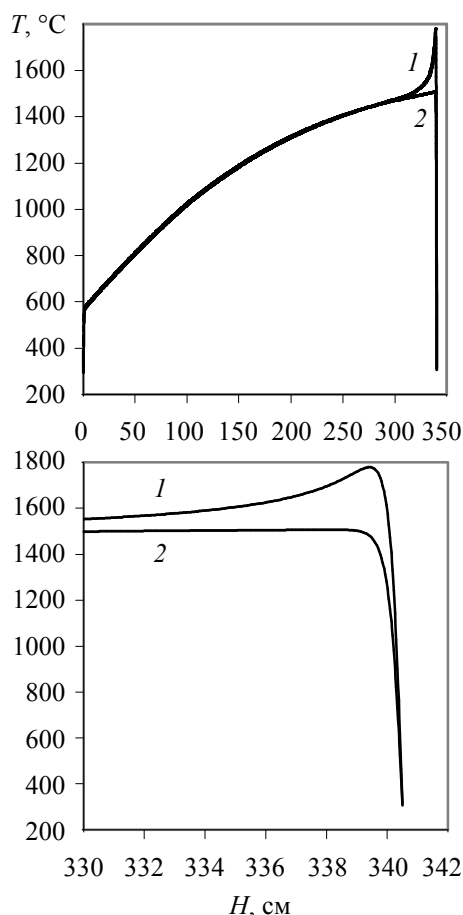




Р и с. 7. Аксиальное распределение максимальной температуры топлива (таблетка с центральным отверстием) с учетом (1) и без учета (2) всплеска на торце

твэла приводит к повышению максимальной температуры топлива примерно на 70 °С;

учет радиально-азимутальной неравномерности энерговыделения внутри отдельного твэла, которая возникает из-за радиального уменьшения потока нейтронов в канале с топливом, приводит к снижению максимальной температуры топлива примерно на 10 °С;

всплеск энерговыделения на торцах твэлов в месте разрыва по топливу (соединение верхней и нижней половин ТВС) с учетом возможного падения одного из твэлов внутрь водяного зазора равен для твэлов внешнего ряда 1,44 (1,34 без падения). Недоучет этого эффекта в температурном расчете твэла приводит к недооценке максимальной температуры топлива примерно на 270 °С (180 °С без падения).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Бабайцев В.Н.** Трехмерная нестационарная модель для расчета температуры в кластерном стержне. Годовой отчет РНЦ «Курчатовский институт», 2003, с. 60—61.
2. **MCNP 4A** — Monte Carlo N-Particle Transport Code System. LA-12625-M, 1993.
3. **Давыдова Г.Б.** Программа расчета изотопного состава CHAIN. Тезисы докл. XIII сем. по проблемам физики реакторов «Волга-2004». М., 2004, с. 151—153.

Поступила в Редакцию 9.09.11

УДК 621.039.548

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА РАСПРОСТРАНЕНИЕ МИКРОТРЕЩИН В ОБЛУЧЕННЫХ ОБРАЗЦАХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКОЙ СТАЛИ

Доровской В.М., Тутнов И.А. (НИЦ «Курчатовский ин-т», г. Москва), Берестов А.В., Сарычев Г.А. (НИЯУ МИФИ, г. Москва)

Согласно современным представлениям возможны три стадии пластической деформации металла: предшествующая образованию трещин, сопутствующая трещине и раскрытия трещины. Предшествующая деформация создает необходимый уровень искажения и разрывы сплошности металла. Разрывы и искажения особенно сильно проявляются перед вершиной микротрещины, что неоднократно экспериментально подтверждалось металлографическими исследованиями [1].

При достижении определенного уровня деформации возникают несплошности. Результаты

исследования механизма их образования и размер носят противоречивый характер. Рост и слияние несплошностей приводят к образованию микро- и макротрещин [2]. В последнее время наметилась тенденция к объединению исследований кинетики развития несплошностей или субмикротрещин и механического поведения материалов с внутренними дефектами в новое направление — механику поврежденных твердого тела, которое включает изучение процессов, приводящих к возникновению макротрещин, а также процессов, происходящих у вершины распространяющейся макротрещины.

