

УДК 621.771.22

**С.П. Шейко, доцент, канд. техн. наук**

*Запорожский национальный технический университет*

*ул. Жуковского, 64, г. Запорожье, Украина, 69000*

*E-mail: valerij@zntu.edu.ua*

## **РАЗРАБОТКА СОСТАВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ**

*Анализируется влияние микролегирующих элементов на механические свойства стали.*

**Ключевые слова:** *микролегирующие элементы, контролируемая прокатка, ударная вязкость.*

**Введение.** Исследования последних лет, проводившиеся в Украине, СНГ и за рубежом, показали, что одновременное повышение прочности и сопротивления хрупкому разрушению низколегированных и рядовых малоуглеродистых сталей возможно путем микролегирования — введения микродобавок (до 0,15 %) элементов преимущественно IV и V групп Периодической системы. Наиболее распространенные микролегирующие элементы — это ниобий, ванадий и титан. Названные элементы обладают высоким сродством к азоту и углероду и легко образуют нитриды и карбиды (или карбонитриды). При нагреве нитриды и карбонитриды растворяются в твердом растворе, а при охлаждении выпадают в виде самостоятельной дисперсной фазы. Эти процессы и составляют в данном случае основу механизмов упрочнения стали: измельчения зерна, дисперсионного твердения и упрочнения твердого раствора. При обычном прокатном переделе микролегирующие добавки повышают прочность стали в основном через дисперсионное твердение, а при контролируемой прокатке или нормализации (аустенизации с охлаждением на воздухе) — преимущественно посредством измельчения зерна.

Присадки микролегирующих элементов в различных сочетаниях приводят к повышению прочности, часто с повышением вязкости и хладостойкости. Суммарное влияние микролегирования на свойства стали зависит от соотношения различных механизмов ее упрочнения. Например, эффект упрочнения низколегированной стали с карбонитридами ванадия связан с измельчением зерна и дисперсионным твердением. Повышение предела текучести стали под влиянием ниобия, также за счет измельчения зерна и дисперсионного твердения, обусловлено главным образом его карбидами (карбонитридами), выделяющимися при температуре  $> 900^\circ \text{C}$ , поэтому воздействие ниобия сильнее всего проявляется в горячекатаном состоянии при низкой температуре конца прокатки. Существенная доля этого упрочнения теряется при последующей нормализации, вследствие коагуляции частиц карбонитрида ниобия. В низколегированных сталях наибольшее влияние на механические свойства оказывают первые 0,04 % ниобия. Эффективность микродобавок ванадия (0,1 %) увеличивается при его сочетании с азотом ( $-0,015\%$ ) или ниобием ( $\sim 0,04\%$ ), причем карбид ниобия в последнем случае сдерживает рост зерна при нагреве под нормализацию.

Наиболее рациональный метод обработки низколегированной стали — контролируемая прокатка [1]. Отличительные особенности этого вида обработки: пониженная температура нагрева заготовок под окончательную прокатку, строго регламентированный режим деформации и низкая температура конца прокатки. Все это обеспечивает резкое измельчение зерна аустенита, а следовательно, и образовавшегося из него феррита, умеренное дисперсионное твердение, дислокационное и субзеренное упрочнение. Микролегирование ниобием и ванадием усиливает эффект контролируемой прокатки, обеспечивая в конечном счете мелкое аустенитное зерно, а после фазового превращения — и мелкое ферритное зерно, что сопровождается соответствующим улучшением механических и хладостойких свойств.

Эффективное влияние на механические свойства низколегированной стали контролируемой прокатки оказывают небольшие добавки титана, что связано с выделением ультрамелких частиц нитрида титана и существенным измельчением зерна [2]. Влияние микролегирующих элементов проявляется наиболее полно при комплексном микролегировании двумя или более элементами, когда каждый из них вносит в улучшение механических свойств стали свою лепту через свой механизм упрочнения.

*Цель исследований* — разработать сталь, путем дополнительного введения бария (Ba) и одного или нескольких РЗМ, изменения соотношения компонентов, для обеспечения оптимального фазового состава, который позволяет повысить механические свойства низколегированной стали.

