

**РОЛЬ ОСТАТОЧНЫХ СВАРОЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ
В СНИЖЕНИИ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ТРУБОПРОВОДОВ,
ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР**
**СООБЩЕНИЕ 4. ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РАЗОГРЕВОВ
НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МЕТАЛЛА
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОБОРУДОВАНИЯ
ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ**

С. О. Маликов, Ю. П. Солнцев, Б. С. Ермаков

Санкт-Петербургский государственный университет низкотемпературных и пищевых технологий ■

Монтажные и ремонтные сварные соединения низкотемпературных производственных систем, изготовленных из аустенитных хромоникелевых сталей, являются одними из наиболее потенциально опасных зон с точки зрения образования и развития хрупких трещин как в ходе длительной эксплуатации оборудования, так и в ходе высокотемпературных технологических разогревов. Так, в работе [1] указывается, что после высокотемпературных эксплуатационных разогревов сварных соединений при температурах порядка 600 °С возможно образование трещин, основное место расположение которых определяется как зона, прилегающая к границе сплавления сварного соединения или отстоящая от нее на расстояние порядка одного-двух зерен. Основной причиной, вызывающей охрупчивание стали, возникновение и развитие трещин в зоне термического влияния сварного соединения (ЗТВ), безусловно, является изменение структуры, вызванное местным нагревом сварочными источниками тепла, интенсивность которых возрастает по мере повышения температуры и времени последующих технологических разогревов.

В предыдущих разделах нашего обзора Ранее (см. «Вестник МАХ») мы уже обсуждали вопросы структурных изменений в ЗТВ сварных соединений низкотемпературного оборудования, эксплуатируемого с промежуточными технологическими разогревами, связанными с необходимостью, как например, в системах очистки и сжижения гелия, прокалики систем фильтрации и катализа. Температура металла оборудования при таких нагревах может повышаться до температур порядка 800 °С, а суммарное время разогревов за срок службы оборудования достигать ста и более часов.

В настоящей работе нами были проведены исследования изменения механических свойств металла различных участков ЗТВ сварного соединения аустенитной стали 12Х18Н12Т после технологических разогревов. С этой целью был использован листовой прокат стали 12Х18Н12Т следующего химического состава (% масс.): углерод — 0,11; хром — 18,2; никель — 12,2; титан — 0,21; марганец — 1,02; сера — 0,014; фосфор — 0,012. Из аустенитизированных заготовок стали (1100 °С,

выдержка при температуре аустенитизации 1 ч, охлаждение в воде) были изготовлены образцы для механических испытаний, которые подвергались сложной термической обработке. В качестве первой термической обработки был рассчитан режим, имитирующий условия нагрева и охлаждения различных зон ЗТВ сварного соединения в процессе монтажной сварки трубопроводов жидкого гелия. Затем образцы подвергались повторным разогревам при температурах от 200 до 800 °С, продолжительность нагревов составляла 1, 10 и 100 ч. После термических обработок рабочие части образцов подвергались электрохимической полировке с целью снятия поверхностного слоя, структура и химический состав которого мог быть изменен в ходе контакта с атмосферой при высокотемпературных разогревах. Подготовленные таким образом образцы подвергались испытаниям на одноосное статическое растяжение и ударный изгиб при температурах 293–4,2 К.

В табл. 1 приведены данные о механических свойствах металла ЗТВ сварного соединения после различных температурных воздействий. Там же приведены данные о свойствах стали в аустенитизированном состоянии, что можно принять за свойства основного металла т. е. металла, не подвергающегося термическому воздействию при сварке. Установлено, что в зоне термического влияния сварного соединения можно выделить два участка с измененными по отношению к основному металлу свойствами. Первая — это зона перегрева — 1200 °С. В ней наблюдается снижение ударной вязкости и пластичности стали при практически неизменных по отношению к основному металлу прочностных свойствах.

Металлографический анализ аустенитизированных образцов и образцов зоны перегрева показал, что после термического воздействия наблюдается рост аустенитного зерна, в среднем на 2–3 балла, по отношению к исходному — аустенитизированному состоянию. Сварочные нагревы до более низких температур не привели к изменению размеров зерен в стали.