При этом указанные процессы рассматриваются с позиции как материаловедения, так и механики сплошной среды. Перед исследованием кинетики накопления повреждений необходимо изучить сам механизм образования субмикро- и микротрещин в металлах. Результаты исследований [3—5] позволяют сделать вывод о том, что образованию субмикротрещин предшествует переход локальной области материала, расположенной в зоне сильной пластической деформации, из кристаллического в аморфное состояние. Возможная локальная аморфизация материала объяснена в работах [5, 6].

Для исследования процессов накопления микротрещин в материале, определения времени их появления и скорости распространения предложено несколько феноменологических теорий с функцией повреждаемости в качестве основного параметра [6—8]. Функция повреждаемости характеризует степень несплошности материала в некоторой физической точке в разные моменты времени. Ее построение должно базироваться на экспериментальном исследовании кинетики зарождения, накопления и распространения микротрещин. Нейтронное облучение существенно влияет на процессы зарождения и кинетику распространения микротрещин [9]. Существенно повлиять на эти процессы может предварительный отжиг перед облучением.

Настоящая работа посвящена исследованию зарождения и кинетики распространения микротрещин в образцах стали 0Х16Н15М3Б, подвергнутых вакуумному отжигу при 650 °С в течение 1 ч и последующему облучению нейтронами до флюенса 10^{21} см⁻² при температуре 100 °С, и образцах, облученных без предварительного отжига.

Экспериментальная методика. Образцы аустенитной коррозионно-стойкой стали размером 5×10×0,6 мм вырезали алмазной фрезой из трубки — оболочки твэла. Часть образцов подвергали вакуумному отжигу при 650 °С в течение 1 ч, затем отожженные и неотожженные образцы облучали в реакторе МР до флюенса 10^{21} см⁻² ($E \sim 0,1$ МэВ) при 100 °С. Затем их утоняли электролитически до достижения в центральной части толщины, прозрачной для электронов энергией 100 кэВ [10], деформировали растяжением в стандартном держателе непосредственно в колонне электронного микроскопа ТЕМСКАН 100СХ (Япония). На началь-

ных стадиях развития микротрещины, когда скорость ее роста велика, записывали происходящие процессы с помощью высокочувствительной видеокамеры и видеоманитофона. Во время выдержки образца при определенной деформации проводили фотосъемку, используя встроенную в электронный микроскоп фотокамеру.

В настоящей работе применяли методику псевдостереопар для анализа напряженного состояния вокруг распространяющейся микротрещины [10].

Для измерения критического раскрытия вершину микротрещины фотографировали в момент перед ее стартовым страгиванием. Далее края микротрещины вблизи вершины аппроксимировали двумя лучами, в вершине проводили перпендикуляр к направлению ее распространения. Отрезок прямой, ограниченный продолжением сторон, характеризует раскрытие микротрещины [11]. В момент перед страгиванием фотографировали истинные стереопары в целях измерения расхождения сторон микротрещины в перпендикулярном к плоскости образца направлении. Степень заостренности определяли по форме вершины — если в вершине микротрещины есть какая-либо площадка, перпендикулярная направлению ее будущего распространения, то такая вершина считалась затупленной, в противном случае она считалась острой.

Результаты исследований. В неотжигавшихся образцах после облучения нейтронами при деформации 9,1% образовывалась микротрещина длиной 3,93, шириной 0,3 мкм путем слияния нескольких зародышевых микротрещин, вытянутых под углом $\alpha = 20^\circ$ к направлению распространения и 40° к направлению приложения нагрузки. Критическое раскрытие этой микротрещины составило 0,11 мкм. Перед ее вершиной на расстоянии 0,13 мкм и со сдвигом 0,83 мкм образовывались зародышевые микротрещины длиной 0,96, 0,34, 0,12, 0,45, 0,40, 0,38 и 0,42 мкм. Каждая зародышевая микротрещина сдвинута относительно другой, последняя сдвинута в другую сторону относительно остальных.

Из приведенных в таблице экспериментальных данных видно, что средний размер критического раскрытия зародышевых микротрещин с острой вершиной составляет $25 \cdot 10^{-3}$ мкм, тогда как для зародышевых микротрещин с затуплен-

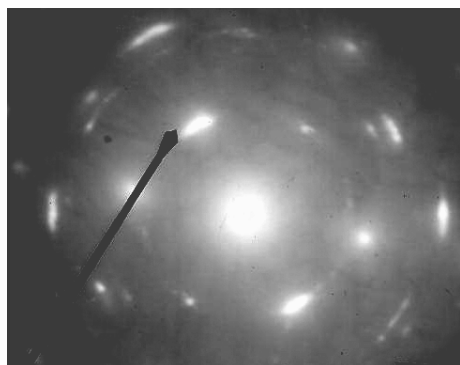
ной вершиной этот размер равен $36 \cdot 10^{-3}$ мкм. Перед острой вершиной микротрещины образовывалась утоненная область длиной 2,3, шириной 0,29 мкм. Согласно истинным стереопарам расчетная толщина составляет 1,95 нм.

