

# ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКОЙ СТАЛИ 10X13Г18Д

А. И. ГЕДРОВИЧ, д-р техн. наук, И. А. ГАЛЬЦОВ, инж. (Восточноукр. нац. ун-т, г. Луганск)

Описаны особенности формирования напряжений и деформаций при сварке коррозионно-стойкой стали марки 10X13Г18Д. Приведена кинетика фазоструктурных превращений в процессе сварки и в послесварочный период. Выделены наиболее характерные структурно-напряженные зоны свариваемого металла.

*Ключевые слова:* сварка, напряжение, деформация, термомодеформационный цикл, фаза, коррозионно-стойкая сталь, аустенит, феррит, зона пластической деформации

При производстве дизельпоездов для изготовления обшивки вагонов на ГХК «Лугансктепловоз» используется коррозионно-стойкая сталь марки 10X13Г18Д (ТУ 14-4-435-98). Для уменьшения массы вагона принята толщина листа обшивки 1,7 мм. При изготовлении боковой стенки вагона листы обшивки соединяют с жесткой рамой при помощи стыковых, угловых, электрозаклепочных швов (рис. 1).

Общая протяженность сварных швов, выполняемых при формировании обшивки, составляет 85 м на одной боковой стенке и 650 м на всем вагоне.

Большое количество сварных швов, их значительная протяженность способствуют формированию остаточных напряжений и появлению деформаций, которые искажают проектные размеры изделия (прогиб до 180 мм при изготовлении боковых стенок) и требуют существенных затрат на сборку и послесварочную обработку (ударная и безударная правка), стоимость которой достигает 30...40 % общих затрат на изготовление.

Сварка как технологический процесс получения неразъемного соединения характеризуется высоколокальным введением тепловой энергии в металл. В результате сварочного термомодеформационного цикла в деталях и узлах появляются остаточные сварочные деформации и напряжения. Последние в нержавеющей аустенитных сталях могут значительно превосходить предел текучести материала

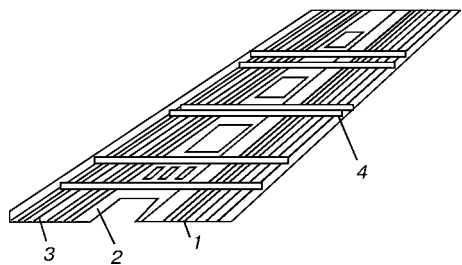


Рис. 1. Элементы обшивки боковой стенки: 1 — семизиговый гофрированный профильный лист, формирующий низ; 2 — обшивочный гофрированный лист, формирующий оконные проемы; 3 — трехзиговый гофрированный профильный лист, формирующий верх; 4 — жесткая рама

© А. И. Гедрович, И. А. Гальцов, 2001

[1]. Этому способствует то, что нержавеющие аустенитные стали имеют низкий коэффициент теплопроводности, высокий коэффициент линейного расширения и склонны к упрочнению (таблица).

Цель данной работы заключалась в экспериментальном исследовании распределения пластических деформаций в районе сварных швов, оценке уровня остаточных напряжений, фазовых превращений металла шва и околошовной зоны при сварочном термомодеформационном цикле и после сварки.

На формирование остаточных деформаций и напряжений, а также на уровень фазовых превращений в нержавеющей аустенитных сталях влияет пластическая деформация, протекающая при сварке и последующем охлаждении [1, 2].

