

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН СНИЖЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ОТВОДОВ ИЗ СТАЛИ 09Г2С

В данной работе исследуются причины падения механических свойств в процессе изготовления детали «отвод крутоизогнутый». На основе полученных результатов предлагается нестандартная термическая обработка, позволяющая повысить показатели механических характеристик до исходных значений. Приведены данные экспериментов, доказывающие обоснованность предложенных режимов термообработки.

Ключевые слова: восстановленное аустенитное зерно, принцип ориентационного и размерного соответствия, структура видманштетта, структурная наследственность зерна аустенита.

Стальные отводы предназначены для перераспределения потока рабочей среды (воды, газа, нефтепродуктов) внутри трубопровода. Арматура, изготовленная из стали, обладает наибольшей прочностью, устойчивостью к негативному влиянию коррозионных и окислительных процессов, химических реагентов. В зависимости от применяемой марки арматуру можно эксплуатировать в любых регионах независимо от климатических условий. Арматура из стали 09Г2С устойчива к температурным деформациям, что позволяет эксплуатацию в условиях холодного и умеренно холодного климата. Как показывает практика, наиболее часто отвод 53 используется для осуществления горизонтальных и вертикальных поворотов при обустройстве различных типов трубопроводов.

На предприятии технологический процесс изготовления отводов трубопроводов из стали 09Г2С (рис. 1) осуществляется по следующему технологическому процессу: трубный прокат режется на мерные длины, после чего осуществляется гибка путем протяжки по рогаобразному сердечнику (рис. 2). При протяжке трубных заготовок по рогаобразному сердечнику происходит плотное прилегание заготовки к поверхности сердечника, что обеспечивает одновременную калибровку отвода по внутреннему диаметру на калибрующем участке сердечника и правильное формоизменение трубной заготовки на сердечнике с последующей дополнительной горячей объемной правкой и калибровкой отводов. Процесс протекает без разрушения материала и существенного утонения стенки. Преимуще-

ствами данного способа являются высокая размерная точность, обеспечение равной толщины стенки по всему изделию, широкие технологические возможности процесса, высокая производительность [1–3].

Температура горячей деформации 1250–850 °С [4–6]. При этом, после деформирования, резко падают механические свойства: предел прочности, предел текучести, ударная вязкость (табл. 1, 2).

По сертификату качества труба, из которой изготавливается изделие Ø530×10, соответствует классу прочности K56 (табл. 1). После процесса формоизменения были произведены исследования механических свойств изделия. Результаты измерений приведены в табл. 2.

При горячей обработке давлением в структуре стали нередко возникают крупнозернистость и видманштеттова структура, которая характеризуется кристаллографической упорядоченностью: в пределах объема зерна исчезнувшего аустенита пластины α -фазы имеют определенную кристаллографическую ориентировку. При последующем нагреве отвода под термическую обработку зародыши γ -фазы аналогичным образом закономерно ориентированы относительно пластин α -фазы, в результате чего в объеме исходного аустенитного зерна при небольших перегревах выше точки A_3 формируется точно такое же аустенитное зерно, называемое восстановленным [5].

На рис. 3 представлена микроструктура участка отвода со структурой видманштетта после горячей обработки давлением.