Раскрытие и форма вершины зародышевой микротрещины

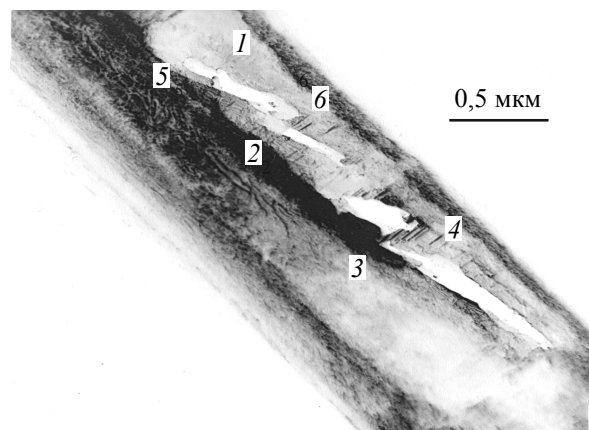
Номер микротрещины от характерной вершины	Критическое раскрытие, 10^{-3} мкм	Форма
1	18	Острая
2	38	Затупленная
3	38	»
4	26	Острая
5	45	Затупленная
6	38	»
7	26	Острая

В электронно-микроскопической структуре утоненной области не наблюдалось ни экстинкционных контуров, ни дислокаций, ни радиационных дефектов, хотя они были в структуре областей материала вдали от трещины. На электронограмме утоненной области наблюдаются размытые рефлексy, наличие которых свидетельствует о сильных искажениях и потере ближнего порядка кристаллической решетки, переходе этой области материала из кристаллического в аморфное состояние (рис. 1).

На рис. 2 приведена светлопольная микрофотография структуры материала с указанием областей со сжимающими (2, 5, 6) и растягивающими напряжениями (1, 3, 4), причем $H_1 > H_3 > H_4$, $F_2 > F_5 > F_6$, где H , F — растягивающие и сжимающие напряжения соответственно. Таким образом, вокруг микротрещины располагаются области со знакопеременными нагрузками.



Р и с. 1. Электронограмма участка образца, расположенного впереди растущей микротрещины на рис. 2



Р и с. 2. Электронная микрофотография участка образца впереди растущей микротрещины после облучения до флюенса нейтронов 10^{21} см^{-2} без предварительного отжига (цифрами обозначены области качественного определения напряжения)

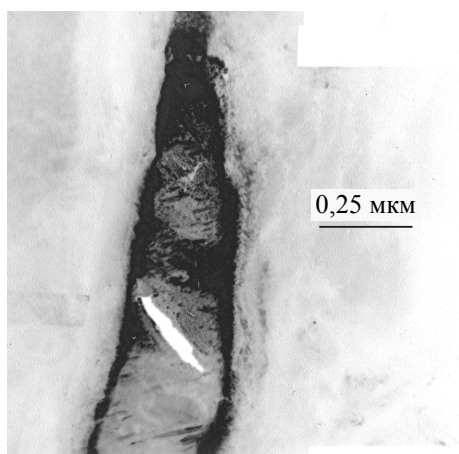
Зародышевые микротрещины образовывались в областях с растягивающими напряжениями, которые обычно располагались вдоль направления продвижения микротрещины. В данном случае она имела ширину 0,34 мкм, параллельно ей располагалась другая область шириной 0,11 мкм, где напряжения менялись от максимально растягивающих до минимально сжимающих. Далее в области шириной 0,53 мкм напряжения менялись от минимально сжимающих до нулевых. Следует отметить, что радиационных дефектов в зоне с растягивающими напряжениями не было, в то же время их наблюдали возле них. Максимальное количество радиационных дефектов обнаружено в зоне, в которой напряжения менялись от растягивающих до сжимающих. Их распределение было неравномерным.