При сварке в металле шва и околошовной зоны происходит ряд фазовых превращений, уровень которых обусловлен факторами, воздействующими на протекание пластической деформации (режимы сварки, скорость охлаждения металла и пр.). Для структуры коррозионно-стойких сталей характерны следующие фазы: аустенит, карбид, феррит и мартенсит. Последние три характеризуются ферромагнитными свойствами, а аустенит — парамагнитными. Первичные магнитные свойства металла (намагниченность насыщения) зависят от состава фазы и типа кристаллической решетки, а следовательно, их изучение позволит получить данные, необходимые для построения диаграмм состояния металла при пластической деформации. Поэтому при изменении фазового состава или строения фазы металла шва и околошовной зоны зафиксировано

## Физические свойства сталей марок 10X13Г18Д и Ст3

Физические свойства	10X13Г18Д	Ст3
Плотность $\rho \cdot 10^3$ , кг/м <sup>3</sup>	7,9	7,85
Температура плавления, °С	1400...1450	1500
Теплопроводность при 100 °С, Вт/(м·К)	0,16	0,39
Коэффициент линейного расширения $\alpha \cdot 10^{-6}$ при температуре от 0 до 100 °С	16,6...20,0	12
Электросопротивление при 20 °С, Ом·мм <sup>2</sup> /м	0,73	0,15
Температура начала интенсивного образования окалины, °С	850...900	550
Магнитные свойства	Немагнитна	Магнитна

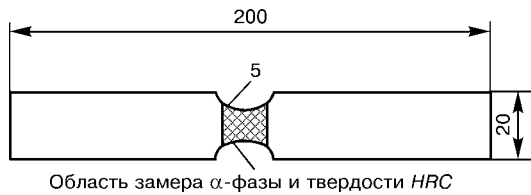


Рис. 2. Образец для механических испытаний на растяжение изменение намагниченности насыщения изделия [3].

Обычно удельная намагниченность зависит от состава металла, степени напряжений и пластической деформации. Состав однофазного парамагнитного металла шва и околошовной зоны может быть определен по графику, построенному в координатах удельная намагниченность металла–деформация (напряжение).

С целью моделирования процесса деформации и напряжений, возникающих в металле шва и околошовной зоны при сварке на разрывной машине Р-5, производили механические испытания на растяжение плоских образцов размерами 1,7×20,0×200,0 мм с мягким концентратором напряжений Менаже  $R = 5$  мм по центру образца (рис. 2). Испытания показали, что пластическая деформация локализуется у концентратора напряжений и сопровождается фазовым превращением  $\gamma$ -аустенита в  $\alpha$ -феррит (с содержанием  $\alpha$ -феррита до 12 % при разрыве).

Механические испытания по ГОСТ 1497–84 установили, что предел текучести данной стали составляет 435 МПа, временное сопротивление — 760 МПа, относительное удлинение — 25... 30 %.

Обследование зоны пластических деформаций (между концентраторами напряжений) при изменяющейся нагрузке (погрешность замера до  $\pm 2$  %) феррозондовым полюсоискателем ФП-1М и ферритомером ФА-1М позволило установить, что фазовое превращение с образованием  $\alpha$ -феррита возникает при приложенных растягивающих напряжениях выше  $\sigma_T$  металла, равных 430 МПа, и имеет нелинейную зависимость (рис. 3).

Согласно проведенным экспериментам, магнитная  $\alpha$ -фаза возникает только в зоне растягивающих напряжений, поскольку аустенит, имеющий гранцентрированную решетку  $\gamma$ -железа, отличается большей плотностью и меньшим удельным объемом, чем феррит с менее плотноупакованной решеткой  $\alpha$ -железа [4]. При пластической деформации растяжения плотная решетка  $\alpha$ -фазы относительно легко перестраивается в менее плотную  $\alpha$ -фазы. При пластической деформации сжатия за-

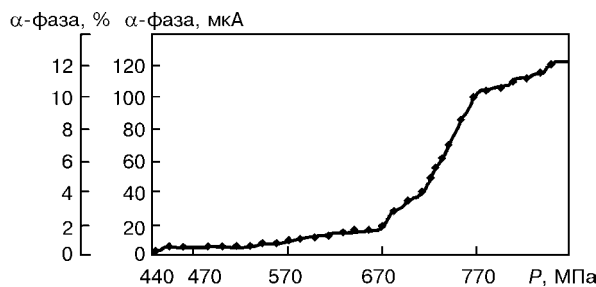


Рис. 3. Зависимость появления  $\alpha$ -фазы от прикладываемой растягивающей нагрузки  $P$

