

УДК 669.615-194.55

*Л.И. Паришук¹, Ф.З. Гильмутдинов², А.А. Скупов¹***ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРНЫХ ШВОВ
МАРТЕНСИТОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ТИПА 03Н18К9М5Т
ПОСЛЕ ЛОКАЛЬНОЙ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-6-6

Проведены теоретические и экспериментальные исследования напряженно-деформированного, химического и структурно-фазового состояния мартенситостареющей стали после электронно-лучевой сварки и последующей термической обработки. Установлено, что химический, фазовый состав, структура и напряженно-деформированное состояние шва из мартенситостареющей стали зависят от скорости электронно-лучевой сварки. Из анализа напряженных состояний сварного шва следует, что при большей скорости сварки остаточные напряжения в сварном шве имеют большие значения.

Термоциклическая обработка шва в заземленном состоянии приводит к его упрочнению и снижению остаточных напряжений.

Ключевые слова: мартенситостареющая сталь, электронно-лучевая сварка, остаточные напряжения, сварной шов, механические свойства.

Theoretical and experimental studies of the stress-strain, chemical and structural-phase state of martensitic aging steel after electron beam welding and subsequent heat treatment are carried out. It is established that the chemical, phase composition, structure, and stress-strain state of the martensitic-aging steel seam depend on the speed of electron beam welding. From the analysis of stressed states of the welded seam, it follows that with a higher welding speed, the residual stresses in the weld seam are greater.

Thermocyclic treatment of the seam in a jammed state leads to its hardening and reduction of residual stresses.

Keywords: maraging steel, electron-beam welding, residual stresses, weld seam, mechanical properties.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Физико-технический институт Уральского отделения Российской академии наук [Federal State Institution of Science Physical-Technical Institute of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences]; e-mail: gilmutdinov_f@mail.ru

Введение

Высокопрочные безуглеродистые мартенситостареющие стали типа 03Н18К9М5Т нашли широкое практическое применение в авиакосмической промышленности. Низкое содержание углерода в этих сталях ($\leq 0,03\%$) и легирование их никелем и кобальтом обеспечивает получение высокопластичного мартенсита. Старение в пластичной матрице позволяет получить оптимальное сочетание высоких прочностных и пластических свойств [1–3].

Стали данной системы легирования обладают неограниченной прокаливаемостью и высокой технологичностью при изготовлении деталей (не требуют предварительного отжига, в закаленном состоянии имеют твердость 24–32 HRC). Упрочняющая обработка (старение) мартенситостареющих сталей проводится при

относительно низких температурах ($\sim(450\text{--}500)^\circ\text{C}$). Повышение прочности достигается благодаря выделению из безуглеродистой мартенситной матрицы высокодисперсных интерметаллидов Ni_3Ti . При этом изменение размеров минимально – не возникает поводок и короблений, свойственных для среднелегированных сталей, которые упрочняются закалкой с высоких температур. Мартенситостареющие стали системы Fe–Ni–Co широко применяются для изготовления тяжелонагруженных деталей и узлов самолетов (шасси, осей, болтов крепления крыла и фюзеляжа, шестерен редукторов агрегатов управления самолетов, а также являются перспективным материалом для валов газотурбинных двигателей [4–8].

В процессе изготовления различных изделий неизбежной технологической операцией является сварка, в том числе электронно-лучевая. Мощное тепловое воздействие, сопровождаемое оплавлением, вызывает существенные изменения материала в сварном шве и зоне термического влияния [9–15]. Так, известно, что предварительно состаренная мартенситостареющая сталь сварного шва после охлаждения из состояния оплавления может иметь состав и структуру несостаренного материала, который значительно отличается по свойствам от исходного состояния, обладает более низкой прочностью и коррозионной стойкостью. В связи с этим возникает необходимость проведения последующей упрочняющей локальной обработки. Знание напряженно-деформированного, структурно-фазового и химического состояния материала в сварном шве и зоне термического влияния (ЗТВ) представляет несомненный научный и практический интерес – прежде всего, с точки зрения прогнозирования ресурса конструкций и их элементов из мартенситостареющих сталей.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 10.8. «Технологии сварки плавлением новых конструкционных материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [16].

