

УДК 544.72:519.67

КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНАЯ МОДЕЛЬ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА С РЕАКТОРНОЙ СТАЛЬЮ

© 2024 г. О.А. Чикова^{1,*}, В. Ванг², Ш. Ли¹

¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,
ул. Мира, д. 19, Екатеринбург, 620002 Россия

² Северо-Китайский университет водных ресурсов и электроэнергетики, Институт теплоэнергетики,
ул. Северное Третье кольцо, д. 36, Чжэнчжоу, 450011 Китай

*e-mail: O.A.Chikova@urfu.ru

Поступила в редакцию 01.10.2023 г.

После доработки 18.11.2023 г.

Принята к публикации 20.11.2023 г.

В работе обсуждается модель процесса взаимодействия жидкометаллического теплоносителя (Pb, Pb55Bi(э)) с материалом теплообменника (сталь 316L) в устройстве охлаждения атомного реактора (типа СВБР) в случае, когда эффектом жидкометаллического охрупчивания нельзя пренебречь. Предполагается, что трещина распространяется в результате проникновения жидкого металла-теплоносителя в границы зерен. Расчет свободной энергии смоченной поверхности проведен методом среднего поля в формализме конечно-элементного анализа. Получено растягивающее напряжение S (МПа), необходимое для распространения трещины длиной 50 мкм от дефекта на поверхности теплообменника в виде риски размером 0.15 мм. Расчет выполнен для рабочего интервала температур 900–1100 К, когда расплав смачивает сталь. $S = 253 \div 358$ МПа и $S = 210 \div 369$ МПа при взаимодействии расплавов Pb55Bi и Pb со сталью 316L соответственно. Результат расчета означает, что возможно разрушение теплообменника с дефектами поверхности из-за эффекта жидкометаллического охрупчивания.

Ключевые слова: жидкомеханическое охрупчивание, реакторная сталь, жидкометаллические теплоносители, конечно-элементное моделирование, метод среднего поля.

DOI: 10.31857/S0023291224010138

ВВЕДЕНИЕ

Жидкие металлы (ЖМ) используются в атомной энергетике в качестве теплоносителей. Реакторы на быстрых нейтронах, в которых в качестве теплоносителя применяются жидкие свинец (Pb) и свинцово-висмутовый сплав Pb55Bi, считаются перспективными благодаря их высокой удельной мощности и способности перерабатывать ядерные отходы. Однако расплавы Pb и Pb55Bi могут взаимодействовать с материалом теплообменника, вызывая его коррозию и жидкометаллическое охрупчивание (ЖМО) [1].

Основные закономерности и современные представления о механизмах ЖМО рассмотрены и обобщены в научной литературе. В обзоре [2] предлагается классифицировать механизмы ЖМО следующим образом: (1) – упругоподобное разрушение; (2) – явление, демонстрирующее сильное сходство с коррозионным растрескиванием под напряжением или водородным охрупчиванием; (3) – кинетический процесс, контролируемый

докритическим ростом трещины, когда после достижения порогового значения коэффициента интенсивности напряжений скорость роста трещины резко возрастает и далее не меняется.

В работе [3] рассмотрено несколько физических моделей ЖМО. Первый механизм ЖМО основан на уменьшении сцепления атомов твердого тела за счет адсорбции ЖМ на поверхности трещины (эффект Ребиндера) [4–6]. Уменьшение поверхностной энергии границы “твердое тело – жидкий металл” σ_{st} , вызванное адсорбцией, приводит к уменьшению критического напряжения S , необходимого для распространения трещины, согласно уравнению Гриффитса [7–8].

Второй механизм – механизм снижения когезии в вершине трещины под влиянием ЖМ был предложен в работах [9–10], который рассматривает в качестве основной причины ЖМО существенное облегчение эмиссии дислокаций из вершины трещины, вызванное адсорбцией ЖМ [11–12]. Причина эмиссии дислокаций – снижение

критического напряжения сдвига под действием адсорбции, что приводит к локализованной микропластической деформации, трещина распространяется путем разрыва полос сдвига, чему способствует адсорбция. Этот механизм правильно предсказывает влияние температуры и скорости деформации на эффект ЖМО. Повышение температуры приводит к увеличению зарождения и подвижности дислокаций, следовательно, наблюдается усиление эффекта ЖМО и скорости распространения трещин при более высоких температурах. Уменьшение скорости деформации при постоянной температуре дает больше времени для активации дислокаций и, следовательно, приводит к усилению эффекта ЖМО.

