

нения –  $\sigma_{в.св} = 1508$  МПа, что составляет 0,87–0,89 от прочности основного металла стали ВНС-72. Местом разрушения образцов при растяжении являлась зона сварного шва. Разрушенные образцы имели вязкие изломы.

На сварных образцах с острым V-образным надрезом в термообработанном состоянии получены высокие значения ударной вязкости:  $KCV^{20^\circ} = 60$  Дж/см<sup>2</sup>,  $KCV^{-70^\circ} = 47$  Дж/см<sup>2</sup>.

Применение электронно-лучевой сварки позволяет получить более высокий предел прочности сварных образцов –  $\sigma_{в.св} = 1640$  МПа. Ударная вязкость по сварному шву на образцах с острым надрезом составила  $KCV^{20^\circ} = 40$ –47 Дж/см<sup>2</sup>;  $KCV^{-50^\circ} = 20$ –25 Дж/см<sup>2</sup>.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М. Особенности сталей, легированных азотом // МиТОМ. 2000. № 12. С. 3–6.
2. Блинов В.М., Елистратов А.В., Колесников А.Г. и др. Влияние термической обработки на структурные превращения и свойства высокоазотистых сталей // МиТОМ. 2000. № 6. С. 19–24.
3. Королев М.Л. Азот как легирующий элемент стали. М.: Металлургия. 1961. 161 с.
4. Потак Я.М. Высокопрочные стали. М.: Металлургия. 1972. 208 с.

М.Р. ОРЛОВ, О.Г. ОСПЕННИКОВА, В.И. ГРОМОВ

## РАЗВИТИЕ МЕХАНИЗМОВ ВОДОРОДНОЙ И БЕЙНИТНОЙ ХРУПКОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Обоснование длительных сроков эксплуатации сложных технических систем (СТС) в различных климатических условиях требует всесторонней оценки условий нагружения конструкции и исследования поведения материалов в условиях длительной работы, включая оценку склонности к коррозионному повреждению и замедленному разрушению. Необходим детальный анализ производственно-технологических факторов, оказывающих существенное влияние на длительную работоспособность материалов.

Разработка крупногабаритных деталей и элементов конструкции СТС требует учета в расчетах коэффициентов запаса прочности особенностей структурно-фазовых превращений в сталях, обусловленных низкой скоростью нагрева и охлаждения заготовок в процессе горячей деформации и последующей термической обработки, с неизбежно возникающими градиентами температур, предопределяющими структурную неоднородность и высокий уровень остаточных напряжений в изделиях.

Длительная и безопасная эксплуатация СТС должна базироваться на ресурсных испытаниях материалов и элементов конструкции в условиях воздействия климатических факторов, таких как коррозионная среда, циклические (суточные и сезонные) изменения температуры и напряжений в сочетании с определением склонности материалов к замедленному разрушению.

Разрушение оси  $\varnothing 528$  мм крепления вантовой поддержки кровли спорткомплекса «Крылатское» произошло в результате длительной эксплуатации при воздействии расчетных статических напряжений по уровню значительно ниже предела текучести стали 38ХНЗМА, из которой изготовлена ось, с отделением фрагмента длиной  $\sim 400$  мм и значительным шумовым эффектом. Фрагмент оси со стороны эксплуатационного разрушения представлен на рис. 1.

