

Досліджені напрямки по підвищенню міцностних властивостей низьколегованих конструкційних сталей феррито-перлітного класу та можливості їх ефективної реалізації в межах марочного складу. Шляхом статистичної обробки масиву промислових плавок показана можливість підвищення міцності не тільки за рахунок твердорозчинного зміцнення фериту, але і в більшій мірі в результаті дисперсійного і зерномежевого зміцнення. Розглянуто напрямки підвищення міцності низьколегованих сталей за рахунок реалізації механізму карбонітридного зміцнення шляхом мікролегування сталі азотом, титаном і алюмінієм

Ключові слова: конструкційні сталі, ферито-перлітна структура, межа течії, карбонітридне зміцнення, мікролегування

Исследованы направления по повышению прочностных свойств низколегированных конструкционных сталей феррито-перлитного класса и возможности их эффективной реализации в пределах марочного состава. Путем статистической обработки массива промышленных плавок показана возможность повышения прочности не только за счет твердорастворного упрочнения феррита, но и в большей мере в результате дисперсионного и зернограничного упрочнения. Рассмотрено направление повышения прочности низколегированных сталей за счет реализации механизма карбонитридного упрочнения путем микролегирувания стали азотом, титаном и алюминием

Ключевые слова: конструкционные стали, феррито-перлитная структура, предел текучести, карбонитридное упрочнение, микролегирувание

УДК 669.018.291:669.15-194.52

DOI: 10.15587/1729-4061.2014.33442

ОСНОВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНОГО КЛАССА

Ю. А. Бубликов

Кандидат технических наук, доцент

Кафедра электрометаллургии

Национальная металлургическая

академия Украины

пр. Гагарина 4, г. Днепропетровск,

Украина, 49005

E-mail: yuriy.bublikov@i.ua

1. Введение

Постоянная интенсификация условий эксплуатации машин, агрегатов и строительных конструкций ставит перед металлургами достаточно сложную проблему создания новых экономичных сталей массового сортамента. Такие стали должны обладать комплексом высоких потребительских свойств: прочностью и пластичностью в широком интервале температур, минимальной температурой порога хрупкости, усталостной прочностью при статических и динамических нагрузках, в том числе и знакопеременных, коррозионной стойкостью и др.

При этом предусматривается решение нескольких задач – либо обеспечение надежной работы металлоконструкций в экстремальных условиях, либо снижение их металлоемкости, либо и то, и другое в комплексе. Во всех случаях необходимо обеспечить минимальные затраты в металлургическом переделе, даже несмотря на несомненный экономический эффект у потребителя.

2. Анализ литературных данных и постановка проблемы

Наиболее широкое применение в качестве свариваемых конструкционных материалов и стального литья

сегодня получили низколегированные стали феррито-перлитного класса, механические свойства которых определяются их химическим составом и соотношением фазовых составляющих.

Известное уравнение Холла-Петча для расчета предела текучести (σ_T) сталей этого класса имеет вид [1, 2]:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \Delta\sigma_{тр} + \Delta\sigma_{п} + \Delta\sigma_{д} + \Delta\sigma_{д.у.} + \Delta\sigma_{з}, \quad (1)$$

где σ_0 – напряжение трения решетки α -железа (напряжение Пайерлса-Наббаро); $\Delta\sigma_{тр}$ – упрочнение твердого раствора α -железа при легировании; $\Delta\sigma_{п}$ – упрочнение за счет перлита; $\Delta\sigma_{д}$ – деформационное упрочнение; $\Delta\sigma_{д.у.}$ – дисперсионное упрочнение; $\Delta\sigma_{з}$ – зернограничное упрочнение.

Теоретически рассчитанная величина сопротивления решетки α -феррита движению свободных дислокаций по данным [3] составляет всего 17 МПа. По экспериментальным данным работ [1, 4, 5] она может достигать 27–40 МПа однако это составляет не более 10 % суммарного значения σ_T .

Величина деформационного упрочнения определяется из уравнения:

$$\Delta\sigma_{д.у.} = 0,5Gb_p^{1/2}, \quad (2)$$

где G – модуль сдвига, равный для сталей этого класса $(8-9) \times 10^4$ МПа; b – вектор Бюргерса, равный $(2,3) \times 10^{-7}$, мм; p_0 – плотность дислокаций, мм^{-2} .

Вклад этой составляющей в термически обработанном металле очень невелик и, как правило, не превышает 10 МПа (5 %) [6], достигая в горячекатаной стали при низкой температуре конца деформации или при термоупрочнении в процессе деформации не более 10 %, т. е. также не более 30–40 МПа. В литом металле независимо от термической обработки деформационное упрочнение вообще отсутствует.

Остальные составляющие уравнения (1) зависят только от химического состава стали и определяются концентрацией легирующих элементов в твердом растворе и количеством, формой и характером распределения в нем избыточных упрочняющих фаз.

Эмпирически установлено, что твердорастворное упрочнение при одновременном легировании несколькими элементами имеет аддитивный характер и количественно может быть оценено линейным суммированием вкладов каждого из них по уравнению [1, 6, 7]:

$$\Delta\sigma_{тр} = \sum_{i=1}^n K_i^{\phi} C_i^{\phi}, \quad (3)$$

где K_i^{ϕ} – коэффициент упрочнения феррита i – элементом, МПа/%; C_i^{ϕ} – концентрация этого элемента в твердом растворе, %.

В работах [2, 6] приводятся следующие значения коэффициента K_i^{ϕ} , приведенные в табл. 1.

Таблица 1

Значения коэффициента K_i^{ϕ} уравнения (3)

Элемент, %	C+N	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Al	V
K_i^{ϕ} , МПа/%	4670	86	33	31	30	82	60	3

Однако необходимо учитывать, что указанные коэффициенты характеризуют только относительный порядок потенциальной эффективности твердорастворного упрочнения. Достоверность расчета вклада твердорастворного упрочнения в предел текучести реальной стали при нормализации или высоком отпуске после закалки зависит от надежности оценки завершенности перераспределения легирующих элементов между твердым раствором и выделяющимися избыточными фазами при распаде аустенита и мартенсита, а также развития внутризеренной и межзеренной сегрегации легирующих элементов, т. е. процессов, определяемых не только химическим составом стали, но и температурно-временными параметрами термической обработки. Последние же в промышленных условиях изменяются в широких пределах в зависимости от массивности металлоизделий и особенностей технологического оборудования [8, 9].