Поставленная цель достигается тем, что сталь на основе железа, которая заявляется, кроме основы содержит углерод, кремний, марганец, хром, ванадий, титан, ниобий, серу, фосфор, а также дополнительно содержит барий и один или несколько РЗМ из группы церий, лантан, празеодим, неодим при таком соотношении элементов, в масс. %: С 0,08 – 0,12; Si 0,10 – 0,50; Mn 0,15 – 0,50; Cr 0,05 – 0,15; V 0,10 – 0,15; Те 0,10 – 0,15; Nb 0,07 – 0,15, S < 0,035 P < 0,035; Ba 0,0005 – 0,0015; РЗМ 0,001 – 0,010.

Введение бария в сталь предложенного состава наряду с глобуляризацией неметаллических включений обуславливает очистки границ зерен от вредных примесей в стали, влияет на

дислокационную структуру, обеспечивает ее однородность и минимальный уровень локальных микроискажений и способствует более равномерному распределению легирующих элементов.

Введение редкоземельных металлов из группы церий, лантан, празеодим, неодим обеспечивает уменьшение диффузионной подвижности атомов углерода, способствует измельчению карбидов и нитридов и их равномерное распределение в структуре стали, за счет чего уменьшается ее хрупкость.

Содержание углерода должно быть в диапазоне 0,08 – 0,12 мас. %. Это обусловлено: нижняя граница – резким снижением прочностных; верхняя – является пределом, за которой начинается массовое выделение окрихчующих вторичных фаз, снижает пластичность сплава. Кремния должно быть в диапазоне 0,10 – 0,50 мас. %. Это обусловлено: нижняя граница – обеспечением содержания кремния, который необходим для начала процесса раскисления; верхняя – снижением показателей пластичности при выходе за указанный предел.

Содержание марганца должно быть в диапазоне 0,15 – 0,50 мас. %. Это обусловлено: нижняя граница – ограниченной необходимостью обеспечения процесса раскисления и десульфурации сплава; верхний предел – резким увеличением количества перлитной составляющей в стали. Хрома должно быть в диапазоне 0,05 – 0,15 мас. %. Это обусловлено необходимостью обеспечения образования карбидов в широком интервале температур, что немаловажно в процессе сварки.

Содержание ванадия должно быть в диапазоне 0,10 – 0,15 мас. %. Это обусловлено: нижняя граница – ограниченная достаточной его концентрации для воздействия на структуру и свойства сплава; верхний предел – эффективностью его полезного действия по торможению образования карбидов и нитридов железа. Титана должно быть в диапазоне 0,10 – 0,15 мас. %. Это обусловлено снижением показателей пластичности и ударной вязкости, благодаря предупреждению образования нитридов, при выходе за указанный предел.

Содержание ниобия должно быть в диапазоне 0,07 – 0,15 мас. %. Это обусловлено: нижняя граница – достаточностью его концентрации для начала воздействия на структуру и свойства сплава; верхний предел – эффективностью его полезного действия по торможению образования высокохромистых карбидов в жидком металле, активным связыванием углерода в карбиды типа NbC и Nb<sub>2</sub>C, при повышении верхнего предела содержания ниобия снижается ударная вязкость и пластичность стали.

Введение хрома, ванадия, титана и ниобия в указанных пределах обеспечивает образование карбидного каркаса, препятствующего миграции границ зерен, сохраняя мелкозернистость и соответственно высокую ударную вязкость, как сварных швов, так и зоны термического влияния.

На основе полученных данных в результате проведенных исследований удалось вывести эмпирическую формулу соотношения между содержанием присутствующих в сплаве углерода и азота, а также необходимым при этом содержанием карбидообразующих элементов хрома, ванадия, титана и ниобия. Соотношение учитывает необходимость связывания углерода и азота в карбиды и нитриды. При таком соотношении возможно достижение наиболее высоких показателей технологических и эксплуатационных характеристик низколегированных сталей:

$$0,6 > (Nb + Ti + V + Cr) = [10 (C + N)^2 + 0,375], \quad (1)$$

где Nb – содержание ниобия в сплаве, в масс. %; Ti – содержание титана в сплаве, в масс. %; V – содержание ванадия в сплаве, в масс. %; Cr – содержание хрома в сплаве, в масс. %; C – содержание углерода в сплаве, в масс. %; N – содержание азота в сплаве, в масс. %.

