

Федеральное государственное унитарное предприятие
«Центральный научно-исследовательский институт
конструкционных материалов «Прометей» имени И.В. Горынина
Национального исследовательского центра
«Курчатовский институт»

УДК 621.039.536.2:669.15-194:539.422.22

ГРНТИ 53.49.17

На правах рукописи



Фоменко Валентин Николаевич

**Прогнозирование вязкости разрушения для расчета прочности
корпусов реакторов типа ВВЭР на основе испытаний образцов-
свидетелей и локального критерия хрупкого разрушения**

Специальность 05.16.09 –материаловедение (машиностроение)

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук,
профессор
Б.З. Марголин

Санкт-Петербург

2017

Оглавление

ГЛАВА 1. ОСНОВНЫЕ ПРИНЦИПЫ РАСЧЕТА КОРПУСОВ ВВЭР И PWR НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ.....	5
1.1. Введение к главе 1.....	5
1.2. Расчет корпусов ВВЭР и PWR на СХР.....	7
1.3. Анализ режимов работы реакторной установки.....	11
1.4. Выбор постулированного дефекта.....	12
1.5. Расчет НДС и параметров механики разрушения.....	12
1.6. Прогнозирование расчетной зависимости $K_{Jc}(T)$ для рассматриваемого срока эксплуатации	13
1.7. Влияние эффекта коротких трещин.....	23
1.8. Учет двухосности нагружения.....	29
1.9. Расчет прочности КР по критерию СХР.....	30
1.10. Построение индивидуальных расчетных кривых $K_{Jc}(T)$ для КР на основании результатов испытаний образцов-свидетелей.....	35
1.11. Цели и задачи работы.....	36
ГЛАВА 2. МОДЕРНИЗАЦИЯ МОДЕЛИ «ПРОМЕТЕЙ».....	39
2.1. Введение к главе 2.....	39
2.2. Анализ локального критерия хрупкого разрушения: физические предпосылки и формулировка.....	44
2.3. Вероятностная модель хрупкого разрушения.....	50
2.3.1. Локальный критерий в вероятностной постановке.....	50
2.3.2. Расчет вероятности хрупкого разрушения в модели Прометей.....	51
2.3.3. Анализ уравнений для расчета вероятности хрупкого разрушения элементарной ячейки.....	54
2.3.4. Расчет вероятности хрупкого разрушения элементарной ячейки для модели Прометей-М	58
2.4. Верификация модели Прометей-М.....	60
2.4.1. Исследуемый материал, образцы, микроструктура и результаты испытаний.....	61
2.4.2. Расчет НДС.....	72
2.4.3. Параметры модели и алгоритм их определения	72
2.4.4. Обсуждение результатов.....	75
2.5 Выводы по главе 2.....	83

ГЛАВА 3. МОДЕРНИЗАЦИЯ ИНЖЕНЕРНОГО МЕТОДА ПРОГНОЗИРОВАНИЯ $K_{Jc}(T)$ НА БАЗЕ МОДЕЛИ «ПРОМЕТЕЙ-М».....	84
3.1. Введение к главе 3.....	84
3.2. Моделирование зависимости $K_{Jc}(T)$ для материалов с различной степенью охрупчивания.....	87
3.2.1. Основные параметры, контролирующие $K_{Jc}(T)$	87
3.2.2. Моделирование охрупчивания по различным механизмам.....	93
3.2.3. Расчет напряженно-деформированного состояния.....	95
3.2.4. Результаты расчета по модели «Прометей-М».....	96
3.3. Advanced Unified Curve.....	99
3.4. Сравнение AUC, UC и MC.....	104
3.4.1. База данных для сравнения AUC, UC и MC.....	104
3.4.2. Критерии и результаты сравнения различных методов.....	111
3.4.3. Результаты сравнения AUC, UC и MC.....	114
3.5 Выводы по главе 3.....	125
4. АНАЛИЗ ПРИМЕНИМОСТИ И МОДЕРНИЗАЦИЯ ОБРАЗЦОВ-СВИДЕТЕЛЕЙ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МЕТАЛЛА КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ.....	127
4.1. Анализ типов образцов-свидетелей и предложения по повышению достоверности результатов их испытаний.....	127
4.2. Образцы типа SEB-10 с глубокими канавками.....	129
4.2.1. Разработка процедуры расчета коэффициента интенсивности напряжений для образцов с глубокими канавками.....	131
4.2.2. Верификация процедуры расчета J-интеграла.....	136
4.2.3. Сопоставление результатов испытаний образцов SEB-10 со стандартными и глубокими боковыми канавками и образцов СТ.....	138
4.3 Реконструированные образцы типа СТ.....	142
4.3.1. Анализ базовой технологии реконструкции образцов СТ и формулировка требований для ее оптимизации.....	142
4.3.2. Выбор оптимальных вариантов изготовления реконструированных образцов СТ.....	145
4.3.3. Разработка требований к материалу обоймы при изготовлении образцов типа СТ методом реконструкции.....	159
4.3.4. Результаты расчета.....	162

4.3.5. Численная верификация выбора оптимальных вариантов реконструкции СТ образцов на основе трехмерных расчетов НДС.....	168
4.3.6 Экспериментальная верификация выбора оптимальных вариантов реконструкции образцов СТ.....	172
4.4 Выводы по главе 4.....	174
5. ПОСТРОЕНИЕ РАСЧЕТНОЙ КРИВОЙ $K_{JC}(T)$ НА БАЗЕ ИСПЫТАНИЙ ОБРАЗЦОВ-СВИДЕТЕЛЕЙ.....	176
5.1. Принципы построения расчетной кривой $K_{JC}(T)$	176
5.2. Запас на неоднородность материала.....	178
5.2.1. Параметры, описывающие неоднородность свойств материала КР.....	178
5.2.2. Схематизация распределения T_K	179
5.2.3. Формулировка задачи определения запаса δT_{NH}	182
5.2.4. Процедура определения доверительной вероятности \bar{P}_Δ	184
5.2.5 Определение стандартного отклонения величины T_K для ОМ и МШ КР ВВЭР-1000.....	195
5.2.6. Определение δT_{NH}	204
5.3. Оценка запаса на количество образцов.....	206
5.4. Оценка запаса, обусловленного типом испытываемого образца на вязкость разрушения.....	211
5.5. Основные формулы для построения расчетной кривой $K_{JC}(T)$	212
5.6. Выводы по главе 5.....	215
6. ВЫБОР РАЗМЕРА КОНТУРА ИНТЕГРИРОВАНИЯ J-ИНТЕГРАЛА ДЛЯ РАСЧЕТА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ ТИПА ВВЭР ПРИ АВАРИЙНОМ РАСХОЛАЖИВАНИИ.....	217
6.1. Введение к главе 6.....	217
6.2. Постановка задачи.....	222
6.3. Схематизация расчета.....	230
6.4. Результаты расчета.....	233
6.5 Выводы к главе 6.....	241
ВЫВОДЫ ПО ДИССЕРТАЦИИ.....	242
Литература.....	247

ГЛАВА 1. ОСНОВНЫЕ ПРИНЦИПЫ РАСЧЕТА КОРПУСОВ ВВЭР И PWR НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ

1.1. Введение к главе 1

Корпус, для отечественных атомных водо-водяных энергетических реакторов (ВВЭР) и зарубежных реакторов с водой под давлением, (PWR, от англ. Pressurized Water Reactor), является основным незаменимым элементом, срок службы которого в значительной мере определяет срок службы реакторной установки в целом.

Для примера на рис.1.1 показан корпус реактора (КР) типа ВВЭР-1000 с внутрикорпусными устройствами. Корпус реактора представляет собой вертикальный цилиндрический сосуд с эллиптическим днищем. Его цилиндрическая часть состоит из обечаек, соединенных между собой и днищем кольцевыми сварными швами. Толщина стенки корпуса варьируется от 200 мм до 450 мм. Диаметр цилиндрической части 4,5 метра. Материал КР ВВЭР-1000 – сталь 15Х2НМФА. Корпус нагружен внутренним давлением 16 МПа, рабочая температура от 290°С до 320°С.

Срок службы корпуса реактора типа ВВЭР и PWR в большинстве случаев ограничивается его сопротивлением хрупкому разрушению (СХР), которое определяется тремя факторами:

- уровнем дефектности материала реактора (основного металла или металла шва);
- уровнем нагруженности материала КР при наиболее опасных режимах эксплуатации (обычно это режимы связанные с аварийным расхолаживанием КР);
- уровнем трещиностойкости металла КР, с учетом деградации материала в процессе эксплуатации под действием нейтронного облучения и повышенной температуры.

Наиболее известные методики для расчета на СХР корпусов реакторов содержатся в следующих нормативных документах. В России это достаточно устаревшие, но все еще действующие ПНАЭ Г-7-002-86 [1] и более

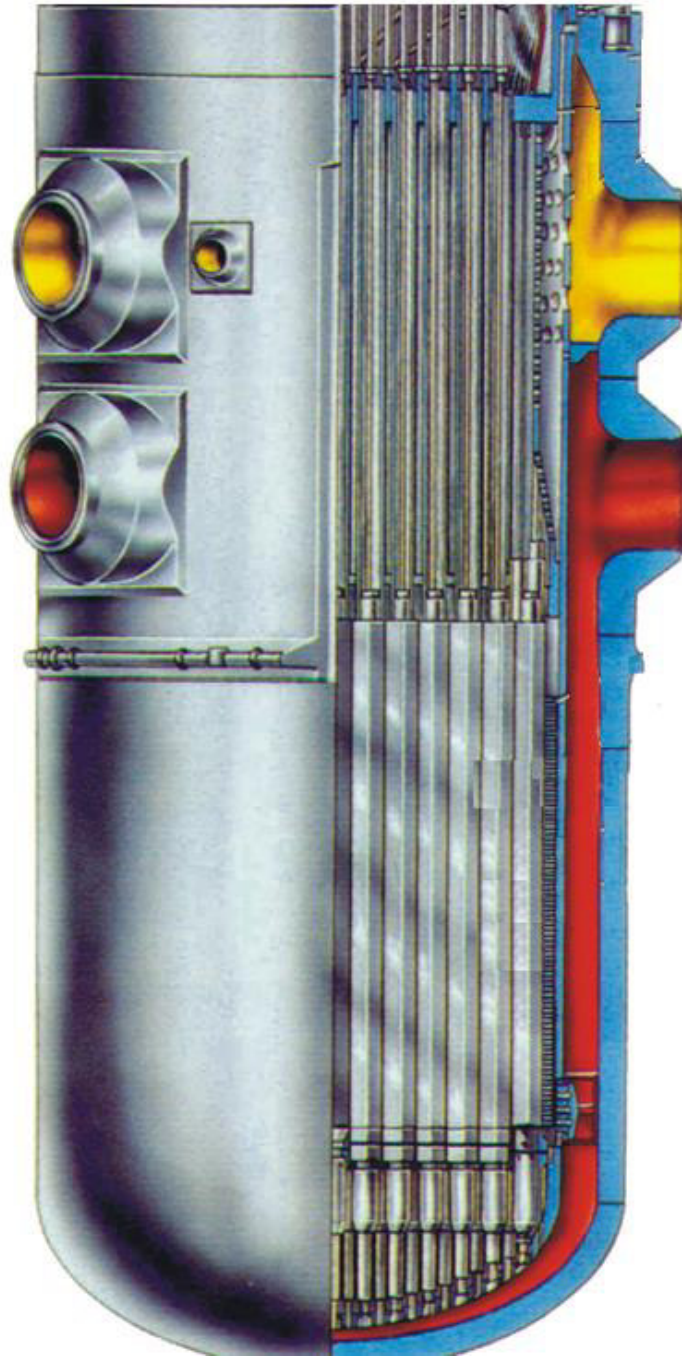


Рисунок 1.1 – Корпус реактора ВВЭР-1000 с внутрикорпусными устройствами.

современные руководящие документы АО «Концерн Росэнергоатом» [2, 3]. В США используется сборник стандартов «ASME Boiler and Pressure Vessel Code» [4]. Во Франции, Великобритании, Германии, Бельгии, Испании и некоторых других развитых странах приняты свои национальные стандарты, которые в значительной степени используют идеологию ASME Boiler and Pressure Vessel Code. Кроме того, существует принятый МАГАТЭ документ «VERLIFE» [5], в котором сделана попытка совместить отечественные и зарубежные подходы к расчету корпусов реакторов типа ВВЭР на СХР.

Рассмотрим общую для корпусов ВВЭР и PWR схему расчета на СХР.

1.2. Расчет корпусов ВВЭР и PWR на СХР

Схема расчета КР ВВЭР и PWR на СХР показана на рис. 1.2. Согласно этой схеме расчет на СХР состоит из следующих этапов:

- анализ режимов работы реакторной установки;
- выбор расчетного (постулируемого) дефекта;
- расчет напряженно-деформированного состояния (НДС) и параметров механики разрушения;
- прогнозирование расчетной температурной зависимости вязкости разрушения, $K_{Jc}(T)$, для рассматриваемого срока эксплуатации на основе нормативных зависимостей K_{Jc} , данных об исходном состоянии материала и нормативных дозовых зависимостей;
- учет влияния эффекта «коротких трещин» и двухосности нагружения на расчетную зависимость $K_{Jc}(T)$;
- расчет прочности КР по критерию СХР.

Следует отметить, что под K_{Jc} , кроме особо оговоренных случаев, понимается трещиностойкость (вязкость разрушения), определяемая как методами линейной, так и нелинейной механики разрушения. Так же под K_J , кроме особо оговоренных случаев, понимается коэффициент интенсивности напряжений (КИН), определяемый как методами линейной, так и нелинейной механики разрушения.

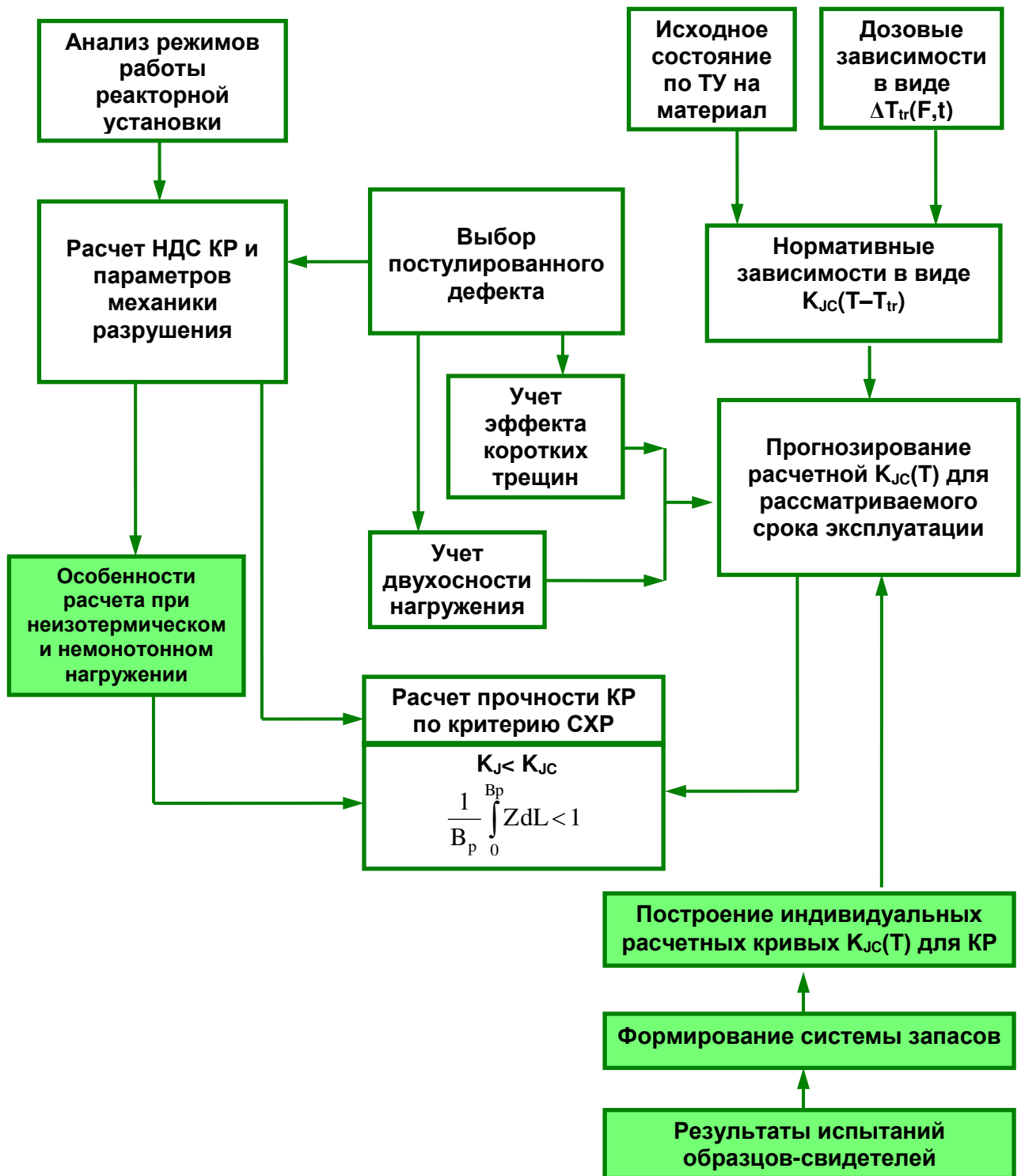


Рисунок 1.2 – Схема расчета корпусов ВВЭР и PWR на СХР.

При расчете КР на СХР в начале анализируются режимы работы реакторной установки, включая анализ возможных аварийных ситуаций.

Определяются возможные сценарии нагружения КР, для которых выполняется расчет параметров механики разрушения (КИН или J-интеграла). Эти параметры рассчитываются для постулированных дефектов на основе НДС, полученного на базе проведения теплогидравлических расчетов для рассматриваемого режима. Как уже упоминалось, для КР основные опасные сценарии (с точки зрения СХР) связаны с аварийным расхолаживанием реактора, при котором возникают высокие термические напряжения. Эти напряжения, в сочетании с напряжениями от давления могут привести к старту и нестабильному развитию трещины. Консервативно принимается, что старт трещины автоматически приводит к нестабильному ее развитию вплоть до разрушения КР.

Расчетная температурная зависимость трещиностойкости $K_{Jc}(T)$ для рассматриваемого момента эксплуатации обычно определяется на основании нормативной зависимости в виде $K_{Jc}(T-T_{tr})$, где T_{tr} – некоторая температура, которая характеризует температурную зависимость вязкости разрушения для заданной степени охрупчивания материала. В отечественных нормативных документах в качестве T_{tr} используется критическая температура хрупкости T_K [1-3]. В ASME Boiler and Pressure Vessel Code [4] в качестве T_{tr} используется так называемая референсная температура нулевой пластичности (Reference Temperature for Nil Ductility Transition) RT_{NDT} . Величина T_{tr} для рассматриваемого момента эксплуатации определяется по формуле

$$T_{tr} = T_{tr0} + \Delta T_{tr}. \quad (1.1)$$

В формуле (1.1) T_{tr0} – значение T_{tr} для материала в исходном состоянии. При этом используется «гарантированное» (максимально возможное) значение T_{tr0} , в отечественной практике это T_{K0} согласно ТУ на материал [1-3]. Величина изменения T_{tr} для материала под действием флюенса нейтронов и повышенных температур при эксплуатации, ΔT_{tr} ,

определяется на основании нормативных зависимостей в виде $\Delta T_{tr}=f(F,t)$, где F – флюенс нейтронов, а t – время эксплуатации.

При построении расчетной зависимости $K_{JC}(T)$ в настоящее время учитывается изменение трещиностойкости материала под действием эффекта «коротких трещин» и двухосности нагружения [2, 6-9]. Эффект «коротких трещин» заключается в том, что трещиностойкость для образцов с короткими трещинами ($a/W \leq 0,1 \div 0,2$, где a – длина трещины, W – ширина образца) выше, чем для образцов с длинными трещинами ($a/W \approx 0,5$). Кроме того, для расчетного дефекта в КР нагрузка действует как перпендикулярно плоскости трещины, так и вдоль фронта трещины. Таким образом постулированный дефект подвергается двухосному нагружению, которое также оказывает влияние на трещиностойкость. Более подробно влияние эффекта «коротких трещин» и двухосности нагружения будет рассмотрено ниже.

На основании полученных $K_J(T)$ и $K_{JC}(T)$ проверяется условие прочности, которое в упрощенном виде можно представить в виде [1,2,4]

$$K_J(T) < K_{JC}(T), \quad (1.2)$$

при этом рассматриваются только те моменты времени, когда хрупкое разрушение возможно (K_J растет).

Проиллюстрируем сказанное примером. Рассмотрим схему определения срока службы при расчете КР на СХР при аварийном расхолаживании. При этом примем, что ΔT_{tr} зависит только от F . На рис. 1.3 показана зависимость коэффициента интенсивности напряжений от температуры $K_J(T)$, вид которой характерен для режима аварийного расхолаживания и расчетные зависимости $K_{JC}(T)$ для материала в исходном и облученном состояниях. Как видно из рис. 1.3 зависимость $K_{JC}(T)$ сдвигается в область повышенных температур по мере увеличения флюенса нейтронов F . Предельный флюенс $F_{пр}$ это максимальный флюенс, при котором условие (1.2) еще выполняется.

Зная $F_{пр}$ можно определить срок службы $t_c = \frac{F_{пр}}{\Phi}$, где Φ - флякс нейтронов.

При этом следует отметить, что форма кривой $K_{JC}(T)$ при охрупчивании материала может изменяться. Анализ изменения формы кривой $K_{JC}(T)$ будет представлен ниже.

Рассмотрим этапы расчета КР на СХР, показанные на рис. 1.2 подробнее.

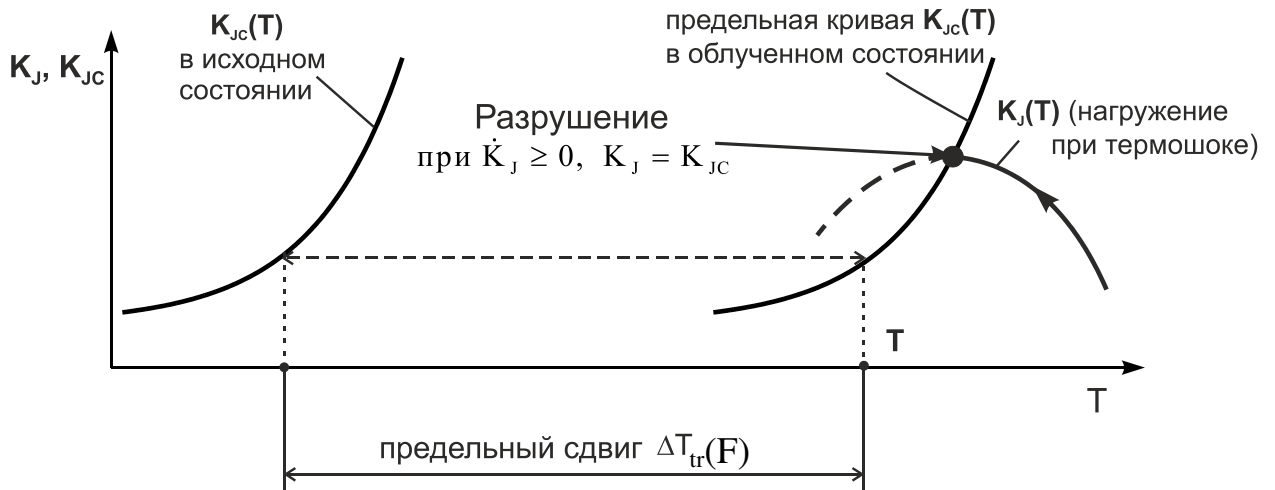


Рисунок 1.3 – Схема расчета срока службы корпуса реактора, определяемая величиной предельного флюенса, по критерию хрупкого разрушения.

1.3. Анализ режимов работы реакторной установки

При расчете КР на СХР обычно выделяют три группы режимов [1, 2]:

- нормальные условия эксплуатации (НУЭ);
- нарушение нормальных условий эксплуатации (ННУЭ) и гидравлические испытания (ГИ);
- аварийные ситуации (АС).

В зависимости от группы режимов назначаются коэффициенты запаса. Обычно для НУЭ коэффициенты запаса выше, чем для ННУЭ, а, в свою очередь, коэффициенты запаса для ННУЭ выше, чем для АС.

Для режимов АС рассматриваются наиболее опасные сценарии развития аварийных ситуаций, исходя из которых задаются условия для гидравлических и термомеханических расчетов.

1.4. Выбор постулированного дефекта

При разработке ПНАЭ Г-7-002-86 [1] и ASME Boiler and Pressure Vessel Code [4] в качестве расчетного дефекта консервативно принималась поверхностная полуэллиптическая трещина глубиной равной $1/4$ толщины стенки КР, протяженностью $3/4$ толщины стенки КР.

Понятно, что такие размеры априори завышены. Анализ реальных дефектов, обнаруженных и отремонтированных при производстве КР показал, что максимально возможные дефекты значительно меньше. В работе [10] показано, что для металла кольцевых сварных швов КР ВВЭР-1000, выполненных автоматической дуговой сваркой, вероятность получения дефекта с протяженностью $L > 9$ мм не превышает 1%. При этом рассматривались все дефекты, в том числе те которые были в тех участках шва, которые были вырезаны и отремонтированы. Кроме того, следует отметить, что подавляющая часть дефектов представляла собой неметаллические включения (или цепь неметаллических включений).

В настоящее время и в России и за рубежом при расчете КР на СХР рассматриваются дефекты глубиной не более $1/10$ толщины стенки КР [2, 5].

1.5. Расчет НДС и параметров механики разрушения

Согласно стандартам [1, 4] КИН рассчитывался по аналитическим формулам на основе оценки мембранных и изгибных напряжений в КР. В настоящее время КИН обычно рассчитывается на основании весовых функций, а также при прямом интегрировании J-интеграла для расчетного дефекта на основании НДС, полученного с помощью метода конечных элементов (МКЭ).

Однако следует отметить, что при расчетах на сопротивление хрупкому разрушению КР при использовании современных методов существует следующая проблема. При аварийном расхолаживании КР материал у вершины постулированного дефекта подвергается неизотермическому немонотонному упругопластическому нагружению. При таком нагружении

корректно провести расчет с помощью аппарата механики разрушения достаточно сложно. Дело в том, что наличие немаломасштабной зоны пластической деформации при таком нагружении не позволяет использовать аппарат линейной механики разрушения – КИН, а применение J-интеграла, введенного в [11–13], затруднено, поскольку упругопластическое деформирование сопровождается немонотонным нагружением, т.е. отличается от простого нагружения. Как известно, J-интеграл при немонотонном нагружении теряет инвариантность к размеру контура интегрирования [14-16].

В то же время в арсенале механики разрушения отсутствует какой-либо другой параметр, который давал бы более адекватную оценку, чем J-интеграл.

Поэтому следует решить задачу по разработке процедуры для расчета J-интеграла при немонотонном нагружении в условиях аварийного расхолаживания КР.

1.6. Прогнозирование расчетной зависимости $K_{Jc}(T)$ для рассматриваемого срока эксплуатации

Как было показано ключевой характеристикой для расчета прочности корпуса реактора по критерию сопротивления хрупкому разрушению является трещиностойкость материала.

Разработанные в 70–80-х «Нормы расчета на прочность сосудов и трубопроводов АЭУ» [1] и Section III (Nuclear Power) of ASME Boiler and Pressure Vessel Code [4] базируются на ряде положений, которые были общепринятыми в то время:

- 1) K_{Jc} является детерминистической характеристикой и зависит только от температуры;
- 2) при нейтронном облучении кривая $K_{Jc}(T)$ сдвигается в область повышенных температур, а форма кривой $K_{Jc}(T)$ не изменяется (гипотеза горизонтального сдвига);

3) сдвиг кривой $K_{Jc}(T)$ равен изменению T_{tr} , определенному посредством испытаний образцов Шарпи с V-образным надрезом на ударный изгиб.

Следует отметить, что в обоих методах для определения T_{tr} (T_K [1] или RT_{NDT} [4]) используются результаты испытания на ударный изгиб, а зависимости $K_{Jc}(T - T_{tr})$ получены как нижние огибающие имеющихся на тот момент экспериментальных данных.

Современные подходы рассматривают хрупкое разрушение как стохастический процесс, а трещиностойкость материала K_{Jc} при хрупком разрушении как характеристику, зависящую от толщины испытываемых образцов, (более строго от длины фронта трещины), и рассматривают кривую $K_{Jc}(T)$ при некоторой заданной вероятности хрупкого разрушения. Такие положения базируются на пионерских работах Veremin [17] и Wallin [18].

Это означает, что для построения зависимости $K_{Jc}(T)$ должна учитываться зависимость K_{Jc} от размеров расчетного дефекта и должна задаваться некоторая вероятность хрупкого разрушения (обычно 0,05 [3]).

Для прогнозирования температурной зависимости вязкости разрушения $K_{Jc}(T)$ могут использоваться прямые [20, 23] и косвенные [1, 3, 4] инженерные методы, а также методы, основанные на использовании локальных критериев хрупкого разрушения [17, 26-28]. Инженерные методы позволяют достаточно просто получать зависимости $K_{Jc}(T)$ и не требуют численного моделирования хрупкого разрушения.

В отличие от инженерных методов, методы, основанные на использовании локальных критериев, позволяют моделировать хрупкое разрушение на основе локальных свойств материала, т.е. свойств в объеме зерна поликристаллического материала. Они позволяют прогнозировать такие характеристики макроразрушения, как вязкость разрушения для образцов с трещинами или разрушающая нагрузка для элементов с концентраторами напряжений. Так как использование таких методов сопряжено с большим объемом вычислений, эти методы обычно не

используются для расчета КР на СХР, но на их основе могут быть разработаны инженерные методы получения $K_{Jc}(T)$.

К косвенным инженерным методам относятся методы, позволяющие получить зависимость $K_{Jc}(T)$ для рассматриваемого состояния материала путем сдвига некоторой исходной кривой $K_{Jc}(T)$ на величину изменения температуры T_{tr} . Эти методы базируются на концепции горизонтального сдвига исходной кривой $K_{Jc}(T)$ и равенстве сдвига кривой $K_{Jc}(T)$ и изменения T_{tr} . Рассмотрим наиболее распространенные из них.

Согласно методу Базовой кривой [3] для толщины $B=150$ мм и вероятности хрупкого разрушения $P_f=0,05$ для корпусных материалов ВВЭР температурная зависимость трещиностойкости описывается уравнением

$$\bar{K}_{Jc} = 23 + 48 \exp[0,019(T - T_K)], \text{ МПа}\sqrt{\text{м}} \quad (1.3)$$

В отечественных нормативных документах [1, 3] критическую температуру хрупкости материала, T_K для материала в охрупченном состоянии определяют по формуле

$$T_K = T_{K0} + \Delta T_K, \quad (1.4)$$

где T_{K0} - критическая температура хрупкости материала в исходном состоянии; ΔT_K - сдвиг критической температуры хрупкости вследствие влияния нейтронного облучения и повышенных температур.

При этом значение T_{K0} определяется на образцах Шарпи на основании данных о работе разрушения, вязкой составляющей в изломе и поперечном расширении, а ΔT_K только на основании данных о работе разрушения. Критериальный уровень работы разрушения зависит от предела текучести материала $\sigma_{0,2}$ и при $\sigma_{0,2} > 550$ МПа составляет 47 Дж (при этом ударная вязкость $KCV=59$ Дж/см²) [1].

Для оценки сопротивления хрупкому разрушению сталей SA-533 Grade B Class 1, SA-508-1, SA-508-3 в коде ASME [4] используется следующая зависимость

$$K_{Jc} = 36,5 + 22,783 \exp [0,036(T - RT_{NDT})], \text{ МПа}\sqrt{\text{м}} \quad (1.5)$$

где RT_{NDT} - референсная температура нулевой пластичности (Reference Temperature for Nil Ductility Transition) в °С.

Температура RT_{NDT} определяется согласно требованиям ASME s.III, NB 2300 [4] на основании температуры нулевой пластичности T_{NDT} , полученной при испытании образцов с хрупкой наплавкой, а также ударной вязкости и поперечного расширения, полученных при испытаниях образцов Шарпи.

Определение температуры нулевой пластичности T_{NDT} осуществляется испытанием специальных образцов на вертикальном копре методом падающего груза согласно ASTM E 208 [19]. Образец для определения T_{NDT} представляют собой прямоугольную заготовку, на которую наплавляется валик из хрупкого материала. Следует подчеркнуть, что стандарт ASTM E 208 не предусматривает ни подогрев при сварке, ни послесварочный отпуск, т.е. наплавка выполняется на заготовку при комнатной температуре. В наплавленном валике выполняется надрез для инициирования трещины при испытаниях. Электроды для наплавки проходят входной контроль в соответствии с требованиями стандарта ASTM E 208. Образцы испытываются при серии температур. За температуру нулевой пластичности T_{NDT} принимается температура, при которой образец разрушился, если при температуре на 5°С выше два образца не разрушились. Разрушенным считается образец, на растягиваемой поверхности которого трещина дошла до его края.

Для определения RT_{NDT} испытанию на ударный изгиб подвергаются три образца Шарпи при температуре $T_{CV}=T_{NDT}+33^{\circ}\text{C}$. Если при этой температуре величина работы разрушения больше 68 Дж и величина поперечного расширения больше 0,89 мм, то величина RT_{NDT} принимается равной величине T_{NDT} . Если эти критерии не обеспечены, то испытания на ударный изгиб продолжаются при более высоких температурах T_{CV} до тех пор, пока не будут достигнуты требуемые значения работы разрушения и поперечного расширения. В этом случае за T_{CV} принимается температура испытаний на ударный изгиб, при которой были обеспечены требуемые

критерии, и $RT_{NDT} = T_{CV} - 33^\circ\text{C}$. Таким образом, при определении RT_{NDT} используются и результаты определения T_{NDT} , и результаты испытаний образцов Шарпи на ударный изгиб. Однако, в любом случае величина RT_{NDT} не может быть ниже (лучше) T_{NDT} .

Температуру RT_{NDT} для материала в охрупченном состоянии определяют по формуле

$$RT_{NDT} = RT_{NDT}^{\text{исх}} + \Delta T_{41}, \quad (1.6)$$

где $RT_{NDT}^{\text{исх}}$ – температура RT_{NDT} для материала в исходном состоянии,

ΔT_{41} – сдвиг температурной зависимости энергии удара определенный на образцах Шарпи на уровне 41 Дж.

Прямые инженерные методы прогнозирования зависимости $K_{JC}(T)$ позволяют получить $K_{JC}(T)$ для любого состояния материала с помощью прямой обработки данных по K_{JC} (например результатов испытаний образцов-свидетелей (ОС)). При этом концепция горизонтального сдвига может как использоваться, так и не использоваться.

К прямым инженерным методам прогнозирования зависимости $K_{JC}(T)$ относится широко известный метод «Master Curve» [20].

Концепция «Master Curve» базируется на следующих положениях.

1. Вероятность хрупкого разрушения P_f при $K_I \leq K_{JC}$ для образца, выбранного случайным образом из партии образцов описывается уравнением [18]

$$P_f = 1 - \exp \left[- \left(\frac{K_{JC} - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}} \right)^4 \right], \quad (1.7)$$

где K_{JC} – вязкость разрушения, отвечающая вероятности разрушения P_f ;

K_{\min} – минимально возможная вязкость разрушения, для материалов корпусов реакторов типа ВВЭР принято значение $K_{\min} = 20 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$;

K_0 – параметр масштаба.

2. Влияние длины фронта трещины на вязкость разрушения для заданной вероятности разрушения P_f рассчитывается по формуле [21]

$$\frac{K_{Jc_x} - K_{min}}{K_{Jc_y} - K_{min}} = \left(\frac{B_y}{B_x} \right)^{1/4}. \quad (1.8)$$

где K_{Jc_x} , K_{Jc_y} – вязкость разрушения образцов с длиной фронта трещины B_x и B_y соответственно.

3. Температурная зависимость вязкости разрушения $K_{Jc}(T)$ при $P_f = 0,5$ и $B = 25$ мм задается уравнением [20]

$$K_{Jc(med)}(T) = 30 + 70 \exp(0,019(T - T_0)), \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}, \quad (1.9)$$

где T_0 – референсная температура в $^{\circ}\text{C}$, т.е. температура, при которой $K_{Jc(med)} = 100 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$.

4. Принимается, что с увеличением охрупчивания материала в уравнении (1.9) увеличивается только один параметр – T_0 , остальные численные параметры не изменяются, т. е. принимается, что форма кривой $K_{Jc}(T)$ не изменяется. Последнее положение обычно называют концепцией горизонтального сдвига.

Параметр T_0 может быть определен на основании результатов испытаний образцов на вязкость разрушения при одной температуре или при нескольких температурах [20].

Следует отметить, что в 1998 году ASME был опубликован нормативный документ Code Case №629 [22], который допускает использование параметра RT_{T_0} вместо RT_{NDT} . RT_{T_0} рассчитывается на основе референсной температуры T_0 метода «Master Curve» по формуле

$$RT_{NDT} = T_0 + 19,4^{\circ}\text{C}. \quad (1.10)$$

Согласно «Master Curve» (MC) принимается что кривая $K_{Jc}(T)$ при охрупчивании сдвигается вправо по оси температур. При этом форма кривой не меняется. Однако в работах [24-25], установлено, что в процессе облучения сдвиг кривой $K_{Jc}(T)$ в область повышенных температур сопровождается изменением ее формы, как показано на рис. 1.4.

Метод «Единой кривой» («Unified Curve» (UC)) [23], разработанный на основе модели «Прометей» [26-28], позволяет учесть такое изменение. Модель «Прометей» это вероятностная модель хрупкого разрушения, использующая локальный подход. В настоящее время модель «Прометей» является фактически единственной моделью, с помощью которой задача прогнозирования зависимости $K_{Jc}(T)$ для облученных материалов корпусов атомных реакторов может быть адекватно решена без введения подгоночных эмпирических зависимостей.

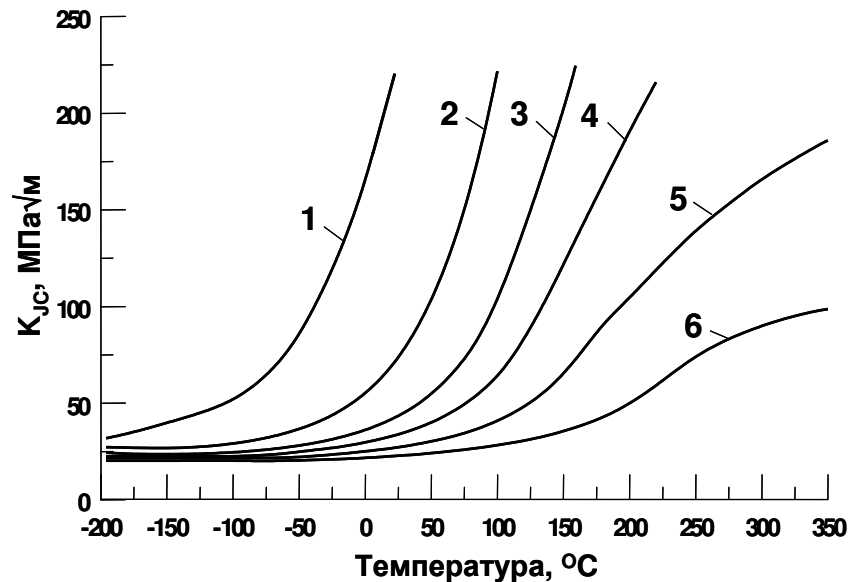


Рисунок 1.4 – Зависимости $K_{Jc}(T)$ при разном уровне радиационного охрупчивания материала: степень охрупчивания возрастает от кривой 1 к кривой 6.

Концепция «Unified Curve» базируется на следующих положениях [23].

1. Вероятность хрупкого разрушения P_f образца и влияние толщины образца на трещиностойкость описываются соответственно уравнениями (1.7) и (1.8).

2. Температурная зависимость вязкости разрушения $K_{JC}(T)$ при $P_f = 0,5$ и $B = 25$ мм описывается уравнением:

$$K_{Jc(\text{med})} = K_{JC}^{\text{shelf}} + \Omega \left(1 + \text{th} \frac{T - 130}{105} \right), \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}, \quad (1.11)$$

где $K_{JC}^{\text{shelf}} = 26 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$;

T – температура испытания, °С;

Ω – единственный параметр, зависящий от степени охрупчивания материала (при увеличении степени охрупчивания параметр Ω уменьшается).

Температурные зависимости трещиностойкости для образцов любой толщины при любой вероятности хрупкого разрушения могут быть рассчитаны с помощью уравнений (1.7), (1.8) и (1.11).

Параметр Ω может быть определен на основании результатов испытаний образцов на вязкость разрушения при одной температуре или при нескольких температурах [23].

Однако, несмотря на преимущество «Unified Curve» по сравнению с «Master Curve», метод UC также не лишен недостатков. Дело в том, что согласно UC при высоких значениях температуры испытаний T , а именно, при $T > 300^\circ\text{C}$ величина K_{JC} очень слабо увеличивается с ростом температуры и значения K_{JC} близки к максимально возможному асимптотическому значению трещиностойкости для данного состояния материала, которое обозначим K_{JC}^* .

Данная ситуация в общем противоречит физике хрупко-вязкого перехода, типичного для α -железа и других материалов с ОЦК решеткой. На рис. 1.5 представлена классическая схема хрупко-вязкого перехода при температуре T_{tr} с использованием зависимостей $K_{JC}(T)$ согласно методам MC и UC. Как видно из этого рисунка, при использовании концепции MC

хрупко-вязкий переход (см. рис. 1.5а) имеет следующий характер. При изотермическом нагружении образца при $T < T_{tr}$ первым достигается условие $K_J = K_{JC}^{brittle}$, а следовательно, разрушение произойдет хрупким образом. При $T > T_{tr}$ первым достигается условие $K_{JC} = K_{JC}^{ductile}$, поэтому при $T > T_{tr}$, старт трещины произойдет по механизму вязкого разрушения (не исключено, что при дальнейшем нагружении образца после вязкого подраста трещины произойдет хрупкое разрушение [29-32]). При использовании концепции УС хрупко-вязкий переход (см. рис. 1.5б) возможен только в случае, если $K_{JC}^{ductile} < K_{JC}^*$. Если $K_{JC}^{ductile} > K_{JC}^*$, то хрупко-вязкий переход отсутствует (т.к. при любой температуре $K_{JC}^{brittle} < K_{JC}^{ductile}$), что противоречит имеющимся экспериментальным данным. Учитывая, что $K_{JC}^{ductile}$ и K_{JC}^* слабо коррелирующие друг с другом параметры, случай, когда $K_{JC}^{ductile} > K_{JC}^*$, вполне возможен. Следовательно, в этом случае УС будет давать неадекватный и слишком консервативный прогноз $K_{JC}(T)$ в области хрупко-вязкого перехода.

Неадекватное описание $K_{JC}(T)$ согласно УС в области повышенных температур обусловлено следующими обстоятельствами. Рассчитанные по модели «Прометей» зависимости $K_{JC}(T)$ были аппроксимированы функцией гиперболического тангенса [23]. Коэффициенты в этой функции были определены исходя из получения наиболее точной аппроксимации нормализованной зависимости $K_{JC}(T)$ в области температур от -200°C до $+200^\circ\text{C}$. Этот диапазон температур покрывал большинство имеющихся на тот момент экспериментальных данных по трещиностойкости, которые могли быть использованы для верификации УС.

Расширение (с момента разработки УС) анализируемой базы данных по $K_{JC}(T)$ для материалов с высокой степенью охрупчивания показало целесообразность расширения диапазона температур для адекватного описания $K_{JC}(T)$.

1.7. Влияние эффекта коротких трещин

Влияние коротких трещин на трещиностойкость является типично механическим эффектом, подробно рассмотренным в [34]. В условиях плоской деформации для образца с глубокой трещиной поля напряжений у вершины трещины могут быть представлены в виде $\frac{\sigma_1}{\sigma_{eq}} = f\left(\frac{r\sigma_Y}{J}\right)$, и это отношение не зависит от значения J-интеграла (σ_1 – наибольшее главное напряжение, σ_{eq} – интенсивность напряжений σ_Y – предел текучести, r – расстояние от вершины трещины). Для образца с короткой трещиной это соотношение зависит от J-интеграла: при увеличении J-интеграла величина $\frac{\sigma_1}{\sigma_{eq}}$ уменьшается. В условиях маломасштабной текучести зависимость $\frac{\sigma_1}{\sigma_{eq}} = f\left(\frac{r\sigma_Y}{J}\right)$ для коротких и глубоких трещин совпадает, как показано на рис. 1.6.

На рис. 1.7 показаны кривые $K_{JC}(T)$ для коротких и длинных трещин, рассчитанные по модели «Прометей». Видно, что закономерности на рис. 1.7 соответствуют экспериментальным данным, показанным на рис. 1.8.

Из рис. 1.6 и 1.7 видно, что при низких уровнях трещиностойкости кривые $K_{JC}(T)$ для коротких и глубоких трещин совпадают. В этом случае напряженно-деформированное состояние у вершины трещины близко к маломасштабной текучести. При увеличении K_{JC} разница между кривыми $K_{JC}(T)$ для коротких и глубоких трещин также увеличивается. Важно также отметить, что разброс значений K_{JC} для коротких трещин больше, чем для глубоких.

Рассмотрим различные подходы для прогнозирования температурной кривой трещиностойкости для коротких трещин $K_{JC}^{shallow}(T)$, показанные на рис. 1.9. Согласно рекомендациям [6] $K_{JC}^{shallow}(T)$ рассчитывается посредством сдвига кривой для длинных трещин $K_{JC}^{deep}(T)$ в область низких температур на величину $\Delta T_0^{shallow}$. При этом принимается, что формы кривых $K_{JC}^{shallow}(T)$ и

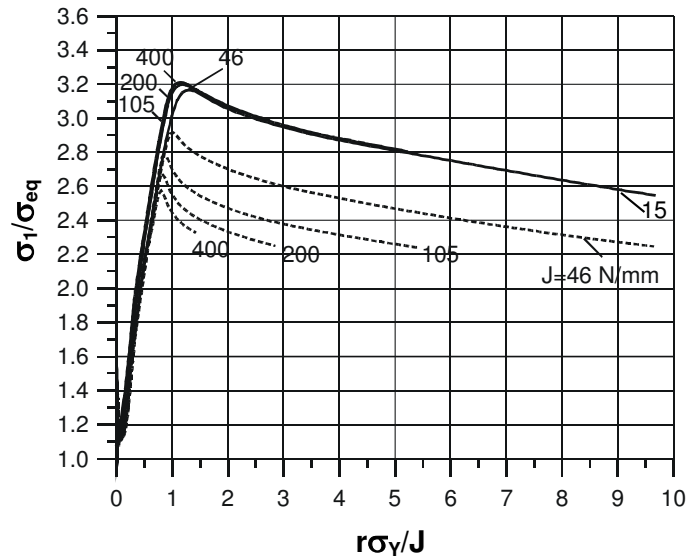


Рисунок 1.6 – Отношение σ_1/σ_{eq} около вершины глубокой (сплошные линии) и короткой (пунктирные линии) трещин при разных значениях J-интеграла, указанных около кривых [35].

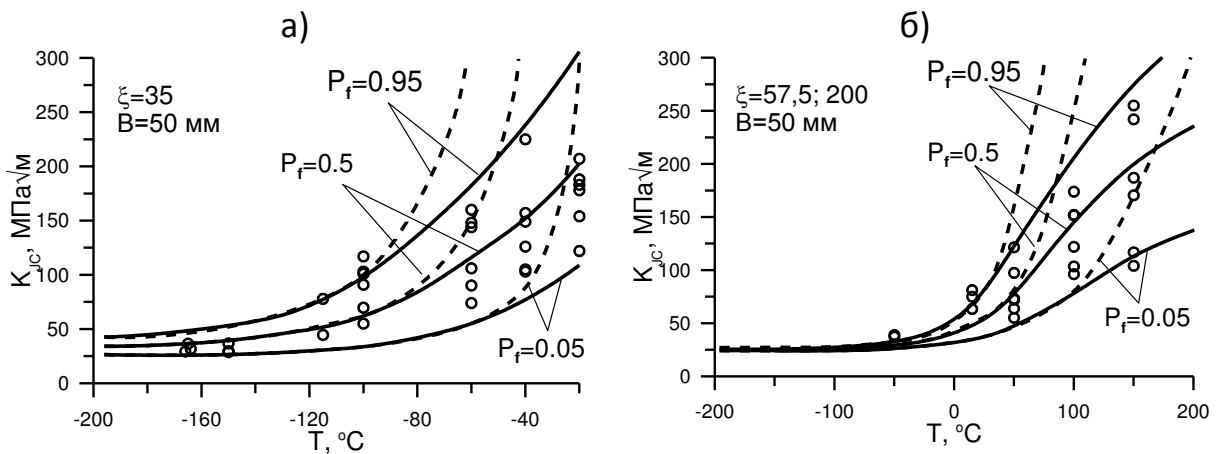


Рисунок 1.7 – Влияние коротких трещин на трещиностойкость: сталь 15X2НМФА в исходном (а) и охрупченном (б) состояниях: точки – результаты испытаний стандартных образцов СТ-2 (с глубокими трещинами), сплошные и пунктирные кривые – зависимости $K_{IC}(T)$, рассчитанные по модели «Прометей» для глубоких и коротких трещин соответственно [35].

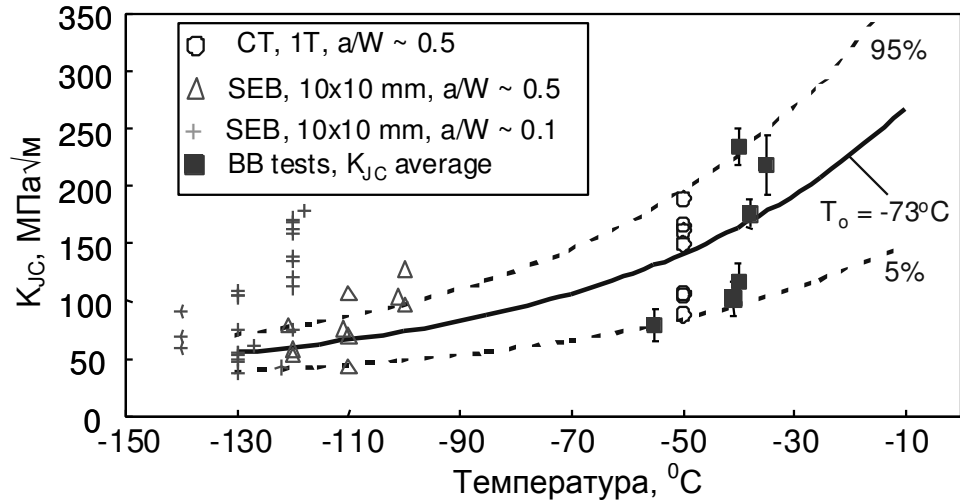


Рисунок 1.8 – Сравнение экспериментальных результатов, полученных на разных образцах, и кривых $K_{JC}(T)$, рассчитанных по методу «Master Curve»: Δ и $+$ - образцы SEB (single-edge bend) с глубокими и короткими трещинами; o – образцы CT-1 (compact tension) с глубокими трещинами; \blacksquare - изгибные образцы при двухосном нагружении; сталь КР А 533 В steel [22].

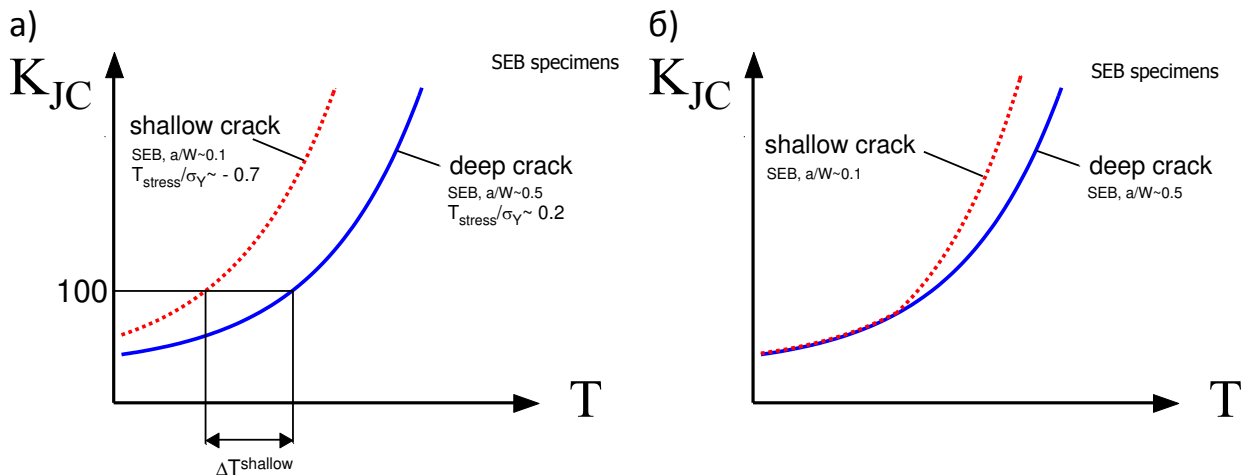


Рисунок 1.9 – Методы учета эффекта коротких трещин:

а) согласно [6]

б) согласно инженерному методу, предложенному в работах [7-9]

$K_{JC}^{deep}(T)$ не изменяются для любого уровня вероятности разрушения P_f . Таким образом, принимается [6] что

$$K_{JC}^{shallow}(T) = K_{JC}^{deep}(T + \Delta T_0^{shallow}) \quad (1.12)$$

где $\Delta T_0^{shallow}$ определяется на основе регулярного напряжения T_{stress} [33] или Q-параметра [34].