Третий механизм ЖМО основан на представлении о неравновесной растворимости твердого металла в ЖМ вблизи вершины трещины [13–14]. Данный механизм позволяет оценить максимальную скорость роста трещины. Известно, что реакторная сталь 316L при 713–1223 К растворяется в ЖМ (Pb и Pb55Bi) без образования оксидных защитных покрытий [15]. ЖМ (Pb55Bi) проникает в сталь 316L при 823 К в течение 1000 ч на глубину 94 мкм [16], а при 873 К в течение 2000 ч уже на глубину 400 мкм [17]. В работе [18] изучали поведение стали T91 в расплаве Pb55Bi при температурах 160, 250, 350°C и обнаружили снижение скорости роста трещин с увеличением температуры, что противоречит выводам работы [13]. Отсюда появилось утверждение, что эффект ЖМО в этом случае был вызван адсорбцией ЖМ на поверхности твердого тела. Ответа на вопрос, преобладает ли один механизм ЖМО или может быть взаимодействие нескольких механизмов, до сих пор не дано.

Экспериментально обнаружено снижение предела прочности реакторных сталей 316L и T91 при проведении механических испытаний в расплавах Pb и Pb55Bi в интервале температур 573–823 К (это не захватывает весь рабочий интервал температур для атомных реакторов с жидкометаллическими теплоносителями Pb, Pb55Bi): 672–1073 К), что объясняется ЖМО в работах [2, 19–21]. Показано, что при температуре 773 К под влиянием расплава Pb55Bi происходит снижение предела прочности стали T91 в сравнении со значениями, измеренными на воздухе: от 498 до 430 МПа [20]. Установлено, что повышение температуры испытаний от 473 до 773 К уменьшает предел прочности стали T91 в расплаве Pb55Bi с 640 до 490 МПа [2]. В работе [21] указано, что ЖМО реакторных сталей сильнее проявляется в расплаве Pb55Bi, чем в Pb. В работе [22] были исследована структура и фазовый состав реакторных сталей с трещинами, возникшими в процессе ЖМО. Показано, что рост межзеренных трещин обусловлен смачиванием границ зерен (ГЗ), описан процесс проникновения и накопления ЖМ по ГЗ, описаны особенности

кристаллического строения твердого металла вблизи вершины трещины.

Известно, что необходимым условием появления ЖМО является непосредственный контакт твердого металла с ЖМ, а именно смачивание [23]. Зернограничная трещина распространяется в результате смачивания ГЗ, которое обеспечивает “отрицательное” давление и поступление ЖМ в вершину трещины. Растягивающее напряжение, необходимое для распространения ранее существовавшей трещины, можно оценить по уравнению Гриффитса [23–24].

В работе [25] изучали смачиваемость высоконикелевой хромистой стали 316L расплавом Pb55Bi при 723 К для прогнозирования ее склонности к ЖМО. Результаты показали, что образцы не смачиваются расплавом Pb55Bi, а образование коррозионных структур еще больше снижает смачиваемость.

Закономерности смачивания поверхности хромистой стали T91 расплавами Pb и Pb55Bi были изучены в работе [26]. Обнаружено, что ГЗ в хромистой стали не смачиваются расплавами Pb и Pb55Bi, угол смачивания находится в пределах 100–130°, а скорость углубления канавок по границам зерен контролируется процессом на границе “хромистая сталь – ЖМ”. Выявлено влияние оксидных пленок на поверхности хромистой стали на процессы смачивания: при температуре 823 К наблюдается первый порог смачивания, который связан с разрушением оксида свинца PbO, при 1023–1173 К – второй порог смачивания, связанный с разрушением оксидной пленки, состоящей из магнетита Fe₃O₄ и оксида Cr₂O₃. Химическое взаимодействие жидких Pb и Pb55Bi с материалом теплообменника (хромистая сталь) описывается как рост пленки магнетита за счет реакции: $3\text{Fe} + 4\text{PbO} \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4 + 4\text{Pb}$ [27]. Показано, что контактные углы на тонких оксидных слоях близки или ниже 90°; такие оксидные слои не являются по-настоящему защитными: ЖМ может проникнуть в дефекты оксидной пленки (поры, микротрещины) и установить прямой контакт со сталью [26]. Результаты измерения температурных зависимостей углов смачивания реакторных высоконикелевых хромистых сталей жидкими расплавами Pb [28] и Pb55Bi [25, 29] подтверждают вывод авторов работы [26] о существовании двух порогов смачивания. Таким образом, первый (823 К) и второй (1023–1173 К) порог смачивания соответствуют рабочему интервалу температур 672–1073 К в устройстве охлаждения атомного реактора (типа СВБР).

В работе обсуждается конечно-элементная модель взаимодействия жидкометаллического теплоносителя (Pb и Pb55Bi) с материалом теплообменника (сталь 316L). Целью работы является получение оценки растягивающего напряжения,

необходимого для распространения ранее существовавшей трещины, в условиях смачивания в рабочем интервале температур для ядерного реактора 672–1073 К. Предполагается, что трещина распространяется в результате проникновения жидкого металла-теплоносителя в границы зерен, а растягивающее напряжение принимается пропорциональным величине свободной энергии смоченной поверхности.