Дислокации в отличие от радиационных дефектов более подвижны, поэтому они обнаруживаются на большем расстоянии от оси микротрещины — в зоне изменения напряжения от сжимающих до нулевых. В процессе выдержки образцов при постоянной деформации в утоненной области образовывались новые зародышевые микротрещины.

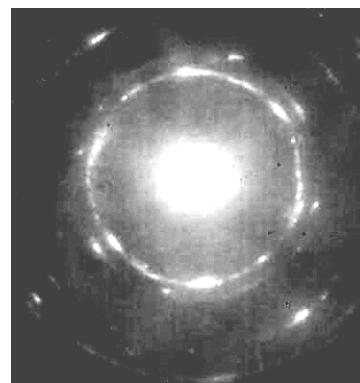
Как показал анализ истинных стереопар, имеется расхождение сторон зародышевых микротрещин в перпендикулярном к плоскости образца направлении, что может являться причиной сокращения размера и увеличения расстояния, так как электронно-микроскопическое изображение на экране микроскопа является дифракционной картиной.

В образцах после предварительного отжига при 650 °С и последующего облучения до флюенса нейтронов 10^{21} см^{-2} анализ с помощью псевдостереометода показал, что напряжения вокруг микротрещины распределяются как и в случае образцов без предварительного отжига. Отличие проявляется только в размере областей. Предварительный отжиг образцов приводит к увеличению деформации, при которой появляется первая микротрещина, до 9,4%. Критическое раскрытие этой микротрещины составило 0,016 мкм. Перед вершиной на расстоянии 0,24 мкм образовывалась зародышевая микротрещина длиной 0,8, шириной 0,02 мкм, которая после увеличения деформации до 9,45% соединилась с вершиной. При дальнейшем повышении деформации образовывались новые зародышевые микротрещины, они росли и сливались с вершиной. На рис. 3 видно, что перед вершиной образовалась одна зародышевая микротрещина длиной ~0,25 мкм, впереди нее на расстоянии ~0,5 мкм еще одна зародышевая микротрещина длиной ~0,12 мкм. Если первая зародышевая микротрещина располагается под углом ~25° по отношению к направлению утоненной зоны, то вторая под тем же углом, но в другую сторону. Такое распространение микротрещин, видимо, связано с кристаллографическими направлениями в металле.

Как видно на рис. 4, рефлексы электронограммы размыты и почти соединились в кольцо. Это свидетельствует об измельчении структуры и разориентировке отдельных блоков структуры, начале процесса потери ближнего порядка кристалла.



Р и с. 3. Электронная микрофотография участка перед вершиной растущей микротрещины в образце после предварительного вакуумного отжига при 650 °С в течение 1 ч и облучения до флюенса нейтронов 10^{21} см^{-2} ($E = 0,1 \text{ МэВ}$)



Р и с. 4. Электронограмма участка образца перед вершиной растущей микротрещины, показанной на рис. 3

Электронографические исследования утоненных областей, в которых впоследствии образовывались зародышевые микротрещины, показали, что при дальнейшем деформировании образца уход дислокаций и радиационных дефектов под действием растягивающих напряжений связан с переходом локальных областей материала из кристаллического в аморфное состояние. Именно в этих локальных областях и образуются зародышевые микротрещины по механизму хрупкого разрушения.

Анализ напряженных областей псевдостереометодом показал, что зона растягивающих напряжений имеет больший размер в образцах без предварительного отжига. Во всех случаях утоненные области с образованием зародышевых микротрещин разрушались без какого-либо участия дислокаций. При достижении определенной деформации для каждого исходного состояния дислокации и радиационные дефекты покидали некую область, в которой преобладали сильные растягивающие напряжения. Когда в этой области уже не было дислокаций и радиационных дефектов, в ней хрупким образом происходило образование одного или нескольких зародышевых микротрещин. По мере нарастания деформации длина зародышевых микротрещин увеличивалась в направлении к вершине микротрещины и они сливались с ней, причем слияние зародышевых микротрещин между собой и с вершиной микротрещины происходило без видимого участия дислокаций.