Параметр T_{stress} определяется из уравнения [33]:

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{K}{\sqrt{2\pi}} r^{-\frac{1}{2}} f_{ij}(\theta) + T_{stress} r^0 g_{ij}(\theta) + \dots \quad (1.13)$$

где r, θ - полярные координаты, f_{ij} и g_{ij} - некоторые функции зависящие от θ .

Как следует из формулы (1.13) T_{stress} характеризует напряжения у вершины трещины не связанные с сингулярными напряжениями, т.е. с напряжениями, непосредственно возникающими вследствие концентрации напряжений, возникающей из-за наличия трещины. Хотя T_{stress} характеризует напряжения у вершины трещины при решении задачи в упругой постановке, он может быть использован для учета влияния коротких трещин на трещиностойкость материала, когда необходимо учитывать упругопластическое деформирование материала. Дело в том, что T_{stress} может быть использован как некоторая мера «короткости» трещин. В самом деле, если рассматривать классическую задачу механики разрушения: центральная трещина в бесконечной пластине, то в этом случае $T_{stress} = 0$. Для пластины конечных размеров при заданном уровне K_I параметр T_{stress} будет тем больше, чем меньше отношение a/w , где a - длина трещины, w - толщина образца. При $a/w \rightarrow 0$, напряжения у вершины трещины будут определяться только параметром T_{stress} . Таким образом, можно заключить, что чем короче трещина, тем выше T_{stress} .

При использовании Q-параметра принимается, что в случае полномасштабной текучести напряженное состояние у вершины короткой трещины контролируется двумя параметрами: J-интегралом и так называемым Q-параметром [34]:

$$\sigma_{ij} = \sigma_Y g_{ij}^{\sigma}(\theta) \left(\frac{r\sigma_Y}{J} \right) + Q\sigma_Y \delta_{ij}, \text{ for } r > J / \sigma_Y, |\theta| < \pi/2. \quad (1.14)$$

где σ_{ij} – тензор напряжений; φ_{σ} и g_{ij}^{σ} – функции, зависящие от упрочнения материала, δ_{ij} – символ Кронекера. Q -параметр определяется на основании расчета НДС в упругопластической постановке.

В общем случае Q зависит от нагрузки и геометрии образца. Однако, непосредственно вблизи вершины трещины, при $r < 2CTOD$, что соответствует $r < J/\sigma_Y$, $Q \approx 0$ как для случая глубокой трещины, так и для короткой трещины ($CTOD$ – раскрытие трещины). Q -параметр контролирует напряжения только при $r \geq 2CTOD$ ($r \geq J/\sigma_Y$): $Q=0$ в случае ММТ и $Q < 0$ в случае полномасштабной текучести (ПМТ). Таким образом, если хрупкое разрушение контролируется НДС в области, где $r < 2CTOD$, что соответствует $r < J/\sigma_Y$, Q -параметр не позволяет правильно оценить влияние коротких трещин, т.к. при разных значениях Q -параметра для глубокой и для короткой трещин трещиностойкость будет одна и та же.

Кроме того, оценка эффекта коротких трещин через сдвиг $\Delta T_0^{\text{shallow}}$ в формуле (1.12) противоречит результатам, представленным на рис. 1.7 и 1.8.

Во-первых, горизонтальный сдвиг в область низких температур приводит к различию K_{JC}^{shallow} и K_{JC}^{deep} для низких значений K_{JC} . Ясно, что при низких температурах, когда НДС у вершины трещины близко к ММТ и условие самоподобия НДС у вершины трещины выполняется, значения K_{JC}^{shallow} и K_{JC}^{deep} одни и те же, что соответствует экспериментальным данным.

Во-вторых, согласно этому прогнозу разброс K_{JC}^{shallow} и K_{JC}^{deep} один и тот же для любого уровня K_{JC} . Данный вывод соответствует условию, когда НДС у вершины трещины близко к ММТ, т.е. условию, когда НДС у вершины трещины для коротких и глубоких трещин одно и то же при одинаковых значениях K_J . Отметим, что в этом случае $K_{JC}^{\text{shallow}} \approx K_{JC}^{\text{deep}}$. С увеличением температуры НДС у вершины трещины для коротких и глубоких трещин будет совпадать только при низких уровнях K_J . С увеличением K_J при

неизменной температуре испытаний трехосность у коротких трещин будет меньше, чем у глубоких. Как следствие, K_{JC} для коротких трещин будет становиться выше, чем для глубоких трещин. Таким образом, при низких уровнях K_J , то есть при малых значениях вероятности разрушения P_f , $K_{JC}^{shallow} \approx K_{JC}^{deep}$, а с увеличением K_J , то есть с ростом P_f , различие между $K_{JC}^{shallow}$ и K_{JC}^{deep} будет увеличиваться. В результате разброс $K_{JC}^{shallow}$ будет больше, чем K_{JC}^{deep} .

В работах [7-9] был предложен альтернативный метод для учета влияния коротких трещин. Этот метод базируется на допущении, что трещиностойкость для образцов с короткими трещинами $K_{JC}^{shallow}$ может быть рассчитана по уравнению

$$K_{JC}^{shallow} = \omega_{sh} \cdot K_{JC}^{deep} \quad (1.15)$$

где K_{JC}^{deep} - трещиностойкость для образцов с длинными трещинами.

Параметр ω_{sh} вычисляется по формуле

$$\omega_{sh} = [m \cdot \exp(1/m) \cdot \arccos(\exp(-1/m)) \cdot \sqrt{1 - \exp(-2/m)} - 1]^{1/2}, \quad (1.16)$$

где $m = \frac{8a}{\pi(K_{JC}^{deep}/\sigma_Y)^2}$, a – глубина трещины.

Таким образом, параметр m контролируется соотношением между глубиной трещины a и размером пластической зоны у вершины трещины (более точно, уровнем нагруженности образца): чем ниже m , тем выше ω_{sh} и, следовательно, сильнее влияние коротких трещин.

Для низких температур, когда величина K_{JC}^{deep} мала, параметр $\omega_{sh} \approx 1$ и влияние коротких трещин практически отсутствует. Значение K_{JC}^{deep} увеличивается с ростом температуры и согласно (1.15) параметр ω_{sh} возрастает. В результате с ростом температуры значение $K_{JC}^{shallow}$ все более и более отличается от K_{JC}^{deep} , см. рис 1.9.

При увеличении P_f (при фиксированной температуре) значение K_{JC}^{deep} растёт и параметр m уменьшается. В этом случае, чем выше K_{JC}^{deep} , тем более заметен рост ω_{sh} . В результате, разброс значений трещиностойкости для коротких трещин становится больше, чем для глубоких.

Таким образом, предложенный в работах [7-9] инженерный метод учитывает основные экспериментальные результаты (например, показанные на рис. 1.7), а также расчетные закономерности, полученные с помощью модели «Прометей», по влиянию коротких трещин на трещиностойкость.

1.8. Учет двухосности нагружения

Как известно, постулируемый дефект в КР подвергается двухосному нагружению при всех расчетных режимах эксплуатации. При этом нагрузка действует как перпендикулярно плоскости трещины, так и параллельно вдоль ее фронта. В то же время, при стандартных испытаниях на трещиностойкость нагрузка действует только перпендикулярно плоскости трещины. Экспериментальные исследования по влиянию двухосности нагружения на трещиностойкость, выполненные на крестообразных образцах [36], показали, что двухосное нагружение приводит к уменьшению трещиностойкости.

Уменьшение трещиностойкости при двухосном нагружении, как показано в [26], происходит только для образцов с короткими трещинами в условиях полномасштабной текучести. В случае маломасштабной текучести или глубоких трещин двухосное нагружение не приводит к уменьшению трещиностойкости.

В работе [26] прогнозирование влияния двухосного нагружения на K_{JC} было выполнено на основе модели «Прометей». Результаты сопоставления расчетных и экспериментальных результатов представлены на рис. 1.10.

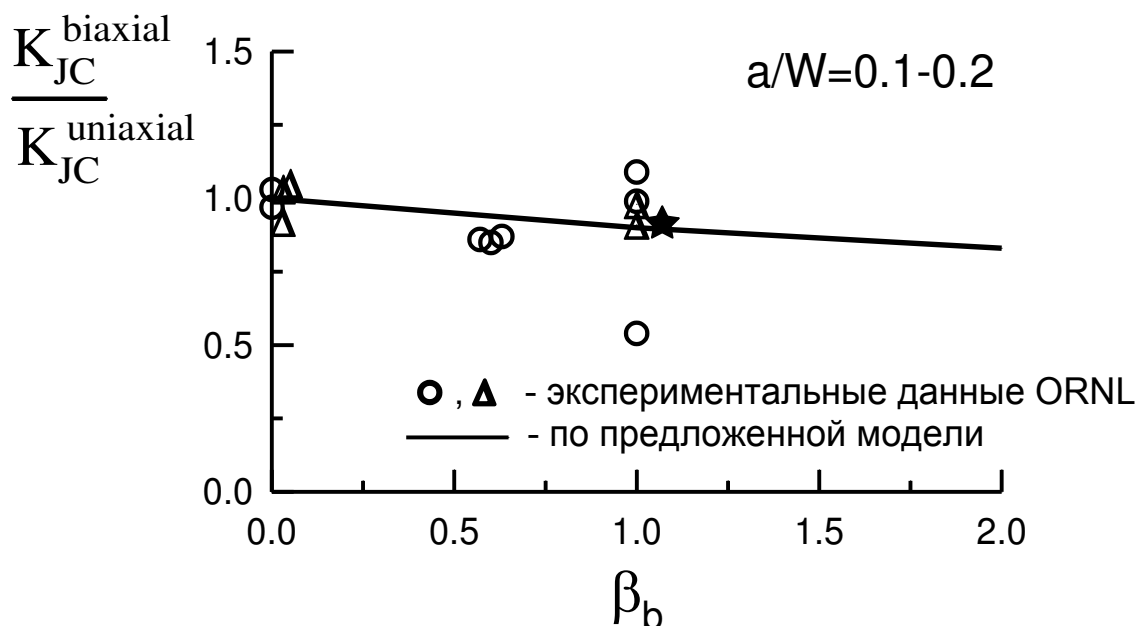


Рисунок 1.10 – Зависимость $K_{JC}^{biaxial} / K_{JC}^{uniaxial}$ от коэффициента двухосности нагружения $\beta_b = \sigma_L / \sigma_N$ (где σ_L – напряжение вдоль фронта трещины, σ_N – напряжение перпендикулярно плоскости): точки – экспериментальные результаты [36]; кривая – расчет по модели «Прометей» [26].

1.9. Расчет прочности КР по критерию СХР

Простое условие для расчета КР на СХР было описано выше (см. (1.1)). При этом то, что КИН по фронту постулируемой трещины распределен неоднородно, не учитывается.

Впервые в мире стандарт по оценке целостности корпуса реактора с учетом стохастической природы хрупкого разрушения [3] был создан в России. Данный стандарт использует распределение Вейбулла для учета неоднородного распределения КИН вдоль фронта трещины, а также сложное нагружение материала у вершины трещины в условиях аварийного расхолаживания корпуса реактора (при термошоке). Позже такой подход был включен в Гайд МАГАТЭ [37] и в процедуру “VERLIFE” “Unified procedure for lifetime assessment of components and piping in WWER NPPs” [5].

Условие целостности корпуса реактора с учетом стохастической природы хрупкого разрушения формулируется в виде [7-9]

$$P_f < \bar{P}_f \quad (1.17)$$

где P_f – вероятность разрушения корпуса реактора с постулируемой трещиной при рассматриваемом режиме нагружения (например, в условиях аварийного расхолаживания), \bar{P}_f – некоторый заданный уровень вероятности разрушения.

Условие (1.17) с учетом зависимостей для вероятностного распределения K_{JC} и влияния длины фронта трещины [21], а также физических особенностей хрупкого разрушения после предварительного теплового нагружения (WPS от англ. Warm Pre-Stressing) [28] может быть записано в виде [8, 9]

$$\frac{1}{B} \int_0^B Z(L) dL < 1 \quad (1.18)$$

где

$$Z(L) = \max_{(0, \tau)} \frac{(K_J(L) - K_{min})^4}{(K_{JC}^B(L) - K_{min})^4} \quad (1.19)$$

В формулах (1.18-1.19) B – длина фронта постулируемой трещины; $K_J(L)$ – значения КИН по криволинейной координате L , показанной на рис. 1.11а, в момент времени τ ; $K_{JC}^B(L)$ – значения трещиностойкости по координате L в момент времени τ ; значения $K_{JC}^B(L)$ определены для стандартного образца толщиной B при $P_f = \bar{P}_f$, а их изменение вдоль координаты L обусловлено изменениями температуры и (или) флюенса нейтронов.

Значения функции $Z(L)$ вычисляются по уравнению (1.18), в котором максимум определяется за период времени от 0 до текущего момента τ . Интервалы времени, для которых выполняется условие

$$K_J(\tau) < 0.9 \max(K_J(0, \tau))$$

или

$$\dot{K}_J(\tau) < 0$$
(1.20)

исключаются из рассмотрения, так как хрупкое разрушение после предварительного нагружения может происходить, только когда выполняются условия

$$K_J(\tau) \geq 0.9 \max(K_J(0, \tau))$$

и

$$\dot{K}_J(\tau) \geq 0$$
(1.21)

как иллюстрируется схемой на рис. 1.11б.

В формулах (1.20) и (1.21) τ – время реализации режима аварийного расхолаживания; $\max(K_J(0, \tau))$ – максимальное значение K_J в интервале времени от 0 до τ ; \dot{K}_J – производная K_J по времени.

Условие хрупкого разрушения после (WPS) подтверждается результатами, показанными на рис. 1.12. На этом рисунке показаны экспериментальные результаты полученные в работе [39] и обработанные в [38]. Здесь K_f – значение K_J при разрушении после теплой опрессовки, K_{WPS} – максимальное значение K_J за время теплой опрессовки. В этих исследованиях были рассмотрены следующие режимы предварительного термосилового нагружения при WPS (рис. 1.13): LPUCF (loading-part-unloading-cooling-fracturing), LUCF, LPTUF (loading-part-transient-unloading-fracturing), LTUF, LCUF. Для всех режимов WPS приняты следующие обозначения: T_{WPS} – температура при WPS, T_f – температура при хрупком разрушении после WPS, K_{unload} – минимальное значение КИН при разгрузке.

Как видно из рис. 1.12, разрушение при $K_f < 0,9 \cdot K_{WPS}$ происходит только для 2% образцов изготовленных из материала в исходном состоянии. Для облученного состояния материала 100% образцов разрушились при $K_f > 0,9 \cdot K_{WPS}$.

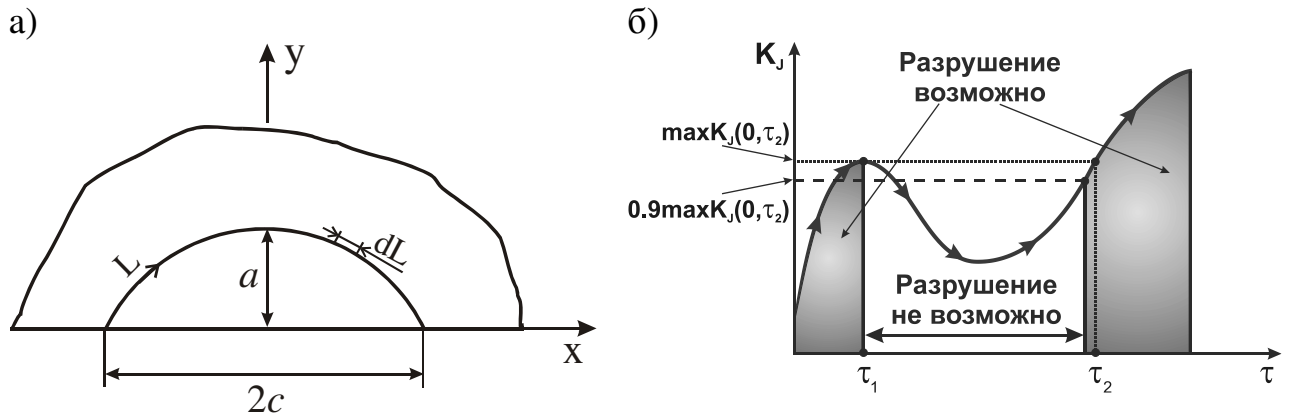


Рисунок 1.11 – К расчету сопротивления хрупкому разрушению КР при неоднородном КИН вдоль фронта постулируемой трещины: криволинейная координата L вдоль фронта трещины глубиной a и длиной $2c$ (а); возможное изменение K_J от времени τ при немонотонном нагружении (б).

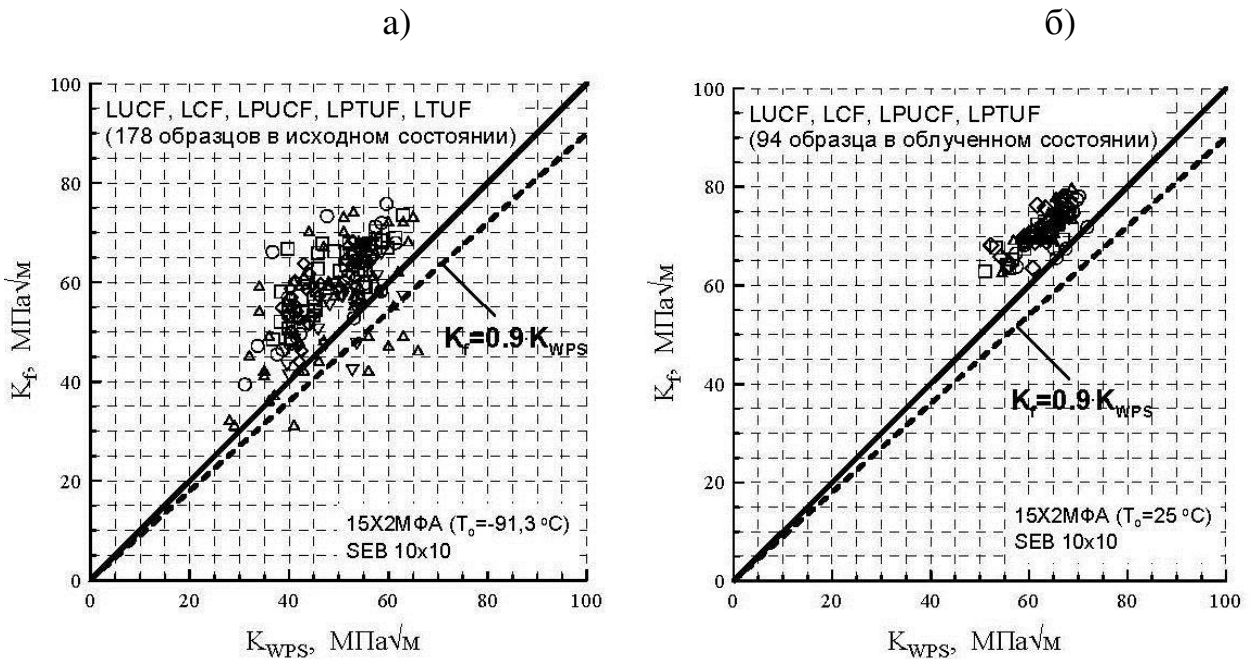


Рисунок 1.12 – К обоснованию условия хрупкого разрушения на примере корпусной стали 15X2MФА в исходном (а) и облученном (б) состояниях после теплой опрессовки по разным режимам: расчетные результаты - [38]; экспериментальные результаты - [39].

1.10. Построение индивидуальных расчетных кривых $K_{Jc}(T)$ для КР на основании результатов испытаний образцов-свидетелей

В настоящее время возможности продления срока эксплуатации для некоторых реакторных установок при использовании существующих нормативных подходов оказались исчерпанными [40]. Для обоснованного увеличения срока их эксплуатации необходим учет реальных свойств материала КР. Такой учет наиболее адекватно может быть выполнен при использовании результатов испытаний образцов-свидетелей на вязкость разрушения (как правило, образцов типа Шарпи с трещиной), которые изготовлены из того же материала, что и рассматриваемые элементы КР, и облучаются вместе с КР. Следует отметить, что согласно действующим на момент начала данной работы нормативным документам, различия фактических свойств материалов конкретных КР не учитывались, а образцы-свидетели использовались только для подтверждения нормативных дозовых зависимостей.

Использование результатов испытаний образцов-свидетелей для построения $K_{Jc}(T)$ при расчете КР на СХР сопряжено с рядом неопределенностей, которые должны быть учтены посредством введения соответствующих запасов. К таким неопределенностям в первую очередь следует отнести неоднородность свойств материалов КР (основного металла и металла шва), ограниченное количество испытываемых образцов-свидетелей, а также возможное различие вязкости разрушения полномасштабных образцов и маломасштабных образцов-свидетелей.

Необходимость учета запаса на неоднородность свойств материала КР вытекает из следующего. Для оценки СХР КР необходимо определить $K_{Jc}(T)$ для зоны локализации расчетного дефекта на основании результатов испытаний ОС. Ввиду неоднородности свойств материалов КР ОС могут быть вырезаны из зоны КР, сопротивление хрупкому разрушению которой выше, чем у зоны дефекта. Тогда, если не вводить какой-либо запас, оценка

СХР КР на основании результатов испытаний ОС может быть не консервативна.

При построении $K_{JC}(T)$ на основании ОС следует учесть, что в облученном состоянии имеется ограниченное количество облученных образцов. Обычно количество ОС, N , для выбранного материала КР, облученных одним и тем же флюенсом нейтронов, не превышает 12. Очевидно, что при любом конечном числе испытанных образцов N имеется погрешность, связанная с ограниченным количеством образцов. Эта погрешность также должна быть учтена при получении расчетной зависимости $K_{JC}(T)$.

Известно, что испытания различных типов и размеров образцов приводят к несколько различным оценкам вязкости разрушения. Результаты испытаний компактных образцов не меньших, чем СТ-0.4 (с размерами нетто сечения 10×10 мм) дают вполне адекватную оценку K_{JC} [41-43]. С другой стороны, в программах образцов-свидетелей для эксплуатирующихся реакторов для испытаний на трещиностойкость в подавляющем большинстве случаев было предусмотрено облучение образцов типа Шарпи с трещиной (SEB-10), т. е. малоразмерных образцов с размерами нетто сечения 5×10 мм. (В современных программах образцов-свидетелей для строящихся реакторов предусмотрены образцы СТ-0.5). В работах [41-43] было показано, что трещиностойкость материалов при испытании малоразмерных образцов SEB-10, может выше, чем значение, полученное при испытании образцов СТ. Это означает, что, получаемая на основании испытаний образцов SEB-10 зависимость $K_{JC}(T)$ не является консервативной.

1.11. Цели и задачи работы

Целью настоящей работы является разработка методологии построения расчетной температурной зависимости трещиностойкости $K_{JC}(T)$ для материалов корпусов реакторов типа ВВЭР на основе испытаний образцов-свидетелей, а также разработка методики для определения размера контура

интегрирования J-интеграла для расчета КР на СХР при его аварийном расхолаживании.

Для достижения данной цели необходимо решить следующие задачи.

- Выполнить анализ существующих методов прогнозирования $K_{Jc}(T)$.

Выявить основные их преимущества и недостатки.

- Выполнить модернизацию вероятностная модель хрупкого разрушения «Прометей» и ее инженерного приложения – метода прогнозирования $K_{Jc}(T)$ «Единая кривая» (Unified Curve).

- Провести комплекс экспериментальных исследований по определению СХР образцов различного типа (гладких цилиндрических образцов, образцов с надрезом и образцов с трещиной) при различных температурах и верифицировать модернизированную модель «Прометей».

- Провести широкую верификацию модернизированного метода «Единой кривой» на базе международной базы данных по трещиностойкости материалов с различной степенью охрупчивания.

- Сформулировать методологию определения запасов на пространственную неоднородность свойств материалов КР, стохастическую природу хрупкого разрушения, ограниченное количество испытываемых ОС и тип ОС, используемых для построения расчетной кривой $K_{Jc}(T)$.

- Провести статистическую обработку экспериментальных данных и определить параметры распределения критической температуры хрупкости, T_K , как меры СХР для основного металла и металла шва КР.

- Определить запас на пространственную неоднородность свойств материалов КР на базе параметров распределения T_K исходя из условия обеспечения требуемой вероятности (частоты, событий в год) разрушения КР.

- Определить запас на ограниченное количество образцов на основе теории статистической обработки данных.

- Определить запас на тип образца посредством сопоставления экспериментальных данных по трещиностойкости образцов SEB-10 и компактных образцов на внецентренное растяжение типа СТ.

- Предложить и обосновать модернизацию образцов SEB-10 для получения представительных (не требующих поправок на тип образца) данных по трещиностойкости.

- Разработать и обосновать требования к технологии изготовления реконструированных образцов типа СТ из обломков испытанных образцов SEB-10 и образцов Шарпи.

- Разработать методику назначения размера контура интегрирования J-интеграла для расчета КР на СХР при аварийном расхолаживании.

ГЛАВА 2. МОДЕРНИЗАЦИЯ МОДЕЛИ «ПРОМЕТЕЙ»

2.1. Введение к главе 2

Начиная с пионерской работы группы французских исследователей, известной как модель Veremín [17], и по настоящее время локальный подход для моделирования хрупкого разрушения продолжает активно развиваться.

Одним из этапов развития локального подхода была разработка вероятностной модели хрупкого разрушения, известной как модель Прометей [26, 25, 44, 45], которая была нацелена на прогнозирование зависимости $K_{JC}(T)$ для облученных корпусных реакторных материалов.

В настоящее время модель «Прометей» является фактически единственной моделью, с помощью которой задача прогнозирования зависимости $K_{JC}(T)$ для облученных материалов корпусов атомных реакторов может быть адекватно решена без введения подгоночных эмпирических зависимостей.

В значительной степени преимущество модели «Прометей» по сравнению с другими моделями обусловлено использованием деформационно-силового локального критерия хрупкого разрушения ОЦК-материалов, разработанного в [46-48]. Предложенный критерий хрупкого разрушения учитывает не только напряжение, контролирующее старт и развитие микротрещин скола (как в работе [17]), но и пластическую деформацию, влияющую на их зарождение. С физической точки зрения связь зарождения микротрещин скола с пластической деформацией совершенно очевидна, однако в локальных критериях хрупкого разрушения эта связь в явном виде стала использоваться сравнительно недавно, прежде всего, в исследованиях по разработке модели «Прометей» [46-48], а также в работах Чена [49, 50]. Позднее появилось много работ, учитывающих вклад пластической деформации в хрупкое разрушение, например, [61-65].

Введение пластической деформации в критерий хрупкого разрушения позволило не только дать адекватный прогноз зависимости $K_{JC}(T)$, но и учесть многие факторы, которые были весьма трудными как для

интерпретации, так и для моделирования. В частности, были предложены модели, позволяющие описать такие экспериментальные результаты, как немонотонное влияние предварительной пластической деформации на K_{Jc} [66], влияние предварительной «теплой опрессовки» (WPS эффект) [67], влияние двухосного нагружения и коротких трещин на K_{Jc} [27, 35], влияние вязкого подраста трещины на зависимость $K_{Jc}(T)$ [31], а также радиационное охрупчивание металла по различным механизмам [27, 45, 66].

Вместе с тем, несмотря на значительные продвижения в развитии локального подхода [26, 25, 44, 45, 68], до сих пор существуют две принципиальных проблемы его использования. Одна из них - так называемая проблема переносимости (transferability) или, другими словами, согласованности. Она, прежде всего, связана с возможностью использования одинаковых параметров той или иной модели для расчета критических параметров разрушения образцов разного типа. Обычно рассматриваются образцы с трещиной, цилиндрические образцы с концентратором и гладкие цилиндрические образцы. К проблеме переносимости можно также отнести задачу прогнозирования характеристик разрушения для данного материала при температурах испытания, отличных от температур калибровки параметров моделей, и задачу прогнозирования характеристик разрушения для различных состояний материала (исходное, облученное, состаренное и т.д.).

По всей видимости, данная проблема обусловлена неточными или необоснованными зависимостями, используемыми для описания внутренних параметров модели (параметров состояния). Приведем несколько примеров.

В работе [69] при использовании модели [61] показано, что эта модель не позволяет достаточно хорошо описать температурную зависимость трещиностойкости $K_{Jc}(T)$ на базе результатов испытаний цилиндрических образцов с концентратором в виде кругового надреза. При этом результаты испытаний гладких цилиндрических образцов используются только для определения кривой деформирования для расчета напряженно-

деформированного состояния (НДС). Получить одинаковые (согласованные) параметры модели хрупкого разрушения по результатам испытаний гладких цилиндрических образцов и цилиндрических образцов с концентратором, по-видимому, авторам статьи [69] не удалось.

Следует также отметить, что в [69] прогноз зависимости $K_{Jc}(T)$ дан в достаточно узком диапазоне температур и только для низких температур испытаний. Данная проблема характерна для большинства известных моделей (например, [17, 61, 62, 64, 65, 70]). Эти модели не позволяют адекватно прогнозировать $K_{Jc}(T)$, если изменение трещиностойкости от нижнего шельфа до верхнего происходит в области температур, где слабо изменяется предел текучести σ_Y , например, при $T > 20^\circ\text{C}$. Данная ситуация типична для сильно охрупченных материалов. Дело в том, что в этих моделях практически единственным параметром, зависящим от температуры испытаний T , является σ_Y . Поэтому в области температур, где σ_Y очень слабо уменьшается с ростом температуры, прогноз дает очень слабо возрастающую зависимость $K_{Jc}(T)$, что противоречит экспериментальным данным. Для преодоления этого недостатка в моделях, базирующихся на подходе Veremín [17], вводят подгоночную возрастающую зависимость $\sigma_u(T)$ [70], где σ_u – параметр, контролирующий критическое напряжение хрупкого разрушения. Согласно [17] вероятность хрупкого разрушения P_f для элементарного объема материала (элементарной ячейки) рассчитывается по формуле

$$P_f = 1 - \exp\left(-\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_u}\right)^m\right),$$

а вероятность хрупкого разрушения образца P_f^{specimen}

по формуле $P_f^{\text{specimen}} = 1 - \exp\left(-\left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u}\right)^m\right)$, где σ_1 – максимальное главное напряжение, σ_w – напряжение Вейбула [17], σ_u и m константы материала, контролирующие хрупкое разрушение.

Следует отметить, что с физической точки зрения параметр σ_u должен слабо зависеть от T , более того, величина σ_u должна уменьшаться с увеличением температуры подобно уменьшению модуля Юнга.

В отличие от упомянутых моделей [17, 61, 62, 64, 65, 70], модель «Прометей» позволяет адекватно прогнозировать $K_{JC}(T)$ в области, где $\sigma_Y(T)$ – слабо убывающая функция, т.е. в первом приближении $\sigma_Y(T) \approx \text{const}$ [27, 45]. Дело в том, что критерий зарождения микротрещин, используемый в модели «Прометей», содержит не только σ_Y , но и температурно-зависимую компоненту предела текучести σ_{YS} [26, 27, 45]. В области температур, где $\sigma_Y(T) \approx \text{const}$, величина $\frac{1}{\sigma_{YS}} \cdot \frac{d\sigma_{YS}}{dT}$ достаточно значима, что дает адекватную зависимость $K_{JC}(T)$ даже при $\sigma_Y(T) \approx \text{const}$. Именно поэтому модель «Прометей» позволяет прогнозировать зависимости $K_{JC}(T)$ для материалов с сильной степенью охрупчивания.

Касаясь проблемы переноса (transferability) результатов испытаний на разные типы образцов (гладкие цилиндрические образцы, образцы с концентратором и образцы с трещиной) при использовании модели «Прометей», необходимо отметить следующее.

Модель «Прометей» согласованно описывала разрушение трех типов образцов при допущении, что параметр σ_d , контролирующий зарождение микротрещин, является стохастическим параметром, а параметр S_C , контролирующий распространение трещины, т.е. критическое напряжение хрупкого разрушения, рассматривается как детерминистический [26]. Но при таком допущении влияние трехосности напряженного состояния на вероятность хрупкого разрушения, а также вклад механизма охрупчивания, обусловленного увеличением σ_Y , например, при нейтронном облучении, могут быть занижены [35]. Кроме того, экспериментальные данные для образцов с концентратором были адекватно описаны только для среднего значения разрушающего напряжения [26], а разброс этих данных не удалось описать достаточно адекватно.

При введении в модель «Прометей» двух стохастических параметров σ_d и S_C вопрос согласованности результатов испытаний всех трех типов образцов не рассматривался. Под согласованностью понимается возможность описать разрушение образцов каждого типа (с учетом разброса данных) с помощью одних и тех же численных значений параметров модели.

Кроме этого открытого вопроса при использовании модели «Прометей» с двумя стохастическими параметрами (σ_d и S_C) для разных типов образцов, следует отметить некоторые другие её недостатки. Как показал предварительный анализ, ряд из них может быть связан с достаточно упрощенной формулировкой условия зарождения микротрещин скола в опубликованных ранее версиях модели «Прометей» [26, 27, 45]. В частности, это упрощение приводит к переоценке влияния температурно-зависимой компоненты предела текучести σ_{YS} в области низких температур. Подробнее данный вопрос будет рассмотрен ниже.

Некоторые результаты, полученные при использовании модели «Прометей» для материала в исходном и охрупченном состояниях [27, 45], не имеют ясной физической интерпретации. В частности, расчеты по модели «Прометей» показали, что для адекватного описания материала с различной степенью охрупчивания необходимо изменять не только параметр масштаба $\tilde{\sigma}_d$, но и параметр формы η в распределении Вейбулла, характеризующем распределение критического напряжения зарождения микротрещин σ_d по зернам [27, 45]. Уменьшение $\tilde{\sigma}_d$ с ростом степени охрупчивания материала с физической точки зрения вполне очевидно (оно описывает уменьшение сопротивления зарождению микротрещин), но одновременное увеличение параметра η однозначной интерпретации не имеет. В самом деле, увеличение η означает уменьшение разброса σ_d с ростом степени охрупчивания материала. Такая тенденция возможна, но не обязательна. Более того, если охрупчивание материала обусловлено дополнительными выделениями, на которых облегчено зарождение микротрещин, разброс σ_d может даже увеличиться.

Еще один недостаток модели «Прометей», связан с оценкой вероятности разрушения при сложном немонотонном нагружении. Дело в том, что для некоторых случаев такого нагружения расчет по формулам из [27, 45] может дать некорректные оценки. Подробнее данный вопрос будет рассмотрен ниже. Отметим, что вывод уравнений для расчета вероятности хрупкого разрушения при произвольной истории нагружения не является сугубо математической задачей, а требует анализа базовых физических закономерностей хрупкого разрушения по механизму скола.

Таким образом, в рамках работы [71] решались две указанные проблемы: проблема согласованного описания результатов испытаний при различных температурах различных образцов и проблемы расчета вероятности хрупкого разрушения при сложном нагружении. Решение этих проблем достигается путем модернизации разработанной ранее модели «Прометей» как в части более точной формулировки условия зарождения микротрещин скола, так и в части вывода уравнений для расчета вероятности хрупкого разрушения при произвольной истории нагружения.

Также в работе [71] была выполнена верификация модернизированной модели посредством согласованного описания результатов испытаний при различных температурах образцов трех типов (гладкие цилиндрические образцы, образцы с концентратором, образцы с трещиной), изготовленных из материала в двух состояниях – в исходном и термически охрупченном.

Основные положения работы [71] представлены ниже.

2.2. Анализ локального критерия хрупкого разрушения: физические предпосылки и формулировка

Используемый в модели «Прометей», локальный критерий хрупкого разрушения был сформулирован и верифицирован в работах [46-48]. Детерминистическая формулировка этого критерия может быть представлена в виде

$$\sigma_{\text{nuc}} \equiv \sigma_1 + m_{T\varepsilon} \cdot \sigma_{\text{eff}} \geq \sigma_d, \quad (2.1a)$$

$$\sigma_1 \geq S_C(\varepsilon), \quad (2.1b)$$

где σ_d – критическое напряжение зарождения микротрещины скола, σ_1 – максимальное главное напряжение, $\sigma_{eff} = \sigma_{eq} - \sigma_Y$ – эффективное напряжение, σ_{eq} – интенсивность напряжений, S_C – критическое напряжение хрупкого разрушения, зависящее от пластической деформации, в качестве которой используется накопленная пластическая деформация $\alpha = \int d\varepsilon_{eq}^p$, $d\varepsilon_{eq}^p$ – интенсивность приращений пластической деформации, $m_{T\varepsilon}$ – коэффициент концентрации локальных напряжений, который зависит от температуры и пластической деформации.

С физической точки зрения условие (2.1а) есть условие зарождения микротрещин, а (2.1б) – условие их старта и распространения. Предложенная формулировка основывается на анализе основных физических и механических закономерностей хрупкого разрушения по механизму скола и базируется на теоретических и экспериментальных исследованиях, кратко представленных ниже.

Следует отметить, что несмотря на разные физические предпосылки условие зарождения микротрещин в виде $\sigma_1 + m_{T\varepsilon} \cdot \sigma_{eff} = \sigma_d$ подобно уравнению, предложенному для описания зарождения пор на включениях при вязком разрушении в работе [72].

Условие распространения микротрещин скола (2.1б) принимается в традиционной форме. Однако, следует подчеркнуть, что в (2.1б) критическое напряжение хрупкого разрушения S_C не зависит от температуры, скорости деформирования и трехосности (жесткости) напряженного состояния, но зависит от пластической деформации. Зависимость $S_C(\alpha)$ была получена исходя из следующих предпосылок.

Критическое напряжение хрупкого разрушения S_C интерпретируется как напряжение распространения микротрещин скола через различные барьеры, такие как границы зерен, микронапряжения, полосы скольжения и границы дислокационной субструктуры. Параметр S_C определяется длиной микротрещины, которая равна расстоянию между барьерами, и эффективной

энергией этих барьеров. При увеличении пластической деформации расстояние между барьерами уменьшается вследствие развития дислокационной субструктуры и увеличивается эффективная энергия барьеров, следовательно, критическое напряжение хрупкого разрушения S_C увеличивается. Выполненные теоретические и экспериментальные исследования [44, 46-48] показали, что зависимость S_C от пластической деформации может быть представлена в виде

$$S_C(\varepsilon) = [C_1 + C_2 \exp(-A_d \varepsilon)]^{-1/2}, \quad (2.2a)$$

где C_1, C_2, A_d - константы материала.

Следует отметить, что в общем случае формирование дислокационной микроструктуры, влияющей на распространение микротрещин может начаться при пластической деформации $\varepsilon_d > 0$. Тогда уравнение (2.2a) запишется в виде

$$S_C = \begin{cases} [C_1 + C_2 \exp(-A_d(\varepsilon - \varepsilon_d))]^{-1/2} & \text{при } \varepsilon > \varepsilon_d \\ [C_1 + C_2]^{-1/2} & \text{при } \varepsilon \leq \varepsilon_d \end{cases}. \quad (2.2b)$$

Формулировка условия зарождения микротрещин скола (2.1a) основывается на анализе известных дислокационных моделей зарождения микротрещин скола. В общем случае их зарождение происходит, когда концентрация напряжений в голове дислокационного скопления около инициатора микротрещины скола достигает некоторого критического значения. Тогда условие зарождения микротрещин скола можно записать в общем виде как

$$\sigma_{\text{нuc}} \equiv f(\sigma_{ij}) + \sigma_{\text{loc}} \geq \sigma_d, \quad (2.3)$$

где $f(\sigma_{ij})$ – некоторая функция тензора напряжений, σ_{loc} - максимальное локальное напряжение в голове дислокационного скопления.

Параметр σ_d можно интерпретировать как прочность инициатора микротрещины скола. В качестве σ_d для корпусных реакторных сталей можно принять прочность карбидов или поверхности раздела карбид–

матрица или других инициаторов, на которых зарождаются микротрещины скола.

Для расчета величины σ_{loc} может быть использована схематизация дислокационного скопления в виде трещины сдвига с некоторым притуплением [44, 46-48]. Тогда величина σ_{loc} рассчитывается по формуле

$$\sigma_{loc} = m_{T\varepsilon} \cdot \sigma_{eff}, \quad (2.4)$$

где $\sigma_{eff} = \sigma_{eq} - \sigma_Y$ – эффективное напряжение, σ_{eq} – интенсивность напряжений, $m_{T\varepsilon}$ – коэффициент концентрации локальных напряжений, который зависит от длины и притупления дислокационного скопления.

В отличие от других дислокационных моделей уравнение (2.4) учитывает, что геометрия дислокационного скопления зависит от пластической деформации и температуры: притупление скопления увеличивается при увеличении температуры из-за поперечного скольжения дислокаций в голове скопления, и длина скопления уменьшается при возрастании деформации из-за формирования дислокационной субструктуры [44, 46-48].

Эти соображения позволяют принять зависимость параметра $m_{T\varepsilon}$ от температуры T и пластической деформации ε в виде $m_{T\varepsilon} = m_T(T) \cdot m_\varepsilon(\varepsilon)$. Зависимость $m_\varepsilon(\varepsilon)$ рассчитывается по формуле [26, 35]

$$m_\varepsilon(\varepsilon) = S_0/S_C(\varepsilon), \quad (2.5)$$

где $S_0 \equiv S_C(\varepsilon=0)$ – напряжение, при котором происходит старт зародившейся микротрещины. Связь параметра $m_\varepsilon(\varepsilon)$ с напряжением распространения микротрещины скола S_C объясняется тем, что увеличение S_C и уменьшение длины дислокационного скопления обусловлены одним и тем же физическим процессом – формированием внутризеренной дислокационной субструктуры при пластическом деформировании материала.

Зависимость $m_T(T)$ определяется термоактивированным процессом поперечного скольжения дислокаций в голове скопления и, очевидно, является падающей с ростом температуры. Как известно, температурная

зависимость предела текучести $\sigma_Y(T)$, более точно – температурно-зависимой компоненты предела текучести $\sigma_{YS}(T)$, также определяется процессом поперечного скольжения дислокаций [26, 27, 45]. Тогда можно принять $m_T(T) \sim \sigma_{YS}(T)$, т.е. зависимость $m_T(T)$ коррелирует с зависимостью $\sigma_{YS}(T)$. Простейший вид такой корреляции – линейная корреляция был принят в [26]

$$m_T(T) = m_0 \sigma_{YS}(T), \quad (2.6)$$

где m_0 – некоторая константа материала.

Зависимость $\sigma_{YS}(T)$ принимается в виде

$$\sigma_{YS}(T) = b \cdot \exp(-hT_a), \quad (2.7)$$

где b и h – константы материала, независимые от температуры, T_a – температура в кельвинах. Предел текучести представляется в виде

$$\sigma_Y(T) = \sigma_{YG} + \sigma_{YS}(T), \quad (2.8)$$

где σ_{YG} – температурно-независимая компонента предела текучести.

Линейная зависимость $m_T(\sigma_{YS})$ в виде уравнения (2.6) достаточно хорошо работает в диапазоне изменения σ_{YS} примерно от 200 МПа до малых значений, что соответствует диапазону температур от -100°C до $+300^\circ\text{C}$. Однако в широком диапазоне изменения σ_{YS} уравнение (2.6) может давать неверные оценки величины m_T . При увеличении σ_{YS} , т.е. при уменьшении температуры, уравнение (2.6) приводит к завышенным значениям m_T .

Линейная зависимость (2.6) обуславливает линейную связь между σ_{loc} и σ_{YS} (см. уравнение (2.4)). В общем случае зависимость σ_{loc} от σ_{YS} является нелинейной монотонно возрастающей функцией. Тогда функция $m_T(\sigma_{YS})$ может быть представлена в виде

$$m_T = g \cdot (1 - \exp(-\lambda \cdot \sigma_{YS})), \quad (2.9)$$

где g и λ – константы материала, независимые от температуры.

Такой вид функции следует из физического смысла параметра m_T . Параметр m_T определяется притуплением дислокационного скопления у барьера. Чем меньше притупление, тем выше значение m_T , характеризующее концентрацию эффективных напряжений в голове дислокационного

скопления. Увеличение доли поперечного скольжения дислокаций увеличивает притупление дислокационного скопления. С уменьшением поперечного скольжения дислокаций растет σ_{YS} . Поэтому $m_T(\sigma_{YS})$ есть монотонно возрастающая функция. Ввиду того, что притупление дислокационного скопления не может быть меньше, чем параметр решетки (поперечное скольжение отсутствует), зависимость $m_T(\sigma_{YS})$ должна иметь асимптоту при температурах, близких к $T=-273^\circ\text{C}$, что следует из зависимости (2.9).

Условие зарождения микротрещин (2.3) содержит также некоторую функцию тензора напряжений $f(\sigma_{ij})$. В качестве этой функции может быть использовано максимальное главное напряжение σ_1 , что соответствует случаю, когда ориентация σ_1 совпадает с ориентацией σ_{loc} . Тогда $\sigma_{nuc} \equiv \sigma_1 + \sigma_{loc}$, что дает консервативную оценку σ_{nuc} . Именно такой вариант принят в условии (2.1a).

Ясно, что в общем случае ориентация σ_1 не совпадает с ориентацией σ_{loc} . Учитывая, что ориентация σ_{loc} имеет случайный характер, в среднем вклад номинальных напряжений в σ_{nuc} определяется не величиной σ_1 , а шаровой компонентой тензора напряжений $\sigma_m = \sigma_{ii}/3$. В этом случае $\sigma_{nuc} \equiv \sigma_m + \sigma_{loc}$, что дает среднюю оценку σ_{nuc} .

Таким образом, новое условие зарождения микротрещин записывается в виде

$$\sigma_{nuc} \equiv \sigma_m + m_T \cdot m_\varepsilon \cdot \sigma_{eff} \geq \sigma_d, \quad (2.10)$$

где параметр $m_\varepsilon(\varepsilon)$ вычисляется по уравнению (2.5), а $m_T(T)$ – по уравнению (2.9).

Выполненные предварительные оценки показали, что уравнение (2.10) дает более адекватный прогноз хрупкого разрушения образцов по сравнению с расчетом σ_{nuc} по формуле (2.1a).

2.3. Вероятностная модель хрупкого разрушения

Вероятностная модель хрупкого разрушения включает формулировку локального критерия в вероятностной постановке, которая дана в разделе 2.3.1, и уравнения для расчета вероятности хрупкого разрушения образца при произвольной истории нагружения, приведенные в разделе 2.3.4. Эти уравнения получены на основе анализа и необходимой модификации уравнений, предложенных ранее в модели «Прометей» [26, 27, 44, 45] и в моделях Veremin [17], Bordet [61] и Lefevre [73], с учетом базовых физических закономерностей хрупкого разрушения. Следует отметить, что уравнение, предложенное в модели Bordet для расчета вероятности хрупкого разрушения, является частным случаем уравнения модели «Прометей». Поэтому для удобства изложения анализ, представленный в разделе 2.3.3, предваряется кратким изложением основных уравнений модели «Прометей» в разделе 2.3.2. Модернизированную модель хрупкого разрушения будем называть модель «Прометей-М».

2.3.1. Локальный критерий в вероятностной постановке

Ниже представлены основные положения, принятые для формулировки локального критерия в вероятностной постановке.

1. Поликристаллический материал (образец) представляется как совокупность кубических элементарных ячеек. Диаграмма деформирования материала ячейки, принимается такой же, как диаграмма деформирования материала, определенная на стандартных образцах на растяжение. Размер элементарной ячейки равен среднему размеру зерна. Принимается, что поля напряжений и деформаций в элементарной ячейке однородны.

2. Критерий хрупкого разрушения элементарной ячейки состоит из двух условий – условия зарождения микротрещин скола и условия их распространения.

Для модели «Прометей» условие зарождения микротрещин принимается в виде (2.1а) и для модели «Прометей-М» в виде (2.10). Условие

распространения микротрещин для обеих моделей принимается в виде (2.1б), где параметр $S_C(\varkappa)$ вычисляется по уравнению (2.2).

3. Для формулировки локального критерия в вероятностной постановке принимается, что параметры σ_d и S_C является стохастическим, Остальные параметры принимаются как детерминистические.

4. Вероятностное распределение параметра σ_d описывается 3-х параметрическим распределением Вейбулла

$$p(\sigma_d) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_d - \sigma_{d0}}{\tilde{\sigma}_d} \right)^\eta \right], \quad (2.11)$$

где $p(\sigma_d)$ – вероятность нахождения в рассматриваемой элементарной ячейке карбида с минимальной прочностью меньше, чем σ_d ; $\tilde{\sigma}_d$, σ_{d0} и η – параметры распределения Вейбулла.

5. Вероятностное распределение S_C описывается 2-х параметрическим распределением Вейбулла

$$p(S_C) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{S_C}{\tilde{S}_C} \right)^\xi \right], \quad (2.12)$$

где $p(S_C)$ – вероятность того, что критическое напряжение хрупкого разрушения для рассматриваемой элементарной ячейки меньше, чем S_C ; \tilde{S}_C и ξ – параметры распределения Вейбулла.

6. Хрупкое разрушение образца описывается концепцией наислабейшего звена.

2.3.2. Расчет вероятности хрупкого разрушения в модели «Прометей»

Основные положения модели «Прометей» приведены ниже согласно [27, 45, 35].

1. Вероятность зарождения микротрещин в элементарной ячейке вычисляется как

$$P_{\text{nuc}} = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_{\text{nuc}} - \sigma_{d0}}{\tilde{\sigma}_d} \right)^\eta \right]. \quad (2.13)$$

Уравнение (2.13) корректно, когда параметр σ_{nuc} возрастает во всем диапазоне деформирования от $\varepsilon = 0$ до текущего значения ε , т.е. когда

$$\sigma_{\text{nuc}}(\varepsilon) = \max \sigma_{\text{nuc}}^{0,\varepsilon} \quad \text{и} \quad d\sigma_{\text{nuc}} > 0. \quad (2.14)$$

где $\max \sigma_{\text{nuc}}^{0,\varepsilon}$ – максимальное значение σ_{nuc} при нагружении в интервале от 0 до ε .

Принимается, что

$$dP_{\text{nuc}} = 0, \quad \text{если} \quad \sigma_{\text{nuc}} < \max \sigma_{\text{nuc}}^{0,\varepsilon} \quad \text{или} \quad d\sigma_{\text{nuc}} = 0. \quad (2.15)$$

Уравнение (2.13) следует из уравнения (2.11) и физических особенностей зарождения микротрещин. Уравнение (2.11) описывает распределение минимальной прочности карбидов в элементарной ячейке. В каждой элементарной ячейке присутствуют карбиды с более высокой прочностью. Поэтому для элементарной ячейки процесс зарождения микротрещин начинается, когда параметр σ_{nuc} достигает минимальной прочности карбидов и продолжается, пока параметр σ_{nuc} увеличивается. Если этот параметр начинает уменьшаться, то процесс зарождения микротрещин останавливается и возобновляется снова, когда σ_{nuc} достигает максимального значения за весь предыдущий интервал от деформации $\varepsilon=0$ до текущего значения ε . Это максимальное значение обозначено $\max \sigma_{\text{nuc}}^{0,\varepsilon}$. Таким образом, непрерывное зарождение микротрещин скола происходит, когда выполняются условия (2.14).

При выполнении условия $\sigma_{\text{nuc}} < \max \sigma_{\text{nuc}}^{0,\varepsilon}$ или условия $d\sigma_{\text{nuc}} \leq 0$ микротрещины не зарождаются, поэтому вероятность зарождения микротрещин в элементарной ячейке не меняется, что соответствует уравнению (2.15).

2. Вероятность старта и распространения зародившейся микротрещины в элементарной ячейке согласно (2.16) и (2.12) может быть рассчитана по формуле

$$P_{\text{проп}} = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_1}{\tilde{S}_C} \right)^\xi \right]. \quad (2.16)$$

(Далее эта вероятность для краткости называется вероятностью распространения.)

Параметр $\tilde{S}_C(\varkappa)$ записывается в виде [35]

$$\tilde{S}_C(\varkappa) = \tilde{\sigma}_C \cdot [1 + \beta \exp(-A_d \varkappa)]^{1/2}, \quad (2.17)$$

где $\tilde{\sigma}_C$ - константа материала; $\beta = C_2/C_1$, A_d , C_1 и C_2 коэффициенты в уравнении (2.4).

Тогда уравнение (2.16) можно представить в виде

$$P_{\text{проп}} = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_{\text{проп}}}{\tilde{\sigma}_C} \right)^\xi \right], \quad (2.18)$$

где

$$\sigma_{\text{проп}} = \sigma_1 \sqrt{1 + \beta \exp(-A_d \varkappa)}, \quad (2.19)$$

или, вводя обозначение $f(\varkappa) = [1 + \beta \exp(-A_d \varkappa)]^{1/2}$, уравнение (2.19) можно записать как

$$\sigma_{\text{проп}} = \sigma_1 \cdot \frac{1}{f(\varkappa)} \quad (2.20)$$

Параметр $\sigma_{\text{проп}}$ может быть интерпретирован как некоторое напряжение (вместо σ_1), которое контролирует распространение микротрещин в элементарной ячейке.