При этом следует иметь в виду, что роль таких элементов как титан, алюминий, а также углерод и азот в твердорастворном упрочнении, несмотря на очень высокие значения K_i^{ϕ} , особенно у двух последних, весьма мала, в связи с их крайне низкой остаточной концентрацией в феррите в результате образования избыточных карбонитридных фаз.

Доля твердорастворной составляющей в сталях перлитно-ферритного класса может достигать 40 % и более [1]. Поэтому одним из основных направлений производства конструкционных сталей с повышенными механическими и эксплуатационными характери-

стиками является увеличение степени их легированности относительно недорогими и доступными для Украины элементами, такими как марганец, кремний, а иногда и более дорогими хромом и никелем.

Механизм влияния этих элементов в низколегированных сталях ферритного и феррито-перлитного классов определяется образованием твердого раствора замещения [10]. В силу определенного различия в размерах и строении атомов элементы замещения создают напряженность в ОЦК решетке α -феррита, вызывающую ее искажение и соответственно изменение периода, что в свою очередь непосредственно влияет на свойства стали. Для твердых растворов замещения упрочнение определяется различием атомных радиусов растворителя и растворенного элемента и концентрацией последнего, что определяет существенное увеличение стоимости за счет повышения степени легированности стали. При этом внедрение известного направления карбонитридного упрочнения на основе ванадия и ниобия, реализация которого основана на механизмах дисперсионного и зернограничного упрочнения, ограничивается их высокой импортной стоимостью и дефицитностью для украинских предприятий. В связи с этим ставится задача поиска путей реализации способов карбонитридного упрочнения на основе более дешевых и доступных для Украины металлов.

3. Цель и задачи исследования

Целью работы являлось исследование и анализ основных механизмов повышения прочностных свойств низколегированных конструкционных сталей феррито-перлитного класса для определения наиболее эффективного и экономически целесообразного направления их реализации.

Для достижения поставленной цели ставились следующие задачи:

- выполнить аналитические исследования направлений повышения прочности конструкционных сталей и научно обосновать эффективность их реализации применительно с низколегированным сталям феррито-перлитного класса;
- оценить влияние механизма твердорастворного упрочнения за счет легирования базовыми элементами (C, Mn, Si) на комплекс механических свойств стали в пределах ее марочного состава и дать рекомендации по их рациональному содержанию;
- исследовать возможности дисперсионного и зернограничного упрочнения и определить наиболее эффективную схему их реализации путем образования нанодисперсных избыточных фаз.

4. Результаты исследования и оценка эффективности направлений по повышению прочностных свойств конструкционных сталей феррито-перлитного класса

Упрочнение металла по механизму твердорастворного упрочнения имеет место даже в пределах состава одной марки стали. На рис. 1 приведены результаты выполненной статистической обработки данных сдачного контроля по пределу текучести стали 20ГЛ

после нормализации в условиях ОАО «Кременчугский сталелитейный завод».

Обработку промышленных данных (2863 плавки) в форме уравнения

$$\sigma_T = A_{[Mn]} + B_{[Mn]} \times [Si] \tag{4}$$

проводили методом наименьших квадратов и регрессионно-корреляционного анализа [11] для трех групп плавков с различными пределами по содержанию марганца (табл. 2)

Таблица 2

Влияние концентрации марганца в стали марки 20ГЛ на значение коэффициентов уравнения (4)

Содержание [Mn], %	Количество плавков	A _[Mn]	B _[Mn]	г±σ _г	г/σ _г
1,36–1,55	315	344,0	44,57	0,181±0,055	3,29
1,26–1,35	921	334,0	56,66	0,250±0,031	8,06
1,05–1,26	1073	324,4	62,32	0,265±0,028	9,46

Несмотря на значительный разброс данных, что естественно для промышленных условий, не позволяющих сколь-нибудь жестко закрепить большое число технологических факторов выплавки, разливки и, особенно, термической обработки, получены статистически значимые зависимости предела текучести от содержания в металле кремния для трех групп по марганцу. Во всех случаях величина отношения г/σ_г превышает 3,0, что отвечает доверительной вероятности α=95% [12].

Как видно из табл. 2 и рис. 1, с ростом концентрации марганца практически линейно изменяются оба

коэффициента уравнения (4). Обработкой этих данных в форме уравнений первого порядка получены следующие зависимости.

$$A_{Mn} = 213,2 + 93,2[Mn]; \quad r_5 = 0,9986 \pm 0,001, \tag{5}$$

$$B_{Mn} = 163,1 - 83,7[Mn]; \quad r_6 = 0,9703 \pm 0,034. \tag{6}$$

Подставив в уравнение (4) уравнения (5) и (6), получили:

$$\sigma_T = 213,2 + 93,2[Mn] + 163,1[Si] + 83,7[Mn] \cdot [Si]. \tag{7}$$

Как следует из (7), влияние кремния на величину предела текучести стали 20ГЛ по результатам обработки промышленных данных примерно вдвое выше, чем марганца, что близко приведенным выше литературным данным [2, 6].

Достаточно высокий упрочняющий эффект имеют и другие металлы (хром, никель и т. д.). Поэтому возможности получения конструкционных сталей с повышенными прочностными характеристиками за счет твердорастворного упрочнения весьма широки, однако они ограничиваются экономической стороной вопроса, обусловленной ростом стоимости проката или литья и зачастую отсутствием целесообразности уменьшения металлоемкости конструкции в ущерб их надежности и долговечности.

Твердорастворное упрочнение сталей может быть достигнуто и за счёт повышения концентрации элементов, образующих растворы внедрения – бора, углерода, азота, кислорода и водорода, имеющих значительно большую величину K^φ. Из представленного ряда следует сразу исключить заведомо вредные для сталей всех классов два последних элемента.

