

### Выводы

Прямые испытания показали, что данные косвенных испытаний могут применяться при разработке новых способов наплавки и наплавочных материалов. Косвенные испытания на образцах позволяют разработать наплавочные материалы с желаемым комплексом свойств, выбрать термический цикл, обеспечивающий получение необходимых свойств наплавленного металла. Насколько достоверно имитируется процесс наплавки, можно судить при прямых испытаниях, оценивая свойства наплавленного металла (его твердость, наличие или отсутствие трещин, величину аустенитного зерна, состав и количество структурных составляющих).

Промышленные испытания в реальных заводских условиях подтвердили результаты прямых и косвенных исследований свойств наплавленного теплостойкого металла.

Литература.

1. Герасимова Л.П. Контроль качества сварных и паяных соединений: справочное издание /Л.П. Герасимова – М.: Интермет Инжиниринг, 2007. – 376 с.
2. Фрумин И.И. Автоматическая электродуговая наплавка / И.И. Фрумин – Харьков: Metallurgizdat, 1961, – 421с.
3. Малушин Н.Н. Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплостойкими сталями / Н.Н. Малушин, Д.В. Валуев – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013. – 358 с.

### КРИТЕРИИ ВЫБОРА ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА ПРИ НАПЛАВКЕ ТЕПЛОСТОЙКИМИ СТАЛЯМИ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ ДЕТАЛЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

*Н.Н. Малушин, к.т.н., доц., В.Л. Осетковский\*, инж., Д.В. Валуев\*\*, к.т.н., доц. ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», 654007, г. Новокузнецк ул. Кирова, 42 т.46-32-91, факс: (8-3843) 46-57-92, E-mail : n malushin@mail.ru*

*\*ОАОЕвразЗСМК, г. Новокузнецк, E-mail : Vasiliy .osetkovskiy@evraz.com*

*\*\* Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета 652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)-6-22-48. E-mail: valuevden@rambler.ru*

Анализ существующей технологии наплавки быстрорежущими хромовольфрамовыми сталями показал:

1. Применение высокотемпературного подогрева приводит к получению продуктов диффузионного распада, аустенита, обладающих низкой твердостью и износостойкостью.
2. Для увеличения твердости и износостойкости требуется последующая закалка наплавленных деталей, что не всегда возможно реализовать на практике.

3. Актуальной является разработка новых способов наплавки теплостойких сталей высокой твердости, которые исключали бы недостатки существующей технологии.

4. В то же время, как показывает проведенный анализ термических циклов некоторых способов сварки и наплавки, имеются предпосылки для получения наплавленного металла в состоянии, приближающемся к закаленному с высокой стойкостью против образования холодных трещин. Предпосылки для разработки способов многослойной наплавки закаливающимися быстрорежущими сталями изложены в работах [1,4,5].

Целью работы является обоснование выбора параметров термического цикла при наплавке теплостойкими сталями высокой твердости

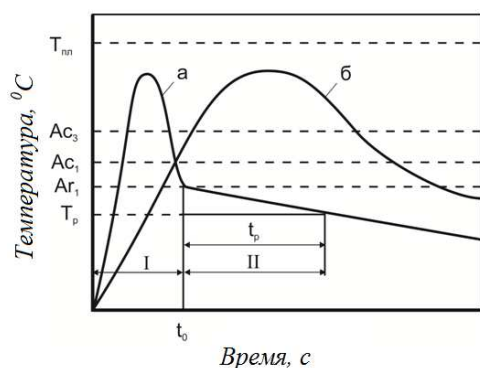


Рис. 1. Схема «идеального» «а» и обычного «б» термических циклов сварки:  $Ar_1$  и  $T_p$  – начальная и конечная температура распада аустенита в заданной области;  $t_p$  – время распада аустенита

деталей металлургического оборудования.

Нельзя не согласиться с авторами в том, что наиболее простым и эффективным способом борьбы с холодными трещинами является регулирование термического цикла наплавки путем выбора соответствующих методов и режимов [1,3]. Практическое осуществление термических циклов, близких к рекомендуемому авторами [1,3] «идеальному», сопряжено с применением весьма мало-производительных режимов наплавки, высокотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева.