3. Для расчета вероятности хрупкого разрушения элементарной ячейки в качестве параметра истории нагружения используется монотонно возрастающий параметр \varkappa . История нагружения образца разбивается на интервалы $\varkappa_0 - \varkappa_1$; $\varkappa_1 - \varkappa_2$; ...; $\varkappa_{n-1} - \varkappa_n$; ...; $\varkappa_{N-1} - \varkappa_N$, где $\varkappa_0=0$ - соответствует началу нагружения, а \varkappa_N - значение \varkappa , соответствующее концу нагружения.

В модели «Прометей» вероятность хрупкого разрушения i -ой элементарной ячейки с учетом истории нагружения образца рассчитывается по формуле [27, 45]

$$P_f = \sum_{n=1}^{n=N} (P_{\text{nuc}}^n - P_{\text{nuc}}^{n-1}) \cdot \max P_{\text{prop}}^{\alpha_n, \alpha_N}, \quad (2.21)$$

где P_{nuc}^{n-1} и P_{nuc}^n – вероятности зарождение микротрещин при нагружении от $\alpha=0$ до $\alpha=\alpha_{n-1}$ и от $\alpha=0$ до $\alpha=\alpha_n$ соответственно.

Множитель $\max P_{\text{prop}}^{\alpha_n, \alpha_N}$ в (2.21) является максимальным значением вероятности распространения микротрещин в i -й элементарной ячейке при нагружении от α_n до α_N . Уравнение (2.21) учитывает, что микротрещины в процессе деформирования зарождаются непрерывно, но распространение микротрещины в каждой элементарной ячейке может произойти только один раз.

4. Вероятность хрупкого разрушения образца согласно теории наислабейшего звена рассчитывается по формуле

$$P_f^{\text{specimen}} = 1 - \prod_{i=1}^K (1 - (P_f^n)_i), \quad (2.22)$$

где K – количество элементарных ячеек в образце,

$(P_f^n)_i$ – вероятность разрушения i -ой элементарной ячейки.

2.3.3. Анализ уравнений для расчета вероятности хрупкого разрушения элементарной ячейки

Рассмотрим применимость уравнения (2.21) для расчета вероятности хрупкого разрушения элементарной ячейки при произвольной истории нагружения образца.

Предварительно необходимо сделать некоторые пояснения.

Следуя подходу, изложенному в работе [73] расчет P_f может быть выполнен следующим образом

$$P_f = P_{\text{nuc}}^C \cdot P_{\text{prop}}^C. \quad (2.23)$$

В формуле (2.23)

$$P_{\text{nuc}}^C = 1 - \exp[-(Z_{\text{nuc}})^n], \quad (2.24)$$

$$P_{\text{prop}}^C = 1 - \exp[-(Z_{\text{prop}})^n], \quad (2.25)$$

где $Z_{\text{nuc}} = \max\left(\frac{\sigma_{\text{nuc}} - \sigma_{d0}}{\tilde{\sigma}_d}\right)$, $Z_{\text{prop}} = \max\left(\frac{\sigma_{\text{prop}}}{\tilde{\sigma}_c}\right)$, P_{nuc}^C , P_{prop}^C – накопленная

вероятность зарождения и распространения микротрещин соответственно.

Используя уравнения (2.23)-(2.25) уравнение (2.21) может быть представлено в виде

$$P_f = P_{\text{prop}}^n \cdot \sum_{n=1}^{n=N} (P_{\text{nuc}}^n - P_{\text{nuc}}^{n-1}) = P_{\text{prop}}^n \cdot P_{\text{nuc}}^n, \quad (2.26),$$

что совпадает с уравнением (2.23).

Уравнения (2.21) и (2.23) справедливы только в случае, когда σ_{nuc} и σ_{prop} монотонно возрастающие функции. В общем случае при сложном нагружении уравнения (2.21) и (2.23) могут приводить к некорректным результатам. Рассмотрим несколько примеров.

Рассмотрим историю нагружения представленную на рис. 2.1а. Согласно расчетам по формулам (2.21) и (2.23)

$$P_f(\alpha_2) = P_{\text{nuc}}(\alpha_1) \cdot P_{\text{prop}}(\alpha_2). \quad (2.27)$$

С физической точки зрения при $\alpha > \alpha_1$ новые микротрещины не зарождаются, а “старые” микротрещины (зародившиеся в диапазоне $\alpha_0 < \alpha < \alpha_1$) притупились и не могут привести к хрупкому разрушению. Поэтому при $\alpha > \alpha_1$ $\Delta P_f = 0$ и $P_f(\alpha) = \text{const}$. Следовательно

$$P_f(\alpha_2) = P_{\text{nuc}}(\alpha_1) \cdot P_{\text{prop}}(\alpha_1). \quad (2.28)$$

Таким образом видно, что формулы (2.21) и (2.23) не позволяют корректно рассчитать P_f для случая нагружения представленного на рис. 2.1а.

Приведем еще более наглядный пример. Рассмотрим историю нагружения представленную на рис.2.1б. Согласно расчетам по формулам (2.21) и (2.23)

$$P_f(\alpha_2) = P_{\text{nuc}}(\alpha_1) \cdot P_{\text{prop}}(\alpha_2). \quad (2.29)$$

С физической точки зрения во всем диапазоне от α_0 до α_2 величина $P_f=0$, так как в диапазоне от α_0 до α_1 все зародившиеся микротрещины не распространяются, а от α_1 до α_2 нет вновь зародившихся микротрещин способных к распространению.

Следует отметить, что для этого случая расчет вероятности по формуле предложенной в Bordet model [61] дает более адекватный результат чем уравнения (2.21) и (2.23).

В самом деле, согласно [61]

$$P_f = \sum_{n=1}^{n=N} (P_{\text{nuc}}^n - P_{\text{nuc}}^{n-1}) P_{\text{prop}}^n. \quad (2.30)$$

В общем случае расчет по уравнению (2.30) также может давать некорректный результат, даже для монотонно возрастающей функции $P_{\text{nuc}}(\alpha)$. Рассмотрим историю нагружения представленную на рис.2.1в. Следует отметить, что $\sigma_{\text{nuc}}(\alpha_2) > \sigma_{\text{nuc}}(\alpha_1)$ и $\sigma_{\text{nuc}}(\alpha_2) - \sigma_{\text{nuc}}(\alpha_1) \ll \sigma_{\text{nuc}}(\alpha_1)$.

Расчет по (2.30) дает, что $P_f \rightarrow 0$, хотя расчет по формулам (2.21) и (2.23) дает $P_f(\alpha_2) = P_{\text{nuc}}(\alpha_1) \cdot P_{\text{prop}}(\alpha_2)$, что соответствует адекватной оценки P_f .

Отличие в расчете по формуле (2.30) от расчета по формулам (2.21) и (2.23) связано со следующим допущением принятым в Bordet model. Если в ячейке зародилась микротрещина, а условие ее распространения не выполнено (интервал от α_0 до α_1 на рис.2.1в), то эта ячейка больше не является инициатором хрупкого разрушения. Иными словами, в каждой unit cell микротрещина, которая может привести к хрупкому разрушению зарождается только один раз.

Поэтому необходимо получить уравнения, позволяющие корректно рассчитать P_f для любой истории нагружения ячейки. Ниже представлены

такие уравнения, полученные в рамках данной работы. Эти уравнения вошли в модель «Прометей-М».

2.3.4. Расчет вероятности хрупкого разрушения элементарной ячейки для модели «Прометей-М»

Вывод уравнений для расчета вероятности хрупкого разрушения элементарной ячейки, которые можно использовать для расчета P_f при произвольной истории нагружения ячейки, не является только математической задачей, а требует анализа базовых физических закономерностей хрупкого разрушения по механизму скола. (Некоторые элементы такого анализа приведены выше в разделах 2.3.2 и 2.3.3).

Приведенные ниже уравнения были получены, исходя из следующих условий и предпосылок.

1. Разрушение элементарной ячейки может происходить только при одновременном выполнении условий зарождения и распространения микротрещин скола.

2. При произвольной истории нагружения ячейки зависимости $\sigma_{\text{нuc}}(\varepsilon)$ и $\sigma_{\text{гpop}}(\varepsilon)$ могут быть немонотонными. Поэтому расчеты по формулам (2.13) и (2.18) также дают немонотонные зависимости $P_{\text{нuc}}(\varepsilon)$ и $P_{\text{гpop}}(\varepsilon)$.

Уравнения для расчета вероятности разрушения ячейки должны быть применимы как для случая монотонно возрастающих функций $\sigma_{\text{нuc}}(\varepsilon)$ и $\sigma_{\text{гpop}}(\varepsilon)$, так и для случая их немонотонного изменения.

3. В элементарной ячейке происходит непрерывное зарождение микротрещин скола до тех пор, пока выполняется условие (2.14). Процесс зарождения микротрещин прекращается, если выполняется условие (2.15), и возобновляется, когда снова выполняется условие (2.14).

Условие $P_{\text{нuc}} \rightarrow 1$ означает, что во всех ячейках образца микротрещины скола уже зародились. Если при этом выполнено условие (2.14), то процесс зарождения микротрещин в ячейках продолжается.

Следует отметить, что неоднократное зарождение микротрещин в ячейке вызвано тем, что в ячейке имеется много возможных инициаторов

микротрещин, например, карбидов. Таким образом, параметр $P_{\text{нuc}}$ имеет следующий физический смысл: $P_{\text{нuc}}$ характеризует долю элементарных ячеек, в которых зарождение микротрещин происходит в рассматриваемый момент времени. $P_{\text{нuc}}$ может увеличиваться или быть равным нулю. Поэтому, нет смысла использовать понятие кумулятивной вероятности для $P_{\text{нuc}}$.

4. Если при зарождении микротрещины скола условие ее старта и распространения не выполнено, то такая трещина при дальнейшем нагружении затупляется и не приводит к хрупкому разрушению [27, 44, 45].

Если на некотором этапе выполняется условие (2.15), то на этом этапе должно быть $\Delta P_f = 0$, даже, если $P_{\text{ргор}} \neq 0$, поскольку нет микротрещин, способных привести к разрушению.

5. Значение $P_{\text{ргор}}$ характеризует долю элементарных ячеек в которых происходит старт и распространение микротрещин, при условии, что процесс зарождения происходит во всех элементарных ячейках. Таким образом $P_{\text{ргор}}$ является условной вероятностью.

Следует подчеркнуть, что как показано в пп. 3 и 5 для $P_{\text{нuc}}$ и $P_{\text{ргор}}$ не может быть использовано понятие кумулятивной (накопленной) вероятности. Понятие кумулятивной вероятности может быть адресовано только для вероятности разрушения P_f .

Для расчета вероятности хрупкого разрушения элементарной ячейки при ее произвольном нагружении в рамках данной работы были получены следующие формулы

$$P_f = \int_0^{\alpha_N} \delta \cdot \frac{\partial P_{\text{нuc}}}{\partial \alpha} \cdot P_{\text{ргор}}^{\text{max}}(\alpha, \alpha_N) d\alpha, \quad (2.31)$$

где α_N – значение параметра α для которого рассчитывается величина P_f ;

δ – функция, рассчитываемая по формуле

$$\delta = \begin{cases} 1, & \text{если } \sigma_{\text{нuc}}(\alpha) = \max \sigma_{\text{нuc}}^{0,\alpha} \text{ и } \frac{d\sigma_{\text{нuc}}}{d\alpha} > 0 \\ 0, & \text{если } \sigma_{\text{нuc}}(\alpha) < \max \sigma_{\text{нuc}}^{0,\alpha} \text{ или } \frac{d\sigma_{\text{нuc}}}{d\alpha} = 0 \end{cases}, \quad (2.32)$$

($\max \sigma_{\text{нuc}}^{0, \varepsilon}$ – максимальное значение $\sigma_{\text{нuc}}$ в интервале от 0 до ε).

Значение $P_{\text{проп}}^{\text{max}}(\varepsilon, \varepsilon_N)$ рассчитывается по формуле (2.18), в которой вместо $\sigma_{\text{проп}}$ подставляется $\max(\sigma_{\text{проп}} \cdot \delta)^{\varepsilon, \varepsilon_N}$, где $\max(\sigma_{\text{проп}} \cdot \delta)^{\varepsilon, \varepsilon_N}$ – максимальное значение произведения $(\sigma_{\text{проп}} \cdot \delta)$ в интервале от ε до ε_N .

Значение $\frac{\partial P_{\text{нuc}}}{\partial \varepsilon}$ рассчитываются используя формулу (2.13) без учета дополнительных условий (2.14) и (2.15).

Расчет по формуле (31) проводится с учетом зависимостей δ , $\frac{\partial P_{\text{нuc}}}{\partial \varepsilon}$ и $P_{\text{проп}}^{\text{max}}$ от ε .

2.4. Верификация модели «Прометей-М»

Для верификации модели «Прометей-М» рассматривается возможность модели дать адекватный прогноз хрупкого разрушения при одних и тех же параметрах модели для образцов различного типа (гладкие цилиндрические образцы, образцы с концентратором, образцы с трещиной) при разных температурах испытаний для материала в исходном и охрупченном состояниях.

Расчет вероятности хрупкого разрушения образцов по модели «Прометей-М» выполняется по уравнениям (2.22), (2.31), (2.32). Вероятность зарождения микротрещин в элементарной ячейке вычисляется по формуле (2.13). Вероятность распространения зародившейся микротрещины в элементарной ячейке рассчитывается по формуле (2.18), в которой для параметра $\sigma_{\text{проп}}$ использована следующая формула

$$\sigma_{\text{проп}} = \sigma_1 \cdot m_\varepsilon. \quad (2.33)$$

Из сравнения уравнений (2.20) и (2.33) видно, что различие в величине $\sigma_{\text{проп}}$ для модели «Прометей» и для модели «Прометей-М» составляет числовой множитель $(1+\beta)^{-1/2}$. Эта поправка введена из следующих соображений.

Из формулы (2.17) следует $\frac{\tilde{S}_c(\varepsilon)}{\tilde{\sigma}_c} = f(\varepsilon)$, что отличается от отношения

$$\frac{S_c(\varepsilon)}{S_0} = \frac{1}{m_\varepsilon} = \frac{f(\varepsilon)}{(1 + \beta)^{-1/2}},$$

вытекающего из формул (2.2а) и (2.5), что не имеет ясной физической интерпретации. С физической точки зрения наиболее правдоподобно принять, что влияние пластической деформации на увеличение сопротивления распространению микротрещин в каждой элементарной ячейке одно и то же и соответствует относительному увеличению этого параметра, осредненного по объему образца. Поэтому следует принять $\frac{\tilde{S}_c(\varepsilon)}{\tilde{\sigma}_c} = \frac{S_c(\varepsilon)}{S_0}$. Тогда, учитывая уравнение (2.5), т.е.

$$\frac{S_c(\varepsilon)}{S_0} = \frac{1}{m_\varepsilon},$$

$$\tilde{S}_c = \frac{\tilde{\sigma}_c}{m_\varepsilon}. \quad (2.34)$$

Подставляя (2.34) в (2.16), получим уравнение (2.18), в котором параметр $\sigma_{\text{ггop}}$ вычисляется по формуле (2.33).

2.4.1. Исследуемый материал, образцы, микроструктура и результаты испытаний

В качестве материала для исследований была выбрана сталь 15Х2НМФА-А, используемая для изготовления корпусов реакторов ВВЭР-1000.

Сталь была использована в двух состояниях: в исходном и в охрупченном [74]. Исходное состояние – сталь после штатной термической обработки: закалка в воду с 900°С с последующим высокотемпературным отпуском в течение 20 часов при 650°С. Охрупченное состояние получали посредством дополнительной специальной термообработки: повторная закалка с 900°С с последующим низкотемпературным отпуском в течение 10 часов при 550°С.

Химический состав исследуемой стали 15Х2НМФА-А приведен в Таблице 2.1. Значение температуры, соответствующей значению энергии 41 J при испытании образцов Шарпи на ударный изгиб, для стали в исходном состоянии составляло $T_{41J} = -64\text{ }^{\circ}\text{C}$, а для стали в охрупченном состоянии $T_{41J} = 116\text{ }^{\circ}\text{C}$ [74].

Таблица 2.1 – Химический состав стали 15Х2НМФА-А [74].

Массовая доля химических элементов, %													
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	P	S	Cu	Co	Sb	Sn	As
0,17	0,24	0,50	1,93	1,28	0,52	0,08	0,009	0,012	0,05	0,002	0,0019	0,0019	0,002

Для стали 15Х2НМФА-А в исходном и охрупченном состояниях было выполнено исследование микроструктуры с помощью оптического микроскопа марки НЕОФОТ-21. Для микроструктурных исследований были взяты части образцов Шарпи после их испытаний. После механической шлифовки эти образцы были протравлены в 2% растворе азотной кислоты в этаноле.

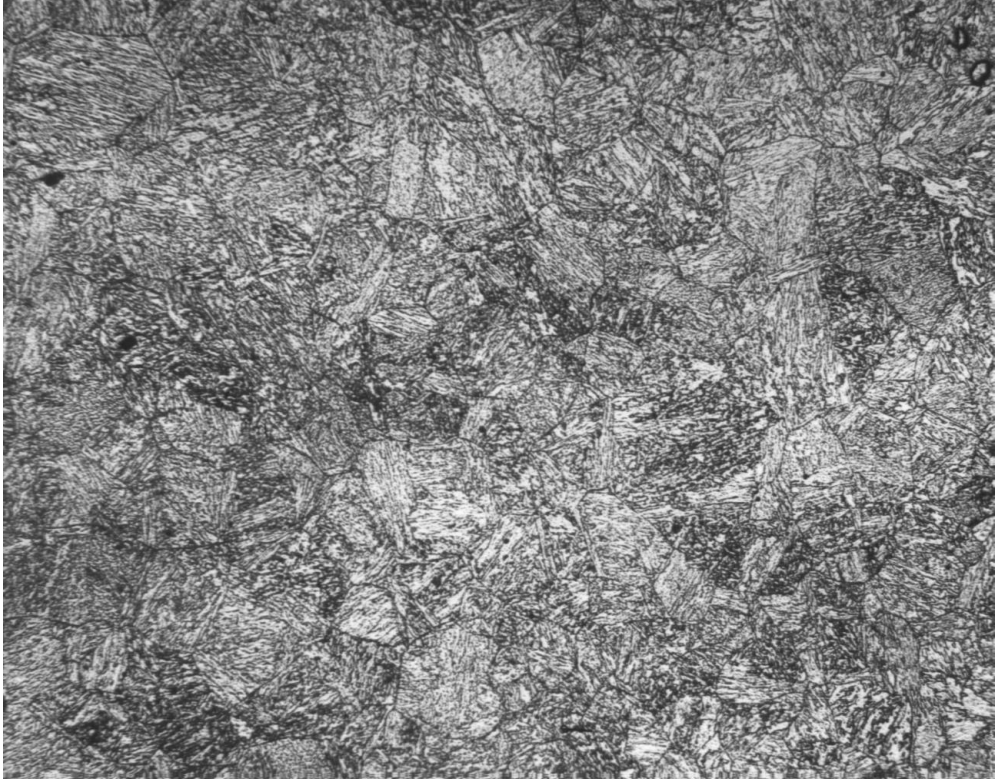
Типичные фотографии микроструктур приведены на рис.2.1б и 2.1в.

Анализ полученных структур показал, что микроструктура металла для обоих исследуемых состояний может характеризоваться как отпущенная бейнитно-мартенситная структура. Размер зерна в обоих случаях соответствует 4-5 баллу по ГОСТ 5639-82 (средний диаметр 0.088-0.062 мм).

Следует отметить, что для стали в исходном состоянии микроструктура более неоднородна и содержит наряду с высокоотпущенным мартенситом и нижним бейнитом значительное количество участков высокоотпущенного верхнего бейнита. Для стали в охрупченном состоянии участки верхнего бейнита отсутствуют.

Некоторая неоднородность микроструктуры для стали в исходном состоянии может являться причиной большого разброса значений ударной вязкости, поскольку металл со структурой верхнего бейнита является более хрупким по сравнению с металлом, имеющим структуру с другими формами бейнита и мартенсита.

а)



б)

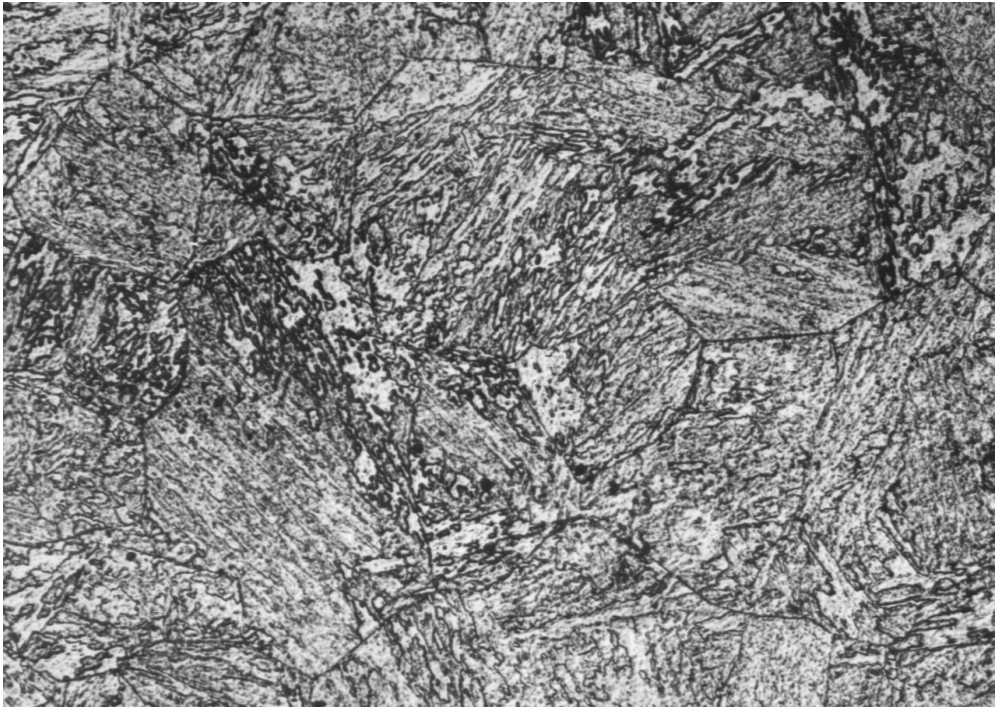
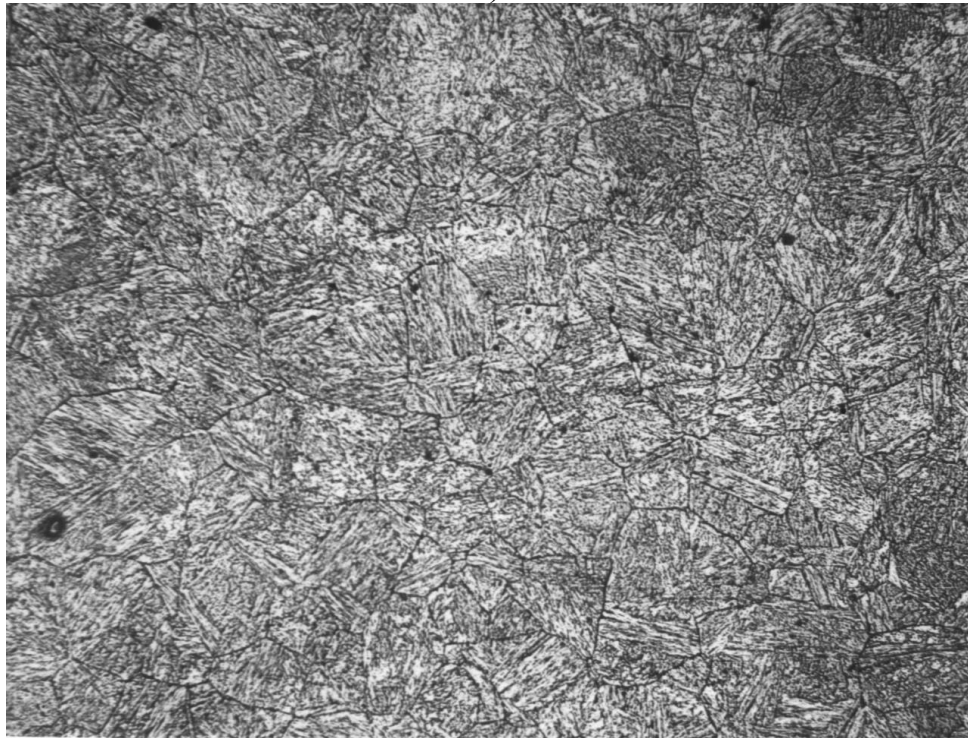


Рис. 2.2. Микроструктура стали марки 15X2НМФА-А в исходном состоянии.

а – х100, б – х300

а)



б)

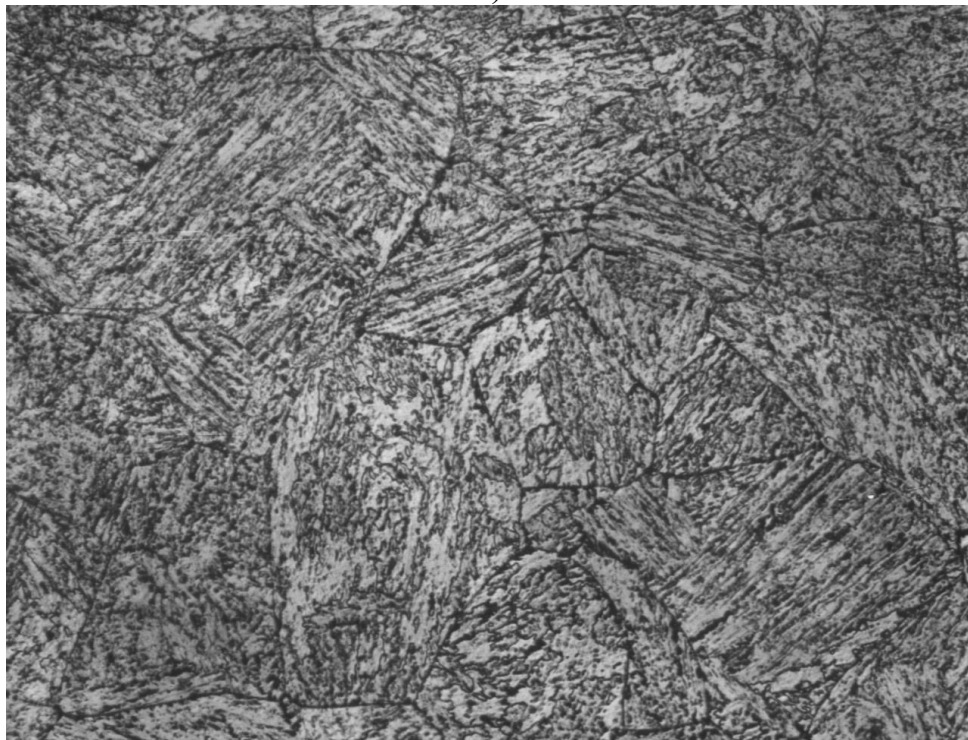


Рис. 2.3. Микроструктура стали марки 15X2НМФА-А в охрупченном состоянии.

а – х100, б – х300

Для определения параметров модели «Прометей-М» были использованы результаты испытаний, ранее полученные на образцах 3-х типов [31, 35, 74]. Были испытаны гладкие цилиндрические образцы на растяжение с диаметром рабочей части 5 мм и длиной рабочей части 25 мм (обозначим этот тип как TS), цилиндрические образцы на растяжение с концентратором в виде кругового надреза (обозначим этот тип как NS), чертеж которых приведен на рис. 2.4, и компактные образцы на трещиностойкость типа СТ (компактные образцы для испытаний на внецентренное растяжение шириной $W=100$ мм, толщиной $B=50$ мм и боковыми канавками суммарной глубиной 20% от толщины B [74]). Часть образцов типа NS была изготовлена с радиусом надреза $R_1=0,5$ мм, а часть – с $R_1=1$ мм.

По результатам испытаний гладких цилиндрических образцов на растяжение ранее в работах [35, 74] были определены характеристики используемых материалов, необходимые для расчетов по модели. По результатам испытаний в диапазоне температур от -196°C до -100°C была получена зависимость $S_C(\alpha)$ для стали 15X2НМФА-А в исходном состоянии [74]. Наиболее представительная зависимость $S_C(\alpha)$ для стали 15X2НМФА-А в охрупченном состоянии была получена в работе [35] по результатам испытаний большого количества образцов (33 штуки) в диапазоне температур от -196°C до -60°C . Указанные диапазоны температур были выбраны исходя из обеспечения хрупкого разрушения образцов. При $T > -100^{\circ}\text{C}$ для стали в исходном состоянии и при $T > -60^{\circ}\text{C}$ для стали в охрупченном состоянии разрушение образцов происходило по вязкому механизму.

Согласно работе [74] для стали в исходном состоянии коэффициенты в зависимости (2.2а) равны $C_1=2,01 \cdot 10^{-7}$ МПа⁻², $C_2=3,9 \cdot 10^{-7}$ МПа⁻² и $A_d = 1,71$.

Согласно работе [35] для стали в охрупченном состоянии коэффициенты в зависимости (2.2а) равны $C_1=2,47 \cdot 10^{-7}$ МПа⁻², $C_2=2,49 \cdot 10^{-7}$ МПа⁻² и $A_d = 3,01$.

Зависимости $S_C(\alpha)$ и $m_\epsilon(\alpha)$ для стали 15X2НМФА-А в исходном и охрупченном состояниях показаны на рис. 2.5. Как видно из рис. 2.5а,

несмотря на различие в коэффициентах C_1 , C_2 и A_d , зависимости $S_C(\alpha)$ для обоих состояний достаточно близки: различие $\Delta S_C/S_C$ не превышает $\approx 12\%$. Зависимости $m_\varepsilon(\alpha)$, как видно на рис. 2.5б, для обоих состояний практически совпадают. Поэтому в дальнейших расчетах вполне допустимо принять одни и те же параметры, контролирующие распространение трещины для стали в исходном и в охрупченном состояниях. Поскольку наиболее представительная информация имеется для стали в охрупченном состоянии, то она и будет использоваться в дальнейших расчетах.

Результаты испытаний образцов типа TS в диапазоне температур от -196°C до 350°C для стали 15X2НМФА-А в исходном состоянии и в диапазоне температур от -196°C до 450°C для стали 15X2НМФА-А в охрупченном состоянии были использованы для построения диаграмм деформирования для различных температур, а также для построения температурных зависимостей предела текучести $\sigma_Y(T)$.

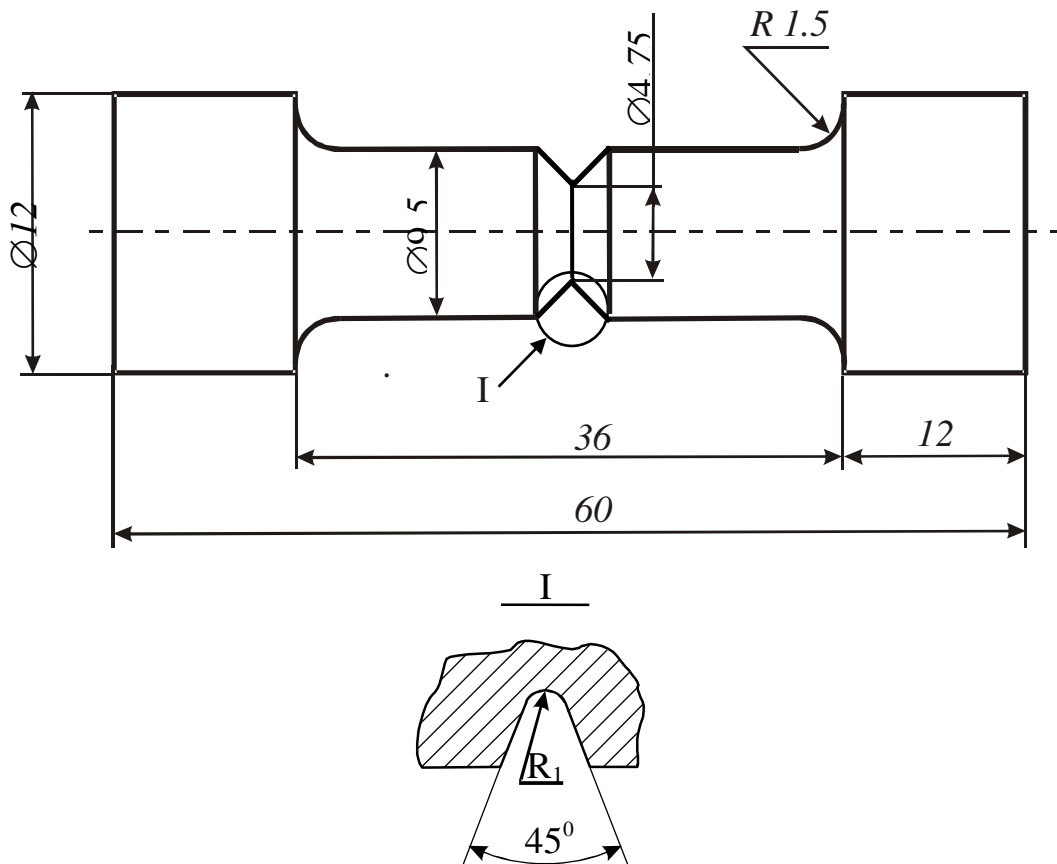


Рисунок 2.4 – Эскиз цилиндрического образца типа NT с надрезом радиусом R_1 .

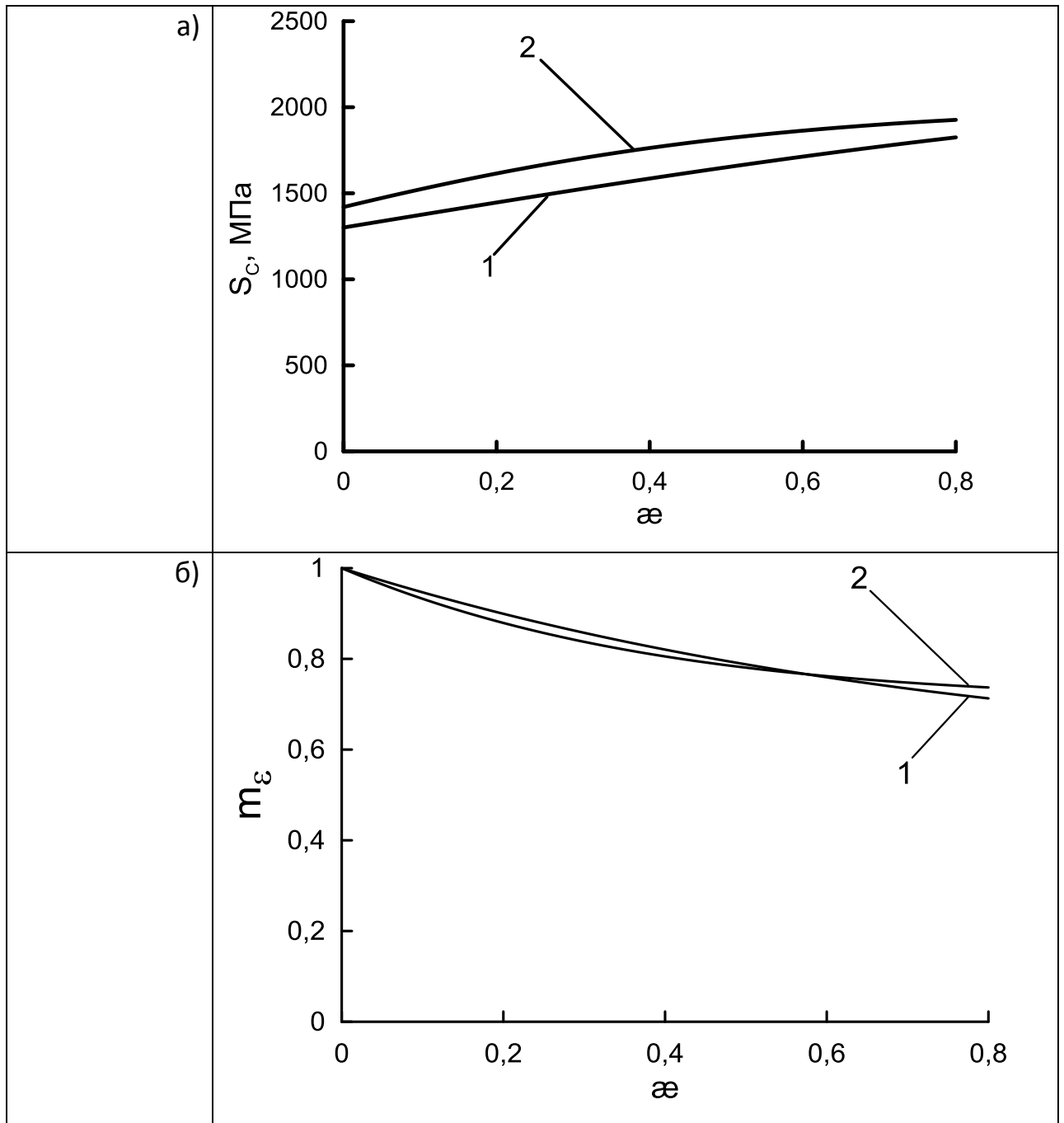


Рисунок 2.5 – Зависимости S_C (а) и m_ε (б) от æ для стали 15X2NMФА-А в исходном (кривая 1) и охрупченном (кривая 2) состояниях.

Диаграмму деформирования аппроксимировали уравнением

$$\sigma_{\text{eq}} = \sigma_Y + A_0 \varepsilon^n, \quad (2.35)$$

где A_0 и n – коэффициенты, определяющие деформационное упрочнение материала, в общем случае зависящие от температуры. Параметры A_0 и n , взятые из работы [74], приведены в таблицах 2.2 и 2.3 для стали в исходном и охрупченном состояниях соответственно.

Таблица 2.2 – Параметры диаграммы деформирования $\sigma_{\text{eq}} = \sigma_Y + A_0 \varepsilon^n$ для стали 15X2НМФА-А в исходном состоянии [74]

Параметр	Температура, °С						
	-196	-100	-60	-20	20	100	350
A_0 , МПа	679	685	622	629	590	557	537
n	0,499	0,470	0,460	0,490	0,490	0,490	0,500

Таблица 2.3 – Параметры диаграммы деформирования $\sigma_{\text{eq}} = \sigma_Y + A_0 \varepsilon^n$ для стали 15X2НМФА-А в охрупченном состоянии [74]

Параметр	Температура, °С								
	-196	-100	-60	-20	20	100	200	350	450
A_0 , МПа	765	752	718	727	700	740	764	742	582
n	0,41	0,36	0,36	0,39	0,43	0,44	0,47	0,49	0,45

Температурную зависимость предела текучести аппроксимировали уравнениями (2.7) и (2.8). Для стали в исходном состоянии в работе [74] получены следующие коэффициенты:

$$\sigma_{YG} = 510 \text{ МПа}, b=1083 \text{ МПа} \text{ и } h=9,309 \cdot 10^{-3} \text{ К}^{-1}.$$

Значение коэффициентов в (2.7) и (2.8) для стали в охрупченном состоянии определены в работе [35] по экспериментальным данным, представленным в [74]. Согласно [35] для стали в охрупченном состоянии

$$\sigma_{YG} = 848 \text{ МПа}, b = 967 \text{ МПа} \text{ и } h = 9,83 \cdot 10^{-3} \text{ К}^{-1}.$$

Для верификации модели использовали критические характеристики разрушения для образцов всех трех типов.

Значения критического напряжения σ_f и соответствующей деформации ε_f при $T=-196^\circ\text{C}$ для гладких образцов из стали в охрупченном состоянии, взятые из [35], представлены в таблице 2.4. Под σ_f понимается среднее напряжение в нетто-сечении образца в момент его разрушения с учетом уменьшения этого сечения в процессе деформирования, $\varepsilon_f = -\ln(1-\psi)$, где ψ – относительное сужение в момент разрушения. В таблице 4 представлены данные только при $T=-196^\circ\text{C}$, хотя согласно [35] хрупкое разрушение наблюдалось также при $T=-100^\circ\text{C}$ и $T=-60^\circ\text{C}$. Исключение из рассмотрения образцов, испытанных при $T=-100^\circ\text{C}$ и $T=-60^\circ\text{C}$, обусловлено тем, что при этих температурах разрушение образцов происходило после образования шейки в отличие от разрушения при $T=-196^\circ\text{C}$. Наличие шейки требует очень точного моделирования ее профиля в процессе нагружения образца для адекватного расчета НДС. В экспериментах, представленных в [35], профиль шейки не определялся. Поэтому использование таких экспериментальных данных может привести к дополнительным погрешностям в расчете НДС при верификации модели.

Таблица 2.4 – Результаты испытаний стандартных цилиндрических гладких образцов из стали 15X2НМФА-А в охрупченном состоянии при $T=-196^\circ\text{C}$ [35]

№	σ_f , МПа	$\varepsilon_f = -\ln(1-\psi)$	№	σ_f , МПа	$\varepsilon_f = -\ln(1-\psi)$
1	1306	0,002	13	1440	0,025
2	1375	0,007	14	1443	0,015
3	1393	0,013	15	1447	0,040
4	1411	0,015	16	1452	0,015
5	1415	0,014	17	1458	0,034
6	1415	0,018	18	1465	0,030
7	1428	0,016	19	1471	0,031
8	1430	0,014	20	1476	0,035
9	1430	0,023	21	1480	0,045
10	1431	0,022	22	1492	0,060
11	1434	0,017	23	1514	0,050
12	1440	0,024			

Экспериментальные значения трещиностойкости для стали 15Х2НМФА-А в исходном и в охрупченном состояниях, полученные на образцах СТ, представлены в таблицах 2.5 и 2.6. Данные по трещиностойкости для стали в исходном состоянии были взяты из статьи [31], а данные для стали в охрупченном состоянии взяты из [74]. Образцы из стали в исходном состоянии были испытаны в температурном диапазоне от -165°С до 50°С. В таблице 5 приведены данные в диапазоне от -165°С до 40°С так как только в этом диапазоне наблюдалось хрупкое разрушение образцов. Образцы из стали в охрупченном состоянии были испытаны в диапазоне от -50°С до 150°С, при этом хрупкое разрушение происходило во всем диапазоне температур. Все приведенные данные, полученные на образцах СТ, были корректны согласно стандарту [20].

Таблица 2.5 – Результаты испытаний образцов СТ из стали 15Х2НМФА-А в исходном состоянии [31]

№	T, °C	K _{IC} , МПа√м	№	T, °C	K _{IC} , МПа√м
1	-165	31,7	20	-60	74,0
2	-165	36,6	21	-40	157,0
3	-165	29,3	22	-40	225,0
4	-150	36,8	23	-40	149,0
5	-150	29,6	24	-40	105,0
6	-150	28,8	25	-40	103,0
7	-115	77,9	26	-40	126,0
8	-115	44,6	27	-20	122,0
9	-100	117,0	28	-20	178,0
10	-100	101,0	29	-20	188,0
11	-100	69,7	30	-20	183,0
12	-100	90,9	31	-20	154,0
13	-100	103,0	32	-20	207,0
14	-100	55,0	33	0	123,0
15	-60	106,0	34	0	247,0
16	-60	148,0	35	0	249,0
17	-60	144,0	36	30	292,0
18	-60	160,0	37	30	328,0
19	-60	90,2	38	40	283,0

Таблица 2.6 – Результаты испытаний образцов СТ из стали 15Х2НМФА-А в охрупченном состоянии [74]

№	T, °C	K _{JC} , МПа√м	№	T, °C	K _{JC} , МПа√м
1	-50	35,3	13	100	103,5
2	-50	36	14	100	122
3	15	63,4	15	100	151,7
4	15	75	16	100	152
5	15	81,2	17	100	173,9
6	50	55,1	18	150	104,1
7	50	63,9	19	150	116,8
8	50	72,2	20	150	170,5
9	50	73,1	21	150	187
10	50	97,4	22	150	242
11	50	121,5	23	150	255
12	100	96,2			

Результаты испытаний образцов типа NS, изготовленных из стали в охрупченном состоянии, были получены в рамках настоящей работы. Эти результаты представлены в таблицах 2.7 и 2.8. В этих таблицах F_f – нагрузка в момент разрушения образца, σ_f – среднее напряжение в нетто-сечении образца в момент его разрушения с учетом уменьшения этого сечения в процессе деформирования.

Таблица 2.7 – Результаты испытаний образцов с концентратором радиусом $R_1=1,0$ мм из стали 15Х2НМФА-А в охрупченном состоянии при $T=-100$ °C

№	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
F_f , Н	29300	29700	30300	31000	31800	31900	32000	32200	32900	33000	33300	34600	35000	35200
σ_f , МПа	1665	1697	1722	1761	1817	1823	1828	1840	1869	1875	1892	1977	1989	2000

Таблица 2.8 – Результаты испытаний образцов с концентратором радиусом $R_1=0,5$ мм из стали 15Х2НМФА-А в охрупченном состоянии при $T=-140$ °C

№	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
F_f , Н	23500	25700	26500	26800	30100	30600	30300	32800	32800	32800	32800	32800
σ_f , МПа	1320	1468	1497	1523	1700	1729	1751	1832	1832	1853	1864	1864

2.4.2. Расчет НДС

Расчет НДС цилиндрических образцов с концентратором проводили методом конечных элементов в осесимметричной постановке на базе программного комплекса ANSYS по теории течения. Расчет НДС образцов типа СТ проводили в трехмерной постановке. Во всех расчетах минимальный размер конечного элемента не превышал 5 микрон.

После проведения расчетов все компоненты напряжений и деформаций осреднялись по объему элементарной кубической ячейки, линейный размер которой принимали равным 50 микрон.

2.4.3. Параметры модели и алгоритм их определения

В общем случае для использования модели «Прометей-М» должны быть определены следующие семь параметров модели:

- три параметра, контролирующие зарождения микротрещин: $\tilde{\sigma}_d$, σ_{d0} и η ;
- два параметра, контролирующие распространение микротрещин: $\tilde{\sigma}_c$ и ξ ;
- два параметра, связывающие σ_{loc} с σ_{YS} , а именно g и λ .

Кроме указанных параметров модели, должны быть получены также температурно-зависимые параметры материала: $\sigma_Y(T)$ и коэффициенты деформационного упрочнения A_0 и n в уравнении (2.35). Следует отметить, что деформационное упрочнение менее чувствительно к температуре, чем σ_Y .

С целью получения надежных оценок параметров мы руководствовались следующими принципами их определения.

Значения параметров модели определяли по результатам испытаний нескольких групп образцов, при этом на базе результатов испытаний каждой группы образцов определяли не более 3-х параметров модели. Под группой образцов понимается образцы одного типа, изготовленные из одного и того же материала испытанные при одной и той же температуре. Такой принцип дает достаточно надежное определение каждого параметра модели.

Для калибровки параметров модели использовались экспериментальные данные при наличии не менее 6-ти образцов в группе. Образцы СТ из материала в исходном состоянии, испытанные при $T = -100^\circ\text{C}$, не использовались при калибровке, так как для этой температуры были получены аномально высокие значения K_{JC} [31].

Значения семи параметров модели «Прометей-М» ($\tilde{\sigma}_d$, σ_{d0} , η , $\tilde{\sigma}_c$, ξ , g и λ) были получены следующим образом. Несмотря на то, что для калибровки 7-ми параметров используется более 100 экспериментальных точек, получить их надежные значения достаточно сложно. Поэтому на первом этапе были приближённо определены диапазоны значений η и ξ , при которых более-менее адекватно удавалось описать разброс экспериментальных данных для гладких образцов и образцов с концентратором. При этом согласно оценкам, сделанным в [35], σ_{d0} может быть принято независимым от состояния материала и равным 1300 МПа. Согласно выполненным оценкам приемлемые значения η варьировались в достаточно узком диапазоне: от 4 до 6. Диапазон приемлемых значений ξ был более широким: от 10 до 20.

Базируясь на указанных приближенных оценках, для дальнейших расчетов были приняты следующие значения: $\eta=5$, $\xi=15$, $\sigma_{d0} = 1300$ МПа. Таким образом, приближенные оценки позволили сократить количество определяемых параметров до 4: $\tilde{\sigma}_d$, $\tilde{\sigma}_c$, g и λ .

Рассматривая группу экспериментальных данных при одной и той же температуре, количество определяемых параметров было сокращено до трех: $\tilde{\sigma}_d$, $\tilde{\sigma}_c$ и m_T . Это было сделано следующим итерационным способом.

Начальные значения $\tilde{\sigma}_d$, $\tilde{\sigma}_c$ и m_T задавали из следующих физических соображений. Величину $\tilde{\sigma}_c$ оценивали из допущения, что разрушение «гладкого» образца контролируется только распространением микротрещины, то есть принимается, что $P_{nuc}=1$. Такое положение соответствует оценкам, сделанным в [35]. Величину $\tilde{\sigma}_d$ оценивали из допущения, что при $T=-196^\circ\text{C}$ (на нижнем шельфе зависимости $K_{JC}(T)$) K_{JC}

определяется условием зарождения микротрещины, то есть принимается, что $P_{\text{prop}}=1$. Используя формулы (2.13) и (2.1a), приближённо оценивали $\tilde{\sigma}_d$, исходя из условия, что при $K_{Jc}=30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (уровень нижнего шельфа согласно Master Curve [20]) хрупкое разрушение контролируется зарождением микротрещин. Согласно [35] при $T=-196^\circ\text{C}$ оценка m_T дает $m_T \approx 50 \div 55$. На следующей итерации для каждой T определяли значения $\tilde{\sigma}_d$, $\tilde{\sigma}_c$ и m_T , исходя из условия

$$\sum_{i=1}^N \left((P_f^{\text{exp}})_i - (P_f^{\text{calc}})_i \right)^2 = \min, \quad (2.36)$$

где N – количество образцов в данной группе;

i – номер образца;

P_f^{exp} – экспериментальные значения вероятности разрушения, рассчитываемые по формуле

$$(P_f^{\text{exp}})_i = \frac{i - 0,5}{N}, \quad (2.35)$$

P_f^{calc} – расчетное значение вероятности разрушения, рассчитанное по формуле (2.25).

Условие (2.34) применяли для каждой группы образцов.

Расчет повторяли до тех пор, пока значение $\tilde{\sigma}_d$ для различных T для заданного состояния материала не становилось одним и тем же, а $\tilde{\sigma}_c$ становилось одним и тем же как для различных T , так и для различных состояний материала. Затем строили график m_T от σ_{YS} , где σ_{YS} для материала в исходном и охрупченном состояниях соответствовало температуре испытания, при которой проводилась калибровка параметров модели. Полученные значения $m_T(\sigma_{YS})$ аппроксимировали зависимостью вида (2.9) и определяли параметры g и λ .

Таким образом, несмотря на необходимость определения 7-ми параметров модели, каждый раз, используя те или иные группы экспериментальных данных, за один этап определяли не более 3-х

параметров модели. Такой подход позволил получить достаточно надежные оценки параметров модели.

В результате выполненных расчетов были определены следующие значения параметров модели: $\xi=15$, $\tilde{\sigma}_c=3740$ МПа, $\sigma_{d0} = 1300$ МПа, $\eta=5$, $\tilde{\sigma}_d=13500$ МПа, $g=94$, $\lambda=7 \cdot 10^{-3}$ 1/МПа.

Таким образом, для образцов всех трех типов, испытанных при разных температурах и изготовленных из материала в двух состояниях, были получены одинаковые значения параметров модели.

2.4.4. Обсуждение результатов

Одинаковые значения параметров модели, полученные для образцов всех трех типов, испытанных при разных температурах и изготовленных из материала в двух состояниях, означает, что модель «Прометей-М» согласованно описывает разрушение указанных образцов. Таким образом, можно считать, что проблема переносимости (transferability), т.е. использования одинаковых параметров модели для расчета критических параметров разрушения образцов разного типа решена.

Этот результат достигнут благодаря как более адекватным уравнениям для расчета вероятности хрупкого разрушения, так и более точной формулировке условия зарождения микротрещин скола и использованию для зависимости $m_T(\sigma_{YS})$ уравнения (2.9).

На рис. 2.6 представлены полученные значения m_T в зависимости от σ_{YS} для различных типов образцов и состояний материала, а также их аппроксимация функцией вида (2.9) с параметрами $g=94$ и $\lambda=7 \cdot 10^{-3}$ 1/МПа. Из рис. 2.6 видно, что зависимость $m_T(\sigma_{YS})$ действительно может быть принята независимой от состояния материала и может быть аппроксимирована функцией вида (2.9).

Следует отметить, что хотя задача получить одинаковые значения параметра $\tilde{\sigma}_d$ для материала в исходном и охрупченном состояниях не ставилась, как для исходного, так и для охрупченного состояний было

получено $\tilde{\sigma}_d = 13500$ МПа. В общем случае увеличение охрупчивания материала связано с уменьшением σ_d [27, 45], иными словами, с ослаблением прочности инициаторов микротрещин скола. Полученный результат говорит о том, что охрупчивание посредством специальной охрупчивающей термообработки происходило исключительно за счет увеличения σ_y . Прочность карбидов или прочность связи карбид-матрица для этой стали, по всей видимости, не зависит от температуры отпуска стали, по крайней мере, при ее вариации от 650°C до 550°C. При нейтронном облучении могут быть реализованы как упрочняющий, так и неупрочняющий механизмы охрупчивания, приводящие в общем случае к уменьшению $\tilde{\sigma}_d$ [45].