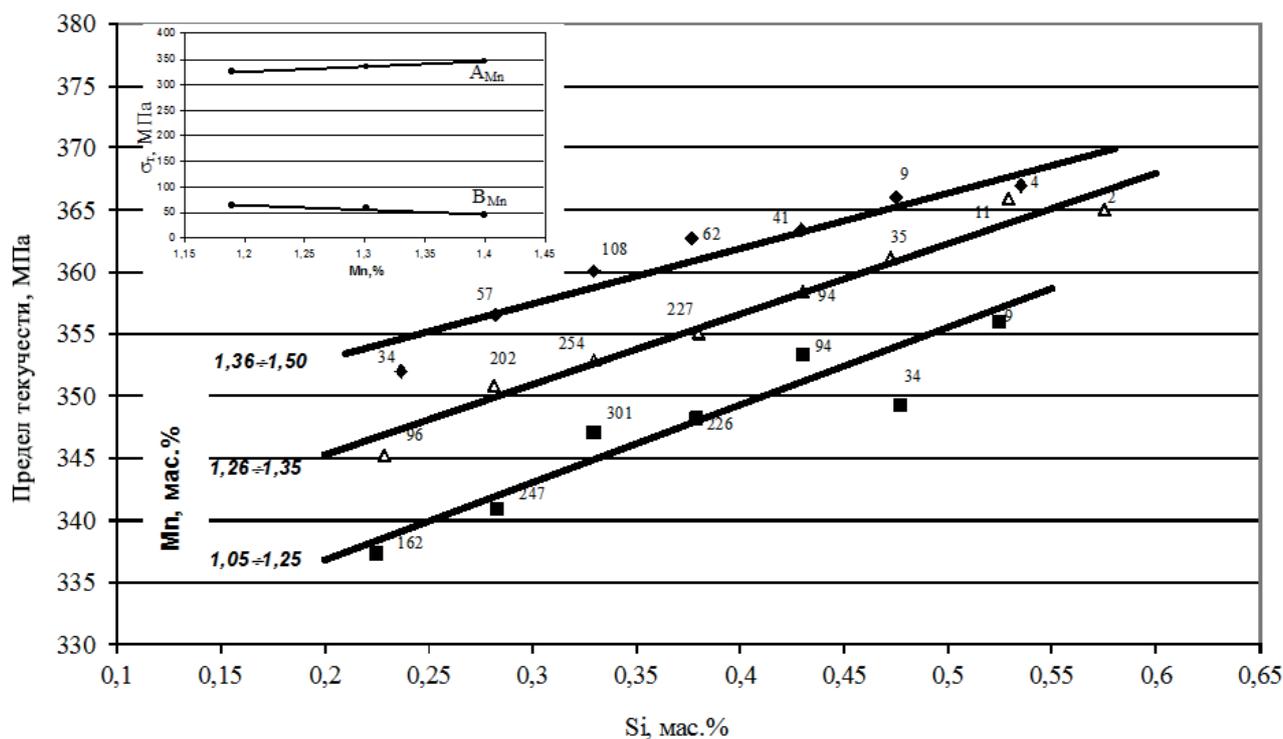


Рис. 1. Влияние кремния и марганца на величину предела текучести нормализованной стали 20ГЛ

Что касается бора, то его атомный радиус (0,91 Å) относительно мал для упрочнения стали по механизму замещения, и достаточно велик чтобы внедряться в решетку α -железа. Величина отношения радиусов атомов бора и железа (-0,68) существенно выше требуемой по правилу Хэгга величины $\leq 0,59$ [13]. Вследствие этого атомы бора внедряются в решетку железа только лишь по дефектам кристаллического строения (вакансиям, дислокациям, субграницам и границам). В то же время, обладая большим радиусом, чем у азота, атомы бора образуют непосредственно ковалентно связанные атомы В-В и характеризуется малой растворимостью в железе [14]. Иначе говоря, атомы бора остаются в решетке изолированными, располагаясь между слоями металлических атомов. Это определяет специфические физико-химические и механические свойства даже микролегированной бором стали. Увеличение его содержания выше определенного уровня, как правило, очень низкого (порядка 10^{-3} % мас.), вызывает охрупчивание металла.

Углерод и азот в силу малых размеров атомов и в соответствии с правилом Хэгга образуют во всех полиморфных модификациях железа твердые растворы внедрения, располагаясь в междоузлиях основной решетки. Известно, что углерод и азот внедряется в междоузлия в виде катионов C^{+4} и N^{+3} , повышая тем самым плотность электронов и стабилизируя γ -фазу. Анализ диаграмм состояния систем железо-углерод и железо-азот выявляет их большое сходство [15].

В системах Fe-C и Fe-N имеются эвтектидные превращения соответственно при 738 и 590 °С. Указанные превращения обуславливают сходство в структурах, формирующихся в результате термической обработки в сплавах железо-углерод и железо-азот. Более низкая температура эвтектидного превращения у железо-азотистых сплавов позволяет получить более дисперсные структурные составляющие. В пользу использования азота свидетельствует более высокая

энергия взаимодействия с дислокациями [16], меньший коэффициент диффузии выше 400 °С [17] и стремлению к локальному упорядочению в кристаллической решетке γ - и α - железе [18] в сравнении с углеродом.

При этом растворимости и углерода и азота в железе при атмосферном давлении последнего в области комнатных температур крайне мала, что практически полностью исключает сколь-нибудь существенное твердорастворное упрочнение ими ферритных и феррито-перлитных сталей.

Это положение подтверждается статистической обработкой указанного выше массива промышленных данных по ОАО «КСЗ» для стали 20ГЛ в форме уравнения аналогичного (4):

$$\sigma_T = A_{[Si]} + B_{[Si]} \times [C]. \quad (8)$$

Результаты этой обработки для трех групп по содержанию кремния приведены в табл. 3 на рис. 2.

