



ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОГО ЦИКЛА НАПЛАВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ ПРИ ИХ ВОССТАНОВЛЕНИИ

А. А. ГАЙВОРОНСКИЙ, канд. техн. наук, В. Д. ПОЗНЯКОВ, д-р техн. наук,
В. А. САРЖЕВСКИЙ, В. Г. ВАСИЛЬЕВ, В. Ю. ОРЛОВСКИЙ, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведена оценка влияния температуры предварительного подогрева на замедленное разрушение металла ЗТВ. Установлено, что для обеспечения высокой сопротивляемости замедленному разрушению, исключающей образование холодных трещин в металле ЗТВ соединений, скорость охлаждения $w_{6/5}$ не должна превышать 5 °С/с. При этом необходимо применение предварительного подогрева с температурой выше 200 °С.

Ключевые слова: дуговая наплавка, цельнокатаные вагонные колеса, износ, зона термического влияния, структура, механические свойства

Цельнокатаные колеса для железнодорожного транспорта изготавливают из углеродистых сталей, которые для получения необходимой прочности и износостойкости подвергают специальной термической обработке. Сравнительный химический состав и механические свойства колесных сталей приведены в табл. 1 и 2. Содержание углерода в сталях составляет 0,44...0,67 мас. %, а уровень прочности превышает 900 МПа. В процессе эксплуатации колеса изнашиваются по профилю катания. В силу особенностей работы пары трения-качения колесо-рельс износу подвержена преимущественно рабочая поверхность гребня колеса. На предприятиях железнодорожного транспорта при восстановлении профиля катания колес применяют технологии наплавки гребней, что является экономически выгодным. Восстановление износа гребня наплавкой позволяет уменьшить отходы

металла обода при его механической обточке по профилю катания, а также повысить износостойкость колеса за счет наплавки металла с наперед заданными свойствами.

Для восстановления цельнокатаных колес грузового транспорта, изготовленных из стали типа 2, применяют технологии с использованием одно- и двухдуговых способов наплавки под слоем флюса проволоками сплошного сечения [1, 2]. Данные технологии основываются на результатах исследований свариваемости углеродистых высокопрочных сталей [2–4]. Для восстановления гребней цельнокатаных колес разработаны технологические рекомендации по наплавке, а также специальное наплавочное и вспомогательное оборудование. Электродуговую наплавку гребней колес под слоем флюса выполняют на режимах, обеспечивающих погонную энергию на уровне 10...14 кДж/см. Технология предусматривает обязательное применение предварительного подогрева ободьев колес до температуры 150...200 °С (в зависимости от ис-

Таблица 1. Химический состав колесных сталей, мас. %

Тип колесной стали	C	Mn	Si	V	S, не более	P, не более	C _{экв} , мас. %
1 (ГОСТ 10791–89)	0,44...0,52	0,80...1,20	0,40...0,60	0,08...0,15	0,030	0,035	0,68
2 (ГОСТ 10791–89)	0,55...0,65	0,50...0,90	0,22...0,45	≤ 0,10	0,030	0,035	0,73
T (ТУ У 35.2-23365425-600:2006)	0,58...0,67	0,70...0,90	≤ 0,4	0,08...0,15	0,020	0,025	0,79

Таблица 2. Механические свойства колесных сталей

Тип колесной стали	HВ	σ _в , МПа	δ ₅ , %, не менее	ψ, %, не менее	KCU ₊₂₀ , Дж/см ²
1 (ГОСТ 10791–89)	≥ 248	900...1100	12	21	30
2 (ГОСТ 10791–89)	≥ 255	930...1130	8	14	20
T (ТУ У 35.2-23365425-600:2006)	≥ 320	≥ 1100	8	14	18



пользуемого способа наплавки) и послесварочного замедленного охлаждения колес в термокамерах при скорости не более 50 °С/ч. При выполнении комплекса требований, предъявляемых к технологии наплавки, в частности, к технологическому оборудованию, сварочным материалам, технике и режимам наплавки, соблюдению термического цикла в процессе восстановления, гарантируется высокое качество наплавленного металла и надежность качес при эксплуатации.