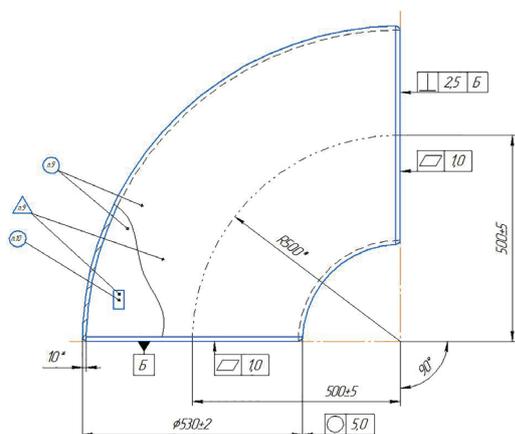


Рис. 1. Эскиз отвода крутоизогнутого



Рис. 2. Печь для протяжки отводов

Таблица 1

Механические свойства трубы
в состоянии поставки

Виды испытаний	Норматив	Результаты испытаний
Временное сопротивление разрыву σ_b , Н/мм ²	550 – 668	610
		600
Предел текучести σ_m ($\sigma_{0,2}$),	410 – 528	510
		480
Относительное удлинение δ_3 , %	≥20	29
		26
Отношение предела текучести к временному сопротивлению разрыву	≤0,90	0,84
		0,80
Ударная вязкость, Дж/см ² , –60 °С	≥34,3	217
		167
Ударная вязкость, Дж/см ² , –20 °С	≥34,3	274
		220
Твердость, HV	≤250	199
		199

Таблица 2

Результаты испытаний основного металла
изделия после протяжки

Виды испытаний	Норматив	Результаты испытаний
Временное сопротивление разрыву σ_b , Н/мм ²	550 – 668	505
		522
Предел текучести σ_m ($\sigma_{0,2}$),	410 – 528	332
		378
Относительное удлинение δ_3 , %	≥20	24,5
		22,5
Отношение предела текучести к временному сопротивлению разрыву	≤0,90	1,50
		1,38
Ударная вязкость, Дж/см ² , –60 °С	≥34,3	94
Ударная вязкость, Дж/см ² , –20 °С	≥34,3	135
Твердость, HV	≤250	154
Величина действительного зерна	не ниже номера 8	8
Фазовый состав, процент соотношения фаз, полосчатость	не более балл 3	2

Компактные выделения доэвтектоидного феррита образуются преимущественно по границам аустенитного зерна, а пластины видманштетта — внутри зерна аустенита, начинаясь от компактных ферритных выделений.

Неравномерное охлаждение способствует формированию неоднородной структуры. Те участки детали, которые охлаждались более медленно, имеют феррито-перлитную структуру, состоящую из равноосных зерен (рис. 4). Области, охлаждаемые ускоренно, приобретают структуру видманштетта.

Образование видманштеттова феррита кристаллографически упорядочено. Ориентация

феррита подчиняется принципу структурного соответствия: $\{110\}_\Phi \parallel \{111\}_A$. Эти плоскости наиболее плотной упаковки соответственно в объемно центрированной и гранецентрированных кубических решетках имеют очень близкое строение. Ориентированное превращение подчиняется общей закономерности, сущность которой была наиболее точно сформулирована П. Д. Данковым как принцип ориентационного и размерного соответствия: «Химическое превращение на поверхности твердого тела развивается таким образом, чтобы конфигурация атомов исходной твердой фазы сохранялась и в новой твердой фазе. Возникающая при указанном про-

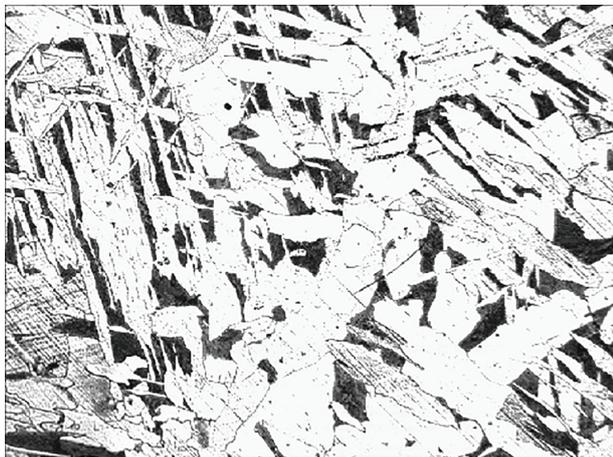


Рис. 3. Микроструктура стали 09Г2С после горячей обработки давлением, $\times 1000$