Таблица 3

Влияние концентрации кремния в стали марки 20ГЛ на значение коэффициентов уравнения (8)

Содержание [Si], %	Количество плавок	$A_{[Si]}$	$B_{[Si]}$	$r \pm \sigma_r$	r/σ_r
0,40–0,60	403	273,4	399,7	$0,452 \pm 0,041$	11,02
0,30–0,39	1205	274,3	377,4	$0,403 \pm 0,026$	15,50
0,20–0,29	741	276,8	336,7	$0,378 \pm 0,031$	12,19

Как видим (табл. 3 и рис. 2), с увеличением концентрации кремния в стали 20ГЛ значение свободного члена в уравнении (4) снижается, однако абсолютный уровень изменения настолько мал (-19 МПа/%Si), что позволяет пренебречь этой величиной принять значение $A_{[Si]}$ равным средней величине для трех групп и описать зависимость предела текучести нормализованного литого металла от содержания углерода и кремния следующими уравнениями:

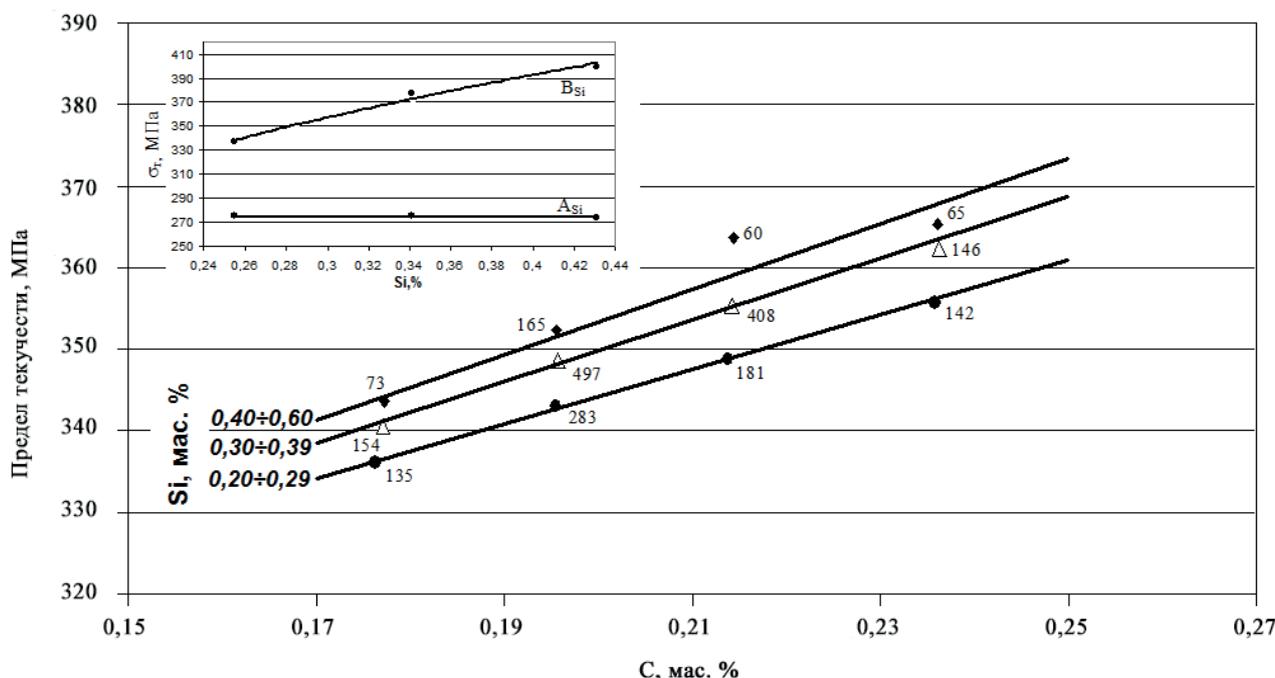


Рис. 2. Влияние углерода и кремния на величину предела текучести нормализованной стали 20ГЛ

$$A_{Si}=274,8, \quad (9)$$

$$B_{Si}=248,7+357,6[Si]; r_3=0,983\pm 0,017, \quad (10)$$

$$\sigma_r=274,8+248,7[C]+357,6[C]\cdot[Si]. \quad (11)$$

С учетом максимально допускаемого нормативно-технической документацией содержания кремния в стали 20ГЛ равного 0,6 % получим статистическую величину $K_C^{\phi} = 248,7 + 357,6 \cdot 0,6 = 463,2$ против 4670 (табл. 1) по данным [2, 6], т. е. на порядок ниже. Это, несомненно, свидетельствует о том, что влияние углерода не связано с твердорастворным механизмом упрочнения.

Положительное влияние углерода в сталях рассматриваемого класса проявляется, прежде всего, через количество перлитной фазы, доля которой является прямой функцией его концентрации, а ее влияние на предел текучести по литературным данным может достичь 15 % отн. [2]. Эта составляющая для низкоуглеродистых сталей описывается эмпирическим уравнением:

$$\Delta\sigma_{п}=2,4\%П, \quad (12)$$

где 2,4 – эмпирический коэффициент; % П – количество перлита, % об.

Дополнительное легирование стали азотом, повышая активность углерода ($e_C^N = 0,130$ [19]), должно сдвигать точку Р на диаграмме состояния Fe-C в сторону меньшей концентрации углерода и тем самым, хотя и незначительно, но увеличивать долю перлита в общей структуре металла.

Как следует из рис. 2 и 3, а, б, легирование феррито-перлитной стали только кремнием и марганцем, при ограничении содержания углерода до 0,25 % мас., по причинам ухудшения свариваемости металлоизделий [20–22], обеспечивает величину s_r не более 375 МПа, что сегодня не удовлетворяет большинство потребителей.

Получение металлоконструкций более высокого класса прочности без легирования стали дорогостоящими элементами замещения (Cr, Ni, Mo и т. д.) возможно лишь за счет двух последних составляющих в уравнении (1) – дисперсионного и зернограничного упрочнений. Обе они являются следствием образования избыточных карбонитридных фаз при легировании стали элементами, обладающими повышенным сродством к углероду и азоту. Доля этих взаимосвязанных составляющих может достигать 60 % общего упрочнения, при преобладающей роли последней [1].