До 2006 г. подвижной состав железнодорожного грузового транспорта в Украине и странах СНГ комплектовали цельнокатанными колесами, изготовленными из стали типа 2 с содержанием углерода ближе к нижнему пределу ($C \leq 0,60$ мас. %). С 2006 г. для уменьшения износа и повышения эксплуатационных характеристик цельнокатанные вагонные колеса начали изготавливать из новой колесной стали типа Т, временное сопротивление которой составляет $\sigma_B \geq 1100$ МПа, а твердость более $HB\ 320$. В отличие от колесной стали типа 2 новая сталь имеет более высокое содержание углерода (до 0,67 мас. %) и ванадия (до 0,15 мас. %). Углеродный эквивалент $C_{э\text{кв}}$ колесной стали типа Т составляет 0,79 мас. %. Следовательно, сварные соединения указанной колесной стали по сравнению с колесной сталью типа 2 ($C_{э\text{кв}} \geq 0,73$ мас. %) имеют более высокую склонность к образованию холодных трещин [5].

Отсюда можно предположить, что технологии наплавки, которые успешно применяют при восстановлении гребней колес из стали типа 2, не могут использовать для ремонта колес повышенной прочности. В связи с этим возникла необходимость в разработке новой технологии восстановления наплавкой гребней железнодорожных колес из колесной стали типа Т, для этого потребовалось исследовать ее свариваемость.

В настоящей работе приводятся результаты экспериментальных исследований по оценке влияния термомодеформационного цикла сварки (ТДЦ) на структуру, механические свойства и сопротивляемость замедленному разрушению металла зоны термического влияния (ЗТВ) соединений новой колесной стали. При проведении данных исследований использовали колесную сталь типа Т

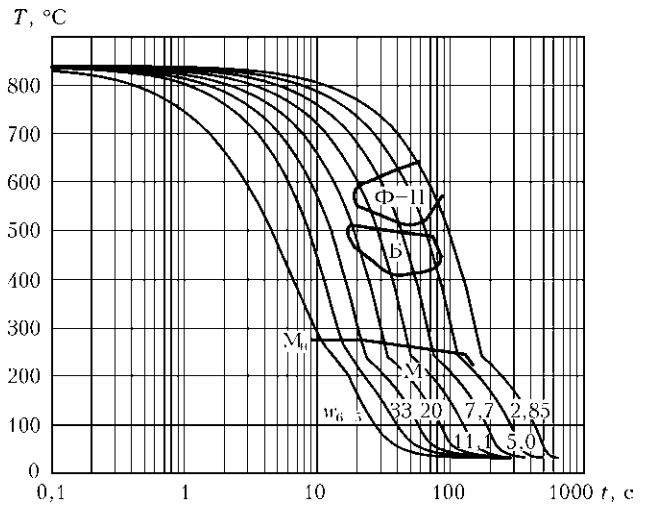


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ колесной стали типа Т ($C = 0,625$ мас. %): М — мартенсит; M_n — начало мартенситного превращения; Б — бейнит; Ф — феррит; П — перлит

следующего состава, мас. %: 0,625 C; 0,73 Mn; 0,31 Si; 0,11 V.

Структура металла ЗТВ сварных соединений, выполненных дуговыми способами сварки, неоднородна, а размеры ее отдельных участков малы. Поэтому структурные изменения, которые происходят под воздействием ТДЦ, и их влияние на механические свойства на участке перегрева ЗТВ изучали на модельных образцах. Для этого использовали комплекс «Gleeble 3800», оснащенный термостатом и высокоскоростным дилатометром [6]. Исследуемые цилиндрические образцы имели диаметр 6 мм и длину 80 мм. В соответствии с методикой испытаний их нагревали до температуры 1200 °С со скоростью 150 °С/с, а затем охлаждали с разными термическими циклами, которые были подобраны таким образом, чтобы в температурном интервале 600...500 °С скорость охлаждения образцов $w_{6/5}$ изменялась в диапазоне 2,85...33,00 °С/с. Температуру начала и конца превращения переохлажденного аустенита определяли по отходу касательной от дилатметрической кривой, а соотношение фаз, образовавшихся в результате превращений аустенита, устанавливали методом отрезков [7]. Обобщенные результаты исследований представлены на рис. 1.



