

Державна металургійна академія України

На правах рукопису

ЛЕВЧЕНКО Генадій Васильович

**РОЗВИТОК НАУКОВИХ ОСНОВ І ТЕХНОЛОГІЧНИХ
РІШЕНЬ ВИРОБНИЦТВА ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ
ЛИСТОВИХ СТАЛЕЙ ГАРАНТОВАНИХ КЛАСІВ МІЦНОСТІ**

05. 16. 01 - "Металознавство і термічна обробка металів"

АВТОРЕФЕРАТ

дисертації на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук

Дніпропетровськ 1997

46. 38. 293

ЛНБ України ім.В.Стефаника



00750987 (-)

Державна металургійна академія України

На правах рукопису

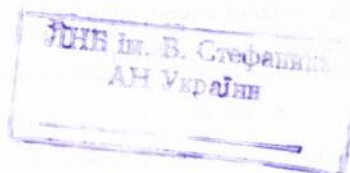
ЛЕВЧЕНКО Генадій Васильович

**РОЗВИТОК НАУКОВИХ ОСНОВ І ТЕХНОЛОГІЧНИХ
РІШЕНЬ ВИРОБНИЦТВА ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ
ЛИСТОВИХ СТАЛЕЙ ГАРАНТОВАНИХ КЛАСІВ МІЦНОСТІ**

05. 16. 01 - "Металознавство і термічна обробка металів"

АВТОРЕФЕРАТ

дисертації на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук



Дніпропетровськ 1997

Дисертація є рукопис

Робота виконана в Інституті чорної металургії ім. З.І. Некрасова Національної академії наук України.

Офіційні опоненти:

Академік Міжнародної інженерної академії, доктор технічних наук, професор

В.І. БОЛЬШАКОВ

Заслужений діяч науки і техніки України, доктор технічних наук, професор

С.С. ДЯЧЕНКО

Доктор технічних наук, професор

С.І. ГУБЕНКО

Провідна організація - Запорізький державний технічний університет Міністерства освіти України.

Захист відбудеться "07" 10 1997 р. в 12³⁰ годин на засіданні спеціалізованої вченої ради Д 03.11.01 при Державній металургійній академії України за адресою: 320635, м.Дніпропетровськ, пр.Гагаріна, 4.

З дисертацією можна ознайомитися в бібліотеці.

Автореферат розіслано " ____ " _____ 1997 р.

Вчений секретар
спеціалізованої вченої ради,
докт.техн.наук, професор

САФ'ЯН М.М.

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність проблеми. Застосування прокату підвищеної міцності дозволяє вирішувати проблему підвищення надійності конструкцій при одночасному зниженні їх металоемкості. Помітний прогрес в його виробництві намітився в зв'язку з організацією на металургійних підприємствах контрольованої прокатки і термічної обробки готового прокату - нормалізації і термічного поліпшення.

Разом з тим, розвиток автомобілебудування, будівництва і машинобудування супроводжувався жорсткістю технічних вимог до конструкційних сталей, що не спромоглися бути забезпечені існуючим марочним сортаментом і традиційними технологічними процесами. Були висунені нові, понад, жорсткі вимоги до металу для конструкцій, що несуть, в першу чергу до стабільного забезпечення необхідних класів міцності. Крім цього, низькі характеристики міцності листових сталей не дозволяли створити і освоїти нові моделі вантажних автомобілів, а також знизити металоемкість легкових.

Причому, виготовлення деталей засобом холодної штамповки на автоматизованих лініях автозаводів підвищило вимоги до пластичності і однорідності властивостей листового прокату.

Незважаючи на велику кількість досліджень по опрацюванню і застосуванню низколегованих сталей, питання повнішого використання потенційних можливостей складу сталей, гарантованого забезпечення необхідного класу міцності і зменшення коливань властивостей листового прокату, при одночасному зниженні видатку дефіцитних легуючих елементів, не одержали належного розвитку.

В зв'язку з цим, вивчення в цій роботі закономірностей комплексних процесів структуроутворення і формування властивостей в сталях, легірованих марганцем і кремнієм, і розробка на їх основі складів і технологій виробництва листового конструкційного прокату різноманітних класів міцності і високої пластичності, а також розробка засобів стабілізації рівня властивостей становить актуальне завдання, що має велике наукове і практичне значення.

Ціль роботи. Опрацювання наукових положень формування заданої структури і властивостей малолегованих сталей шляхом оптимізації хімічного складу і цілеспрямованого управління фазовими і структурними перетвореннями при кристалізації, деформації і термічній обробці. Утворення на цій основі і промислове освоєння нових економнолегованих конструкційних листових сталей, гарантованих класів міцності.

На захист виносяться :

1. Виявлені закономірності формування структури і розвитку ліквідації при кристалізації і фазових перетвореннях в маловуглецевих низьколегованих сталях. Особливості утворення концентраційно структурної неоднорідності. Розроблені рекомендації по базовому складу сталей для конструкційного листового прокату підвищеної міцності.

2. Закономірності впливу хімічного складу і параметрів гарячої деформації на процеси статичного знеміцнення сталі і узагальнена математична модель зміни опору деформації сталі при багаторазовому деформуванні в умовах неповного знеміцнення.

3. Рекомендації по підвищенню стабільності властивостей і забезпеченню необхідного рівня міцності конструкційного листового прокату, розроблені на підставі встановлених залежностей комплексного впливу хімічного складу і технологічних параметрів гарячої прокатки і термообробки на структуру і властивості сталі.

4. Результати промислового освоєння нових економнолегованих листових сталей підвищеної міцності для холодної штамповки деталей автомобілів, а також гарячекатаних конструкційних листових сталей, що постачаються за групами і класами міцності.

Наукова новизна.

Сформульовані теоретичні подання про комплексний вплив базових (вуглець, марганець, кремній) елементів на процеси структуроутворення при кристалізації і фазових перетвореннях, розвитку концентраційно-структурної неоднорідності, що визначають комплекс властивостей прокату. Встановлений вплив марганцю і кремнію на положення концентраційного кордону між облас-

тю утворення ферриту (δ) і перітектичного аустеніту в процесі кристалізації сталі.

Обґрунтована доцільність зменшення вмісту марганцю в конструкційній сталі, з компенсацією його зміцнюючого впливу елементами α -стабілізуючого типу - перед усім кремнієм.

Встановлений спадкоємний взаємозв'язок процесів структуроутворення на протязі всього металургійного циклу виробництва і зміни властивостей листової низьколегованої сталі.

Обґрунтована можливість управління ефектами спадкоємної концентраційно - структурної неоднорідності двома основними засобами - регулюванням первинної структури і параметрами наступної деформаційно - термічної обробки.

Визначені основні вимоги до базового хімічного складу і структури конструкційної листової сталі різноманітного призначення.

Встановлені нові закономірності впливу хімічного складу і параметрів гарячої деформації на статичне зміцнення сталей.

Вперше розроблена методика розрахунку опору деформації сталі при багаторазовому її деформуванні в умовах неповного завершення процесу знеміцнення, що враховує вміст хімічних елементів.

Виявлені особливості впливу деформації і охолодження на процеси перетворення аустеніту в низьковуглецевих сталях різноманітних систем легування. Встановлені закономірності впливу коливань хімічного складу (в межах марочного) і зміни режимів гарячої прокатки на структуру і властивості вуглецевих і низьколегованих сталей. Розроблені параметри процесу виробництва гаячекатаної листової сталі гарантованих класів міцності.

Встановлений взаємозв'язок характеристики міцності нормалізованої і гарячекатаної сталі і обґрунтовані засоби регулювання параметрів термообробки залежно від умов гарячого прокатування листів.

Визначено вплив коливання (в межах марочного складу) вмісту хімічних елементів і зміни параметрів термічної обробки на структуру і властивості листової легованої марганцем і титаном низьковуглецевої сталі. Запропоновані

нові технологічні рішення по термічній обробці цього прокату, що гарантовано забезпечують необхідний комплекс міцностних і пластичних характеристик.

Розроблені нові економнолеговані склади конструкційних сталей і засоби стабілізації механічних властивостей листового прокату і захищені авторськими свідоцтвами.

Практична значимість роботи заснована на тому, що її результати дозволили: розробити технологічний процес і освоїти в умовах Карагандинського металургійного комбінату виробництво листової і штабової сталі підвищеної міцності для холодної штамповки деталей автомобільних рам; розробити технологію прокатки і освоїти на Новолипецькому металургійному комбінаті виробництво горячекатаної тонколистової сталі підвищеної міцності для дисків автомобільних коліс; розробити вимоги технічних умов на якісну конструкційну сталь марок 15ГЮТ (ТУ 14-1-2366-78) 20ГЮТ (ТУ 14-1-839-84) і горячекатану травлену стрічку з низколегованих сталей марок 06СЮТч і 06СЮЦч (ТУ 14-1-4936-90); розробити раціональні технологічні режими і освоїти на Карметкомбінаті виробництво листової конструкційної сталі диференційованої за групами міцності по ТУ 14-1-3023-60 і підвищеної міцності по ДОСТ 19281-89;

підвищити вантажопідйомність і технічні характеристики великовантажних автосамоскидів КАМАЗ за рахунок застосування розробленої високоміцної листової сталі. Частка ефекту, що приходить на опрацювання і утворення нової сталі - 19, 4 млн. руб. (в цінах 1990 р.);

одержати на КарМК ефект за рахунок економії легуючих елементів, поліпшення якості металу і виробництва листового прокату гарантованих класів міцності (1, 5 млн.руб. в цінах 1990 р.);

знижити металлоємкість і підвищити надійність дисків коліс автомобілів ВАЗ;

опробувати в умовах підприємств України технологію виробництва штабів із сталі 15ГЮТ для вагонобудування і сталі типу 06СЮТ для дисків автомобільних коліс.

Опробація роботи

Матеріали роботи докладені і обговорені на Всесоюзних (м.Москва - 1992 р., Челябінськ - 1989 р., м.Дніпропетровськ - 1981 р.) і Республіканській (Донецьк - 1982 р.) конференціях. На наукових семінарах відділів - металознавства і термічної обробки ІЧМ в 1978-96 рр.

Результати досліджень є складником робіт, удостоєних Державної премії Казахстану в області науки і техніки, золотої і срібної медалей ВДНХ СРСР, премії ВНТО чорної металургії ім. Д. К.Чернова.

