

УДК 669.15-194.2:621.791.01

Чигиринский В. В.
Леготкин Г. И.
Слепынин А. Г.
Шейко С. П.

ОСНОВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ КОЛЕСНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Большие нагрузки, высокие скорости движения автомобилей, повышенная комфортабельность, надежность, технологичность предъявляет особые требования к материалам из которых изготавливаются корпус и колеса автотранспортных средств.

Целью работы является увеличение предела прочности колес с 190–200 МПа до 400–500 МПа, пластичности материала, штампуемости изделий, повышение механических характеристик сварного шва в результате получения закалочных структур.[1].

Существует два основных способа обеспечения необходимых механических характеристик изделия, за счет:

- химического состава стали;
- термомеханической обработки сталей.

Пластическая деформация оказывает существенное влияние на структурно-фазовые превращения в сплавах [2]. В соответствии с работой [3] это связано с изменением концентраций дислокаций в деформированном металле.

Сочетание термической обработки и деформации в потоке позволяет регламентировать необходимые механические характеристики.

В большей степени это относится к финишным операциям при обработке, когда степень деформации увеличивается до 15–30 %, а температура конца формоизменений приближается к температуре начала рекристаллизации. Пластической деформацией зерно измельчается, а низкая температура не позволяет ему увеличиваться в процессе рекристаллизации.

Представляет интерес получения двухфазных сталей, природный композит, в котором одна фаза обеспечивала бы необходимые прочностные характеристики, а вторая необходимую пластичность. К ним относятся некоторое сочетание фазового состава, это: ферритно-мартенситный, ферритно-бейнитный.

Необходимые механические характеристики могут быть получены за счет химического состава стали. В настоящее время широко используются низколегированные стали вместо углеродистых. В колесном производстве кроме высоких прочностных характеристик, сталь должна обладать высокими технологическими возможностями. Операции завивки, сварки кромок цилиндра, профилирования, раздачи и обжима должны обеспечиваться высокими пластическими свойствами, необходимой ударной вязкостью. Особенно это касается сварного шва обечайки, т. к. он является гарантом качества обода. Отсутствие разрывов сварного шва при раздаче обода.

В литературе известны низколегированные марки стали [4], которые позволяют в определенной степени увеличить уровни стойкости при переходе в хрупкое состояние сварного шва, увеличить прочностные характеристики материала.

Известна низколегированная сталь [4], в состав которой входит в определенных соотношениях углерод, кремний, марганец, хром, никель, алюминий, медь, фосфор, азот, магний, РЗМ остальное железо. Недостатком этой стали является снижение механических характеристик сварного шва в результате получения закалочных структур.

Сталь отличается от предыдущей введением в ее состав кальция, титана, вольфрама, ниобия. Введение дополнительных лигатур способствует устранению негативного влияния закалочных структур. Однако химический состав стали в зоне термического воздействия сварного шва не обеспечивает достаточного уровня ударной вязкости.

Для колесного производства предлагается высокопрочная марка низколегированной стали, в основе которой использован углерод, марганец, кремний, титан, фосфор, ванадий, ниобий, хром [5].

Особенностью предлагаемой марки стали является дополнительное введение бария и одного или нескольких РЗМ. Это позволяет обеспечить оптимальность фазового состава, сохранить высокие прочностные, пластические характеристики стали в зоне сварного шва, особенно ударную вязкость основного металла, улучшить свариваемость стали.

В табл. 1 приведен химический состав стали в предлагаемых соотношениях.

Таблица 1

Химический состав и соотношения элементов

№ з/п	Содержание легирующих элементов, мас. %																
	C	Si	Mn	Cr	V	Ti	Nb	S	P	Ba	РЗМ	Ca	B	Al	Cu	Ni	N
соответствует предложенному решению																	
1	0,08	0,10	0,15	0,05	0,10	0,10	0,07	0,030	0,030	0,0005	0,001	—	—	—	—	—	—
2	0,12	0,50	0,50	0,15	0,15	0,15	0,15	0,030	0,030	0,0015	0,010	—	—	—	—	—	—
3	0,10	0,31	0,36	0,10	0,13	0,12	0,11	0,030	0,030	0,0010	0,004	—	—	—	—	—	—
4	0,09	0,21	0,24	0,08	0,11	0,15	0,14	0,030	0,030	0,0008	0,002	—	—	—	—	—	—
5	0,11	0,30	0,40	0,12	0,12	0,14	0,09	0,035	0,035	0,0012	0,008	—	—	—	—	—	—
за пределами предложенного решения																	
6	0,06	0,09	0,14	0,03	0,09	0,08	0,05	0,030	0,030	0,0004	0,008	—	—	—	—	—	—
7	0,14	0,23	0,55	0,17	0,16	0,16	0,17	0,030	0,030	0,0016	0,015	—	—	—	—	—	—
прототип																	
8	0,01	0,01	0,10	0,01	0,001	0,001	0,001	—	0,005	—	—	0,0005	0,0001	0,02	0,01	0,01	0,002
9	0,10	0,50	0,90	0,10	0,080	0,030	0,050	—	0,120	—	—	0,0040	0,0050	0,07	0,10	0,10	0,010

Введение бария способствует глобализации неметаллических включений и очистке границ зерен от вредных добавок. Это положительно влияет на дислокационную структуру, 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 характеристик; верхняя – является пределом, за которой начинается массовое выделение охрупчивающих вторичных фаз, что снижает пластичность сплава.