МЕТОДИКА РАСЧЕТОВ

За основу в настоящей работе принимается модель “заполнение капилляра” [30], которая описывает взаимодействие ЖМ (Pb и Pb55Bi) с материалом теплообменника (сталь 316L) как динамику двухфазного потока (воздух/ЖМ) в микроканале уравнениями Кана–Хилларда и Навье–Стокса. В методе фазового поля диффузный переходный слой определяется как область, в которой безразмерная переменная фазового поля Φ изменяется от -1 до 1 и уравнение Кана–Хилларда разбивается на два уравнения:

$$\frac{\partial \Phi}{\partial t} + u \nabla \Phi = \nabla \cdot \frac{\gamma \lambda}{\varepsilon^2} \nabla \psi, \quad (1)$$

$$\psi = -\nabla \varepsilon^2 \nabla \Phi + (\Phi^2 - 1) \Phi, \quad (2)$$

где u – скорость жидкости (м/с), γ – подвижность (м³·с/кг), λ – плотность энергии границы ЖМ/воздух (Н), ε (м) – параметр толщины переходного слоя, ψ – вспомогательная переменная фазового поля. Коэффициент поверхностного натяжения ЖМ σ_{lg} рассчитывается по уравнению (3):

$$\sigma_{lg} = \frac{2\sqrt{2} \lambda}{3 \varepsilon}, \quad (3)$$

где параметр толщины переходного слоя $\varepsilon = \frac{h_c}{2}$,

h_c – характерный размер сетки в области, проходящей через интерфейс. Объемные доли фаз (фаза 1 – воздух, фаза 2 – ЖМ) определены как:

$$\begin{aligned} V_{f1} &= \frac{1 - \Phi}{2}; \\ V_{f2} &= \frac{1 + \Phi}{2}. \end{aligned} \quad (4)$$

Плотность и вязкость плавно изменяются по границе раздела фаз

$$\rho = \rho_2 + (\rho_1 - \rho_2)V_{f2}; \quad \mu = \mu_2 + (\mu_1 - \mu_2)V_{f2}. \quad (5)$$

В методе фазового поля уравнения Навье–Стокса имеют вид:

$$\begin{aligned} \rho \frac{\partial u}{\partial t} + \rho(u \cdot \nabla)u &= \\ = \nabla \cdot [-pI + \mu(\nabla u + (\nabla u)^T)] + F_{st} &= \rho g \\ \nabla \cdot u &= 0, \end{aligned} \quad (6)$$

где ρ – плотность (кг/м³), μ – динамическая вязкость (Н·с/м²), u – скорость (м/с), p – давление (Па), g – ускорение свободного падения (м/с²), F_{st} – сила поверхностного натяжения, действующая на границе раздела фаз. Вычисление силы поверхностного натяжения производится по формуле (7):

$$F_{st} = G \nabla \Phi, \quad (7)$$

где химический потенциал

$$G = \lambda \left[-\nabla^2 \Phi + \frac{\Phi(\Phi^2 - 1)}{\varepsilon^2} \right] = \frac{\lambda}{\varepsilon^2} \psi. \quad (8)$$

Как видно из формул (1), (2), (8), поверхностное натяжение в методе фазового поля вычисляется как распределенная сила по границе раздела с использованием только вспомогательной переменной фазового поля ψ . Такой подход позволяет избежать использования нормали к поверхности и кривизны поверхности, которые сложно представить численно.

Непосредственно рассчитывали величину “отрицательного” давления, обеспечивающего капиллярный эффект ΔP (кПа), затем по уравнению Юнга–Лапласа определяли величину поверхностной энергии границы “воздух–жидкий металл”

$$\sigma_{lg} \left(\frac{\text{Дж}}{\text{м}^2} \right), \text{ и по уравнению Юнга } - \sigma_{sl} \left(\frac{\text{Дж}}{\text{м}^2} \right)$$

для микроканала радиусом $r = 0.15$ мм и высотой $a = 0.25$ мм. Микроканал ассоциировали с дефектом на поверхности теплообменника (сталь 316L), смачиваемой жидкометаллическим теплоносителем (Pb, Pb55Bi). По уравнению Гриффитса оценили растягивающее напряжение, необходимое для распространения ранее существовавшей трещины длиной $c = 50$ мкм вдоль ГЗ, – S (МПа). Считали, что трещина распространяется от смоченной ЖМ стенки микроканала вглубь образца, длина трещины, согласно данным металлографических исследований, $c = 50$ мкм [22]. В результате моделирования также получен график положения мениска от времени, что позволяет оценить скорость подъема ЖМ в микроканале, определена высота заполнения микроканала h (мм). Расчеты выполнены для интервала температур от 900 до 1100 К.