Свойства металла ЗТВ, нагретого до 600 °С, отличаются некоторым повышением прочностных и снижением пластических и вязких характеристик,

Таблица 1. Влияние условий нагрева ЗТВ сварного соединения на механические свойства стали 12Х18Н12Т

Свойство	Температура испытания (К) зоны ЗТВ, нагретой до температуры (°С)									
	293					4,2				
	1200	900	600	300	Ауст	1200	900	600	300	Ауст
σ_B , МПа	625	660	690	650	625	1440	1500	1560	1490	1490
$\sigma_{0,2}$, МПа	360	310	315	300	295	700	790	840	710	715
δ_5 , %	39	49	47	50	50	21	28	24	30	31
KCV, Дж/см ²	230	310	300	320	31	160	190	170	200	200

особенно заметным при испытаниях при 4,2 К, что, вероятно, следует объяснять возникновением разрозненных карбидных включений в границах зерен стали после 600 °С сварочного воздействия. Изменения свойств после нагревов при 900 и 300 °С оказались весьма незначительными и сопоставимыми с погрешностью эксперимента.

Результаты испытаний механических свойств образцов металла ЗТВ стали 12Х18Н12Т после технологических разогревов показаны на рис. 1. Как следует из представленных кривых, механические свойства образцов, испытанных при 293 К, после технологического разогрева всех областей ЗТВ до температуры 250 °С не показывают заметного изменения пластичности материала; снижение относительного удлинения образцов не превышает 2–4 %, что находится в зоне погрешности эксперимента. Испытаниями образцов, термически обработанных в тех же условиях при температуре жидкого гелия, было установлено, что при времени нагревов 1 и 10 ч видимого снижения пластичности материала не наблюдается, нагрев в течение 100 ч, наоборот, приводит к резкому охрупчиванию материала ЗТВ. Максимально этот эффект охрупчивания проявляется в той части ЗТВ, которая подвергалась температурному воздействию сварочного нагрева в 1200 °С. В этой зоне ЗТВ относительное удлинение образцов составило всего 6 %, в интервале температур сварочного нагрева 900–300 °С величина относительного удлинения составила 10–14 %. Попытка объяснения причин подобного охрупчивания привела к необходимости анализа поверхности разрушения испытанных образцов. Было установлено, что вид изломов образцов, в которых эффект аномального охрупчивания замечен не был, представляли собой типичные изломы вязкого (при 293 К) и квазихрупкого (при 4,2 К) внутризеренного разрушения. Структура изломов охрупченных образцов позволила охарактеризовать их механизм разрушения как хрупкий внутризеренный.

Результаты этого анализа приведены в части 3 нашего обзора. Эти результаты позволили предположить, что причиной охрупчивания является внутризеренное перераспределение атомов марганца с образованием внутри зерна зон с его повышенной и пониженной концентрацией.

Величина подобного расслоения весьма велика и в зонах повышенной концентрации марганца; в образцах, нагретых при имитации режима сварки до 1200 °С, она доходит до величины более

16 % мас., при его среднем содержании в стали около 1 % мас. Такое перераспределение марганца приводит к созданию в областях его повышенной концентрации принципиально нового твердого раствора: вместо системы γ -Fe-C-Cr-Ni в структуре стали возникает новый твердый раствор γ -Fe-C-Cr-Ni-Mn со свойствами, принципиально отличными от традиционных хромоникельмарганцевого аустенита является его способность претерпевать сложные магнитные превращения при температурах ниже 50 К, приводящие к искажениям кристаллической решетки γ -твердого раствора и возникновению структур, напоминающих мартенсит, что и охрупчивает сталь.

Максимальный эффект охрупчивания, обнаруженный на образцах, разогретых сварочным нагревом до 1200 °С, видимо, следует объяснять ростом зерна при перегреве, что привело к более легкому перемещению атомов марганца в объеме зерна и более полной локализации зон его расслоения. Концентрация марганца в зонах его повышенной концентрации в изломах образцов, нагретых при имитации режима сварки до 900 °С, составила примерно 14,2 % мас.; при 600 °С — 14,0 % мас.; при 300 °С — 13,9 % мас.

Последствия технологических разогревов всех зон ЗТВ в течение 1–100 ч при температуре 450 °С (рис. 1) хотя и приводят к некоторому снижению запасов пластичности материала, тем не менее фиксируемый при испытаниях уровень относительного удлинения остается достаточно высоким — 37–50 % при 293 К и 16–29 % при температуре жидкого гелия. Такие результаты позволяют сделать вывод о том, что этот температурный диапазон технологических разогревов не представляет опасности для сохранения работоспособности данного типа оборудования по параметру «деформационная способность».