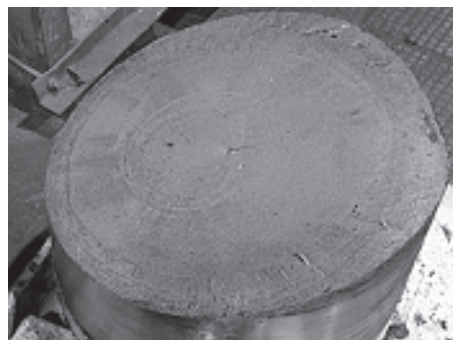


Рис. 1. Фрагмент разрушившейся оси  $\varnothing 528$  мм вантовой поддержки кровли (вид со стороны поверхности разрушения)

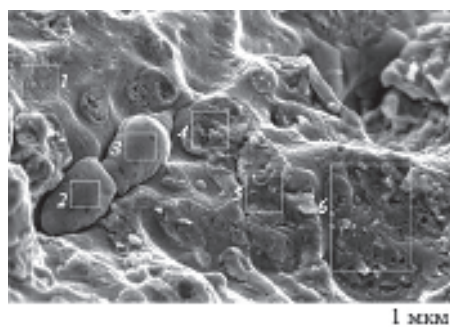
Осмотр фрагмента позволил установить, что разрушение развивалось в направлении от центральной зоны к поверхности под небольшим углом относительно диаметральной плоскости оси, о чем свидетельствуют кольцевые линии, соответствующие изменению скорости роста трещины, а также ветвление трещины в направлении к наружной поверхности оси. В изломе имеется асимметричное смещение концентрических колец, что обусловлено неоднородностью распределения упругих напряжений в сечении оси. Исследование центрального фрагмента излома показало, что в очаговой зоне разрушения находится технологический дефект.

Исследование механизма эксплуатационного разрушения выполнили методами фрактографии и металлографии высокого разрешения с использованием оптической и растровой электронной микроскопии (РЭМ); состав неметаллических включений определяли методом энергодисперсионного рентгенспектрального микроанализа (РСМА); определение химического состава стали на соответствие требованиям ГОСТ 4543–71 выполнили методом оптико-эмиссионного спектрального анализа; определение прочностных характеристик ( $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$ ), пластичности ( $\delta$ ,  $\psi$ ), ударной вязкости ( $KCU$ ) и твердости (HRC) выполнили в соответствии с требованиями ГОСТ 1497–84, ГОСТ 9454–78, ГОСТ 9013–59.

В результате фрактографических исследований эксплуатационного разрушения оси установлено, что в очаговой зоне разрушения находится технологический дефект в виде литейной усадочной рыхлоты размером  $\sim 8$  мм, не устраненной в процессе горячей деформации заготовки. Методами РЭМ и РСМА установлено, что в зоне технологического дефекта находится значительное количество сульфидов марганца (рис. 2).

При исследовании фрагментов поверхности разрушения методом РЭМ было установлено, что центральная часть излома представлена межзерненным рельефом, характерным для механизма замедленного разрушения (рис. 3, а, б). По мере роста трещины увеличивалась скорость ее движения, при этом зернограницный механизм разрушения периодически изменялся на хрупкий транскристаллитный квазискол (рис. 3, в, г).

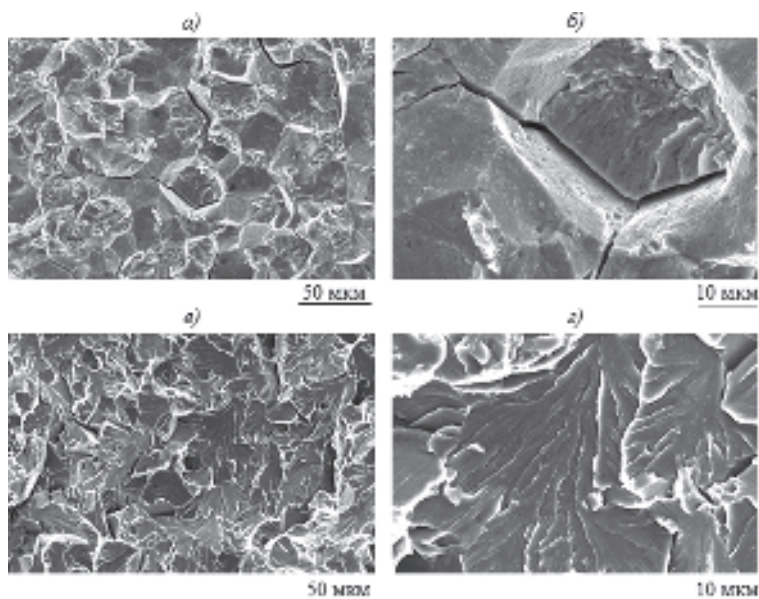
Исследование травленого темплета, вырезанного из фрагмента оси, позволило обнаружить наличие множества трещин, трактуемых согласно справочным данным как флокены. Образование флокенов является проявлением водородной хрупкости сталей мартенситного класса в крупногабаритных заготовках. Выделение водорода на структурных де-