Модель “заполнение капилляра” была ранее реализована с использованием пакета программ “Comsol Multiphysics” методами установки уровня и фазового поля для капиллярных потоков воды

Таблица 1. Свободная поверхностная энергия единицы площади смоченной ЖМ (Pb, Pb55Bi) поверхности трещины длиной $c = 50$ мкм в образце стали 316L σ_{lg} , растягивающего напряжения S , необходимого для распространения ранее существовавшей трещины, скорости подъема жидкости в капилляре β и высоты смоченной ЖМ стенки микроканала h

T, K	$\theta, ^\circ$ [28–29]	$\chi, (м \cdot с)/кг$ [35]	$\Delta P, кПа$	$\alpha, ^\circ$	$\sigma_{lg}, Дж/м^2$	$\sigma_s, Дж/м^2$	$S, МПа$	$\beta, мм/с$	$h, мм$
Pb									
900	82	670	0.6	82(88)	0.32	0.11	210	240	0.12
950	75	710	1.5	76(86)	0.47	0.19	276	360	0.16
1000	65	752	2.0	65(85)	0.36	0.22	297	500	0.24
1050	60	813	3.2	60(80)	0.48	0.31	352	520	0.27
1100	52	833	3.5	55(75)	0.46	0.34	369	625	0.32
Pb55Bi									
850	83	833	0.3	83(88)	0.75	0.16	253	200	0.10
900	77	877	1.2	77(86)	0.41	0.16	253	300	0.15
950	70	909	1.5	70(85)	0.33	0.18	268	400	0.20
1000	65	952	2.3	65(80)	0.41	0.24	310	420	0.23
1050	60	990	2.8	60(80)	0.42	0.28	335	500	0.27
1100	52	1020	3.5	55(80)	0.46	0.32	358	670	0.31

и этанола в круглых микроканалах [30, 31]. Пакет программ “Comsol Multiphysics” также использовался в моделировании теплоотвода от круглой трубы с ЖМ (Pb, Pb55Bi) [32]. Моделирование процесса заполнения отверстия жидким металлом (припой) с использованием пакета программ “Comsol Multiphysics” методом фазового поля описано в работах [33, 34]. Следовательно, физическую модель взаимодействия ЖМ (Pb и Pb55Bi) с материалом теплообменника (сталь 316L), реализованную на пакете программ “Comsol Multiphysics” методом фазового поля, можно использовать для оценки величины свободной поверхностной энергии единицы площади, смоченной ЖМ поверхности трещины в образце стали 316L.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТОВ

Характеристики модели взаимодействия ЖМ (Pb, Pb55Bi) с материалом теплообменника (сталь 316L) оценили по данным из литературных источников. Для определенных температур T расплавов Pb и Pb55Bi задавались следующие исходные данные для расчета величины “отрицательного” давления, обеспечивающего капиллярный эффект ΔP : θ (рад) – угол смачивания ЖМ(Pb, Pb55Bi) поверхности стали 316L [28, 29]; динамическая вязкость и плотность [35]; текучесть ЖМ (Pb, Pb55Bi) χ (м·с/кг) как величина обратная динамической вязкости η (Па·с) [35]; свободная поверхностная энергия стальных образцов σ_{sg} [36]; плотность энергии границы ЖМ(Pb, Pb55Bi)/воздух λ [37]. Параметр

толщины переходного слоя ϵ примем равным $6.5 \cdot 10^{-6}$ м. Методом фазового поля было рассчитано положение границы раздела ЖМ/воздух в различные моменты времени, получены графики давления и угла мениска (α) для данного момента времени при различных температурах. По графику положения мениска от времени была оценена скорость подъема ЖМ в капилляре β (м/с). Для микроканала радиусом $r = 0.15$ мм и высотой $a = 0.25$ мм выполнен расчет скачка давления ΔP . на границе раздела ЖМ/воздух, который заставляет ЖМ подниматься по капилляру, затем по уравнению Юнга–Лапласа (3) определено $\sigma_{lg} \left(\frac{Дж}{м^2} \right)$, и по уравнению Юнга (1) – $\sigma_{sl} \left(\frac{Дж}{м^2} \right)$. В итоге по уравнению Гриффитса (1), считая, что σ_s – свободная поверхностная энергия единицы площади, смоченной ЖМ поверхности трещины, равна σ_{sl} , рассчитали растягивающее напряжение S , необходимое для распространения ранее существовавшей трещины длиной $c = 50$ мкм. Модуль Юнга E стали 316L считали равным $2 \cdot 10^{11}$ Па.

Расчеты показали, что трещины могут распространяться вглубь образца вдоль ГЗ практически по всей смоченной поверхности микроканала площадью $h \cdot \pi \cdot r^2$ (h – высота смоченной стенки). ЖМ заполняет микроканал со скоростью $\beta = 200–500$ мм/с (табл. 1). В уравнении Юнга–Лапласа (3) величина контактного угла бралась равной минимальному значению расчетного угла мениска(α), отвечающего месту соприкосновения ЖМ

Таблица 2. Свободная поверхностная энергия единицы площади смоченной ЖМ (Pb, Pb55Bi) поверхности трещины σ_{ls} , скачок давления ΔP на границе раздела ЖМ/газ, растягивающее напряжение S , необходимое для распространения ранее существовавшей трещины длиной $c = 50$ мкм в образце стали 316L