Публікації. По темі дисертації опубліковано: 1 брошура і 50 статей, одержано 10 а.с. СРСР і 3 патенти Росії на винаходи.

Обсяг роботи. Дисертація складається із вступу, шести розділів, висновків, списку літератури і додатків. Обсяг дисертації 251 сторінка машинописного тексту, 98 малюнків і 43 таблиці. Список літератури містить 424 найменування.

Дисертація становить узагальнення наукових результатів, одержаних автором при виконанні науково-дослідних робіт в Інституті чорної металургії в період з 1975 по 1996 роки. В роботі використані результати теоретичних і експериментальних досліджень, виконаних під керівництвом або при участі автора.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

Введення

Великий вклад в розвиток теорії легування і мікролегування, а також в створення низьколегованих сталей підвищеної міцності внесли роботи С. А.Голованенко, Д. А. Литвиненко, М. І.Гладштейна, В. Л. Пілюшенко, Ю. З. Бабаскіна, Н.М.Фонштейн, Ю.І.Матросова, Ф. Б.Пікерінга та ін.

Питання структуроутворення і формування властивостей сталей в процесі гарячої деформації і різноманітних засобів термічної обробки глибоко вивчені в роботах К. Ф. Стародубова, Г. С. Єршова, Л. А.Поздняка, М. Л. Бернштейна, І.Г.Узлова, В.І.Большакова та ін.

Разом з тим, огляд проблеми виробництва конструкційного листового прокату показав, що необхідність підвищення ефективності його застосування

в машино- та автомобілебудуванні вимагає забезпечення в стані постачання не тільки високого, але і стабільно гарантованого рівня міцностних властивостей, а також пластичності, що дозволить переробляти сталь в холодному стані на високопродуктивних автоматичних лініях.

До початку постановки цієї роботи вітчизняна металургійна промисловість не виробляла конструкційну листову сталь з межею текучості понад $320\text{--}400\text{ Н/мм}^2$, придатну для холодної штамповки деталей автомобілів. Не були сформульовані вимоги до базового хімічного складу, структури і параметрів обробки низколегованих листових сталей, призначених для холодної штамповки виробів. Не було методики, що дозволила б визначати опір деформації і оптимізувати температурно швидкісні параметри гарячої прокатки низколегованих сталей залежно від їх реального хімічного складу. В роботах вітчизняних і зарубіжних досліджувачів, як правило, розглядався вплив зміни параметрів технології на властивості сталі постійного складу чи оцінювалася роль коливань хімічного складу при стабільній технології. Відсутність обліку впливу хімічної і структурної неоднорідності сталі, коливання вмісту хімічних елементів в межах марочного складу, а також змін технологічних параметрів прокатки і термообробки на рівень і стабільність механічних властивостей не дозволяло виробляти листовий прокат диференційований за класами прочності з високими експлуатаційними характеристиками.

Створення і освоєння нових листових сталей підвищеної прочності для автомобілебудування і розробка заходів по поширенню виробництва масових видів листового прокату з гарантованим класом міцності представлялося можливим за умови розробки наукових положень комплексних процесів структуроутворення і формування властивостей на всіх етапах виробництва металопрокату, що і стало основним завданням дисертаційної роботи.

Вплив легування на процеси кристалізації і поліморфних перетворень в залізобуглецевих сплавах

З використанням мікроструктурного, мікрорентгеноспектрального і диференційно-термічного засобів дослідили особливості утворення первинної структури при кристалізації, структурних змін в процесі поліморфних перетво-

рень і концентраційно-структурної мікронеоднорідності в низьковуглецевих легованих сталях. Використали модельні сплави Fe-C-Si-Mn, що містять % (маси.) 0,01-0,70 вуглецю, 0,10-8,0 марганцю і (або) кремнію, а також промислові сталі марок 08ГСЮТ, 09Г2, 17ГС та ін.

Встановлено, що матеріали, досліджені в залежності від хімічного складу, відносяться до однієї із двох фазових областей утворення первинної структури - ферритної (доперитектичної) або аустенітної (перитектичної). В першій відбувається одностадійна кристалізація δ -Ж, а в другій - двохстадійна - δ -Ж, δ -Ж + δ → γ . Показано, що в обох випадках первинний феррит утвориться в формі дендритів. У області δ -Ж + δ + γ ферритні дендрити - база для утворення перитектичного аустеніту, що зароджується на поверхні δ -Ж і у вигляді ободків втрає в обидві фази.

Вивчено міжфазовий перерозподіл Mn і Si на обох стадіях кристалізації. Показано, що величина дендритної ліквідації (коефіцієнт $K_d = C_1/C_3$, де C_1 - концентрація елемента в осі дендриту, C_3 - в міжосному просторі) для ферриту складає $K_d = K_0^{Mn, Si} = 0,80-0,95$. З підвищенням вмісту всіх трьох елементів (C, Mn, Si) величина K_d зменшується, тобто пряма дендритна ліквідація легуючих елементів збільшується. Після перитектичного перетворення ліквідація марганцю, як і після однофазної кристалізації, пряма, але надто висока ($K_d^{Mn} = 0,65-0,80$). Ліквідація кремнію (при вмісті його не більше 2%) звичайно також пряма ($K_d^{Si} = 0,60-0,70$), а при підвищеному вмісту кремнію вона спробається бути і подвійною: з двома концентраційними максимумами (C_1 і C_3) внаслідок збагачування кремнієм колишніх осей ферритних дендритів і розгалужень.

Дослідили вплив легуючих елементів на положення концентраційного кордону між областю утворення первинного ферриту і перитектичного аустеніту. Встановлено, що вплив кремнію і марганцю на положення цього кордону якісно супротивно: кремній поширює область δ -Ж і збільшує граничну концентрацію вуглецю $C_{\delta+Ж/\delta+\gamma+Ж}$ особливо при $Si > 1,5\%$. Марганець звужує область і знижує граничну концентрацію вуглецю до 0 ($Mn \geq 2,4\%$) (рис. 1). Показано, що чим ближче склад багатоконцентного сплаву до границі δ -Ж/ δ + γ +Ж і більше межі концентраційних змін при кристалізації, тим певніше

перехід крізь цей кордон і зміна фазового механізму кристалізації. При достатньо низькому вмісті вуглецю (C 0, 05 %) комбіноване легування кремнієм і марганцем (до 2% кожного) забезпечує утворення ферритної структури. Часткова заміна марганцю кремнієм

буде сприяти стабілізації цього процесу і при понад високому вмісті вуглецю. Збільшення вмісту вуглецю і марганцю зчинить зворотний вплив, наближаючи сплави до граничного складу.

Аналіз структури заготовок промислових сталей граничного складу (09Г2ФБ, 080ГСЮТ) показав, що в умовах охолодження великих мас розплаву при спрямованому тепловідведенні можлива кристалізація в два етапи. Спершу

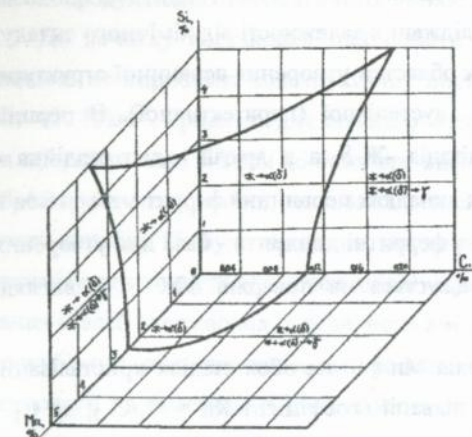


Рисунок 1 Конструкційно-структурна діаграма для визначення кордону областей кристалізації низьковуглецевистих сталей з кремнієм і марганцем.

відбувається дендритна кристалізація фериту ($Ж \rightarrow \delta$) з спрямованим зростанням суцільного ферритного шару від стінки виливниці (кристалізатора). При цьому вуглець і марганець, внаслідок низької розчинності в первинному ферриті, накопичуються в рідині і при зустрічному зростанні ферритних прошарків рідина, що залишиться між ними по складу спромагається перевищити кордон області $Ж+\delta$. Тоді можливий перехід однофазної кристалізації ($Ж+\delta$) в багатозону ($Ж+\delta, Ж+\delta+\gamma$). Відповідно повинні змінитися фазовий склад, будова первинної структури, величина усадки, розподіл напружень. Показано, що в умовах кристалізації відливок це може призвести до утворення суцільностей в осевій зоні і розшарування при прокатуванні безперервновилитих слябів. Для перитектичних сталей характерний єдиний двоетапний процес кристалізації $Ж \rightarrow \delta, Ж+\delta \rightarrow \gamma$. Концентраційні зміни при кристалізації не виводять їх за межі перитектичної області. Тому структуроутворення в усьому об'ємі розплаву

якісно однаково, і відмінностей первинної структури по перерізу злиwkів менш, ніж в сталях доперитектичних, близьких до границь.

Показано, що в доперитектичних сплавах при охолодженні після кристалізації відбувається поліморфне перетворення з утворенням пластинчато-зернистої структури аустеніту, що значно дрібніша вихідної дендритної, питома довжина кордонів, що утворилися внаслідок поліморфного перетворення, на один - два порядки вище ніж у ферритних дендритів. Це перетворення супроводжується міжфазовим $\delta \leftrightarrow \gamma$ перерозподілом марганцю, кремнію по напрямкам $\delta \rightarrow \gamma(\text{Mn})$, $\gamma \rightarrow \delta(\text{Si})$. Внаслідок, виникає твердофазна сегрегація з збагачуванням кремнієм приграничних об'ємів аустенітних зерен і марганцем - внутрішніх. Величина "поліморфної" сегрегації $K_{\delta/\gamma}^{\text{Mn}} = 0,85-0,95$, $K_{\delta/\gamma}^{\text{Si}} = 1,05-1,30$. Таким чином, за рівнем вона не нижча, а інколи і вища, ніж дендритна ліквіація в вихідному первинному ферриті, а довжина її дільниць значно більша, ніж дендритних кордонів. Тому в доперитектичних сплавах з первинною ферритною структурою саме спадкоємна хімічна неоднорідність від поліморфного перетворення $\delta \rightarrow \gamma$ утворить основний концентраційний фон, який впливає на наступні фазові і структурні перетворення. В цьому і є принципова відміна доперитектичних сплавів від перитектичних і заперитектичних, які при охолодженні після кристалізації в аустенітному стані зберігають тільки неоднорідність, обумовлену дендритною кристалізацією. Показано, що концентраційна неоднорідність впливає на розпад аустеніту. В зливках із доперитектичних сплавів при охолодженні в інтервалі $\text{Ar}_3 - \text{Ar}_1$ доевтектоїдний феррит розташується здебільшого в збагачених кремнієм слідах перетворення, перліт - в збагачених марганцем. В перитектичних сплавах із марганцем феррит утвориться всередині колишніх гілок, перліт в міжвіттях дендритів. Перерозподіл кремнію і марганцю, що відбувається при розпаді аустеніту може збільшити концентраційну неоднорідність. Після повторної аустенітизації при нагріванні для гарячої прокатки вона, в основному, зберігається. При прокатці сліди цієї неоднорідності набувають різні форми, в залежності від їх зв'язку із дендритною чи "поліморфною" ($\delta \rightarrow \gamma$) структурою і від величини сумарних деформацій. Показано, що сліди твердофазної сегрегації при поліморфному перетво-

ренні на відміну від дендритної смугастості, не сприяють, а ускладнюють розвиток тріщин втомленості.

