комплекснолегованих сталей безпосередньо у великих виробках, який частково включено у довідкові видання, що дозволяє конструкторові більш ґрунтовно обирати марку сталі при проектуванні машин.

7. Встановлено кількісні залежності впливу легуючих елементів на параметри цементованого шару комплекснолегованої сталі. В дослідженому діапазоні складів вплив кремнію на зменшення глибини цементованого шару та окремих його зон виявляється приблизно в 2 рази сильніший від нікелю.

Експериментально доведено, що істотний гальмуючий вплив на зростання аустенітного зерна має нікель, при чому ступінь його впливу посилюється в разі збільшення тривалості витримки при температурі цементації.

8. Встановлено, що контактна витривалість цементованої сталі визначається в більшій мірі фазово-структурним станом цементованого шару, ніж складом сталі. Зменшення концентрації вуглецю у шарі нижче 0,9% та наявність в структурі надлишкових карбідів ведуть до зниження контактної міцності.

Вперше встановлено, що залишковий аустеніт по-різному впливає на контактну довговічність залежно від рівня діючих напружень: знижує довговічність при високих контактних навантаженнях та підвищує при відносно низьких.

9. Показано можливість використання метастабільного залишкового аустеніту для підвищення довговічності виробів, що працюють при невеликих контактних навантаженнях та в умовах абразивного зношування. Позитивний вплив залишкового аустеніту пояснюється в роботі як збільшенням енергосмності матеріалу при навантаженні, так і головним чином підвищеною міцністю мартенситу деформації, що утворюється в процесі випробування або експлуатації.

10. Запропоновано нетрадиційні технологічні засоби регулюван-

ня кількості залишкового аустеніту в цементованому шарі. З метою збільшення його вмісту запропоновано гартування в гарячому маслі з стабілізуючою витримкою. Показано, що з метою зменшення кількості залишкового аустеніту та підвищення твердості в деяких випадках можна використовувати відпуск в температурному інтервалі другого перетворення.

11. Запропоновано поняття про рентгенографічно неоднорідні тверді розчини, тобто тверді розчини, неоднорідність яких виявляється за аномалією профілю рентгенівських інтерференцій. Встановлено, що в аустенітних зносостійких сталях аустеніт стає рентгенографічно неоднорідним після наклепування. Залишковий аустеніт цементованого шару в більшості випадків рентгенографічно неоднорідний, що зумовлено в значній мірі підготовчими процесами до його розпаду за бейнітним механізмом.

12. Уперше показано, що підвищене зміцнення марганцевого аустеніту порівняно з нікелевим виявляється не тільки у високолегованих аустенітних сталях, але й у цементованому шарі низьколегованих сталей.

Встановлено, що після гартування з цементаційного нагріву залишковий аустеніт хромомарганцевої сталі рентгенографічно неоднорідний, хромонікелевої - практично однорідний.

13. Встановлено можливість керування структуроутворенням при сфероїдизуючому відпалі конструкційної сталі регламентацією параметрів гарячої пластичної деформації. Запропоновано обробку, що складається з регламентованої гарячої деформації та сфероїдизуючого відпалу, розглядати як попередню знеміщуючу термомеханічну обробку.

Прямим експериментом доведено, що утворення структури зернистого перліту при відпалі з фазовою перекристалізацією може протікати шляхом сфероїдизації стрижневидного цементиту перлітних колоній, що виникли при розпаді аустеніту.

14. Обґрунтовано можливість використання комплексного легування для керування фазово-структурним станом аустенітних зносостійких сталей з урахуванням зміни стабільності аустеніту при деформації. Виявлено сприятливий вплив хрому на тріщиностійкість, а також нікелю, молібдену та хрому в певному інтервалі концентрацій на ударну в'язкість та зміцнення.

15. На базі проведених досліджень розроблено сталі 30ХГВТ, 30Х2ГМТ, 35Х2ГНМФ, 20Х2ГСНТ, 70Г7Х4Н2М та технологічні процеси їх термічної обробки. Розроблено технологічні процеси знеміщуючої

ПТМО полоси та штапвок з сталей 18ХГТ та 25ХГТ. В результаті впровадження нових сталей та технологічних процесів одержано річний економічний ефект близько 920 тис. крб. в цінах до 1991 р.