T, K	$\theta, ^\circ$ [28, 29]	$\sigma_{lg}, Дж/м^2$ [37]	$\sigma_{ls}, Дж/м^2$	$\Delta P, кПа$	$S, МПа$
Pb					
900	82	0.42	0.12	0.78	219
950	75	0.42	0.17	1.45	261
1000	65	0.41	0.24	2.31	310
1050	60	0.41	0.27	2.73	329
1100	52	0.40	0.31	3.28	352
Pb55Bi					
850	83	0.39	0.11	0.63	210
900	77	0.38	0.15	1.14	245
950	70	0.38	0.20	1.73	283
1000	65	0.37	0.22	2.10	297
1050	60	0.37	0.25	2.09	316
1100	52	0.37	0.29	3.04	341

и стенки микроканала. Результаты расчета температурной зависимости скачка давления ΔP на границе раздела ЖМ/воздух, межфазного натяжения на границе раздела ЖМ/воздух σ_{lg} и ЖМ/сталь σ_{ls} , растягивающего напряжения S , необходимого для распространения ранее существовавшей трещины, представлены в табл. 1. Максимальные значения расчетного угла мениска (α) в центре капилляра приведены в скобках.

На основании опытных данных [28, 29, 37] для микроканала радиусом $r = 0.15$ мм выполнили расчет скачка давления ΔP (кПа) на границе раздела ЖМ/газ, который заставляет ЖМ подниматься по капилляру, по уравнению Юнга–Лапласа. Зная величину свободной поверхностной энергии на границе ЖМ(Pb, Pb55Bi)/сталь 316L σ_{sl} , оценили величину растягивающего напряжения S , необходимого для распространения ранее существовавшей трещины длиной $c = 50$ мкм, по уравнению Гриффитса. Результаты расчета свободной поверхностной энергии σ_{ls} , скачка давления ΔP , растягивающего напряжения S , необходимого для распространения ранее существовавшей трещины, представлены в табл. 2.

Используя модель [13], рассчитали скорость роста трещины:

$$\vartheta = \left(\frac{C_0 D \Omega^2}{k T r} \right) \left(\frac{s_a^2}{2E} - \frac{\sigma_{sl}}{r} \right), \quad (9)$$

где C_0 – равновесная концентрация растворенного вещества (Fe) в ЖМ (Pb, Pb55Bi) для ненапряженной плоской поверхности, D – коэффициент

диффузии растворенного вещества (Fe) в ЖМ (Pb, Pb55Bi), $\Omega = 1.17 \times 10^{-29}$ м³/ат – атомный объем Fe, σ_{sl} – поверхностная энергия границы ЖМ (Pb, Pb55Bi)/сталь 316L, r – радиус вершины трещины, s_a – величина приложенного напряжения на вершине трещины. Считая, что радиус вершины трещины не может быть меньше диаметра атома Fe, а s_a на вершине трещины не может быть больше E ,

принимая $\frac{\sigma_{sl}}{r} \ll \frac{E}{2}$, уравнение (9) привели к виду:

$$\vartheta \ll \frac{C_0(T) D(T) \Omega^2 E}{2 k T d}. \quad (10)$$

Оценили коэффициент диффузии Fe в ЖМ(Pb, Pb55Bi) по формуле Эйнштейна: $D = \frac{kT}{4\pi\mu r}$, что позволило оценить скорость роста трещин как:

$$\vartheta \ll \vartheta_0 = \frac{C_0(T) \Omega^2 E}{16\pi\mu r^2}. \quad (11)$$

Используя данные о растворимости Fe в ЖМ (Pb, Pb55Bi) $C_0(T)$ [38], динамической вязкости расплавов Pb и Pb55Bi [35], рассчитали ϑ_0 (мм/с) при взаимодействии стали 316L с ЖМ(Pb, Pb55Bi). Результаты расчета ϑ_0 приведены в табл. 3 и согласуются с литературными данными [38].

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Принимается, что механизм ЖМО при взаимодействии расплавов Pb и Pb55Bi со сталью 316L

основан на уменьшении поверхностной энергии на границе раздела твердой и жидкой фаз σ_{sl} , вызванным адсорбцией ЖМ на поверхности трещины (эффект Ребиндера [6]). Адсорбция ЖМ на поверхности трещины приводит к уменьшению критического напряжения S , необходимого для распространения трещины согласно уравнению Гриффитса [7]. Используя опытные данные о контактном угле смачивания ЖМ (Pb, Pb55Bi) поверхности теплообменника (сталь 316L) θ [28, 29], свободной поверхностной энергии стальных образцов σ_{sg} [36] и свободной поверхностной энергии ЖМ (Pb, Pb55Bi) σ_{lg} [37], оценили величину удельной свободной энергии на границе ЖМ/сталь σ_{sl} по уравнению Юнга.