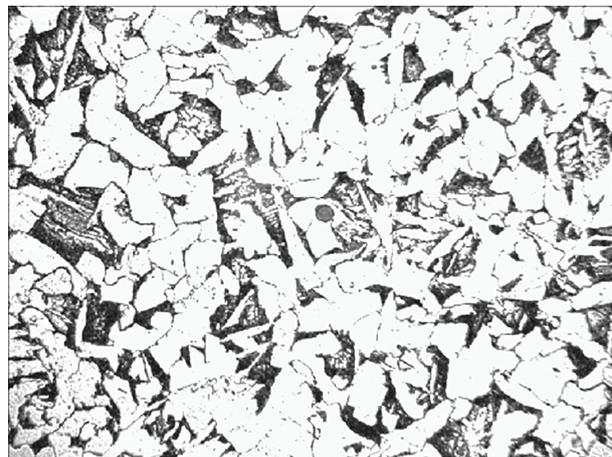


Рис. 4. Микроструктура стали 09Г2С, $\times 500$

цессе кристаллическая решетка новой фазы сопрягается с кристаллической решеткой исходной фазы подобными кристаллическими плоскостями, параметры которых отличаются друг от друга минимально» [7]. Причина закономерной ориентации двух фаз, с термодинамической точки зрения, состоит в том, что при кристаллизации в анизотропной среде «минимум свободной энергии обеспечивается при максимальном сходе в расположении атомов на соприкасающихся гранях старой и новых фаз» [8].

При исследовании образцов стали 09Г2С после горячей деформации на полированной поверхности шлифа обнаружен характерный рельеф, свидетельствующий о наличии видманштеттовой структуры.

Если при охлаждении малоуглеродистой доэвтектоидной стали аустенит превращается в перлит, без образования видманштеттовой структуры, то образуются округлые зерна феррита и равномерно распределенные небольшие перлитные колонии. Такое строение не имеет строго закономерной кристаллографической ориентировки по отношению к кристаллической решетке аустенита [9–11]. В этом случае зерна избыточного феррита и перлитные колонии не образуют единого кристаллографически упорядоченного комплекса в пределах объема исходного аустенитного зерна, внутри которого при последующем нагреве стали возникает много зародышей аустенита, ориентированных произвольным образом по отношению друг к другу. Это приводит к получению более мелкого действительного зерна, чем предшествующее.

В случае, если при нагреве стали выше критической температуры A_3 наследовалось крупное зерно аустенита, а при дальнейшем нагреве или при увеличении выдержки зерно, вместо того чтобы расти, измельчалось, имеют место рекристаллизационные процессы. Такое измельчение зерна в температурной области, где нет никаких фазовых превращений, происходит в результате зарождения новых зерен аустенита в большом количестве центров в пределах объема каждого восстановленного зерна. Этот процесс структурной перекристаллизации и по внешним признакам, и по физической сущности является

рекристаллизационным. Только в отличие от общеизвестной первичной рекристаллизации, где термодинамическим стимулом зарождения новых зерен, свободных от структурных несовершенств, является повышение плотности дислокаций в результате холодного деформирования металла, в данном случае повышенная плотность дислокаций возникает при внутреннем фазовом наклепе.

В рассматриваемом случае фазовый наклеп является следствием разных удельных объемов видманштеттова феррита и колоний перлита. Кроме того, повышение плотности дислокаций происходит при перлитно-аустенитном превращении [12]. В результате чего в восстановленном аустенитном зерне создается высокая плотность дислокаций, что и будет являться термодинамическим стимулом для активации рекристаллизационных процессов. При дальнейшем повышении температуры или увеличении времени выдержки новое рекристаллизованное зерно начинает увеличиваться в размерах.

Таким образом, имеются два этапа формирования мелкозернистой структуры в случае проявления структурной наследственности в стали 09Г2С. Первый — из кристаллографически упорядоченной видманштеттовой структуры образуется восстановленное зерно аустенита с повышенной плотностью дислокаций. На стадии второго этапа происходит зарождение и рост новых, свободных от структурных несовершенств, кристаллов γ -фазы. Это приводит к полной замене крупных зерен аустенита мелкими, при этом уровень свободной энергии существенно снижается, и такое состояние отличается большей устойчивостью.

