

УДК: 669.715:539.374

**ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В УСЛОВИЯХ  
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ****Брюховецкий В. В., Кузнецова Р. И., Пойда А. В., Пойда В. П.**

*Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины  
Харьков, Украина,  
\*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина  
Харьков, Украина,*

**Введение**

Проблема сверхпластичности была и остается одной из наиболее актуальных проблем физики прочности и пластичности твердых тел. Физическая природа сверхпластичности еще пока до конца не раскрыта. Это связано с высокой чувствительностью этого эффекта к целому ряду внешних и внутренних условий его проявления – температуре и скорости деформации, структурному состоянию на разных структурных уровнях, возможности протекания фазовых и структурных превращений в ходе деформации и взаимозависимостью этих условий.

Еще в начале 90-х годов прошлого столетия считалось, что эффект сверхпластичности материалы проявляют, хотя и при повышенных температурах  $T \geq 0,5T_{пл}$  ( $T_{пл}$  – температура плавления), но находясь только в твердом состоянии. Такие представления были связаны с проявлением горячеломкости, склонности материалов к хрупкому разрушению при наличии жидкой фазы на границах зерен. Однако позже появились сведения о том, что наличие жидкой фазы на границах зерен может вызывать не только охрупчивание – резкое снижение пластичности материала, но и сверхпластичность – способность материалов деформироваться без разрушения на сотни и тысячи процентов [1–5]. В связи с этим возникла необходимость системного изучения особенностей проявления материалами сверхпластичности при наличии в их структуре включений жидкой фазы, а также структурных изменений и фазовых превращений, приводящих к появлению в материалах, сверхпластично деформируемых в области высоких гомологических температур, локальных включений жидкой фазы.

Целью этого сообщения является установление особенностей протекания фазовых и структурных превращений, имеющих место в условиях высокотемпературной сверхпластичности, и определение феноменологических и структурных признаков, свидетельствующих о проявлении этого эффекта. Анализ выполнен на основании экспериментальных и теоретических исследований ряда сплавов на основе алюминия, а именно промышленных сплавов типа «авиаль», АМг-6, АК4-1, 1420, 1421, 1450 и модельного сплава Al–4мас.%Ge.

**Результаты и их обсуждение**

При анализе химического состава сплавов на основе алюминия, исследованных в настоящей работе, и литературных данных о высокотемпературной сверхпластичности подобных материалов обращает на себя внимание тот факт, что для алюминиевых сплавов, проявляющих высокотемпературную сверхпластичность, характерно то, что основными легирующими элементами в них являются Mg, Cu, Si, Li, Zn и Ge, которые образуют с Al в алюминиевом угле эвтектические диаграммы состояния. Все исследо-

ванные в этой работе сплавы имеют матричную структуру, где матрицей является твердый раствор на основе алюминия, а частицами – различные возможные интерметаллидные фазы, которые могут образоваться в них в процессе литья и в результате последующей термомеханической обработки, предшествующей испытанию сверхпластичности. Во всех исследованных сплавах легирующие элементы содержатся в количестве, не превышающем их предельной растворимости в  $\alpha$ -твердом растворе на основе алюминия при температурах испытания сверхпластичности. Сплавы проявляют сверхпластичность при температурах, когда, согласно равновесным диаграммам состояния, основные легирующие элементы должны находиться в растворенном состоянии.

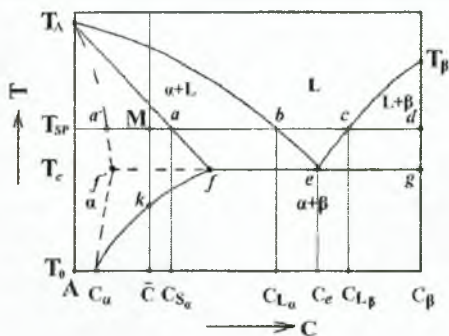


Рис. 1. Диаграмма состояния двойной системы А-В.