Сравнение величин скачка давления ΔP на границе раздела ЖМ/газ, оцененное по данным эксперимента [28, 29, 37] (табл. 2), согласуется с результатами компьютерного моделирования с использованием пакета программ “Comsol Multiphysics” (табл. 1) для всего интервала температур. Обращает внимание, что механическое напряжение, необходимое для распространения ранее существовавшей трещины, близко к верхнему пределу интервала упругой работы для деталей из стали $S = 200$ МПа и согласуется по порядку величины с опытными данными о величине предела прочности стали Т91 в среде расплава Pb55Bi при 773 К $\sigma_e = 430$ МПа [20]. Установленное опытным путем уменьшение предела прочности стали Т91, смоченной расплавом Pb55Bi при увеличении температуры от 200 до 500°С от 640 до 490 МПа [20], также согласуется с результатами расчета (табл. 1, 2).

Результаты EBSD-изучения кристаллического строения образцов стали, содержащих дефекты (несплошности) размером ~50 мкм, показали наличие вблизи них локальных механических напряжений по картам фактора Шмида [39, 40]. Следовательно, дефекты поверхности теплообменника типа “риск/надрезов” будут местами наиболее вероятного появления зернограницных трещин при контакте с ЖМ и быть причиной ЖМО. Физическая модель взаимодействия ЖМ (Pb, Pb55Bi) с материалом теплообменника (сталь 316L) не противоречит механизму ЖМО, который предполагает причиной ЖМО эмиссию дислокаций, вызванную адсорбцией ЖМ в вершине трещины [11, 12].

Увеличение скорости образования трещин с ростом температуры (табл. 3) подтверждается экспериментальными данными [38]. Таким образом, физическая модель взаимодействия ЖМ (Pb, Pb55Bi) с материалом теплообменника (сталь 316L) не противоречит механизму ЖМО, описанному в работе [13].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработанная модель взаимодействия расплавов Pb и Pb55Bi со сталью 316L и реализованная

Таблица 3. $\vartheta_0 \cdot 10^{-4}$ (мм/с) при взаимодействии стали 316L с ЖМ (Pb, Pb55Bi), рассчитанная на основе модели [13] по уравнению (11)

<i>T</i> , К	900	950	1000	1050	1100
Pb	179.2	344.1	615.8	1059.2	1440.6
Pb55Bi	234.3	437.9	780.1	1324.0	1768.8

с использованием пакета программ “Comsol Multiphysics” методом фазового поля, позволила оценить величину свободной поверхностной энергии смоченной ЖМ поверхности трещины σ_{ls} для рабочего интервала температур 900–100 К устройств охлаждения атомного реактора (типа СВБР). В интервале температур 900–1100 К жидкий металл (Pb и Pb55Bi) смачивает поверхность стали 316L, и эффектом жидкометаллического охрупчивания нельзя пренебречь. Предполагая, что трещина распространяется в результате смачивания границ зерен жидким металлом, рассчитали растягивающее напряжение S , необходимое для распространения трещины длиной $c = 50$ мкм от дефекта на поверхности теплообменника в виде риски глубиной 0.15 мм. Получили $S = 253 \div 358$ и $S = 210 \div 369$ МПа при взаимодействии расплавов Pb55Bi и Pb со сталью 316L соответственно. Полученные значения S близки к верхнему пределу интервала упругой работы деталей из стали – 200 МПа, а также к пределу прочности реакторной стали Т91 в среде расплава Pb55Bi при 773 К $\sigma_e = 430$ МПа, что позволяет предположить возможность разрушения теплообменника. Следовательно, дефект поверхности теплообменника из стали 316L в виде риски глубиной 0.15 мм может быть причиной выхода из строя устройств охлаждения атомного реактора (типа СВБР) из-за эффекта жидкометаллического охрупчивания.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Данная работа финансировалась за счет средств бюджета Уральского федерального университета института. Никаких дополнительных грантов на проведение или руководство данным конкретным исследованием получено не было.