Материалы и методы

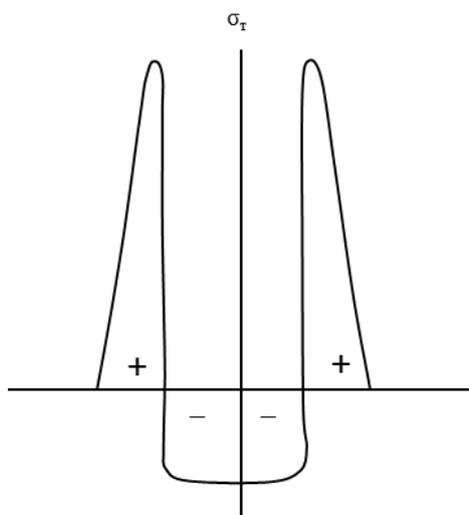
Для выяснения физических процессов, происходящих при электронно-лучевой сварке и дополнительной тепловой обработке мартенситостареющей стали, проведен расчет напряженно-деформированного состояния, а также экспериментальные исследования изменений ее структуры и химического состава.

Исследования проведены на образцах из мартенситостареющей стали на основе системы Fe–Ni–Co, легированной молибденом, титаном и алюминием. В исходном состаренном состоянии сталь содержала 30% аустенита, 59% мартенсита и 11% интерметаллидов. Сварка и последующая локальная термообработка пластин толщиной 3 мм осуществлена электронным лучом на лабораторной установке ЭЛУРС-М. Температуру зоны упрочняющей термообработки измеряли хромель-алюмелевой термопарой. Исследования микроструктуры выполняли с помощью микроскопа типа ММР-4. Микротвердость измерена на твердомере ПМТ-3 при нагрузке 100 г. Фазовый состав стали в исходном состаренном состоянии и материал шва исследованы на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М с использованием монохроматизированного $\text{Cu } K_\alpha$ -излучения.

Состав образцов проанализирован методами рентгеноэлектронной спектроскопии и вторично-ионной масс-спектрометрии. Рентгеноэлектронные эксперименты проведены на спектрометре ЭС-2401. Спектры возбуждались $\text{Mg } K_\alpha$ -излучением. Послойный анализ осуществлен с использованием бомбардировки ионами аргона с энергией 1 кэВ. Масс-спектрометрический анализ проведен на масс-спектрометре МС-7201 с использованием потока ионов аргона с энергией 4 кэВ.

Результаты и обсуждение

В рамках структурно-аналитической теории прочности [17] проведен расчет напряженно-деформированного состояния сварного шва и зоны термического влияния для исследуемой стали. Установлено, что разогрев шва и околошовной зоны до высоких температур в процессе сварки приводит к их расширению. Действие со стороны менее нагретой части детали на высокотемпературную зону вызывает в ней деформации сжатия, переходящие в пластическую деформацию. Деформация, возникшая при нагреве, препятствует сокращению ширины шва и вызывает растягивающие напряжения в шве при охлаждении. При понижении температуры в сварном шве в исследуемой стали происходят низкотемпературные структурные (мартенситные) превращения, приводящие к увеличению объема. Происходит полная компенсация растягивающих напряжений в центре шва, при этом металл шва находится под действием сжимающих сил. В зоне термического влияния полиморфные превращения не происходят, поэтому здесь результатом сварки являются растягивающие остаточные напряжения. Таким образом, при охлаждении в сварном шве возникают чередующиеся полосы напряжений растяжения в зоне термического влияния и сжатия в шве (см. рисунок). Остаточные растягивающие напряжения создают в металле запас энергии, который способствует разрушению металла и ускорению коррозионных процессов, а созданные ими пластические деформации приводят к уменьшению пластичности соединения. Остаточные напряжения определяли рентгеновским методом $\sin 2\psi$ в образцах в $\text{Cr } K_{\alpha}$ -излучении. Величины остаточных напряжений приведены в таблице.



Остаточные напряжения по поперечному сечению сварного шва в мартенситостареющей стали: «←» – сжимающие напряжения; «+» растягивающие напряжения

Напряженное состояние в сварном соединении до и после различных видов термообработки стали 03Н18К9М5Т

Режим обработки	Значения остаточных напряжений, МПа, в зоне		
	основного металла (в состоянии поставки)	термического влияния (ЗТВ) (на расстоянии 2 мм от края шва)	шва
В исходном состоянии	130	700	-560
После изотермической обработки*	0	0	0
После локальной термоциклической обработки	10	70	-115

* Данный способ обработки сварных швов не рассматривался в данной статье.

Анализ значений остаточных напряжений показал, что локальная термоциклическая обработка приводит к существенному снижению остаточных напряжений в сварном соединении.