Окончание перлитно-аустенитного превращения и первичная рекристаллизация аустенита разделены температурным интервалом, диапазон которого не является постоянным и зависит от совокупного влияния различных факторов, среди которых наследуемые аустенитом дислокации исходной фазы, причем плотность дислокаций в пластинах видманштетта выше, чем в равноосных зернах α -фазы, а также сказывается химический состав и количество видманштеттова феррита. Чем больше видманштеттовых

Результаты испытаний основного металла изделия после термообработки (время отпуска 50 минут)

Виды испытаний	Норматив	Результаты испытаний
Временное сопротивление разрыву σ_b Н/мм ²	550–668	532
		540
		546
		566
Предел текучести σ_m ($\sigma_{0,2}$),	410–528	414
		419
		402
		408
Относительное удлинение δ_3 , %	≥ 20	20,5
		26,5
		21,5
		20,5
Отношение предела текучести к временному сопротивлению разрыву	$\leq 0,90$	1,28
		1,28
		1,35
		1,38
Ударная вязкость, Дж/см ² , –60 °С	$\geq 34,3$	218
		206
		220
Ударная вязкость, Дж/см ² , –20 °С	$\geq 34,3$	184
		190
		186
Твердость, HV	≤ 250	206
Величина действительного зерна	не ниже номера 8	9
Фазовый состав, процент соотношения фаз, полосчатость	не более балл 3	0

Результаты испытаний основного металла изделия после термообработки (время отпуска 30 минут)

Виды испытаний	Норматив	Результаты испытаний
Временное сопротивление разрыву σ_b Н/мм ²	550–668	585
		585
		588
		589
Предел текучести σ_m ($\sigma_{0,2}$),	410–528	438
		440
		459
		434
Относительное удлинение δ_3 , %	≥ 20	21,5
		22,5
		21,5
		21,0
Отношение предела текучести к временному сопротивлению разрыву	$\leq 0,90$	0,75
		0,75
		0,78
		0,78
Ударная вязкость, Дж/см ² , –60 °С	$\geq 34,3$	336
		330
		353
Ударная вязкость, Дж/см ² , –20 °С	$\geq 34,3$	280
		277
		283
Твердость, HV	≤ 250	206
Величина действительного зерна	не ниже номера 8	9
Фазовый состав, процент соотношения фаз, полосчатость	не более балл 3	0

пластин феррита в стали, тем выше температура структурной перекристаллизации.

По Д. К. Чернову для исправления крупнозернистости стали необходим нагрев выше точки *b*. Обычно точку *b* отождествляют с критической точкой A_{c3} .

Однако по В. Д. Садовскому следует, что точка *b* может совпадать с температурой первичной рекристаллизации аустенита, т. к. точка *b* всегда определяет температуру, соответствующую структурной перекристаллизации, приводящей к измельчению зерна [13]. В зависимости от состава и исходной структуры точка *b* и A_{c3} могут совпадать, а в отдельных случаях температура точки *b* значительно (иногда на 200–300 °С)

превышает A_{c3} . Сама же рекристаллизация является следствием перлитно-аустенитного превращения.

Рекомендуемая температура закалки для стали 09Г2С составляет 900 °С [9, 10, 14]. При закалке с данной температуры нагрева механические свойства материала восстановить не удавалось. Можно предположить, что причина заключается в структурной наследственности зерна аустенита.

Кроме того, присутствующие в структуре стали участки залегания грубых включений феррита приводят к появлению обедненных углеродом зон в аустените, которые после закалки не могут приобрести необходимую твердость. Кроме того,

зоны мартенсита, пресыщенные и обедненные углеродом, имеют разный удельный объем, что приводит к возникновению дополнительных внутренних напряжений [6].