Еще одна область охрупчивания ЗТВ сварных соединений стали 12Х18Н12Т приходится на температурную область технологических разогревов, соответствующих максимуму карбидного превращения в стали — 600–650 °С. В табл. 2 приведены данные о величинах ударной вязкости и относительного удлинения образцов различных температурных зон ЗТВ сварного соединения стали 12Х18Н12Т после технологических разогревов при 600 °С в течение 1–100 ч. Там же для сравнения приведены механические свойства металла ЗТВ, не подвергавшихся технологическим разогревам.

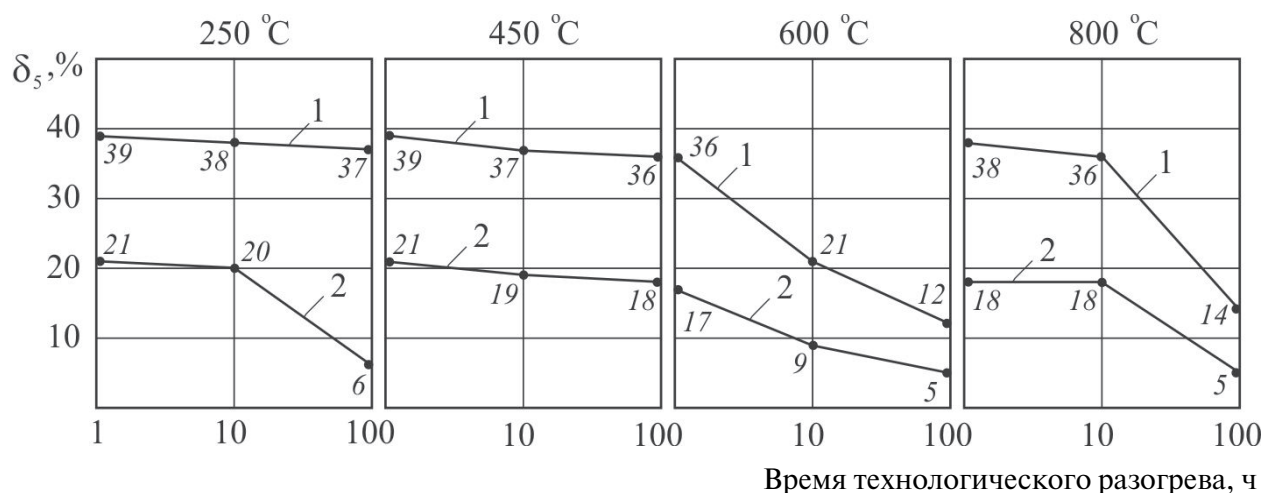


Рис. 1. Сварочный нагрев 1200 °С: 1, 2 — образцы с различными ЗТВ

Таблица 2. Влияние времени технологического разогрева при 600 °С на относительное удлинение и ударную вязкость различных участков ЗТВ

Время, ч	$T_{исп}$, К	Свойства ЗТВ после сварочного нагрева при температуре							
		$\Delta\delta_5$, %				KCV Дж/см ²			
		1200	900	600	300	1200	900	600	300
—		39	49	47	50	230	310	300	320
1	293	33	43	40	47	210	250	240	260
10		21	35	25	38	140	160	160	160
100		12	24	17	31	100	120	130	140
—		21	28	24	30	120	160	130	170
1	4,2	18	26	21	29	90	120	110	130
10		9	12	17	21	60	70	50	90
100		5	8	9	14	—	50	—	60

Как следует из табл. 2, образцы, термически обработанные по условиям сварочного нагрева в 1200 °С, а затем подвергнутые технологическим разогревам при 600 °С, обладают минимальными запасами вязкости и пластичности, хотя эффект охрупчивания стали после технологического разогрева при 600 °С отчетливо виден и после сварочных нагревов ЗТВ в 900, 600 и 300 °С. Анализ поверхностей изломов образцов после испытаний при 293 К позволил определить, что разрушение металла зоны перегрева ЗТВ после технологических разогревов в течение 1–10 ч носит смешанный характер. На поверхности излома видны участки внутризеренного и межзеренного движения трещины, а механизм разрушения по мере увеличения времени технологического разогрева постепенно смещается от вязкого к квазихрупкому. Разрушение образцов после технологических разогревов в 100 ч при 293 и при 4,2 К (разогревы в 10 и 100 ч) протекает по границам зерен. Механизм разрушения по мере увеличения интенсивности разогрева мигрирует от квазихрупкого межзеренного к хрупкому межзеренному.