Рис. 2. Микроструктуры (X500) металла ЗТВ колесной стали типа Т при $w_{6/5} = 20,0$ (а), 11,1 (б) и 7,7 °С/с (в)



Т а б л и ц а 3. Влияние скорости охлаждения на механические свойства металла ЗТВ колесной стали типа Т ($C = 0,625$ мас. %)

$w_{6/5}^{\circ C/c}$	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU , Дж/см ²	
					+20 °С	-40 °С
5	1140	850	6,3	16,3	7,3	8,5
10	1280	940	3,4	9,6	5,7	4,2
20	1320	980	3,1	9,6	6,0	4,2

Как показали проведенные исследования, в колесной стали типа Т под действием ТДЦС при скорости охлаждения $w_{6/5} \geq 33$ °С/с превращение переохлажденного аустенита происходит исключительно в мартенситной области. Температура начала образования мартенсита составляет 280 °С, а микротвердость закаленного металла — $HV 0,5$ 594. С понижением скорости охлаждения в структуре металла образуются промежуточные фазы ферритно-перлитной смеси и бейнита, содержание мартенсита при этом уменьшается. Так, при $w_{6/5} = 20$ °С/с (рис. 2, а) в температурном интервале 510...450 °С происходит промежуточное бейнитное превращение переохлажденного аустенита, а мартенситное превращение начинается при 270 °С. Соотношение фаз в структуре составляет 96 об. % мартенсита и 4 об. % бейнита. Микротвердость закаленного металла снижается до $HV 0,5$ 500.

При $w_{6/5} = 11,1$ °С/с (рис. 2, б) превращение переохлажденного аустенита начинается в ферритно-перлитной области при 500...410 °С с образованием бейнита, превращение мартенсита начинается при температуре 260 °С. Соотношение фаз в структуре следующее, об. %: 83 мартенсита, 14 бейнита и 3 ферритно-перлитной смеси. Микротвердость закаленного металла $HV 0,5$ 420. При $w_{6/5} = 7,7$ °С/с (рис. 2, в) объемная доля мартенситной составляющей в структуре уменьшается до 60 %, 13 % бейнита, а объемная доля ферритно-перлитная составляет 27 %. При этом микротвердость закаленного металла снижается до $HV 0,5$ 406. При $w_{6/5} = 5$ °С/с превращение переохлажденного аустенита происходит в ферритно-перлитной области уже на 77 % при 620...520 °С. При такой скорости охлаждения содержание мартенсита резко уменьшается и составляет всего 10 об. %, бейнита 13 об. %, микротвердость металла равна $HV 0,5$ 360. При $w_{6/5} = 2,85$ °С/с превращение переохлажденного аустенита происходит с образованием только ферритно-перлитной смеси ($HV 0,5$ 358).

С понижением скорости охлаждения содержание мартенсита в структуре металла ЗТВ уменьшается, объемная доля ферритно-перлитной составляющей увеличивается, а содержание бейнита

Т а б л и ц а 4. Влияние скорости охлаждения на механические свойства металла ЗТВ колесной стали типа 2 ($C = 0,55$ мас. %) [2]

$w_{8/7}$, °С/с	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU_{-40} , Дж/см ²
1,15	940	600	13,3	33,3	6
5,90	970	605	12,9	33,3	6
32,0	1060	715	9,3	24,9	5

стабилизируется на уровне 13...14 %, при этом микротвердость снижается более чем в 1,5 раза.