То что происходит с фазовым составом сплавов при их нагревании до температуры испытаний ( $T_{SP}$ ) и в ходе сверхпластической деформации, можно проследить, анализируя равновесную диаграмму состояния, схематически представленную на рис. 1. Известно, что эффект сверхпластичности проявляется в матричных сплавах при температурах близких к температуре солидус, если они быстро нагреты до этой температуры, то есть в состоянии, еще далеком от состояния равновесия. Однако диаграмма состояния, соответствующая полному равновесию в системе (сплошные линии на рис.1.), позволяет проследить кинетическую

картину развития фазовых превращений, происходящих в сплавах при их нагревании до температуры испытания и в ходе развития сверхпластической деформации при этой температуре. Рассмотрим случай, когда со стороны основного компонента А имеется растворимость компонента В в фазе  $\alpha$  – твердом растворе на основе А, значительно изменяющаяся с температурой, а со стороны фазы  $\beta$  растворимость компонента А в этой фазе практически отсутствует. Именно такой случай чаще всего и реализуется для матричных сплавов. Для простоты примем, что в исходном состоянии при температуре  $T_0$  сплав концентрации  $\bar{C}$  находится в равновесном состоянии, то есть содержит основную матричную фазу  $\alpha$  концентрации  $C_a$  и включения  $\beta$ - фазы концентрации  $C_\beta$ . При температуре  $T_{SP}$ , являющейся оптимальной для проявления сверхпластичности, равновесное состояние сплава должно было бы определяться точкой М, лежащей в однофазной области  $\alpha$ . Таким образом, нагревание сплава до температуры  $T_{SP}$  и протекание сверхпластической деформации при этой температуре должно сопровождаться изменением фазового состава от двухфазного  $\alpha+\beta$  до однофазного  $\alpha$ . Эти изменения могут произойти двумя путями.

В первом случае, если нагревание сплава происходит так медленно, что в процессе нагрева успевает установиться равновесие в системе, концентрация твердого раствора  $\alpha$  будет изменяться в соответствии с равновесной кривой предельной растворимости компонента В в  $\alpha$ -фазе, то есть по кривой  $C_a f$  вплоть до точки  $k$ , до достижения которой сплав будет находиться ещё в двухфазном состоянии. Затем с дальнейшим повышением температуры сплав будет уже однофазным, представляющим собой твердый раствор  $\alpha$  концентрации  $\bar{C}$  вплоть до точки М. Фазовое превращение, которое при этом происходит в сплаве, описывается реакцией



а сплав и в ходе нагревания, и в ходе испытания находится в твердом состоянии.

Во втором случае, если сплав нагревается до температуры  $T_{SP}$  быстро, как это и имеет место при сверхпластичных испытаниях, фазовое равновесие не будет успевать устанавливаться к моменту начала деформирования. Из-за недостатка времени для осуществления полной гомогенизации сплава изменение средней концентрации  $\alpha$ -фазы с повышением температуры будет происходить по кривой  $C_{\alpha}f'$  (пунктирная кривая). До достижения эвтектической температуры  $T_e$  сплав будет еще двухфазным и находиться в твердом состоянии.

Когда будет достигнута температура  $T_e$ , в сплаве начнут происходить фазовые изменения. Если принять во внимание принцип локального термодинамического равновесия, то в ещё в целом неравновесном сплаве при температуре  $T_e$ , в соответствии с равновесной диаграммой состояния и правилом фаз Гиббса, на межфазных границах  $\alpha$ - $\beta$  должно начаться контактное плавление [6], и появится третья, жидкая фаза L эвтектического состава  $C_e$  за счет материала, прилегающего к этим границам как со стороны  $\alpha$ -фазы, так и со стороны  $\beta$ -фазы. При дальнейшем нагревании сплава до температуры  $T_{SP}$  и его испытании при этой температуре будет происходить дальнейшее растворение твердых фаз  $\alpha$  и  $\beta$  в жидкой фазе L. При этом на новых межфазных границах  $\alpha$ -L и L- $\beta$  будет сохраняться концентрация фаз, строго соответствующая равновесной диаграмме состояния, то есть описываемые равновесными кривыми ликвидус (*be* и *ec*) и солидус (*af* и *dg*) (см. рис.1). Для температуры  $T_{SP}$  это будут концентрации  $C_{S\alpha}$  и  $C_{\beta}$  для приграничных областей твердых фаз  $\alpha$  и  $\beta$ ,  $C_{L\alpha}$  и  $C_{L\beta}$  для жидкой фазы в зоне контакта с твердыми фазами  $\alpha$  и  $\beta$ , соответственно.