Рентгеноэлектронными и масс-спектрометрическими исследованиями установлено, что состав материала сварных швов и прилежащих к ним областей отличается от состава исходного материала. Приповерхностные слои швов обогащены алюминием. Наибольшее обогащение наблюдается в слое на глубине 6 нм от облучаемой поверхности. Обогащение вызвано главным образом термостимулированной сегрегацией из окружающей матрицы. Области зоны термического влияния обедняются алюминием. При низкой скорости сварки (6 мм/с) наблюдается некоторое относительное обеднение внешней поверхности шва относительно более глубоких приповерхностных слоев. Это объясняется испарением оксида алюминия, которое возможно при высоких температурах (1200–1500°C). Нагрев стали при сварке стимулирует также сегрегацию титана в шов. Низкая концентрация титана вблизи поверхности шва на глубине 0,16 мкм может быть связана с его испарением, так как известно, что титан может испаряться из сталей в вакууме при температурах >(600–700)°C. Сварной шов, за исключением сверхтонких приповерхностных слоев, обеднен молибденом вследствие термического испарения, так как молибден и его оксиды летучи при высоких температурах. Несмотря на обогащение материала шва алюминием и обеднение молибденом, он соответствует составу мартенситостареющих сплавов, способных упрочняться за счет старения.

Кроме основных компонентов сплава, в состав приповерхностных слоев шва в значительном количестве входят кислород и углерод из остаточной среды камеры сварки, образующие оксиды и карбиды металлов. Содержание карбида титана составляет до 25% от общего содержания титана. Алюминий вступает в реакцию с азотом остаточной атмосферы с образованием нитрида алюминия – до 15% от общего содержания алюминия.

Скорость прохода сварки оказывает влияние как на количественный состав шва, так и на химическое состояние компонентов. Увеличение скорости прохода приводит к обогащению поверхности шва алюминием, титаном и росту доли оксидов всех элементов. С уменьшением скорости прохода шов и околошовная зона разогреваются до более высоких температур. При уменьшении скорости охлаждения создаются более благоприятные условия для испарения алюминия и титана из тонких поверхностных слоев. Снижение коррозионной стойкости околошовных областей является результатом обеднения их алюминием и титаном. Однако достаточное количество оксидов алюминия и титана обычно создают защитный слой на поверхности сплава и предотвращают коррозию и глубокое окисление.

Сегрегационное поведение, а значит и структурные изменения в шве, сваренном с большей скоростью при нагреве в вакууме, отличаются качественно и количественно от изменений, происходящих в шве, сваренном с меньшей скоростью, и происходят при температуре ниже на 20–30°C. Отличия могут быть обусловлены более высоким уровнем микронапряжений в шве и зоне термического влияния.

Металлографические исследования показали, что микроструктура шва, сваренного электронным пучком, имеет дендритное строение, состоит из пакета речного мартенсита с твердостью $H_{100}=289-327$. Микроструктура границы спекания имеет плавный переход к зоне термического влияния (ЗТВ). Утолщения границ не происходит. Микротвердость имеет значение $H_{100}=310-336$. Установлено, что ЗТВ состоит из двух подзон: зона полной и частичной перекристаллизации и зона перестаривания, которые имеют микротвердость $H_{100}=304-327$ и $H_{100}=336-357$ соответственно. Микроструктура основного материала имеет вид катаного мелкоигольчатого мартенсита с твердостью $H_{100}=444-489$.

Рентгеноструктурный анализ сварного шва мартенситостареющей стали показал, что его фазовый состав существенно отличается от фазового состава стали после стандартной термообработки и зависит от скорости сварки. При малой скорости он на 80–95% состоит из мартенсита, пересыщенного легирующими элементами, и, кроме того, в приповерхностных слоях шва происходит образование оксидов алюминия (до 5–11%), а интерметаллидные фазы отсутствуют. В шве, полученном с большей скоростью, присутствует до 9% аустенита, что объясняется увеличением скорости охлаждения шва вследствие узости зоны термического влияния, а также значительно более высоким содержанием фазы Al_2O_3 .