Максимальный уровень охрупчивания зоны перегрева ЗТВ (1200 °С), вероятно, следует связать с увеличением размеров зерен в этой зоне, а следовательно, с резким уменьшением суммарной площади их поверхности, т. е. с уменьшением свободной площади границ зерен, на кото-

рой при технологических разогревах формируются карбидные частицы и сегрегации примесных элементов. Так как объем сегрегированных в границах примесей зависит от условий диффузии, а они постоянны при неизменных параметрах технологических разогревов у всех образцов различных зон ЗТВ, то можно предположить, что количество примесных атомов на единицу площади границ будет возрастать по мере уменьшения их суммарной площади. Этот тезис можно продемонстрировать на примере табл. 3, где приведены результаты эмиссионно-спектрального и эмиссионно-химико-спектрального анализов поверхностей разрушения (границ зерен) сталей. В этой таблице приведены данные о содержании в твердом растворе границы атомов фосфора, как самой опасной примеси, резко снижающей когезию границ зерен. Известно [2], что при повышении концентрации этого элемента в границе зерна происходит постепенное замещение химических связей и вместо присущих твердому раствору сталей металлических связей типа $Me=Me$ (где Me — железо, хром, никель и т. п.) возникают связи $Me=X$ и $X=X$ (где X — неметаллическая примесь, в частности фосфор). Энергия атомной связи $Me=X$ и $X=X$ в среднем на два порядка ниже, чем у $Me=Me$, что и объясняет, в частности, снижение когезии границ и снижение энергоемкости развития зернограницной магистральной трещины в целом.

Таблица 3. Распределение основных легирующих и примесных элементов в твердом растворе границ зерен металла различных зон ЗТВ после технологических разогревов при 600 °С

Содержание элемента в слое толщиной 20 Å	Зона ЗТВ (уровень сварочного нагрева)							
	1200 °С		900 °С		600 °С		300 °С	
	Время технологического разогрева при 600 °С (% мас.)							
	1	100	1	100	1	100	1	100
С	0,36	0,61	0,19	0,33	0,24	0,34	0,22	0,33
Р	0,89	4,19	0,45	0,91	0,39	0,90	0,40	0,92
Σ _{ПРИМ}	3,11	9,7	1,21	4,97	1,19	5,06	1,33	4,47
С _{Г.Р.}	14,1	9,87	16,2	14,1	16,0	13,9	16,4	14,0
С _{ОБ}	21,1	26,4	18,7	19,9	18,8	19,6	18,2	19,1

Как следует из представленных данных, в границах зерен зоны перегрева ЗТВ отмечается резкое повышение концентрации как фосфора (его содержание в первых атомных слоях границы после 100 ч разогрева доходит до 4,19 % мас., что превышает его среднее содержание почти в 350 раз), так и всех примесных элементов в целом Σ_{ПРИМ}. Суммарное содержание примесей в первых атомных слоях границы зерна составило 9,7 %. Такое превышение концентрации примесей в границе зерна позволяет предположить, что в данном случае наблюдается приближение вида сегрегационного пика к равновесному состоянию, когда практически весь объем примеси, растворенный в твердом растворе границы, скапливается в наиболее дефектных поверхностных слоях. Несложный статистический расчет показывает, что в том случае, когда каждый десятый атом границы — неметаллическая примесь (X), число слабых замещенных химических связей типа Me=X и X=X будет достигать в границах 15–20 %, что и приводит к резкому снижению сопротивляемости границ зерен движению трещины.

В других зонах ЗТВ концентрация фосфора и других примесных элементов практически постоянна и ее величина определяется только скоростью диффузии примеси, которая зависит от температуры и времени технологического разогрева. Это хорошо коррелирует с результатами испытаний механических свойств ЗТВ (см. рис. 1).