Обґрунтована можливість управління ефектами концентраційно-структурною неоднорідністю двома основними засобами - регулюванням первинної структури і параметрами наступної деформаційно-термічної обробки. Виходячи з цього, досліджені варіанти забезпечення різноманітних рівней міцності і пластичності шляхом оптимізації хімічного складу низьковуглецевих сталей і зміни характеру процесів структуроутворення. Вивчені структура і механічні властивості понад 30 складів дослідних сплавів з різноманітним вмістом легуючих елементів С - 0,01...0,23 %, Мп- 0,04...2,0 %, Si - 0,30...2,5 %) і співвідношенням Si/Мп. Встановлено, що найбільш високий рівень пластичності при низькій міцності досягається в сплавах доперитектичного складу, в яких відбувається однофазна кристалізація $\delta \rightarrow \gamma$ і поліморфні перетворення $\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$. Показано, що переважне легування γ -стабілізаторами може негативно впливати на стійкість процесу однофазної кристалізації ферриту, підсилувати концентраційно-структурну неоднорідність. Можна зменшити вміст марганцю, як зміцнювача ферриту, компенсуючи його зміцнюючими елементами α -стабілізуючого типу - перш за все недефіцитним кремнієм. Подальше підвищення міцності при збереженні пластичності досягається переходом в область перитектичних складів з різноманітними варіантами перетворень. Показана доцільність заміни марганцю кремнієм і для перитектичних складів.

Додаткове введення в склад сплавів, що досліджуються, таких елементів як кальцій, барій або РЗМ, виявляє модифікований вплив і сприяє підвищенню штампованості, ударної в'язкості, втомленої міцності і інших характеристик прокату.

Для виробництва конструкційної листової сталі підвищеної міцності зроблено ряд базових складів, в яких залежно від призначення прокату змінюється вміст С - 0,02...0,25%, Мп - 0,25...1,70%, Si-0,30...1,50 % і співвідношенням Мп/Si від (> 1 до < 1).

Сталь доперитектичного складу, що містить до 0,12 % С і до 1,5 % Si з відношенням Mn/Si < 1 , рекомендується для виробництва широкоштабового

прокату з $\sigma_T > 320-350 \text{ Н/мм}^2$, використовуваного для штампування деталей автомобілів. Дослідження показали, що цю сталь можна віднести до розряду добре зварюваних і використати для виготовлення металоконструкцій способом дугового зварювання. Сталь перитектичного складу, що містить 0,15-0,25% С і до 1,6 з відношенням $\text{Mn/Si} > 1$, доцільно використати для виробництва листової сталі з σ_T понад 400 Н/мм^2 .

Вплив легування на процеси зміцнення і знеміцнення сталі при гарячій деформації

З метою вивчення закономірностей зміни властивостей сталей, (в тому числі, що рекомендуються) в процесі гарячого прокатування, залежно від їх хімічного складу провели пластометричні дослідження. Використали досліджені сплави, що містять (%) : 0,04-0,17 С, 0,60-1,72 Мп, 0,12-1,40 Si, а також до 0,13 Ti або Nb. Вивчали діаграми деформації, одержані способом разової або дворазової посадки зразків в діапазоні температур $750-1100^\circ\text{C}$ і швидкостей $u = 1-100 \text{ с}^{-1}$.

Підтверджено зміцнюючий вплив марганцю і кремнію і особливо Ti і Nb. Показано, що якщо при деформації сталей, що досліджуються в аустенітній області інтенсивність зміцнення збільшується зі зниженням температури, то в діапазоні температур $760-810^\circ\text{C}$ спостерігається зниження величини опору деформації сталі, пов'язане з ефектом пластичності наведеної перетворенням.

Показано, що з підвищенням степені і температури деформації, збільшується швидкість знеміцнення під час міждеформаційної паузи. Одержані кількісні залежності процесу знеміцнення дослідних сталей. Показано, що легування, особливо Ti і Nb сповільнює процес післядеформаційного статичного знеміцнення, причому особливо сильно зі зниженням температури до $900-850^\circ\text{C}$. Показано, що марганець і кремній в межах досліджень, надає приблизно рівний вплив на характер зміни опору деформації і статичного знеміцнення сталі. Значне зміцнення і уповільнення статичного знеміцнення сталі при мікролегуванні Ti і Nb зумовлено впливом нерозчинних при нагріванні часток карбонітрідів. Показано, що вуглецевий еквівалент - S_c спромагається бути комплексним показником, що характеризує вплив хімічного складу на характер

процесів зміцнення, і статичного знеміцнення сталі не легованої карбідозміцнюючими елементами.

В роботі запропонована методика, що дозволить визначати опір деформації сталі залежно від її реального хімічного складу, що будується в наступному. У вигляді базової моделі прийняли залежність, запропоновану Я.С.Шварцбергом.

$$\sigma = \sigma_0 u^{n_1} + D \varepsilon \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_x u^{n_2}}\right), \quad (1)$$

де σ_0 - екстраполірована межа текучості при степені деформації, що прагне до нуля; D - модуль початкового зміцнення; ε_x -характеристична ступінь деформації, відповідна максимуму кривої $\sigma(\varepsilon)$; n_1, n_2 - коефіцієнти, що враховують вплив швидкості деформації. Усі зазначені параметри залежать від температури.

На базі результатів випробувань 16 марок сталей був сформований масив значень коефіцієнтів, що входять в вираз (1), температур металу (t) і S_e . Математична обробка цих даних дозволила одержати залежності всіх коефіцієнтів моделі (1) від величини S_e , що дозволяє без проведення експериментальних досліджень розрахунковим шляхом визначати величину низьковуглецевих і низьколегованих сталей з обліком не тільки умов деформування, але і реального хімічного складу.

У вигляді параметра, що характеризує повноту протікання процесу знеміцнення сталі в паузах між деформаціями, використали величину опору деформації в кінці паузи - $\sigma_{ост}$, що визначається залежністю

$$\sigma_{ост} = \sigma_0 \left(\frac{\sigma_k}{\sigma_0}\right)^{\exp(-b \tau)} \quad (2)$$

де σ_k - опір деформації в кінці попередньої деформації; τ - час паузи; b - коефіцієнт, що визначить зміну швидкості знеміцнення в часі.

Значення коефіцієнту b можна розраховувати по виразу

$$b = \frac{1}{\tau} \ln \left(\frac{\ln \frac{\sigma_k}{\sigma_0}}{\ln \frac{\sigma_{ост}}{\sigma_0}} \right) \quad (3)$$

де величини $\sigma_0, \sigma_k, \sigma_{ост}$ і τ одержують за результатами випробувань сталі на дворову деформацію при постійних температурах і швидкості.

За результатами експериментальних досліджень знеміцнення вуглецевих і легованих сталей встановлено значний вплив температури і складу сталі на величину коефіцієнту і не виявлено значного впливу швидкості і степені деформації. Одержано рівняння для розрахунку b залежно від хімічного складу сталі, що виражене через C_e .

$$b = 1,15 C_e^{-0,66} \left(\frac{t}{1000} \right)^8 \quad (4)$$

Для визначення опору деформації сталі в умовах багатократної гарячої деформації запропонована така методика.

На першому етапі навантаження σ розраховується за виразом (1), параметри якого визначаються з урахуванням реального складу сталі по встановленим в роботі залежностям. Після цього визначаються b (4) і $\sigma_{ост}$ (2).

Міру знеміцнення сталі за час міждеформаційних пауз оцінювали коефіцієнтом K_{ei} , що визначається за виразом

$$K_{ei} = \frac{\sigma_{ki-1} - \sigma_{ост}}{\sigma_{ki-1} - \sigma_0} \quad (5)$$

де σ_{ki-1} - опір деформації в кінці попереднього циклу навантаження, $\sigma_{ост}$ - на початку слідуючого.

В роботі прийнята гіпотеза, що опір деформації на другій стадії зі збільшенням міри деформації прагне до величини $\sigma(\varepsilon - K_{\varepsilon} \varepsilon_{pl})$, тобто до функції $\sigma(\varepsilon)$, переміщеної по осі ε на величину, пропорційну степені знеміцнення металу під час паузи (рис. 2). При повному знеміцненні ($K_{ei}=1$) опір деформації визначається залежністю

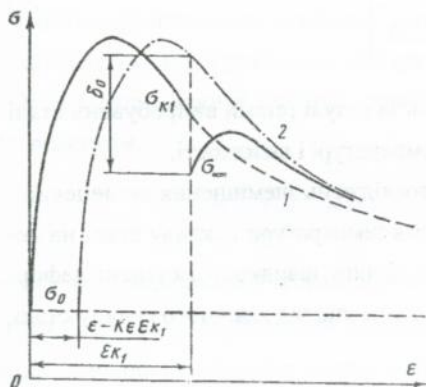


Рисунок 2 Зміна σ на другій стадії при неповному знеміцненні металу під час паузи : 1 - графік $\sigma(\varepsilon)$ при монотонному навантаженні, 2 - графік суміщеної функції $\sigma_{см}$

$$\sigma = \sigma_0 + D(\varepsilon - \varepsilon_{ki}) \exp\left(-\frac{\varepsilon - \varepsilon_{ki}}{\varepsilon_x}\right) \quad (6)$$

За відсутності знеміцнення ($K_{\varepsilon} = 0$) зміщена функція описується виразом (1). При частковому знеміцненні $\sigma_{см}(\varepsilon)$ описується виразом.