Оценку влияния скорости охлаждения на механические свойства и ударную вязкость колесной стали типа Т выполняли с использованием модельных образцов, обработанных по ТДЦС на установке МСР-75 [8]. Для этого образцы основного металла размером 120×12×12 мм нагревали проходящим током до 1200 °С со скоростью 150 °С/с. Скорость охлаждения образцов составляла 5, 10 и 20 °С/с. Затем из термически обработанных заготовок изготавливали стандартные образцы для проведения испытаний на статическое растяжение типа II по ГОСТ 1497-84 и ударный изгиб типа I по ГОСТ 9454-78. В табл. 3 приведены механические свойства имитированного металла ЗТВ колесной стали повышенной прочности. Для сравнения в табл. 4 представлены данные о влиянии скорости охлаждения на свойства колесной стали типа 2 с содержанием углерода 0,55 мас. % [2].

В результате исследований установлено, что при $w_{6/5} \geq 10$ °С/с, когда основным структурным составляющим является мартенсит, металл ЗТВ соединений колесной стали типа Т отличается повышенной прочностью и низкой пластичностью. В сравнении со сталью типа 2 прочность закаленного металла на 25...30 % выше, а пластичность почти в 3 раза ниже. Кроме того, снижение уровня пластичности при увеличении скорости охлаждения и формировании мартенситной структуры металла происходит также более интенсивно. Если показатели относительного удлинения δ_5 и сужения ψ металла ЗТВ колесной стали типа 2 при повышении скорости охлаждения снижаются на 30 %, то у стали типа Т пластичность закаленного металла уменьшается на 45 %. При этом даже при относительно небольшой (5 °С/с) скорости охлаждения показатели пластичности металла ЗТВ колесной стали типа Т в 1,5 раза ниже, чем колесной стали типа 2 при высокой (32 °С/с) скорости охлаждения.

Аналогично проявляется влияние ТДЦС на изменение ударной вязкости новой колесной стали. Установлено, что при увеличении скорости охлаждения от 5 до 20 °С/с ударная вязкость металла ЗТВ при отрицательной температуре снижается почти в 2 раза. Следует отметить, что для колесной стали типа 2 снижение показателей удар-



ной вязкости при увеличении скорости охлаждения до 32 °С/с происходит на 17 %.

При наплавке гребней цельнокатаных колес в металле ЗТВ формируются остаточные напряжения растяжения, максимальный уровень которых в продольном направлении достигает 650 МПа [2]. Поэтому для обеспечения высокой стойкости соединений против образования холодных трещин в первую очередь необходимо, чтобы металл ЗТВ колесной стали имел достаточный запас пластичности. Это способствует более полному протеканию процессов релаксации локальных напряжений за счет развития микропластических деформаций, что существенно повышает сопротивляемость металла ЗТВ замедленному разрушению [9, 10]. Проведенные исследования показали, что под действием ТДЦ пластические свойства металла ЗТВ колесной стали типа Т значительно снижаются. В связи с этим следует ожидать, что металл ЗТВ сварных соединений новой колесной стали будет отличаться более низкой сопротивляемостью замедленному разрушению.

Этот показатель металла ЗТВ колесной стали повышенной прочности оценивали с применением общеизвестного метода «Имплант» [5]. В отличие от традиционного метода образцы-вставки из исследуемой стали диаметром 6 мм изготавливали без надреза [11]. В качестве технологических пластин использовали заготовки из высокопрочной низколегированной стали. Образец вставляли в отверстие технологической пластины с зазором. Сварку и нагружение образцов выполняли на специализированной установке, изготовленной в ИЭС им. Е. О. Патона. При проведении сравнительных испытаний применяли механизированный способ сварки в углекислом газе проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм на режимах, обеспечивающих погонную энергию на уровне 11,5 кДж/см. Температуру предварительного подогрева образцов изменяли от 20 до 200 °С, что позволяло регулировать скорость охлаждения металла ЗТВ в диапазоне 25...5 °С/с.