Величина дисперсионного упрочнения (~20 %) определяется расстоянием между частицами карбонитридов, затрудняющих движение и скольжение дислокаций, и описывается уравнением:

$$\Delta\sigma_{д.у.} = \frac{9,8 \cdot 10^3}{\lambda} \cdot \ln 2\lambda, \quad (13)$$

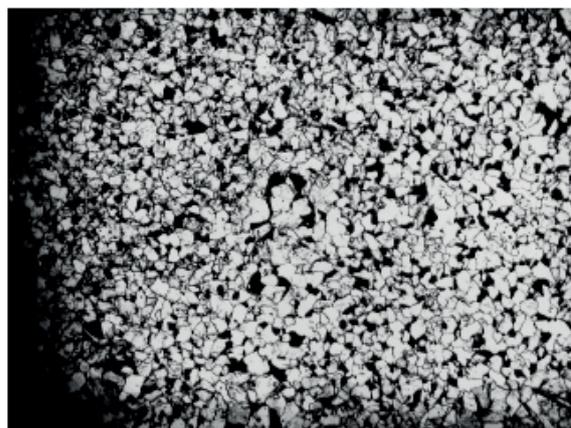
где λ – расстояние между частицами, нм

Зернограничное упрочнение (~40 %) обратно пропорционально корню квадратному из размера зерна (d, μ):

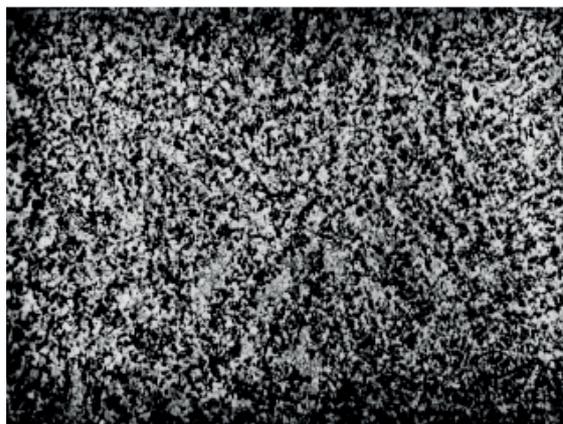
$$\Delta\sigma_3 = K_y \cdot d^{-1/2}, \quad (14)$$

где K_y – коэффициент, изменяющийся в пределах 0,57–0,73 МПа \times м^{1/2}.

Этот коэффициент характеризует трудность эстафетной передачи пластической деформации через границу зерна. Пределы его колебания зависят от химического состава матрицы. В частности, кремний повышающий активность примесей внедрения (углерода и азота), способствует обогащению ими границ зерна и определяет повышение величины K_y [2, 6].



а



б

Рис. 3. Микроструктура Ст.20 Ø8 мм после травления ($\times 100$): а – без КНУ по стандартной технологии; б – с КНУ

Для реализации дисперсионного и зернограничного упрочнения феррито-перлитные стали дополнительно легируют азотом (0,015–0,030 %) и сильными натридо- и карбонитридообразующими элементами, чаще всего это ванадий (0,07–0,15 %) [23–35].

Наряду с повышением требований к прочностным характеристикам очень часто необходимым является не только сохранение, но и повышение уровня пластических свойств конструкционной стали. В частности это касается склонности стали к хрупким разрушениям, то строительству, промышленности и транспорту требуются конструкционные стали с порогом хладноломкости ≤ 60 °С в образцах с наиболее жестким острым надрезом (KCV⁶⁰) [36–41]. К эксплуатационным требованиям относятся также хорошая свариваемость, высо-

кая коррозионная и усталостная стойкость и др. Сегодня для этих целей в состав стали дополнительно вводят хром, никель, молибден, ванадий, ниобий и др. Решающее влияние на комплекс перечисленных свойств, включая прочность, оказывает измельчение зерна феррита, основной вклад в обеспечение которого вносят карбонитриды ванадия, регулирующие зеренную микроструктуру металла. При этом дисперсность и количество этой избыточной фазы определяется не столько уровнем концентраций и соотношением фазообразующих элементов (ванадия и азота), сколько температурными режимами прокатки и последующей термической обработки, т. к. при горячей деформации сталей указанного состава карбонитриды ванадия диспропорционируют и весь азот находится в твердом растворе [42, 43]. В части термической обработки это положение относится и к литым металлоизделиям, т. к. образование нитридов ванадия происходит после кристаллизации стали или при охлаждении литья после температурно-временных воздействий (нормализации или закалки и отпуска).

Учитывая высокую стоимость и дефицитность ванадия и его сплавов для украинской промышленности, основным направлением повышения механических свойств и эксплуатационных характеристик конструкционных сталей феррито-перлитного класса является реализация процессов карбонитридного упрочнения (КНУ) на основе более дешевых и доступных металлов, а именно титана и алюминия, и разработка состава и технологии выплавки высокопрочных сталей на основе такого микролегирования, что достаточно полно рассмотрено в работах [44–47]. Предложенные новые механизмы карбонитридного упрочнения отличаются от традиционных применением в качестве нитридоутворяющих элементов алюминия и титана вместо дорогостоящих ванадия или ниобия. Оптимальное соотношение содержания в стали азота (0,012–0,015 % мас. для сталей в литом состоянии и 0,014–0,020 % мас. для сталей подвергающихся горячей деформации) и предложенных микролегирующих элементов (титана 0,015–0,025 % мас. и алюминия 0,02–0,04 % мас.) обеспечивает стабильное достижение в готовом металле более мелкой микроструктуры в сравнении с базовой (рис. 3, а, б), а именно не ниже 8 балла в нормализованном литье и 10 балла в горячекатаном состоянии. В литом состоянии после нормализации сталь типа 20ГЛ с КНУ имеет $s_r \geq 350$ МПа и $KCU^{-60} \geq 23$ Дж/см². При этом стали с указанным механизмом карбонитридного упрочнения имеют высокие показатели прочности без снижения пластичности. Этот эффект достигается за счет формирования карбонитридов титана (>50 % отн.) имеющих наноразмеров ($\leq 1-2$ мкм) при его содержании не выше 0,020–0,025 % и установлено, что именно они определяют дисперсность литой структуры. Алюминий при концентрации 0,020–0,040 % образует только нанонитриды (≤ 200 нм), роль которых одинакова в литой и деформированной стали [48].