Сопоставление расчетных и экспериментальных результатов для образцов различного типа и состояния материала представлено на рис. 2.7 - 2.11.

Рис. 2.7 и 2.8 показывают хорошее соответствие экспериментальных значений трещиностойкости и расчетных кривых $K_{Jc}(T)$ для материала в исходном и охрупченном состояниях. Кроме того, сопоставление рис. 2.7 и 2.8 показывает, что модель предсказывает изменение формы кривой $K_{Jc}(T)$, так называемое «выполаживание», для материала в охрупченном состоянии по сравнению с формой кривой $K_{Jc}(T)$ для исходного состояния.

Рис. 2.9 - 2.11 демонстрируют хорошее согласование расчетных и экспериментальных результатов для образцов с концентратором и гладких образцов.

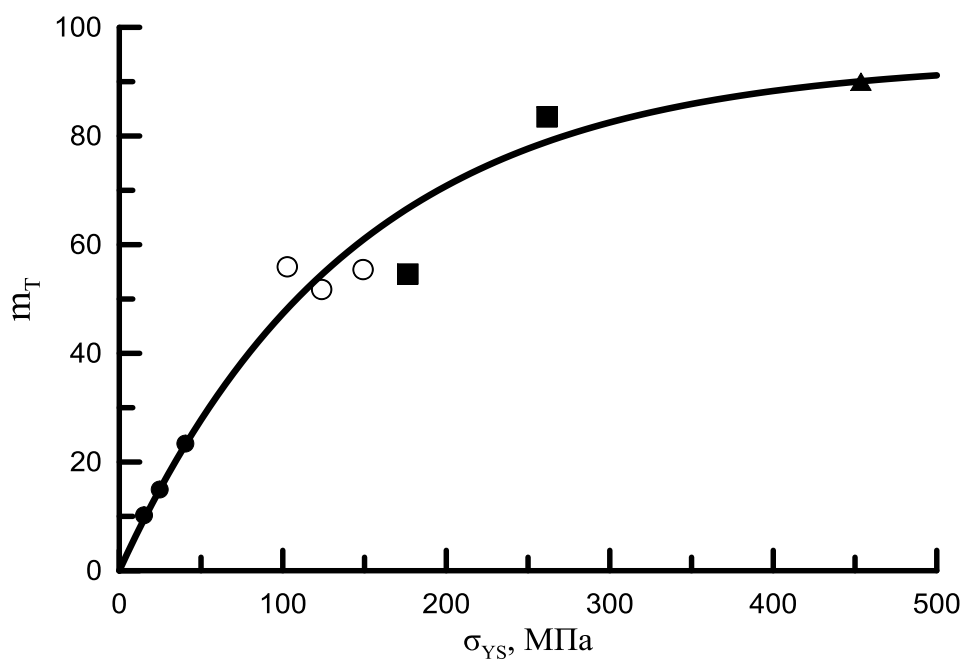


Рисунок 2.6 – Зависимость m_T от σ_{YS} : точки – экспериментальные данные для различных типов образцов, состояний материала и температур испытаний (○ – образцы СТ из стали 15Х2НМФА-А в исходном состоянии, ●, ■ и ▲ – образцы СТ, образцы с концентратором и гладкие цилиндрические образцы из стали 15Х2НМФА-А в охрупченном состоянии соответственно); линия – аппроксимация экспериментальных данных уравнением (9) с параметрами $g=94$ и $\lambda=7 \cdot 10^{-3}$ 1/МПа.

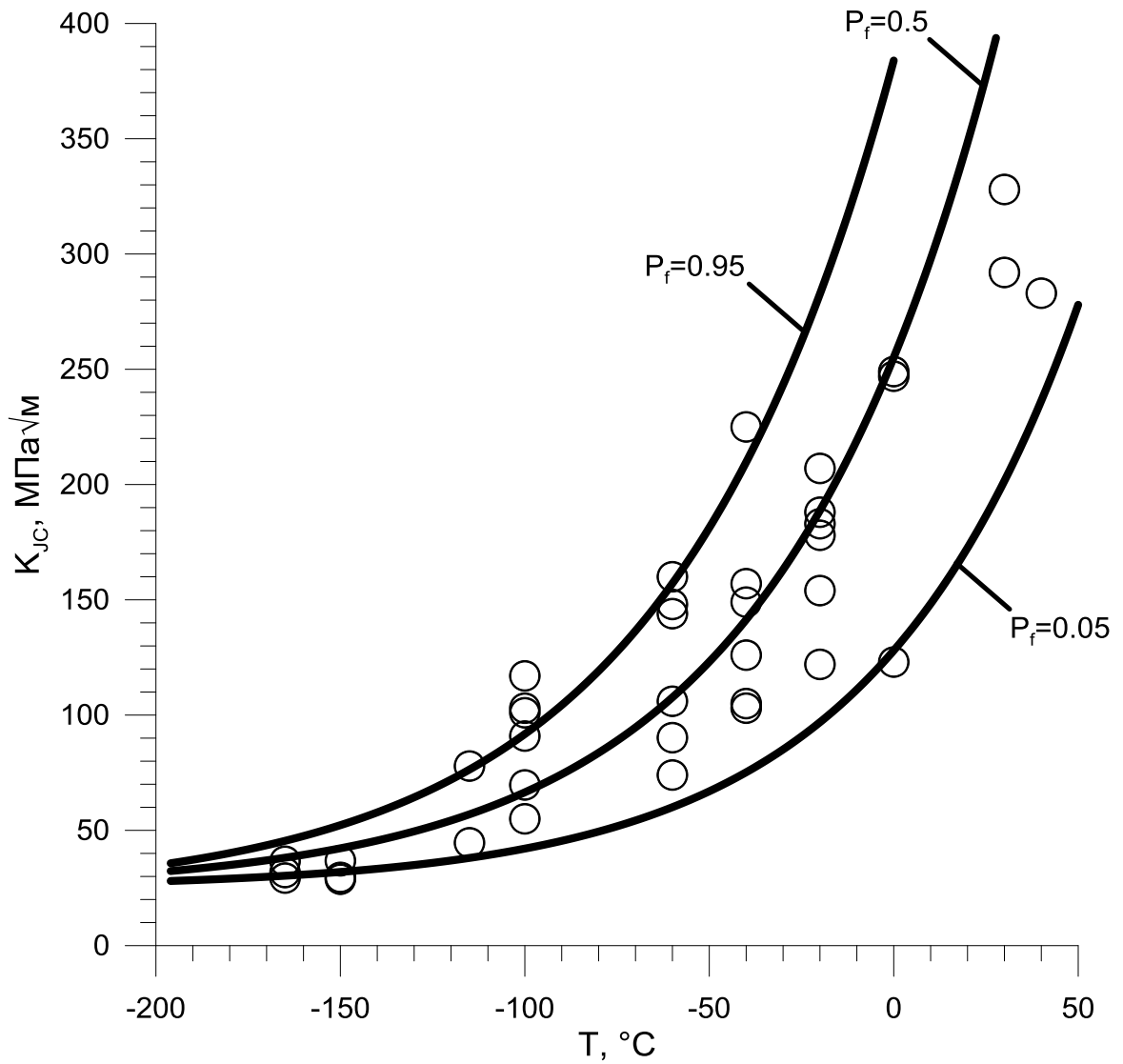


Рисунок 2.7 – Зависимость K_{Jc} от T для стали 15X2NMFA-A в исходном состоянии: \circ – экспериментальные данные, полученные на образцах СТ-2 ($B=50$ мм), линии – расчет по модели «Прометей-М».

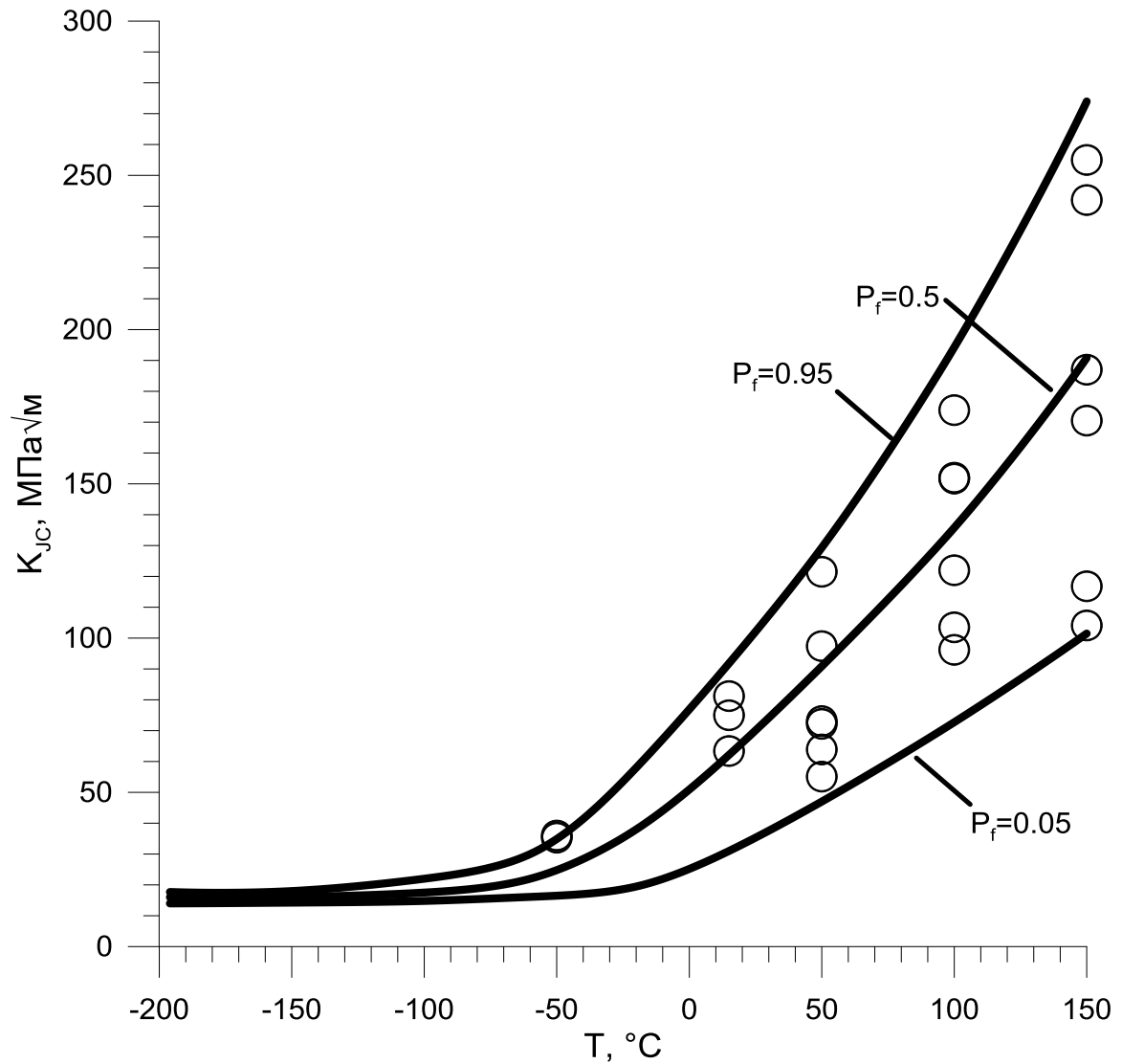


Рисунок 2.8 – Зависимость K_{Jc} от T для стали 15X2NMФА-А в охрупченном состоянии: \circ – экспериментальные данные, полученные на образцах СТ-2 ($B=50$ мм), линии – расчет по модели «Прометей-М».

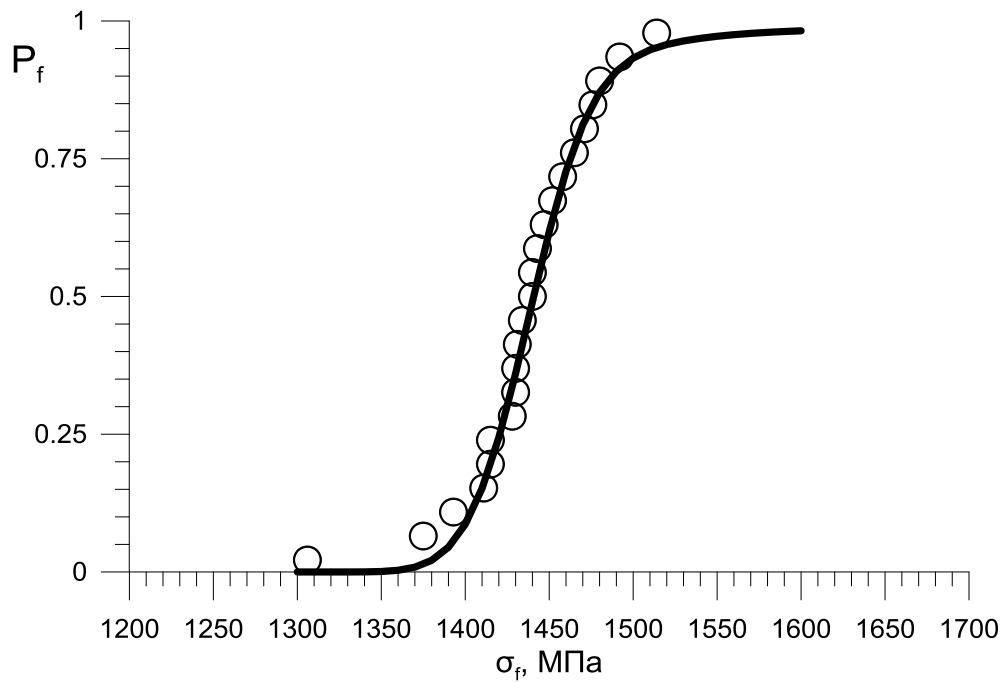


Рисунок 2.9 – Зависимости вероятности разрушения образцов типа TS от σ_f при $T=-196^\circ\text{C}$ для стали 15X2НМФА-А в охрупченном состоянии: \circ – экспериментальные данные, линия – расчет по модели «Прометей-М».

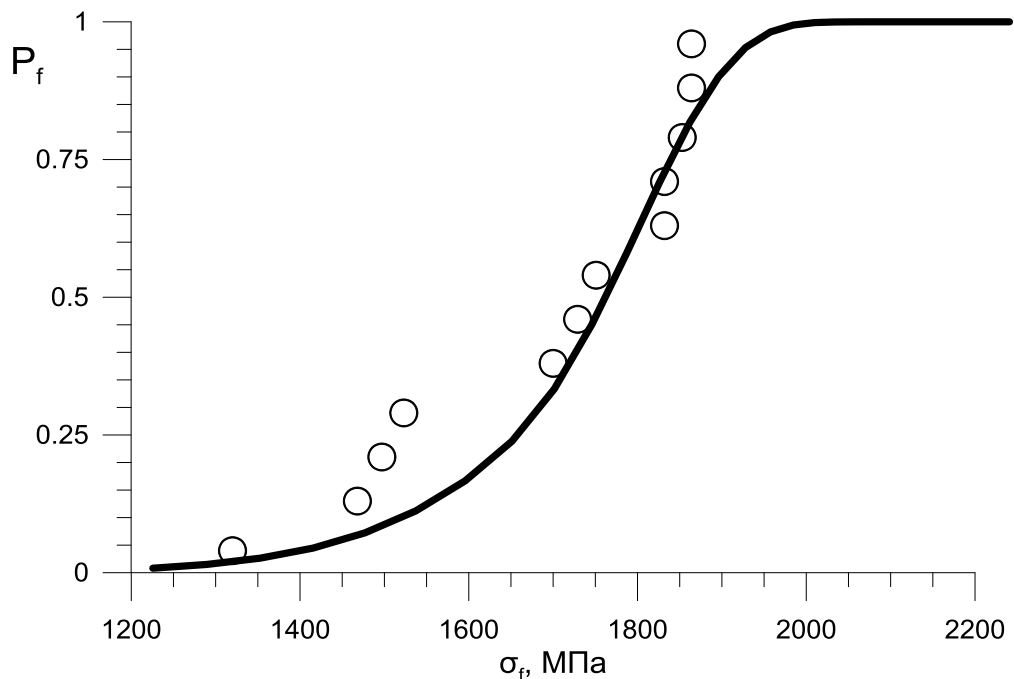


Рисунок 2.10 – Зависимости вероятности разрушения образцов типа NS ($R_1=0,5$ мм) от σ_f при $T=-140^\circ\text{C}$ для стали 15X2НМФА-А в охрупченном состоянии: \circ – экспериментальные данные, линия – расчет по модели «Прометей-М».

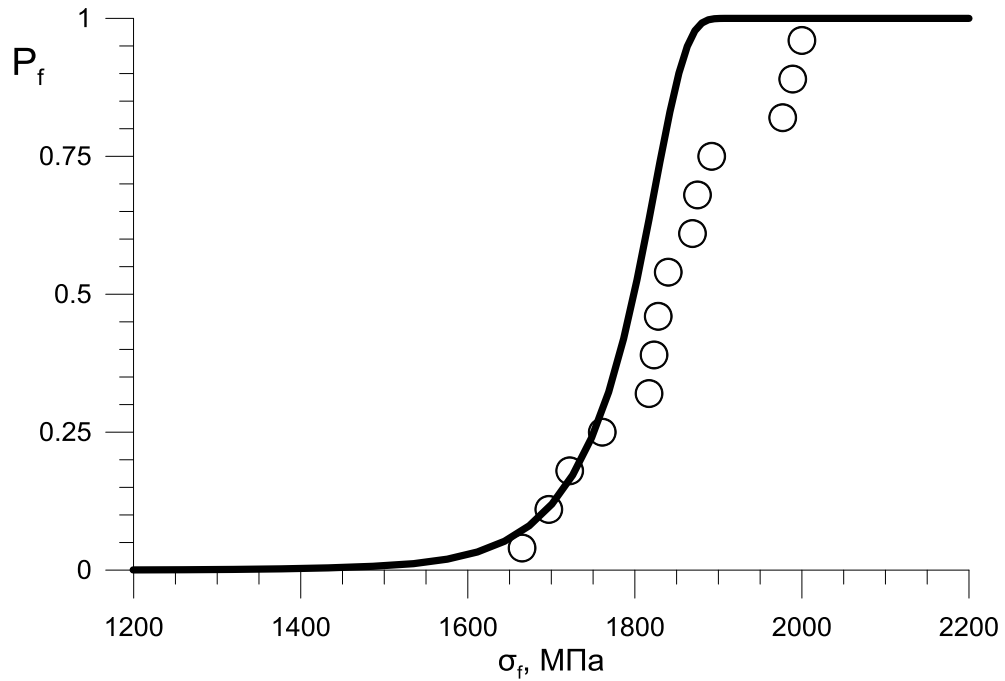


Рисунок 2.11 – Зависимости вероятности разрушения образцов типа NS ($R_1=1$ мм) от σ_f при $T=-100^\circ\text{C}$ для стали 15X2НМФА-А в охрупченном состоянии: \circ – экспериментальные данные, линия – расчет по модели «Прометей-М».

Представленные результаты показывают, что модернизированная модель «Прометей-М» позволяет при одних и тех же параметрах достаточно адекватно описать хрупкое разрушение образцов различного типа при разной температуре испытания для разного состояния материала. Это означает, что обеспечен полный перенос экспериментальных данных с одного типа образцов на другой, причем испытания этих образцов могут быть проведены при разных температурах.

Относительно полученных значений параметров модели «Прометей-М» целесообразно отметить следующее. Поскольку значения целого ряда параметров модели оказались инвариантными к состоянию корпусной реакторной стали, по-видимому, эти значения могут быть приняты и для других корпусных сталей подобного класса. Таким образом, для корпусных реакторных сталей, а также сталей с близкой микроструктурой с некоторым приближением можно принять $\xi=15$, $\tilde{\sigma}_c=3740$ МПа, $\eta=5$, $g=94$, $\lambda=7 \cdot 10^{-3}$ 1/МПа. Следует отметить, что в общем случае $\tilde{\sigma}_c$ зависит от размера зерна, а также от степени и типа разориентировки зерен (граница наклона или граница кручения). В то же время, учитывая, что технологии изготовления корпусов реакторов подобны и реакторные стали имеют схожую микроструктуру, в первом приближении можно принять величину $\tilde{\sigma}_c$ одной и той же для всех корпусных реакторных сталей со структурой отпущенного бейнита и/или мартенсита. По-видимому, как и $\tilde{\sigma}_c$, параметр σ_{d0} может быть принят независимым от состояния корпусной стали и равным $\sigma_{d0}=1300$ МПа.

Таким образом, параметры $\tilde{\sigma}_c$ и ξ , характеризующие сопротивление распространению микротрещины, могут быть приняты независимыми от степени охрупчивания материала. В общем случае увеличение степени охрупчивания материала связано со снижением параметра $\tilde{\sigma}_d$, характеризующим сопротивление зарождению микротрещин, а также с увеличением σ_Y , приводящим к росту σ_1 у вершины трещины и, следовательно, к увеличению вероятности распространения микротрещин.

2.5. Выводы по главе 2

1. Выполнена модернизация вероятностной модели хрупкого разрушения «Прометей». В рамках этой модернизации предложены:

- более точная формулировка условия зарождения микротрещин скола, которая включает (а) более общую зависимость, связывающую параметр m_T , характеризующий уровень локальных напряжений в голове дислокационного скопления, с температурно-зависимой компонентной предела текучести; (б) случайную ориентацию локальных напряжений у дислокационного скопления;

- новое уравнение для расчета вероятности хрупкого разрушения при произвольной сложной истории нагружения материала.

Модернизированная модель названа модель «Прометей-М».

2. Обработка экспериментальных данных и выполненные расчеты показали, что параметры (ξ и $\tilde{\sigma}_c$), характеризующие сопротивление распространению микротрещины, могут быть приняты независимыми от степени охрупчивания материала. К параметрам, зависящим от степени охрупчивания материала, следует отнести параметр $\tilde{\sigma}_d$, характеризующий сопротивление зарождению микротрещин, а также предел текучести σ_Y , определяющий уровень σ_1 у вершины трещины, и, следовательно, влияющий на распространение микротрещин.

3. Анализ полученных результатов позволяет принять для корпусных реакторных сталей следующие значения параметров модели: $\xi=15$, $\tilde{\sigma}_c=3740$ МПа, $\eta=5$, $g=94$, $\lambda=7 \cdot 10^{-3}$ 1/МПа, $\sigma_{d0}=1300$ МПа.

4. Выполнена верификация модели «Прометей-М». Показано, что эта модель, при одних и тех же параметрах позволяет описать хрупкое разрушение образцов различного типа и геометрии, при различных температурах испытания для материалов с различной степенью охрупчивания. Таким образом, модель «Прометей-М» позволяет использовать результаты испытаний любого типа образца, включая малоразмерные образцы-свидетели для прогнозирования трещиностойкости материала для таких объектов, как корпусов реакторов (КР) с постулируемым дефектом.

ГЛАВА 3. МОДЕРНИЗАЦИЯ ИНЖЕНЕРНОГО МЕТОДА ПРОГНОЗИРОВАНИЯ $K_{Jc}(T)$ НА БАЗЕ МОДЕЛИ «ПРОМЕТЕЙ-М»

3.1. Введение к главе 3

Более 10 лет назад был разработан метод для прогнозирования температурной зависимости трещиностойкости $K_{Jc}(T)$, названный «Единой кривой» («Unified Curve» сокращенно UC), [24]. Метод UC базировался на обобщении результатов расчета по модели «Прометей» [26 - 28].

Метод UC применяется для прогнозирования зависимости $K_{Jc}(T)$ в области хрупкого разрушения для сталей и сплавов с ОЦК решеткой, имеющих зависимость температурно-зависимой части предела текучести от температуры близкую к зависимости типичной для реакторных корпусных сталей. В отличие от хорошо известного метода «Master Curve» (MC), основы которого представлены в [18-20, 75], метод UC позволяет учитывать изменение формы кривой $K_{Jc}(T)$ в зависимости от степени охрупчивания материала.

Широкая верификация метода UC и его сопоставление с методом MC выполнена в работах [24, 25, 76, 77]. В статье [77] делается вывод, что метод MC лучше описывает экспериментальные данные по вязкости разрушения. В статьях [24, 76] делается вывод, что для материалов в исходном состоянии и с незначительной степенью охрупчивания прогноз $K_{Jc}(T)$ по UC совпадает с прогнозом по MC. С увеличением степени охрупчивания материала прогноз $K_{Jc}(T)$ по UC становится более адекватным, чем по MC. Выполненный в [25] анализ результатов, приведенных в статье [77], показал, что кажущееся преимущество MC перед UC в основном обусловлено рассмотрением результатов испытаний образцов Шарпи с трещиной, для которых типично завышенное значение K_{Jc} по сравнению с образцами типа CT [41, 78, 79], а также различием величины нижнего шельфа, принятой в MC и UC (в MC $K_{Jc}^{shelf} = 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, а в UC $K_{Jc}^{shelf} = 26 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$), а также использованием в [77] данных с завышенными значениями нижнего шельфа для сравнения MC и UC.

Данная ситуация в общем противоречит физике хрупко-вязкого перехода, типичного для α -железа и других материалов с ОЦК решеткой. На рис 3.1 представлена классическая схема хрупко-вязкого перехода при температуре T_{tr} с использованием зависимостей $K_{JC}(T)$ согласно методам МС и УС. Как видно из этого рисунка, при использовании концепции МС хрупко-вязкий переход (см. рис. 3.1а) имеет следующий характер. При изотермическом нагружении образца при $T < T_{tr}$ первым достигается условие $K_J = K_{JC}^{brittle}$, а, следовательно, разрушение произойдет хрупким образом. При $T > T_{tr}$ первым достигается условие $K_{JC} = K_{JC}^{ductile}$, поэтому при $T > T_{tr}$, старт трещины произойдет по механизму вязкого разрушения (не исключено, что при дальнейшем нагружении образца после вязкого подраста трещины произойдет хрупкое разрушение [29-32]). При использовании концепции УС хрупко-вязкий переход (см. рис. 3.1б) возможен только в случае, если $K_{JC}^{ductile} < K_{JC}^*$. Если $K_{JC}^{ductile} > K_{JC}^*$, то хрупко-вязкий переход отсутствует (т.к. при любой T $K_{JC}^{brittle} < K_{JC}^{ductile}$), что противоречит имеющимся экспериментальным данным. Учитывая, что $K_{JC}^{ductile}$ и K_{JC}^* слабо коррелирующие друг с другом параметры, случай, когда $K_{JC}^{ductile} > K_{JC}^*$, вполне возможен. Следовательно, в этом случае УС будет давать неадекватный и слишком консервативный прогноз $K_{JC}(T)$ в области хрупко-вязкого перехода.

Неадекватное описание $K_{JC}(T)$ согласно УС в области повышенных температур обусловлено следующими обстоятельствами. Рассчитанные по модели «Прометей» зависимости $K_{JC}(T)$ были аппроксимированы функцией гиперболического тангенса [24]. Коэффициенты в этой функции были определены исходя из получения наиболее точной аппроксимации нормализованной зависимости $K_{JC}(T)$ в области температур от -200°C до $+200^\circ\text{C}$. Этот диапазон температур покрывал большинство имеющихся на тот момент экспериментальных данных по трещиностойкости, которые могли быть использованы для верификации УС. Расширение (с момента опубликования статьи [24]) анализируемой базы данных по $K_{JC}(T)$ для

материалов с высокой степенью охрупчивания показало целесообразность расширения диапазона температур для адекватного описания $K_{JC}(T)$.

В связи тем что, модель «Прометей», на которой основан метод УС, была существенно развита и разработана модель «Прометей-М» (см. главу 2) и с учетом отмеченных выше недостатков возникла необходимость пересмотра и модернизации метода УС. Эта модернизация выполнена в настоящей главе. Основные положения настоящей главы также представлены в [80].

Модернизированный метод был назван метод «Модернизированной единой кривой» («Advanced Unified Curve», сокращенно AUC).

3.2. Моделирование зависимости $K_{JC}(T)$ для материалов с различной степенью охрупчивания

3.2.1. Основные параметры, контролирующие $K_{JC}(T)$

Зависимости $K_{JC}(T)$ для различной степени охрупчивания материала рассчитываются с помощью «Прометей-М» модели, представленной в главе 2. При этом принимается, что увеличение степени охрупчивания материала обусловлено его нейтронным облучением.

3.2.1.1. Диаграмма деформирования

Диаграмма деформирования аппроксимируется функцией

$$\sigma_{eq} = \sigma_Y + A_0 \varepsilon^n, \quad (3.1)$$

где σ_{eq} – интенсивность напряжений, σ_Y – предел текучести, A_0 и n параметры, контролирующие деформационное упрочнение материала, $\varepsilon = \int d\varepsilon_{eq}^p$ – накопленная пластическая деформация, $d\varepsilon_{eq}^p$ – интенсивность приращения пластической деформации.

Предел текучести представляется в виде

$$\sigma_Y = \sigma_{YG} + \sigma_{YS}, \quad (3.2)$$

где σ_{YG} – температурно-независимая компонента предела текучести, σ_{YS} – температурно-зависимая компонента предела текучести.

Зависимость σ_{YS} от температуры описывается функцией вида

$$\sigma_{YS} = b \cdot \exp[-h(T + 273)], \quad (3.3)$$

где b и h константы материала, независящие от температуры, T температура в °С.

Согласно [75, 81-83] при нейтронном облучении σ_{YS} практически не изменяется, и всё упрочнение материала происходит за счет увеличения σ_{YG} . Поэтому справедливо условие

$$\Delta\sigma_Y = \Delta\sigma_{YG}. \quad (3.4)$$

Результаты испытаний показывают, что различные перлитные и бейнитные стали имеют практически одинаковую зависимость $\sigma_{YS}(T)$ несмотря на то, что они имеют различные зависимости $\sigma_Y(T)$. На рис. 3.2 показаны температурные зависимости $\sigma_{YS}(T)$ для различных сталей, представленных в таблице 3.1.

На рис. 3.2 видно, что все экспериментальные данные хорошо описываются одной и той же кривой. Имеется только одно исключение – данные в температурном интервале 250÷350 °С для стали 15X2НМФА-А в термически охрупченном состоянии. Аномальное повышение предела текучести в указанном температурном диапазоне связано со склонностью этой стали к динамическому деформационному старению. За пределами этого диапазона экспериментальные данные по σ_{YS} хорошо описываются указанной кривой.

Обработка экспериментальных данных (за исключением данных для стали 15X2НМФА-А в температурном интервале 250÷350°С) уравнением (3.3) дает: $b = 993$ МПа и $h = 8,74 \cdot 10^{-3}$ 1/°С.

Нейтронное облучение слабо влияет на деформационное упрочнение материала [81, 82]. Поэтому значения A_0 и n в уравнении (3.1) могут быть приняты одними и теми же, как в исходном, так и в охрупченном состоянии материала.

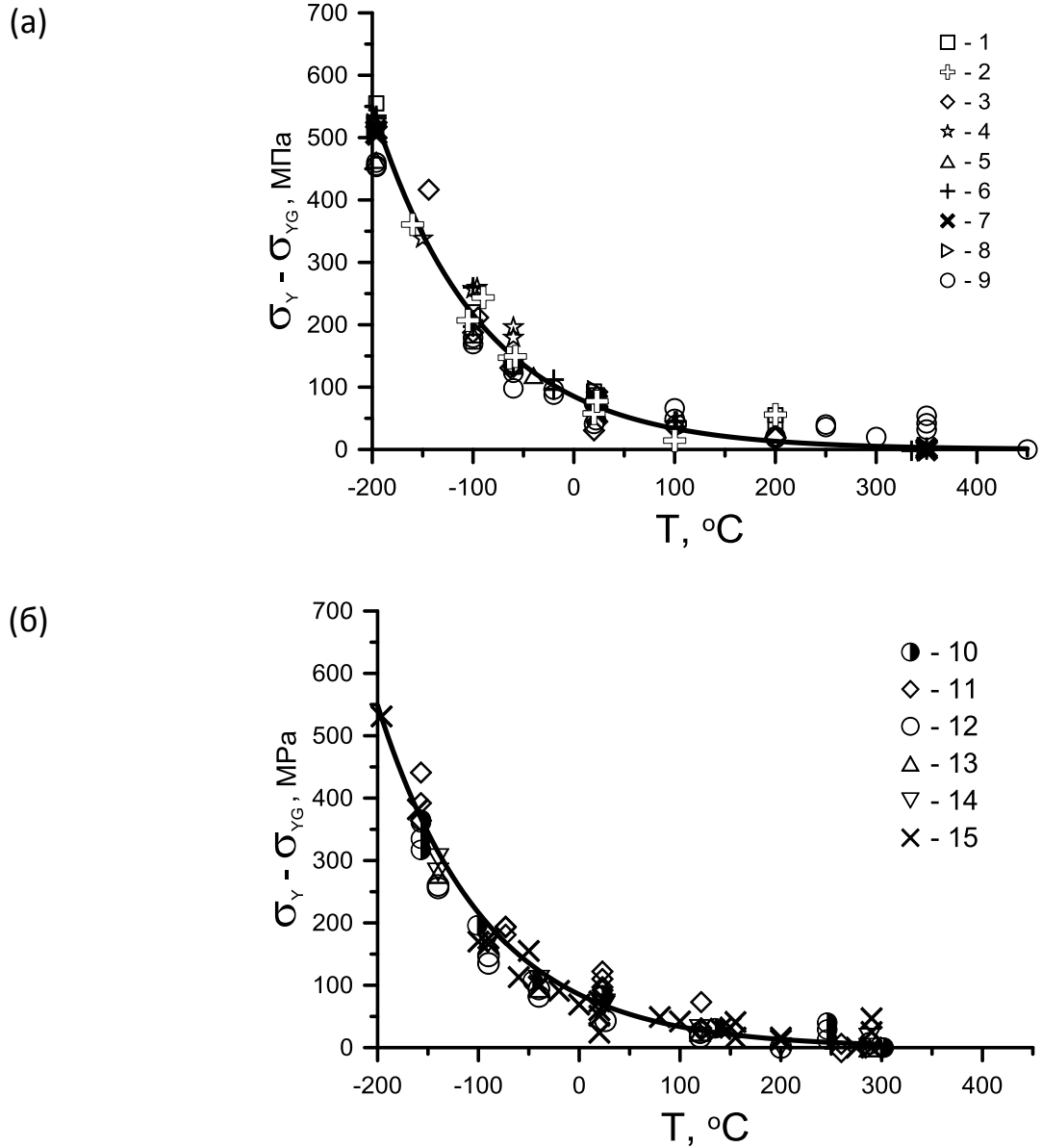


Рисунок 3.2 – Зависимость σ_{YS} от температуры: точки - экспериментальные значения для Российских корпусных сталей и их сварных швов (а) и для сталей A533 и их швов (б); линия – аппроксимация экспериментальных данных уравнением (3.3), нумерация приведена в соответствии с таблицей 3.1.

Таблица 3.1 – Материалы, представленные на рис. 3.2.

№	Материал	Состояние	σ_Y при $T=20^\circ\text{C}$, МПа	σ_{YG} , МПа	Ссылка
оригинальные экспериментальные данные					
1	Сталь 09Г2С-А	исходное	309	267	*
2	Шов, выполненный проволокой Св-08Г2С	исходное	357	290	*
3	Сталь 09Г2С	исходное	365	307	*
4	Сталь 09Г2С-А	облученное, $F=1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$	500	431	*
5	Сталь 10ГН2МФА	исходное	525	456	*
6	Сталь 15Х2НМФА-А	исходное	580	510	[24]
7	Сталь 15Х2НМФА-А	облученное, $F=2.5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$	638	569	*
8	Шов, выполненный проволокой Св-09ГХНМТАА	облученное, $F=2.5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$	639	556	*
9	Сталь 15Х2НМФА-А	термически охрупченное	900	846	[24]
экспериментальные данные из [22 - 24]					
10	Сталь А533-В	исходное	461	379	[84]
11	Сталь JRQ	исходное	467	415	[86]
12	A533 gr.B cl.1(HSST Plate 02)	исходное	487	424	[85]
13	Шов Weld 68 (HSST Plate 02)	исходное	-	494	[85]
14	Шов Weld 69 (HSST Plate 02)	исходное	638	569	[85]
15	Сталь марки А533-В	облученное, $F=(1.7 \div 2.4) \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$	668	565	[84]

* –оригинальные данные, полученные в ЦНИИ КМ «Прометей» .

Значения параметров A_0 и n при различных температурах испытаний для стали 15X2НМФА-А в исходном состоянии представлены в таблице 3.2 [24]. Аналогично зависимости $\sigma_{YS}(T)$ примем, что деформационное упрочнение материала может быть описано одной и той же зависимостью для различных корпусных реакторных сталей.

Таким образом, при моделировании нейтронного облучения диаграмма деформирования описывается уравнениями (3.1) и (3.2). При этом зависимость $\sigma_{YS}(T)$, а также параметры A_0 и n могут быть приняты одними и теми же для различных корпусных реакторных сталей как в исходном, так и в охрупченном состояниях.

Под влиянием облучения из параметров, описывающих диаграмму деформирования, изменяется лишь один параметр σ_{YG} , при этом выполняется уравнение (3.4).

Таблица 3.2 – Значения параметров A_0 и n в уравнении (3.1) для стали 15X2НМФА-А в исходном состоянии [24]

Параметр	Температура, °С						
	-196	-100	-60	-20	20	100	350
A_0 , МПа	679	685	622	629	590	557	537
n	0,499	0,470	0,460	0,490	0,490	0,490	0,500

3.2.1.2. Параметры $\tilde{\sigma}_c$ и ξ

Значение критического напряжения хрупкого разрушения S_c , контролирующего распространение микротрещин практически не изменяется под воздействием нейтронного облучения [28, 81, 82]. Поэтому значения параметров $\tilde{\sigma}_c$ и ξ , контролирующих распространение микротрещин, можно принять независимыми от нейтронного облучения и равными значениям для исходного состояния материала. Согласно главе 2 для стали 15X2НМФА-А в исходном состоянии $\tilde{\sigma}_c=3740$ и $\xi=15$. При расчете $K_{Jc}(T)$ указанные величины принимаются как для исходного, так и для охрупченного состояния стали 15X2НМФА-А.

3.2.1.3. Параметры g и λ

Эти параметры характеризуют связь локального напряжения в голове дислокационной скопления с температурно-зависимой частью предела текучести. Согласно главе 2 параметры g и λ не зависят от степени охрупчивания материала, следовательно, эти параметры могут быть приняты одними и теми же как для материала в исходном, так и в охрупченном состоянии. Согласно главе 2: $g=94$, $\lambda=7 \cdot 10^{-3}$ 1/МПа.

3.2.1.4. Параметры σ_{d0} , $\tilde{\sigma}_d$ и η

Согласно главе 2 параметры σ_{d0} и η могут быть приняты независимыми от степени охрупчивания материала. Для стали 15X2НМФА-А эти параметры равны следующим значениям $\sigma_{d0}=1300$ и $\eta=5$.

В общем случае нейтронное облучение приводит к снижению $\tilde{\sigma}_d$ [27, 28]. Это снижение обусловлено тремя механизмами [28]:

а) ослабление прочности барьеров (например, ослабление связи «карбид-матрица»), на которых зарождаются микротрещины, за счет образования межфазных и зернограничных сегрегаций фосфора;

б) ослабление прочности барьеров за счет расклинивающего действия дислокационных петель, локализованных на межфазных границах;

в) увеличение вероятности образования дислокационных скоплений у различных внутризеренных барьеров за счет увеличения концентрации дислокационных петель и других дефектов, образующихся при нейтронном облучении.

3.2.2. Моделирование охрупчивания по различным механизмам

Охрупчивание материала при нейтронном облучении может быть смоделировано посредством изменения двух параметров: снижением $\tilde{\sigma}_d$ и увеличением σ_Y . Снижение $\tilde{\sigma}_d$ моделирует увеличение вероятности зарождение микротрещин, а увеличение σ_Y и, следовательно, увеличение σ_1 у вершины трещины, приводит к увеличению как вероятности зарождения, так и вероятности распространения микротрещин.

Моделирование трансформации $K_{JC}(T)$ в процессе нейтронного облучения будем проводить по трем вариантам.

В первом варианте рассмотрим охрупчивание материала по так называемому неупрочняющему механизму [28, 87], когда охрупчивание материала происходит не за счет увеличения σ_Y , а исключительно за счет образования сегрегаций фосфора на различных межфазных границах, а также на границах зерен [81]. Такой вариант охрупчивания соответствует моделированию зависимости $K_{JC}(T)$ для материала с различным содержанием фосфора, который был облучен одним и тем же флюенсом нейтронов F . При заданном флюенсе нейтронов F увеличение содержания фосфора в материале приводит к снижению $\tilde{\sigma}_d$.

Таким образом, охрупчивание материала по неупрочняющему механизму моделируется понижением $\tilde{\sigma}_d$ при неизменном упрочнении материала $\Delta\sigma_Y$. Согласно работам [81, 88] при нейтронном облучении, типичном для корпусов реакторов ВВЭР наибольшее значение $\Delta\sigma_Y=300$ МПа.

Во втором варианте рассмотрим охрупчивание материала по так называемому упрочняющему механизму, когда охрупчивание материала происходит исключительно за счет увеличения предела текучести [28, 87].

Такой вариант охрупчивания соответствует моделированию зависимости $K_{Jc}(T)$ для материала с очень низким содержанием фосфора, облучаемого до различного уровня флюенса нейтронов. Охрупчивание материала исключительно за счет его упрочнения (за счет увеличения σ_Y) реализуется в материале, в котором содержание фосфора ниже его предельной растворимости. В этом случае сегрегаций фосфора, приводящих к снижению $\tilde{\sigma}_d$, не образуется; снижение $\tilde{\sigma}_d$ может происходить только за счет увеличения плотности дислокационных петель и преципитатов [27, 28].

Предельным случаем упрочняющего механизма является ситуация, когда охрупчивание материала происходит при $\tilde{\sigma}_d = \text{const}$ только за счет увеличения действующих напряжений σ_1 в зоне пластической деформации у вершины трещины, связанного с увеличением σ_Y . Увеличение σ_1 практически при неизменной величине $\tilde{\sigma}_c$ приводит к распространению микротрещин при более низком уровне нагружения образца, то есть к охрупчиванию материала. Во втором варианте моделирования $K_{Jc}(T)$ будем рассматривать предельный случай упрочняющего механизма: $\tilde{\sigma}_d = \text{const} = \tilde{\sigma}_d^{\text{initial}} = 13500$ МПа, а $\sigma_Y = \sigma_Y^{\text{initial}} + \Delta\sigma_Y$, где $\tilde{\sigma}_d^{\text{initial}}$, $\sigma_Y^{\text{initial}}$ – значения $\tilde{\sigma}_d$ и σ_Y для материала в исходном состоянии (до облучения). Значение $\Delta\sigma_Y$ варьируется от 100 до 500 МПа.

В третьем варианте рассмотрим охрупчивание материала, происходящее по двум механизмам одновременно: упрочняющему и неупрочняющему. Данный вариант охрупчивания наиболее типичен при облучении корпусных реакторных сталей.

Поскольку в данном случае охрупчивание материала при облучении обусловлено как снижением $\tilde{\sigma}_d$, так и увеличением σ_Y , при моделировании $K_{Jc}(T)$ с помощью модели «Прометей-М» необходимо каким-то образом установить связь между $\tilde{\sigma}_d$ и σ_Y .

Эта связь может быть установлена исходя из известного эмпирического соотношения [81, 89]

$$\Delta T_{100} = k \cdot \Delta \sigma_Y, \quad (3.5)$$

где $\Delta\sigma_Y$ – приращение предела текучести, обусловленное нейронным облучением;

ΔT_{100} – сдвиг референсной температуры T_{100} , обусловленный нейронным облучением, T_{100} – температура, соответствующая медианному значению трещиностойкости $K_{Jc(\text{med})} = 100 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ для образцов толщиной $B=25 \text{ мм}$;

k – некоторый эмпирический параметр, обычно варьируемый от 0,4 до 0,6 [81, 89, 90], $^{\circ}\text{C}/\text{МПа}$. При оценке величины ΔT_{100} примем $k=0,5 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{МПа}$.

Предлагается следующий алгоритм моделирования степени охрупчивания материала за счет изменения параметров $\tilde{\sigma}_d$ и σ_Y .

1. Назначается величина приращения предела текучести $\Delta\sigma_Y$.
2. Определяется диаграмма деформирования материала с учетом того, что $\Delta\sigma_{YG} = \Delta\sigma_Y$ в соответствии с разделом 2.1.1.
3. Проводится расчет напряженно-деформированного состояния (НДС) образца для диаграммы деформирования материала, определенной по п. 2.
4. Рассчитывается $K_{Jc}(T)$ для материала в исходном состоянии при $\tilde{\sigma}_d = 13500 \text{ МПа}$, определенном в главе 2.
5. Рассчитывается $K_{Jc}(T)$ для материала в охрупченном состоянии со значениями $\tilde{\sigma}_d$, меньшими, чем для исходного состояния. Определяется такая величина $\tilde{\sigma}_d$, при которой выполняется условие (3.5) при $k=0,5 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{МПа}$.
6. Переход к п. 1 с назначением большей величины $\Delta\sigma_Y$.

Для моделирования охрупчивания материала при нейтронном облучении были проведены оценки $\tilde{\sigma}_d$ и определены зависимости $K_{Jc}(T)$ для величин $\Delta\sigma_Y = 100, 200, 300, 400$ и 500 МПа .

3.2.3. Расчет напряженно-деформированного состояния

Для моделирования $K_{Jc}(T)$ был выбран образец типа СТ толщиной 25 мм с 20 % боковыми канавками.

Расчет НДС проводился методом конечных элементов (МКЭ) в 3^х-мерной упругопластической постановке с использованием программного

комплекса ANSYS. Упругопластическое деформирование материала описывалось теорией течения. Использовались 20-ти узловые изопараметрические элементы. Минимальный размер конечного элемента составлял 5 микрон. После проведения расчетов МКЭ все компоненты напряжений и деформаций усреднялись по объему элементарной кубической ячейки, линейный размер которой принимался равным 50 микрон [24]. Осреднение проводилось исходя из начальных размеров конечных элементов, то есть до изменения их геометрии в процессе деформирования. Осредненные поля напряжений и деформаций являлись входной информацией для расчета $K_{JC}(T)$ с использованием модели «Прометей»-М.

3.2.4. Результаты расчета по модели «Прометей-М»

Расчеты $K_{JC(\text{med})}(T)$ были проведены для трех вариантов охрупчивания материала, рассмотренных в разделе 3.2.2. Расчет проводился в диапазоне температур от -200°C до 350°C , при этом значение $K_{JC(\text{med})}$ ограничивалось $500 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$. При расчете принималось, что во всем исследуемом диапазоне K_{JC} вязкий подрост трещины отсутствует. Такое допущение [24] было принято для анализа подобия кривых $K_{JC}(T)$ в области хрупкого разрушения. Этот анализ будет проведен в следующем разделе настоящей главы. Результаты расчетов $K_{JC(\text{med})}$ при моделировании охрупчивания по вариантам 1, 2 и 3 представлены на рисунках 3.3, 3.4 и 3.5 соответственно.

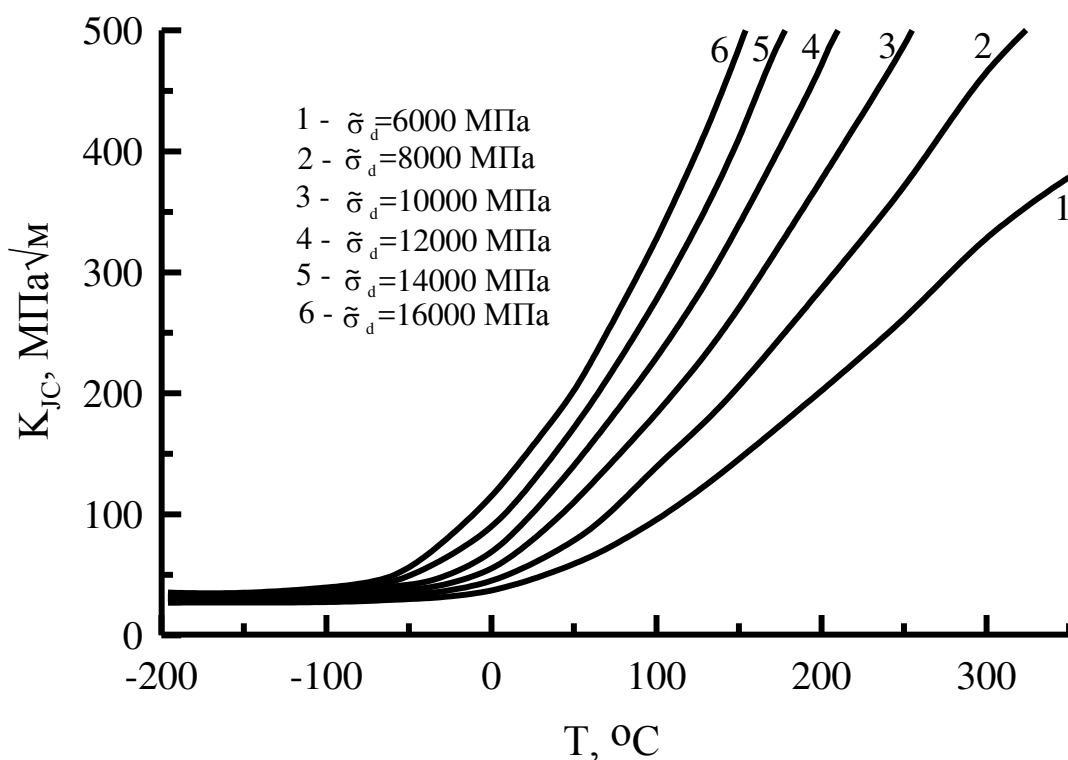


Рисунок 3.3 – Зависимости $K_{JC}(T)$, рассчитанные по модели «Прометей-М» для варианта 1 (охрупчивание по неупрочняющему механизму).

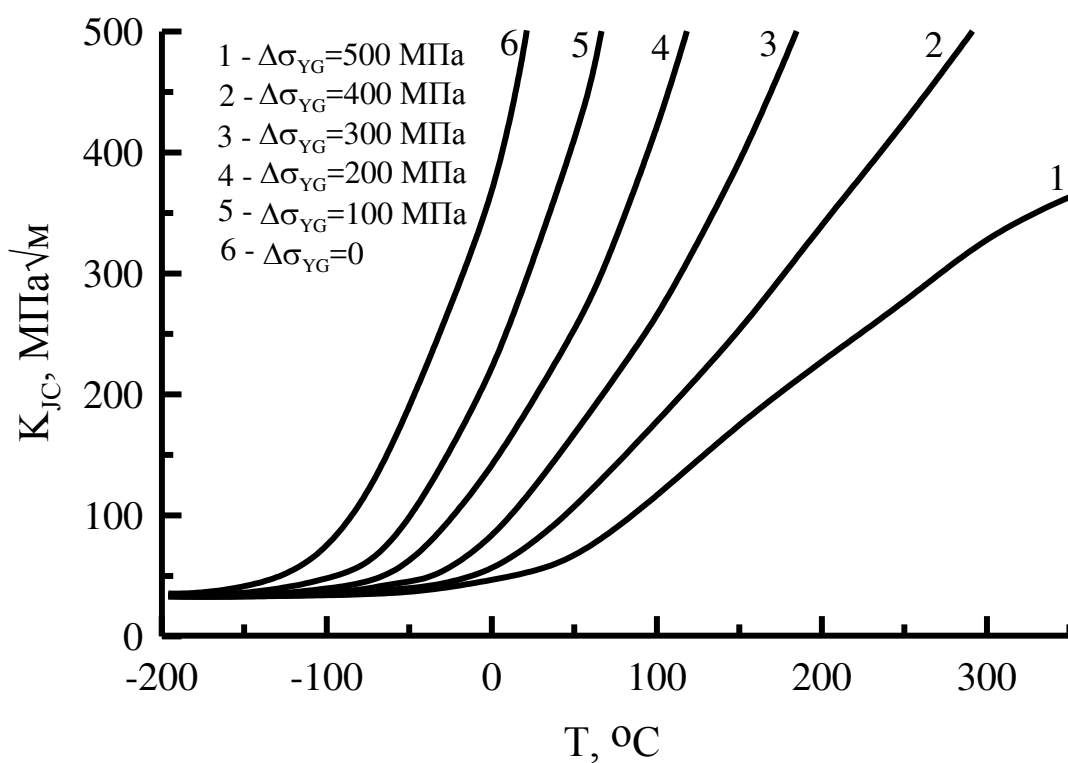


Рисунок 3.4 – Зависимости $K_{JC}(T)$, рассчитанные по модели «Прометей-М» для варианта 2 (охрупчивание по упрочняющему механизму $\Delta\sigma_Y = \Delta\sigma_{YG}$).