$$\sigma_{см} = \sigma_0 + D(\varepsilon - K_{\varepsilon i} \varepsilon_{ki}) \exp\left(-\frac{\varepsilon - K_{\varepsilon i} \varepsilon_{ki}}{\varepsilon_x}\right) \quad (7)$$

Після ряду перетворень одержана залежність зміни опору деформації на другому етапі деформування при незавершеному процесі знеміцнення під час паузи :

$$\sigma = \sigma_0 + D(\varepsilon - K_{\varepsilon} \varepsilon_{k1}) \exp\left(-\frac{\varepsilon - K_{\varepsilon} \varepsilon_{k1}}{\varepsilon_x}\right) - \frac{\left[\sigma_0 - \sigma_{ост} + D(\varepsilon_{k1} - K_{\varepsilon} \varepsilon_{k1}) \exp\left(-\frac{\varepsilon_{k1} - K_{\varepsilon} \varepsilon_{k1}}{\varepsilon_x}\right) \right]}{1 + \frac{D}{e}(\varepsilon - \varepsilon_{k1})} \quad (8)$$

Запропонована методика дозволяє розрахунковим шляхом, залежно від реального хімічного складу визначати опір деформації вуглецевих і малолегова-

них сталей, що не містять карбонітридоутворюючих елементів в умовах гарячої обробки тиском. Показано, що в умовах ШСГП зниження пауз і температур прокатки від першого до останнього проходу призводить до того, що процес знеміцнення сталі не встигає завершитись. Ступінь остаточного знеміцнення гарячекатаної сталі зростає з збільшенням вмісту легуючих елементів і зниженням температури закінчення деформації. З використанням методики розроблені оптимальні температурно-швидкісні і деформаційні режими гарячої прокатки створених в цій роботі сталей.

Вплив зміни хімічного складу і технологічних параметрів обробки на структуру і властивості листових гарячекатаних сталей

Для науково обгрунтованого вибору режимів гарячої прокатки, що забезпечують підвищення і стабілізацію рівня міцності, вивчали вплив умов гарячої деформації, охолодження і зміни хімічного складу сталі, в тому числі внутрішньомарочного, на кінетику перетворення переохолодженого аустеніту і властивості прокату.

Матеріалом досліджень слугували дослідні плавки слідуючого хімічного складу (%):

Сталь	C	Mn	Si	Ti	Al	Mn/Si
1	0,04	0,50	1,50	0,080	0,023	0,33
2	0,05	0,54	0,81	0,044	0,048	0,67
3	0,05	0,84	0,37	0,031	0,054	2,3
4	0,03	1,79	0,38	0,030	0,02	4,7

Використовуючи диференційно-термічний і мікроструктурний кількісний аналіз, збудували термокінетичні діаграми перетворення аустеніту після нагрівання з перекристалізацією і після гарячої деформації. Застосовували дві схеми обробки: 1 - нагрівання зі швидкістю $V_n = 0,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до температури витримки $t_{\text{в}} > A_{\text{с}3}$, витримка 300 с, охолодження в інтервалі швидкостей $V_{\text{охл}} = 1,5 \cdot 10^{-1} \div 1,6 \cdot 10^3 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$; 2 - нагрівання зі швидкістю $V_n = 0,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $t_{\text{в}} = 1050\text{-}1080^{\circ}\text{C}$, проміжне охолодження зі швидкістю $V_{\text{пром}} = 10^0 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до температури $t = 940\text{-}$

960⁰С, деформація прокаткою в двошвалковій кліті з обтискуванням $\epsilon=40\%$, охолодження із прийнятими для першої схеми швидкостями.

Встановлено, рис. 3, що деформація зменшує стійкість аустеніту, поширює температурний інтервал утворення ферриту, стимулює евтектоїдне перетворення, прискорює закінчення проміжного перетворення в сталях, що досліджуються. Критична швидкість охолодження для початку утворення продуктів евтектоїдного розпаду росте зі зменшенням відношення Mn/Si. Так, для сталі, що містить С - 0,04%, Mn - 0,5% і Si-1, % вона складає 177⁰С/с, а для сталі, що містить С - 0,03%, Mn-1,79 %, Si-0,38 % - 15⁰С/с.

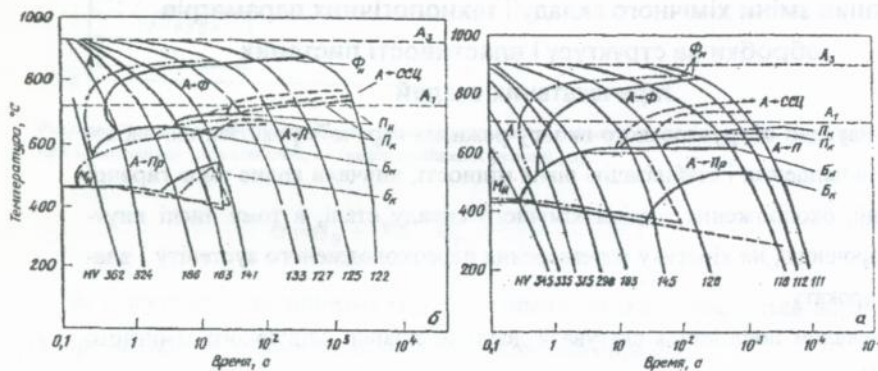


Рисунок 3 Термокінетичні діаграми перетворення аустеніту : а - сталь 2; б - сталь 3; — $\epsilon = 0$; ---- $\epsilon = 40\%$.

Вивчено вплив вмісту і співвідношення зміцнюючих елементів на характер перетворення гарячедеформованого аустеніту.

Встановлено, що зміна в маловуглецевих сталях відношення Mn/Si від > 1 до < 1 сприяє прискоренню перетворень аустеніту. Прискорене охолодження після деформації сприяє в сталях з відношенням Mn/Si < 1 утворенню ферритно-перлітної структури без структурно-вільного цементиту (ССЦ), а в сталях з відношенням Mn/Si > 1 збільшує ймовірність утворення бейніту.

Показано, що необхідну для холодної штамповки ферритно-перлітну структуру без ССЦ може мати сталь доперитектичного складу (%) : С - 0,04...0,08; Mn-0,50...0,80; Si-0,7...1,50 при додержанні слідуючого режиму охо-

лодження: від температури кінця прокатки до $630-650^{\circ}\text{C}$ зі швидкістю $10-15^{\circ}\text{C/s}$ і після цього - уповільнене на повітрі.

Використовуючи математичне моделювання встановили, що зміна в межах марочного, хімічного складу листових сталей, що широко застосовуються, виявляє істотний вплив на рівень міцностних характеристик гарячекатаної штаби і може викликати коливання значень межі текучості від 67 Н/мм^2 для сталі 09Г2С до 117 Н/мм^2 для сталі 3сп.

Дослідили можливість підвищення класу міцності конструкційної листової сталі і зменшення коливань властивостей, що викликані відхиленнями хімічного складу, шляхом регулювання технологічних режимів гарячої прокатки. Оцінка показала, що з збільшенням температури нагрівання слябів 1100 до 1300°C зерно аустеніту маловуглецевої сталі збільшується зі 100 до 400 мкм . У той же час показано, що величина зерна аустеніту після закінчення чорнової прокатки і рівень міцностних властивостей сталі практично не залежать від температури нагріву слябів. Зниження температури кінця прокатки ($T_{\text{кп}}$) в межах $930-830^{\circ}\text{C}$ при постійній температурі змотування ($T_{\text{см}}$) незначно підвищує рівень міцностних властивостей. Найбільший ефект подрібнення зерна ферриту за рахунок деформації і охолодження досягає при забезпеченні $T_{\text{кп}}$ близької до A_{r3} і прискореного охолодження внаслідок одночасного збільшення швидкості народження ферриту. Показано, що зміна технологічних режимів прокатки в широкому дослідному діапазоні, виявляє більш сильний вплив на міцностні характеристики, ніж коливання хімічного складу в межах марочного (рис. 4).

Показано, що ефективним засобом підвищення класу міцності сталі є зниження температурних режимів прокатки і змотування штаби за рахунок зменшення товщини штабів. За умови постійності температурних параметрів прокатки, товщина штаби не є чинником, що визначить рівень властивостей. Запропонована стратегія досягнення необхідного класу міцності і підвищення стабільності властивостей гарячекатаної штабової сталі масового призначення.

Обґрунтована можливість підвищення стабільності міцностних властивостей різноманітних партій листового прокату шляхом регулювання швидкості охолодження прокату залежно від зміни в межах марочного складу значень C_c

(а.с. 1278363). Разом з-тим C_c не відображає повністю фізико-хімічну природу металу і особливості структуроутворення при зміні системи легування (співвідношення C, Mn і Si) і в зв'язку з цим, при однаковому значенні $C_c=0,322$, відповідає максимальному для СтЗсп і мініимальному для сталей 09Г2С і 17ГС, (σ_m штаби товщиною 4 мм із цих сталей різний - відповідно 338, 385 і 351 Н/мм²).

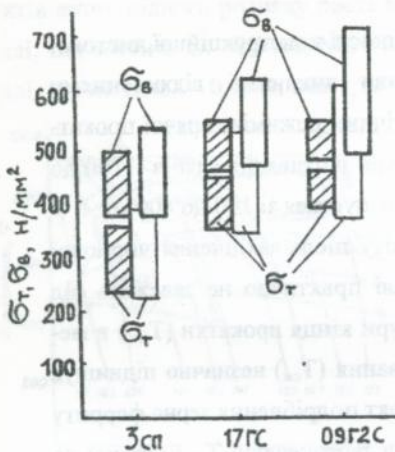


Рисунок 4 Вплив зміни технологічних параметрів (\square $T_{от} = 830-930^{\circ}\text{C}$; $T_{см} = 530-750^{\circ}\text{C}$; $C_{1,сп}$) і хімічного складу в межах марочного (\square - від $C_{\lambda, \min}$ до $C_{\lambda, \max}$ при $T_{от} = 880^{\circ}\text{C}$ і $T_{см} = 650^{\circ}\text{C}$) на міцнісні властивості гарячекатаної штаби товщиною 8 мм.