Необходимо также отметить, что незначительное увеличение себестоимости выплавки стали за счет микролегирования полностью оправдывается высокой стоимостью аналогичной металлопродукции, повышение прочностных свойств в которой достигается путем увеличения степени легированности кремнием, марганцем, хромом, никелем и другими элементами. В

связи с этим, как научный, так и практический интерес представляет решение оптимизационной задачи определения такого легирующего комплекса, который обеспечивал бы достижение заданного уровня свойств. Это, в свою очередь, требует построения адекватной математической модели типа «состав – свойство» [49] в виде многомерного уравнения регрессии. Решение данной задачи представляет очевидную трудность, связанную с необходимостью оценивания коэффициентов уравнения регрессии по данным пассивного эксперимента в условиях малой выборки нечетких данных. При этом под малостью выборки понимается явное несоответствие фактически имеющихся производственных данных о результатах плавки и оцениваемых параметрах уравнения регрессии, а под нечеткостью входных переменных – невозможность точного выдерживания в каждом эксперименте (по сути, серийной плавке) строго регламентированного содержания элементов химического состава. Теоретические аспекты решения такого рода задач подробно изложены в цикле работ [50–54] и их применение в практике выплавки стали с использованием комплексного легирования может снять определенную сложность реального учета множества технологических входных переменных, существенно влияющих на прочностные и специальные свойства сталей. О подобного рода сложностях было сказано выше в постановочной части проблемы, поэтому разработка путей их преодоления может стать логичным продолжением данного исследования.

Нелегированные стали типа ст. 20 с КНУ в горячедеформированном состоянии соответствуют классу прочности 325 по ГОСТ 19281, что сегодня достигается только низколегированной стали типа 09Г2С, 15ХСНД, 16Г2САФ и др. Карбонитридное упрочнение при производстве передельной заготовки (катанки) из стали Ст. 3 за счет микролегирования азотом титаном и алюминием обеспечивает достижение класса прочности А600 по ГОСТ 10884 и ДСТУ 3760:2006 при производстве из нее холодно-деформированного арматурного проката [55].

В части ударной вязкости прокат из рядовой стали Ст.3 с карбонитридным упрочнением при испытании образцов с круглым надрезом не только соответствует, но и значительно превосходит требования, предъявляемые к низколегированным сталям при температурах вплоть до -70 °С (рис. 4). На этом же рисунке приведены литературные данные для низколегированной стали 16Г2САФ [36], уровень ударной вязкости которой во всем интервале температур примерно вдвое ниже. Высокая ударная вязкость вплоть до -40 °С сохраняется и при испытании образцов опытной стали с острым надрезом (рис. 4).

Достигнутый комплекс механических свойств проката из слитков 6,7 т стали Ст. 3 от квадрата 40 мм и менее полностью отвечает классу прочности 325 по ГОСТ 19281, который сегодня обеспечивается только низколегированными сталями типа 09Г2С, 15ГФ, 15ХСНД. Высокие потребительские свойства углеродистой стали с карбонитридным упрочнением достигаются благодаря формированию уже на размере 60°60 мм феррито-перлитной структуры с ферритным зерном 10–11 балла, а в прокате 40°40 мм и менее – 11–12 балла.

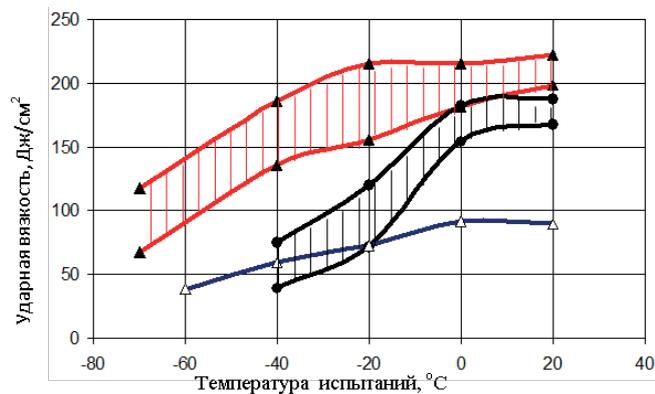


Рис. 4. Кривая хладноломкости малоуглеродистой стали Ст. 20, микролегированной азотом, титаном и алюминием (▲ – КСУ, ● – КСВ опытной стали и Δ – КСУ стали 16Г2САФ [36])

5. Выводы

На основе проведенного литературного обзора данных по влиянию различных механизмов упрочнения

сталей феррито-перлитного класса проанализирована их эффективность влияния на величину предела текучести. Обработкой промышленных данных по выплавке стали марки 20ГЛ показано, что существенную роль играет твердорастворное упрочнение феррита элементами замещения – кремнием и марганцем. Положительное влияние углерода проявляется благодаря увеличению доли перлита в структуре литого металла после его нормализации.

Установлено, что увеличение концентрации углерода, кремния и марганца в пределах одного марочного состава не обеспечивает требуемый уровень ее упрочнения, который может быть достигнут по зернограничному и дисперсионному механизму упрочнения без дополнительных затрат на легирующие элементы замещения за счет карбонитридного упрочнения в результате комплексного микролегирования металла азотом, титаном и алюминием.

Показано, что карбонитридное модифицирование конструкционных сталей азотом титаном и алюминием обеспечивает формирование мелкозернистой микроструктуры проката и термообработанного литья за счет образования нанодисперсных карбонитридных фаз, что обеспечивает достижение высокого уровня прочностных свойств.