Состав фаз по зонам (результаты определения методом РСМА)						
Зона анализа (см. фото)	Содержание элементов, % (по массе)					
	Si	S	Cr	Mn	Fe	Ni
1	0,43	0,41	2,19	0,23	93,57	3,17
2	0,28	38,21	0,39	53,63	7,12	0,37
3	0,96	38,81	0,25	53,39	6,57	0,02
4	0,59	0,58	1,86	0,65	93,54	2,78
5	0,63	1,84	1,87	2,06	90,95	2,66
6	0,51	1,03	1,72	1,00	92,80	2,94

**Рис. 2.** Усадочная кристаллизационная пористость (технологический дефект) в центральной зоне излома оси ( $\times 2000$ ) – сульфиды марганца на поверхности дефекта с отмеченными зонами анализа составом методом РСМА

фектах стали 38ХНЗМА в условиях действия растягивающих остаточных напряжений после термической обработки способствовало развитию эксплуатационной трещины по механизму замедленного разрушения по границам аустенитных зерен (см. рис. 3, а, б).



**Рис. 3.** Хрупкий механизм разрушения оси:  
а, б – межзеренное замедленное разрушение в центральной зоне (а –  $\times 500$ ; б –  $\times 2000$ ); в, г – разрушение квазисколом на участках ускоренного развития трещины (в –  $\times 500$ ; г –  $\times 2000$ )

Периодическая смена механизма разрушения обусловлена циклическим изменением напряженно-деформированного состояния оси. Циклические изменения механизма роста трещины соответствуют концентрическим кольцам в изломе. Концентрическое движение фронта эксплуатационной трещины соответствует осесимметричному напряженно-

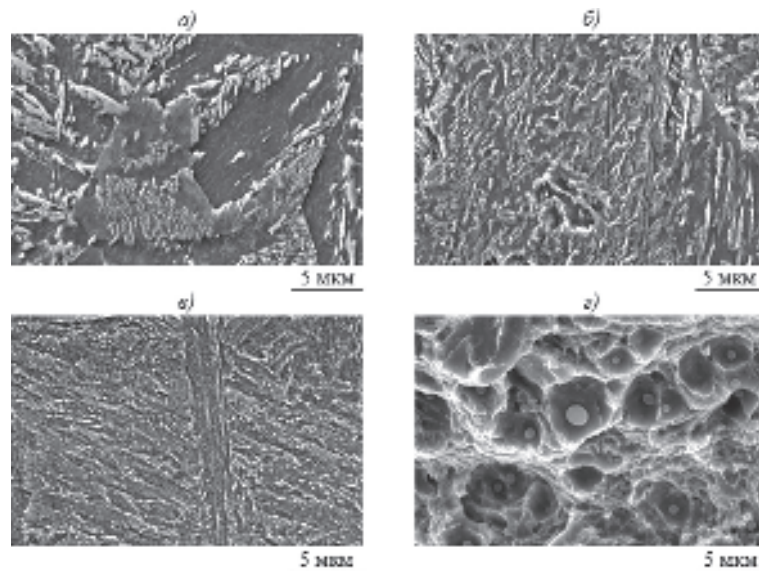
деформированному состоянию детали, включая как статическую, так и переменную составляющую, и не соответствует действию изгибных нагрузок на ось в процессе работы конструкции.