Также обращает на себя внимание распределение атомов углерода и хрома в границах зерен различных зон ЗТВ. Из анализа табл. 3 видно, что с повышением времени технологического разогрева от 1 до 100 ч твердый раствор границ зерен обедняется по хрому (С_{Г.Р.}), достигая в зоне перегрева величины 9,87 % мас. В то же время общее содержание хрома в границах зерен нарастает (С_{ОБ}), достигая в зоне перегрева, после выдержки в 1 ч, величины 21,2 и после 100 ч — 26,4 % мас. Присутствие несвязанного в твердый раствор хрома и повышенное содержание в границах зерен углерода объясняется образованием и ростом в границах зерен карбидов, стехиометрический состав которых описывается формулой Me₂₃C₆. Более подробно анализ карбидной фазы приведен в разд. 3 нашего обзора (см. «Вестник МАХ»).

Снижение концентрации хрома в зернограничном твердом растворе приводит к понижению

механической прочности границ, а падение его концентрации ниже 12 % — к потере коррозионной стойкости, т. е. зона перегрева ЗТВ после технологических разогревов при 600 °С до 100 ч оказывается незащищенной от агрессивного коррозионного воздействия внешней среды, что дополнительно может сказаться на работоспособности сварного соединения и к появлению в сварном соединении низкотемпературного оборудования дефектов коррозионного характера.

В образцах других зон ЗТВ также идет процесс карбидообразования, однако интенсивность этого процесса относительно зоны перегрева невелика, ни в одном из исследованных образцов не было обнаружено падение концентрации хрома в твердом растворе ниже коррозионно-стойкого минимума.

Нагрев в течение 1–10 ч образцов различных зон ЗТВ при 800 °С практически не изменяет относительное удлинение образцов, и оно остается на том же уровне, что и до технологических разогревов (см. табл. 1 и рис. 1). Однако увеличение времени технологического разогрева до 100 ч приводит к заметному охрупчиванию материала во всем температурном интервале испытаний.

Анализ поверхностей изломов образцов после разогрева при 800 °С в течение 1–10 ч показал, что разрушение при 293 К идет по телу зерна и может быть идентифицировано как вязкое внутризеренное, с постепенным переходом при повышении времени разогрева к квазихрупкому разрушению. После 100 ч выдержки вид излома — квазихрупкий межзеренный. При испытаниях при 4,2 К изломы образцов, разогретых в течение 1–10 ч, разрушаются внутризеренно, по механизму квазихрупкого разрушения; после 100 ч разогрева — по механизму хрупкого межзеренного разрушения. Структура излома образцов стали в охрупченном состоянии может быть представлена как совокупность двух областей распространения трещины в межзеренном пространстве. В первой из них трещина распространяется по границам зерен твердого раствора и карбидных частиц, во второй — по обнаруженной в изломе новой зернограничной фазе белого цвета. Исследования химического состава поверхности разрушения такого образца показали, что в «белой» фазе обнаруживается резкое повышение концентрации хрома, причем содержание его при повышении температуры сварочного нагрева по-

степенно повышается, приближаясь к состоянию, соответствующему составу интерметаллидной фазы FeCr — σ -фазы.

Появлением в структуре ЗТВ хрупкой σ -фазы следует объяснять охрупчивание стали при длительных разогревах. Процесс образования σ -фазы, согласно данным [3–5], можно представить себе следующим образом. Во время длительных выдержек образцов при температурах 750–850 °С в структуре стали 12Х18Н12Т происходит постепенная коагуляция карбидных включений, что приводит к образованию областей γ -твердого раствора, отличающегося по химическому составу от среднего состава стали и превращающегося в дальнейшем в дисперсные участки нестабильной фазы, близкой по своим свойствам к α -твердому раствору. В условиях выдержки в 100 ч эта фаза легко распадается, образуя частицы новой σ' -фазы, предшествующей возникновению σ -фазы — конечного продукта распада исходного твердого раствора.

Дополнительный вклад в снижение деформационной способности ЗТВ вносит также сегрегация серы. На рис. 2 приведены данные об обо-

гашении твердого зернограничного раствора стали 12Х18Н12Т атомами серы. Известно [3], что развитие сегрегации атомов серы в границах зерен приходится на температурный интервал 800–900 °С. На рис. 3 приведены данные о распределении атомов серы в границах зерен различных зон ЗТВ в зависимости от времени выдержки материала при температуре технологического разогрева оборудования в 600 °С, а на рис. 4 — 300 °С.