Осуществление идеального цикла требует больших затрат труда и средств. Рекомендуемое замедленное охлаждение наплавленного металла ниже точки  $A_1$  с целью смещения превращения переохлажденного аустенита в область высоких температур влечет за собой получение низкопрочных, но более пластичных продуктов распада аустенита. Это в свою очередь приводит к необходимости проведения закалки наплавленной детали для повышения эксплуатационных характеристик наплавленного слоя. Операция закалки биметаллического изделия, вследствие различия теплофизических свойств наплавленного слоя и сердцевины, представляет сложную задачу, так как при этом также образуются закалочные трещины. Схема «идеального» и обычного термических циклов сварки и наплавки показана на рисунке 1.

Для получения высоких служебных характеристик наплавленного слоя и снижения затрат необходимо разработать способы, позволяющие совмещать наплавку с закалкой. Термический цикл при наплавке закаливающимися сталями должен сочетать в себе все то лучшее, что уже накоплено в теории и практике наплавочных работ. Для повышения стойкости наплавленных деталей против образования холодных трещин на первой стадии термического цикла необходимо предупредить развитие перегрева в околосшовной зоне и возникновение грубой столбчатой структуры в металле наплавки. Это положение используется при сварке термически упрочненных сталей за счет регулирования параметров термического цикла сварки путем сокращения времени нагрева и повышения скорости охлаждения в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита. Принято считать [1-3] и с этим нужно согласиться, что наличие большого количества аустенита, а также некоторое количество  $\delta$ -феррита обуславливает высокую сопротивляемость наплавленного металла образованию холодных трещин. Этим объясняется высокая стойкость высокомарганцевого наплавленного металла типа стали Г13 против образования холодных трещин. Поэтому на второй стадии термического цикла необходимо сохранение аустенитной структуры наплавленного металла до окончания процесса наплавки. Аустенитный наплавленный металл не склонен к образованию трещин, следовательно, в процессе наплавки их можно будет не опасаться. Сохранению аустенитной структуры наплавленного металла в процессе наплавки должно быть уделено особое внимание при разработке новых способов многослойной наплавки закаливающимися быстрорежущими сталями. После завершения наплавки необходимо провести охлаждение наплавленного металла, которое обеспечит протекание мартенситного превращения, но при этом возможно образование холодных трещин. До настоящего времени борьба с ними основывалась на предотвращении мартенситного превращения путем медленного охлаждения наплавленной детали в теплом коробе или в печи. Для нас этот путь не приемлем. Произвести закалку и избежать при этом трещин, на наш взгляд, можно, используя эффект кинетической пластичности (сверхпластичности) при мартенситном или бейнитном превращении. Эффект кинетической пластичности успешно используется при многопроходной сварке для обеспечения заданной геометрии свариваемых деталей и снижения остаточных напряжений при сварке конструкций, которые не подвергаются последующей термической обработке [4,5]. Данный эффект может быть с успехом применен, на наш взгляд, в предлагаемых способах наплавки быстрорежущими сталями для снижения трещинообразования наплавленного металла. Сварочные термические циклы при многослойной наплавке закаливающимися сталями, при сварке термоупрочненных сталей и при электронно-лучевой сварке показаны на рисунке 2.

Эффект сверхпластичности может привести к релаксации временных напряжений в интервале мартенситного превращения, но, если точки начала и конца превращения будут расположены высоко, то в интервале  $M_r$  – комнатная температура также возможно образование холодных трещин вследствие роста термических напряжений при охлаждении металла в  $\delta$ -области. Для уменьшения уровня остаточных напряжений необходимо предотвратить рост временных напряжений путем уменьшения величины интервала температура окончания релаксации напряжений – комнатная температура. С этой целью необходимо разработать наплавочные материалы для предлагаемых способов наплавки с низко расположенными точками мартенситного превращения.

При разработке способов многослойной наплавки быстрорежущими сталями необходимо также учесть возможное влияние водорода на образование холодных трещин в наплавленном металле. Для этого следует уменьшить количество водорода в наплавленном металле [1-3]. С этой целью необходимо предусмотреть очистку наплавляемых заготовок от ржавчины, прокатку электродных материалов, применение защитных газов повышенной чистоты, введение в состав электродных материалов соединений, способных связывать водород в трудно диссоциирующие соединения, например в HF и т. п. При соблюдении этих мер образования холодных трещин в наплавленном хромовольфрамовом металле можно не опасаться.