В обобщенной форме кинетика фазовых превращений, протекающих в случае быстрого нагревания матричного сплава до температуры проявления сверхпластичности и в ходе сверхпластической деформации, может быть представлена в виде реакций



В сплавах, имеющих матричную структуру, где включения различных фаз вкраплены в матрицу и, преимущественно, по границам зерен, жидкая фаза, возникающая на межфазных границах  $\alpha$  и  $\beta$  фаз будет распространяться по границам зерен матричной фазы и способствовать развитию зернограничного проскальзывания.

Время присутствия жидкой фазы в структуре материала будет зависеть от скорости протекания кинетических процессов в сплаве, приближающих сплав к равновесному структурному состоянию, а именно, от скорости растворения  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазы в жидкой фазе L, скорости диффузии компонентов A и B в фазе L и скорости диффузии в твердой  $\alpha$ -фазе. Последняя является наименьшей и контролирующей весь процесс в целом. Она сопоставима со скоростью гомогенизации сплавов при температуре выше эвтектической в присутствии жидкой фазы. Время, необходимое для такой гомогенизации, зачастую существенно больше, чем время деформирования сверхпластичного материала в оптимальных условиях до разрушения. А это то время, за которое в сверхпластически деформируемых объектах достигаются деформации в сотни и тысячи процентов.

О возможных причинах возникновения жидкой фазы при температурах реализации сверхпластичности можно судить на основе данных дифференциального термического анализа с привлечением литературных данных о возможных фазовых реакциях. Ниже приведены результаты дифференциального термического анализа ряда сплавов, проявивших высокотемпературные сверхпластичные свойства, в сопоставлении с данными об удлинении до разрушения в оптимальных условиях сверхпластичности при разных температурах.



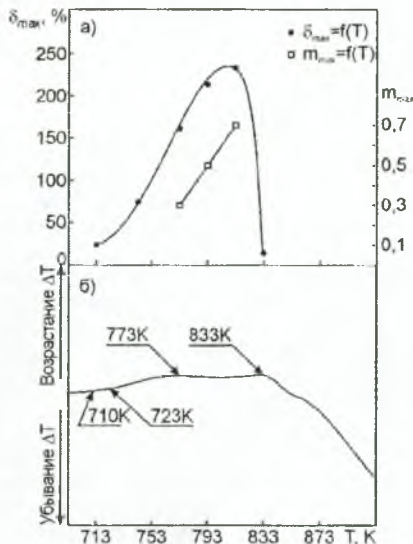


Рис. 2. Зависимость  $\delta_{\max}$  и  $m_{\max}$  от  $T$  (а), фрагмент кривой дифференциального термического анализа (б) для образцов сплава АМгб.

дующие к образованию жидкой фазы: плавление тройной эвтектики по реакции  $Z \rightleftharpoons \alpha_{Al} + Al_3Mg_2 + Al_6Mn$  при температуре  $T = 710$  К и плавление двойной эвтектики по реакции  $Z \rightleftharpoons \alpha_{Al} + Al_3Mg_2$  при  $T = 723$  К. При несколько более высокой температуре  $T = 724,5$  К расплавятся выделений  $\beta$ -фазы ( $Al_3Mg_2$ ). При температурах более высоких, начиная с  $T = 773$  К, следует ожидать осуществления частичного плавления локальных участков границ зерен, которые могут содержать повышенную концентрацию атомов магния из-за наличия внутрикристаллитной ликвации, характерной для промышленных полуфабрикатов сплава АМгб. При  $T = 833$  К начинается плавление матричной фазы и наступает высокотемпературная хрупкость.

Аналогичные закономерности прослеживаются и для других исследованных сплавов. Так, для сплава типа «авиаль» ( $Al-1,0\%Mg-1,0\%Cu-0,6\%Si-0,3\%Mn-0,1\%Zr$ , % массовые) ход кривой дифференциального термического анализа указывает на протекание эндотермических реакций  $Z \rightleftharpoons \alpha_{Al} + Al_3Mg_2$  при  $T = 723$  К и  $Z \rightleftharpoons \alpha_{Al} + Al_2Cu$  при  $T = 821$  К. Возможны в этой системе в этой области температур и тройные и четверные реакции. С этими реакциями связано появление жидкой фазы в структуре сплава и проявление им высокотемпературной сверхпластичности.