Содержание кремния должно быть в диапазоне 0,10–0,50 мас. %. 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. %. Нижняя граница – ограниченная необходимостью обеспечения процесса раскисления и десульфурации сплава; верхний предел – резким увеличением количества перлитной составляющей в стали.

Содержание 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. %. 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.

Содержание 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. %. 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 Nb₂C, 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 экспериментальных 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:

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

где Nb – содержание ниобия в сплаве, в мас. % ;

E – содержание титана в сплаве, в мас. % ;

V – содержание ванадия в сплаве, в мас. % ;

Cr – содержание хрома в сплаве, в мас. % ;

C – содержание углерода в сплаве, в мас. % ;

N – содержание азота в сплаве, в мас. %.

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 мас. %. 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 мас. %. 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. Химический состав определяет мелкозернистую структуру предложенной стали и повышает ее эксплуатационные характеристики.

В процессе поиска оптимального состава сплава, в индукционной печи с основной футеровкой емкостью 80 кг было проведено лабораторные плавки стали. Полученные отливки ковали на заготовки размером 10×80×120 мм, с последующим прокаткой в горячем состоянии до толщины 11 мм.

В табл. 2 представлены механические свойства соответствующие разным химическим составам низколегированной стали.

Таблица 2

Механические свойства низколегированных материалов

№ з/п	Механические свойства					
	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %	КСУ _{о.м.} , МДж/м ²	КСУ _{з.ш.>} , МДж/м ²	КСУ _{з.т.в.} , МДж/м ²
	соответствует предложенному решению					
1	427	321	33,0	0,85	0,60	0,65
2	525	473	25,0	0,65	0,55	0,61
3	502	345	30,5	0,95	0,75	0,81
4	499	443	29,5	0,80	0,70	0,65
5	503	451	28,0	0,90	0,70	0,75
за пределами предложенного решения						
6	413	309	29,5	0,50	0,40	0,45
7	575	496	18,0	0,45	0,30	0,35
прототип						
8	360	265	34,0	0,80	0,20	0,35
9	374	268	34,5	0,75	0,25	0,31

Нумерации марок сталей в табл. 1 и 2 сохраняются. Полученные образцы подвергались стандартным испытаниям. В табл. 2 вносились следующие механические характеристики: предел прочности, предел текучести, относительное удлинение и др.

Анализ полученных результатов показывает, что увеличение углерода, марганца, хрома, вольфрама, титана, бария, некоторое снижения ниобия, РЗМ и т. д. позволяет в пятом составе получить предел прочности и предел текучести 503 МПа и 451 МПа, при относительном удлинении 28 %. Ударная вязкость для этой марки составляет 0,9, 0,70, 0,75 МДж/м².

Полученные механические свойства исследуемой марки стали, при высоком качестве сварного шва являются оптимальными с точки зрения прочностных и технологических характеристик при изготовлении колес автотранспортных средств в условиях Кременчугского колесного завода.

ВЫВОДЫ

1. Проведен анализ состояния современного развития колесного производства.
2. Одним из основных направлений развития колесного производства является совершенствование марочного состава стали, замена углеродистых марок стали низколегированными.
3. Разработана новая марка стали для колесного производства.
4. Проведены исследования механических характеристик предлагаемого комплекса сталей для автомобилей.
5. Показан оптимальный химический состав предлагаемой низколегированной марки стали.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гривняк И. Свариваемость стали. / И. Гривняк. – М. : Машиностроение, 1984. – 216 с.
2. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. / Э. Л. Макаров. – М. : Машиностроение, 1981. – 248 с.
3. Пат. № 1404544, СССР. МПК4С22С 38/42, Сталь / Фонштейн Н. М., Голованенко С. А. [и др.] – заявл. 15.11.1986; опублик. 23.06.1988.
4. Пат. №2190685, Россия. МПК С22С38/54, Сталь для производства листового проката / Лисин В. С. [и др.] – заявл. 29.06.2001; опублик. 10.10.2002.
5. Рішення про видачу патенту на винахід № а 2013 09313. Україна. С22С 38/28, Низьколегована сталь / Міщенко В. Г., Бєліков С. Б. [та ін.]

REFERENCES

1. Grivnyak I. Svarivaemost' stali. / I. Grivnyak. – M. : Mashinostroenie, 1984. – 216 s.
2. Makarov Je. L. Holodnye treshhiny pri svarke legirovannyh stalej. / Je. L. Makarov. – M. : Mashinostroenie, 1981. – 248 s.
3. Pat. № 1404544, SSSR. MPK4S22S 38/42, Stal' / Fonshtejn N. M., Golovanenko S. A. [i dr.] – za-javl. 15.11.1986; opubl. 23.06.1988.
4. Pat. №2190685, Rossija. MPK S22S38/54, Stal' dlja proizvodstva listovogo prokata / Lisin V. S. [i dr.] – zajavl. 29.06.2001; opubl. 10.10.2002.
5. Rishennja pro vidachu patentu na vinahid № a 2013 09313. Ukraïna. S22S 38/28, Niz'kolegovana stal' / Mishhenko V. G., Belikov S. B. [ta in.]

- Чигиринский В. В. – д-р техн. наук, проф. ЗНТУ
Леготкин Г. И. – председатель наблюдательного совета ПАТ «КрКЗ»
Слепынин А. Г. – зам. председателя наблюдательного совета ПАТ «КрКЗ»
Шейко С. П. – докторант, канд. техн. наук, доц. ЗНТУ

ЗНТУ – Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье.

КрКЗ – Кременчугский колёсный завод, г. Кременчуг.

E-mail: valerij@zntu.edu.ua