Обґрунтована можливість використання, у вигляді характеристики хімічного складу сталі, розробленого Е.В.Приходько електронного хімічного еквіваленту Z' , що визначить хімічний стан багатокомпонентної системи. Розроблений засіб стабілізації міцносних властивостей листового прокату шляхом регулювання $T_{от}$ залежно від величини Z' сталі (а.с.908447). Внаслідок систематичних досліджень в промислових умовах встановлені особливості структуроутворення і формування властивостей сталей 15ГЮТ, 20ГЮТ і 22Г2ПЮ в залежності від зміни технологічних параметрів гарячої прокатки. Показано,

що для одержання із цих сталей гарячекатаної штаби класів міцності 450, 500 і більш, із незначною смугастістю і дисперсними частками карбонітрідів необхідно забезпечити $T_{от} = 900-930^{\circ}\text{C}$ і $T_{см}$ не більше 700°C . Зниження температури змотування штаби нижче 620°C призводить до різкого зростання міцносних властивостей ($\sigma_t > 550 \text{ Н/мм}^2$), зниженню пластичності ($\sigma_{10} < 17\%$) і ударної в'язкості ($KCU_{-40^{\circ}\text{C}} < 30 \text{ Дж/см}^2$) в зв'язку з тим, що частина Al і Ti не встигає виділитися у вигляді карбонітрідів і в структурі металу можлива поява бейнітної складової. Розроблено засіб стабілізації міцносних властивостей

сталей із карбонітридним зміцненням, що укладається в регулюванні швидкості охолодження штаби залежно від перевищення температури нагрівання слябів понад 1150°C , що обумовлює початок інтенсивного розчину часток (а.с. 1263718).

Розробка засобів підвищення і стабілізації комплексу міцностних і пластичних характеристик термообробленої сталі

Дослідження показали, що нормалізація підвищує пластичність і ударну в'язкість сталей типу 15ГЮТ і 22Г2ПЮ за рахунок зменшення, щільності дислокацій, збільшення зміцнюючої фази і подрібнення зерна ферриту. Встановлено, що збільшення температури нормалізації з 900 до 1000°C призводить до незначного зниження (на $20\text{--}40\text{ Н/мм}^2$) міцностних характеристик цих сталей і підвищенню пластичності (δ на $2\text{--}8\%$). Аналогічний вплив на властивості виявляє збільшення питомого часу нагрівання з 2 до 4 хв/мм товщини. Рекомендовані оптимальні режими нормалізації листів з сталей, що дослідилися, - нагрівання до температури $920\text{--}960^{\circ}\text{C}$ з часом нагрівання 2 хв/мм товщини.

Результати статистичних досліджень показали чимале коливання міцностних властивостей нормалізованої сталі. Так, (σ_m листів із сталі 20ГЮТ змінюється в діапазоні $440\text{--}550\text{ Н/мм}^2$. Дослідили вплив зміни в межах марочного вмісту основних елементів на механічні властивості. Найбільший вплив вміст Mn, збільшення якого із $1,0$ до $1,4\%$ підвищує (σ_m з 380 до 467 Н/мм^2). Вплив зміни вмісту Si і Ti трохи слабше. Одержані залежності значень $\sigma_m, \sigma_s, \delta$ і твердості досліджуваних нормалізованих сталей від вмісту C і Mn, дозволять визначати очікуваний рівень якості партій прокату і необхідність корегування параметрів термообробки з метою гарантованого забезпечення необхідного високого комплексу механічних властивостей.

Встановлено, що при незмінному хімічному складі міцносні характеристики досліджуваних сталей залежать від розміру зерна ферриту, величини і розподілу дисперсних часток зміцнюючої фази, що визначаються не тільки режимом нормалізації, але і параметрами гарячої прокатки. Дослідили сталі 15ГЮТ і 20ГЮТ. Кожна дослідна плавка ділилася на партії, що прокатувалися

за різноманітними технологічними режимами. Змінювали T_n слябів, $T_{кл}$ і $T_{см}$ штаби у всьому реально можливому діапазоні. Нормалізацію металу робили по одному режиму. Показано, що після нормалізації вплив режиму прокатк на структуру сталі слабшає. Проте характерні особливості гарячекатаної структури сталі зберігаються і після нормалізації. Середній розмір зерна ферриту після нормалізації знаходиться в тісному лінійному зв'язку з розміром зерна гарячекатаної сталі. Так, зниження $T_{кл}$ з 930 до 870⁰С і $T_{см}$ з 750 до 680⁰С штаби, що містять (%) : 0,14 С, 1,23 Мп, 0,26 Si і 0,13 Ti призвело до подрібнення зерна ферриту гарячекатаної сталі з 9 до 6,9 мкм і нормалізованої з 7,8 до 6,6 мкм. Крім цього спостерігалось подрібнення карбонітридної фази як в гарячекатаному стані, так і в нормалізованому.

Показано, що нагрівання під нормалізацію істотно не послаблює спадкоємну концентраційну неоднорідність, разом з тим в гарячекатаній і нормалізованій структурі сліди ліквацийної смугастості близькі за інтенсивністю. Встановлена пряма залежність між σ_m металу в гарячекатаному і в нормалізованому станах, проте цей зв'язок менш тісний, ніж з розміром зерна ферриту. Це пов'язане з впливом на властивості нормалізованої сталі укрупнення карбонітридних часток і зниження щільності дислокації. Встановлено, що для забезпечення оптимального поєднання структурних характеристик і підвищення в середньому на 10-20 Н/мм² рівня міцності нормалізованих сталей 15ГЮТ і 20ГЮТ необхідно забезпечення високої T_n слябів, $T_{кл}$ штаби не вище 900⁰С і змотування після прискореного охолодження при 620-650⁰С. Разом з тим, деякі партії нормалізованих листів мають неприпустимо низький рівень пластичності. Металографічний і рентгеноспектральний аналізи показали, що причиною недостатньої ефективності нормалізації може бути спадкоємна хімічна мікронеоднорідність прокату, пов'язана з первинною структурою. Найбільш високий її рівень в осьовій зоні по товщині листа. В сталі з вихідною смугастою структурою після нагрівання до температур однофазного аустенітного стану і безперервного охолодження знову утвориться перлітна або перліто-бейнітна смугастість. Була досліджена технологія подвійної термічної обробки - нормалізація і наступний високий відпуск. Встановлено, що

підвищення температури відпуску до $690-720^{\circ}\text{C}$ при тривалості нагрівання в 1,5 хв./мм товщини практично не знижує міцнісні властивості. В структурі сталі після такого відпуску не усувається хімічна неоднорідність, але оскільки в смугастих дільницях ліквідується бейнітна складова, пластичність сталі підвищується до необхідного рівня.

Показано, що замість високого відпуску після нормалізації можна застосовувати одностадійну обробку, що включає нагрівання для аустенізації і регульоване охолодження для повного дифузійного розпаду аустеніту. Концентраційна неоднорідність сталі зберігається, але нейтралізується її вплив на стійкість переохолодженого аустеніту різноманітного складу і запобігає утворенню бейніто-мартенситної структури в дільницях, збагачених легуючими елементами. Рекомендовані наступні режими термообробки: нагрівання в прохідній печі до $940-960^{\circ}\text{C}$ зі швидкістю до $2,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$, витримка при цій температурі 180-310 с, охолодження в печі до $630-700^{\circ}\text{C}$ зі швидкістю, $1-1,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$, далі на повітрі.

Аналіз контрольних випробувань показав, що коливання хімічного складу не дозволяють стабільно забезпечувати необхідні класи міцності ($400, 450$ і $500 \text{ Н}/\text{мм}^2$) сталей. Для гарантованого забезпечення необхідних рівней σ_T була досліджена технологія зміцнюючої термічної обробки, що заснована в прискореному охолодженні листів після нормалізованого нагрівання водоповітряною сумішшю зі швидкістю $10-25^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до температури $600-700^{\circ}\text{C}$.

Показано, що така технологія дозволяє підвищити рівень міцностних властивостей сталі (табл. 1). Разом з тим прискорене охолодження з постійною швидкістю листів різноманітного хімічного складу призводить до коливань механічних властивостей прокату. В зв'язку з цим вивчали закономірності розпаду переохолодженого аустеніту при безперервному охолодженні сталей 15ГЮТ, 20ГЮТ і 22Г2ПЮ, в яких вміст легуючих елементів змінювався в усьому діапазоні марочного складу.

Показано, що збільшення вмісту вуглецю і марганцю в межах марочного складу підвищує стійкість аустеніту. Сталь 15ГЮТ має феррито-перлітну структуру незалежно від коливання хімічного складу при швидкостях охолодження до

Таблиця 1

Сталь	Вміст елементів,%				Механічні властивості ^x		
	C	Mn	Si	Ti	σ_T , Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	δ_{10} ,%
15ГЮТ	0,12	1,03	0,23	0,08	375/420	490/350	28/29
15ГЮТ	0,15	1,47	0,29	0,13	420/455	510/570	24/22
20ГЮТ	0,20	1,47	0,50	0,10	460/510	650/660	20/21

^xЧисельник - після нормалізації, знаменник - після зміцнюючої обробки.

250⁰С/с. В сталі 20ГЮТ, що містить 0,24 % С і 1,6 % Mn, бейнітна складова в структурі (~ 5 %) з'являється при швидкості охолодження понад 100⁰С/с , а в сталі 22Г2ТЮ з підвищеним вмістом вуглецю і марганцю уже при охолодженні на повітрі ($V_{охол}$ -5⁰С/с). Показано, що на властивості сталі впливає і температура кінця прискореного охолодження - T_k . При збільшенні C_c значимість $V_{охол}$ і T_k зростає, що узгоджується з результатами досліджень кінетики розпаду переохолодженого аустеніту. Показано, що з підвищенням вмісту основних легуючих елементів швидкість 5⁰С/с охолодження при термічній обробці необхідно зменшити на величину $\Delta V_{охол}$, пропорційну збільшенню ΔC_s від значення мінімального для наданої марки сталі. Результати чималого обсягу експериментальних досліджень показали, що регулювання $V_{охол}$ в залежності від реального складу металу, дозволяє, не погіршуючи пластичність, підвищити і стабілізувати рівень міцності низьколегованої листової сталі.