В сложных системах, которыми являются промышленные алюминиевые сплавы, строго идентифицировать, какая из эндотермических реакций является определяющей, затруднительно. Поэтому наличие такой связи между проявлением высокотемпературной сверхпластичности и появлением жидкой фазы в структуре сплава лучше проследить на простой двойной системе, к какой относится сплав  $Al-4\%Ge$ . На рис. 3 приведены зависимость максимального удлинения до разрушения в оптимальных условиях сверхпластического течения от температуры (а) и кривая дифференциального термиче-

На рис. 2 такое сопоставление проведено для сплава АМгб ( $Al-6,8\%Mg-0,8\%Mn$ , % массовые), проявившего сверхпластичные свойства в интервале температур  $T = 743-813$  К [7]. Рис. 2,а показывает построенную на основе данных работы [7] зависимость максимального удлинения до разрушения  $\delta_{\max}$ , реализующегося в оптимальных условиях сверхпластического течения для каждой из температур, от температуры испытания  $T$ . На рис. 2,б приведен фрагмент кривой дифференциального термического анализа для этого сплава в таком же масштабе по температурной шкале, как и для рис. 2,а. Видно, что в температурном интервале, где сплав проявляет сверхпластичные свойства, в нем происходят фазовые превращения, в результате которых поглощается тепло, то есть, судя по всему, может осуществляться частичное плавление сплава. Анализ литературных данных [8] показывает, что в области температур, где начинают проявляться сверхпластичные свойства сплава АМгб, могут осуществляться следующие превращения, приводящие к образованию жидкой фазы: плавление тройной эвтектики по реакции  $Z \rightleftharpoons \alpha_{Al} + Al_3Mg_2 + Al_6Mn$  при температуре  $T = 710$  К и плавление двойной эвтектики по реакции  $Z \rightleftharpoons \alpha_{Al} + Al_3Mg_2$  при  $T = 723$  К. При несколько более высокой температуре  $T = 724,5$  К расплавятся выделений  $\beta$ -фазы ( $Al_3Mg_2$ ). При температурах более высоких, начиная с  $T = 773$  К, следует ожидать осуществления частичного плавления локальных участков границ зерен, которые могут содержать повышенную концентрацию атомов магния из-за наличия внутрикристаллитной ликвации, характерной для промышленных полуфабрикатов сплава АМгб. При  $T = 833$  К начинается плавление матричной фазы и наступает высокотемпературная хрупкость.

Аналогичные закономерности прослеживаются и для других исследованных сплавов. Так, для сплава типа «авиаль» ( $Al-1,0\%Mg-1,0\%Cu-0,6\%Si-0,3\%Mn-0,1\%Zr$ , % массовые) ход кривой дифференциального термического анализа указывает на протекание эндотермических реакций  $Z \rightleftharpoons \alpha_{Al} + Al_3Mg_2$  при  $T = 723$  К и  $Z \rightleftharpoons \alpha_{Al} + Al_2Cu$  при  $T = 821$  К. Возможны в этой системе в этой области температур и тройные и четверные реакции. С этими реакциями связано появление жидкой фазы в структуре сплава и проявление им высокотемпературной сверхпластичности.

В сложных системах, которыми являются промышленные алюминиевые сплавы, строго идентифицировать, какая из эндотермических реакций является определяющей, затруднительно. Поэтому наличие такой связи между проявлением высокотемпературной сверхпластичности и появлением жидкой фазы в структуре сплава лучше проследить на простой двойной системе, к какой относится сплав  $Al-4\%Ge$ . На рис. 3 приведены зависимость максимального удлинения до разрушения в оптимальных условиях сверхпластического течения от температуры (а) и кривая дифференциального термиче-

ского анализа (б). Видно, что наибольших удлинений до разрушения образцы достигают при температурах, более высоких, чем температура эвтектики ( $T_e = 697$  K). Результаты дифференциального термического анализа сплава Al-4мас.%Ge (рис. 3, б) и микроструктурные исследования могут говорить о том, что в этом сплаве жидкая фаза зарождается по механизму контактного плавления [9]. Из рис. 3, б видно, что в ходе нагревания в сплаве после прохождения эвтектической температуры на кривой дифференциального термического анализа начинается продолжительный эндотермический пик. Именно при этой температуре удлинения до разрушения также начинают резко возрастать, достигая наибольшего значения при  $T = 773$  K. При температуре  $T = 847$  K, когда начинается плавление основной фазы сплава – твердого раствора на основе алюминия, удлинения до разрушения падают, и проявляется высокотемпературная хрупкость. Присутствие жидкой фазы в сверхпластически деформируемых объектах отражается на микроструктурных характеристиках образцов. Ярким свидетельством наличия жидкой фазы в сверхпластично продеформированных алюминиевых сплавах является наличие внутри пор и трещин продеформированных образцов волокнистых образований (рис 4).