Литература

1. Гольдштейн, М. И. Специальные стали [Текст]: учебник для вузов / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – М.: Металлургия, 1985. – 408с.
2. Пикеринг, Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей [Текст] / Ф. Б. Пикеринг. – М.: Мир, 1982. – 184 с.
3. Хоникомб, Р. Пластическая деформация металлов [Текст] / Р. Хоникомб. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
4. Сарак, В. И. Свойства железа высокой чистоты [Текст] / В. И. Сарак, В. И. Ширяев, Р. И. Энтин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1969. – № 10. – С. 20–25.
5. Мак Лин, Д. Механические свойства металлов [Текст] / Д. Мак Лин. – М.: Металлургия, 1965. – 431 с.
6. Гольдштейн, М. И. Дисперсионное упрочнение сталей [Текст] / М. И. Гольдштейн, В. М. Фарбер. – М.: «Металлургия», 1979. – 208 с.
7. Малинов, Л. С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии [Текст] / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2007. – 305 с.
8. Тылкин, М. А. Структура и свойства строительной стали [Текст] / М. А. Тылкин, В. И. Большаков, П. Д. Одесский. – М.: Б.и, 1983. – 287 с.
9. Спиваков, В. И. Исследование условий охлаждения листовой стали [Текст] / В. И. Спиваков, Э. А. Орлов, В. Я. Савенков и др. // В сб.: Термическая обработка металлов. – 1979. – № 8. – С. 16–18.
10. Меськин, В. С. Основы легирования стали [Текст] / В. С. Меськин. – М.: Металлургия, 1964. – 684 с.
11. Белай, Г. Е. Организация металлургического эксперимента [Текст] / Г. Е. Белай, В. В. Дембовский, О. В. Соценко. – М.: Металлургия, 1993. – 256 с.
12. Кривошеев, А. Е. Основы научных исследований в литейном производстве [Текст] / А. Е. Кривошеев, Г. Е. Белай, О. В. Соценко и др. – К.: Вища школа, 1979. – 272 с.
13. Hägg, G. Gesetzmäßigkeiten im kristallbau bei hydriden boriden, carbiden und nitrogen der übergangselemente [Text] / G. Hägg // Phys. Chem. Abt. B. – 1931. – Bd. 12. – P. 33–56.
14. Григорович, В. К. Периодический закон Менделеева и электронное строение металлов [Текст] / В. К. Григорович. – М.: «Наука», 1966. – 287с.
15. Банных, О. А. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа [Текст] : Справ. изд. / О. А. Банных, П. Б. Будберг, С. П. Алисова и др. – М.: Металлургия, 1986. – С. 9, 95, 124.
16. Гаврилюк, В. Г. Влияние азота на структуру и свойства γ - и α - железа и перспективные направления разработки высокоазотистых сталей [Текст] : тр. I Всес. конф. / В. Г. Гаврилюк, С. П. Ефименко // Высокоазотистые стали. – Киев, 1990. – С. 5–26.
17. Гудремон, Э. Специальные стали. Т. 2. [Текст] / Э. Гудремон. – М.: Металлургия, 1966. – 1274 с.
18. Mittemeier, E. J. Analysis of nanothermal transformation kinetics; tempering of iron-carbon and iron-nitrogen martensites [Text] / E. J. Mittemeier, Lin Cheng et. al. // Metallurgical Transactions A. – 1988. – Vol. 19, Issue 4. – P. 925–932. doi: 10.1007/bf02628377

19. Чуйко, Н. М. Теория и технология электроплавки стали [Текст] : уч. пособие / Н. М. Чуйко, А. Н. Чуйко. – Киев; Донецк: Вища школа, 1983. – 247 с.
20. Аснис, А. Е. Повышение прочности сварных конструкций [Текст] / А. Е. Аснис, Г. А. Иващенко. – Киев: Б.и., 1985. – 256 с.
21. Рекомендации по применению стали для сварных стальных конструкций зданий и сооружений [Текст] / Союзметалло-стройиниипроект, Центр. н.-и. и проект. ин-т строит. металлоконструкций. – М.: Б. и., 1980. – 23 с.
22. Одесский, П. Д. Малоуглеродистые стали для строительных конструкций [Текст] / П. Д. Одесский, И. И. Ведяков. – М.: ЗАО «Интермет Инжиниринг», 1999. – 224 с.
23. Смирнов, Л. А. Эффективность применения ванадия для легирования стали [Текст] / Л. А. Смирнов // Электрометаллургия. – 2003. – № 2. – С. 4–11.
24. Смирнов, Л. А. Достижения в использовании ванадия в стали [Текст] / Л. А. Смирнов, П. С. Митчелл // Сталь. – 2003. – № 2. – С. 93–95.
25. Шипицин, С. Я. Специальные азотсодержащие экономнолегированные стали с карбонитридным упрочнением [Текст] / С. Я. Шипицин, Ю. З. Бабаскин // Процессы лития. – 1998. – № 3–4. – С. 122–130.
26. Eissa, M. Development of superior high strength low impact transition temperature steels microalloyed with vanadium and nitrogen [Text] / M. Eissa, K. El-Fawakhry, M. H. Ahmed et. al. // J. Mater. Sci. and Technol. – 1997. – Vol. 5, Issue 1. – P. 3–19.
27. Филиппенков, А. А. Эффективные технологии легирования стали ванадием [Текст] / А. А. Филиппенков, Ю. А. Дерябин, Л. А. Смирнов. – Екатеринбург : Изд-во УрОРАН, 2001. – 207 с.
28. Гольдштейн, М. И. Упрочнение конструкционных сталей нитридами [Текст] / М. И. Гольдштейн, А. В. Гринь, Э. Э. Блюм и др. – М.: Металлургия, 1970. – 222 с.
29. Бабаскін, Ю. З. Дослідження і використання литих сталей, мікролегованих азотом та ванадієм [Текст] / Ю. З. Бабаскін, С. Я. Шипіцин, Є. Г. Афтандіянц // Металознавство та обробка металів. – 1998. – № 3. – С. 60–65.
30. Бабаскин, Ю. З. Эффективность нитридванадиевого упрочнения труб нефтяного сортамента из стали 45 и 36Г2С [Текст] / Ю. З. Бабаскин, Б. Л. Кравцов, В. К. Лаптев // Metallurg. – 1983. – № 3. – С. 25–26.
31. Панфилова, Л. М. Особенности микролегирования ванадием и азотом арматурного и полосового проката [Текст] / Л. М. Панфилова, Л. А. Смирнов и др. // ОАО «Черметинформация», Бюлетень «Черная металлургия». – 2005. – № 11. – С. 41–43.
32. Смирнов, Л. А. Стратегия успешного производства и применения ванадия [Текст] / Л. А. Смирнов, М. М. Корчинский, В. В. Катунин, Л. М. Панфилова // Бюлл. «Черметинформация». – 2005. – № 6. – С. 7–12.
33. Смирнов, Л. А. Проблемы расширения производства ванадийсодержащих сталей в России [Текст] / Л. А. Смирнов, Л. М. Панфилова, Б. З. Беленький // Сталь. – 2005. – № 6. – С. 108–123.
34. Панфилова, Л. М. Микролегирование ванадием сталей для тонколистового горячекатаного проката [Текст] / Л. М. Панфилова, Л. А. Смирнов, П. С. Митчелл // Черная металлургия : Бюл. НТИ. – 2005. – № 7. – С. 36–42.
35. Ворожищев, В. М. Качество рельсов из заэвтектоидной стали, микролегированной ванадием и азотом [Текст] / В. М. Ворожищев, В. В. Павлов, Е. А. Шур и др. // Известия вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 8. – С. 41–44.
36. Матросов, Ю. И. Сталь для магистральных газопроводов [Текст] / Ю. И. Матросов, Д. А. Литвиненко, С. А. Голованенко. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
37. Adamczyk, Ja. Structure forming process during hot deformation of a C-Mn-V-N steel [Text] / Ja. Adamczyk, M. Carsi, R. Kzik, R. Wusatowski // Steel Res. – 1995. – Vol. 66, Issue 7. – P. 305–308.
38. Revidriego, F. J. Influence of incomplete dissolution of precipitates on static recrystallisation of vanadium microalloyed steels [Text] / F. J. Revidriego, R. Abad, B. Lopez, I. Gutierrez, J. J. Urcola // Scripta Materialia. – 1996. – Vol. 34, Issue 10. – P. 1589–1594. doi: 10.1016/1359-6462(96)00020-6
39. Morrison, W. B. The influence of precipitation mode and dislocation substructure on the properties of vanadium-treated steels [Text] / W. B. Morrison, R. C. Cochrane, P. S. Mitchell // ISIJ International. – 1993. – Vol. 33, Issue 10. – P. 1095–1103. doi: 10.2355/isijinternational.33.1095
40. Юрьев, А. Б. Использование сплава Нитрован в производстве рельсовой стали низкотемпературной надежности [Текст] / А. Б. Юрьев, Л. А. Годик, Н. А. Козырев и др. // Сталь. – 2008. – № 9. – С. 31–33.
41. Лякишев, Н. П. Физико-химические аспекты микролегирования малоперлитных сталей повышенной прочности и хладостойкости для металлических конструкций [Текст] / Н. П. Лякишев, С. И. Гишаев, В. А. Паршин и др. // Металлы. – 1995. – № 3. – С. 45–55.
42. Гольдштейн, М. И. Растворимость фаз внедрения при термической обработке стали [Текст] / М. И. Гольдштейн, В. В. Попов. – М.: Металлургия, 1989. – 200 с.
43. Sage, A. M. Microalloyed Steels for structural application [Text] / A. M. Sage // Metals and Materials. – 1989. – Vol. 10. – P. 584–588.
44. Рабинович, А. В. Улучшение структуры и повышение свойств литых феррито-перлитных сталей для транспортного машиностроения [Текст] / А. В. Рабинович, Ю. А. Бубликов, Г. Н. Трегубенко и др. – Современная электрометаллургия, 2008. – С. 36–40.
45. Рабинович, А. В. Влияние микродобавок титана на структуру и свойства литых электросталей [Текст] / А. В. Рабинович, Г. Н. Трегубенко, А. В. Пучиков и др. // Теория и практика металлургии. – 2010. – № 5-6. – С. 60–64
46. Рабинович, А. В. Разработка и производство конструкционных сталей с карбонитридным упрочнением на основе комплексного микролегирования N-Ti-Al [Текст] / А. В. Рабинович, Г. Н. Трегубенко, Ю. А. Бубликов и др. // Металлофизика. Новейшие технологии. – 2012. – Т. 34, № 10. – С. 1385–1395.