На рис. 3 представлены результаты исследований влияния температуры предварительного подогрева на критические напряжения разрушения металла ЗТВ новой колесной стали повышенной прочности. Как видно из рисунка, при сварке без предварительного подогрева ($T_0 = 20$ °С), когда под действием ТДЦ в структуре образуется преимущественно мартенситная составляющая ($w_{6/5} \sim 25$ °С/с), металл ЗТВ колесной стали типа Т имеет низкий уровень сопротивляемости замедленному разрушению. Критические напряжения разрушения $\sigma_{кр}$ составляют всего 90 МПа. Применение предварительного подогрева способствует существенному повышению сопротивляемости замедленному разрушению. При предварительном подогреве $T_0 = 70$ °С, когда скорость охлаждения

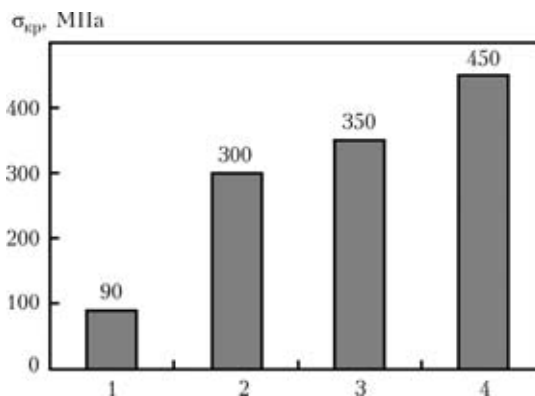


Рис. 3. Влияние температуры предварительного подогрева на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ соединений колесной стали типа Т: 1 — 20; 2 — 70; 3 — 100; 4 — 150 °С

составляет $w_{6/5} \approx 15...18$ °С/с и в структуре металла ЗТВ превращение переохлажденного аустенита проходит с образованием промежуточных фаз, значения критических напряжений разрушения повышаются до 300 МПа. При $T_0 = 100$ °С ($w_{6/5} \approx 10...15$ °С/с) $\sigma_{кр} = 350$ МПа. При $T_0 = 150$ °С ($w_{6/5} \approx 7...10$ °С/с), когда в металле ЗТВ образуются структуры с минимальным содержанием мартенситной составляющей, значения $\sigma_{кр}$ повышаются до 450 МПа. В этом случае критические напряжения разрушения составляют примерно $0,45\sigma_T$ металла ЗТВ или $0,40\sigma_B$ основного металла колесной стали. При повышении температуры предварительного подогрева до $T_0 = 200$ °С и выше ($w_{6/5} < 5$ °С/с), когда превращение переохлажденного аустенита в металле ЗТВ происходит исключительно с образованием ферритно-перлитной смеси, замедленного разрушения образцов-вставок не происходит.

Таким образом, анализ термокинетической диаграммы превращения переохлажденного аустенита новой колесной стали повышенной прочности показывает, что под действием ТДЦ при скорости охлаждения $w_{6/5} \geq 7,7$ °С/с в металле ЗТВ новой колесной стали формируется закалочная структура, в которой доля мартенситной составляющей превышает 60 об. %. Металл ЗТВ имеет высокие прочностные показатели ($\sigma_B \geq 1280$ МПа) и низкую пластичность, что определяет его повышенную склонность к замедленному разрушению при статическом нагружении. При таких условиях охлаждения критические напряжения разрушения не превышают $0,45\sigma_T$ металла ЗТВ ($0,40\sigma_B$ колесной стали).

С целью повышения сопротивляемости замедленному разрушению и предотвращения образования холодных трещин в соединениях (наплавках) колесной стали повышенной прочности необходимо, чтобы скорость охлаждения $w_{6/5}$ в металле ЗТВ не превышала 5 °С/с. Снижение скорости охлаждения до указанного уровня возможно



в случае применения предварительного подогрева до 200 °С и выше.