Вивчали вплив структурного стану сталі на характеристики втомленої міцності і взаємозв'язок структурної неоднорідності з характером втомленого руйнування листової сталі. Дослідили нормалізовану і термозміцнену за рекомендованими режимами сталь 15ГЮТ слідуючого складу (%) :

	C	Mn	Si	Ti	Al
Плавка 1	0,11	1,04	0,24	0,08	0,04
Плавка 2	0,13	1,26	0,27	0,12	0,06

Встановлено, що внаслідок зміцнюючої термічної обробки міцності властивості листів плавки 1 підвищились до рівня властивостей нормалізованої сталі 2 (з 375 до 420 Н/мм²). Втомлена міцність при цьому перевищила на 7%

рівень рівномірної за рахунок легування нормалізованої сталі 2 ($\sigma_{\perp} = 355$ Н/мм²).

Показано, що більш низький рівень втомленої міцності нормалізованої сталі зумовлений наявністю феррито-перлітної смугастості 2-3 балу. Дослідження тонкої структури зламів втомлених зразків обох сталей показали, що відстані між паралельними рядками ковзання в зламі і між перлітними смугами в структурі приблизно рівні. Злам втомлених зразків термозміцненої сталі з рівномірною феррито-перлітною структурою, набуває дрібний "чашечний" характер. Усунення такої структурної неоднорідності сталей як феррито-перлітна смугастість шляхом часткового подавлення дифузійних процесів прискореним охолодженням сталі із аустенітного стану призводить до підвищення втомленої міцності прокату.

Результати проведених досліджень показали, що тільки комплексне застосування, з урахуванням реального хімічного складу, різноманітних засобів і режимів термообробки дозволить знизити негативний вплив концентраційно-структурної неоднорідності на пластичність прокату і гарантовано забезпечити класи міцності 400, 450 і 500 листової сталі для автомобілебудування.

Освоєння промислового виробництва листової сталі підвищеної міцності

Виконано комплекс досліджень по освоєнню промислового виробництва листових і сталей для штаби підвищеної міцності для холодного штампування деталей автомобілів, створених на базі розроблених теоретичних положень і рекомендацій. Робота проводилася на металургійних комбінатах: Магнітогорському, Карагандинському і Новоліпеському. На КарМК була створена спеціалізована лінія для виробництва листової сталі для КамАЗу. В склад її входить устаткування для нормалізації, дробометального очищення і розділу листів. Додатково за піччю була збудована і спільно з ДмеТІ освоєна установка прискореного водоповітряного охолодження листів. Розроблена наскрізна технологія і освоєно виробництво сталей марок 15ГЮТ і 22Г2ТЮ (а. с. 907081) і 20ГЮТ (а. с. 1276685).

Хімічний склад і властивості розроблених листових сталей, відповідно до вимог техумов ТУ 14-1-2366-78, ТУ 14-1-2092-77, ТУ 14-1-3839, показані в табл. 2.

Використання листової сталі підвищеної міцності для холодного штампування деталей рам вантажних автомобілів КАМАЗ дозволило підвищити вантажопідйомність і економічність нових моделей, внаслідок чого одержано чималий народногосподарський ефект. Крім цього одержано ефект від впровадження на КарМК розроблених в роботі рекомендацій по удосконаленню складу і технології виробництва сталей для КамАЗу.

Таблиця 2

Вміст хімічних елементів (%) і механічні властивості листового прокату.

Марка сталі	C	Mn	Si	Al	Ti	σ_{τ} Н/мм ²	σ_{ν} Н/мм ²	δ_{10} , %	НВ не більше
15ГЮТ	0,11- 0,18	1,00- 1,40	0,15- 0,35	0,02- 0,08	0,08- 0,14	400	500	17	183
22Г2Ю	0,19- 0,26	1,30- 1,70	0,30- 0,50	0,02- 0,08	0,12- 0,18	441	539	20 ^{x1}	210
20ГЮТ	0,17- 0,24	1,20- 1,50	0,30- 0,50	0,02- 0,08	0,08- 0,14	<u>441^{x2}</u> 490	<u>539</u> 569	<u>17</u> 17	<u>210</u> 210

^{1x)} для сталі 22Г2Ю - δ_5 ; ^{2x)} - в чисельнику для I групи міцності; в знаменнику для II групи.

Дослідження якості сталі штабу 15ГЮТ, виготовленої в умовах ДМК ім.Дзержинського (ТУ 322-230-109-95), показали можливість використати її для виготовлення вантажних вагонів АТ "Дніпровагонмаш".

На підставі досліджень виконаних в роботі були розроблені склади (патенти Росії 1664863 і 1677084) і технічні вимоги до гарячекатаних сталей підвищеної міцності для холодного штампування деталей автомобілів (ТУ 14-1-4938-90), показані в табл. 3.

Технологія виробництва цих сталей на НЛМК передбачає виплавлення сталі в конверторах ємкістю 350 т і прокатку на штаби товщиною 3, 1 мм на стані 2000 по режимам, що рекомендуються в роботі. Експлуатаційні випробування на ВАЗі показали, що циклічна довговічність дисків коліс із сталей, що

Таблиця 3

Зміст хімічних елементів і механічні властивості гарячекатаних сталей марок 06СЮТч і 06СЮЦч^{x)}

C	Si	Mn	Al	σ_m , Н/мм ²	σ_b , Н/мм ²	δ_5 , %	σ_{-1} , Н/мм ²
0,05-0,06	0,6-1,0	0,4-0,7	0,02- 0,06	>360	> 450	>32	> 240

^{x)} Сталь 06СЮТч містить 0, 02-0, 04 Ті. Сталь 06СЮЦч містить 0,005-0, 05 % Zr.

рекомендуються, до 20% вище, ніж у серійних. Застосування нових сталей замість 08кп і 08ГСЮТ дозволило зменшити металоємкість і покращити технологічність холодного штампування дисків коліс ВАЗу.

На підставі результатів проведених досліджень були розроблені і запроваджені заходи, що дозволили освоїти на КарМК виробництво листового прокату по ТУ 14-1-3023-80 "Прокат листовий, універсальний і фасонний з вуглецевої низьколегованої сталі з гарантованим рівнем механічних властивостей, диференційованим за групами міцності". Виробництво листового прокату, диференційованого за двома групами міцності з застосуванням статистичних засобів контролю механічних властивостей, забезпечило одержання економічного ефекту від реалізації прокату поліпшеної якості.

В умовах КарМК освоєно виробництво листового прокату різноманітних груп міцності відповідно до вимог ДОСТ 19281-89 "Прокат із сталі підвищеної міцності". З метою економії ферросплавів, що містять марганець, була розроблена технологія виробництва рекомендованої в роботі низьколегованої сталі типу 09ГС1 (патент Росії 2061780). Результати виробництва в умовах Карагандинського меткомбінату і "Запоріжсталі" дослідно - промислових партій цієї сталі показали можливість використання її для виготовлення листового прокату підвищеної міцності з ($\sigma_T = 325-355$ Н/мм²).

ВИСНОВКИ

1. Розроблені наукові основи і технологічні рішення виробництва економічних легованих чистових сталей гарантованих класів міцності, реалізація яких вносить значний внесок в прискорення науково-технічного прогресу, дозволяє підвищити якість прокату і ефективність його застосування в металоконструкціях.

2. Встановлено, що комплекс міцностних і пластичних характеристик листового прокату визначається сукупністю структурно-концентраційних змін, що відбуваються в металі на протязі циклу його виготовлення, що треба враховувати в залежності від призначення прокату при виборі хімічного складу і оптимальних параметрів гарячої прокатки і термообробки сталі.

3. Показано, що первинна структура низьковуглецевих легованих Si і Mn сталей, залежно від хімічного складу, утвориться шляхом одного із двох основних фазових механізмів - однофазної доперитектичної або багатофазової перитектичної кристалізації. В сталях приграничного складу можлива оборотна зміна механізму кристалізації або кристалізації по змішаному типу - ферритна в зовнішній зоні зливки, аустенітна (перитектична) в внутрішній зоні. Відповідно, внаслідок зміни фазового складу і будови первинної структури можливі зміни величини усадки, розподілу напружень і утворення несутцільностей в осевій зоні. При роздільному або сумісному легуванні маловуглецевої сталі кремнієм і марганцем збільшення кремнію, як стабілізатора ферриту, сприяє поширенню концентраційної області сталей першого типу, а збільшення вуглецю і марганцю, як стабілізаторів аустеніту - області сталей другого типу. Збудована фазово-концентраційна діаграма, що дозволить визначити положення кордону між сталями обох типів в залежності від вмісту вуглецю, кремнію і марганцю.

4. Встановлено, що в сталях доперитектичного типу при охолодженні після кристалізації відбувається поліморфне перетворення ($\delta \rightarrow \gamma$) з утворенням пластинково-зернистої структури аустеніту, що значно дрібніше вихідної дендритної. Питома довжина кордонів, що утворилися внаслідок поліморфного перетворення, на один-два порядки вище ніж у феритних дендритів. Це перетво-

рення супроводжується міжфазним ($\delta \rightarrow \gamma$), перерозподілом марганцю і кремнію за напрямками $\delta \rightarrow \gamma$ (Mn) і $\gamma \rightarrow \sigma$ (Si). Виникаюча сегрегація по рівню не нижче, а інколи і вище, ніж дендритна ліквіація в вихідному первинному ферриті, довжина її дільниць значно більша, ніж дендритних кордонів. Тому в доперитектичних сплавах з первинною ферритною структурою саме спадкоємна хімічна неоднорідність від поліморфного перетворення $\delta \rightarrow \gamma$ утворює основний концентраційний фон, який впливає на наступні фазові і структурні перетворення. В цьому є принципова відміна доперитектичних сплавів від перетектичних, які при охолодженні після кристалізації в аустенітному стані зберігають тільки неоднорідність, обумовлену юдендритної кристалізацією.

5. Обґрунтована можливість управління ефектами концентраційно-структурної неоднорідності двома основними засобами - регулюванням первинної структури і параметрами наступної деформаційно-термічної обробки. Встановлено, що переважне легування сталі (γ -стабілізаторами (Mn)) може негативно впливати на стійкість процесу однофазної кристалізації ферриту, підсилювати концентраційно-структурну неоднорідність і потенційну схильність до рзшарування. Можна зменшити вміст марганцю як змінювача ферриту, компенсуючи його ефективним і недорогим кремнієм.