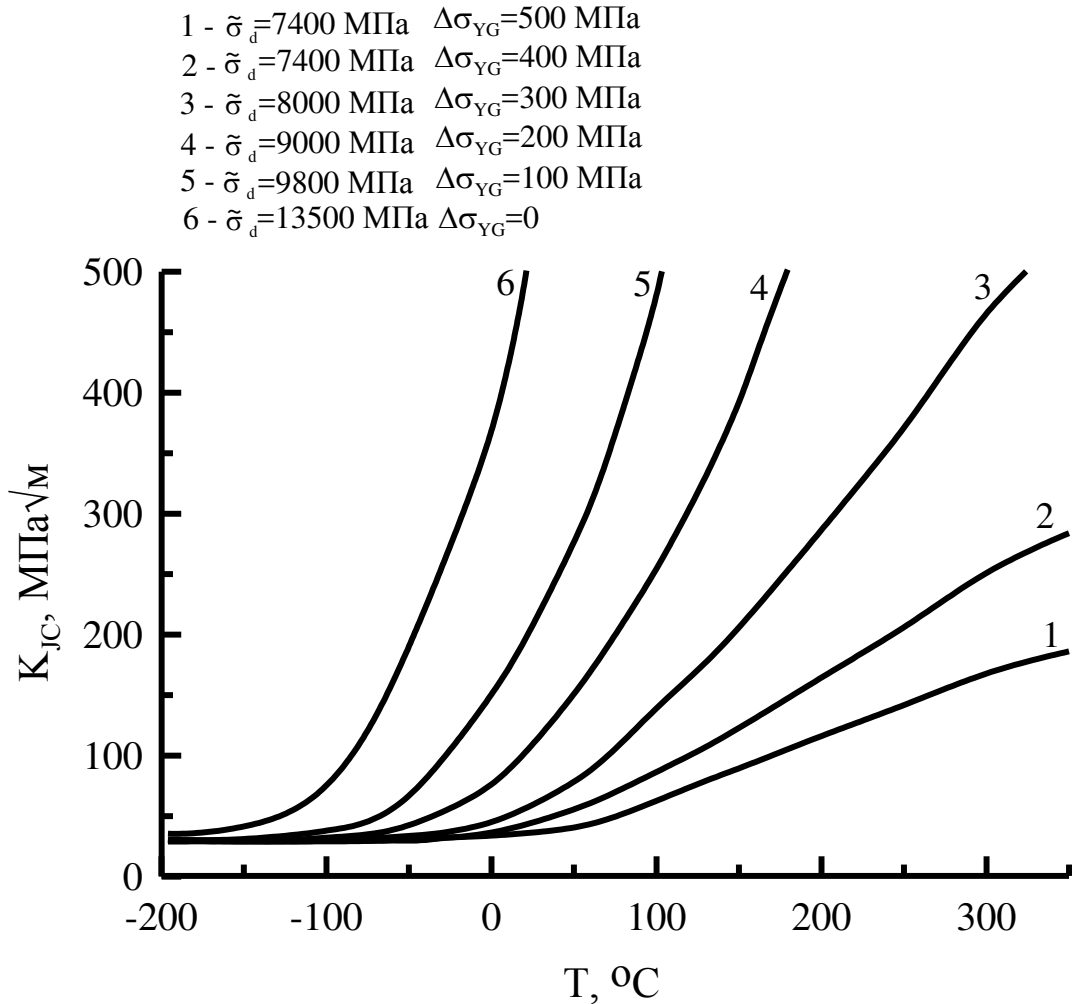


Рисунок 3.5 – Зависимости $K_{JC}(T)$, рассчитанные по модели «Прометей-М» для варианта 3 при условии $\Delta T_{100}=0,5\Delta\sigma_Y$ (охрупчивание, протекающее одновременно по упрочняющему и по неупрочняющему механизмам).

3.3 «Advanced Unified Curve»

Все зависимости $K_{JC(\text{med})}(T)$, полученные при моделировании охрупчивания материала по 3-м вариантам, были нормализованы с помощью зависимости вида

$$Y \equiv \frac{K_{JC(\text{med})} - K_{JC}^{\text{shelf}}}{K_{JC(\text{med})}^{100} - K_{JC}^{\text{shelf}}} = f(T), \quad (3.6)$$

где $K_{JC(\text{med})}^{100}$ – медианное значение трещиностойкости при $T = 100$ °С; K_{JC}^{shelf} – медианное значение трещиностойкости на нижнем шельфе кривой $K_{JC}(T)$. В качестве K_{JC}^{shelf} принималось значение $K_{JC(\text{med})}$ при $T = -200$ °С.

Зависимости $f(T)$ для трех вариантов моделирования охрупчивания материала представлены на рис. 3.6 (а, б, в). Из рис. 3.6 видно, что максимальные значения Y увеличиваются с ростом степени охрупчивания материала. Данный результат связан с тем, что с ростом степени охрупчивания материала температура, при которой все еще реализуется хрупкое разрушение, возрастает.

Как видно на рис. 3.6, для каждого варианта моделирования охрупчивания все кривые $K_{JC}(T)$ сворачиваются практически в единую кривую (Unified Curve). На рис. 3.7 приведены три кривые, каждая из которых является результатом осреднения семейства кривых, представленных на рис. 3.6а (кривая 1 на рис. 3.7), 3.6б (кривая 2 на рис. 3.7) и 3.6в (кривая 3 на рис. 3.7), то есть для трех вариантов моделирования охрупчивания. Как видно из рисунка 3.7, при $T \leq 165$ °С зависимости $Y(T)$ для трех вариантов совпадают. При $T > 165$ °С кривые $Y(T)$, полученные для различных вариантов, несколько различаются. Расчет по варианту 3 дает промежуточную кривую $Y(T)$ между кривыми, рассчитанными по варианту 1 и варианту 2. Этот результат достаточно очевиден, так как вариант 3 соответствует моделированию охрупчивания одновременно по двум механизмам: неупрочняющему (вариант 1) и упрочняющему (вариант 2). Учитывая, что наиболее типичной ситуацией при нейтронном облучении

является охрупчивание материала одновременно по двум механизмам, в дальнейшем будем рассматривать зависимость $Y(T)$, рассчитанную по варианту 3.

На рис. 3.8 построена зависимость $Y(T)$, полученная при моделировании по варианту 3 (кривая 1), и кривая $Y(T)$, рассчитанная согласно методу УС [24] (кривая 2). Из рис. 3.8 видно, что УС недооценивает трещиностойкость при повышенных температурах. Для устранения этого недостатка был разработан метод «Модернизированной Единой кривой» («Advanced Unified Curve»).

Для аппроксимации кривой 1 на рис. 3.8, в рамках разработке метода AUC, должна быть выбрана функция отвечающая следующим требованиям:

- поскольку кривая 1 на рис. 3.8 практически полностью совпадает с кривой 2 при $T \leq 130$ °С, то при этих температурах AUC должна совпадать с УС.

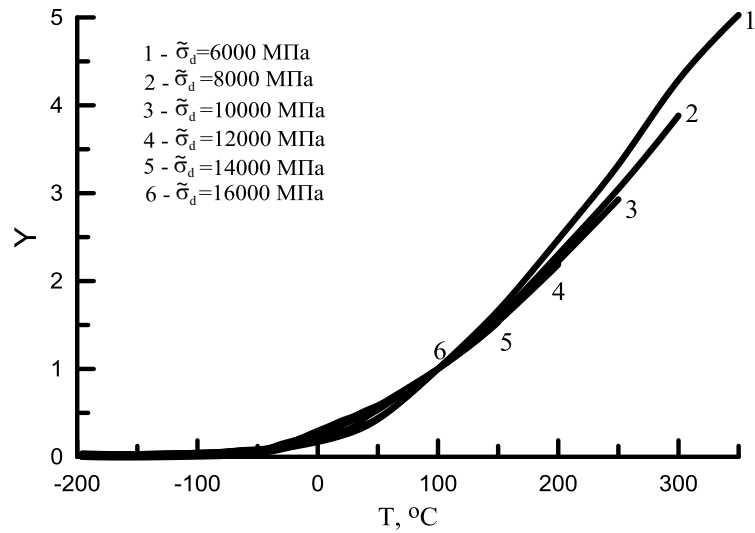
- с хорошей точностью описывать кривую 1 на рис. 3.8 в диапазоне 130 °С < T < 350 °;

- обеспечивать непрерывность и гладкость этой функции в диапазоне от -273 °С до 450 °С;

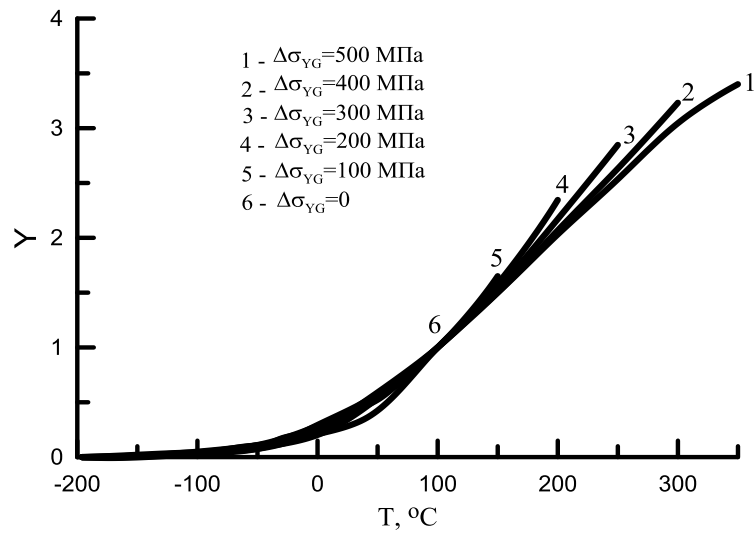
- обеспечивать монотонное возрастание этой функции с ростом T вплоть до температуры 450 °С, ниже которой существует потенциальная возможность хрупкого разрушения для сильно охрупченных и высокопрочных сталей с ОЦК-решеткой; при $T \approx 450$ °С для большинства указанных сталей начинают проявляться эффекты ползучести и, следовательно, образование микротрещин скола и реализация хрупкого разрушения становятся маловероятными событиями;

- обеспечивать простую процедуру определения параметров этой функции по результатам испытаний образцов при различных температурах на базе метода наибольшего правдоподобия.

а)



б)



в)

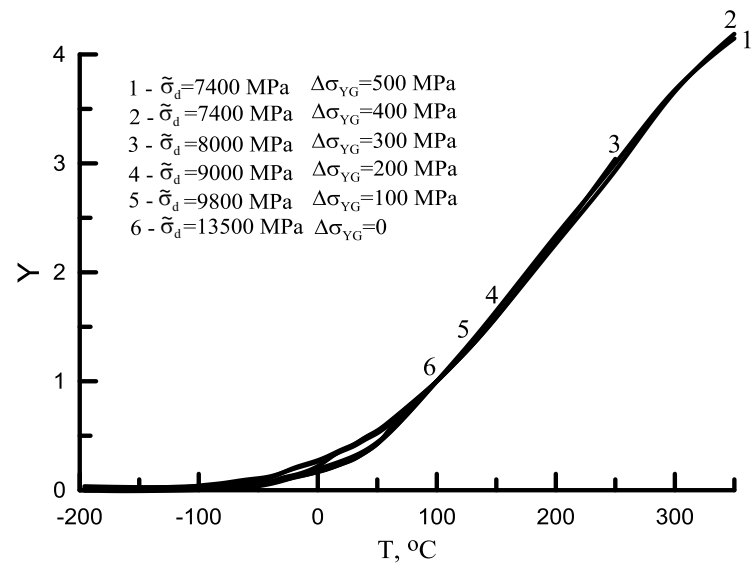


Рисунок 3.6 – Зависимости Y от температуры для варианта 1 (а), варианта 2 (б) и варианта 3 (в).

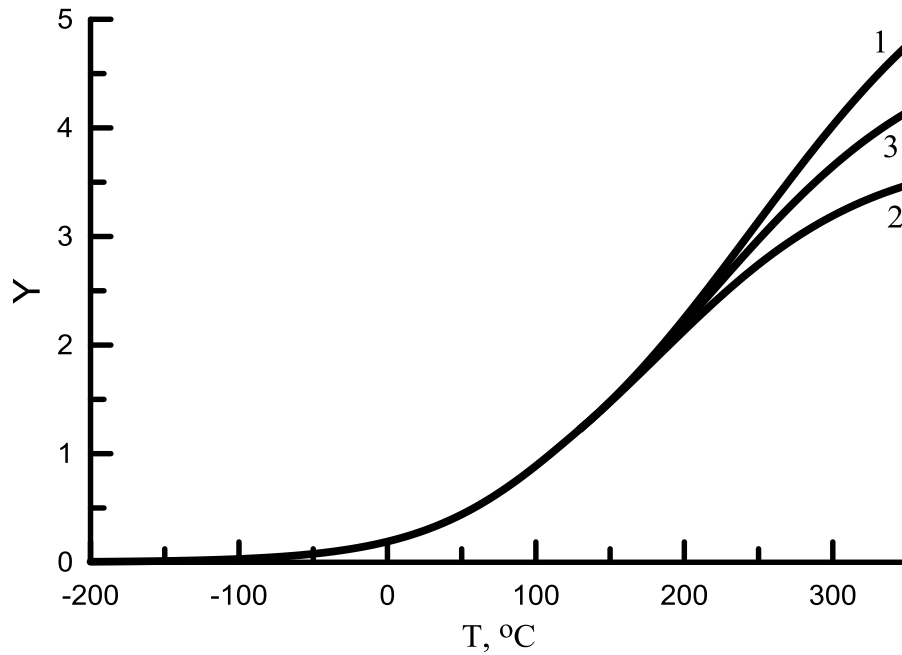


Рисунок 3.7 – Сопоставление осредненных кривых $Y(T)$, рассчитанных по вариантам 1, 2 и 3 (номера кривых соответствуют номерам вариантов).

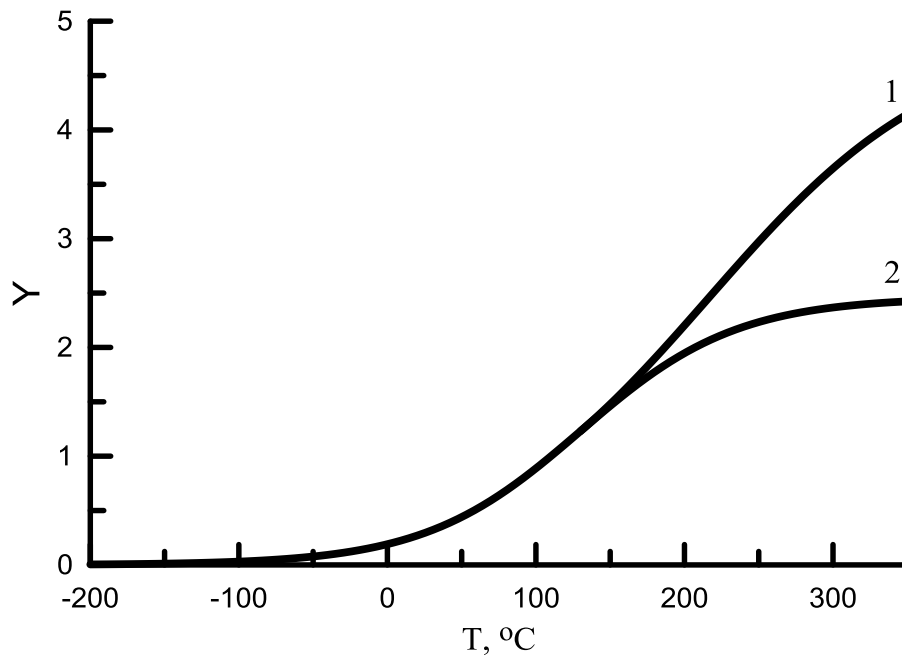


Рисунок 3.8 – Сопоставление кривых $Y(T)$, рассчитанных по УС [24] (кривая 2) и по варианту 3 (кривая 1).

Обозначим $Y(T)$ при $T \leq 130^\circ\text{C}$ как $f_1(T)$. Согласно расчетам в обоснование УС [24]

$$f_1(T) = b_1 \cdot \left(1 + \operatorname{th} \left(\frac{T - b_2}{b_3} \right) \right), \quad (3.7)$$

где $b_1=1,23$, $b_2=130^\circ\text{C}$; $b_3=105^\circ\text{C}$.

Предварительные оценки показали, что кривая 1 на рис. 3.8 при $T > 130^\circ\text{C}$ может быть аппроксимирована функцией вида (3.7), при этом параметры b_1 , b_2 , b_3 , конечно, отличаются от соответствующих параметров для УС. Обозначим $Y(T)$ при $T > 130^\circ\text{C}$ как

$$f_2(T) = c_1 \cdot \left(1 + \operatorname{th} \left(\frac{T - c_2}{c_3} \right) \right). \quad (3.8)$$

Для обеспечения непрерывности и гладкости кривой 1 при $T=130^\circ\text{C}$ коэффициенты c_1 , c_2 и c_3 в (3.8) определялись с учетом дополнительных условий

$$\begin{cases} f_1(T = 130^\circ\text{C}) = f_2(T = 130^\circ\text{C}) \\ f_1'(T = 130^\circ\text{C}) = f_2'(T = 130^\circ\text{C}) \end{cases} \quad (3.9)$$

В результате расчетов были получены следующие значения коэффициентов $c_1=2,45$, $c_2=216^\circ\text{C}$ и $c_3=157^\circ\text{C}$, которые обеспечивают условие (3.9).

Согласно [24] параметр Ω , контролирующей степень охрупчивания материала в УС, представляется в виде

$$\Omega = \left(K_{\text{JC}(\text{med})}^{100} - K_{\text{JC}}^{\text{shelf}} \right) \cdot a_1. \quad (3.10)$$

Тогда с учетом формул (3.7) - (3.9) подставляя численные значения коэффициентов в получим

$$K_{\text{JC}(\text{med})}(T) = K_{\text{JC}}^{\text{shelf}} + \Omega \cdot \Psi(T), \quad (3.11)$$

где

$$\Psi(T) = \begin{cases} \left(1 + \operatorname{th} \left(\frac{T - 130}{105} \right) \right) & \text{при } T \leq 130^\circ\text{C} \\ 1,99 \cdot \left(1 + \operatorname{th} \left(\frac{T - 216}{157} \right) \right) & \text{при } T > 130^\circ\text{C} \end{cases}. \quad (3.12)$$

Таким образом, с учетом (3.10)-(3.12) AUC может быть представлена в виде

$$K_{JC}(T) = K_{JC}^{shelf} + \Omega \cdot a_1 \cdot \left(1 + \operatorname{th} \left(\frac{T - a_2}{a_3} \right) \right), \text{МПа} \sqrt{\text{м}} \quad (3.13)$$

где $K_{JC}^{shelf} = 30 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$; T – температура, °С; если $T < 130$ °С, $a_1 = 1$, $a_2 = 130$ °С, $a_3 = 105$ °С; если $T \geq 130$ °С, $a_1 = 1,99$, $a_2 = 216$ °С, $a_3 = 157$ °С.

Следует отметить, что AUC корректно описывает $K_{JC}(T)$ до $T \leq 350$ °С, что соответствует верхней границе зависимости 1 на рис. 3.8.

Аналогично UC для AUC параметр Ω может быть определен на базе экспериментальных данных по K_{JC} при одной или нескольких температурах.

3.4. Сравнение AUC, UC и MC

3.4.1. База данных для сравнения AUC, UC и MC

Для сравнения различных методов должна быть использована база данных, отвечающая следующим требованиям.

1. Большинство результатов испытаний на трещиностойкость должны быть получены на образцах СТ. Использование образцов Шарпи с трещиной не рекомендуется.

Это требование объясняется известными особенностями параметров трещиностойкости, определенной на образцах Шарпи с трещиной (РСС). Известно [79, 90, 106], что значения K_{JC} , полученные при испытании образцов РСС, имеют больший разброс, чем образцы СТ. Кроме того, при испытании образцов РСС имеется больше некорректных согласно стандарту [20] значений, причем диапазон температур испытаний, в котором значения K_{JC} корректны, для образцов РСС существенно уже, чем для образцов СТ с толщиной $B \geq 12,5$ мм.

Некорректные значения K_{JC} могут быть получены при следующих условиях. Если при испытаниях хрупкое разрушение образца происходило после вязкого подраста трещины, величина которого превышала допусаемое значение и/или значение K_{JC} в момент разрушения превышает

$K_{JC(limit)}$ (где $K_{JC(limit)}$ – максимальное значение K_{JC} при котором J-интеграл еще контролирует НДС вблизи вершины трещины), такое испытание квалифицируется как некорректное, но его результаты учитываются при определении T_0 или Ω . Если разрушение образца было вязким, то это испытание исключалось из дальнейшего расчета T_0 или Ω .

Как правило, значения K_{JC} , полученные на РСС образцах, выше, чем K_{JC} для образцов СТ, что приводит к разности в значениях T_0 для этих образцов [90]. С увеличением температуры разница в значениях K_{JC} , полученных для РСС и СТ образцов, увеличивается [79, 106]. В результате зависимости $K_{JC}(T)$ для РСС образцов круче, чем для образцов СТ.

Детальное изучение особенностей параметров трещиностойкости для РСС и СТ образцов проводилось в [79, 106]. Зависимость отношения $J_{РСС}/J_{СТ-0.5}$ от параметра $M=b \cdot \sigma_Y/J_{РСС}$, полученная в [79], показана на рис. 3.9. Здесь $J_{РСС}$ и $J_{СТ-0.5}$ – значения J-интеграла для образцов РСС и СТ-0.5 соответственно.

Как видно из рис. 3.9, при уменьшении параметра $M=b \cdot \sigma_Y/J_{РСС}$ значение $J_{РСС}$ и отношение $J_{РСС}/J_{СТ-0.5}$ увеличиваются. Учитывая это, и принимая во внимание, что $J_{РСС}$ увеличивается с ростом температуры, можно сделать вывод о том, что зависимость $J_{РСС}(T)$ более крутая, чем $J_{СТ-0.5}(T)$.

На основе проведенных исследований авторы статьи [106] делают вывод, что различия в трещиностойкости между образцами СТ и РСС не могут быть объяснены влиянием масштабного эффекта, связанным исключительно со стохастической природой хрупкого разрушения, описываемой теорией наислабейшего звена.

Вышеуказанные причины показывают, что нецелесообразно использовать РСС образцы для объективного сравнения АУС, УС и МС, так как основное различие между этими методами состоит именно в описании формы кривой $K_{JC}(T)$.

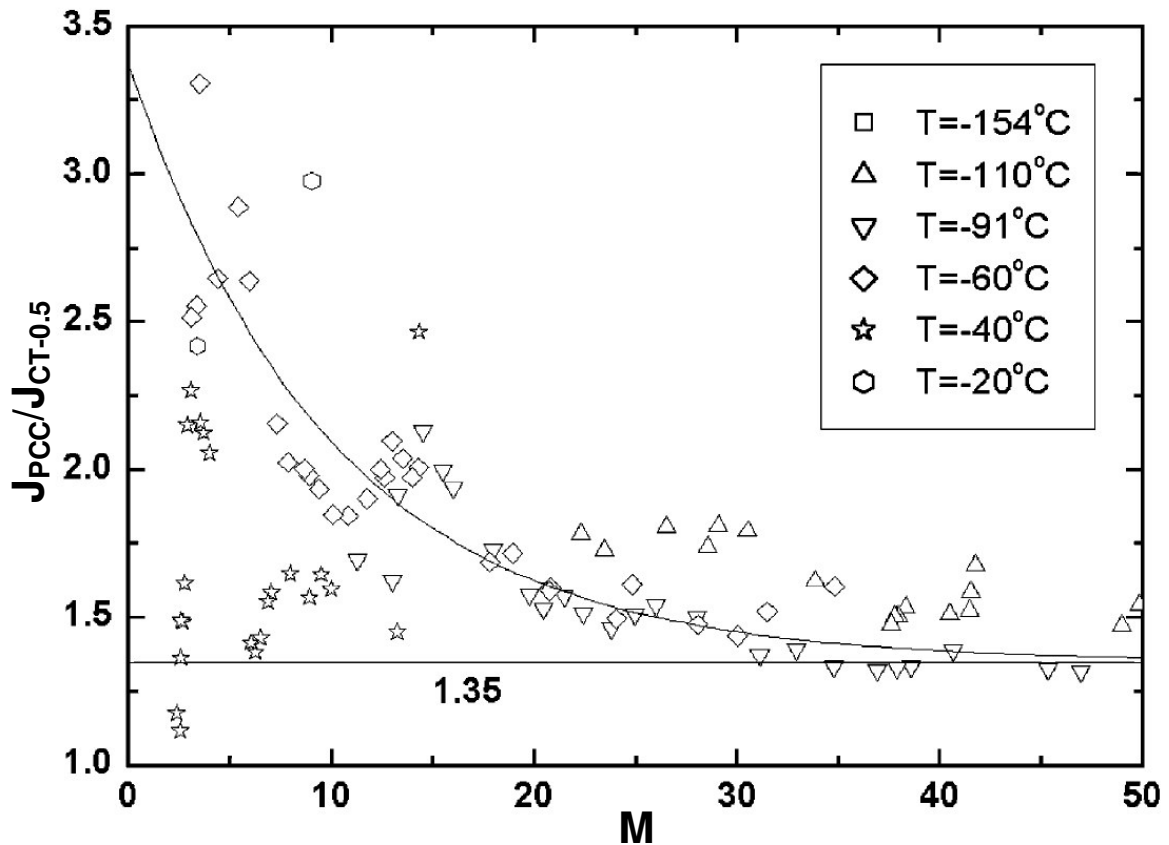


Рисунок 3.9 – Зависимость отношения $J_{PCC}/J_{CT-0.5}$ от параметра $M=b \cdot \sigma_Y/J_{PCC}$, приведенная в [79].

2. Количество некорректных значений K_{JC} в наборе данных должно быть достаточно малым.

Это требование связано со следующими причинами.

Некорректные значения K_{JC} не подчиняются вероятностному распределению, характерному для корректных значений K_{JC} , как в случае замены некорректных значений K_{JC} на $K_{JC(limit)}$, так и в случае, когда некоренное значение K_{JC} не корректируется. Если некоренное значение K_{JC} не корректируется, тогда разброс K_{JC} завышается по сравнению с разбросом, когда все значения K_{JC} корректные, и значение K_0 также завышается. Если некорректные значения K_{JC} корректируются согласно [20], то значение K_0 может быть как занижено, так и завышено.

Для большинства случаев некоренные значения K_{JC} (или полученные на их основе значения J-интеграла) не контролируют НДС вблизи вершины трещины. Очевидно, если мы хотим определить, какой метод - УС или МС - позволяет лучше прогнозировать реальную зависимость $K_{JC}(T)$, мы должны использовать такие значения K_{JC} , которые контролируют напряженно-деформированное состояние вблизи вершины трещины, т. е. корректные значения K_{JC} , для которых $K_{JC} < K_{JC(limit)}$ и величина вязкого подраста не превышает предельные значения.

Поэтому для объективного сравнения МС и УС должна использоваться база данных, содержащая в подавляющем большинстве корректные значения K_{JC} .

3. Экспериментальные значения K_{JC} для каждого набора должны быть получены в широком диапазоне температур испытаний.

Это требование вполне понятно, поскольку хорошо известно, что, когда значения K_{JC} получают в узком диапазоне температур, они могут одинаково хорошо быть описаны практически любой функцией.

4. Уровень нижнего шельфа K_{JC}^{shelf} должен быть принят одинаковым для всех методов АУС, УС и МС, что обеспечит адекватность их сравнения.

Дело в том, что при использовании метода наибольшего правдоподобия образцы, испытанные на нижнем шельфе зависимости $K_{JC}(T)$, имеют очень большой «вес» по сравнению с образцами, испытанными при более высоких температурах [25]. Поэтому при наличии данных по K_{JC} на нижнем шельфе зависимости $K_{JC}(T)$ различие в $4 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ в величине K_{JC}^{shelf} (для МС $K_{JC}^{shelf}=30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ для УС $K_{JC}^{shelf}=26 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$) может привести к значимому преимуществу АУС, УС или МС независимо от качества описания экспериментальных данных в области перехода от нижнего шельфа к верхнему. Если предметом сравнения является форма кривой, а не уровень

K_{JC}^{shelf} необходимо использовать одно и то же значение K_{JC}^{shelf} для всех сравниваемых методов.

Для всех методов принимается $K_{JC}^{shelf} = 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, что соответствует наиболее распространенному методу – МС.

Для сравнения AUC, UC и МС была использована база данных, представленная в [24] и расширенная в [76, 25], содержащая экспериментальные данные, представленные в [24, 75-77, 29-32, 81-99, 100-105]. Материалы, использованные сравнения AUC, UC и МС, приведены в таблице 3.3.

Для представленных в таблице 3.3 материалов механизмы хрупкого разрушения варьировались от внутризеренного скола и микроскола до межзеренного хрупкого разрушения. На рисунке 3.10 приведены примеры поверхности разрушения: на рисунке 3.10а – для термически охрупченной стали 15Х2НМФА (Материал №28), а на рисунке 3.10б – для облученной стали 25Х3НМ (Материал №34). Для охрупченной стали 15Х2НМФА разрушение преимущественно происходило по механизмам внутризеренного микроскола. Для облученной стали 25Х3НМ разрушение преимущественно происходило по механизму межзеренного хрупкого разрушения.

Таблица 3.3 – Результаты обработки рассматриваемой базы данных с использованием 3-х статистических параметров (L , δ и σ)

№	Материал	σ_Y при $T=20^\circ\text{C}$, МПа	T_0 , $^\circ\text{C}$	Ω_{AUC} , МПа $\sqrt{\text{M}}$	$Z_{\text{MC-AUC}}$	$\frac{\delta_{\text{MC}}}{\delta_{\text{AUC}}}$	$\frac{\sigma_{\text{MC}}}{\sigma_{\text{AUC}}}$	Ω_{UC} , МПа $\sqrt{\text{M}}$	$Z_{\text{UC-AUC}}$	Ссылки
1	Сталь A533B (ис*)	567	-148	7132	0	1,02	1,01	7132	0	[91]
2	Сталь A508 (ис)	650	-140	6180	-0,01	1,04	1,03	6180	-0,01	[91]
3	HY130L (ис)	955	-131	5128	-0,01	1,01	1,01	5128	-0,01	[91]
4	ABS DS (ис)	270	-91,3	2419	-0,07	1,11	1,12	2419	-0,07	[91]
5	Сталь A470 (ис)	-	-86,5	2249	-0,01	1,05	1,01	2249	-0,01	[92]
6	Сталь 15X2HMФА (ис)	565	-82,5	2062	-0,08	1,31	1,27	2062	-0,08	[93]
7	NVA (ис)	218	-72,1	1752	0,02	1,03	0,99	1752	0,02	[91]
8	Сталь 15X3HMФА (ис)	550	-67,4	1561	-0,03	1,32	1,1	1561	-0,03	[94]
9	Шов WF-70 (ис)	740	-63,5	1483	0,04	0,89	0,98	1483	0,04	[95]
10	Шов HSST (73W) (ис)	513	-61,3	1413	0	0,96	0,98	1413	0	[96]
11	Шов HSST (72W) (ис)	496	-60,4	1397	-0,02	0,99	1,02	1397	-0,02	[97]
12	Сталь A533 (JRQ) (ис)	480	-59,7	1357	-0,05	1,16	1,13	1357	-0,05	[75]
13	Шов WF-70 (ис)	790	-55,8	1256	-0,02	1,04	1,01	1256	-0,02	[95]
14	Сталь A508 (TSE-5&6)	605	-52,2	1205	-0,15	1,25	1,25	1205	-0,15	[97]
15	KWO RPV	-	-49,2	1098	-0,02	1,04	1,03	1098	-0,02	[98]
16	Сталь A508	-	-48	1088	-0,01	1,1	1,07	1088	-0,01	[92]
17	Сталь A508 (TSE-7)	450	-32,7	842	-0,1	1,3	1,23	842	-0,1	[97]
18	Сталь A533	-	-28,5	746	0	1,53	0,99	746	0	[92]
19	Сталь A508 (TSE-5&6)	710	-20,1	653	-0,15	1,23	1,2	653	-0,15	[97]
20	Сталь NiCrMoV	925	-11,3	584	-0,5	2,86	3,01	584	0,00	[91]
21	E36	303	21,2	306	-0,18	1,6	1,61	306	-0,18	[91]
22	Шов WF-70 (обл)	930	24,9	324	-0,03	1,21	1,07	324	-0,03	[95]
23	Шов HSST (72W) (обл)	620	29,3	323	-0,07	2,11	1,07	323	-0,07	[96]
24	Шов HSST (73W) (обл)	648	37,2	278	-0,07	0,96	1,03	278	-0,07	[96]
25	Сталь A533B	-	39,9	220	-0,47	1,82	1,62	220	-0,47	[99]
26	Сталь 15X2MФА (охр)	730	45,6	202	-0,18	1,91	1,47	202	-0,18	[24]
27	Шов WF-70 (обл)	860	49	197	-0,11	1,5	1,14	197	-0,11	[95]
28	Сталь 15X2HMФА (охр)	900	57,1	183	-0,72	6,87	2,69	185	0,02	[99]
29	NP2	676	69,0	136	-0,53	3,28	2,93	136	0,00	[91]
30	Сталь A533 JRQ (обл)	630	86,9	136	-0,01	1,29	0,92	137	-0,01	[75]
31	Шов KS01 (обл)	820	137	69	-0,25	7,96	2,23	71	0,01	[100]
32	Сталь 15X2MФА PTS-1 (охр)	1037	164	58	-0,16	10,76	4,63	63	-0,05	[101]
33	Шов KS01 (обл)	950	251	16	-0,1	3,88	2,53	19,2	-0,22	[97]
34	Сталь 25X3HM (обл)	931	130,6	68	-0,67	2,54	1,97	73	-0,03	[76]
35	A508 steel (embr)	-	66	155	-0,15	3,7	3,03	155	0,00	[102]
36	NiCrMoV steel (FD 1196)	910	-12,7	588	-0,14	1,62	1,31	588	-0,14	[103]
37	NiCrMoV steel (HD 9980)	1050	-7,4	514	-0,5	1,69	1,83	514	-0,5	[103]
38	A533B weld	600	111,7	73	0,17	0,53	0,76	73	0,17	[104]
39	A533B Cl.1	600	73,3	132	-0,23	4,23	1,36	132	-0,23	[104]
40	A533B Weld	600	19,5	326	0,08	0,82	0,88	326	0,08	[104]
41	CrMoV steel	620	62	147	-0,12	1,32	1,06	147	-0,12	[105]
42	CrMoV steel	640	47	193	-0,08	1,66	1,45	193	-0,08	[105]
43	NiMoV steel	570	22,2	294	-0,04	1,13	1,07	294	-0,04	[105]
44	17MoV8 4 steel	1082	180	47	-0,95	14,65	6,5	60	-0,36	[77]

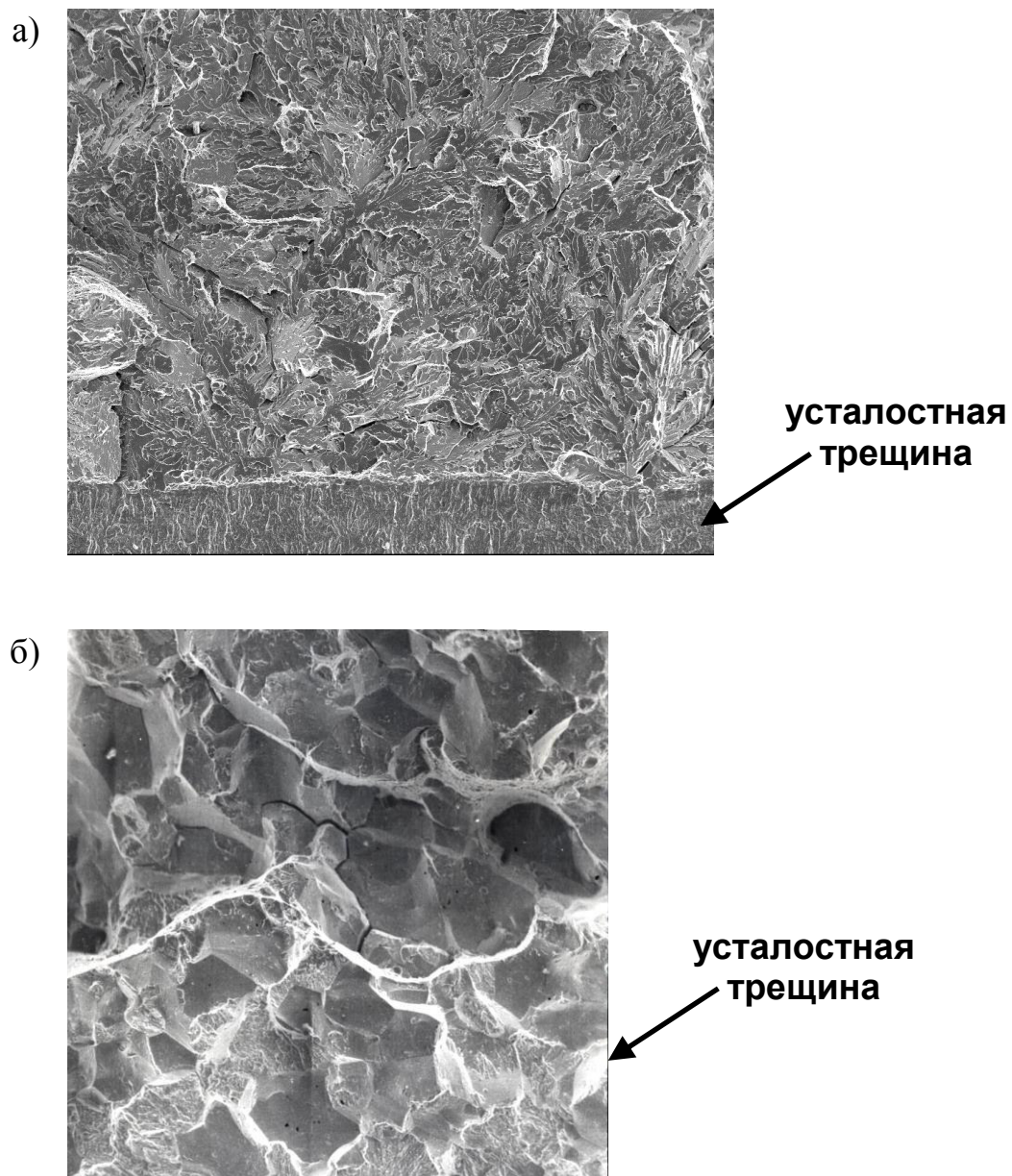


Рисунок 3.10. Примеры поверхности разрушения:

(а) – для термически охрупченной стали 15X2НМФА (Материал №28),

(б) – для облученной стали 25X3НМ (Материал №34).

3.4.2. Критерии и результаты сравнения различных методов

В качестве критериев сравнения методов AUC, UC и MC использовались параметры δ , σ и Z .

Параметр δ рассчитывается по формуле [24, 76]

$$\delta = \sqrt{\frac{1}{M} \cdot \sum_{j=1}^M (K_{JC(\text{med})j}^{\text{pr}} - K_{JC(\text{med})j}^{\text{exp}})^2} \quad (3.14)$$

где M – количество температур испытаний, $K_{JC(\text{med})j}^{\text{pr}}$ – прогнозное медианное значение K_{JC} , рассчитанное с помощью MC, UC или AUC при температуре T_j ; $K_{JC(\text{med})j}^{\text{exp}}$ – экспериментальное медианное значение K_{JC} , рассчитанное на основании экспериментальных данных, полученных при температуре испытаний $T=T_j$, полученное с помощью метода наибольшего правдоподобия по формуле [20]

$$K_{JC(\text{med})}^{\text{exp}} = K_{\min} + (K_0 - K_{\min}) \cdot [\ln(2)]^{1/4} \quad (3.15)$$

$$K_0 = \left[\sum_{i=1}^N (K_{JCi}^{\text{exp}} - K_{\min})^4 / r \right]^{1/4} + K_{\min} \quad (3.16)$$

где N – количество образцов, испытанных при температуре $T=T_j$, r – количество корректных образцов, испытанных при температуре $T=T_j$, K_{\min} – минимальное значение трещиностойкости, согласно [28, 18] $K_{\min} = 20 \text{ МПа} \cdot \sqrt{m}$, K_{JCi}^{exp} – экспериментальное значение K_{JC} , полученное для i -го образца.

Параметр σ рассчитывается по формуле [76]

$$\sigma = \sqrt{\frac{1}{N} \cdot \sum_{i=1}^N (K_{JC(\text{mean})i}^{\text{pr}} - K_{JCi}^{\text{exp}})^2} \quad (3.17)$$

где N – общее количество испытанных образцов, K_{JCi}^{exp} – экспериментальное значение K_{JC} , полученное для i -го образца, $K_{JC(\text{mean})i}^{\text{pr}}$ – прогнозное математическое ожидание для значений K_{JC} , рассчитанное с помощью MC, UC или AUC при температуре испытаний i -го образца. Используя свойства распределения Вебулла, $K_{JC(\text{mean})i}^{\text{pr}}$ может быть рассчитано по формуле [107]

$$K_{JC(\text{mean})i}^{\text{pr}} = \frac{K_{JC(\text{med})i}^{\text{pr}} - K_{\min}}{(\ln 2)^{1/4}} \Gamma\left(1 + \frac{1}{4}\right) + K_{\min} \quad (3.18)$$

где Γ – гамма функция.

Таким образом, параметры δ и σ могут быть использованы для количественного сопоставления экспериментальных и прогнозных кривых $K_{JC}(T)$. Параметр δ может быть использован, если число образцов, испытанных при температуре T_j достаточно велико для достоверного определения $K_{JC(\text{med})j}^{\text{exp}}$ для каждой температуры испытания. Если же количество образцов, испытанных при одной температуре невелико, то может быть использован параметр σ . Следует отметить, что свойства параметров σ и δ несколько отличаются. Если прогноз полностью совпадает с экспериментом, то $\delta=0$, но $\sigma \neq 0$. Тем не менее, оба параметра δ и σ уменьшаются, когда прогнозируемые результаты приближаются к экспериментальным данным.

Для количественного сравнения МС, УС и АУС могут быть использованы соотношения $\delta_{\text{МС}}/\delta_{\text{УС}}$ и $\sigma_{\text{МС}}/\sigma_{\text{УС}}$. Если $\delta_{\text{МС}}/\delta_{\text{УС}} > 1$ или $\sigma_{\text{МС}}/\sigma_{\text{УС}} > 1$, то УС описывает экспериментальные данные более адекватно, чем МС. Если же $\delta_{\text{МС}}/\delta_{\text{УС}} < 1$ или $\sigma_{\text{МС}}/\sigma_{\text{УС}} < 1$, то наоборот - МС описывает экспериментальные данные более адекватно, чем УС.

Параметр L метода наибольшего правдоподобия может быть рассчитан по формуле [75, 77]

$$L = \prod_{i=1}^N \frac{[4(K_{JC(i)} - K_{\min})^3]^{\delta_i}}{(K_0 - K_{\min})^{4\delta_i}} \cdot \exp\left(-\left(\frac{K_{JC(i)} - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}}\right)^4\right) \quad (3.19)$$

где $\delta_i=1$, если значение $K_{JC(i)}$ корректно, и $\delta_i=0$, если значение $K_{JC(i)}$ некорректно,

$K_0^{\text{pr}} - K_{\min} = (K_{JC(\text{med})}^{\text{pr}} - K_{\min}) \cdot [\ln(2)]^{-1/4}$ и $K_{JC(\text{med})}^{\text{pr}}$ рассчитываются согласно МС, УС или АУС.

При использовании метода наибольшего правдоподобия более адекватному прогнозу $K_{JC}(T)$ соответствует большее значение параметра L .

Это значит, что параметр L может быть использован для количественной оценки прогноза кривой $K_{JC}(T)$. Параметр L , рассчитанный по формуле (3.19) для МС обозначен L^{MC} , а для УС – L^{UC} .

Для количественного сравнения МС и УС необходимо сравнить L^{MC} и L^{UC} : если $L^{UC} > L^{MC}$, то УС описывает экспериментальные данные более адекватно, чем МС. Если $L^{UC} < L^{MC}$, то МС описывает экспериментальные данные более адекватно, чем УС.

Для сопоставления адекватности прогнозов по МС и УС для наборов с разным количеством данных воспользуемся параметром

$$Z_{MC-UC} \equiv \frac{\ln L^{MC}}{r} - \frac{\ln L^{UC}}{r} \quad (3.20)$$

Итак, если $Z_{MC-UC} < 0$, то УС описывает экспериментальные данные более адекватно, чем МС.

Для сравнения УС и АУС аналогично (3.20) введем параметр

$$Z_{UC-AUC} \equiv \frac{\ln L^{UC}}{r} - \frac{\ln L^{AUC}}{r} \quad (3.21)$$

Если $Z_{UC-AUC} < 0$, то АУС описывает экспериментальные данные более адекватно, чем УС.

3.4.3. Результаты сравнения AUC, UC и MC

С помощью критериев δ , σ и Z , рассмотренных в разделе 3.4.2, было проведено сравнение AUC и UC, а также AUC и MC. Список рассмотренных материалов, параметры T_0 и Ω , а также значения параметров δ , σ и Z , полученные при сравнении AUC, UC и MC, приведены в таблице 3.3. Обработка данных проводилась с помощью многотемпературного метода, представленного для UC в [24], для AUC – в [80], для MC – в [20]. Для всех методов принималось $K_{JC}^{shelf} = 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$. В качестве иллюстраций на рис. 3.11 приведено сопоставление экспериментальных данных по K_{JC} и прогнозных кривых, рассчитанных по AUC и MC.

При определении параметров T_0 и Ω учитывались как корректные, так и некорректные значения K_{JC} . В то же время для получения адекватных оценок при сравнении AUC и UC, а также AUC и MC по критериям δ , σ и Z учитывались только корректные значения K_{JC} .

В первую очередь сравним AUC и UC. Как следует из формул (3.7) и (3.13), при $T \leq 130^\circ\text{C}$ методы AUC и UC не отличаются. Наборов данных по K_{JC} , в которых имеются результаты, полученные при $T > 130^\circ\text{C}$, немного. Это наборы №20, 28-35, 44 из таблицы 3.3.

Для этих наборов на рис. 3.12 приведено сопоставление AUC и UC, а также AUC и MC с помощью критерия Z . Из рис. 3.12 видно, что AUC имеет преимущество как перед UC при $T_0 > 150^\circ\text{C}$, так и неоспоримое преимущество перед MC, по крайней мере для массивов, имеющих данные испытаний при $T > 130^\circ\text{C}$.

На рис. 3.13 приведено сопоставление методов AUC и MC с помощью критериев Z , δ и σ во всем исследуемом диапазоне температур испытаний. Наборы данных по K_{JC} , в которых имеются результаты, полученные при $T > 130^\circ\text{C}$, отмечены значком *.

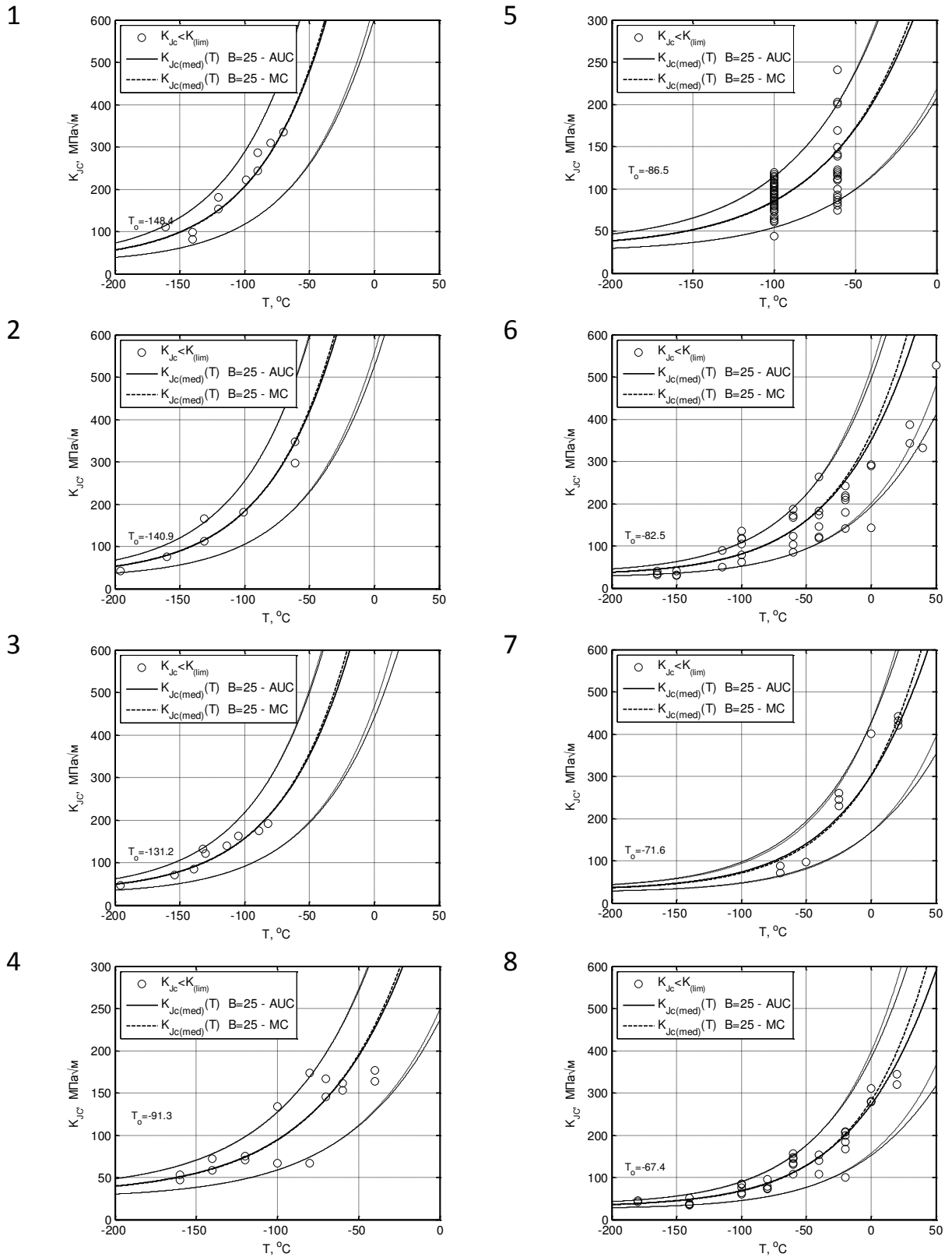
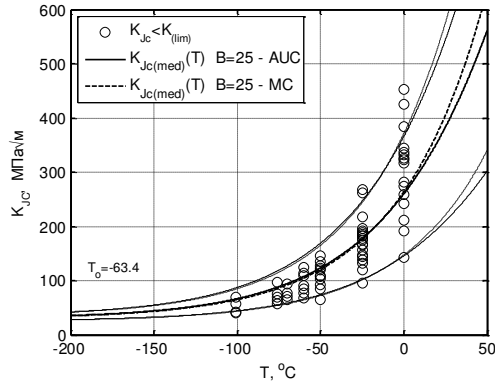
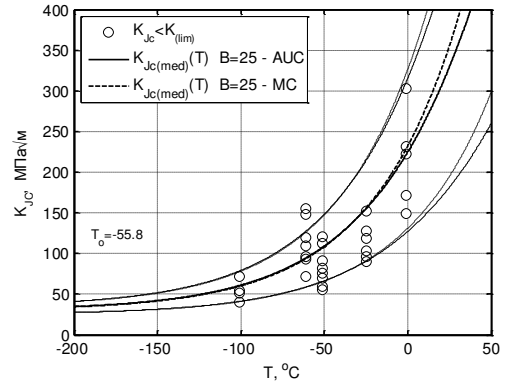


Рисунок 3.11 – Зависимость K_{Jc} от T для толщины 25 мм при вероятности разрушения P_f равной 0,05, 0,5 и 0,95 (--- – прогноз по MC, — – прогноз по AUC); точки – экспериментальные данные.