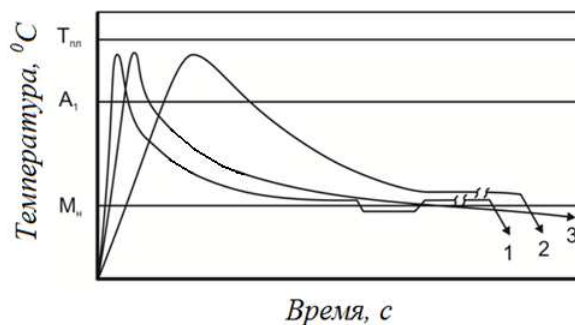


Рис. 2. Сварочные термические циклы:

- 1 – при многослойной наплавке закаливающих сталей;  
2 – при сварке термоупрочненных сталей; 3 – при электронно-лучевой сварке

Для проверки данного положения мы определили содержание водорода в наплавленном хромовольфрамовом металле различного состава в широком диапазоне режимов наплавки. Состав наплавленного металла изменялся от теплостойкой стали 3X2B8 до быстрорежущей стали P18. Наплавленный металл получали при помощи плазменной наплавки на обратной полярности с нетоковедущей присадочной проволокой. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон, защитного – азот. Были предприняты меры для уменьшения количества водорода в наплавленном металле. С этой целью производилась тщательная зачистка наплавляемых заготовок от ржавчины, прокатка порошковой проволоки, применялись защитные газы повышенной чистоты. Порошковая проволока содержала в своем составе кремнефтористый натрий ( $\text{Na}_2\text{SiF}_6$ ).

Производилась многослойная наплавка колец шириной 100 мм. Толщина наплавленного слоя составляла 10–12 мм. Наплавка осуществлялась по двум схемам: в первом случае без предварительного подогрева, во втором с подогревом до температуры 600 °С и замедленным охлаждением после наплавки. В первом случае наблюдались поперечные холодные трещины, а в некоторых случаях даже отслоения наплавленного кольца. При наплавке с подогревом холодные трещины не обнаружены. В обоих случаях определяли содержание водорода в наплавленном металле методом вакуум – нагрева на установке Баталина и на экскалографе ЕАН–220 фирмы «Бальцерс». Установлено, что содержание водорода колеблется в пределах 0,3–0,6 см<sup>3</sup>/100 г наплавленного металла при допустимом содержании водорода в высоколегированном наплавленном металле 2 см<sup>3</sup>/100 г металла [6]. По исследованиям Фрумина И.И., содержание водорода при наплавке порошковой проволокой ПП–3X2B8 также не превышает 2 см<sup>3</sup>/100 г [1].

Такое низкое содержание водорода в хромовольфрамовом наплавленном металле, а также тот факт, что в случае наличия трещин и при их отсутствии содержание водорода примерно одинаково, говорит о том, что водород в данном случае не является ответственным за образование холодных трещин. Проведенные исследования позволяют предположить, что в образовании холодных трещин в хромовольфрамовом металле главную роль играют закалочные явления, связанные с протеканием мартенситного превращения. Этот вывод подтверждают также данные Геллера Ю.А. о низком содержании водорода в инструментальных сталях [9]. Поэтому при разработке способа наплавки теплостойких сталей высокой твердости необходимо особое внимание уделить выбору термического цикла наплавки и изучению протекания мартенситного превращения в них.

Изложенные выше соображения о желаемом термическом цикле послужили основой при разработке новых способов наплавки теплостойкими сталями высокой твердости.

В разработанных на кафедре металлургии и технологии сварочного производства Сибирского государственного университета способах наплавки теплостойких сталей высокой твердости для предотвращения образования холодных трещин предложено использовать эффект кинетической пластичности («сверхпластичности»). Проявление эффекта кинетической пластичности в процессе мартенситного или бейнитного превращения было отмечено при исследованиях свойств наплавленного теплостойкими сталями высокой твердости металла на установках тепловой микроскопии типа ИМАШ. Результаты исследования показали, что в инструментальных закалывающихся сталях наблюдается эффект повышенной пластичности в момент протекания мартенситного превращения [7,8].