Повышение температуры закалки до 960 °С дало положительные результаты. В табл. 3 приведены данные проведенных испытаний стали после термической обработки, заключающейся в закалке с 960 °С (время выдержки — 40 мин) и последующем отпуске при 650 °С (время выдержки — 50 мин).

Дальнейшее приближение показателей механической прочности к требуемым было достигнуто снижением времени выдержки при отпуске. Известно, что при температурах отпуска свыше 350–400 °С происходит интенсивная коагуляция и сфероидизация цементитных частиц.

Выше 600 °С все частицы цементита сферические и идет только их коагуляция, развивающаяся в процессе выдержки за счет разности концентраций.

Размер цементитных пластин различен. Области вокруг мелкого цементитного зерна пресыщены углеродом, тогда как на образование крупной пластины расходуется больше углерода и около крупного цементитного включения, содержание углерода меньше.

Выравнивающая диффузия «забирает» углерод из обогащенной им области и переносит в обедненную область. За счет этого и без того большая пластина подрастает, а более мелкая растворяется. Цементит выделяется из матричного раствора на крупных пластинах вдали от ее вершин и ребер, таким образом приближая форму пластины к сферической. Чем крупнее становятся зерна цементита, тем ниже значения предела прочности, твердости и ударной вязкости [15].

Эти показатели напрямую зависят от степени дисперсности цементитных включений.

Опытным путем было установлено, что продолжительность отпуска 30 минут позволяет получить структуру, определяющую максимальные механические характеристики (табл. 4).

Таким образом, можно сделать следующие выводы.

1. Снижение механических свойств отводов из стали 09Г2С в реальных условиях деформирования связано со структурной наследственностью зерна аустенита, причиной возникновения которой является появление в отдельных участках видманштеттовой структуры.

2. Температура нагрева стали при термической обработке зависит от доли видманштеттовых пластин в стали. Чем больше доля видманштеттова феррита, тем выше необходимо давать температуру нагрева для полной структурной перекристаллизации. В условиях действующего на предприятии технологического процесса горячего деформирования данных деталей доля видманштеттовых пластин невелика, поэтому для устранения структурной наследственности температура нагрева при термической обработке отличается от рекомендуемой на 60 °С.

При увеличении объемного содержания видманштеттова феррита рекомендуется повышать температуру закалки.

1. Таваштерна Р. И. Процесс изготовления крутоизогнутых отводов горячей протяжкой по рогообразному сердечнику // Кузнечно-штамповочное производство. 1988. № 4. С. 18–20.

2. Алексеев Д. Ю., Гущина М. С. Физическое моделирование процесса производства высокопрочных сталей марок 17Г1С и 09Г2С // Новое слово в науке: перспективы развития. 2015. № 4 (6). С. 126–127.

3. Латыпова А. Р., Мельникова А. Я. Способы обработки стали 09Г2С // Современные технологии композиционных материалов: материалы III Всерос. науч.-практ. молодеж. конф. с междунар. участием. Уфа: РИЦ БашГУ, 2018. С. 67–69.

4. Салганик В. М., Полецков П. П., Бережная Г. А. [и др.]. Разработка рациональных режимов прокатки высокопрочных сталей марок 17Г1С и 09Г2С с целью улучшения качества металлопроката // Качество в обработке материалов. 2015. № 2 (4). С. 30–32.

5. Березин С. К., Шацов А. А., Гребеньков С. К. [и др.]. Структурно-фазовые переходы в хладостойких низкоуглеродистых мартенситных сталях, склонных к структурной наследственности // Металлы. 2018. № 3. С. 9–23.

6. Бирдегулов Л. Р., Щипачев А. М. Исследование влияния уровня накопленных повреждений на трещиностойкость сталей 20, 09Г2С // Экспертиза промышленной безопасности и диагностика опасных производственных объектов. 2016. № 2 (8). С. 71–74.

7. Данков П. Д. Механизм фазовых превращений с точки зрения принципа ориентационного и размерного соответствия // Известия сектора физико-химического анализа АН СССР. 1943. Вып. 1, т. 16. С. 82–96.