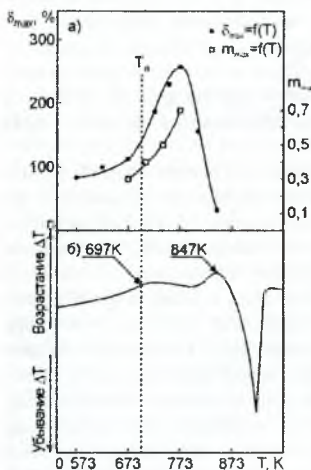


Рис. 3. Зависимость  $\delta_{max}$  и  $m_{max}$  от  $T$  (а), фрагмент кривой дифференциального термического анализа (б) для образцов сплава Al-4мас.%Ge.

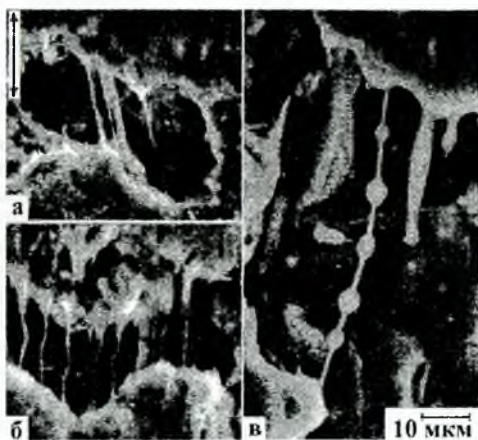


Рис. 4. Вид волокнистых образований, развивающихся в ходе сверхпластической деформации сплава AlMg6: а, б –  $\epsilon = 40\%$ , в –  $\epsilon = 235\%$ .

Морфология волокнистых образований в различных сплавах имеет много общего, но имеются и различия. Волокна обнаруживаются в открывающихся приповерхностных порах и трещинах уже при степени деформации образцов 20÷50%. Средний диаметр волокон составляет 1÷2 мкм, а длина большинства из них коррелирует с линейным размером трещин и пор в направлении оси растяжения образца. В порах и трещинах волокна ориентированы параллельно направлению оси растяжения образцов и обоими концами закреплены за их внутренние поверхности, образовавшиеся в ходе зернограничного проскальзывания при разделении зерен по границам, приблизительно пер-

пендикулярным направлению растяжения. Количество волокон в порах различно. Присутствуют волокна, имеющие множественные каплевидные образования, соединенные тонкими волокнами-перемычками, а также волокна, похожие по виду на stalactites (рис. 4, в).

Что касается химического состава волокнистых образований, то можно выделить, прежде всего, два характерных признака. Во-первых, в волокнах повышена, по сравнению со средней в сплаве, концентрация легирующих элементов, а, во-вторых, волокна в процессе своего развития окисляются. Морфология волокон и их элементный состав показывают, что они представляют собой застывшие струйки жидкости, обогащенные легирующими элементами, по сравнению со средним составом сплава до концентрации, близкой к концентрации равновесной ликвидус. Феноменологические характеристики ползучести сплавов в условиях высокотемпературной сверхпластичности также отзываются на наличие жидкости в структуре деформируемого материала. Как видно из рис. 2, а и рис. 3, а показатель скоростной чувствительности напряжения течения  $m$  резко возрастает с увеличением температуры вместе с возрастанием  $\delta_{\text{max}}$ , что может свидетельствовать об увеличении вязкой составляющей в механизмах сверхпластического течения с появлением жидкости на границах зерен и возрастанием ее количества с повышением температуры. Если концентрация легирующих элементов невелика (как в сплаве типа «авиаль»), то истощение жидкости на границах зерен за счет диффузии в матрицу может привести к переходу от сверхпластического течения (первая стадия) к обычному пластическому (вторая стадия) (рис. 5). Подобные закономерности наблюдались и для сплава АК4-1 [10].