Особенностью предложенных способов наплавки является применение низкотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева ( $T_{\text{под}} = 230 - 280^{\circ}\text{C}$ ). Для получения наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки путем их частичной релаксации за счет проявления эффекта кинетической пластичности в момент протекания мартенситного или бейнитного превращений. Особенность предлагаемого термического цикла наплавки заключается в трех его стадиях. Первая обеспечивает ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения в области высоких температур, предотвращает рост зерна и распад аустенита с образованием равновесных низкопрочных структур. Она может быть реализована применением высококонцентрированных источников нагрева (например, сжатой дугой) и сопутствующего охлаждения. Вторая стадия термического цикла обеспечивает нахождение наплавленного металла в аустенитном состоянии при выполнении всех слоев в процессе наплавки. Это достигается применением подогрева с  $T_{\text{под}} = M_n + (50 - 100^{\circ}\text{C})$ . Для получения наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки на третьей стадии термического цикла путем временного снижения  $T_{\text{под}}$  ниже температуры  $M_n$ . При этом временные напряжения снижаются за счет частичной релаксации в момент протекания мартенситного или бейнитного превращений. Это позволяет получить наплавленный металл в закаленном состоянии с низким уровнем остаточных напряжений [3].

Основой способа многослойной плазменной наплавки является соблюдение определенного термического цикла [7]. Применительно к случаю плазменной наплавки прокатных валков быстрорежущими теплостойкими сталями термический цикл наплавки должен иметь следующие характеристики:

- а) скорость нагрева должна быть максимально возможной в интервале температур  $750^{\circ}\text{C} - T_{\text{пл}}$ ;
- б) время пребывания при температурах выше точки  $A_1$  должно быть как можно меньше и для быстрорежущей стали типа P18 не должно превышать 60 с;
- в) скорость охлаждения в интервале  $T_{\text{пл}} - M_n + (50 - 100)^{\circ}\text{C}$  должна быть выше критической, равной  $3^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , что позволяет предотвратить процесс распада высоколегированного аустенита;
- г) температура подогрева в процессе наплавки не должна опускаться ниже  $M_n + (50 - 100)^{\circ}\text{C}$ , что для стали P18 составляет  $230 - 280^{\circ}\text{C}$ .

Предотвращение образования холодных трещин в наплавленном металле достигается кратковременным снижением температуры подогрева на  $20 - 100^{\circ}\text{C}$  ниже  $M_n$  перед нанесением слоя, в котором в процессе наплавки возникают трещины. Снижение уровня временных напряжений происходит за счет их частичной релаксации в момент протекания мартенситного превращения, сопровождающегося возникновением аномальной пластичности наплавленного металла. После выполнения наплавки всех слоев деталь необходимо охладить до комнатной температуры. Быстрорежущие стали являются самозакалывающимися, поэтому охлаждение наплавленной детали на воздухе обеспечивает получение закаленной структуры. Для получения высокой твердости и износостойкости проводится последующая термическая обработка в виде 4-х кратного отпуска при  $580^{\circ}\text{C}$  [8].

Правильность выдвинутых предпосылок проверялась путем записи реальных термических циклов наплавки. Измерение и контроль теплового состояния изделия при плазменной наплавке тел вращения осуществляли при помощи специально разработанного устройства платина-платинородиевыми термодарами. Были записаны термические циклы при плазменной наплавке рабочих валков стана 6/100x315 порошковой проволокой ПП-Р18ЮН. Режим наплавки рабочих валков стана холодной прокатки диаметром 100 мм и длиной бочки 315 мм:  $I_{\text{св}} = 280 \dots 280 \text{ А}$ ,  $U_{\text{д}} = 50 \dots 55 \text{ В}$ , скорость наплавки  $v_n = 18 \text{ м/ч}$ , скорость подачи порошковой проволоки  $v_{\text{п.пр.}} = 60 \text{ м/ч}$ , смещение с зенита  $10 \dots 12 \text{ мм}$ , длина дуги  $l_{\text{д}} = 20 \text{ мм}$ , расход защитного газа азота  $Q_{\text{защ. N}} = 20 \dots 22 \text{ л/мин}$ , расход плазмообразующего газа аргона  $Q_{\text{плазм. Ar}} = 6 \dots 8 \text{ л/мин}$ . Наплавка производилась на заготовки из стали марки 30ХГСА с присадкой порошковой проволоки ПП-Р18Ю диаметром 3,7 мм.