6. Для промислового виробництва конструкційного листового прокату підвищеної міцності розроблено ряд нових базових складів сталей з різноманітними системами фазово-структурних перетворень при кристалізації в твердому стані. Сталь доперитектичного складу, що містить до 0,12% C і до 1,5% Si з відношенням Mn/Si < 1, рекомендована для виробництва прокату з ($\sigma_T = 320 - 355 \text{ Н/мм}^2$, використовуваного для виготовлення виробів засобом холодного штампування і дугового зварювання. Сталь перитектичного складу, що містить 0,15...0,25% C і до 1,6% Mn з відношенням Mn/Si > 1, доцільно використати для виробництва конструкційної листової сталі з σ_T понад 400 Н/мм².

7. Встановлені основні закономірності впливу хімічного складу вуглецевих і низьколегованих сталей на опір деформації, а також процес статичного зменшення в діапазоні температур 850-1050⁰C. Показано, що збільшення в маловуглецевій сталі вмісту кожного із елементів - вуглецю з 0,03-до 0,17%, мар-

ганцю з 0,6 до 1,72%, кремні з 0,12 до 1,40 % призводить до зростання на 20-30 % опору деформації. Процес післядеформаційного статичного знеміцнення з збільшенням легування сповільнюється, причому особливо сильно зі зниженням температури до 900-850⁰С. Марганець і кремний, в межах досліджень, виявляє приблизно рівний вплив на характер зміни опору деформації і статичного знеміцнення сталі. Легування сталі титаном і ніобієм значно (в 1,5 - 2 рази) збільшує опір деформації при високотемпературній обробці і сповільнює процес статистичного післядеформаційного знеміцнення..

8. Вперше розроблена узагальнена математична модель зміни опору деформації сталі при багаторазовому її деформуванні в умовах неповного завершення процесу статистичного знеміцнення. Модель дозволяє без проведення експериментальних досліджень прогнозувати вплив хімічного складу вуглецевих і низьковуглецевих сталей на міру остаточного зміцнення аустеніту в момент завершення деформації на стані і оптимізувати температурно-швидкісні умови гарячої прокатки штаби.

9. Виявлені основні закономірності впливу хімічного складу і технологічних параметрів обробки на структуру і властивості маловуглецевих марганцево-кремнієвих сталей. Встановлено, що в цих сталях зміна балансу Mn/Si від >1 до <1 сприяє прискоренню перетворень аустеніту. Попередня деформація поширює температурний інтервал утворення ферриту, стимулює евтектичне перетворення, прискорює закінчення проміжного перетворення. Показано, що при виробництві гарячекатаного тонкого листа рекомендована сталь, що містить (%) : C - 0,04...0,08, Mn - 0,50... 0,80 і Si -0,8...1,5 забезпечить необхідну для холодного штампування структуру (феррит+перліт без ССЦ) при додержанні слідуючого режиму охолодження: від температури кінця прокатки до 630-650⁰С - зішвидкістю 10-15⁰С/с, після цього на повітрі.

10. Шляхом математичного моделювання оцінено вплив внутрішньомарочного колювання складу хімічних елементів і зміни технологічних режимів гарячої прокатки на стабільність рівня міцностних властивостей вуглецевої і низьколегованої листової сталі. Показано, що зміна технологічних параметрів прокатки виявляє більш сильний вплив на властивості сталі, ніж коли-

вання хімічного складу в межах марочного. З метою зниження впливу коливання хімічного складу (в межах марочного) на механічні властивості і забезпечення необхідного рівня міцності, запропоновано встановлювати параметри гарячої прокатки залежно від реального вмісту хімічних елементів в сталі. Розроблені засоби реалізації цих пропозицій, захищені авторськими свідоцтвами.

11. Встановлено, що зміни структури низьколегованої сталі внаслідок нормалізації визначаються характером вихідної гарячекатаної структури і проявляється ефект спадкоємності, що виражається в залежності міцностних властивостей нормалізованого металу від умов гарячої прокатки. Розроблені засоби стабілізації рівня міцностних характеристик низьколегованої сталі, основані на встановленні параметрів термообробки залежно від режимів гарячої прокатки листів.

12. Сформульовані практичні рекомендації по режиму термічної обробки листових конструкційних сталей 15ГЮТ, 20ГЮТ і 22Г2ТЮ, що застосовуються для виготовлення виробів засобом холодного штампування. Показано, що тільки комплексне застосування, з урахуванням плавочного хімічного складу, розроблених засобів і режимів термообробки дозволить знизити негативний вплив концентраційно - структурної неоднорідності на пластичність металу і гарантовано забезпечити необхідні класи міцності (σ_T 400, 450, 500 Н/мм²) листового прокату.

13. Розроблені теоретичні положення і результати виконаних досліджень реалізовані на промислових підприємствах при опробуванні і впровадженні нових марок сталей і прогресивних технологічних прийомів виробництва листового конструкційного прокату підвищеної міцності різноманітного призначення.

Освоєні нові економнолеговані сталі підвищеної міцності для рам автомобілів КАМАЗ і дисків коліс ВАЗу, розроблені і впроваджені на металургійних підприємствах засоби і технологічні режими їх гарячої прокатки термообробкою. Це дозволило вирішити важливу проблему останніх років - організацію виробництва листового прокату для несучих деталей автомобілів на рівні найкращих зарубіжних аналогів.

Значне поліпшення якості металу і підвищення ефективності його використання в металоконструкціях було досягнуто внаслідок впровадження технологічних прийомів виробництва листового прокату гарантованих класів міцності в відповідності з вимогами ТУ 14-3023-80 і ДОСТ 19281-89.

Більшість розроблених сталей і технологічних рішень захищено авторськими свідоцтвами. Економічний ефект від впровадження нових сталей і освоєння виробництва листового прокату гарантованих класів міцності склав понад 20 млн. карбованців, частка автора понад 2,1 млн. карбованців (в цінах до 1990 р.).

Основні положення дисертації опубліковані в слідуючих роботах:

1. Левченко Г.В., Тананин А.Н. Двухфазные стали для автомобилестроения за рубежом // Обзорная информация. - М.: НИИНавтопром, 1986. - 37 с.
2. Иванченко В.Г., Левченко Г.В., Колов М.И. и др. Технологические особенности прокатки и термообработки лонжеронных полос // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 1976. - № 5. - С.20-21.
3. Левченко Г.В., Ноговицын А.В. Сопротивление деформации стали 15ГЮТ // Сталь. - 1977. - № 4. - С.336-337.
4. Левченко Г.В., Матюха Л.Г., Колесниченко Б.П. и др. Производство лонжеронных полос из стали 15ГЮТ // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 1977. - № 3. - С.66.
5. Левченко Г.В. Исследование процесса разупрочнения стали 15ГЮТ // Изв. АН СССР. Металлы. - 1978. - № 1. - С.158-161.
6. Медведев В.В., Левченко Г.В., Матюха Л.Г. и др. Влияние режима горячей прокатки на свойства нормализованной низколегированной стали // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 1979. - № 1. - С.35-36.
7. Колесниченко Б.П., Тищенко О.И., Левченко Г.В. и др. Исследование технологии производства лонжеронных полос из стали 15ГЮТ // Сталь. 1978. - № 4. - С.337-339.

8. Левченко Г.В., Медведев В.В., Марков В.Ф. и др. Производство листовой и полосовой стали 22Г2ТЮ // Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». - 1979. - вып.23. - С.42-43.

9. Левченко Г.В., Усиков И.Т., Медведев В.В. и др. Исследование причин образования трещин при штамповке лонжеронов автомобиля КАМАЗ-5511 // Автомобильная промышленность. - 1980. - №2. - с. 32-33.

10. Зенченко Ф.И., Медведев В.В., Левченко Г.В. и др. Производство низколегированной полосовой стали повышенной прочности для автомобильных рам // Сталь. - 1980. - № 6. - С.512-515.

11. Мелешко В.И., Фельдман Б.А., Левченко Г.В. и др. Оптимизация технологии прокатки лонжеронных полос // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 1980. - № 2. - С.16-17.

12. Левченко Г.В., Фельдман Б.А., Михалёв П.М. и др. Термическая обработка горячекатаных листов из стали 22Г2ТЮ // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 1980. - № 2. - С.29-31.

13. Стародубов К.Ф., Лещенко А.Н., Дейнеко Л.Н., Левченко Г.В., Михалёв П.М. Выбор оптимальных режимов упрочняющей термической обработки низколегированных сталей 10ХСНД и 15ГЮТ // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 1980. - № 3. - С. 23-24.

14. Левченко Г.В. Влияние условий горячей деформации на процесс разупрочнения стали // Теория и практика производства широкополосной стали. - М.: Металлургия, 1981. - № 5. - С.14-17.

15. Марченко В.Н., Литвиненко Д.А., Левченко Г.В. и др. Сталь для автомобильных лонжеронов // Металлург. - 1981. - № 4. - С.15-17.

16. Стародубов К.В., Лещенко А.Н., Левченко Г.В. Упрочняющая термическая обработка стали для лонжеронов автомобилей КАМАЗ // Сталь. - 1981. - 17. - С.66-67.

17. Лещенко А.Н., Колпак В.П., Левченко Г.В. Оптимизация режимов упрочняющей термической обработки лонжеронной стали // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 1981. - № 2 - С.24-25.

18. Приходько Э.В., Наугольникова Л.М., Левченко Г.В. Оптимизация температурных параметров прокатки полос в зависимости от состава стали // Технология прокатки и отделки широкополосной стали. - М.: Металлургия. - 1981. - С.20-21.
19. Стародубов К.Ф., Лещенко А.Н., Левченко Г.В и др. Особенности охлаждения лонжеронной стали 15ГЮТ при ее термическом упрочнении // Изв. вузов. Черная металлургия. - 1982. - № 5. - С.112-115.
20. Хижняк Д.Д., Левченко Г.В. Сопротивление деформации при контролируемой прокатке низколегированных сталей // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 1982. - № 2. - С.23-24.
21. Микирова З.А., Левченко Г.В., Фельдман Б.А. и др. Повышение качества горячекатаной рулонной стали для производства нефтегазопроводных труб // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 1983. - № 1. - С.18-19.
22. Лещенко А.Н., Левченко Г.В. Связь структурной неоднородности с усталостной прочностью листового проката // Изв. вузов. Черная металлургия. - 1984. - № 5. - С.110-113.
23. Левченко Г.В., Чепелян И.И., Моисеев В.С. и др. Поставка листовой углеродистой стали, дифференцированной по группам прочности // Металлург. - 1985. - № 3. - С.29-31.
24. Левченко Г.В., Мирко В.А., Сосковец О.Н. и др. Разработка технологии производства экономнолегированной полосовой стали для автомобилестроения // Сталь. - 1985. - № 2. - С.65-68.
25. Узлов И.Г., Яценко А.И., Доронкин К.Ю., Левченко Г.В. Экономнолегированные стали повышенной прочности // Черная металлургия: Бюл.ин-та «Черметинформация». - 1985. - № 12. - С.55-56.
26. Левченко Г.В., Костяков В.В., Моисеев В.С. Организация производства углеродистой полосовой стали с гарантированным уровнем механических свойств // Прокатка широкополосной стали. - М.: Металлургия. - 1985. - С.18-21.