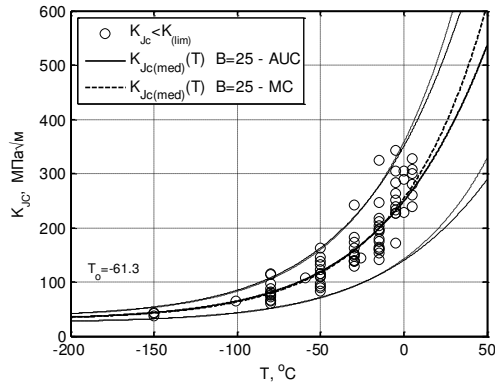
9



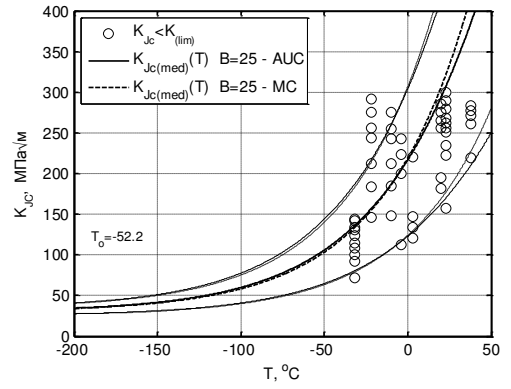
13



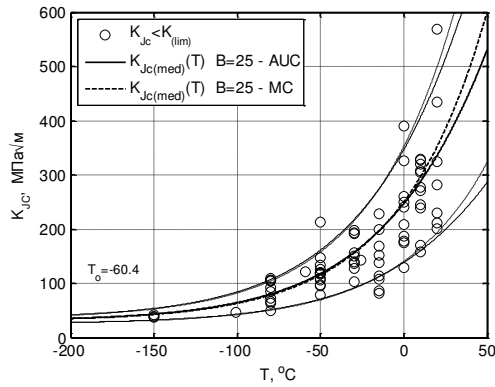
10



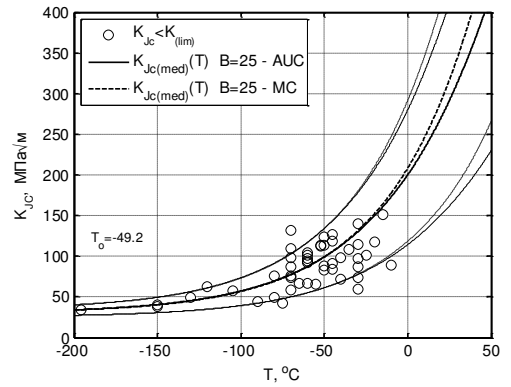
14



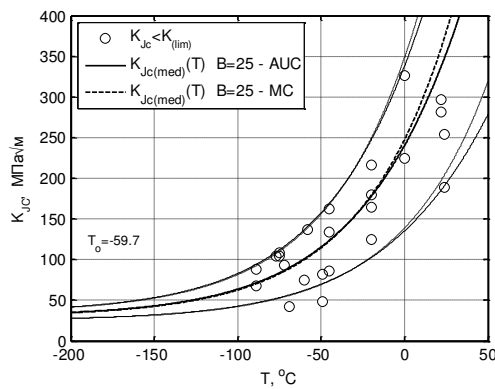
11



15



12



16

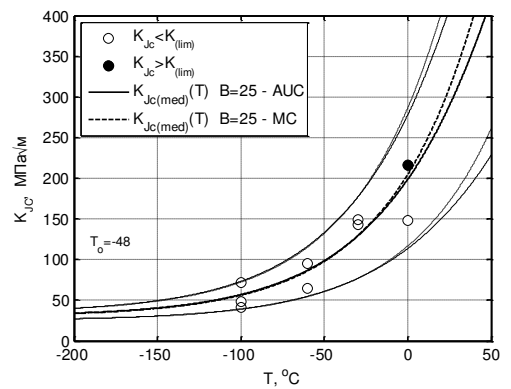
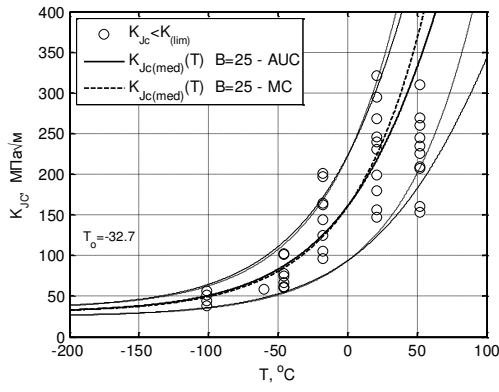
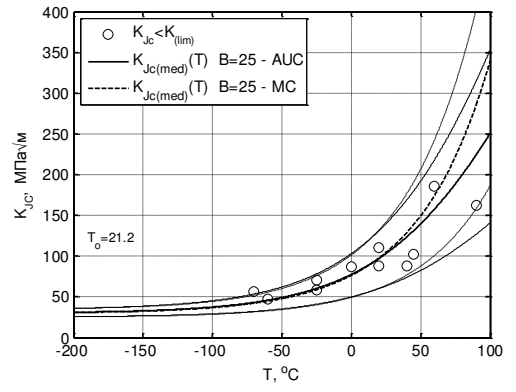


Рисунок 3.11 – (продолжение)

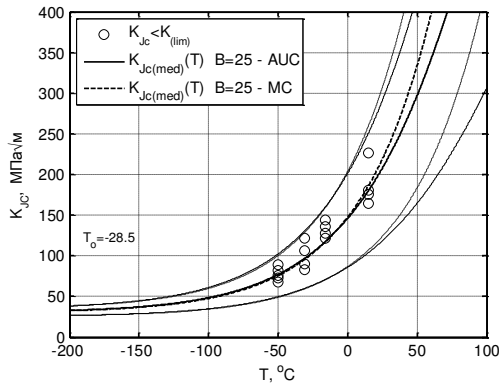
17



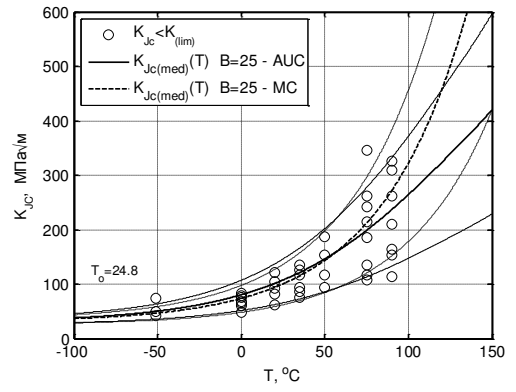
21



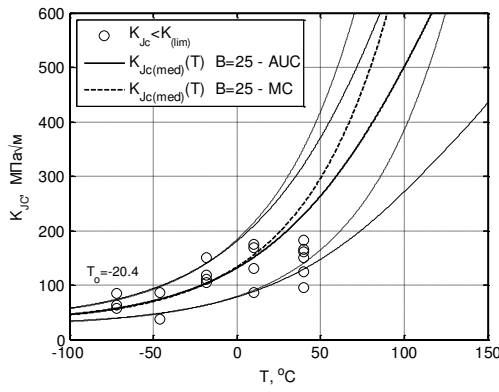
18



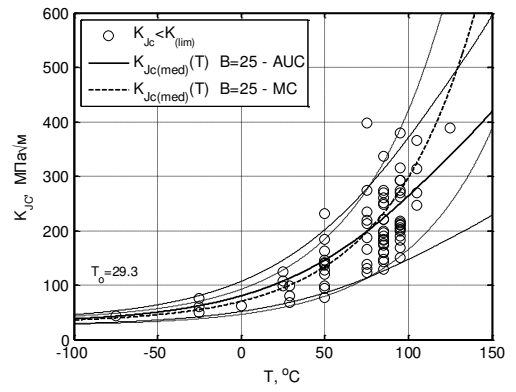
22



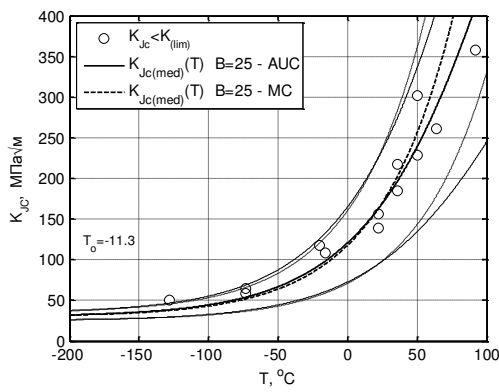
19



23



20



24

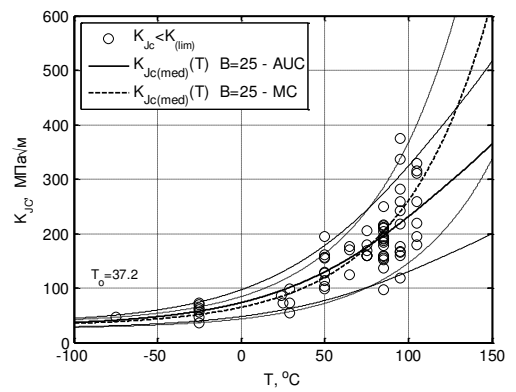
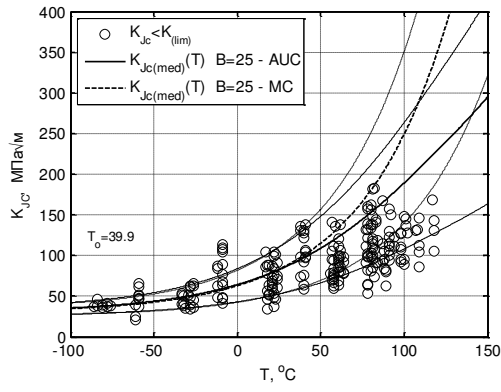
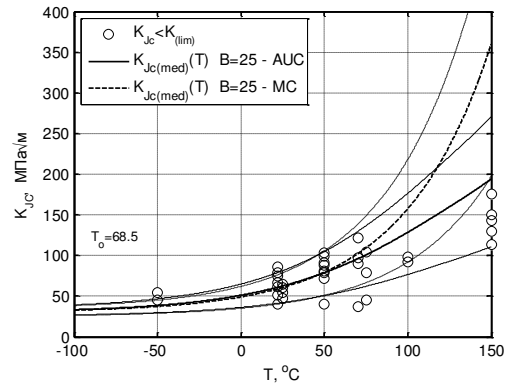


Рисунок 3.11 – (продолжение)

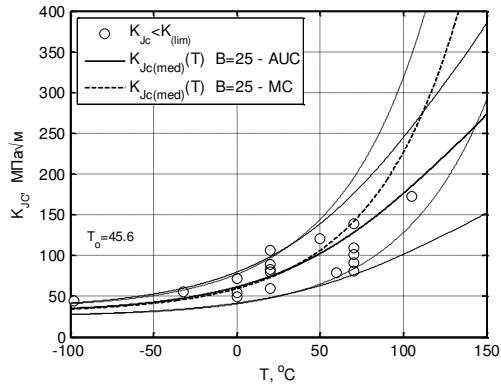
25



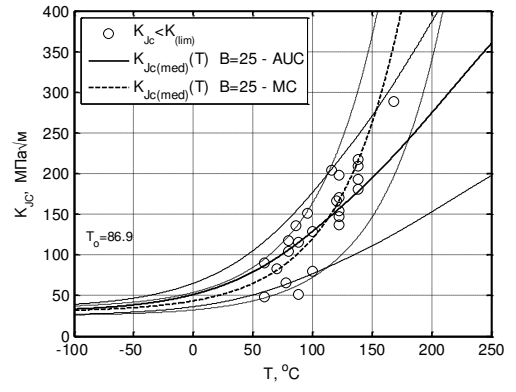
29



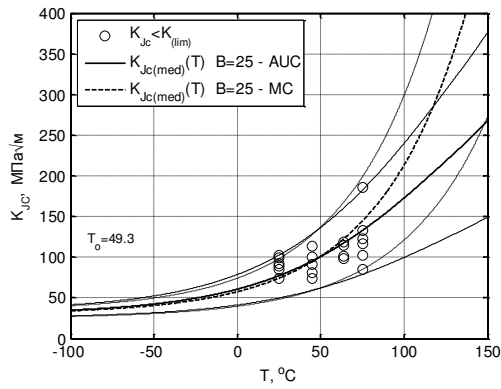
26



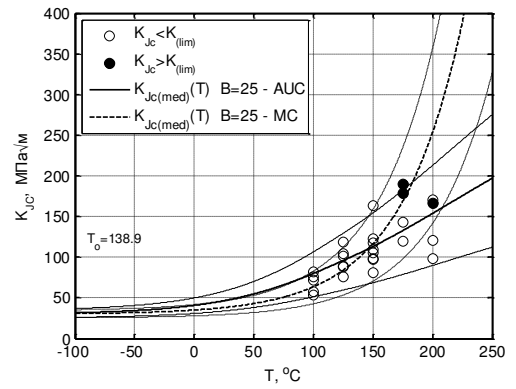
30



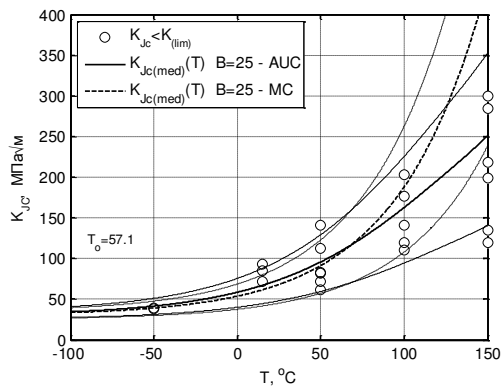
27



31



28



32

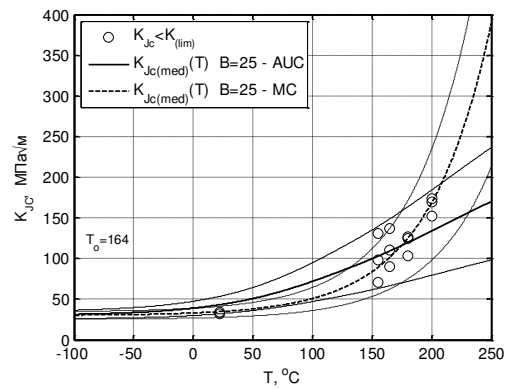
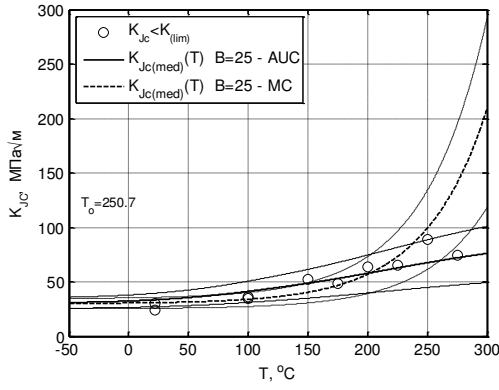
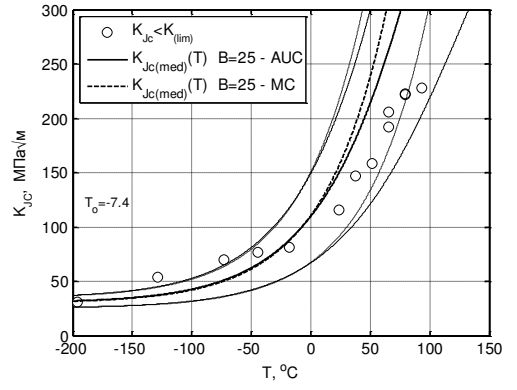


Рисунок 3.11 – (продолжение)

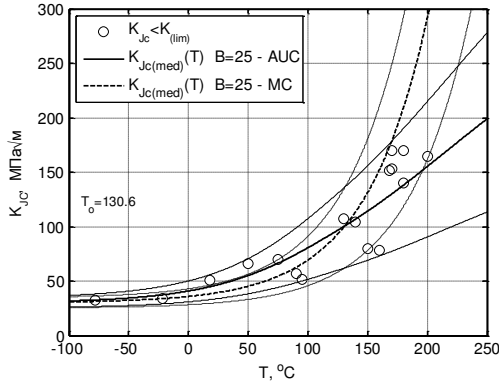
33



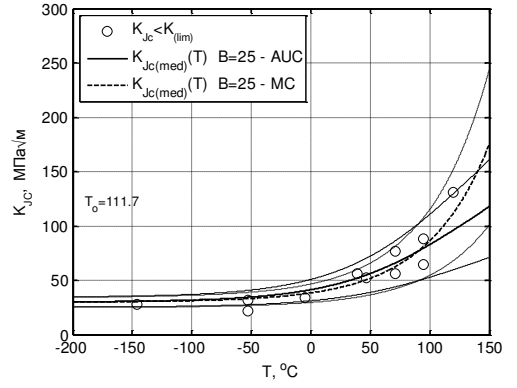
37



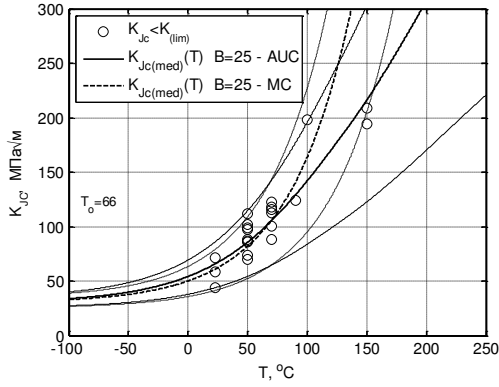
34



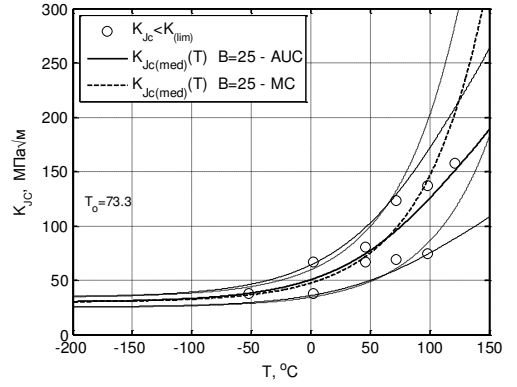
38



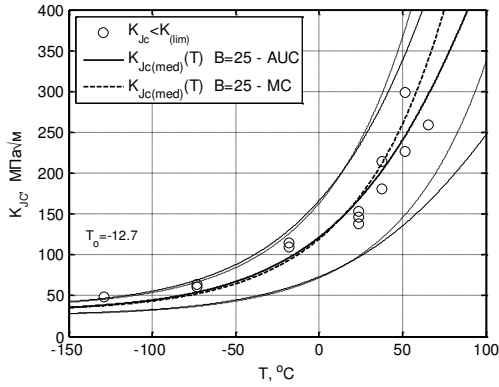
35



39



36



40

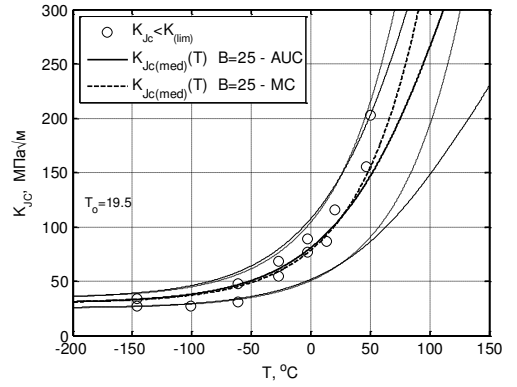
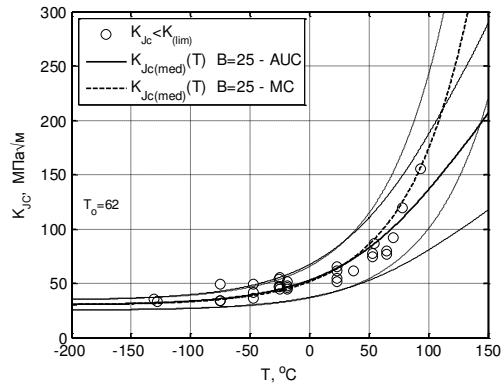
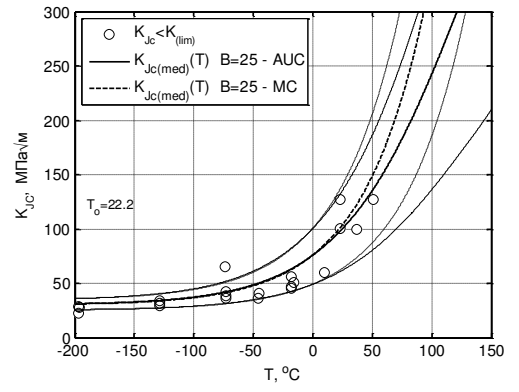


Рисунок 3.11 – (продолжение)

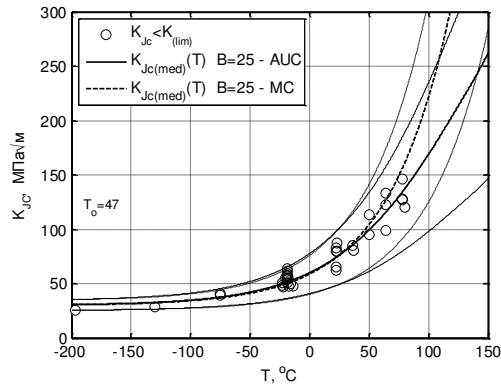
41



43



42



44

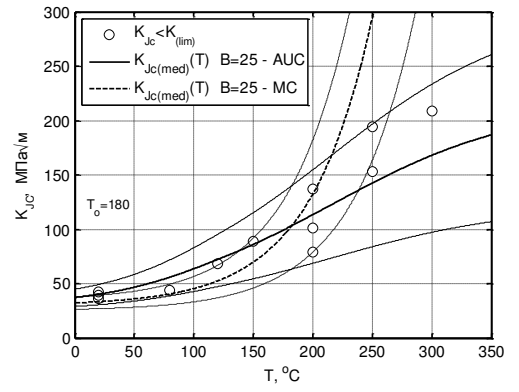
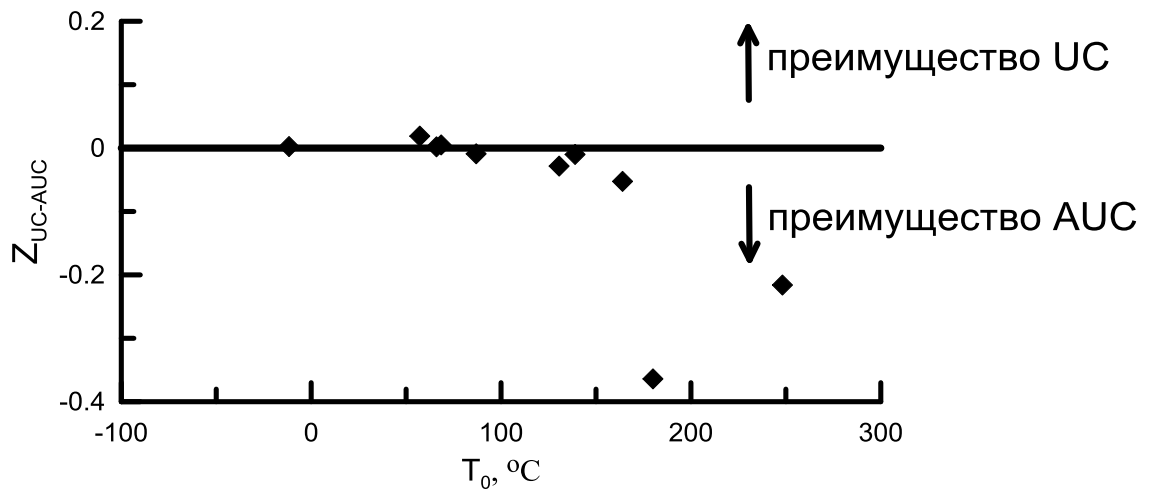


Рисунок 3.11 – (продолжение)

а)



б)

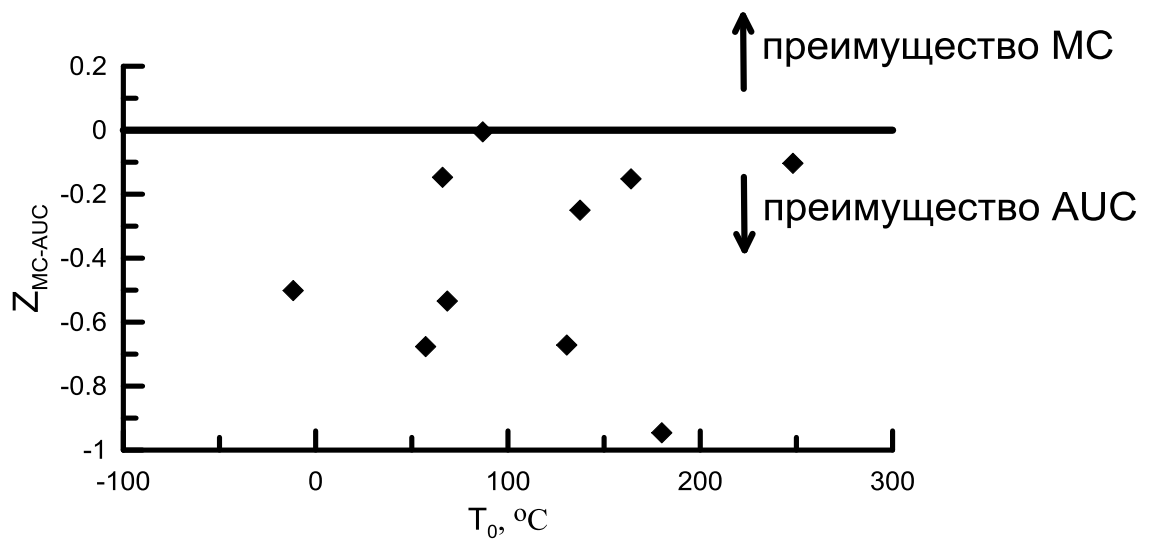


Рисунок 3.12 – Сопоставление AUC и UC (а) и AUC и MC (б) по Z-критерию для наборов, включающих экспериментальные данные по K_{JC} при $T > 130^\circ\text{C}$.

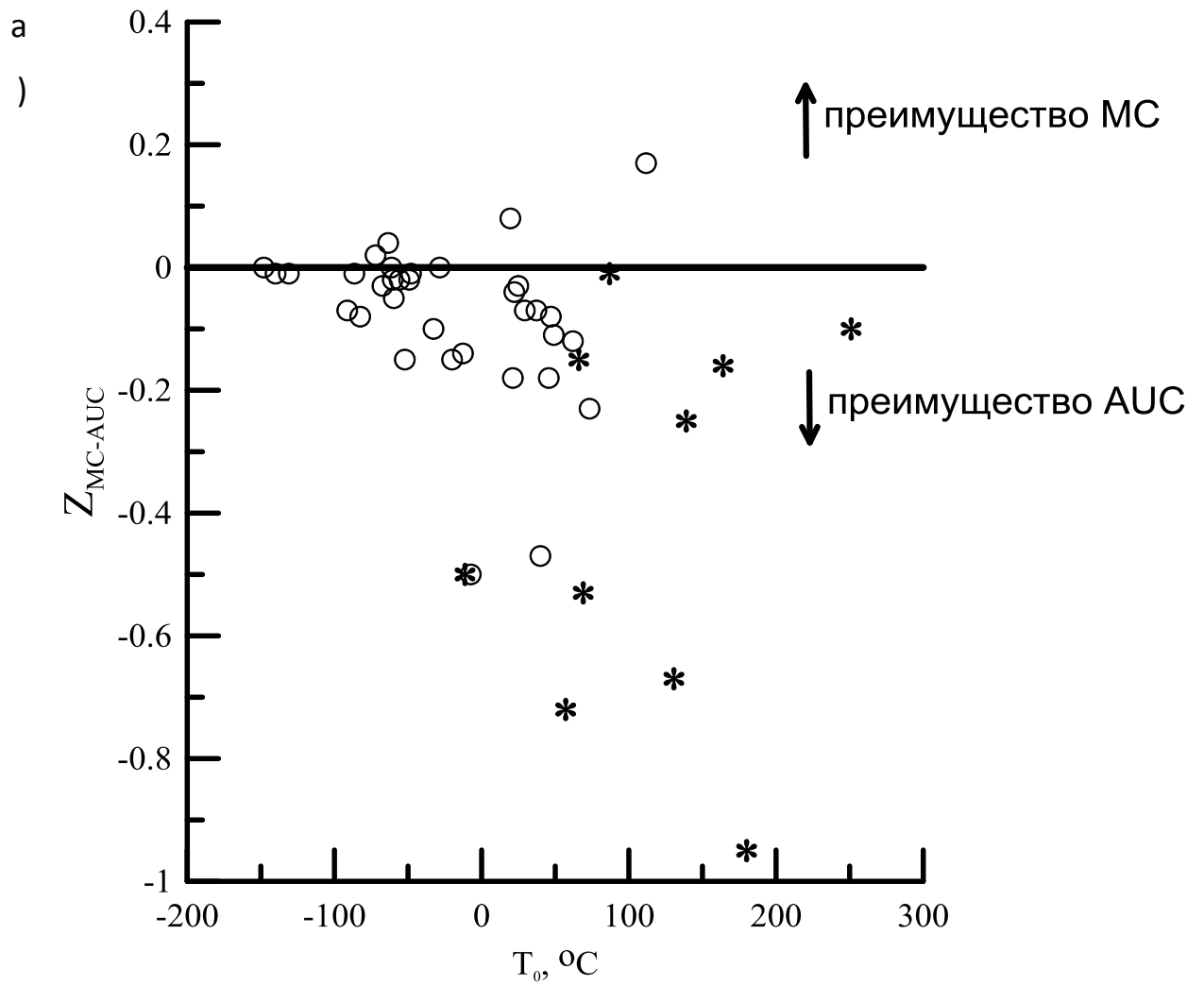


Рисунок 3.13 – Результаты сравнения AUC и MC по критериям Z (а), δ (б) и σ (в): значком * выделены те наборы данных, в которых имеются значения K_{JS} , полученные при $T > 130^\circ C$.

б)

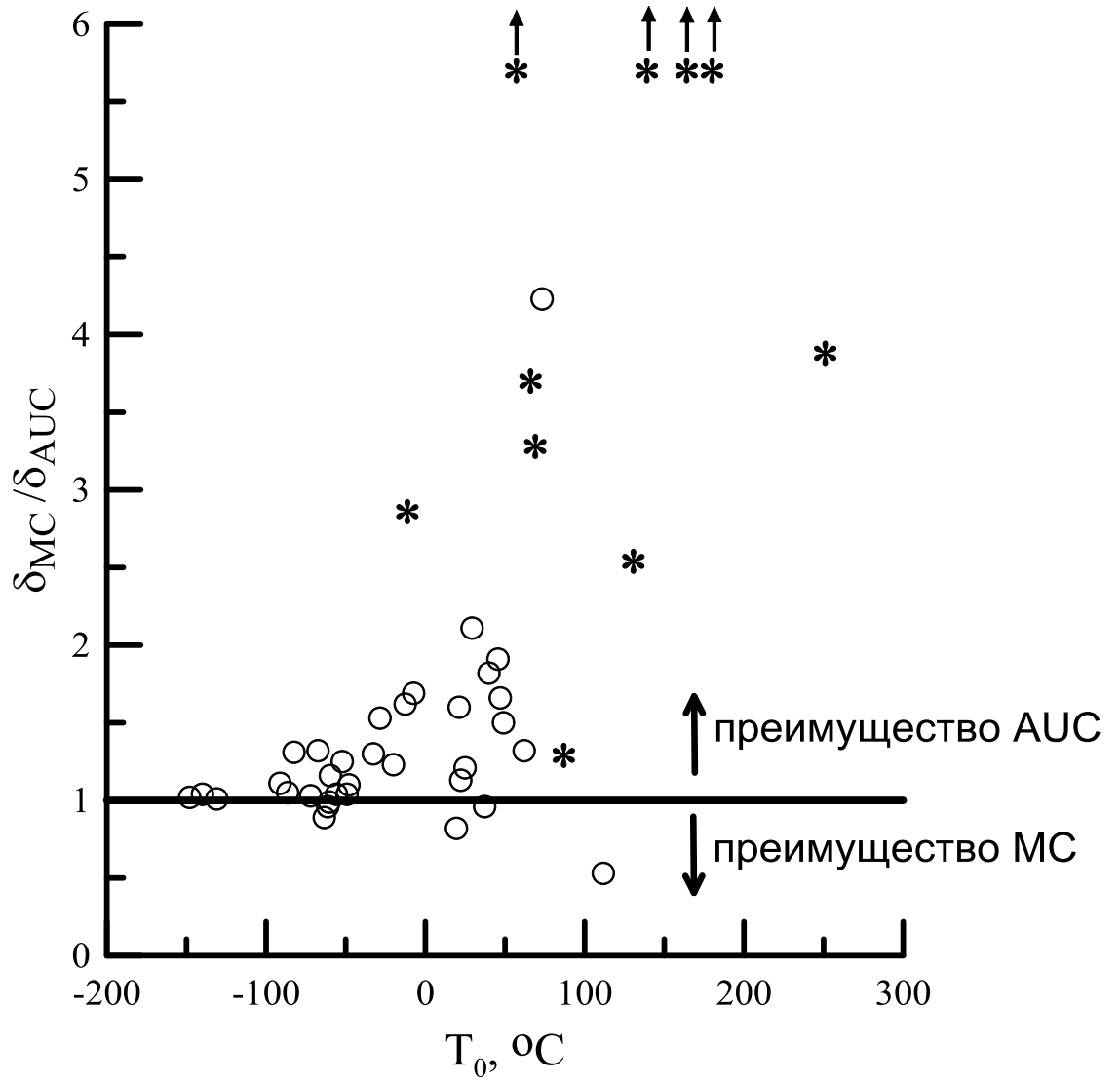


Рисунок 3.13 (продолжение)

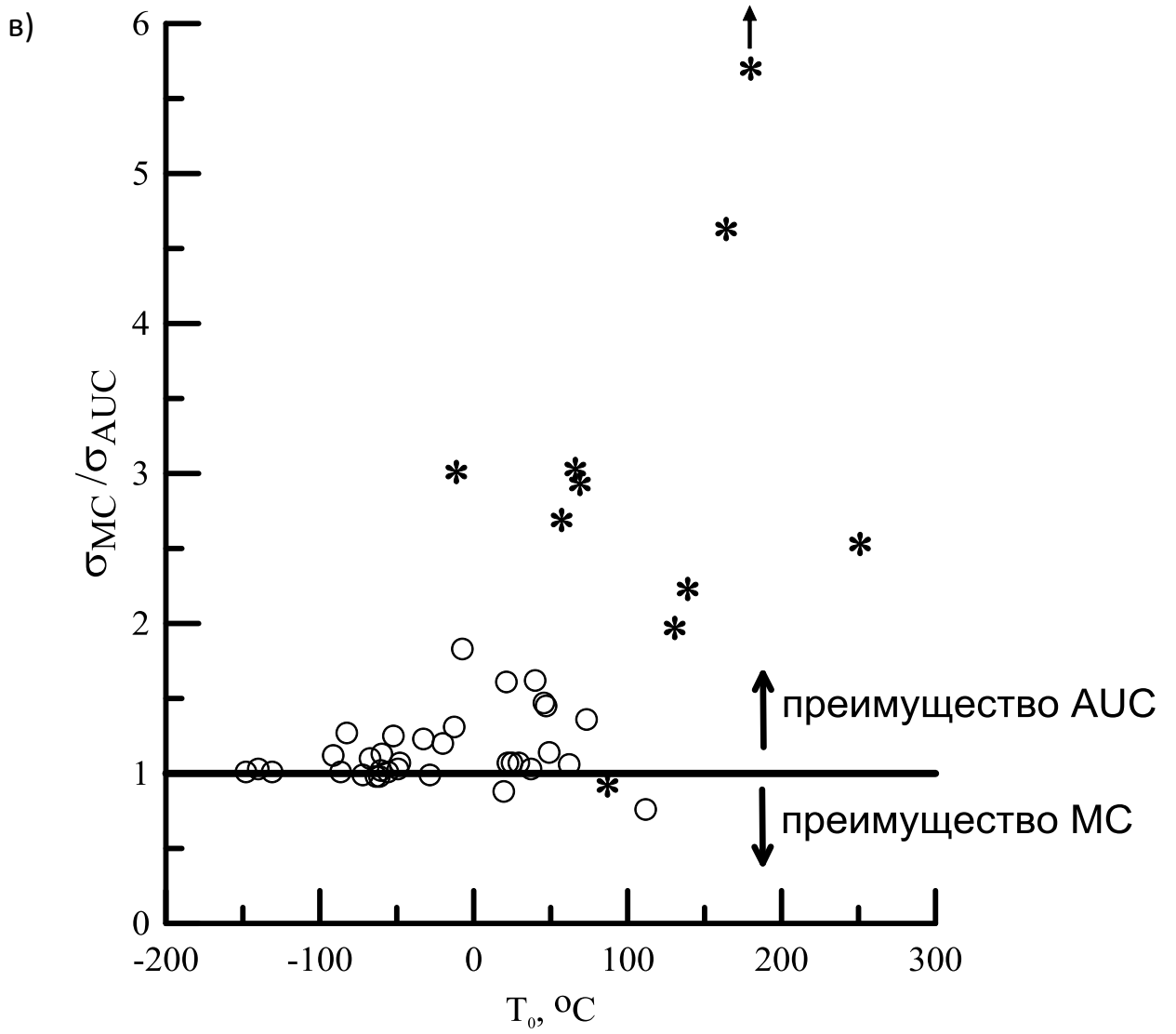


Рисунок 3.13 (продолжение)

Как видно из рис. 3.12, при низких значениях T_0 методы AUC и MC описывают экспериментальные данные практически одинаково, т.е. предпочтение в использовании какого-либо метода для этого случая отсутствует. С ростом T_0 метод AUC описывает зависимость $K_{Jc}(T)$ более адекватно, чем метод MC. Ошибки в описании $K_{Jc}(T)$ с помощью MC увеличиваются с ростом T_0 по сравнению с описанием с помощью AUC.

Из представленных на рисунках 3.11 и 3.12 результатов видно, что для материала в исходном состоянии и при низкой степени охрупчивания ($T_0 < -20^\circ\text{C}$) методы AUC, UC и MC описывают экспериментальные данные практически одинаково, т.е. предпочтение в использовании какого-либо метода для этого случая отсутствует. При средней степени охрупчивания материала ($-20^\circ\text{C} < T_0 < +150^\circ\text{C}$) методы AUC и UC описывают экспериментальные данные практически одинаково, но лучше чем MC. При высокой степени охрупчивания материала ($T_0 > 150^\circ\text{C}$) метод AUC имеет преимущество как перед MC так и перед UC. Поэтому для прогнозирования $K_{Jc}(T)$ при любой степени охрупчивания материала рекомендуется использовать метод AUC.

3.5. Выводы по главе 3

1. Проведен анализ инженерного метода прогнозирования температурной зависимости трещиностойкости $K_{Jc}(T)$, названного метод «Единой кривой» (Unified Curve (UC)). Показано, что этот метод дает неадекватные и чрезмерно консервативные прогнозы $K_{Jc}(T)$ для материалов с высокой степенью охрупчивания при температурах превышающих **150** $^\circ\text{C}$.

2. Метод «Единой кривой» модернизирован на базе модели «Прометей»-М. Этот метод, названный «Модернизированной Единой кривой» (Advanced Unified Curve(AUC)), позволяет получать адекватный прогноз $K_{Jc}(T)$ для материала с любой степенью охрупчивания, по крайней мере в диапазоне температур от -200 до $+350^\circ\text{C}$. В этом диапазоне температур для материалов с различной степенью охрупчивания (значения

референсной температуры T_0 варьировались от -150°C до $+250^{\circ}\text{C}$) метод «Модернизированной Единой кривой» был верифицирован.

3. Проведено сравнение метода «Модернизированной Единой кривой» с методом «Единой кривой», а также со стандартизированным методом «Мастер кривой» (метод «Master Curve» (MC) описанный в стандарте ASTM E 1921). Показано, что для материала в исходном состоянии и при низкой степени охрупчивания ($T_0 < -50^{\circ}\text{C}$) методы AUC, UC и MC описывают экспериментальные данные практически одинаково, т.е. предпочтение в использовании какого-либо метода для этого случая отсутствует. При средней степени охрупчивания материала ($-50^{\circ}\text{C} < T_0 < +150^{\circ}\text{C}$) методы AUC и UC описывают экспериментальные данные практически одинаково, но лучше чем MC. При высокой степени охрупчивания материала ($T_0 > 150^{\circ}\text{C}$) метод AUC имеет преимущество как перед MC так и перед UC. Поэтому для прогнозирования $K_{IC}(T)$ при любой степени охрупчивания материала рекомендуется использовать метод AUC.

4. Разработанный инженерный метод «Модернизированная единая кривая» вошел в методику «Расчет на СХР корпусов реакторов ВВЭР-440 (В-179, В-230) с учетом их отжига при продлении срока эксплуатации до 60 лет».

4 АНАЛИЗ ПРИМЕНИМОСТИ И МОДЕРНИЗАЦИЯ ОБРАЗЦОВ-СВИДЕТЕЛЕЙ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МЕТАЛЛА КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

4.1 Анализ типов образцов-свидетелей и предложения по повышению достоверности результатов их испытаний

Осуществление контроля за состоянием металла корпуса реактора в течение всего назначенного срока службы является одним из условий обеспечения надежной и безопасной эксплуатации реактора и реакторной установки в целом. Для мониторинга состояния металла КР применяются так называемые образцы-свидетели (ОС).

Контроль изменения механических свойств, включая трещиностойкость, основного металла и металла сварных соединений корпуса реактора разрушающими методами проводится путем испытаний ОС, устанавливаемых в корпус реактора и облучаемых вместе с ним.

В настоящее время основная цель программы образцов-свидетелей состоит в подтверждении консервативности нормативных зависимостей изменения свойств материала под воздействием эксплуатационных факторов, используемых в обосновании срока службы корпуса реактора.

В большинстве эксплуатирующихся реакторов (кроме введенных в действие с 2000-х годов) в качестве ОС для контроля трещиностойкости материала используются образцы Шарпи для испытаний на ударный изгиб и образцы Шарпи с трещиной (SEB-10) для испытаний на трехточечный изгиб (на трещиностойкость).

Использование образцов Шарпи для испытаний на ударный изгиб очевидно подразумевает использование косвенных методов для оценки трещиностойкости. Связанные с использованием таких методов недостатки описаны в главе 1.

Как уже указывалось, испытания образцов SEB-10 дают более высокие значения K_{JS} , чем образцы СТ, что приводит к заниженным

(неконсервативным) значениям референсной температуры T_0 . Согласно [41-43], при испытаниях образцов типа SEB-10 значения T_0 на 15–25°C ниже, чем для образцов СТ. Ясно, что использование данных, полученных на образцах SEB-10, может привести к неконсервативным оценкам сопротивления хрупкому разрушению КР.

Кроме того следует подчеркнуть, что для получения одной «точки» по трещиностойкости (экспериментального значения T_0 или Ω) необходимо не менее 6-12 образцов. Учитывая изначально ограниченное количество ОС, и то, что вследствие неоднородного облучения не все образцы в комплекте имеют одно значение флюенса нейтронов (отклонение от среднего значения не должно превышать 10%), количество ОС всегда сильно ограничено. С другой стороны, результаты испытаний ОС – это наиболее объективный и, в ряде случаев, единственный источник достоверной информации о реальной деградации свойств материала КР.

Рассмотрим возможности повышения достоверности и консервативности результатов испытаний ОС типа SEB-10.

Повышение достоверности результатов получаемых на ОС может быть обеспечено несколькими путями.

Самый простой путь – замена ОС типа SEB-10 на образцы типа СТ. (Как уже указывалось, образцы СТ позволяют получить адекватную зависимость трещиностойкости.) Данный подход может быть применен для новых реакторов, но что делать с ОС эксплуатирующихся реакторов? Возможны следующие пути решения данного вопроса.

Первый путь сводится к введению коэффициента запаса на тип образца.

Второй путь может быть основан на изменении геометрии образца, которое приведет к изменению напряженно-деформированного состояния (НДС) вблизи вершины трещины. В работе [108] показано, что при увеличении глубины боковых канавок на компактных образцах типа СТ с 20% до 50% вязкость разрушения заметно уменьшается. Можно

предположить, что подобный эффект может быть получен при увеличении глубины канавок на образцах SEB-10, например, до 50%. Использование образцов такого типа взамен применяемых образцов-свидетелей может открыть определенную перспективу получения более адекватных данных о вязкости разрушения материалов корпусов реакторов. Данный путь был предложен сотрудником ЦНИИ КМ «Прометей» Николаевым В.А.

Третий путь может быть основан на так называемой реконструкции образцов. Суть реконструкции образца состоит в том, что к обломку уже испытанного образца приваривают некоторые элементы таким образом, что в итоге получается целый образец с вершиной трещины, расположенной в обломке испытанного ранее образца.

В данной главе рассмотрены возможности модернизации ОС типа SEB-10 и определение запаса на тип образца. Основные положения данной главы представлены также в [43, 109-111].

4.2 Образцы типа SEB-10 с глубокими канавками

Результаты испытаний образцов SEB-10 могут быть обработаны согласно методам Master Curve (MC) [20], Единой кривой (Unified Curve (UC)) [24] или Модернизированной единой кривой (Advanced Unified Curve (AUC)). Методы MC и UC рассмотрены в главе 1 а метод AUC в главе 3. Эти методы позволяют прогнозировать зависимость K_{Jc} для любой заданной вероятности разрушения и толщины образца на основе испытаний стандартных образцов. Требования к этим испытаниям согласно [20] допускают использование образцов с боковыми канавками суммарной глубиной до 25% толщины образца (рекомендуются канавки глубиной 20%). На практике испытаниям подвергаются образцы с канавками глубиной 20% толщины, либо образцы без канавок.

Стандартная процедура обработки экспериментальных данных базируется на статистической теории Вейбулла, т. е. принимается, что масштабный эффект может быть описан на основе теории слабого звена. В

случае испытания на трехточечный изгиб образцов SEB-10, применяемых в программах образцов-свидетелей, помимо статистического фактора, определенную роль может играть фактор понижения жесткости напряженного состояния вблизи боковых поверхностей образца. В этих образцах величина краевого эффекта может быть сопоставима с длиной фронта трещины.

Влияние боковых канавок стандартной глубины на вязкость разрушения материалов изучали экспериментально. В рамках международной программы образцы из стали класса A533B-1 (JRQ) типа SEB-10 без канавок и с боковыми канавками глубиной 20% толщины подвергали испытаниям на вязкость разрушения [112]. В результате выполненных опытов [113] было установлено, что наличие подобных канавок не сказывается на T_0 (различие не выходит за пределы $0,6^\circ\text{C}$). Анализ совокупного массива данных, полученных различными исследователями, приводит к аналогичному выводу: различие при определении температуры T_0 на образцах с канавками глубиной 20% и без канавок не превышает $1,2^\circ\text{C}$ [112]. Следует отметить, что в стандарте [20] при пересчете K_{Jc} на эталонную толщину 25 мм наличие боковых канавок на испытываемых образцах не учитывается. Иными словами, в стандарте [20] принимается, что длина фронта трещины при испытании образцов без боковых канавок и с боковыми канавками одна и та же. Между тем учет фактической длины фронта трещины, равной 8 мм, а не 10 мм, ведет к повышению значения T_0 на $\sim 4,5^\circ\text{C}$ для образцов SEB-10 с боковыми канавками глубиной 20%. Такого повышения T_0 явно недостаточно для того, чтобы компенсировать разницу ($\sim 25^\circ\text{C}$) между результатами испытаний образцов SEB-10 и полномасштабных образцов.

При использовании образцов с глубокими канавками (50%) корректную обработку результатов испытаний образцов провести невозможно, так как в стандарте не представлена процедура обработки результатов при глубине канавок, превышающей 25% толщины. Далее

представлена разработанная в рамках настоящей работы процедура обработки результатов испытаний образцов с глубокими (до 50%) боковыми канавками и сопоставлены результаты испытаний образцов SEB-10 со стандартными и глубокими боковыми канавками и образцов СТ.

4.2.1. Разработка процедуры расчета коэффициента интенсивности напряжений (КИН) для образцов с глубокими канавками

Как уже упоминалось выше, обработка результатов испытаний образцов с боковыми канавками может быть выполнена согласно стандарту [20], если глубина канавок не превышает 25%. В настоящем разделе представляется разработанная процедура обработки результатов испытаний образцов типа SEB-10 с боковыми канавками различной глубины.

При разработке данной процедуры авторы руководствовались следующими принципами:

- во-первых, процедура должна быть основана на методике расчета K_{Jc} и J_c , предложенной в стандарте [20];
- во-вторых, при отсутствии канавок предлагаемая процедура и стандарт [20] должны приводить к одинаковым результатам.

В дальнейшем образцы Шарпи с трещиной и боковыми канавками 20% толщины будем обозначать SEB-10/20, а образцы с боковыми канавками 50% толщины – SEB-10/50.

Согласно [20] КИН для образцов с канавками, нагружаемых по схеме трехточечного изгиба при $0,75 \leq \frac{B_N}{B} \leq 1$, рассчитывается по следующей формуле:

$$K_e = \{PS/[(BB_N)^{1/2}W^{3/2}]\}f(a/W), \quad (4.1)$$

где P – нагрузка;

S – расстояние между опорами;

B – номинальная толщина образца;

B_N – толщина образца в нетто сечении;

W – высота образца;

a – глубина трещины;

$$f(a/W) = \frac{3(a/W)^{1/2}}{2[1+2(a/W)]} \cdot \frac{1,99 - (a/W)(1-a/W)[2,15 - 3,93(a/W) + 2,7(a/W)^2]}{(1-a/W)^{3/2}}$$

С целью определения КИН для образцов с глубокими канавками был проведен расчет методом конечных элементов (МКЭ) напряженно-деформированного состояния образцов SEB-10/20 и SEB-10/50 в трехмерной постановке.

Расчет МКЭ проводился с использованием программного комплекса ANSYS. Деформирование материала принималось линейно упругим. Минимальный размер конечных элементов у вершины трещины в направлении ее развития не превышал 0,005 мм. Нагружение образца осуществлялось заданием перемещений по линии N (рис. 4.1).

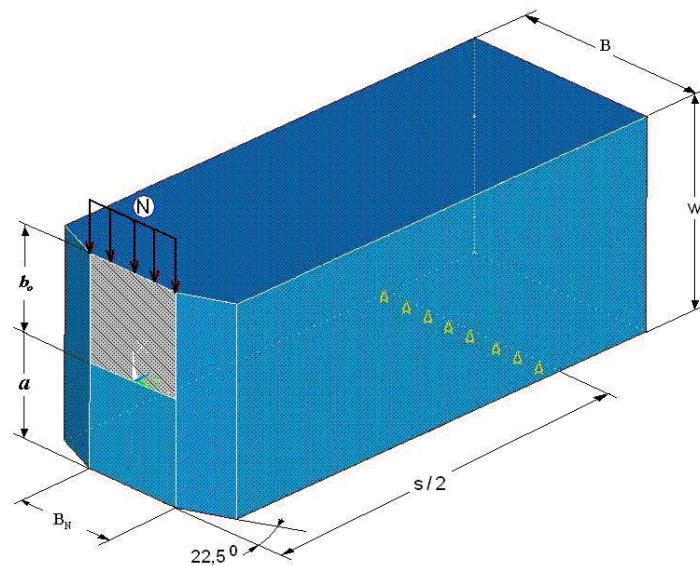



Рисунок 4.1 – Геометрия образца для испытаний на трехточечный изгиб (приведена 1/2 образца), a – глубина трещины, s – расстояние между опорами,  – нетто сечение.

Параметр K_e определяли по методу податливости [114, 115], суть которого заключается в следующем:

1. При двух значениях длины трещины a_1 и a_2 ($a_1 < a_2$), различающихся на величину $\Delta a = a_2 - a_1 \ll a_1$, при заданном перемещении (или силе) определяется сила реакции в точке задания перемещений (или перемещения в точке приложения силы);

2. Рассчитывается интенсивность высвобождения упругой энергии по формуле:

$$G = \frac{1}{2} \cdot \frac{(P_2 - P_1)}{\Delta F} \cdot u \quad (4.2a)$$

или

$$G = \frac{1}{2} \cdot \frac{(u_2 - u_1)}{\Delta F} \cdot P, \quad (4.2b)$$

где P_1, u_1 – сила и перемещение при длине трещины a_1 ;

P_2, u_2 – сила и перемещение при длине трещины a_2 ;

ΔF – приращение площади трещины.

3. Принимая связь между K_e и упругой частью J-интеграла J_e в соответствии с [20], K_e при упругом деформировании образца может быть рассчитан по формуле:

$$K_e = \sqrt{\frac{GE}{1 - \nu^2}}, \quad (4.3)$$

где E – модуль Юнга;

ν – коэффициент Пуассона;

$G = J_e$.

Расчет K_e по описанному выше методу для образцов с канавками глубиной 20 и 50% толщины проводился при варьировании длины трещины a от 4,5 до 5,5 мм ($a/W = 0,45-0,55$), при этом Δa принималась равной 0,1 мм, а $E = 2 \cdot 10^5$ МПа.

Отношение значений K_e , рассчитанных МКЭ $K_e^{МКЭ}$, к значениям K_e , рассчитанным по формуле (4.1) K_e^{ASTM} , было аппроксимировано полиномом

2^{ой} степени в зависимости от параметра B_N/B . При $B_N/B=1$ значение поправки принимается равным 1, т.к. для этого случая расчет K_e по стандарту [20] можно принять точным. В результате выполненной аппроксимации получено, что K_e для образцов с канавками различной глубины может быть рассчитан по следующей формуле:

$$K_e = K_e^{ASTM} \cdot \left(0,53 \left(\frac{B_N}{B} \right)^2 - 1,39 \frac{B_N}{B} + 1,86 \right). \quad (4.4)$$

Для сопоставления оценок K_e , полученных по различным процедурам, использовался безразмерный параметр $\frac{K_e}{\sigma\sqrt{a}}$, где σ – максимальные изгибающие напряжения в сечении приложения нагрузки, рассчитываемые по формуле $\sigma = \frac{6M}{B_N W^2}$; $M = \frac{PS}{4}$. Значения параметра $\frac{K_e}{\sigma\sqrt{a}}$ для диапазона $0,5 \leq \left(\frac{B_N}{B} \right) \leq 1$ при $a/W=0,5$ для значений K_e , полученных МКЭ, по стандарту [20] и по формуле (4.4), представлены на рис. 4.2. Наблюдается весьма сильное расхождение результатов, полученных МКЭ и по стандарту [20]. Такой же вывод можно сделать из данных рис.4.3, где представлены результаты расчета при $\left(\frac{B_N}{B} \right) = 0,5$ для диапазона длин трещин $0,45 \leq a/W \leq 0,55$. В то же время из рис. 4.2 и рис. 4.3 видно, что результаты расчета МКЭ практически полностью совпадают с расчетами по формуле (4.4).