47. Узлов, И. Г. Высокопрочная термически упрочненная микролегированная конструкционная сталь для вагоностроения [Текст] / И. Г. Узлов, А. В. Пучиков, О. В. Узлов и др. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2013. – № 2. – С. 51–54.
48. Рабинович, А. В. Теоретические основы и технология оптимального микролегирования электростали азотом, титаном и алюминием [Текст] / А. В. Рабинович, Г. Н. Трегубенко, М. И. Тарасьев, Ю. А. Бубликов и др. // *Зб. наукових праць “Сучасні проблеми металургії”*. – 2005. – Т. 7. – С. 97–107.
49. Дёмин, Д. А. Нечеткая кластеризация в задаче построения моделей «состав – свойство» по данным пассивного эксперимента в условиях неопределённости [Текст] / Д. А. Дёмин // *Проблемы машиностроения*. – 2013. – № 6. – С. 15–23.
50. Серая, О. В. Оценка представительности усеченных ортогональных подпланов плана полного факторного эксперимента [Текст] / О. В. Серая, Д. А. Дёмин // *Системні дослідження та інформаційні технології*. – 2010. – № 3. – С. 84–88.
51. Дёмин, Д. А. Метод обработки малой выборки нечетких результатов ортогонализированного пассивного эксперимента [Текст] / Д. А. Дёмин, Т. И. Каткова // *Вісник Інженерної Академії*. – 2010. – № 2. – С. 234–237.
52. Серая, О. В. Оценивание параметров уравнения регрессии в условиях малой выборки [Текст] / О. В. Серая, Д. А. Дёмин // *Східно-Європейський журнал передових технологій*. – 2009. – Т. 6, № 4(42). – С. 14–19.
53. Seraya, O. V. Linear regression analysis of a small sample of fuzzy input data [Text] / O. V. Seraya, D. A. Demin // *Journal of Automation and Information Sciences*. – 2012. – Vol. 44, Issue 7. – P. 34–48. doi: 10.1615/jautomatinfscien.v44.i7.40
54. Дёмин, Д. А. Применение искусственной ортогонализации в поиске оптимального управления технологическими процессами в условиях неопределенности [Текст] / Д. А. Дёмин // *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. – 2013. – Т. 5, № 9 (65). – С. 45–53. – Режим доступа: <http://journals.uran.ua/eejet/article/view/18452/16199>
55. Ивченко, А. В. К вопросу о производстве холоднодеформированного арматурного проката из катанки с карбонитридным упрочнением [Текст] / А. В. Ивченко, А. В. Рабинович, М. Ю. Амбражей, Ю. А. Бубликов // *Метизы. Специализированный журнал*. – 2010. – № 01(22). – С. 50–52.