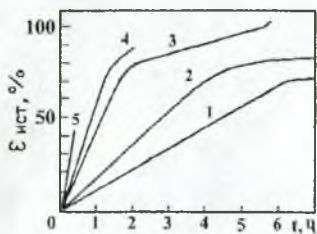


Рис. 5. Истинные кривые ползучести образцов сплава типа «авиаль» при  $T = 833$  К и  $\sigma$ , МПа: 3,0 (1), 3,5 (2), 4,0 (3), 4,5 (4), 5,0 (5).

элемент вязкого течения жидкости. Исчезновение зернограницной жидкой фазы в процессе высокотемпературной сверхпластической деформации приводит к выходу материала из состояния сверхпластичности.

#### Список литературы

1. Y. Takayama, T. Tozawa, H. Kato, *Acta Mater.*, 47, N4, 1263 (1999).
2. H.G. Jeong, K. Hiraga, M. Mabuchi, K. Higashi, *Scr. Mater.*, 42, N5, 479 (2000).
3. C.L. Chen, M.J. Tan, *Mater. Sci. and Eng.*, A338, 243 (2002).
4. В.В. Брюховешский, *ФММ.*, 98, №3, 99 (2004).
5. M. Mabuchi, K. Higashi *Acta Mater.*, 47, N6, 1915 (1999).
6. Залкин В.М. Природа эвтектических сплавов и эффект контактного плавления. М.: Металлургия, 1987.



7. А.В. Пойда, В.В. Брюховецкий, Д.Л. Воронов и др., *Металлофиз. новейшие технол.* 27, № 3, 319 (2005).
8. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1979.
9. V.V. Bryukhovetsky, R.I. Kuznetsova, et al. *Phys. Stat. Sol. (a)*, 202, N.9. 1740 (2005).
10. Р.И. Кузнецова, Т.А. Малрова, В.П. Пойда и др. // *ФММ.*, 52, вып.2. 371, (1981).

УДК 629.4.023

## РАСЧЕТ УЗЛА КРЕПЛЕНИЯ КОТЛА НА РАМЕ ВАГОНА-ЦИСТЕРНЫ С УЧЕТОМ ЗОН ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Путьято А. В.

*Белорусский государственный университет транспорта, Гомель, Беларусь*  
[putiato@belsut.gomel.by](mailto:putiato@belsut.gomel.by)

При эксплуатации железнодорожных цистерн под действием различных динамических факторов в их деталях возникают значительные напряжения. Статистические данные, собранные на различных участках сети железных дорог, показывают, что наиболее «опасными» являются: зоны крепления котла к раме, места расположения опор на тележку (пятник, надпятниковая коробка), упор автосцепки и зоны у соединения днища с цилиндрической частью оболочки котла.

Исследованиям прочности элементов конструкций железнодорожных цистерн различными методами посвящено значительное количество работ. Для определения напряженно-деформированного состояния (НДС) котла успешно используется теория укрепленных оболочек, значительный вес в развитии которой внес В. Н. Котуранов [5]. Определению НДС котла от внутреннего давления с применением аналитических методов посвящены работы [3, 7]. С развитием ЭВМ для прочностных расчетов широкое практическое применение получил метод конечных элементов (МКЭ). Статьи Г. Ф. Чугунова, С. В. Беспалько [12] посвящены расчетам МКЭ котла железнодорожной цистерны при различных видах нагружения. Анализ НДС рамы цистерны при нормативных режимах нагружения выполнен В. М. Долматовым [4]. Расчетам прочности конструкции цистерн с использованием специализированных программных комплексов, реализующих МКЭ, посвящена работа М. Н. Овечникова [9]. Вопросы моделирования различных видов динамического нагружения цистерн рассматривались в работах Р. Донга и Д. Милитару [13], С. В. Киркпатрика и Р. В. Клоппа [14]. Результаты экспериментального исследования напряженно-деформированного состояния конструкции цистерны представлены в работе А. А. Долматова [1].

Однако почти все работы посвящены расчету конструкции цистерны под действием нормативной нагрузки [6, 8]. При этом расчетная схема цистерны оказывается симметричной относительно продольной вертикальной плоскости симметрии. В то же время, при движении по кривым, либо при переходе на боковой путь, сопровождающийся изменением скорости поезда, происходит существенное перераспределение сил, действующих на котел цистерны со стороны перетекающей в нем жидкости. Это приводит к возникновению значительных напряжений в местах присоединения котла цистерны к раме, и, в конечном счете, к изменению напряженного состояния элементов конструкции. Разработанные в последние годы методы расчета динамики систем «цис-