В качестве основного металла выбрана сталь 30ХГСА, обладающая высоким комплексом механических свойств. Стали типа 30ХГС широко применяются в качестве основного материала при изготовлении деталей с помощью наплавки. Эти стали являются закаливающимися, и для предупреждения образования холодных трещин в них необходимо применение предварительного подогрева. Температура подогрева, обеспечивающая отсутствие холодных трещин, составляет  $\sim 200^\circ\text{C}$ . Такая же примерно температура подогрева рекомендуется при наплавке по разработанному способу. Кроме того, при наплавке по рекомендуемому термическому циклу скорости охлаждения в области минимальной устойчивости аустенита стали 30ХГСА меньше допустимых, равных  $2,5 - 6,0^\circ\text{C}/\text{с}$ . Поэтому образования холодных трещин в основном металле при наплавке по разработанному способу можно не опасаться.

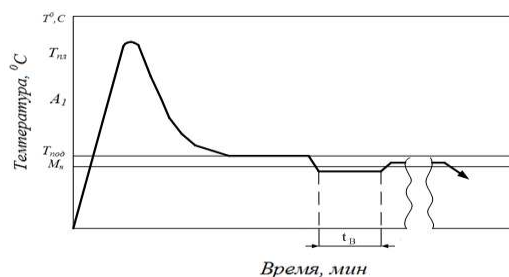


Рис. 3. Схема термического цикла при плазменной наплавке

Рекомендуемый термический цикл для плазменной наплавки прокатных валков изображен на рисунке 3. Такой термический цикл предотвращает образование трещин и обеспечивает высокую твердость наплавленного металла при относительно несложной технологии наплавки.

Наплавка заготовки осуществлялась на установке для плазменной наплавки тел вращения [8]. Установка для плазменной наплавки деталей металлургического оборудования (прокатных валков и роликов), скомпонована из серийно выпускаемого оборудования. Для плазменной наплавки нетоковедущей порошковой проволокой была использована установка, состоящая из манипулятора, задней бабки, модернизированного аппарата А-384 и пульта управления. Источником питания служит выпрямитель аппарата АПР-401У4. В качестве плазмотрона использован плазмотрон, разработанный сотрудниками кафедры и успешно зарекомендовавший себя в эксплуатации [8].

Валки наплавляли плазменной дугой с подачей в сварочную ванну нетоковедущей присадочной порошковой проволоки ПП-Р18ЮН и ПП-Р18Ю. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон, защитного – азот.

Опытно-промышленные партии наплавленных валков при испытаниях показали повышенную (в 1,5 - 2,0 раза) износостойкость. Повышение износостойкости наплавленных валков можно объяснить наличием в структуре мелкодисперсных карбидов  $\text{M}_6\text{C}$ ,  $\text{MC}$ , созданием благоприятного напряженного состояния и сжимающих напряжений поверхностном слое, что обеспечивается предложенным термическим циклом наплавки с помощью разработанных устройств.

#### Выводы

1. Для изготовления деталей металлургического оборудования (валков, роликов, деталей коксохимического производства и др.) с применением наплавки активного слоя теплостойкими сталями высокой твердости предложен и реализован термический цикл с низкотемпературным подогревом и охлаждением в процессе наплавки.

2. Особенность предлагаемого термического цикла наплавки заключается в трех его стадиях. Первая обеспечивает ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения в области высоких температур, предотвращает рост зерна и распад аустенита с образованием равновесных низкопрочных структур. Вторая стадия термического цикла обеспечивает нахождение наплавленного металла в аустенитном состоянии при выполнении всех слоев в процессе наплавки. Это достигается применением подогрева с  $T_{\text{под}} = M_n + (50 - 100^\circ\text{C})$ . Для получения наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки на третьей стадии термического цикла путем временного снижения  $T_{\text{под}}$  ниже температуры  $M_n$ . При этом временные напряжения снижаются за счет частичной релаксации в момент протекания мартенситного или бейнитного превращений. Это позволяет получить наплавленный металл в закаленном состоянии с низким уровнем остаточных напряжений