Зміст дисертації опубліковано в таких основних роботах: монографіях:

1. Пластическая деформация и тепловая обработка крупных изделий из легированных сталей / М. П. Браун, Б. Б. Винокур, Э. И. Миrowsкий, А. Л. Геллер, Л. Г. Марьюшкин. - М. - Киев: Машгиз, 1961. - 220 с.

2. Свойства комплекснолегированных сталей для изделий крупных сечений / М. П. Браун, Б. Б. Винокур, А. И. Кондрашев, А. Л. Геллер. - М. - Киев: Машгиз, 1963. - 210 с.

3. Легирование машиностроительной стали / Б. Б. Винокур, Б. Н. Бейнисович, А. Л. Геллер и др. - М.: Металлургия, 1977. - 200 с.

4. Проблемы совмещения горячей деформации и термической обработки стали / А. А. Баранов, А. А. Минаев, А. Л. Геллер и др. - М.: Металлургия, 1985. - 129 с.

статтях:

5. Геллер А. Л. Цементуемые стали для деталей горных машин // Технол. и орг. пр-ва. - 1973. - № 3. - С. 46-49.

6. Геллер А. Л. Тонкая структура остаточного аустенита хромомарганцевой и хромоникелевой цементованной стали // В кн.: Легирование, структура и свойства упрочненных сталей. - К.: ИПЛ АН Украины, 1992. - С. 33-38.

7. Геллер О. Л. Вплив хімічного складу на механічні властивості та схильність до науглецювання економічно легованих сталей для великогабаритних цементованих виробів // МОН. - 1996. - №4. - С. 31-33.

8. Геллер А. Л. Аналитическое исследование связи между пределом текучести и твердостью, определяемой по параметрам малого отпечатка шарика // В кн.: Прокатное производство, металловедение и термическая обработка металлов (Минчермет УССР. ДонНИИЧерМет. Сборник трудов. Выпуск 26). - Донецк, 1971. - С. 209-213.

9. Геллер О. Л. Деякі аспекти проблеми розробки та використання комплекснолегованих сталей // В кн.: Проблеми металознавства та обробки легованих сталей. - К.: Товариство "Знання" України, 1994. - С. 24-25.

10. Геллер А. Л., Юрко В. Н. Остаточный аустенит и износостойкость легированных цементованных сталей // Изв. вузов. ЧМ. - 1991. - № 6. - С. 66-69.

11. Геллер О. Л., Добріков А. О. Структурні перетворення під

час відпуску конструкційних комплекснолегованих сталей // МОН. - 1996. - № 1. - С. 5-11.

12. Геллер А. Л., Винокур Б. Б. Фазовый состав и контактная выносливость цементованного слоя стали // Изв. АН СССР. Металлы. - 1986. - № 3. - С. 197-202.

13. Геллер А. Л., Кожушник Л. Г. О выборе сталей-заменителей для цементованных зубчатых колес угольных комбайнов // Угольное и горнорудное машиностроение. - 1965. - № 9. - С. 102-106.

14. Геллер А. Л., Кожушник Л. Г. Влияние состава, глубины и структуры цементованного слоя на поверхностные разрушения зубчатых передач // Технол. и орг. пр-ва. - 1968. - № 2. - С. 72-73.

15. Геллер А. Л., Кожушник Л. Г. О контактной прочности цементированной стали 25Х2ГНТА // Металл. - 1968. - № 6. - С. 64.

16. О хрупком разрушении легированной стали / М. П. Браун, Б. Б. Винокур, А. Л. Геллер и др. // Изв. АН СССР. Металлургия и топливо. - 1961. - № 4. - С. 43-49.

17. Браун М. П., Винокур Б. Б., Геллер А. Л. Влияние дополнительного легирования хромомарганцевой стали на прокаливаемость // Изв. вузов. ЧМ. - 1962. - № 8. - С. 126-134.

18. Геллер А. Л., Браун М. П., Винокур Б. Б. Влияние температуры нагрева на свойства комплекснолегированных сталей // В кн.: Структура и свойства литых сплавов. - Киев: АН УССР, 1962. - С. 76-81.

19. Влияние легирующих элементов на склонность к охрупчиванию стали под действием надразов / М. П. Браун, Б. Б. Винокур, А. Л. Геллер и др. // Изв. вузов. ЧМ. - 1972. - № 2. - С. 125-129.

20. Карбидные превращения в сложнолегированной стали, содержащей 1% хрома / Б. Б. Винокур, М. П. Браун, Т. В. Хильчевская, А. Л. Геллер и др. // Изв. вузов. ЧМ. - 1973. - № 10. - С. 104-108.