СОБЛЮДЕНИЕ ЭТИЧЕСКИХ СТАНДАРТОВ

В данной работе отсутствуют исследования человека или животных.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Gong X., Short M.P., Auger T., Charalampopoulou E., Lambrinou K. Environmental degradation of structural materials in liquid lead- and lead-bismuth eutectic-cooled reactors // *Progress in Materials Science*. 2022. V. 126. P. 100920. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2022.100920>
2. Gorse D., Thierry Auger, J.-B. Vogt et al. Influence of liquid lead and lead–bismuth eutectic on tensile, fatigue and creep properties of ferritic/martensitic and austenitic steels for transmutation systems // *Journal of Nuclear Materials*. 2011. V. 415. P. 284–292. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2011.04.047>
3. Fernandes P.J.L., Jones D.R.H. Mechanisms of liquid metal induced embrittlement // *International Materials Reviews*. 1997. V. 42. № 6. P. 251–261. <https://doi.org/10.1179/imr.1997.42.6.251>
4. Rehbindler P.A., Shchukin E.D. Surface phenomena in solids during deformation and fracture processes // *Progress in Surface Science*. 1972. V. 3. Part 2. P. 97–188. [https://doi.org/10.1016/0079-6816\(72\)90011-1](https://doi.org/10.1016/0079-6816(72)90011-1)
5. Шукин Е.Д., Савенко В.И., Малкин А.И. Влияние поверхностно-активной среды на механическую устойчивость и повреждаемость поверхности твердого тела. Обзор. // *Физикохимия поверхности и защита материалов*. 2013. Т. 49. № 1. С. 44–61. <https://doi.org/10.7868/S0044185613010105>
6. Малкин А.И. Закономерности и механизмы эффекта Ребиндера // *Коллоидный журнал*. 2012. Т. 74. № 2. С. 239–256.
7. Griffith A.A. The phenomena of rupture and flow in solids // *Phil. Trans. R. Soc. Lond. A*. 1921. V. 221. P. 163–198. <https://doi.org/10.1098/rsta.1921.0006>
8. Roth M.C., Weatherly G.C., Miller W.A. The temperature dependence of the mechanical properties of aluminum alloys containing low-melting-point inclusions // *Acta Metallurgica*. 1980. V. 28. № 7. P. 841–853. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(80\)90102-9](https://doi.org/10.1016/0001-6160(80)90102-9)
9. Stoloff N.S., Johnston T.L. Crack propagation in a liquid metal environment // *Acta Metallurgica*. 1963. V. 11. № 4. P. 251–256. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(63\)90180-9](https://doi.org/10.1016/0001-6160(63)90180-9)
10. Westwood A.R.C., Kamdar M.H. Concerning liquid metal embrittlement, particularly of zinc monocrystals by mercury // *Philos. Mag. A*. 1963. V. 8. № 89. P. 787–804. <https://doi.org/10.1080/1478643630821383>
11. Lynch S.P. Metal induced embrittlement of ductile materials and dislocation emission from crack tips // *Scripta Metallurgica*. 1984. V. 18. № 85. P. 509–513. [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(84\)90431-9](https://doi.org/10.1016/0036-9748(84)90431-9)
12. Lynch S.P. Metallographic contributions to understanding mechanisms of environmentally assisted crack-
ing // *Metallography*. 1989. V. 23. № 2. P. 147–171. [https://doi.org/10.1016/0026-0800\(89\)90016-5](https://doi.org/10.1016/0026-0800(89)90016-5)
13. Robertson W.M. Propagation of a crack filled with liquid metal // *Trans. Met. Soc. AIME*. 1966. V. 236. P. 1478–1482.
14. Glickman E. On the role of stress, strain and diffusion in dissolution–condensation mechanism of liquid metal embrittlement // *Defect and Diffusion Forum*. 2007. V. 264. P. 141–149. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.264.141>
15. Субботин В.И., Ивановский М.Н., Арнольдов М.Н. Физико-химические основы применения жидко-металлических теплоносителей. М.: Атомиздат, 1970. 296 с.
16. Tian S., Zhang J., Wang Y., Ma Y., Wang W. Influence of high-density electropulsing treatment on the interface corrosion characteristics of 316L steel in lead-bismuth eutectic at 823 K. *E3S Web of Conferences*. 2019. V. 136. P. 06022. <https://doi.org/10.1051/e3sconf/201913606022>
17. G. Muller, Heinzel A., Konys J. et al. Results of steel corrosion tests in flowing liquid Pb/Bi at 420–600°C after 2000 h // *Journal of Nuclear Materials*. 2002. V. 301. № 1. P. 40–46. [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(01\)00725-5](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(01)00725-5)
18. Hadjem-Hamouche Z., Auger T., Guillot I. Temperature effect in the maximum propagation rate of a liquid metal filled crack: The T91 martensitic steel/lead–bismuth eutectic system // *Corrosion Science*. 2009. V. 51. № 11. P. 2580–2587. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2009.06.049>
19. Kalkhof D., Grosse M. Influence of PbBi environment on the low-cycle fatigue behavior of SNS target container materials // *Journal of Nuclear Materials*. 2003. V. 318. P. 143–150. [https://doi.org/10.1016/s0022-3115\(03\)00015](https://doi.org/10.1016/s0022-3115(03)00015)
20. Di Gabriele F., Doubkova A., Hojna A. Investigation of the sensitivity to EAC of steel T91 in contact with liquid LBE // *Journal of Nuclear Materials*. 2008. V. 376. № 3. P. 307–311. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2008.02.029>
21. Prorior I.S., Vogt J.-B. Liquid metal embrittlement sensitivity of the T91 steel in lead, in bismuth and in lead bismuth eutectic // *Journal of Nuclear Materials*. 2020. V. 531. P. 152021. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2020.152021>
22. Hui J., Zhang B., Liu W., Wang B. Complex segregation and fracture mechanisms at interfaces in liquid metal embrittlement and corrosion // *SSRN Electronic Journal*. 2022. <http://dx.doi.org/10.2139/ssrn.4123025>
23. Ростокер У., Мак-Когги Дж., Маркус Г. Хрупкость под действием жидких металлов. М: Издательство иностранной литературы, 1962. 192 с.
24. Камдар М.Х. Жидкометаллическое охрупчивание. В кн.: Охрупчивание конструкционных