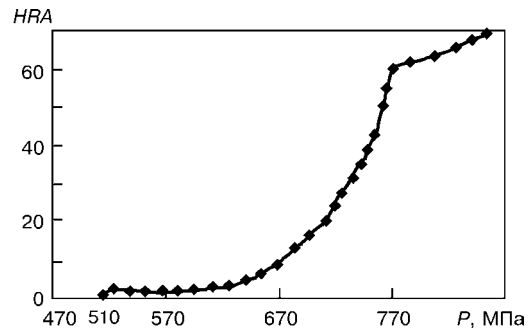


Рис. 4. Зависимость повышения твердости  $HRA$  образца от прикладываемой растягивающей нагрузки

метного изменения плотности решетки  $\gamma$ -фазы не происходит [5]. Пластическая деформация вызывает раздробление зерен аустенита, измельчение блоков и увеличение угла их разориентировки.

При замере твердости образцов методом Роквелла (ГОСТ 9013–59) было установлено, что металл в зоне концентраторов напряжений значительно упрочняется от 50  $HRA$  (до приложения нагрузки) до 69... 71  $HRA$  (после разрыва) (рис. 4), что свидетельствует об образовании мартенсита деформации  $\epsilon$ . Большая склонность хромомарганцевого аустенита к мартенситному превращению при деформации связана с низкой энергией дефектов упаковки, которые являются зародышами кристаллов  $\epsilon$ - и  $\alpha$ -мартенсита деформации.

Аустенитно-мартенситное превращение характеризуется перестройкой решетки без изменения концентрации реагирующих фаз. Поскольку оно является бездиффузионным, то углерод из раствора не выделяется и во время превращения происходит только перестройка атомов железа. Расположенные в аустените в виде гранцентрированного куба, они перераспределяются в ходе превращения в объемноцентрированную решетку, а это сопровождается увеличением объема металла на 1,0... 1,5 % [4]. Появление мартенсита деформации  $\epsilon$  и понижение показателей аустенитных  $\gamma$ -свойств характеризуются формулой фазового перехода  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ .

С целью исследования особенностей образования напряжений и деформаций в сварных конструкциях моделировали процесс сварки вагона на

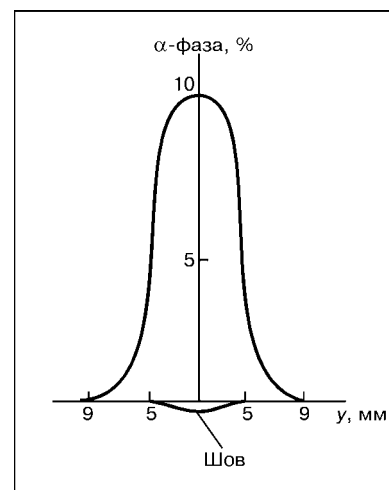


Рис. 5. Распределение  $\alpha$ -фазы по поперечному сечению сварного образца в металле шва и околошовной зоны

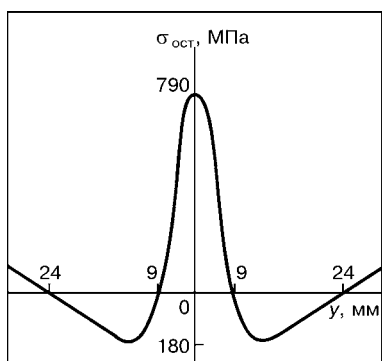


Рис. 6. Кинетика распределения остаточных напряжений в сварном соединении

листах нержавеющей стали марки 10Х13Г18Д размерами 1,7×220,0×450,0 мм в кондукторе (для обеспечения жесткости).