21. Геллер А. Л., Винокур Б. Б., Браун М. П. О возможной причине повышения механических свойств сложнолегированной стали // В кн.: Металлофизика. Вып. 56. - К.: Наукова думка, 1974. - С. 32-35.

22. Влияние термической обработки на структуру и износостойкость наплавленного металла V10X4Г2С / Ю. А. Сапронов, А. Л. Геллер, А. Я. Шварцер и др. // Авт. сварка. - 1976. - № 3. - С. 19-21.

23. Изменения структуры и фазового состава сплава V10X4Г2С при термической обработке / Ю. А. Сапронов, А. Л. Геллер, Е. С. Мархасин и др. // Изв. вузов. ЧМ. - 1977. - № 4. - С. 85-89.

24. Электроды для электрошлаковой наплавки деталей из высокомарганцевистой стали / А. Л. Геллер, В. П. Пономаренко, А. Я. Шварцер и др. // Авт. сварка. - 1980. - № 6. - С. 52-54.

25. Об условиях формирования структуры зернистого перлита при горячей пластической деформации доэвтектоидной стали / А. Л. Геллер, А. А. Минаев, В. Г. Конарев и др. // Изв. вузов. ЧМ. - 1980. - № 12. - С. 79-83.

26. Влияние горячей пластической деформации на структуру и твердость стали 18ХГТ / А. Л. Геллер, А. А. Баранов, А. А. Минаев и др. // Изв. вузов. ЧМ. - 1981. - № 8. - С. 90-92.

27. Влияние условий прокатки на структуру и твердость сфероидизированной стали 18ХГТ / С. П. Ефименко, А. Л. Геллер, В. Л. Пилюшенко и др. // Сталь. - 1982. - № 10. - С. 70-72.

28. Баранов А. А., Геллер А. Л., Конарев В. Г. О распаде аустенита // МИТОМ. - 1985. - № 6. - С. 11-14.

29. Наследственные эффекты при термомеханической обработке углеродистой стали / А. А. Баранов, А. Л. Геллер, В. П. Горбатенко и др. // Изв. вузов. ЧМ. - 1987. - № 6. - С. 69-72.

30. Интенсификация упрочнения и разупрочнения металлопроката / Баранов А. А., Минаев А. А., Геллер А. Л. и др. // Сталь. - 1987. - № 2. - С. 76-80.

31. Геллер А. Л., Грушко В. Г., Худолей Р. Ю. Рост аустенитного зерна в сталях для опорных валков прокатных станов // Изв. вузов. ЧМ. - 1991. - № 10. - С. 90-91.

32. Влияние состава на прокаливаемость и свойства сложнолегированных сталей для крупногабаритных изделий / А. Л. Геллер, А. В. Харченко, Е. Д. Качура и др. // МИТОМ. - 1995. - № 5. - С. 13-17.

33. Геллер А. Л., Федченко Е. Ф., Коваленко С. В. Влияние химического состава на механические свойства и структурные характеристики цементуемой стали // Изв. вузов. ЧМ. - 1995. - № 11. - С. 69-70.

34. Распад аустенита и механические свойства хромомарганцевоникельмолибденовых сталей / В. П. Кривошеев, А. Л. Геллер, А. И. Боровко и др. // Изв. вузов. ЧМ. - 1996. - № 6. - С. 45-49.

35. Пути совмещения деформационно-термических обработок стали // А. А. Баранов, В. П. Горбатенко, А. Л. Геллер и др. // Металлы и литье Украины. - 1995. - № 4. - С. 8-13.

36. Стойко В. П., Геллер А. Л., Пономаренко В. П. Электрошлаковая наплавка горного инструмента // В кн.: Повышение производительности и качества наплавочных работ при ремонте и изготовлении деталей машин и механизмов. - М.: МДНТП им. Ф. Э. Дзержинского. - 1977. - С. 106-111.

37. Геллер А. Л., Марчук С. И. Возможности энергосбережения при термической обработке цементованных сталей // В кн.: Термическая

обработка сталей в машиностроении. - Краматорск: НПО "НИИПТМАШ". - 1994. - С. 31-33.

38. Геллер А. Л., Марчук С. И. О формировании механических свойств термически улучшенной стали // В кн.: Термическая обработка сталей в машиностроении. - Краматорск: НПО "НИИПТМАШ". - 1994. - С. 34-37.