- сталей и сплавов (под ред. Брайента К.Л. и Бенерджи С.К.). М.: Металлургия, 1988. с. 333–423.
25. *Zhu H., Du X., Liu X., Yan T., Li X., Wang Y., Qi M., Tu X.* Wetting behavior of LBE on corroded candidate LFR structural materials of 316L, T91 and CLAM // *Materials*. 2022. V. 15. № 3. P. 102. <https://doi.org/10.3390/ma15010102>
 26. *Protsenko P., Eustathopoulos N.* Surface and grain boundary wetting of Fe based solids by molten Pb and Pb-Bi eutectic // *Journal of Materials Science*. 2005. V. 40. № 9–10. P. 2383–2387. <https://doi.org/10.1007/s10853-005-1963-2>
 27. *Zhang J., Li N.*, Analysis on liquid metal corrosion–oxidation interactions // *Corrosion Science*. 2007. V. 49. № 11. P. 4154–4184. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2007.05.012>
 28. *Кашежев А.З., Понежев М.Х., Созаев В.А., Хасанов А.И., Мозговой А.Г.* Экспериментальное исследование смачивания реакторных сталей расплавленным свинцом и висмутом // *Теплофизика высоких температур*. 2010. Т. 48. № 5. С. 793–796.
 29. *Кашежев А.З., Понежев М.Х., Созаев В.А., Мозговой А.Г.* Смачиваемость новых реакторных сталей тяжелым жидкометаллическим теплоносителем на основе свинец-висмутовой эвтектики // *Физикохимия поверхности и защита металлов*. 2010. № 6. С. 27–33.
 30. *Tahmasebipour M., Vafaie A.* Capillary driven two-phase flow dynamics in nonpatterned and patterned microchannels // *International Journal of Automotive and Mechanical Engineering*. 2019. V. 16. № 1. P. 6386–6401. <https://doi.org/10.15282/ijame.16.1.2019.21.0483>
 31. *Bamshad A., Nikfarjam A., Sabour H M., Raji H.* Theoretical and numerical investigation of liquid–gas interface location of capillary driven flow during the time throughout circular microchannels // *5th RSI International Conference on Robotics and Mechatronics (ICRoM)*, Tehran, Iran. 2017. P. 432–438. <https://doi.org/10.1109/ICRoM.2017.8466144>
 32. *Sandeep K.T., Sahu S., Chaudhari V., Bhattacharyay R., Kumar E.R.* thermal hydraulic study for heavy liquid metal flows using COMSOL multi-physics // *Excerpt from the Proceedings of the 2012 COMSOL Conference in Bangalore*.
 33. *Yu C.-N., Lazaridis K., Wu Y., Voroshilov E., Krivilyov M.D., Mesarovic S.D., Sekulic D.P.* Filling a hole by capillary flow of liquid metal—equilibria and instabilities // *Physics of Fluids*. 2021. V. 33. № 3. P. 034109. <https://doi.org/10.1063/5.0039718>
 34. *Lazaridis K., Wu Y., Krishna S.K.M., Yu C.-N., Krivilyov M.D., Sekulic D.P., Mesarovic S.D.* Contact angle ageing and anomalous capillary flow of a molten metal // *Physics of Fluids*. 2022. V. 34. № 11. P. 112117. <https://doi.org/10.1063/5.0123707>
 35. *Александров А.А., Орлов К.А., Очков В.Ф.* Теплофизические свойства рабочих веществ теплоэнергетики: Интернет-справочник. М.: Издательский дом МЭИ, 2009. 224 с.
 36. *Зинина А.П., Пиманов В.В.* Влияние поверхностной энергии металлических образцов на прочность клеевых соединений // *Изв. МГТУ “МАМИ”*. 2011. № 2. С. 127–130.
 37. *Кашежев А.З., Кутуев Р.А., Понежев М.Х., Созаев В.А., Хасанов А.И.* Политермы плотности и поверхностного натяжения сплавов на основе свинца // *Известия РАН. Серия физическая*. 2012. Т. 76. № 6. С. 881–883.
 38. *Ersoy F., Verbeken K., Gavrilov S.* Influence of displacement rate and temperature on the severity of liquid metal embrittlement of T91 steel in LBE // *Materials Science & Engineering A*. 2021. V. 800. P. 140259. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140259>
 39. *Чезганов Д.С., Чикова О.А., Боровых М.А.* Влияние термической обработки на кристаллическое строение деформированных образцов хромомарганцовистой стали // *Физика металлов и металловедение*. 2017. Т. 118. № 9. С. 902–908. <https://doi.org/10.7868/S0015323017090030>
 40. *Боровых М.А., Чикова О.А., Вьюхин В.В.* Изучение кристаллического строения стали 32Г1, 32Г2 И 35ХГФ методом EBSD-анализа // *Черные металлы*. 2017. № 12. С. 61–65.