27. Белосточный В.В., Хижняк Д.Д., Левченко Г.В. Оптимизация технологии прокатки листов из стали 13ГС // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. - 1986. - № 1. - С.25-26.
28. Левченко Г.В., Сосулин В.П., Медведев В.В., Ярославцев Л.И. Исследование технологии производства полосовой стали типа 10ГС2 // *Повышение качества тонколистовой стали*. - М., *Металлургия*. - 1986. - С.5-7..
29. Лещенко А.Н., Левченко Г.В., Михалев П.М. -Пути повышения прочности листовой стали для автомобильных лонжеронов // *Производство термически обработанного проката*. - М.: *Металлургия*. - 1986. - С. 96-98.
30. Левченко Г.В., Тананин А.Н., Барун В.Н., Лопытько В.И. Сталь для автомобильных рам // *Автомобильная промышленность*. - 1986. - № 7. - С. 32-33.
31. Левченко Г.В., Яценко А.И., Грушко П.Д. и др. Оптимизация структуры и свойств полосовой стали 20ГЮТ // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. - 1986. - № 4. - С. 45-46.
32. Левченко Г.В., Яценко А.И., Грушко П.Д., Сосулин В.Н. Опробование технологии производства низкоуглеродистой полосовой стали с повышенным содержанием кремния // *Улучшение качества горячекатаной широкополосной стали*. - М.: *Металлургия*. - 1986. - С.28-30.
33. Левченко Г.В., Воробей С.А. О сопротивлении деформации стали при горячей прокатке // *Изв.АН СССР. Металлы*. - 1987. - № 3.- С.83-87.
34. Нестеренко А.М., Левченко Г.В., Курасов А.Н., Гнатюк Л.Д. Особенности распределения легирующих элементов между структурными составляющими двухфазных сталей // *Повышение свойств и эксплуатационной надежности термически обработанного проката*. - М.: *Металлургия*. - 1988. - С.17-19.
35. Левченко Г.В., Какушкин Е.С. Разработка технологии производства листового проката повышенной прочности для автомобилестроения // *Черная металлургия. Наука -технология-производство*. - М.: *Металлургия*. - 1988. - С.245-257.
36. Яценко А.И., Левченко Г.В., Грушко П.Д. Концентрационно-структурная микронеоднородность низколегированных листовых сталей // *Сталь*. - 1990. - № 5. - С.78-84.

37. Левченко Г.В., Яценко А.И., Какушкин Е.С. и др. Влияние охлаждения и деформации на превращения аустенита в низкоуглеродистых сталях с марганцем и кремнием // Изв.вузов. Черная металлургия. - 1993. - №1. - С.69-72.
38. Левченко Г.В., Какушкин Е.С., Яценко А.И. и др. Сталь для дисков автомобильных колес // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 1993. - № 4. - С.26-29.
39. Левченко Г.В., Шарафутдинов Д.Я., Куликов Б.И., Бурлаков С.А. Освоение производства стали повышенной прочности // Сталь. - 1994. - № 1. - С.58-62.
40. Воробей С.А., Хижняк Д.Д., Левченко Г.В. Зависимость сопротивления деформации стали от химического состава при горячей прокатке // Металл и литье Украины. - 1994. - № 9-10. - С.20-22.
41. Левченко Г.В., Яценко А.И., Блажнов А.Г., Лещенко А.Н. Влияние химического состава на кинетику распада аустенита в малоуглеродистых листовых сталях // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 1995. - № 1. - С.30-32.
42. Яценко А.И., Левченко Г.В., Репина Н.И., Грушко П.Д. Фазовые превращения и ликвация в низкоуглеродистых конструкционных сталях // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. - К.: Наукова думка. - 1995. - С.191-200.
43. Воробей С.А., Левченко Г.В., Хижняк Д.Д. Опір деформації сталі у процесах високотемпературної обробки тиском // Металознавство та обробка металів. - 1996. - № 3. - С.44-49.
44. Левченко Г.В., Ноговицын А.В., Воробей С.А. Исследование возможности повышения и стабилизации прочностных свойств горячекатаной широкополосной стали // Металл и литье Украины. - 1996. - № 1. - С.41-44.
45. Левченко Г.В., Вихлевшук В.А., Демченко Ю.В. Свариваемые листовые стали с повышенным содержанием кремния // Черная металлургия. Бюллетень НТИ. - 1996. - № 4 - С. 36-39.
46. Левченко Г.В. Совершенствование режимов термообработки листового проката // Теория и практика металлургии. - 1997. - № 1. - С.45-47.

47. Левченко Г.В. Листовая сталь повышенной прочности для вагоностроения // *Металл и литье Украины.* - 1997. - № 5. - С.19-21.
48. Левченко Г.В. Новые кремниймарганцовистые конструкционные листовые стали // *Черная металлургия. Бюллетень НТИ.* - 1997. - № 5-6. - С. 40-44.
49. Левченко Г.В., Яценко А.И., Воробей С.А., Коваль С.Н. Формирование структуры и свойств полосовой стали в условиях прямой прокатки // *Теория и практика металлургии.* - 1997. - № 2. - С. 47-50.
50. А.с.995925 (СССР) Способ обработки полосы из низкоуглеродистой стали / Левченко Г.В., Килиевич А.Ф., Яценко А.И. и др. - *Бюллетень изобретений.* 1983. № 6. - С.38.
51. А.с.1093715 (СССР) Способ изготовления листов из высокопрочных низколегированных сталей / Мазур В.Л., Левченко Г.В., Костяков В.В. и др. - *Бюллетень изобретений.* - 1984. № 15. - С. 91.
52. А.с.1129249 (СССР) Способ термической обработки стальных листов / Левченко Г.В., Мазур В.Л., Мирко В.А. и др. - *БИ.* - 1984. № 46. - С.83.
53. А.с.1263718 (СССР) Способ производства горячекатаных полос из конструкционных сталей, легированных карбидообразующими элементами / Левченко Г.В., Мазур В.Л., Яценко А.И., Костяков В.В. - *Бюллетень изобр.* - 1986. - № 38. - С.105.
54. А.с.1278363 (СССР) Способ производства полос из низколегированной стали / Левченко Г.В., Мазур В.Л., Костяков В.В. и др. *Бюллетень изобр.* - 1986. - № 47 - С.95.
55. А.с.908447 (СССР) Способ регулирования процесса горячей прокатки металлических полос / Приходько Э.В., Мазур В.Л., Наугольникова Л.М., Левченко Г.В. и др. - *Бюллетень изобр.* - 1982. - № 8. - С.36.
56. А.с.907081 (СССР) Сталь / Марченко В.Н., Литвиненко Д.А., Тищенко О.И., Левченко Г.В. и др. - *Бюллетень изобр.* - 1982. - № 7. - С.120.
57. А.с.1148889 (СССР) Сталь / Яценко А.И., Доронкин К.Ю., Грушко П.Д., Левченко Г.В. и др. - *Бюллетень изобр.* - 1985. - № 13. - С.6.
58. А.с.1222706 (СССР) Сталь / Цымбал В.П., Левченко Г.В., Сосковец О.И. и др. - *Бюллетень изобр.* - 1986. - № 13. - С.101.

59. А.с.1276685 (СССР) Сталь / Левченко Г.В., Яценко А.И., Грушко П.Д. и др. - Бюллетень изобр. - 1986. - № 46 - С.91.

60. Патент 1677084 (Россия) Сталь / Грушко П.Д., Какушкин Е.С., Левченко Г.В. и др. - Бюллетень изобр. - 1991. - № 31. -С.97.

61. Патент 1664863 (Россия) Сталь / Грушко П.Д., Какушкин Е.С., Левченко Г.В. и др. - Бюллетень изобр. - 1991. - № 27.-С.110.

62. Патент 2061780 (Россия) Сталь / Левченко Г.В., Яценко А.И., Шарфудинов Р.Я. и др. - Бюллетень изобр. - 1996. - № 16. - С. 218.



Левченко Г. В. Розвиток наукових основ і технологічних рішень виробництва економнолегованих листових сталей гарантованих класів міцності.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05. 16. 01 - "Металознавство і термічна обробка металів", Державна металургійна академія, Дніпропетровськ, 1997.

Захищається 51 наукова робота і 13 авторських свідоцтв і патентів, що містять результати теоретичних і експериментальних досліджень закономірностей формування структури і розвитку ліквациї при кристалізації та фазових перетвореннях в маловуглецевих низьколегованих сталях. Виявлені особливості впливу деформації і охолодження на процеси перетворення аустеніту в низьковуглецевих сталях різноманітних систем легування. Результати промислового освоєння нових економнолегованих листових сталей підвищеної міцності для холодного штампування, а також гарячекатаних конструкційних листових сталей, що постачаються за класами і групами міцності

Ключові слова : структура, механічні властивості, кристалізація, гаряча прокатка, термообробка, листовая сталь.

G.V. Levchenko "Development of theoretical foundations and technological improvement of low alloy-consumable process technology for production of alloy steels of ensured strength grades".

The Dissertation for defending the degree of Doctor of Technical Sciences on the speciality 05.16.01 "Metal science and thermomechanical treatment of metals", Mining and Metallurgical Academy of Ukraine, Dnepropetrovsk, 1997.

The subject to defence is 51 scientific publications and 13 author's certificates and patents which contain the results of theoretical and experimental investigations devoted to regularities of structure formation and liquation development under crystallization and phase transformation of low-carbon low-alloy steels. The characteristics and features of effects of deformation and cooling on austenite transformation in low-alloy steels of different alloying systems have been found. The experimental results obtained under industrial conditions in producing new-type low alloy-consumable alloy steels of increased strength for cold forming and also hot-rolled structural steel sheets to be classified by strength classes and groups have been shown.

Keywords : structure, mechanical properties, crystallisation, hot rolling, heat treatment, steel sheets.

433779

AB 38.293