39. Геллер А. Л., Пономаренко В. П., Марчук С. И. Об упрочнении комплекснолегированной износостойкой стали // В кн.: Металловедение и обработка металлов. Материалы научно-технической конференции. - К.: об-во "Знание" Украины, 1996. - С. 17-18.

авторських свідоцтвах та патентах:

40. АС СССР 127280. Конструкционная сталь / А. И. Кондрашев, М. П. Браун, К. Ф. Гуржиенко, А. Л. Геллер и др. / Открытия. Изобретения. - 1960. - № 7.

41. АС СССР 144513. Конструкционная безникелевая сталь / А. И. Кондрашев, М. П. Браун, В. З. Камалов, А. Л. Геллер и др. // Открытия. Изобретения. - 1962. - № 3.

42. АС СССР 839181. Сталь для износостойкой наплавки / В. П. Пономаренко, А. Я. Шварцер, В. П. Стойко, А. Л. Геллер и др. // Открытия. Изобретения. - 1981. - № 22.

43. АС СССР 850699. Способ сфероидизирующей обработки стали / А. А. Баранов, А. А. Минаев, С. П. Ефименко, В. Л. Пилюшенко, А. Л. Геллер и др. // Открытия. Изобретения. - 1981. - № 28.

44. АС СССР 853903. Состав стали для износостойкой наплавки / В. П. Пономаренко, А. Я. Шварцер, В. П. Стойко, А. Л. Геллер и др. // Открытия. Изобретения. - 1981. - № 29.

45. АС СССР 1168614. Способ сфероидизирующей обработки легированной стали / А. А. Баранов, А. А. Минаев, В. Л. Пилюшенко, В. П. Следнев, А. Л. Геллер и др. // Открытия. Изобретения. - 1985. - № 27.

46. Патент України № 10129. Конструкційна сталь. МКІ С22 С38/50 / В. П. Кривошеєв, Г. О. Чередник, О. Л. Геллер та ін. - 9.09.96

АННОТАЦИЯ

Геллер А. Л. Развитие научных основ управления фазово-структурным состоянием и свойствами комплекснолегированных машиностроительных сталей с использованием созданной метастабильности.

Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук по специальности 05.16.01 - металловедение и термическая обработка металлов. Донецкий государственный технический универси-

тет, Донецк, 1996 г. Рукопись 423 с. (41 табл., 84 рис., библиогр. из 407 наим.).

Установлены новые закономерности структурообразования и влияния состава и структуры сталей на свойства при комплексном легировании, обусловленные изменением стабильности системы под воздействием температурных или деформационных факторов. С этих позиций рассмотрены процессы карбидообразования при отпуске, использование мартенситных превращений при нагружении и др. Развитые представления и полученные математические модели позволяют в наиболее типичных случаях выбирать и разрабатывать экономичные стали и процессы их термической обработки. Приведены результаты промышленного использования новых разработанных сталей и технологических процессов.

Ключевые слова: комплекснолегированная сталь, фазово-структурное состояние, свойства, метастабильность, термообработка.

S U M M A R Y

Geller A.L. Development of scientific principles of the control of complex alloyed machinery steels' phase-structural state and properties using induced metastability.

Thesis of doctor's degree (engineering), specialization - 05.16.01 - physical metallurgy and heat treatment of metals. Donetsk State Technical University, Donetsk, 1996. Manuscript. - 423p., including 41 tables, 84 figures and 407 references.

There were established new regularities of structural formation and of the relationship between complex alloyed steels' composition or structure and properties, which are caused by change of system's stability during temperature or deformation affect. The processes of carbide forming by tempering and using of martensite transformation by loading are described from such point of view. The developed ideas and received mathematical models permit to choose or design economical steels and heat treatment processes in the most typical cases. The results of industrial application of new steels and heat treatment processes are described too.

Key words: complex alloyed steel, phase-structural state, properties, metastability, heat treatment.

Handwritten signature

442 420

АВ 36.979
АВ 36.979

Подп. в печать 12.01.97 г.	Формат 60x84 $\frac{1}{16}$.	Бумага тип. №2 .
Ризографическая печать.	Усл. печ. л. 2,00.	Усл. кр.-отт. 2,04.
Уч.-изд. л. 2,02.	Тираж 100 экз.	Заказ № 03/97 д

МЧП "ЛИК", г. Донецк, 230-й стрелковой дивизии, 16