После сварки образца данной стали в аргоне ( $I_d = 40$  А,  $U_d = 19$  В,  $v_{св} = 16...17$  м/ч) проволокой Св-08Х20Н9Г7Т диаметром 1,2 мм, его полного остывания и извлечения из кондуктора было установлено, что содержание  $\alpha$ -фазы в металле шва и околошовной зоны достигает 9...10 % (рис. 5), далее по ширине образца происходит ее резкое уменьшение до нуля (согласно нелинейному закону). Ширина зоны, в которой имеется  $\alpha$ -фаза, после сварки составляет 8...9 мм.

Поле остаточных напряжений в сварном образце характеризуется высоким уровнем растягивающих напряжений  $\sigma_{ост} = 785$  МПа и значительным их градиентом по его ширине (рис. 6).

В результате сварочного термомодеформационного цикла в металле шва и околошовной зоны происходит повышение твердости от 50 HRA (до сварки) и 65...67 HRA (после сварки) (рис. 7).

После полного остывания и извлечения образца из кондуктора обнаружено его деформирование. Максимальная деформация (прогиб) происходит в первые 10 мин после извлечения образца из кондуктора и составляет  $f = 11,2$  мм на базе 220 мм.

В процессе хранения сварных образцов из указанной стали поле остаточных напряжений, деформации и фазоструктурный состав металла не остаются стабильными, уровень остаточных сварочных напряжений понижается на 10 % от исходного значения, а также изменяется количественное содержание  $\alpha$ -фазы в металле шва и околошовной зоны. Оба процесса протекают синхронно. В течение 72 ч происходит релаксация напряжений с увеличением деформации (до  $f_{рел} = 12$  мм), падением уровня остаточных напряжений ( $\sigma_{рел} = 680$  МПа) и уменьшением содержания  $\alpha$ -феррита (до 7,5 %).

Протекание процесса релаксации обусловлено обратным процессом фазоструктурного превращения  $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \gamma$ , при котором происходят изменение степени тетрагональности мартенсита, а частично и его распад, уменьшение ферритной  $\alpha$ -фазы и восстановление аустенитных  $\gamma$ -свойств материала, что в свою очередь способствует активации накопленных металлом шва и околошовной зоны растягивающих напряжений, понижению их уровня и увеличению деформативности материала.

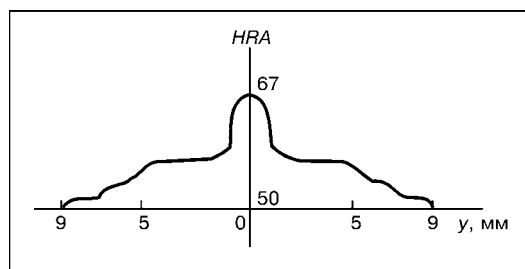


Рис. 7. Зависимость распределения твердости HRA в металле шва и околошовной зоны

На основе анализа эпюры остаточных напряжений и качественного содержания  $\alpha$ -фазы, а также результатов комплексного исследования процесса деформирования во времени сварных соединений аустенитной стали марки 10Х13Г18Д можно выделить следующие наиболее характерные структурно-напряженные зоны (рис. 8):

зона 1 — максимальные растягивающие напряжения. Металл шва и околошовной зоны (ширина ~8 мм) находится в области пластических деформаций. Уровень максимальных растягивающих напряжений составляет 785...790 МПа. Максимальное содержание  $\alpha$ -фазы достигает 9...10 %;

зона 2 — максимальные сжимающие напряжения (протяженность ~4 мм). Находится в основном металле, подвергшемся в процессе сварочного термомодеформационного цикла пластической деформации. Уровень максимальных сжимающих напряжений — 180 МПа,  $\alpha$ -фаза не обнаружена;

зона 3 — сжимающие напряжения. Находится в основном металле, не подвергшемся при сварке пластической деформации. Уровень максимальных сжимающих напряжений составляет 150 МПа (протяженность зоны ~12 мм),  $\alpha$ -фаза не обнаружена;

зона 4 — растягивающие напряжения. Расположена в основном металле за пределами области пластических деформаций. Уровень максимальных растягивающих напряжений — 85 МПа, максимальное содержание  $\alpha$ -фазы — 0,5...0,7 %, протяженность ~6 мм.