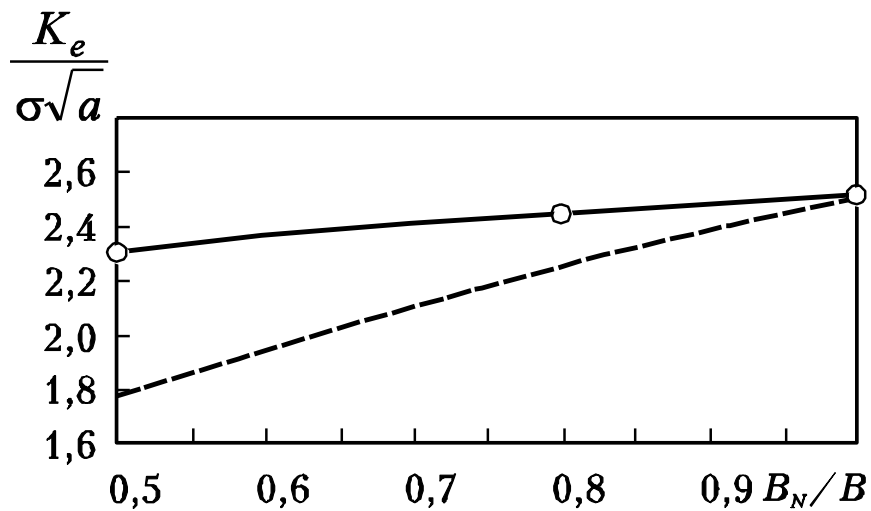


Рисунок 4.2 – Сопоставление результатов расчета МКЭ (o) с результатами расчета по стандартной процедуре ASTM E 1921 (---) и по формуле (4.4) (—) при $a/W = 0,5$.

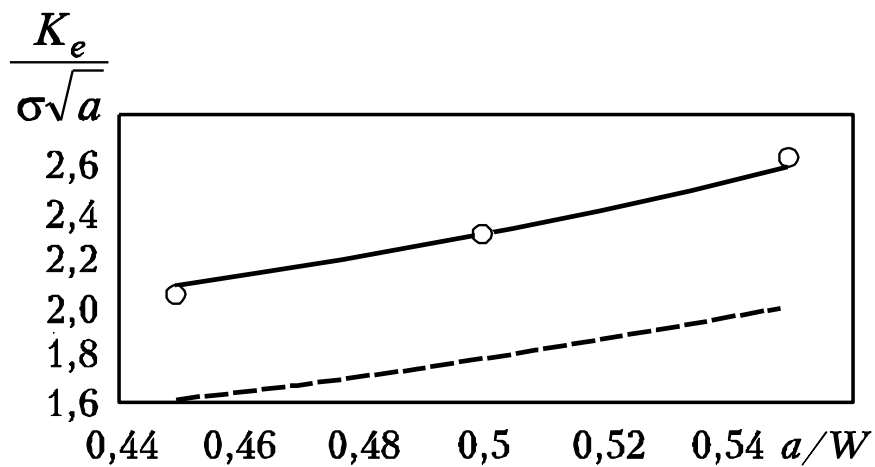


Рисунок. 4.3 – Сопоставление результатов расчета МКЭ (o) с результатами расчета по стандартной процедуре ASTM E 1921 (---) и по формуле (4.4) (—) при $B_N/B = 0,5$.

4.2.2 Верификация процедуры расчета J-интеграла

Основные положения предлагаемой процедуры расчета J-интеграла для образцов с глубокими канавками, деформируемых в упругопластической области, совпадают с процедурой, предложенной в [20]. Отличие заключается в расчете параметра K_e . Этот параметр рассчитывается по формуле (4.4).

Верификация предложенной процедуры проведена посредством сопоставления результатов расчетов по процедуре [20] с численными расчетами J-интеграла МКЭ в трехмерной постановке. Расчет J-интеграла МКЭ основывался на методе, подобном методу податливости. По сути, расчет базировался на методе, следующем из определения понятия J-интеграла как изменение энергии деформирования в нелинейно-упругом теле при изменении площади трещины на величину ΔF (при заданном перемещении U). Тогда, согласно [116], расчет J-интеграла может быть выполнен по уравнению:

$$J = \frac{\Delta\Pi}{\Delta F} = \frac{\int_0^U P_1 du - \int_0^U P_2 du}{(a_2 - a_1) V_N}, \quad (4.5)$$

где $\Delta\Pi$ – изменение энергии деформирования образца;

$$\Delta F = (a_2 - a_1) V_N;$$

P_1 и P_2 – нагрузки, действующие на образец при длине трещины a_1 и a_2 соответственно;

u – перемещение по линии действия силы для соответствующего значения J-интеграла.

Расчет $P_1(u)$ и $P_2(u)$ проводился независимо, т. е. решались две отдельные задачи о нагружении образца с трещиной длиной a_1 и образца с трещиной длиной a_2 . Принималось, что деформирование среды в упругопластической области описывается кинематическим упрочнением (линейным упрочнением) с модулем деформационного упрочнения $E_u = 0,01E$. Сеточная аппроксимация образцов, схема нагружения, а также

модуль Юнга принимались идентичными расчету K_c . Величина Δa принималась равной 0,2 мм.

Расчетные диаграммы нагружения, полученные при упругопластическом деформировании образцов с боковыми канавками 50% и длиной трещины $a_1 = 4,5$ мм и $a_2 = 4,7$ мм представлены на рис. 4.4.

Результаты расчета J-интеграла по различным процедурам для $a/W = 0,45$ представлены на рис. 4.5. Разница в значениях J-интеграла, рассчитанных с помощью МКЭ в диапазоне значений $0,45 \leq a/W \leq 0,55$ и по предлагаемой процедуре не превышает 4%.

Из представленных результатов можно сделать вывод, что предложенная инженерная процедура расчета позволяет с требуемой точностью рассчитывать параметры вязкости разрушения J_c и K_{Jc} для образцов с глубиной боковых канавок до 50% толщины образца.

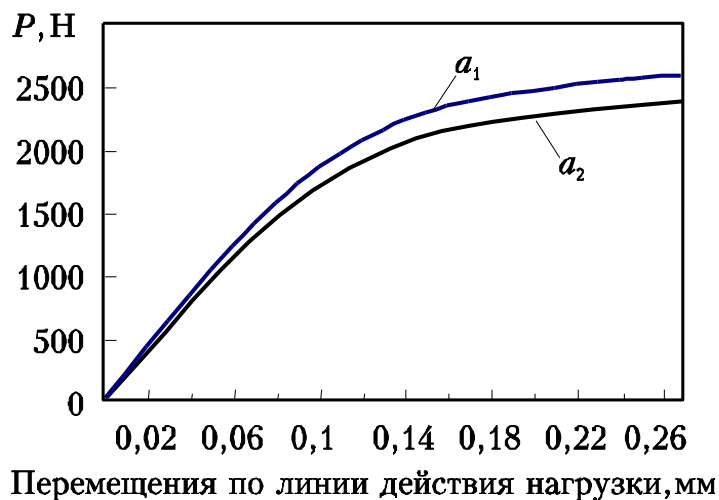


Рисунок 4.4 – Диаграммы нагружения образцов с боковыми канавками 50% толщины и длиной трещины $a_1 = 4,5$ мм и $a_2 = 4,7$ мм.

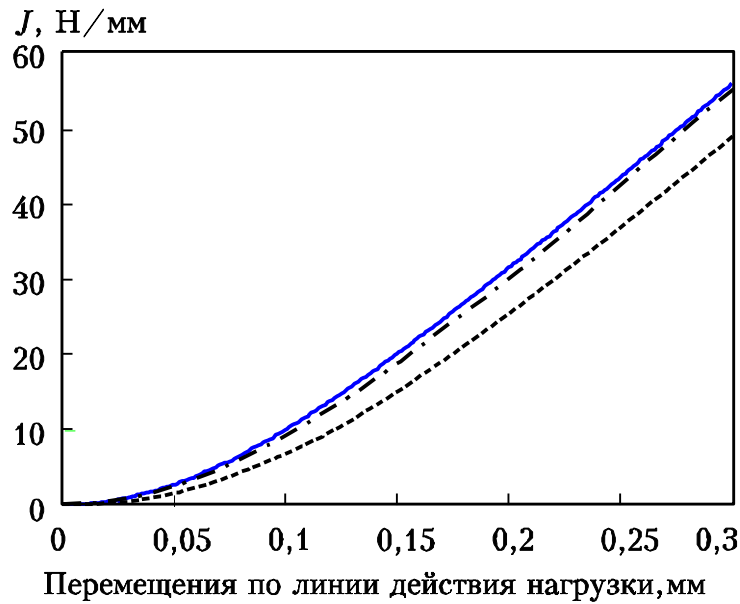


Рисунок 4.5 – Сопоставление результатов упругопластического расчета МКЭ (– · –) с результатами расчета по стандартной процедуре ASTM (– – –) и по процедуре ASTM с учетом формулы (4.4) (—) при $B_N/B=0,45$.

4.2.3. Сопоставление результатов испытаний образцов SEB-10 со стандартными и глубокими боковыми канавками и образцов СТ

В таблице 4.1 представлены результаты испытаний образцов на вязкость разрушения разного типа для материалов корпусов реакторов с различной степенью охрупчивания. Значение T_0 определялось согласно [20] а значения T_{100} и Ω согласно [24]. T_{100} – значение температуры при $K_{Jc}=100 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ для зависимости $K_{Jc}(T)$ при заданном Ω при $B=25 \text{ мм}$ и вероятности разрушения $P_f=0.5$. При отсутствии данных по T_{100} принимались ΔT_0 вместо ΔT_{100} .

Результаты испытаний образцов на вязкость разрушения из таблицы 4.1 представлены в виде зависимостей $\delta T_{\text{type}}^{\text{SEB-10}}(T_{100}^{\text{CT}})$ (рис. 4.6) и

$\delta T_{\text{type}}^{\text{SEB-10/50}}(T_{100}^{\text{CT}})$ (рис. 4.7),

$$\text{где } \delta T_{\text{type}}^{\text{SEB-10}} = \begin{cases} T_{100}^{\text{CT}} - T_{100}^{\text{SEB-10/0}} \\ T_{100}^{\text{CT}} - T_{100}^{\text{SEB-10/20}} \end{cases}$$

$$\delta T_{\text{type}}^{\text{SEB-10/50}} = T_{100}^{\text{CT}} - T_{100}^{\text{SEB-10/50}}.$$

Таблица 4.1 - Результаты испытаний на вязкость разрушения образцов разного типа.

Материал	Тип образца	$T_{исп},$ °C	$T_0,$ °C	$\Omega,$ МПа $\sqrt{м}$	$T_{100},$ °C	$\delta T_0,$ °C	$\delta T_{100},$ °C	Источник
Сталь 15X2МФА-А (исходное состояние)	SEB-4	-140 ÷ -130	-136,7	5987	-136,7	27,2	27,0	[117]
	SEB-5	-160	-127,7	5272	-130,0	18,2	20,2	[117]
	SEB-10/50	-130	-110,2	3722	-111,6	0,7	1,8	[117]
	СТ-1Т/20	-110	-109,5	3598	-109,8			[117]
Сталь 15X2МФА (охрупченная специальной термической обработкой)	SEB-5	-25 ÷ +20	19,4	342	19,3	19,6	17,9	[117]
	SEB-10/50	0 ÷ +50	42,7	229	43,6	-3,7	-6,4	[117]
	СТ-1Т/20	0 ÷ +70	39,0	254	37,1			[117]
Сталь 15X2НМФА-А (исходное состояние)	SEB-10/20	-130 ÷ -100	-107,2	3451	-107,5	19,6	19,3	[117]
	SEB-10/50	-100	-85,1	2305	-86,1	-2,5	-2,2	[117]
	СТ-2Т/20	-100 ÷ -20	-87,6	2401	-88,3			[117]
Сталь 15X2НМФА-А (охрупченная специальной термической обработкой)	SEB-5	0 ÷ +30	20,2	338	19,9	34,4	33,2	[117]
	SEB-10/20	30	48,0	206	50,3	6,6	2,9	[117]
	SEB-10/50	+20 ÷ +50	52,2	196	53,5	2,4	-0,3	[117]
	СТ-2Т/20	+15 ÷ +100	54,6	197	53,1			[117]
Металл шва W501 (охрупченное состояние)	SEB-5	-50 ÷ -40	-26,9	780	-27,5	5,5	5,7	[117]
	SEB-10	-50 ÷ -30	-18,3	670	-19,1	-3,1	-2,7	[117]
	SEB-10/50	-50 ÷ -20	-9,7	582	-11,2	-11,7	-10,6	[117]
	СТ-1Т	-20 ÷ 0	-21,4	704	-21,8			[117]
Металл шва 73W	SEB-5	-100	-70,8	1797	-72,8	9,7	11,2	[117]
	SEB-10/50	-80 ÷ -60	-49,9	1198	-50,9	-11,2	-10,6	[117]
	СТ-1Т	-80 ÷ -15	-61,1	1458	-61,5			[117]
Сталь JRQ	SEB-4	-110	-92,6	2665	-93,8	36,4	37,2	[117]
	SEB-5	-100	-97,5	2860	-97,6	41,3	40,9	[118]
	SEB-10	-110 ÷ -60	-64,0	1564	-65,3	7,8	8,7	[119]
	SEB-10/20	-100 ÷ -60	-66,9	1649	-68,2	10,7	11,5	[119]
	SEB-10/50	-80 ÷ -60	-59,4	1433	-60,6	3,2	3,9	[119]
	СТ-1Т	-90 ÷ -20	-56,2	1332	-56,7			[117]
Металл шва 72W	SEB-10	-150 ÷ 0	-75			21,0		[120]
	СТ-1Т	-150 ÷ 0	-54					[120]
Материал А 22NiMoCr37	SEB-10	-90 ÷ -60	-111			16		[41]
	СТ-1Т	-118 ÷ -60	-95					[41]
Материал Д А533	SEB-10	-40	-68			19		[41]
	СТ-1Т	-60 ÷ -20	-49					[41]
Стенд-27» (облученное состояние)	SEB-10/20		130,6	71	134,4	19,4	-7,2	[121]
	СТ-1Т/20		150	76	127,2			[121]

Примечание. С увеличением охрупчивания T_0 и T_{100} увеличиваются, а Ω уменьшается.

Значения T_{100} , полученные для образцов СТ, обозначены как T_{100}^{CT} , значения T_{100} , полученные для образцов SEB-10 без боковых канавок, обозначены как $T_{100}^{SEB-10/0}$, для образцов SEB-10 с боковыми канавками 20 % – $T_{100}^{SEB-10/20}$ а для образцов SEB-10 с боковыми канавками 50 % – $T_{100}^{SEB-10/50}$.

На рисунке 4.6 представлена зависимость $T_{100}^{CT} - T_{100}^{SEB-10}$ от T_{100}^{CT} , которая аппроксимирована функцией вида $Y=A*\exp[-B*(X-X_0)^n]$. Для этой зависимости показана верхняя граница одностороннего доверительного интервала для вероятности 95%.

Как следует из представленных экспериментальных данных наибольшее расхождение по T_{100} между образцами СТ и SEB-10 наблюдается для материала в исходном состоянии и достигает 21°C. По мере увеличения степени охрупчивания материала δT_{type}^{SEB-10} уменьшается. Это связано с тем, что при более низких T_{100} разница в жесткости НДС между образцами СТ и SEB-10 уменьшается. Для значений T_{100} ниже -50°C среднее значение δT_{type}^{SEB-10} составляет $\approx 15^\circ\text{C}$. Для значений T_{100} выше -50°C значения δT_{type}^{SEB-10} заметно ниже. Поскольку запас на тип образца вводится для прогноза $K_{JC}(T)$ охрупченного материала на конец срока эксплуатации КР согласно рис. 4.6 можно принять $\delta T_{type} = 15^\circ\text{C}$.

На рисунке 4.7 представлена зависимость $T_{100}^{CT} - T_{100}^{SEB-10/50}$ от T_{100}^{CT} . Для этой зависимости показана верхняя граница одностороннего доверительного интервала для вероятности 95%.

Как следует из представленных экспериментальных данных среднее значение $T_{100}^{CT} - T_{100}^{SEB-10/50}$ составляет $-3,5^\circ\text{C}$, при этом основная часть массива имеет $T_{100}^{CT} - T_{100}^{SEB-10/50} < 0^\circ\text{C}$, а при $T_{100} > -50^\circ$ все точки ниже 0. При этом тенденции к изменению δT_{type}^{SEB-10} по мере увеличения степени охрупчивания материала не наблюдается. Поскольку запас на тип образца вводится для прогноза $K_{JC}(T)$ охрупченного материала на конец срока эксплуатации КР согласно рис. 4.7 с разумной консервативностью можно принять $\delta T_{type} = 0^\circ\text{C}$.

На основании приведенных данных можно принять следующие величины запаса δT_{type} для разных образцов:

- при использовании образцов типа SEB-10/0 и SEB-10/20 $\delta T_{\text{type}} = 15 \text{ }^\circ\text{C}$.
- при использовании образцов с глубокими канавками типа SEB-10/50 $\delta T_{\text{type}}=0$,
- очевидно, что при использовании образцов СТ $\delta T_{\text{type}}=0$.

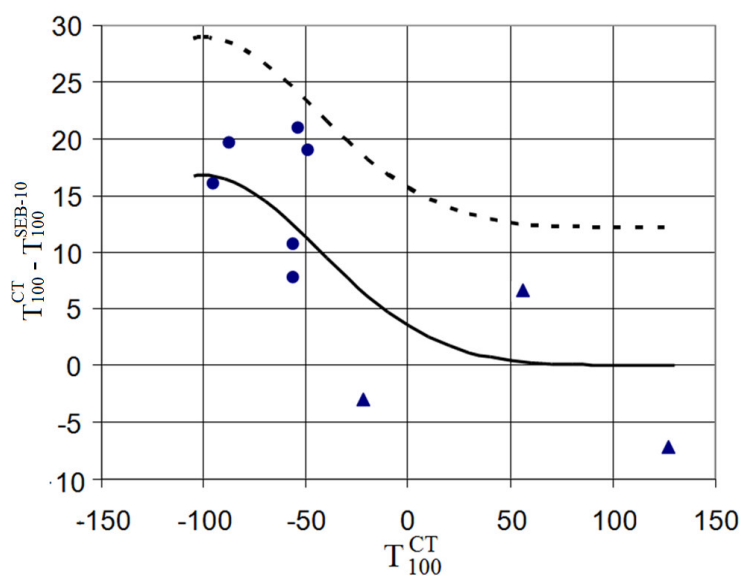


Рисунок 4.6 – Зависимость $T_{100}^{CT} - T_{100}^{SEB-10}$ от степени охрупчивания материала

- - металл в исходном состоянии,
- ▲ - металл в охрупченном состоянии
- — средняя кривая,
- - - - - верхняя граница одностороннего доверительного интервала для вероятности 95%.

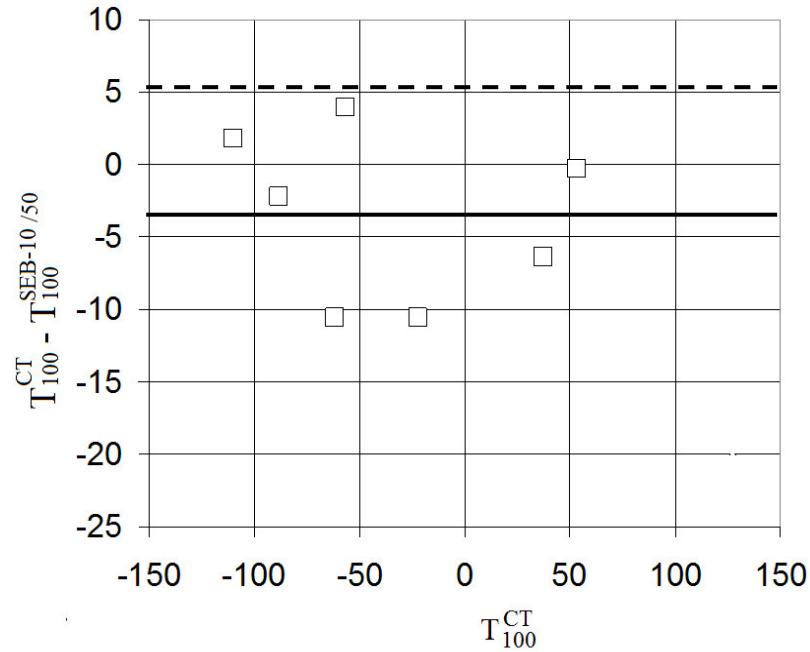


Рисунок 4.7 – Зависимость $T_{100}^{CT} - T_{100}^{SEB-10/50}$ от степени охрупчивания материала.

————— – средняя кривая,
 - - - - - верхняя граница одностороннего доверительного интервала для вероятности 95%.

4.3 Реконструированные образцы типа СТ

4.3.1. Анализ базовой технологии реконструкции образцов СТ и формулировка требований для ее оптимизации

Суть технологии реконструкции СТ образцов с использованием обломков испытанных ранее образцов типа Шарпи и SEB-10 заключается в следующем [122, 123]. Основными элементами образца являются вставка и обойма (рис. 4.8).

Материал вставки – это обломок испытанного ранее облученного образца-свидетеля. Именно этот материал подлежит исследованию на определение вязкости разрушения K_{Jc} . Материал обоймы – это необлученный металл, предназначенный для обеспечения деформирования вставки в реконструированном образце, близкое к деформированию идентичной зоны однородного (целиком из облученного материала) образца СТ.

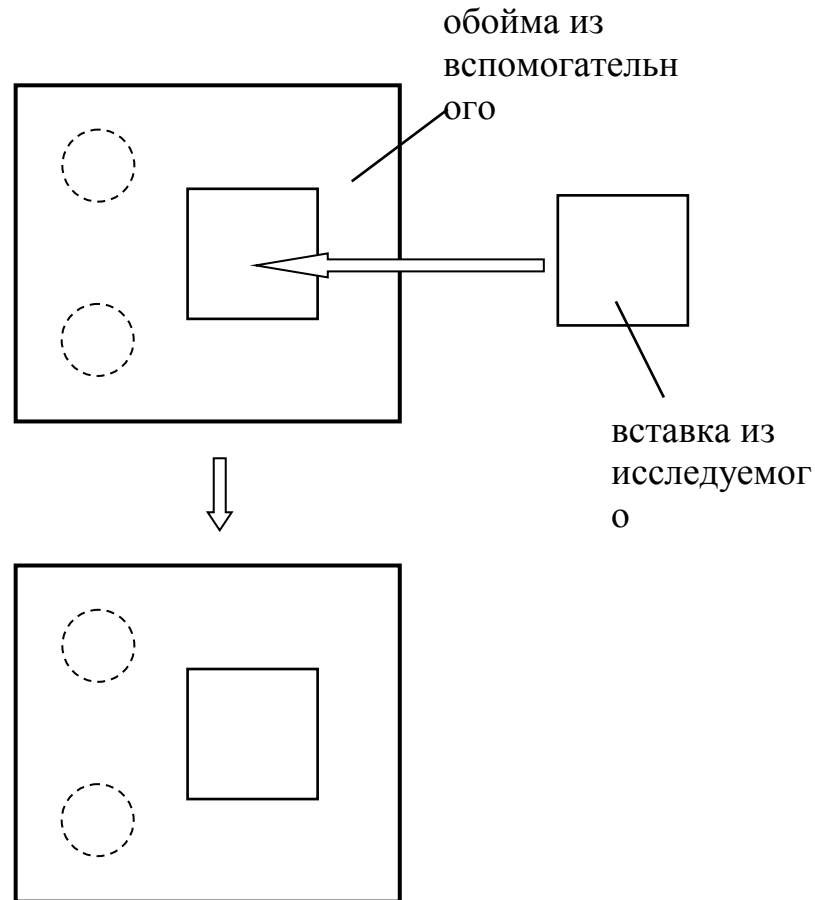


Рисунок 4.8 – Схема реконструкции образца типа СТ.

Из обломка испытанного ранее облученного образца-свидетеля изготавливают вставку, а из необлученного металла – обойму, по форме и размерам соответствующую стандартному образцу СТ. В центре обоймы выполняют сквозное отверстие, соответствующее размерам вставки. После этого вставку приваривают к обойме с помощью электронно-лучевой или лазерной сварки. Из полученной заготовки изготавливают стандартный образец СТ и проводят его испытание на вязкость разрушения согласно [20]. Недостатком такого способа изготовления образца СТ является то, что сварку вставки выполняют по замкнутому контуру в цельную жесткую обойму (рис. 4.8). Как показано в [124], при сварке в жесткий контур возникают растягивающие остаточные сварочные напряжения (ОСН), которые при нанесении надреза могут привести к высокоградиентным полям

ОСН, и, как следствие, при испытаниях на вязкость разрушения возникнут значительные разбросы по K_{Jc} исследуемого металла вставки.

Учитывая это обстоятельство, одной из основных задач при разработке оптимальной технологии изготовления сварного реконструированного образца СТ является выбор такого варианта, который обеспечил бы минимальные значения и минимальный градиент ОСН в центре металла вставки (в зоне у вершины будущей трещины образца СТ). Кроме того, технология сварки должна обеспечивать выполнение сварного соединения с минимальной толщиной сварного шва и минимальной зоной термического влияния. Во избежание отжига радиационных дефектов при сварке температура в зоне у вершины трещины не должна превышать температуру облучения металла вставки.

Другой важной задачей при выборе оптимальной технологии изготовления сварного реконструированного образца СТ является выбор механических свойств металла обоймы. В самом деле, если предел текучести металла обоймы $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$ будет значительно ниже, чем предел текучести металла вставки $\sigma_Y^{\text{вставки}}$, то при нагружении деформироваться будет в основном обойма. В этом случае значение J-интеграла в момент разрушения вставки будет завышено по сравнению с J-интегралом для однородных образцов из-за завышенного значения перемещений по линии действия нагрузки, в результате чего определяемая вязкость разрушения K_{Jc} будет также завышена. В противоположном случае, если $\sigma_Y^{\text{обоймы}} > \sigma_Y^{\text{вставки}}$, J-интеграл будет занижен, в результате чего величина K_{Jc} также будет занижена.

Таким образом, для определения оптимальной технологии изготовления сварного реконструированного образца СТ необходимо решить следующие задачи.

1. Определить оптимальные варианты изготовления реконструированных СТ образцов, для которых остаточные сварочные напряжения и их градиент в центре металла вставки будут минимальными.

2. Определить границы допустимых различий в механических свойствах (пределах текучести) материалов вставки и обоймы для получения напряженно-деформированного состояния у вершины трещины в реконструированном образце СТ, близкого к НДС в однородном образце СТ, изготовленном из материала вставки.

3. Верифицировать оптимальность вариантов выбранных с позиций 1 и 2 путем проведения трехмерных численных расчетов методом конечных элементов с использованием вероятностной модели хрупкого разрушения и экспериментальных исследований по определению вязкости разрушения на реконструированных образцах.

4.3.2. Выбор оптимальных вариантов изготовления реконструированных образцов СТ

Для решения первой задачи – определение оптимальных вариантов изготовления реконструированных образцов типа СТ с минимальными ОСН в центре вставки был предложен способ сварки, позволяющий избежать приварку вставки к обойме по замкнутому контуру в цельную жесткую обойму (рис. 4.8). Суть этого способа состоит в том, что обойму изготавливают не цельной, как на рис. 4.8, а составной, состоящей из отдельных элементов, которые последовательно приваривают к вставке (рис. 4.9). Учитывая, что размер вставки, изготовленной из обломка образца Шарпи или SEB-10, ограничен сечением 10×10 мм и длиной от 10 до 20 мм, в качестве базовых вариантов изготовления реконструированных образцов СТ предлагаются два варианта V1 и V2 с различными размерами вставки (рис. 4.9).

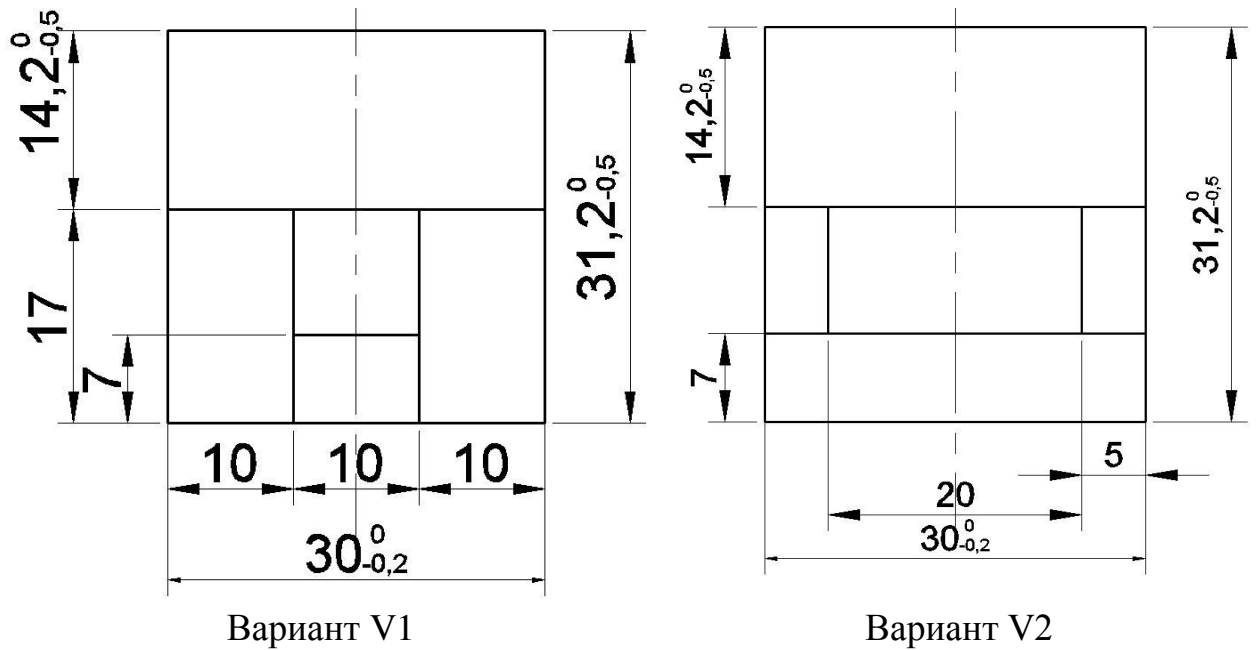


Рисунок 4.9 – Варианты реконструированных образцов СТ-0.5 с различными размерами центральной вставки: 1) вариант V1 со вставкой 10x10 мм; 2) вариант V2 со вставкой 10x20 мм.

Для варианта V1 размер сечения вставки 10×10 мм, для варианта V2 – 10×20 мм. Для каждого из вариантов необходимо было определить такую последовательность выполнения сварных швов, соединяющих вставку и обойму, которая обеспечила бы минимальные ОСН. Исследованные нами варианты изготовления реконструированных СТ образцов представлены в таблице 4.2. Чтобы обеспечить требования к выполнению сварного соединения с минимальной толщиной сварного шва и минимальной зоной термического влияния, было предложено использовать электронно-лучевую сварку (ЭЛС). Параметры режима ЭЛС, определенные на сварных пробах и обеспечивающие эти требования, следующие: ускоряющее напряжение $U = 40$ кВ, ток пучка $I = 35$ мА, скорость сварки $v_{св} = 20$ мм/с. Обоснование выбора параметров ЭЛС представлено в [111].

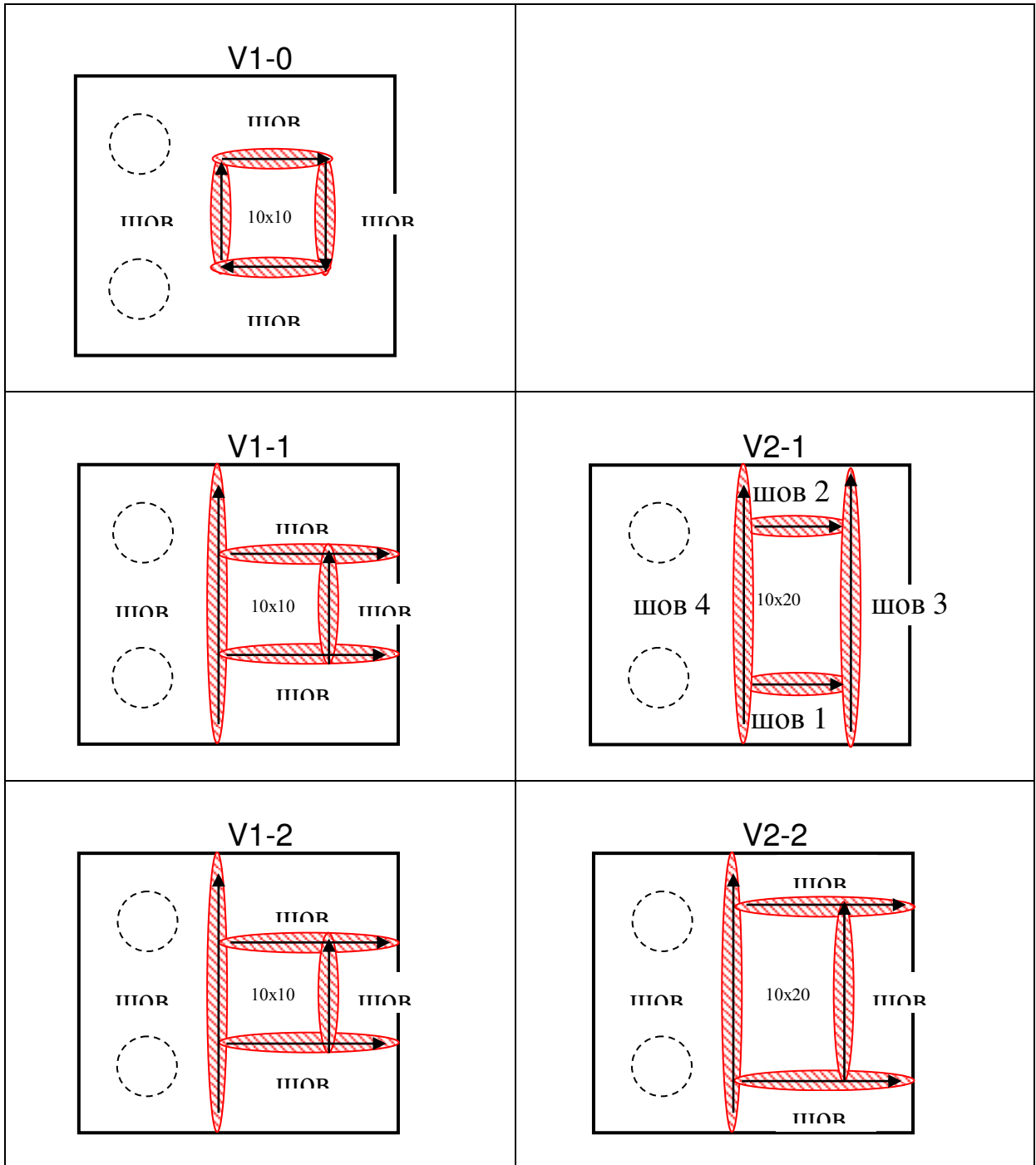
Численные расчеты по определению температурных полей, напряженно-деформированного состояния и остаточных сварочных напряжений, возникающих при изготовлении реконструированных с использованием ЭЛС образцов СТ были выполнены совместно с В.И. Костылевым. Основные положения расчетного метода, который базируется

на решении МКЭ неизоотермической упругопластической задачи, представлены в [124]. Задача решалась в двухмерной постановке в условиях обобщенного плоско-деформированного состояния. Данная постановка позволяет получить адекватную картину НДС в центральном по толщине сечении образца. В расчетах использовали механические и теплофизические свойства стали марки 15Х2НМФА, представленные в [125], и было принято допущение, что механические и теплофизические свойства металла шва аналогичны свойствам основного металла.

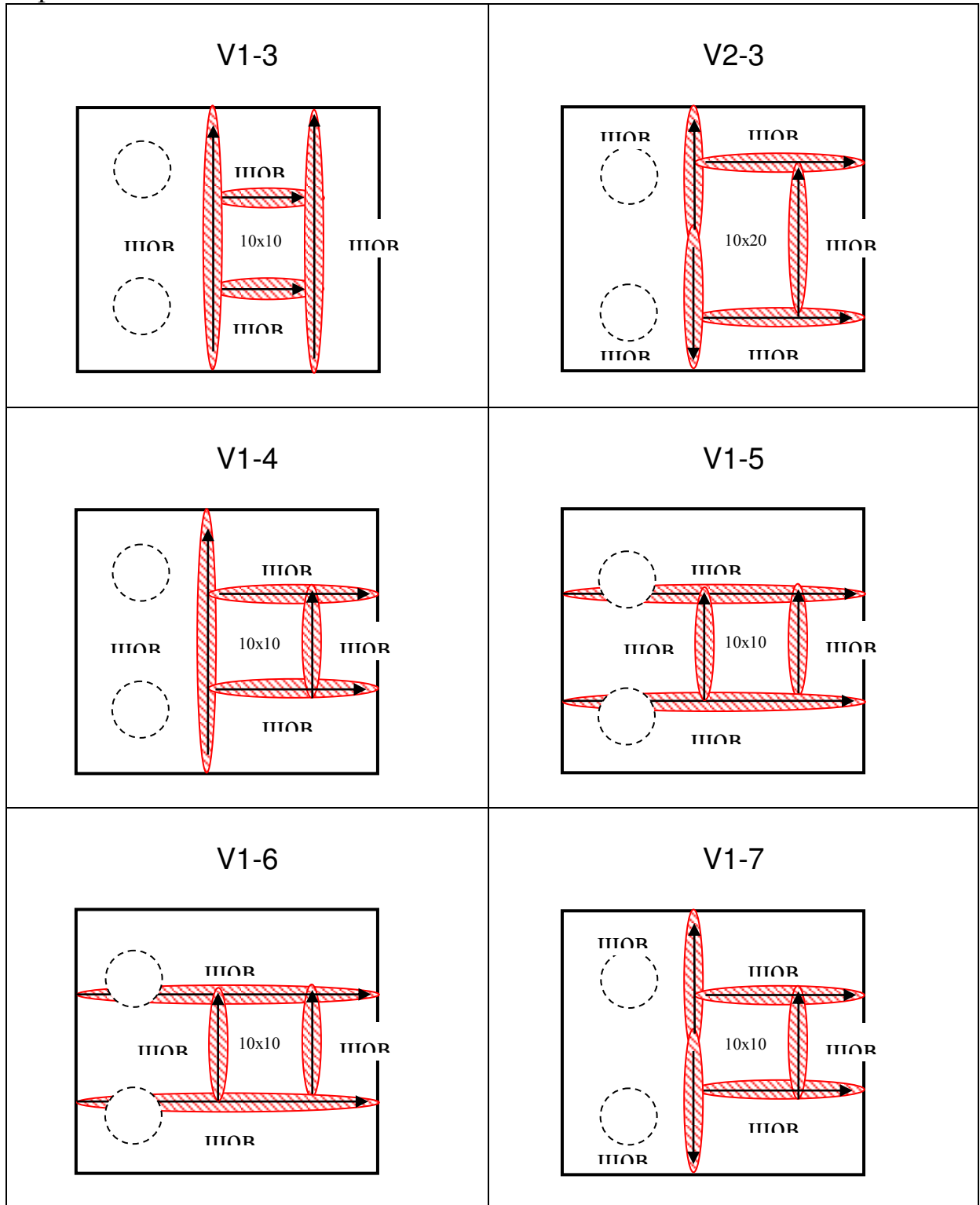
4.3.2.1. Результаты расчета температурных полей

Как отмечалось выше, одной из задач при определении оптимальной технологии изготовления реконструированного образца СТ была минимизация размера зоны термического влияния, при этом максимальная температура в рабочей части образца в процессе сварки не должна превышать температуру облучения металла вставки $T_{обл}$ (для образцов-свидетелей из основного металла и металла сварных швов КР ВВЭР $T_{обл} = 270\text{--}300^\circ\text{C}$). Для образцов СТ-0.5 размером $30 \times 31,2$ мм эти требования можно было реализовать при использовании электронно-лучевой сварки, для которой характерна высокая скорость сварки (20 мм/с), при этом затрачивается меньше времени на выполнение сварных швов. Для образца СТ-0.5 (вариант V1-2, см. таблицу 4.2) продолжительность сварки составила: для шва № 1 $\approx 0,5$ с, для швов № 2, 3 $\approx 0,85$ с, для шва № 4 $\approx 1,5$ с. При высокой скорости ЭЛС формируются достаточно узкие сварные швы и зоны термического влияния.

Таблица 4.2 – Варианты выполнения сварки для реконструированных образцов СТ-0.5 с различной последовательностью выполнения швов для вставок 10x10 мм и 10x20 мм



Продолжение таблицы 4.2



Примечание – стрелками указано направление выполнения сварки.

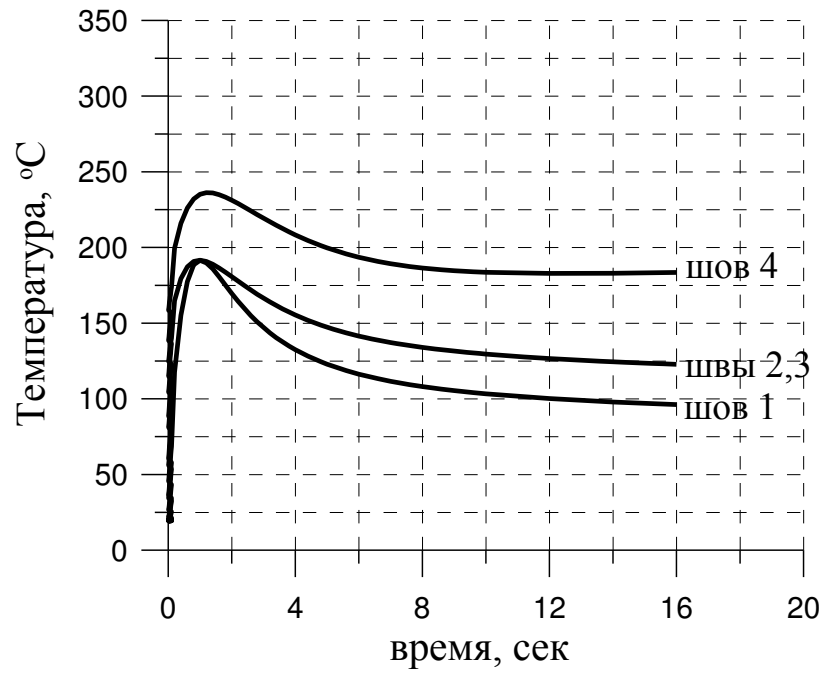
Расчет МКЭ распределения максимальных температур по сечению образца СТ-0.5 показал, что ширина области металла, в которой максимальные температуры в процессе сварки превышают температуру плавления 1500°C , составляет ~ 1 мм, а ширина области металла, в которой максимальные температуры во время сварки превышают температуру начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения 780°C , составляет менее 2 мм.

Чтобы оценить время пребывания при высоких ($>270^{\circ}\text{C}$) температурах различных областей металла вставки, были построены зависимости температуры от времени при выполнении различных швов. На рис. 4.10а приведены зависимости температуры от времени в центре вставки, а на рис. 4.10б – в точке, расположенной на расстоянии 2 мм от центра вставки 10×10 мм. Видно, что для любой из рассмотренных точек температурные зависимости от времени имеют один и тот же характер. Вначале происходит быстрое пикообразное возрастание температуры, а затем плавное ее снижение. Причем чем ближе к какому-либо шву расположена рассматриваемая точка, тем раньше наступает пик температуры и выше максимальная температура. Характерный пример показан на рис. 4.10б (шов № 1 – самый близкий, а шов № 4 – самый далекий от рассматриваемой точки).

На рис. 4.10б видно, что в точке, расположенной в 2 мм от центра вставки (3 мм от шва № 1), максимальная температура во время сварки превышает 270°C , а время пребывания при температуре выше этой – не более 1 с. За такое малое время отжиг радиационно-индуцированных дефектов не происходит [81], что позволяет сохранить свойства облученного металла вставки при изготовлении реконструированного образца СТ.

Таким образом, в области, ограниченной радиусом 2 мм от центра вставки, температурное воздействие при сварке не приводит к изменению свойств материала вставки.

а)



б)

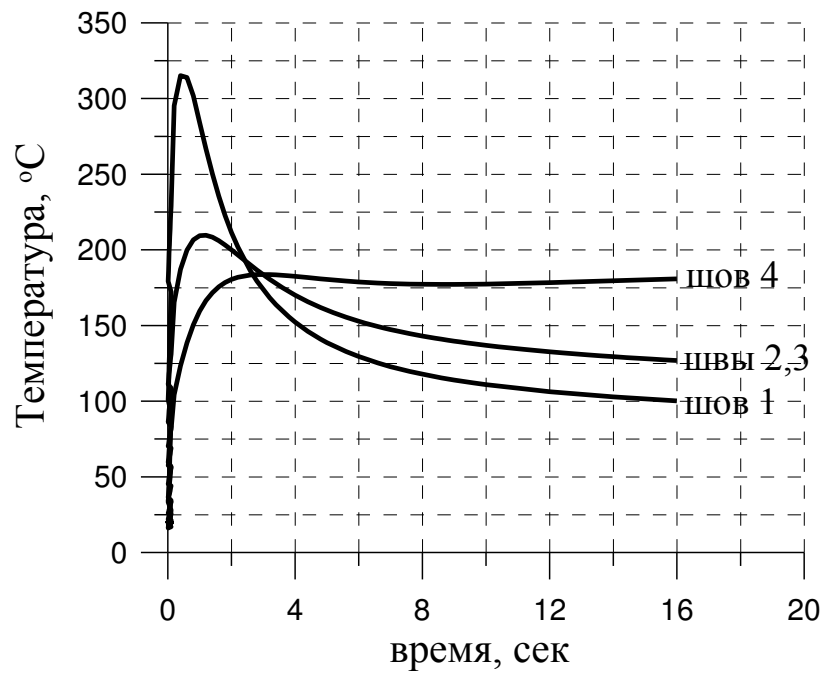


Рисунок 4.10 – Зависимость температуры от времени (термические циклы) в центре вставки 10×10 мм (а) и в точке, расположенной на расстоянии 2 мм от центра вставки (б) образца СТ-0,5, при выполнении швов № 1–4 ЭЛС ($U = 40$ кВ, $I = 35$ мА, $v_{св} = 20$ мм/с) по варианту V1-2.

4.3.2.2. Результаты расчета ОСН

Как отмечалось выше, основной задачей при определении оптимальной технологии изготовления реконструированного образца СТ является выбор такого варианта сварки, который обеспечил бы минимальный уровень и минимальный градиент ОСН. Поскольку на вязкость разрушения в наибольшей степени влияют напряжения, действующие перпендикулярно плоскости трещины, в качестве оптимального будем рассматривать вариант изготовления образца СТ с минимальными по абсолютной величине ОСН $\sigma_{\text{УУ}}$ в зоне у вершины трещины.

На рис. 4.11–4.13 показаны поля и эпюры ОСН, полученные для различных вариантов реконструкции образцов СТ-0,5. Анализ различных вариантов сварки, представленных в таблице 4.2, показывает, что для всех вариантов сварные швы прямолинейны и отличаются только длиной и последовательностью их выполнения. При реконструкции по варианту V1-0 сварка ведется в жесткий контур. Другие варианты выполнены при использовании сварки вставки и обоймы так, чтобы усадке швов, при их остывании, не препятствовали привариваемые элементы.

Анализ полей ОСН, представленных на рис. 4.11–4.13, показал следующее. Для варианта, когда при реконструкции СТ-0,5 образца сварка ведется в жесткий контур по варианту V1-0, по всему сечению вставки реализуются высокие растягивающие ОСН. Для варианта V1-6 в центре вставки (в зоне у вершины будущей трещины) реализуются высокие сжимающие ОСН, переходящие в растягивающие с высоким градиентом. Для варианта V1-7, напротив, в центре вставки (в зоне у вершины будущей трещины) реализуются невысокие сжимающие ОСН.

После выполнения надреза в образце на глубину 17–20 мм (что соответствует моделированию трещины длиной $a = 11–14$ мм в образце СТ-0,5) происходит перераспределение напряжений. На рис. 4.14 показаны эпюры остаточных напряжений $\sigma_{\text{УУ}}$ по сечению вставки после ЭЛС и их перераспределение при последующей прорезке образца на различную длину

надреза. Как видно на рис. 4.14, распределения ОСН для различных вариантов существенно отличаются друг от друга, что связано в основном с различной последовательностью выполнения швов.