Содержание серы, как постоянной вредной примеси, и фосфора должны быть <0,035.%, это обусловлено резким ухудшением пластических свойств стали.

Введение бария в предложенную сталь в диапазоне 0,0005-0,0015 масс. % обусловлено: нижняя граница – его необходимой концентрацией для активного связывания оксидов – металлов и газов, загрязняющих сплав, и удаление их в шлак, а также содействие раскисления и десульфурации сплава; верхний предел – эффективностью его рафинирующие действия по связыванию и вывода оксидов и газов, которые загрязняют сплав, обеспечивает снижение показателя индекса загрязнения сплава и повышение пластичности стали.

Введение одного или нескольких редкоземельных металлов из группы церий, лантан, празеодим, неодим в предложенную сталь в диапазоне 0,001 -0,010 масс. % обусловлено их полезным действием по уменьшению диффузионной подвижности атомов углерода, которое препятствует появлению грубых карбидных и нитридных выделений на границах зерен, а также способствует измельчению и равномерному распределению в структуре сплава вторичных фаз, за счет чего удается уменьшить его хрупкость.

По сравнению с прототипом, содержащий алюминий, бор, кальций, никель, отказ в предложенном решении от этих легирующих элементов и введение таких компонентов, как барий и редкоземельные элементы, позволяет получить низколегированную сталь с высокой ударной вязкостью, которая

обеспечивает повышение ее способности к сварке. Таким образом, химический состав обуславливает мелкозернистую структуру предложенной стали и повышения ее эксплуатационных свойств.

В процессе поиска оптимального состава сплава по изобретению, в индукционной печи с основной футеровкой емкостью 50 кг было проведено лабораторные плавки стали. Полученные отливки ковали на заготовки размером 10x80x120 мм, с последующим прокаткой в горячем состоянии до толщины 11 мм.

Механические свойства для образцов сплава предложенного решения и прототипа приведены в таблице 1.

Таблица 1

Механические свойства					
$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_t$ , МПа	$\delta_5$ , %	КСУ <sub>о.м.</sub> , МДж/м <sup>2</sup>	КСУ <sub>з.ш.&gt;</sub> , МДж/м <sup>2</sup>	КСУ <sub>з.т.в.</sub> , МДж/м <sup>2</sup>
502	345	30,5	0,95	0,75	0,81

Предложенное решение по сравнению с прототипом [3, 4] имеет более высокие значения ударной вязкости, сохраняя при этом высокие показатели прочности и текучести, таким образом сочетание повышенных служебных и механических свойств стали способствует увеличению срока службы изделий из нее.

Дальнейшие исследования связаны с расширением объема лабораторных плавки стали с целью поиска оптимальных сочетаний легирующих элементов для сплава с проектируемыми механическими свойствами.

#### **Бibliографический список использованной литературы**

1. Минаев А.А. Совмещенные металлургические процессы: монография / А.А. Минаев. — Донецк: Технопарк ДонГТУ УНИТЕХ, 2008. — 552 с.
2. Кайбышев О.А. Границы зерен и свойства металлов / О.А. Кайбышев, Р.З. Валиев. — М.: Металлургия, 1987. — 214 с.
3. Пат. № 1404544, СРСР. МПК4С22С 38/42, Сталь / Фонштейн Н.М., Голованенко С.А. и др. — заявл. 15.11.1986; опубл. 23.06.1988.
4. Пат. №2190685, Росія. МПК С22С38/54, Сталь для производства листового проката / Лисин В.С. и др. — заявл. 29.06.2001; опубл. 10.10.2002.

*Поступила в редакцию 13.02.2014 г.*

#### **Шейко С.П. Розробка складу низьколегованої сталі**

Аналізується вплив мікролегованих елементів на механічні властивості сталі.

**Ключові слова:** мікролеговані елементи, контрольована прокатка, ударна в'язкість.

#### **Sheiko S.P. Development of low-alloy steel**

The impact of micro-alloying elements on the mechanical properties of steel is analyzed.

**Keywords:** micro-alloying elements, controlled rolling, impact toughness.