Приведенные результаты исследований являются базовыми при разработке технологических рекомендаций по наплавке гребней колес повышенной прочности. Для обеспечения высокого качества наплавленного металла и надежности колес при эксплуатации необходимо проведение дополнительных исследований по оценке влияния технологических факторов на прочность соединений при статических и циклических нагружениях. В настоящее время такие исследования проводятся в ИЭС им. Е. О. Патона.

1. *Наплавка гребней вагонных колесных пар* / Н. В. Павлов, И. Д. Козубенко, Н. Е. Бызова, А. И. Рассоха // Железнодорож. трансп. — 1993. — № 7. — С. 37–40.
2. *Влияние технологических факторов на структуру и свойства металла ЗТВ при ремонтно-восстановительной наплавке гребней цельнокатаных вагонных колес* / В. А. Саржевский, А. А. Гайворонский, В. Г. Гордонный, В. Ф. Горб // Автомат. сварка. — 1996. — № 3. — С. 22–27, 33.
3. *Дилатометрические характеристики и диаграммы аннотермического распада аустенита колесной стали марки 2* / Г. Д. Кузьмина, С. Н. Киселев, Н. Н. Воронин, А. А. Куликов // Свароч. пр-во. — 1997. — № 12. — С. 3–5.
4. *Исследование тепловых процессов и структурообразования при двухдуговой наплавке колес вагонов на основе компьютерного моделирования* / С. Н. Киселев, Н. Н. Воронин, Г. Д. Кузьмина и др. // Там же. — 2000. — № 3. — С. 3–8.
5. *Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей.* — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
6. *Григоренко Г. М., Костин В. А., Орловский В. Ю.* Современные возможности моделирования превращения аустенита в сварных швах низколегированных сталей // Автомат. сварка. — 2008. — № 3. — С. 31–34.
7. *Черепин В. Т.* Экспериментальная техника в физическом металловедении. — Киев: Техника, 1968. — 280 с.
8. *Саржевский В. А., Сазонов В. Я.* Установка для имитации термических циклов сварки на базе машины МСР-75 // Автомат. сварка. — 1981. — № 5. — С. 69–70.
9. *О двух путях релаксации остаточных микронапряжений в мартенсите стали* / Л. Е. Алексеева, В. И. Саррак, С. О. Суворова, Г. А. Филиппов // Металлофизика. — 1975. — Вып. 61. — С. 79–84.
10. *Саррак В. И., Филиппов Г. А.* Задержанное разрушение стали после закалки // Физ.-хим. механика материалов. — 1976. — № 12. — С. 44–54.
11. *Стеренбоген Ю. А.* Некоторые факторы, определяющие стойкость металла ЗТВ мартенситных сталей против образования холодных трещин // Автомат. сварка. — 1986. — № 6. — С. 5–8.

Influence of preheating temperature on delayed fracture of HAZ metal has been assessed. It is established that in order to ensure high resistance to delayed fracture, preventing cold cracking in the joint HAZ metal, the cooling rate $w_{6/5}$ should not be higher than 5 °C/s. In this case it is necessary to apply preheating at the temperature above 200 °C.

Поступила в редакцию 23.12.2009



5-я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО СВАРОЧНЫМ МАТЕРИАЛАМ РАЗРАБОТКА, ТЕХНОЛОГИЯ, ПРОИЗВОДСТВО, КАЧЕСТВО

7–11 июня 2010

г. Артемовск Донецкая обл.

Организаторы:

- ✧ Ассоциация «Электрод» предприятий СНГ
- ✧ ЗАО «Артемовский машиностроительный завод «ВИСТЕК»

При поддержке:

- ✧ Межгосударственного научного совета по сварке и родственным технологиям
- ✧ Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
- ✧ Российского научно-технического сварочного общества
- ✧ Общества сварщиков Украины

Контактный тел./факс: (38044) 287 72 35.

Дополнительную информацию можно получить также в редакции журнала по тел.: 287 6302 (В. Н. Липодаев) или E-mail: journal@paton.kiev.ua