Основываясь на полученных экспериментальных данных, следует отметить тот факт, что в зоне 1 зафиксированы максимальные растягивающие остаточные напряжения. Они являются одним из основных условий фазовых превращений аустенита, которые по своему уровню в 1,6...1,8 раз превосходят предел релаксации материала, а уменьшение

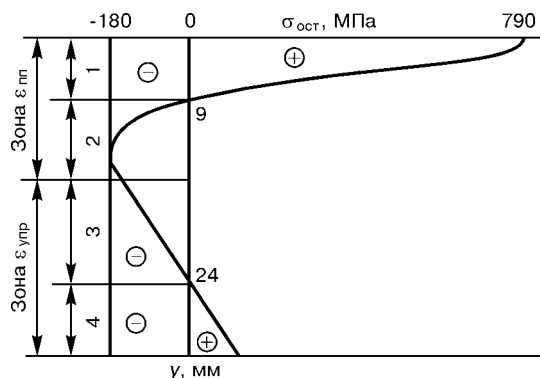


Рис. 8. Характерные структурно-напряженные зоны сварного образца

их после сварки (при хранении) является максимальным. Кроме того, в данной зоне после сварочного термомеханического цикла наряду с высоким уровнем остаточных растягивающих напряжений содержание  $\alpha$ -фазы максимально, по сравнению с другими зонами, и в процессе хранения оно изменяется. В остальных трех зонах уровень остаточных сварочных напряжений в 2...3 раза ниже предела релаксации материала, падение их уровня в процессе хранения незначительно, а изменения содержания  $\alpha$ -фазы за весь период хранения не обнаружено. Все это позволяет сделать вывод о том, что зона 1 является основным источником деформаций во времени всего сварного соединения.

### Выводы

1. Деформирование сварных конструкций, связанное со структурными превращениями, происходит в результате воздействия термического цикла сварки на металл в отдельных зонах сварного соединения и образования в них неустойчивых структур. После сварки в зонах с неустойчивой структурой происходят структурные превращения, приводя-

щие к возникновению добавочных собственных напряжений, деформирующих конструкцию.

2. По мере роста остаточных напряжений содержание  $\alpha$ -фазы увеличивается с постоянно растущим градиентом. Варьируя различными способами уровень остаточных напряжений, образующихся в процессе необратимых пластических деформаций металла шва и околошовной зоны, можно изменять в определенной мере содержание  $\alpha$ -фазы как одного из основных факторов, определяющих размерную стабильность и другие важные служебные характеристики изделия.

1. Сагалевич В. М., Савельев В. Ф. Стабильность сварных соединений и конструкций. — М.: Машиностроение, 1986. — 264 с.
2. Гедрович А. И. Пластическая деформация при сварке. — Луганск: Изд-во Восточноукр. гос. ун-та, 1998. — 237 с.
3. Костин П. П. Физико-механические испытания материалов и сплавов и неметаллических материалов. — М.: Машиностроение, 1990. — 256 с.
4. Пансеев Н. Н. Деформация при сварке судовых конструкций. — Л.: Судостроение, 1988. — 208 с.
5. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали: Учебник для вузов. — М.: Металлургия, 1985. — 408 с.

Peculiarities of formation of stresses and strains in welding corrosion-resistant steel of 10Kh13G18D grade are described. Kinetics of phase-structural transformations in the process of welding and in the post-welding period is given. Most typical structurally-stressed zones of the metal welded are distinguished.

Поступила в редакцию 17.05.2001