Вероятной причиной возникновения продольно-ориентированных статических растягивающих напряжений в центральной зоне оси могут быть остаточные напряжения после термической обработки. Циклические напряжения в центральной зоне оси могут быть обусловлены появлением радиального температурного градиента в результате суточного цикла изменения температуры.

В технологии изготовления оси предусмотрена упрочняющая термическая обработка стали 38ХНЗМА, включающая закалку в масле с температуры 860°C и отпуск при 640°C с последующим охлаждением заготовки на воздухе. Известно, что разрушение мартенсита отпуска среднеуглеродистых комплексно-легированных конструкционных сталей происходит по вязкому механизму, соответствующему ямочному рельефу излома. Появление участков квазискола свидетельствует о присутствии в структуре стали бейнита [1, 2].

Исследование микроструктуры темплета оси методом РЭМ подтвердило присутствие бейнита по всему сечению оси. В центральной зоне оси микроструктура представлена верхним бейнитом (рис. 4, а), а поверхность оси имеет структуру нижнего бейнита (рис. 4, б).

Проблема бейнитной хрупкости легированных конструкционных сталей обусловлена значительным повышением критической температуры вязко-хрупкого перехода (температуры хладноломкости)  $T_{кр}$  для стали со структурой бейнита (до +120°C) по сравнению с конструкционной сталью со структурой мартенсита (-62°C) [3].



**Рис. 4.** Микроструктура ( $\times 5000$ ) стали 38ХНЗМА в разрушившейся оси: а – структура верхнего бейнита в центральной зоне оси; б – структура нижнего бейнита в приповерхностной зоне оси; в – мартенсит отпуска после повторной термообработки образцов, изготовленных из разрушившейся оси; г – вязкий ямочный механизм разрушения со структурой отпущенного мартенсита

Замедленное охлаждение крупногабаритных заготовок может привести к снижению конструктивной прочности стали не только вследствие распада переохлажденного аустенита в бейнитной области температур при закалке, но и в результате развития отпускной хрупкости при замедленном охлаждении заготовок с температуры отпуска [4].

Для определения уровня снижения прочностных и пластических свойств стали 38ХНЗМА со структурой бейнита в составе разрушившейся оси, из приповерхностной зоны фрагмента оси изготовили образцы для механических испытаний на ударный изгиб и растяжение. Партию образцов стали 38ХНЗМА испытали при комнатной температуре в исходном состоянии, вторую партию – после термообработки по режиму, соответствующему термообработке оси (с поправкой на реальный размер образцов): нагрев до 860°C, выдержка 45 мин, закалка в масле, отпуск при 640°C, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе.

Термическая обработка образцов в лабораторных условиях обеспечила сквозную прокаливаемость стали 38ХНЗМА и исключила образованные структуры бейнита. Результаты определения механических характеристик стали 38ХНЗМА в исходном состоянии и после повторной термообработки образцов из оси представлены в таблице.

**Механические свойства образцов стали 38ХНЗМА из поверхностной зоны оси**

Условный номер образца	Состояние	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_B$	$\delta$	$\psi$	$KCU$ , кДж/м <sup>2</sup>	HRC
		МПа		%			
1 2	Термообработка оси	855	1015	15,0	56,5	570	31,3
		860	1020	15,5	57,5	700	30,5
3 4	Термообработка образца	1045	1150	15,5	58,0	1080	33,4
		1100	1100	14,5	52,5	1100	33,4

Сравнительные испытания образцов показали, что при одинаковых характеристиках пластичности и более высоких значениях прочности и твердости, ударная вязкость  $KCU$  образцов, закаленных на структуру мартенсита, почти в два раза выше, чем для исходного состояния стали, термообработанной в составе оси.