Проведенными в работе исследованиями было показано, что технологические разогревы низкотемпературного оборудования, изготовленного из стали 12Х18Н12Т, приводят к снижению его надежности и работоспособности по критерию «деформационная способность монтажных и ремонтных сварных соединений». Наиболее интенсивно процесс охрупчивания развивается в зоне перегрева ЗТВ сварного соединения, т. е. зоне, непосредственно примыкающей к границе сплавления металла шва и основного металла. Определен ряд факторов, приводящих к охрупчиванию сварных соединений, которые необходимо учитывать при

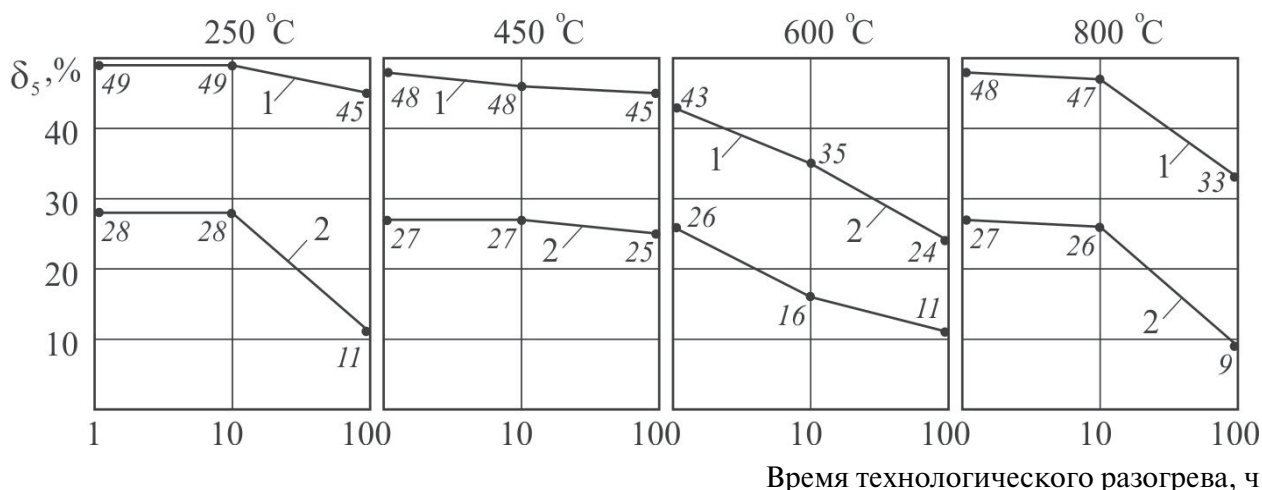


Рис. 2. Сварочный нагрев 900 °С: 1, 2 — образцы с различными ЗТВ

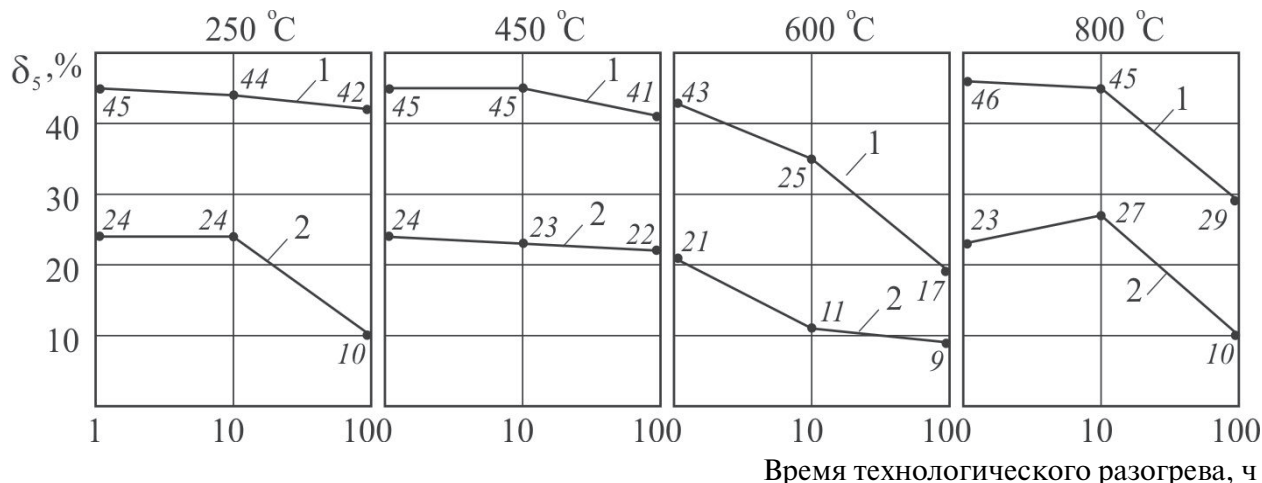


Рис. 3. Сварочный нагрев 600 °С: 1, 2 — образцы с различными ЗТВ

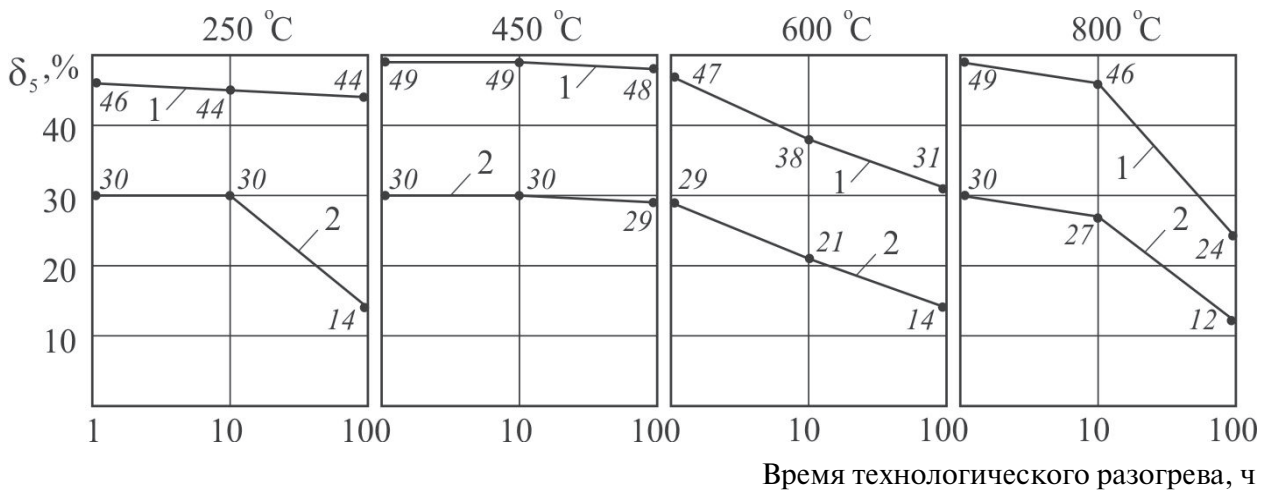


Рис. 4. Сварочный нагрев 300 °С: 1, 2 — образцы с различными ЗТВ

разработке программы контроля технического диагностирования фактического состояния оборудования и назначении объемов и методов его контроля. Показана взаимосвязь между механизмами охрупчивания и температурно-временными параметрами технологических разогревов. Таким образом, следует подчеркнуть, что ремонтные и монтажные сварные соединения, т. е. те сварные соединения, после изготовления которых на оборудовании не проводилась восстановительная термическая