Расчетами установлено, что снижение остаточных напряжений в шве возможно осуществить дополнительной термообработкой материала электронным потоком в ЗТВ. Такой нагрев вызывает пластическую деформацию, которая создает растягивающие остаточные напряжения в области термообработки. Эти напряжения суммируются с остаточными напряжениями, полученными в результате сварки. Напряжения от сварки в этой области имеют отрицательное значение. После термической обработки электронным лучом в этой области возникают небольшие растягивающие напряжения. Предлагаемая обработка, снижая растягивающие остаточные напряжения в области шва, значительно увеличивает его конструкционную прочность. При этом термообработка электронным лучом не должна нагревать материал $>500^\circ C$, поэтому проводится достаточно быстро – для предотвращения фазовых превращений и перестаривания основного материала.

Термоциклическая обработка шва электронным лучом в интервале температур $40\div 500^\circ C$ в заземленном состоянии приводит к его упрочнению, так как заземление шва вызывает максимальную пластическую деформацию, которая упрочняет материал сварного шва и порождает большое количество неравновесных точечных дефектов. Присутствие дефектов существенно ускоряет процесс выделения интерметаллидов в сварочном шве, т. е. его старение. Выполненные прочностные испытания сварных соединений показали, что при локальной термоциклической обработке предел прочности равен пределу прочности изотермически состаренного сварного шва. Для стали 03Н18К9М5Т он составил 1780 МПа.

Заключения

Установлено ускоренное выделение упрочняющих фаз при локальной термоциклической обработке в сварных соединениях из мартенситостареющей стали типа 03Н18К9М5Т. Предел прочности материала сварного шва после локальной термоциклической обработки равен пределу прочности материала изотермически состаренного сварного шва.

Химический и фазовый состав, а также состояние шва из мартенситостареющей стали зависят от скорости электронно-лучевой сварки.

Локальная термоциклическая обработка шва исследуемой стали снижает остаточные напряжения в шве.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Контроль качества материалов – гарантия безопасности эксплуатации авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2001. №1. С. 3–8.
2. Каблов Е.Н. Конструкционные и функциональные материалы – основа экономического и научно-технического развития России // Вопросы материаловедения. 2006. №1. С. 64–67.
3. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 36–52.
4. Маркова Е.С., Якушева Н.А., Покровская Н.Г., Шалькевич А.Б. Технологические

- особенности производства мартенситостареющей стали ВКС-180 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №7. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.03.2017).
5. Вылежнев В.П., Коковьякина С.А., Симонов Ю.Н., Сухих А.А. Повышение характеристик надежности мартенситостареющей стали 03Н18К9М5Т путем создания структуры типа «нанотриплекс» // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2010. №11. С. 20–24.
 6. Петраков А.Ф., Шалькевич А.Б. Высокопрочные стали в авиастроении // *Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2002: юбил. науч.-технич. сб.* М.: ВИАМ, 2002. С. 180–191.
 7. Оспенникова О.Г. Стратегия развития жаропрочных сплавов и сталей специального назначения, защитных и теплозащитных покрытий // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 19–36.
 8. Шалькевич А.Б., Вознесенская Н.М., Покровская Н.Г., Маркова Е.С. Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для самолетов нового поколения // *75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007: юбил. науч.-технич. сб.* М.: ВИАМ, 2007. С. 142–150.
 9. Маркова Е.С., Покровская Н.Г., Шалькевич А.Б., Громов В.И. Мартенситостареющие стали – новые перспективные материалы для валов ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 81–84.
 10. Крылов С.А., Маркова Е.С., Щербаков А.И., Якушева Н.А. Металлургические особенности выплавки высокопрочной мартенситостареющей стали ВКС-180-ИД // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №4. С. 14–20. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-14-20.
 11. Каблов Е.Н. Материалы для изделия «Буран» – инновационные решения формирования шестого технологического уклада // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. №S1. С 3–9.
 12. Каблов Е.Н., Лукин В.И., Оспенникова О.Г. Сварка и пайка в авиакосмической промышленности // *Матер. Всерос. науч.-практич. конф. «Сварка и безопасность»*. 2012. Т. 1. С. 21–30.
 13. Лукин В.И., Банас И.П., Ковальчук В.Г., Голев Е.В. Аргоно-дуговая сварка высокопрочной цементуемой стали ВНС-63 // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2013. №8. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.12.2016).
 14. Лукин В.И., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Сварка плавлением титанового сплава BT18Y // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2015. №5. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.12.2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-5-3-3.
 15. Лукин В.И., Вознесенская Н.М., Ковальчук В.Г. Сварка высокопрочной коррозионностойкой стали ВНС-72 // *Сварочное производство*. 2012. №10. С. 31–35.
 16. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 7–17.
 17. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности. Л.: Наука, 1992. 400 с.