Обсуждение результатов. Сравнивая данные, полученные при деформировании облученных и необлученных образцов, можно сделать вывод, что облучение нейтронами после предварительного отжига испытываемых образцов изменяет процесс зарождения и кинетику распро-

странения микротрещин. После предварительного отжига при 650 °С в течение 1 ч и последующего облучения нейтронами первая микротрещина образуется на расстоянии 0,24 мкм от вершины после деформации 9,4%. Она имеет критическое раскрытие 0,016 мкм. В случае облученных образцов без предварительного отжига первая микротрещина образуется после деформации 9,1% с критическим раскрытием 0,11 мкм на расстоянии 0,13 мкм от вершины. Области с максимальными растягивающими напряжениями имеют больший размер также в случае деформирования образцов после предварительного отжига. Эти результаты можно объяснить, по-видимому, тем, что после нейтронного облучения более пластичными остаются образцы, которые подвергались отжигу перед облучением. Это согласуется с результатами работы [12].

Методика определения напряженного состояния вокруг растущей микротрещины в определенной мере пока несовершенна и позволяет только качественно оценивать напряжения по знаку. Тем не менее ее использование позволило оценить напряженное состояние вокруг продвигающейся микротрещины.

В настоящей работе показано, что предварительный отжиг влияет не только на изменение параметров зародышевых микротрещин, но и на критическое раскрытие микротрещин.

Результаты исследования изменений структуры никеля при прокатке до деформации 99,95% указывают на то, что при деформации 99,8% начинается процесс дробления блоков структуры и разориентации отдельных блоков на большие углы. Это, в конечном счете, приводит к потере ближнего порядка кристалла, аморфизации локальных областей. В настоящей работе проводилась оценка степени утонения локальных областей, расположенных перед вершиной распространяющейся микротрещины. Как показывают результаты, локальные области утоняются на 99,6% и более примерно до такой же степени.

Обнаруженный уход дислокаций был описан ранее в работе [13]. В отличие от предыдущих в настоящей работе обнаружен эффект ухода радиационных дефектов из зоны, где преобладают растягивающие напряжения. Ранее было показано [14], что после облучения нейтронами заметно уменьшаются размеры зародышевых микротрещин. Экспериментами установлено

влияние предварительного отжига перед облучением нейтронами на размер зародышевых микротрещин.

Начало аморфизации локальной области материала, расположенной впереди распространяющейся микротрещины, в исследованиях [9] объяснено уходом дислокаций. Как установлено в настоящей работе, не только дислокации, но и радиационные дефекты покидают область, где напряжения достигают такого уровня, что становится возможным продвижение микротрещины. Размер этих областей зависит от свойств материала, для одного и того же материала — от степени деформации или облучения, а также скорости деформации образцов. При большой скорости деформации подобные процессы трудно установить даже с помощью методов электронной микроскопии. В настоящей работе применяли методику *in-situ* при малой скорости деформирования образцов, поэтому удалось выявить области, где отсутствуют и дислокации, и радиационные дефекты (природа которых, к сожалению, не могла быть определена вследствие быстрого распространения микротрещины даже при малой скорости деформации).

Приведенные в работе экспериментальные результаты подтверждают вывод о том, что в локальных областях, расположенных перед вершиной распространяющейся микротрещины, при достижении предельной деформации происходят переход структуры этих областей из кристаллического в аморфное состояние и разрушение уже аморфного металла. Подтверждением процессов являются отсутствие каких-либо признаков кристалличности этих областей (дислокаций, изгибных контуров и др.) и электронографические исследования.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бетехтин В.И., Владимиров В.И., Петров А.Г. Пластическая деформация и разрушение кристаллических тел. Сообщение 1. — Проблемы прочности, 1979, № 7, с. 38—45.
2. Иванова В.С., Горицкий А.И., Орлов Л.Г., Терентьев В.Ф. Дислокационная структура железа у вершины усталостной трещины. — Там же, 1975, № 11, с. 55—67.
3. Доровской В.М., Елесин Л.А., Тутнов А.А. Экспериментальное наблюдение образования и роста субмикроскопических и микроскопических трещин в сплаве циркония с 1% ниобия. — Вопросы атомной науки и техники. Сер. Атомное материаловедение, 1983, вып. 2(18), с. 15—20.