8. Конобеевский С. Т. О природе связей в металлах // Доклады на совещании по теории металлических сплавов. М.: Изд-во МГУ, 1952. С. 4.

9. Галимский А. И. Изучение возможностей термической обработки как фактора повышения хладостойкости конструкционных низколегированных сталей // Ползуновский альманах. 2014. № 2. С. 53–56.

10. Малинов Л. С., Бутова Д. В. Нетиповая термообработка сталей 09Г2С и ЕН36, в том числе с выдержкой в межкритическом интервале температур (МКИТ) // Вісник Приазовського державного технічного університету. Технічні науки. 2013. № 27. С. 73–82.

11. Почивалов Ю. И., Смирнова А. С., Панин В. Е. Влияние термомеханической обработки на механические свойства конструкционной стали 09Г2С // Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций: сб. материалов X Междунар. конф. Екатеринбург: ИМАШ УрО РАН, 2016. С. 65.

12. Гребеньков С. К., Скуднов В. А., Шацов А. А. Деформация и разрушение низкоуглеродистых мартенситных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. № 2 (728). С. 33–38.

13. Садовский В. Д. Структурная наследственность стали в аустените. М.: Металлургия, 1973. 205 с.

14. Фарбер В. М., Селиванова О. В., Швейкин В. П. [и др.]. Получение повышенного комплекса механических свойств низкоуглеродистых сталей ступенчатой закалкой // Инновации в материаловедении и металлургии: материалы I Междунар. интерактив. науч.-практ. конф., 13–19 дек. 2011 г., Екатеринбург. Екатеринбург: изд-во Урал. ун-та, 2012. Ч. 1. С. 269–273.

15. Борисова М. З. Особенности ударного разрушения стали 09Г2С после интенсивной пластической деформации // Деформация и разрушение материалов и нано-

материалов: сб. материалов VII Междунар. конф., 07–10 ноября 2017 г., Москва. М.: Изд-во ИМЕТ РАН, 2017. С. 88–89. ISBN 978-5-4465-1624-7.

ПАНТЮХОВА Ксения Николаевна, кандидат технических наук, доцент кафедры «Машиностроение и материаловедение», секция «Материаловедение и технология конструкционных материалов».

SPIN-код: 7161-2236

AuthorID (РИНЦ): 755568

AuthorID (SCOPUS): 57203591576

НЕГРОВ Дмитрий Анатольевич, кандидат технических наук, доцент (Россия), доцент кафедры «Машиностроение и материаловедение», заведующий секцией «Материаловедение и технология конструкционных материалов».

SPIN-код: 4888-7947

AuthorID (РИНЦ): 684462

AuthorID (SCOPUS): 54959361600

БУРГОНОВА Оксана Юрьевна, кандидат технических наук, доцент кафедры «Машиностроение

и материаловедение», секция «Материаловедение и технология конструкционных материалов».

SPIN-код: 9859-7548

AuthorID (РИНЦ): 675336

AuthorID (SCOPUS): 57103594000

ПУТИНЦЕВ Виталий Юрьевич, ассистент кафедры «Машиностроение и материаловедение», секция «Материаловедение и технология конструкционных материалов».

SPIN-код: 7304-5954

AuthorID (РИНЦ): 827297

AuthorID (SCOPUS): 57203584921

Адрес для переписки: umi10052013@gmail.com

Для цитирования

Пантюхова К. Н., Негров Д. А., Бургонова О. Ю., Путинцев В. Ю. Исследование причин снижения механических характеристик горячедеформированных отводов из стали 09Г2С // Омский научный вестник. 2019. № 1 (163). С. 11–16. DOI: 10.25206/1813-8225-2019-163-11-16.

Статья поступила в редакцию 17.01.2019 г.

© К. Н. Пантюхова, Д. А. Негров, О. Ю. Бургонова,
В. Ю. Путинцев