Литература

1. Фрумин И.И. Автоматическая электродуговая наплавка / И.И. Фрумин – Харьков: Metallurgizdat, 1961, – 421с.
2. Боровушкин И.В. Влияние водорода на образование околошовных трещин при сварке закаливающих сталей / И.В. Боровушкин, Г.Л. Петров – Сварочное производство. – 1966. – №11. – С.13-15.
3. Фролов В.В. Поведение водорода при сварке плавлением / В.В. Фролов – М.: Машиностроение, 1966. – 153с.
4. Кузьмак Е.М. и др. Оптимизация параметров термического цикла сварки термически упрочненной стали 10Г2ФР по ударной вязкости // Сварочное производство – 1976 – №4 – С.18-20.
5. Пат. РФ №339364 Способ многопроходной сварки / Петровичев Н.П. и др. Оpubл. 24.05.1972. Бюл. №17.
6. Малушин Н.Н. Причины образования и способы предотвращения холодных трещин в хромовольфрамовом наплавленном металле/Н.Н. Малушин, О.Е. Козырева//Современные проблемы повышения эффективности сварочного производства. Сборник материалов Всероссийской заочной научно- практической конференции. – Тольятти: Изд-во ТГУ, 2011. –С.153–155.
7. Малушин Н.Н., Валуев Д.В. Термический цикл и устройства для его реализации при плазменной наплавке деталей металлургического оборудования быстрорежущими теплостойкими сталями//Инновационные технологии и экономика в машиностроении: сборник трудов IV Международной научно - практической конференции с элементами научной школы для молодых ученых: /Юргинский технологический институт.- Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013.- С.258-262
8. Малушин Н.Н. Технология изготовления прокатных валков плазменной наплавкой теплостойкими сталями высокой твердости// Серия «Фундаментальные проблемы современного материаловедения» Влияние высокоэнергетических воздействий на структуру и свойства конструкционных материалов. В 2-х т. Т.2/Под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк, изд-во «СибГИУ». 2013.290-297

**О СТРУКТУРНЫХ ТРАНСФОРМАЦИЯХ ПОРЫ ПРИ РАДИАЦИОННОЙ  
ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛА**

*А.В. Маркидонов, к.ф.-м.н.*

*Филиал КузГТУ в г. Новокузнецке*

*654000, г. Новокузнецк, ул. Орджоникидзе, 7, тел. (3843) 46-64-47*

*E-mail: markidonov\_artem@mail.ru*

Известно, что воздействие концентрированных потоков энергии при корпускулярном или лазерном излучении на кристаллические структуры приводит к образованию точечных дефектов, при этом их концентрация может значительно превосходить равновесную концентрацию. Основным механизмом релаксации метастабильных ансамблей таких дефектов является нуклеация и кластеризация, и, в частности, образование пор из пересыщенного раствора вакансий [1]. Образование пор может приводить к изменению механических свойств материала, а также его объема.

Так, например, известно, что при радиационном облучении материала наблюдается его распухание (свеллинг), что является одной из основных причин выхода из строя конструкций, эксплуатирующихся в условиях ионизирующих излучений. Распухание обусловлено развитием радиационной пористости вследствие распада пересыщенного раствора вакансий в металле. Считается, что стационарный рост пор возможен благодаря тому, что дислокации и дислокационные петли сильнее взаимодействуют с межузельными атомами из-за их большей подвижности в кристаллической решетке (явление преференса). Движущей силой дальнейшей диффузионной эволюции вакансионных пор является стремление к уменьшению свободной поверхности. При этом различают две тенденции: коалесценция пор с уменьшением их общей поверхности при неизменном объеме, когда пикнометрическая плотность остается постоянной («внутреннее» спекание), и залечивание отдельных пор с увеличением пикнометрической плотности («внешнее» спекание) [2]. Очевидно, что при отсутствии внешних сжимающих напряжений, продуктов ядерных реакций, а также на значительном расстоянии от границ кристалла, схлопывание поры осуществляется после достижения ей некоторого критического размера, когда сферическая полость становится энергетически невыгодной.

Воздействие концентрированных потоков энергии также может приводить к формированию ударных волн, получивших название послекаскадных [3]. Их возникновение обусловлено различием