4. Доровской В.М., Елесин Л.А., Тутнов А.А. Экспериментальное электронно-микроскопическое исследование микропроцессов разрушения в тонких фольгах. — Там же, 1986, вып. 1(23), с. 55—61.
5. Павлов В.А., Антонов О.В., Адаховский А.П. и др. Механические свойства и структура металлов и сплавов с предельно высокой степенью пластической деформации. — Физика металлов и материаловедение, 1984, т. 58, вып. 1, с. 177—184.
6. Kobayashi S., Ohr S. Dislocation arrangement in the plastic zone of propagating crack in nickel. — J. Mater. Sci., 1984, № 19, p. 2273—2277.
7. Тутнов А.А. Кинетическое уравнение накопления повреждений в материалах при совместном действии на них полей напряжения, температуры и облучения. Киев: Наукова думка, 1976.
8. Сергеева Л.В., Тутнов А.А. Методика расчета исследования кинетики развития субмикроскопических трещин в образцах из материалов оболочек твэлов реактора ВВЭР. — Вопросы атомной науки и техники. Сер. Атомное материаловедение, 1986, вып. 1(23), с. 33—39.
9. Доровской В.М., Елесин Л.А., Тутнов А.А. Образование и рост субмикроскопических и микроскопических трещин в нержавеющей аустенитной стали после облучения нейтронами. — Там же, 1984, вып. 1(19), с. 20—23.
10. Новиков И.И., Кантор М.М., Доровской В.М. и др. Изучение анизотропии радиационных повреждений аустенитной нержавеющей стали методом высоковольтной электронной микроскопии. — ДАН СССР, 1981, т. 256, вып. 1, с. 77—80.
11. Павлов В.А. Аморфизация структуры металлов и сплавов с предельно высокой степенью пластической деформации. — Физика металлов и материаловедение, 1985, т. 59, вып. 4, с. 629—649.
12. Доровской В.М., Елесин Л.А., Тутнов А.А. Исследование микропроцессов разрушения при деформировании тонких пленок в колонне электронного микроскопа. — Вопросы атомной науки и техники. Сер. Атомное материаловедение, 1983, вып. 1(17), с. 27—30.
13. Доровской В.М., Елесин Л.А., Тутнов А.А. Экспериментальные наблюдения образования и роста субмикроскопических и микроскопических трещин в металлах. — Там же, 1981, вып. 3(11), с. 37—42.
14. Доровской В.М., Тутнов И.А., Козлов В.В., Кудрявцев Е.М. Учет и контроль зарождения и распространения микротрещин методами электронной трансмиссионной микроскопии в конструкционных материалах объектов использования атомной энергии. — Атомная энергия, 2009, т. 106, вып. 2, с. 88—94.

Поступила 15.12.10

В окончательной редакции 7.03.12

УДК 621.039.531

ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ РАЗВИТИЯ ГАЗОВОЙ ПОРИСТОСТИ ПРИ ОТЖИГЕ

Овчаренко А.М., Чернов И.И. (НИЯУ МИФИ, г. Москва)

Накопление радиоактивных благородных газов в конструкционных и топливных материалах ядерных энергетических установок приводит к изменению их физических и механических свойств, в частности, гелий существенно влияет на зарождение и рост пор. Пористость развивается за счет переноса газа в решетке. Механизмов переноса несколько — вакансионный, диссоциативный и в составе подвижных пузырьков. Настоящая работа посвящена изучению эволюции неподвижных пор за счет термического перерастворения и миграции газа по диссоциативному механизму при отжиге. Асимптотическое решение задачи в рамках модели [1, 2] получено с жесткими условиями. Более реалистичные условия требуют применения численных методов. Кинетика зарождения и роста газовых пор моделируется путем численного интегрирования основного кинетического уравнения. В работе [3] показано, что асимптотическое и численное решения качественно подобны, однако их точ-

ного согласования не достигнуто. В качестве параметра согласования решений используется критический радиус пузырька, который является важной характеристикой зарождения и эволюции частиц вторых фаз.

Модель. В настоящей работе используется та же модель, что и в работе [3]. Основное кинетическое уравнение имеет вид уравнения непрерывности в двумерном фазовом пространстве размеров (x, m)

$$\frac{\partial f(x, m, t)}{\partial t} = -\nabla_x J_x(x, m, t) - \nabla_m J_m(x, m, t), \quad (1)$$

где $f(x, m, t)$ — функция распределения в дискретном пространстве размеров кластеров (x, m — число вакансий и атомов газа в кластере соответственно); J_x, J_m — поток кластеров в пространстве размеров вдоль направления x и m соответственно. Потоки определяются скоростью реакций взаимодействия точечных дефектов с кластерами