обработка, необходимо выделять в отдельные технические элементы при проведении технического диагностирования оборудования, назначать для них отдельный, увеличенный объем контроля фактического состояния, учитывать как отдельный значимый фактор при проведении прочностных расчетов и определении остаточного ресурса низкотемпературного оборудования, отработавшего расчетный срок службы.

Список литературы

1. Петров Г. Л., Тумарев А. С. Теория сварочных процессов. — М.: Высш. шк., 1967. — 507 с.
2. Ермаков Б. С., Колчин Г. Г. Влияние химического состава на формирование структуры и свойства термически обработанных конструкционных сталей. — Л.: ЛДНТП, 1989. — 24 с.
3. Ермаков Б. С. Теоретический и экспериментальный анализ магнитных, фазовых превращений и свойств аустенитностабильных криогенных сталей: Дис. на соискание ученой степени д-ра техн. наук. — СПб., СПбГУНиПТ, 2000. — 352 с.
4. Борзенко Е. И., Солнцев Ю. П., Ермаков Б. С. Инженерные методы прогнозирования индивидуального ресурса оборудования низкотемпературной техники: Прочность материалов и конструкций при низких температурах / Материалы конференции. — СПб.: СПбГУНиПТ, 2002. — С. 3–6.
5. Работоспособность материалов низкотемпературного оборудования. Часть 1. Обзор. Причины отказов и появление дефектов в крупногабаритных конструкциях низкотемпературных объектов // Вестник МАХ. — Вып. 4. — 2004. — С. 31–33.