Сравнительное исследование структуры и изломов образцов, свойства которых представлены в таблице, подтвердило хрупкий механизм разрушения стали 38ХНЗМА со структурой нижнего бейнита на поверхности оси и вязкий механизм разрушения стали со структурой мартенсита (рис. 4, в, г).

Исключение вероятности проявления бейнитной хрупкости крупногабаритных изделий из легированных конструкционных сталей обеспечивается сквозной прокаливаемостью заготовок. Прокаливаемость легированных конструкционных сталей в крупных сечениях определяется содержанием в них никеля, повышающего устойчивость аустенита в промежуточной (бейнитной) области температур [2]. Анализ состава стали 38ХНЗМА исследованного фрагмента оси на соответствие требованиям ГОСТ 4543–71 позволил установить, что содержание никеля находится на нижнем пределе интервала легирования.

Еще одной проблемой, связанной с образованием бейнитных структур в процессе закалки крупногабаритных заготовок, является повышение содержания остаточного аустенита (до 15%), распадающегося в процессе высокотемпературного отпуска. По этой причине в цикле термической обработки стали, содержащей в структуре бейнит (и повышенное содержание остаточного аустенита), необходимо выполнять двойной отпуск для устранения объемных напряжений, возникающих в процессе распада остаточного аустенита после первого отпуска.

Таким образом, разрушение оси вантовой поддержки кровли спорт-комплекса «Крылатское» из стали 38ХНЗМА произошло в результате развития трещины по механизму зернограничного замедленного разрушения с последующим переходом трещины в стадию ускоренного развития по механизму квазискола.

Совокупностью факторов, предопределивших эксплуатационное разрушение оси вантовой поддержки кровли из стали 38ХНЗМА, является:

- наличие металлургического дефекта в центральной зоне заготовки;
- участие водорода в процессе замедленного разрушения по межзеренному механизму;
- недостаточная прокаливаемость стали 38ХНЗМА и образование в процессе закалки промежуточных структур распада аустенита, являющихся причиной проявления эффекта бейнитной хрупкости;
- возникновение объемных остаточных напряжений в результате распада остаточного аустенита при высокотемпературном отпуске.

Для исключения дефектов в виде литейной усадочной рыхлоты в центральной зоне заготовок осей вантовой поддержки кровли, степень укова исходной литой заготовки должна быть не менее 5.

Причиной недостаточной прокаливаемости стали 38ХНЗМА является низкое содержание никеля (на нижнем пределе интервала легирования), являющегося основным компонентом, обеспечивающим устойчивость переохлажденного аустенита в температурной области бейнитного распада. Для обеспечения сквозной прокаливаемости заготовок из стали 38ХНЗМА для изготовления осей вантовой поддержки кровли, содержание никеля должно соответствовать верхнему пределу по ГОСТ 4543–71. С целью повышения прокаливаемости заготовок осей вантовой поддержки кровли и повышения эффективности противоблоксной обработки, представляется целесообразным использовать полые заготовки со сквозным отверстием 80–100 мм. Для исключения эксплуатационных разрушений деталей и конструкций СТС необходимо проведение испытаний материалов и элементов конструкций в натуральных условиях и в условиях лабораторных ускоренных испытаний на замедленное разрушение и коррозионную трещиностойкость.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Тишаев С.И., Орлов М.Р., Колесников В.А. О природе «бейнитной» хрупкости вторичнотвердеющих сталей // Известия АН СССР. Металлы. 1985. № 4. С. 143–149.
2. Тишаев С.И., Орлов М.Р., Дегтярев В.Н. Влияние никеля и марганца на «бейнитную» хрупкость вторичнотвердеющих Cr–Mo–V сталей // Известия АН СССР. Металлы. 1986. № 1. С. 157–164.
3. Viswanatan R., Shaw B. // Scripta Metallurgica. 1974. V. 8. P. 1255–1260.
4. Lei T.C., Tang C.H., Su M. // Metal Science. 1983. V. 17. № 2. P. 75–79.