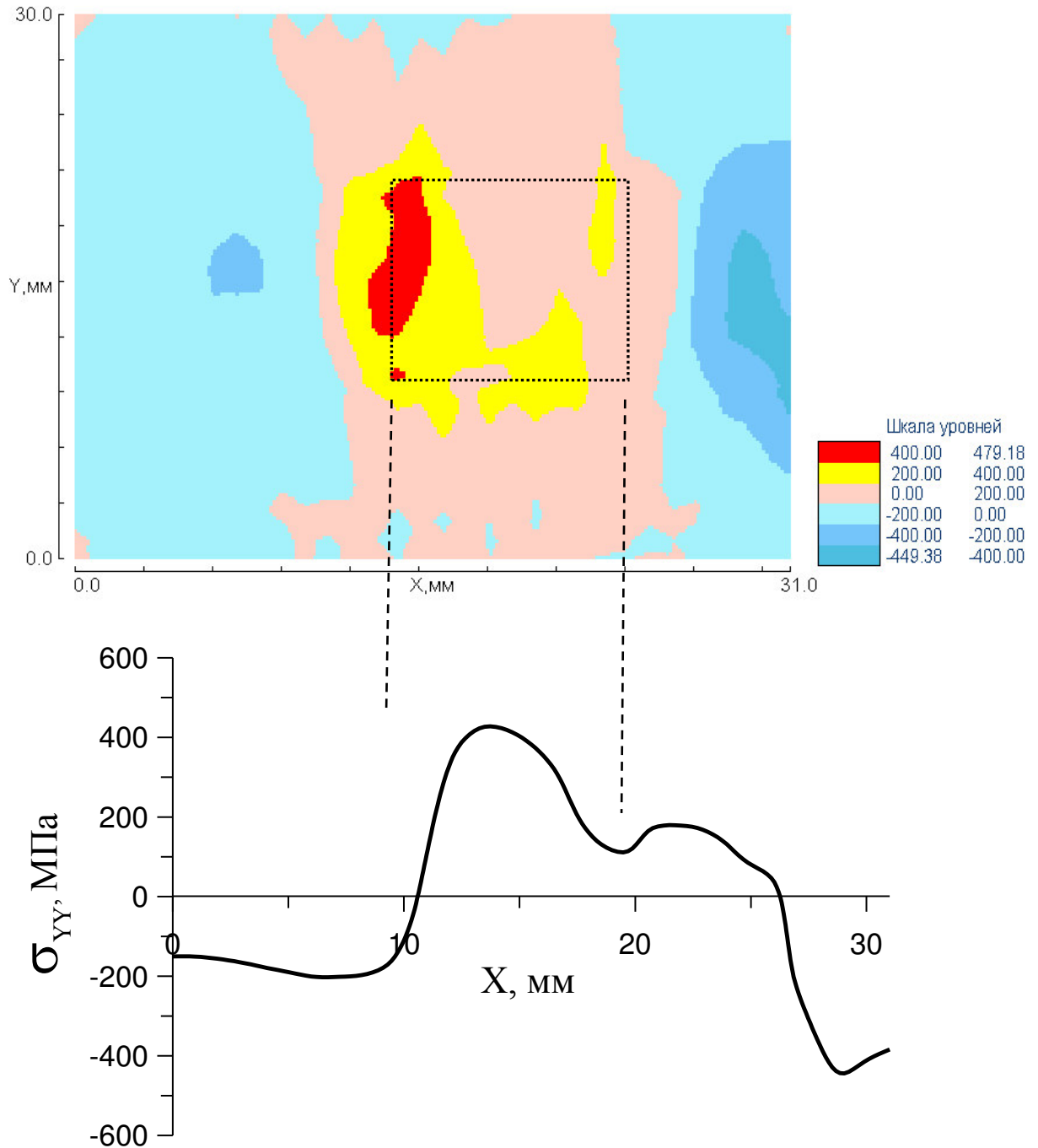


Рисунок 4.11 – Распределение остаточных напряжений σ_{yy} в образце СТ-0.5 и эпюра σ_{yy} по центральному сечению образца после ЭЛС (вариант V1-0, см. таблицу 4.2)

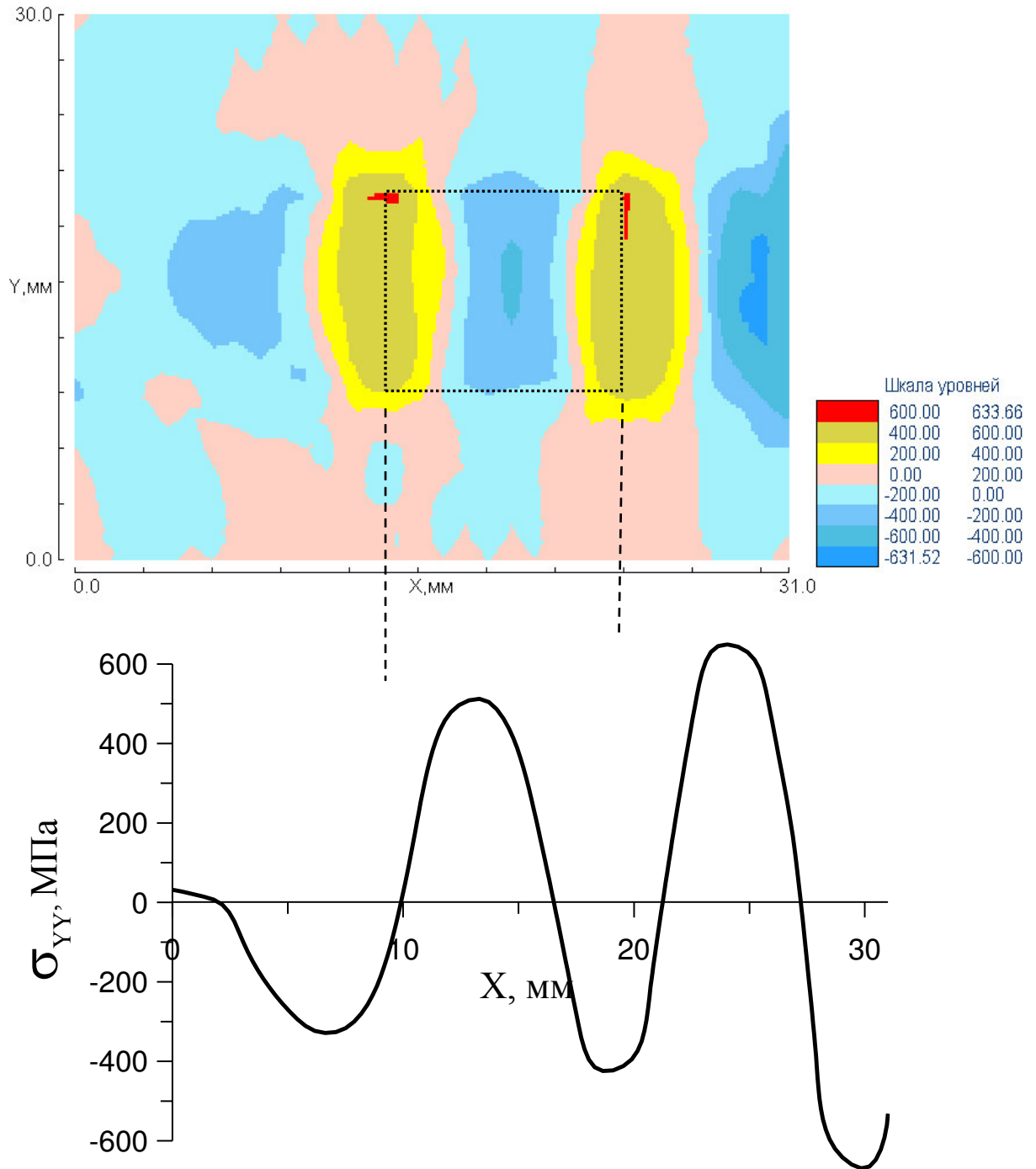


Рисунок 4.12. Распределение остаточных напряжений σ_{yy} в образце СТ-0.5 и эпюра σ_{yy} по центральному сечению образца после ЭЛС (вариант V1-6, см. таблицу 4.2)

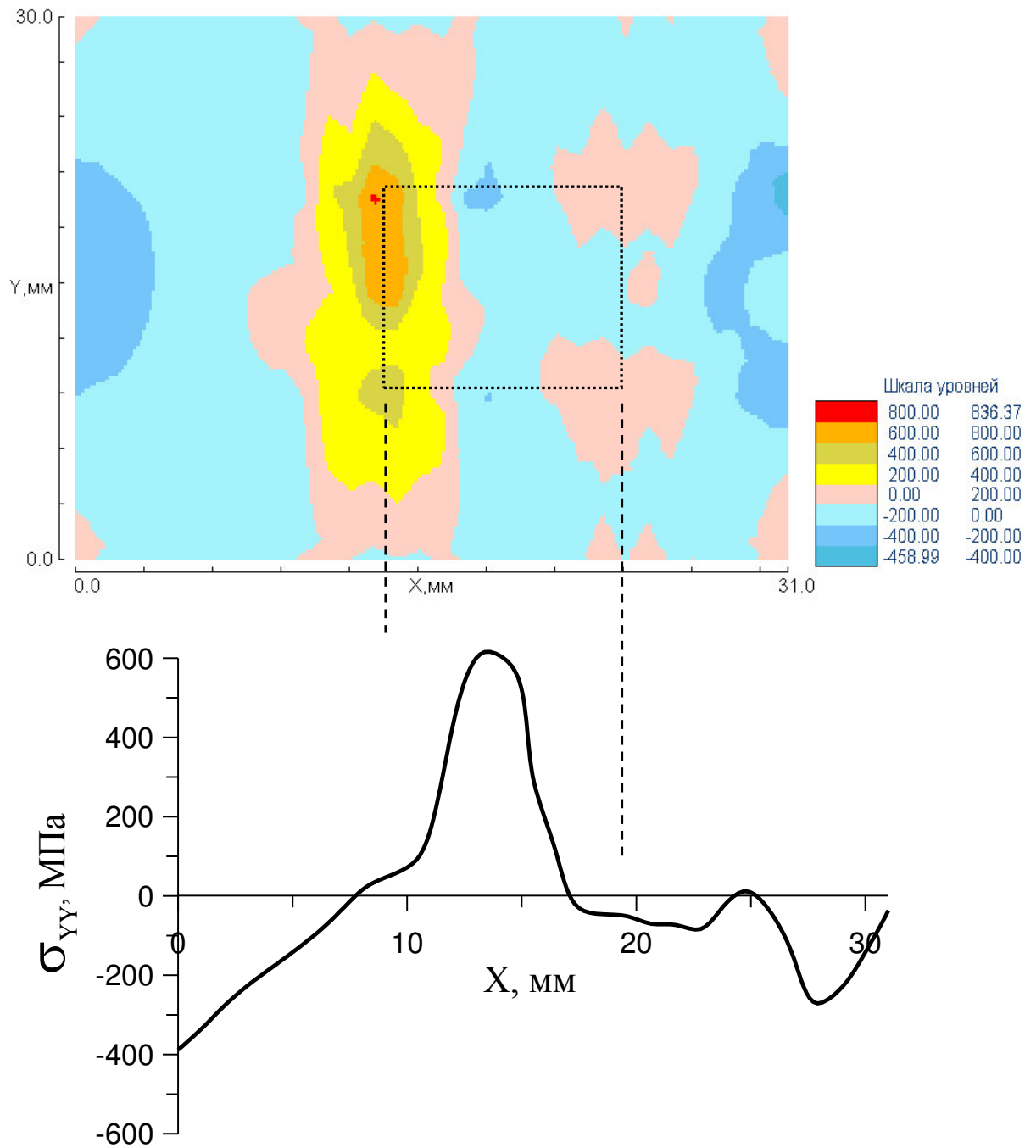


Рисунок 4.13 Распределение остаточных напряжений σ_{yy} в образце СТ-0.5 и эпюра σ_{yy} по центральному сечению образца после ЭЛС (вариант V1-7, см. таблицу 4.2)

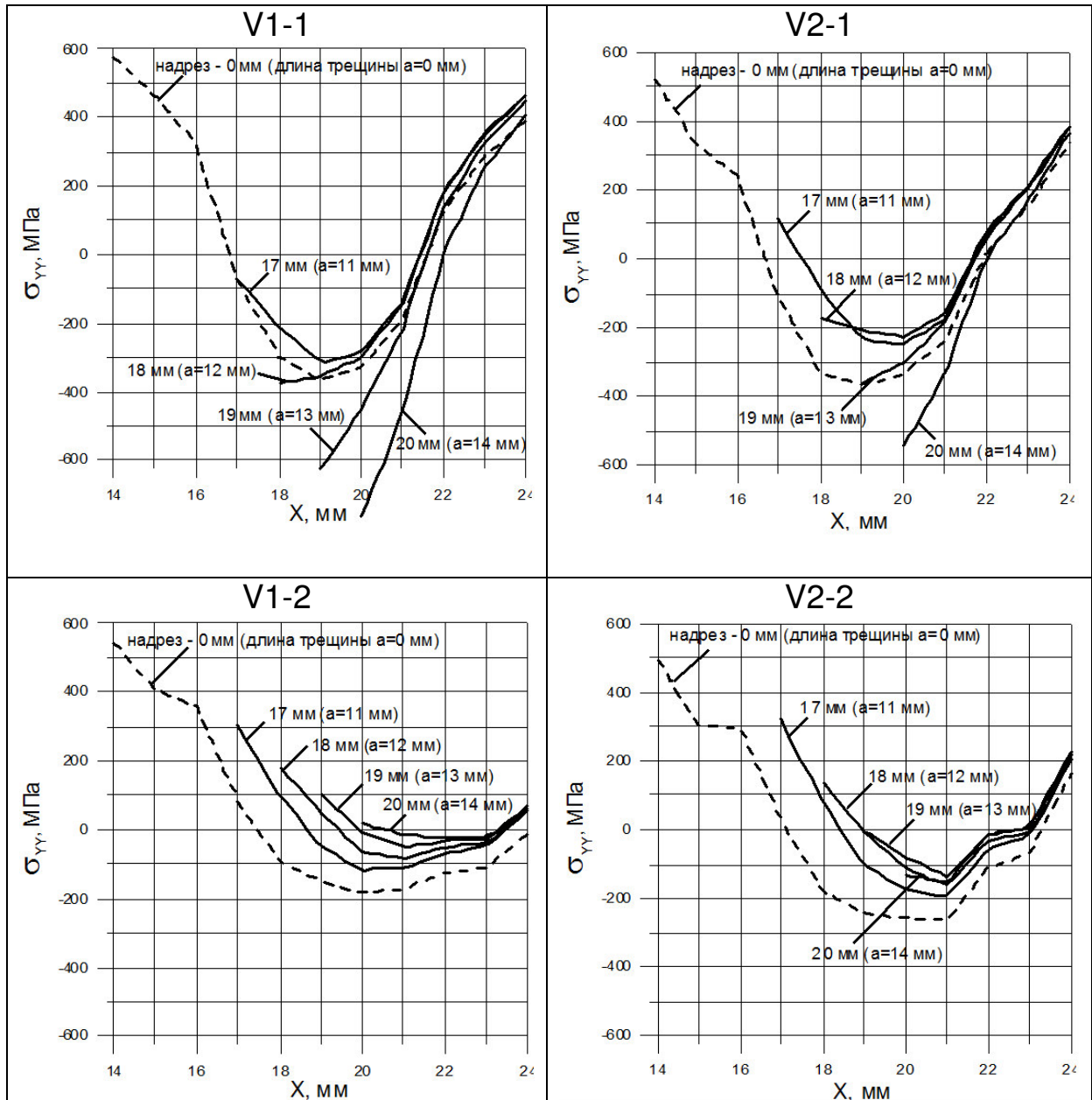


Рисунок 4.14 – Эпюры остаточных напряжений σ_{yy} по центральному сечению вставки образца СТ-0.5 (варианты V1-1 ÷ V1-7, V2-1 ÷ V2-3 из таблицы 4.2) после ЭЛС (- - - -) и перераспределение σ_{yy} при последующей прорезке образца на различную длину надреза (———)

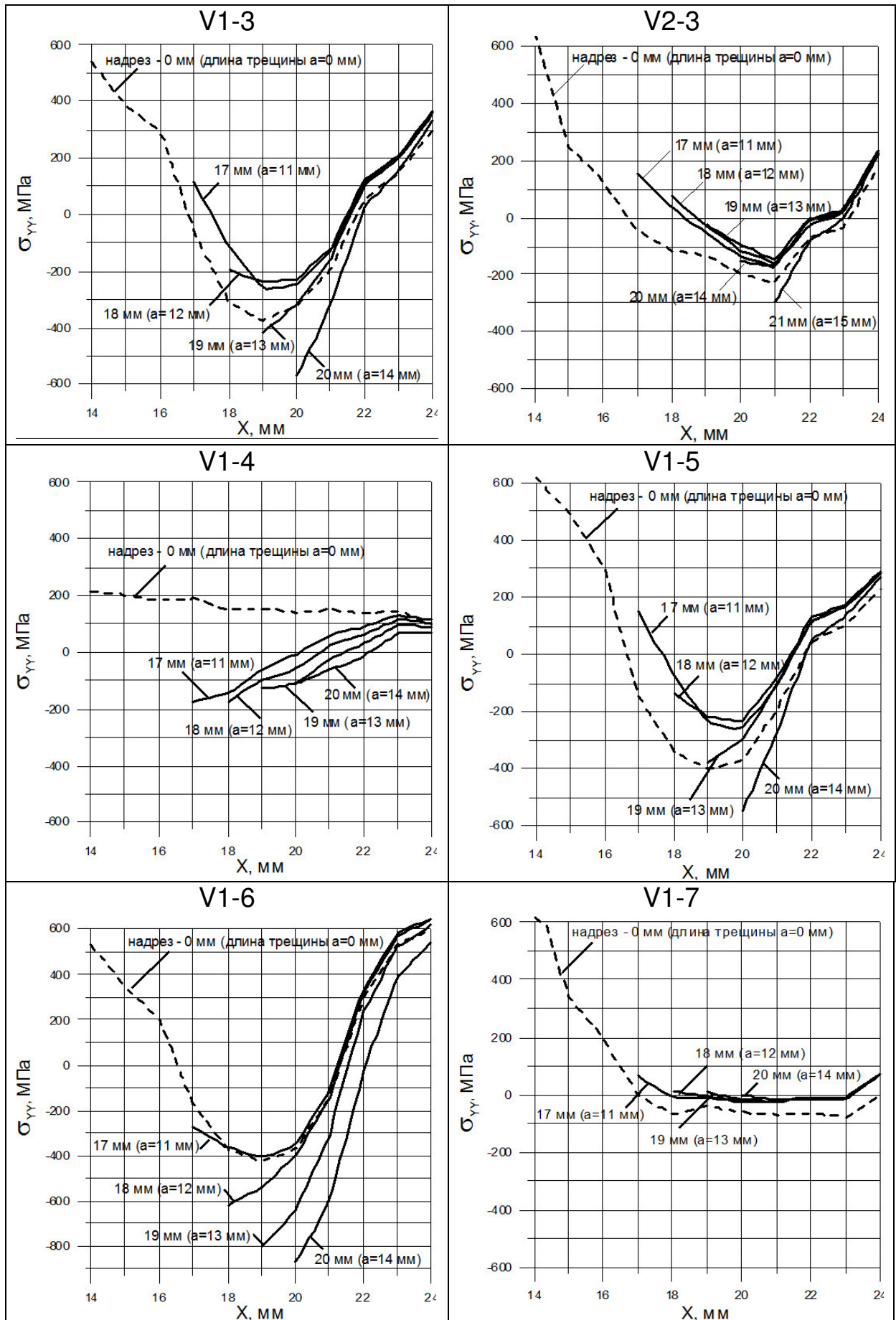


Рисунок 4.14 – продолжение.

Определение оптимального варианта реконструированного СТ-0.5 образца по критерию минимальных ОСН выполним на основе анализа распределения остаточных напряжений $\sigma_{\text{УУ}}$ в зоне у вершины трещины (рис. 4.14). В качестве базовой характеристики распределения ОСН будем рассматривать напряжение $\sigma_{\text{УУ}}$ в зоне у вершины трещины при варьировании ее длины от 11 до 14 мм. Чем меньше величина $|\sigma_{\text{УУ}}|$ при изменении длины трещины, тем адекватнее и стабильнее оценка вязкости разрушения при использовании реконструированных образцов СТ.

Учитывая характер распределения остаточных напряжений $\sigma_{\text{УУ}}$, представленных на рис. 4.14, вязкость разрушения $K_{\text{JС}}$, полученная на образцах, реконструированных по различным вариантам, будет иметь следующие особенности. Для вариантов V1-1, V1-3, V1-5, V1-6 и V2-1 вязкость разрушения $K_{\text{JС}}$ будет существенно завышена по сравнению с полученной при испытаниях однородных образцов вследствие высоких сжимающих напряжений в зоне у вершины трещины. Для вариантов V1-2, V1-7, V2-2 и V2-3 вязкость разрушения будет соответствовать вязкости разрушения для стандартных однородных образцов вследствие знакопеременного характера напряжений и невысоких растягивающих напряжений у вершины трещины. Для варианта V1-4 вязкость разрушения будет немного завышена вследствие незначительных сжимающих напряжений в зоне у вершины трещины.

Исходя из полученных особенностей характеристик ОСН для рассмотренных вариантов реконструкции образца СТ-0,5, а также расчетов полей температур, можно сделать вывод, что варианты V1-2, V1-7, V2-2 и V2-3 являются оптимальными. Эти варианты обеспечивают минимальные значения ОСН, при этом максимальная температура в зоне у вершины трещины в области, ограниченной радиусом 2 мм от центра вставки, превышает 270°C , но время пребывания при температурах выше 270°C не более 1 с. Варианты V1-7 и V2-3 предпочтительнее, но менее технологичны, поскольку предусматривают большее количество швов.

4.3.3. Разработка требований к материалу обоймы при изготовлении образцов типа СТ методом реконструкции

Как отмечалось выше, при разработке оптимальной технологии реконструкции образцов типа СТ с использованием обломков разрушенных образцов-свидетелей необходимо обеспечить совпадение результатов испытаний реконструированных образцов (с разными материалами вставки и обоймы) с результатами испытаний однородных образцов СТ. С точки зрения хрупкого разрушения на вероятность разрушения образца влияют как напряжения, так и деформации вблизи вершины трещины [24, 66, 76]. Поэтому для обеспечения совпадения результатов испытаний реконструированных образцов с результатами испытаний однородных образцов необходимо обеспечить практически одинаковые напряжения и деформации вблизи вершины трещины и определить условия, когда они начинают различаться.

В качестве критерия идентичности напряженного состояния у вершины трещины однородного и реконструированного образцов предлагается использовать условие

$$|Q| < 0,1, \quad (4.6)$$

$$\text{где } Q = \frac{q^{\text{рек}} - q^{\text{одн}}}{q^{\text{одн}}} \quad (q^{\text{рек}} = (\sigma_1 / \sigma_{\text{вставки}})^{\text{рек}}; q^{\text{одн}} = (\sigma_1 / \sigma_{\text{еқ}})^{\text{одн}});$$

σ_1 – максимальное главное напряжение; $\sigma_{\text{еқ}}$ – интенсивность напряжений).

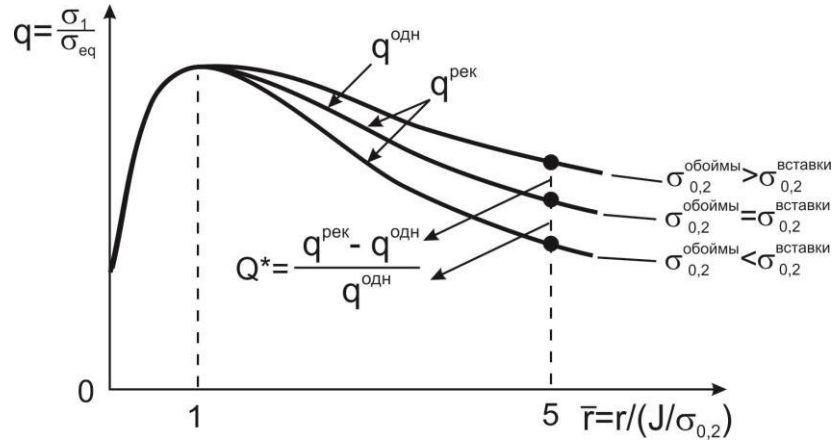
Критерий (4.6) предлагается анализировать на относительном расстоянии $\bar{r} = 5,0$ (где $\bar{r} = r / (J / \sigma_{0,2})$ – относительное расстояние от вершины трещины; r – расстояние от вершины трещины на линии ее продолжения; $\sigma_{0,2}$ – предел текучести; J – значение J-интеграла, рассчитываемое по стандартам РД ЭО 1.1.3.99.0871–2012 и [20]). Параметр \bar{r} был выбран для сравнения напряженных состояний однородного и реконструированного образцов исходя из принципа автомодельности НДС [33, 34, 126, 127], согласно которому НДС у вершины трещины не зависит от

уровня J-интеграла и $\sigma_{0,2}$, если оно рассматривается для одной и той же относительной координаты \bar{r} . Значение $\bar{r} = 5,0$ было выбрано исходя из того, что вклад напряжений и деформаций у вершины трещины в зоне, ограниченной радиусом $\bar{r} = 5,0$ (это примерно равно десяти раскрытиям трещины), в вероятность хрупкого разрушения составляет, по нашим оценкам, не менее 95%. Кроме того, следует отметить, что в зоне, ограниченной радиусом $\bar{r} = 5,0$, при увеличении \bar{r} от 0 до 5,0 различие между $q^{\text{рек}}$ и $q^{\text{одн}}$ монотонно возрастает. Таким образом, оценка по критерию (4.6) при $\bar{r} = 5,0$ дает консервативный прогноз идентичности напряженного состояния.

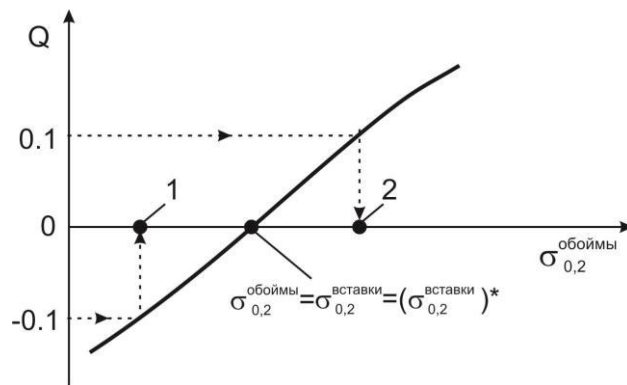
На рис. 4.15 представлена схема для определения минимального $(\sigma_Y^{\text{обоймы}})_{\text{min}}$ и максимального $(\sigma_Y^{\text{обоймы}})_{\text{max}}$ значения предела текучести металла обоймы, которые определяют диапазон допустимых значений $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$, обеспечивающих идентичность напряженного состояния однородного и реконструированного образцов по критерию (4.6).

Согласно этой схеме, фиксируя $\sigma_Y^{\text{вставки}} = (\sigma_Y^{\text{вставки}})^*$ и варьируя $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$ можно получить различные значения Q (рис. 4.15а) и на их основе построить зависимость Q от $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$ (рис. 4.15б). Используя полученную зависимость Q от $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$ и критерий (4.6), можно определить $(\sigma_Y^{\text{обоймы}})_{\text{min}}$ и $(\sigma_Y^{\text{обоймы}})_{\text{max}}$ для заданного значения $(\sigma_Y^{\text{вставки}})^*$ (рис. 4.15б, точки 1 и 2). Варьируя величину предела текучести металла вставки $\sigma_Y^{\text{вставки}}$ и повторяя описанную процедуру, можно построить минимальную (нижнюю) и максимальную (верхнюю) границы области допустимых значений предела текучести металла обоймы $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$ (рис. 4.15в). Выбор значений $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$ из этой области обеспечит идентичность напряженного состояния однородного и реконструированного образца.

а)



б)



в)

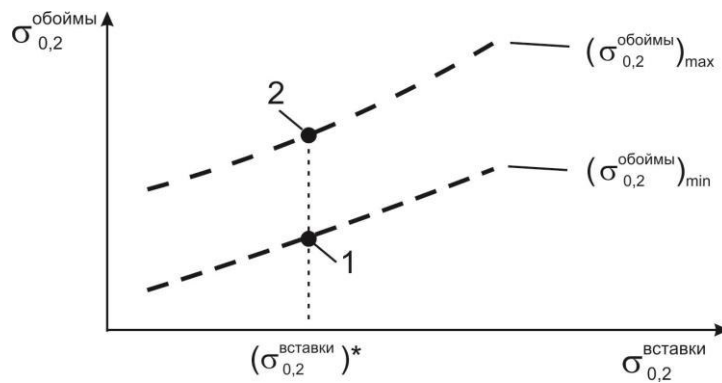


Рисунок 4.15 – Схема для определения допустимых значений нижней и верхней границы предела текучести металла обоймы $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$ в зависимости от предела текучести металла вставки $\sigma_Y^{\text{вставки}}$: а) – зависимость $q(\bar{r})$ для однородного $\sigma_Y^{\text{обоймы}} = \sigma_Y^{\text{вставки}}$ и реконструированного образца $\sigma_Y^{\text{обоймы}} \neq \sigma_Y^{\text{вставки}}$; б) – зависимость Q от $\sigma_Y^{\text{вставки}}$ при фиксированном значении $\sigma_Y^{\text{вставки}} = (\sigma_Y^{\text{вставки}})^*$; в) – зависимости $(\sigma_Y^{\text{обоймы}})_{\min}$ и $(\sigma_Y^{\text{обоймы}})_{\max}$ от $\sigma_Y^{\text{вставки}}$, для которых обеспечивается условие $|Q| < 0,1$; 1, 2 – соответственно $(\sigma_Y^{\text{обоймы}})_{\min}$ и $(\sigma_Y^{\text{обоймы}})_{\max}$ при $\sigma_Y^{\text{вставки}} = (\sigma_Y^{\text{вставки}})^*$.

В качестве критерия идентичности деформированного состояния предлагается критерий на основе раскрытия трещины δ

$$\frac{|\delta^{\text{рек}} - \delta^{\text{одн}}|}{\delta^{\text{одн}}} < 0,1, \quad (4.7)$$

где $\delta^{\text{рек}}$, $\delta^{\text{одн}}$ – раскрытие вершины трещины для реконструированного и однородного образца.

Использование такого подхода является вполне обоснованным, так как раскрытие трещины δ однозначно контролирует распределение деформаций у вершины трещины. Используя критерий идентичности деформированного состояния (4.7), можно определить диапазон допустимых значений предела текучести металла обоймы $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$ в зависимости от предела текучести металла вставки $\sigma_Y^{\text{вставки}}$.

4.3.4. Результаты расчета

Расчет НДС образцов выполняли МКЭ с использованием программного комплекса ANSYS в соответствии с теорией течения в двумерной геометрически нелинейной постановке в условиях обобщенной плоской деформации. Принималось, что деформирование материала в упругопластической области описывается линейным упрочнением с модулем деформационного упрочнения $E_u = 700$ МПа и модулем упругости $E = 200$ ГПа. Расчеты НДС реконструированных образцов СТ выполняли для трех пределов текучести металла вставки – 500, 700, 1000 МПа при различных значениях пределов текучести металла обоймы – от 200 до 1600 МПа. Выбранные значения пределов текучести металла вставки соответствуют металлу КР ВВЭР в различных состояниях. При $\sigma_Y^{\text{вставки}} = 500$ МПа моделировалось исходное состояние металла, при $\sigma_Y^{\text{вставки}} = 700$ МПа моделировалось небольшое охрупчивание металла, а при $\sigma_Y^{\text{вставки}} = 1000$ МПа – высокая степень охрупчивания металла.

Расчеты НДС реконструированных образцов СТ производили при изменении нагрузки от нуля до величины, соответствующей максимально

допустимому, согласно [20], значению вязкости разрушения $K_{JC(lim)} = [E \cdot b \cdot \sigma_Y^{вставки} / 30 / (1 - \nu^2)]^{0.5}$, где $b = \min (B, W-a, a)$; B – толщина образца; $W-a$ – нетто-сечение образца; a – длина трещины; E – модуль упругости; ν – коэффициент Пуассона. Для образца СТ-0.5 с $W = 25$ мм, $B = 10$ мм, $a = 12,5$ мм значения $K_{JC(lim)}$ при $E = 200$ ГПа и $\nu = 0,3$ следующие: при $\sigma_Y^{вставки} = 500$ МПа $K_{JC(lim)} = 191$ МПа $\sqrt{м}$, при $\sigma_Y^{вставки} = 700$ МПа $K_{JC(lim)} = 226$ МПа $\sqrt{м}$, при $\sigma_Y^{вставки} = 1000$ МПа $K_{JC(lim)} = 271$ МПа $\sqrt{м}$. Сравнение НДС по критериям (4.6) и (4.7) для образцов с различным сочетанием пределов текучести материалов вставки $\sigma_Y^{вставки}$ и обоймы $\sigma_Y^{обоймы}$ проводили при нагрузках, соответствующих одному и тому же значению J-интеграла. Расчет J-интеграла проводили по процедуре, представленной в [20] на основании диаграммы «P–u» для каждого образца (P – сила, u – перемещение по линии действия силы).

На основании выполненных расчетов НДС были построены распределения параметра $q = \frac{\sigma_1}{\sigma_{eq}}(\bar{r})$ на линии продолжения трещины вблизи ее вершины вдоль относительной координаты $\bar{r} = r/(J/\sigma_Y)$ при разных значениях K_J . Результаты расчетов показали, что зависимости $q(\bar{r})$ для реконструированного и однородного образца практически совпадают до некоторого уровня K_J^* , а затем начинается их расхождение. Чем выше K_J , тем это расхождение больше. Другими словами при относительно небольших значениях K_J зависимости $q(\bar{r})$ для разных $\sigma_Y^{обоймы}$ совпадают. Таким образом, в области маломасштабной текучести НДС вблизи вершины трещины для реконструируемых образцов однозначно контролируется J-интегралом. При увеличении K_J кривые начинают расходиться. Максимальное значение K_J , представляющее практический интерес, равно $K_{JC(lim)}$.

Оценим допустимое различие напряженного состояния однородного образца от напряженного состояния образцов с различающимися материалами вставки и обоймы.

Для этого, следуя процедуре (рис. 4.15), построим зависимость $Q = \frac{q^{\text{рек}} - q^{\text{одн}}}{q^{\text{одн}}}$ от предела текучести обоймы при заданном пределе текучести вставки $K_J = K_{JC(\text{lim})}$ и $\bar{r} = 5$.

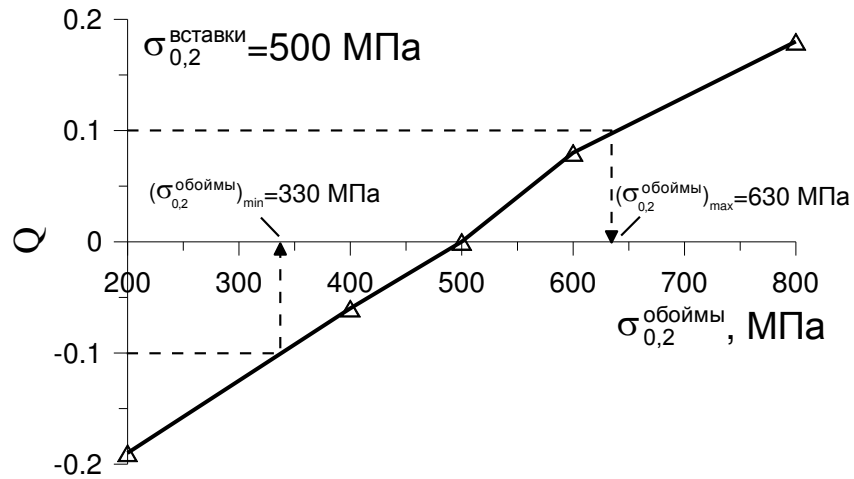
Полученные зависимости Q от $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$ представлены на рис. 4.16, а–в для $\sigma_Y^{\text{вставки}} = 500, 700$ и 1000 МПа соответственно. Используя эти зависимости и действуя по схеме на рис. 4.15, можно с использованием критерия идентичности (4.6) определить максимальные и минимальные значения предела текучести обоймы и на их основе построить нижнюю и верхнюю границы области допустимых значений предела текучести металла обоймы.

На рис. 4.17 показаны верхняя и нижняя границы области допустимых значений $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$ в зависимости от $\sigma_Y^{\text{вставки}}$, построенной на основе данных по $(\sigma_Y^{\text{обоймы}})_{\text{min}}$ и $(\sigma_Y^{\text{обоймы}})_{\text{max}}$ на рис. 4.16. В качестве консервативной оценки верхней границы диапазона допустимых значений $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$ при $\sigma_Y^{\text{вставки}} = 1000$ МПа принято максимальное из рассчитанных значений $\sigma_Y^{\text{обоймы}} = 1600$ МПа, хотя для данного случая различие в напряженном состоянии однородного и реконструированного образцов не превышает 5% (рис. 4.16, в).

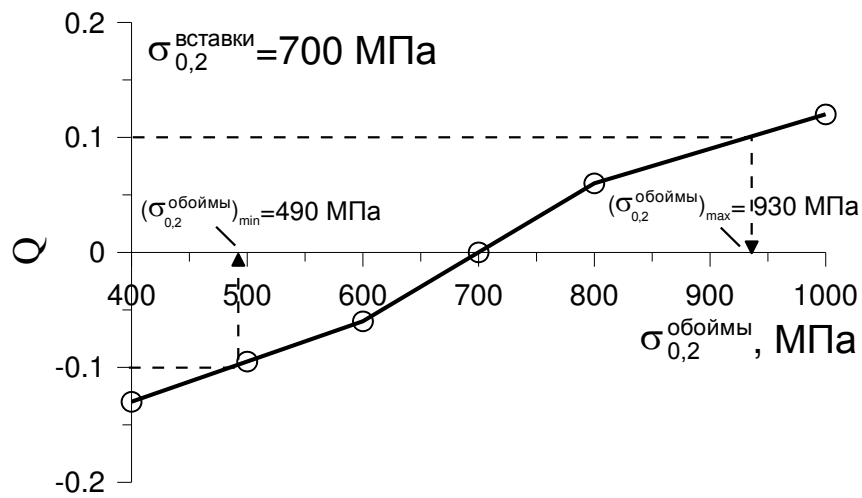
Для оценки допустимых значений $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$ с точки зрения деформационного критерия использовалось условие (4.7) при различных значениях K_J для образцов с пределом текучести вставки $\sigma_Y^{\text{вставки}} = 500, 700, 1000$ МПа при варьировании $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$ от 200 до 1600 МПа. Величину раскрытия трещины δ на базе расчетов МКЭ рассчитывали как расстояние между двумя точками, образованными пересечением двух лучей выходящих из вершины трещины под углами в 45° с контуром трещины. Полученные результаты расчетов в виде зависимостей $\frac{\delta^{\text{рек}} - \delta^{\text{одн}}}{\delta^{\text{одн}}}$ от K_J показаны на рис.

4.18.

а)



б)



в)

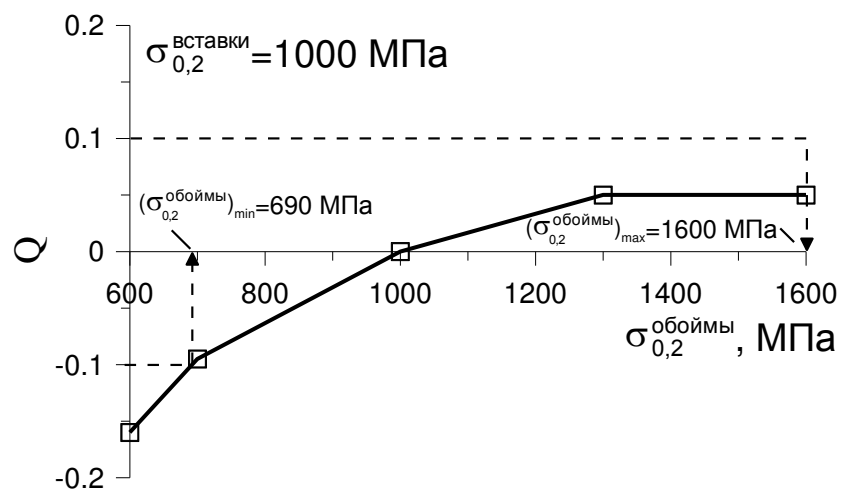


Рисунок 4.16 – Зависимость $Q = \frac{q^{\text{рек}} - q^{\text{одн}}}{q^{\text{одн}}}$ от $\sigma_{Y}^{\text{обоймы}}$ при $\bar{r} = 5$ для образцов с

$\sigma_{Y}^{\text{вставки}} = 500$ МПа при $K_J = K_{Jc(\text{lim})} = 191 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (а), с $\sigma_{Y}^{\text{вставки}} = 700$ МПа при

$K_J = K_{Jc(\text{lim})} = 226 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (б) и с $\sigma_{Y}^{\text{вставки}} = 1000$ МПа при

$K_J = K_{Jc(\text{lim})} = 271 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (в).

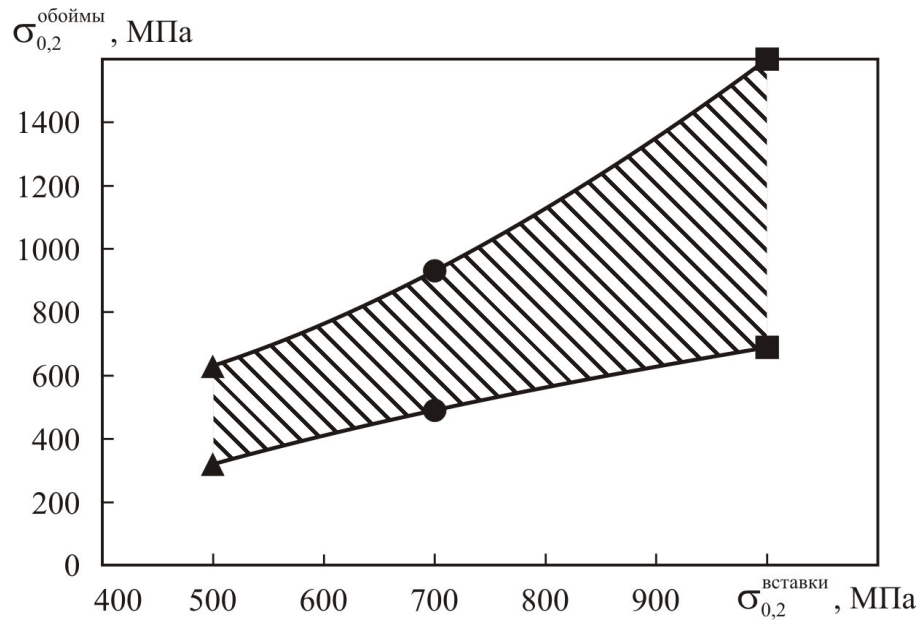
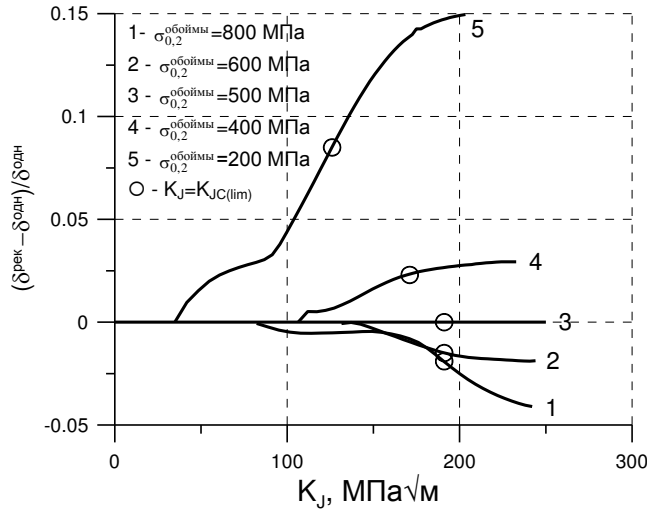
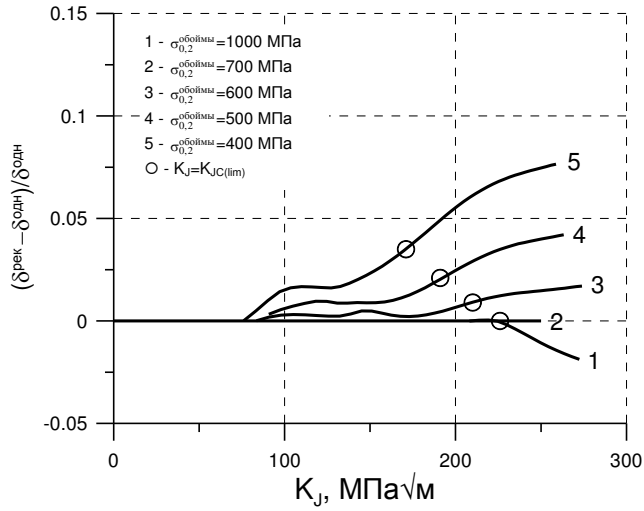


Рисунок 4.17 – Диапазон допустимых при изготовлении реконструированных образцов типа СТ значений предела текучести металла обоймы в зависимости от предела текучести металла вставки (заштрихованная область)

а)



б)



в)

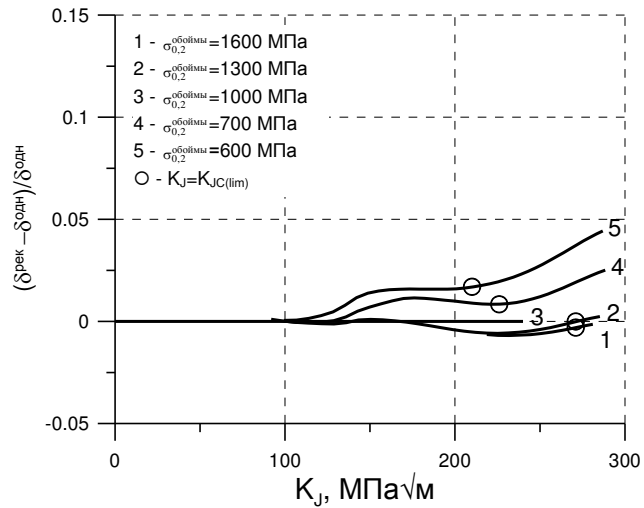


Рисунок 4.18 – Зависимости $(\delta_{\text{рек}} - \delta_{\text{одн}})/\delta_{\text{одн}}$ от K_J для образцов с различными $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$ при $\sigma_Y^{\text{вставки}} = 500 \text{ МПа}$ (а), $\sigma_Y^{\text{вставки}} = 700 \text{ МПа}$ (б); $\sigma_Y^{\text{вставки}} = 1000 \text{ МПа}$ (в): ● – уровни $K_J = K_{JC(\text{lim})}$, рассчитанные при $\sigma_{0,2} = \min(\sigma_Y^{\text{вставки}}, \sigma_Y^{\text{обоймы}})$.

На рис. 4.18 видно, что условие (4.7) удовлетворяется практически для всех рассмотренных сочетаний пределов текучести вставки и обоймы и всего рассмотренного диапазона K_J . Исключение составляет вариант с $\sigma_Y^{\text{вставки}} = 500$ МПа и $\sigma_Y^{\text{обоймы}} = 200$ МПа, при котором условие (4.7) не выполняется при $K_J > 135 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$.

В то же время следует отметить, что согласно [20] при экспериментальном определении величины вязкости разрушения K_{JC} существует ограничение на максимальные корректные значения K_{JC} значением $K_{JC(\text{lim})}$. Поэтому, если учесть это ограничение и наложить условие $K_J < K_{JC(\text{lim})}$ (при этом $K_{JC(\text{lim})}$ рассчитывается по минимальному значению из $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$ и $\sigma_Y^{\text{вставки}}$), то, как видно из рис. 4.18, условие (4.7) выполняется автоматически для всех рассмотренных вариантов сочетаний $\sigma_Y^{\text{вставки}}$ и $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$.

4.3.5. Численная верификация выбора оптимальных вариантов реконструкции СТ образцов на основе трехмерных расчетов НДС

В разделе 4.3.3. были определены оптимальные конструкции СТ образцов с точки зрения минимизации влияния остаточных сварочных напряжений на определяемую величину вязкости разрушения на базе испытаний реконструированных образцов. В разделе 4.3.4 были определены возможные предельные отклонения по пределу текучести обоймы по отношению к пределу текучести вставки, при которых напряженно-деформированное состояние у вершины трещины в реконструированном и однородном образцах практически идентично. Эти расчеты НДС в реконструированных и однородных образцах были выполнены МКЭ в двухмерной постановке. Для более корректного подтверждения условий идентичности НДС в указанных образцах необходимо выполнить трехмерные расчеты МКЭ. В случае если при условиях, определенных в разделе 4.3.4, идентичность НДС для рассматриваемых образцов будет подтверждена, данные условия можно считать надежно обоснованными.

Кроме того, для подтверждения оптимального выбора вариантов реконструированных образцов СТ, необходимо показать, что величины вязкости разрушения, определенные на реконструированных и однородных образцах, достаточно близки. Такую задачу можно решить на базе разработанной в главе 2 вероятностной модели хрупкого разрушения «Прометей-М», позволяющей прогнозировать трещиностойкость образцов при различной вероятности разрушения. Данная задача должна решаться с учетом ОСН, вызванных сваркой вставки и обоймы.

4.3.5.1 Верификация условий идентичности НДС для реконструированного и однородного образцов СТ

Для указанной верификации был проведен расчет НДС реконструированного и однородного образцов СТ. Расчет выполняли МКЭ в трехмерной геометрически не линейной упругопластической постановке с использованием ANSYS. Значения $\sigma_Y^{\text{вставки}}$ и $\sigma_Y^{\text{обоймы}}$ были выбраны исходя из максимального различия этих параметров, удовлетворяющих условиям, определенным в разделе 3, а именно $\sigma_Y^{\text{вставки}} = 700$ МПа, $\sigma_Y^{\text{обоймы}} = 500$ и 930 МПа.

На рис. 4.19 представлены распределение $q = \sigma_1/\sigma_{\text{eq}}$ вдоль оси z для $K_J = K_{JC(\text{lim})}$ при $\bar{r} = 5$, где $\bar{r} = r/(J/\sigma_Y)$ – относительная координата от вершины трещины на линии ее продолжения; z – координата по толщине образца. При этом $K_{JC(\text{lim})}$ рассчитывалось в соответствии с [20] по пределу текучести вставки. При $\sigma_Y^{\text{вставки}} = 700$ МПа значение $K_{JC(\text{lim})} = 226 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$. На рис. 4.19 видно, что зависимости $q = \sigma_1/\sigma_{\text{eq}}$ для реконструированного и однородного образцов практически совпадают. Следовательно, условие идентичности НДС в виде (4.6), можно считать обоснованным на базе трехмерных расчетов МКЭ.

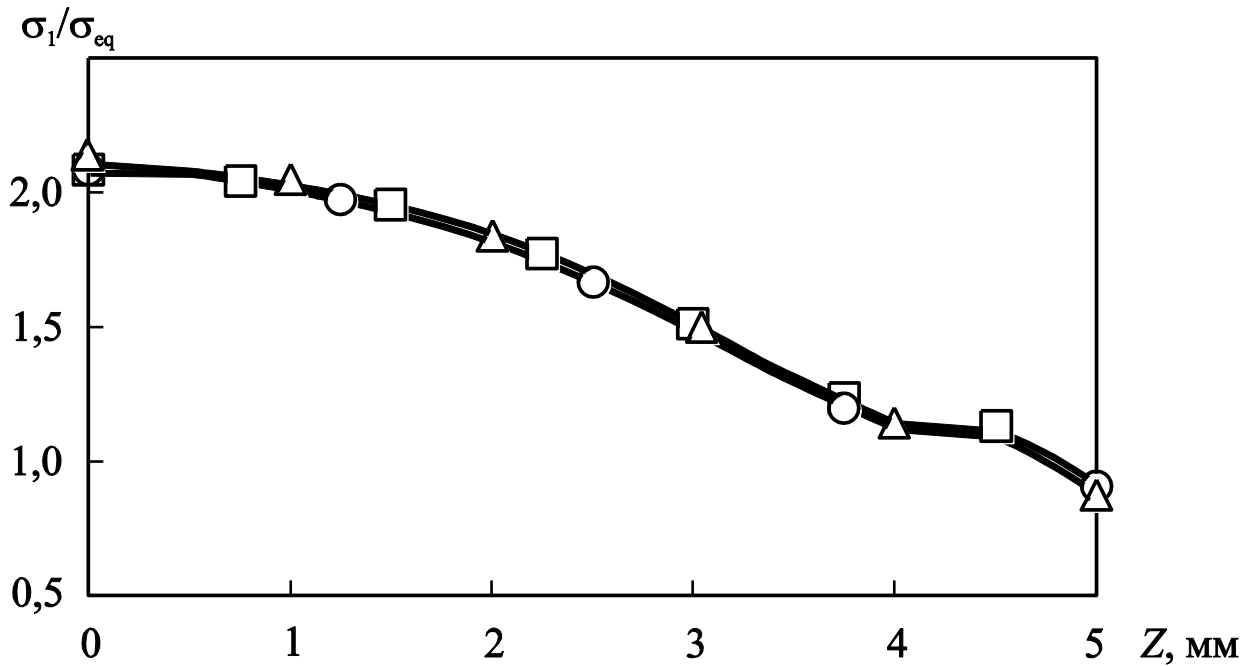


Рисунок 4.19 – Распределение $q = \sigma_1/\sigma_{eq}$ вблизи вершины трещины при $\bar{r} = 5$ и $K_J = 226 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ для образцов с $\sigma_Y^{\text{вставки}} = 700 \text{ МПа}$ и $\sigma_Y^{\text{обоймы}} = 500 \text{ МПа}$ (Δ), 700 МПа (\circ) и 930 МПа (\square).

4.3.5.2. Расчет вероятности хрупкого разрушения однородных и реконструированных образцов СТ с учетом ОСН

Расчеты вероятности хрупкого разрушения P_f однородных и реконструированных образцов СТ с учетом ОСН были проведены на базе модели «Прометей-М» рассмотренной в главе 2. использовались параметры модели для охрупченного материала.

В качестве объектов моделирования были рассмотрены следующие варианты реконструированного образца: варианты V1-1, V1-2 и V1-7, согласно таблице 4.2. Эти варианты сравнивались с расчетом вероятности разрушения для однородного образца. На рис. 4.20 представлены полученные зависимости вероятности разрушения P_f от величины K_J для указанных образцов.

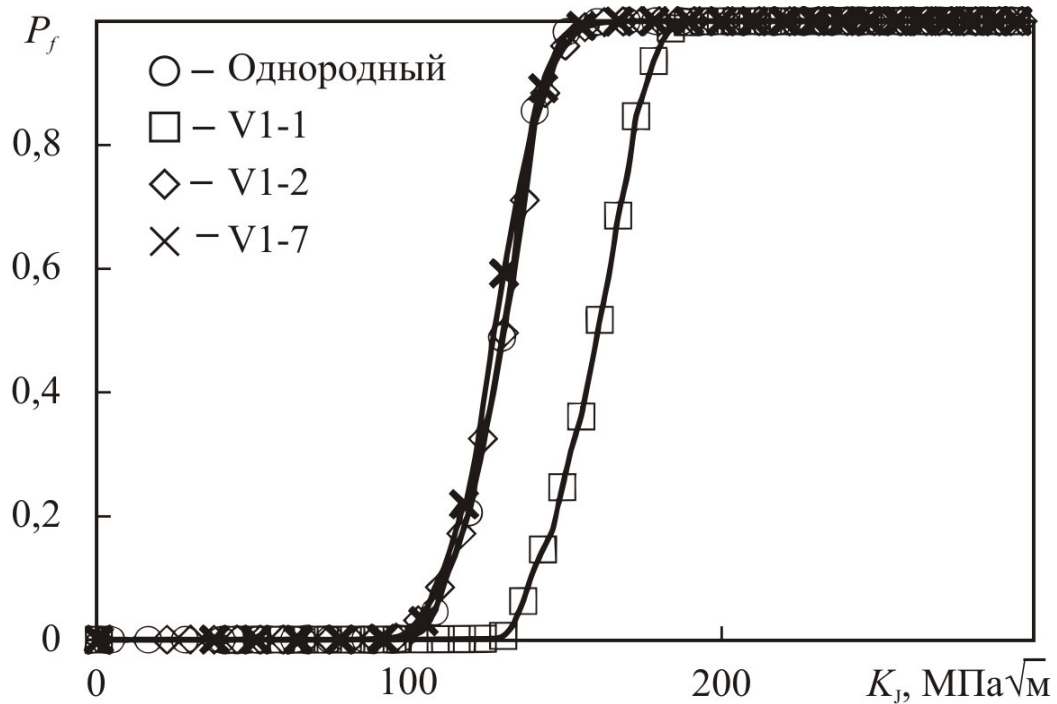


Рисунок 4.20 – Зависимость вероятности разрушения P_f от K_I для однородного образца и реконструированных образцов для вариантов V1-1, V1-2 и V1-7, согласно таблице 4.2.

На рис. 4.20 видно, что при $P_f = 0,5$ разница между однородным и реконструированными образцами по вариантам V1-2 и V1-7 практически отсутствуют. Для варианта V1-1 это различие по величине K_I составляет $\approx 25\%$. Также были проведены расчеты для вариантов реконструкции образцов V2-2 и V2-3 со вставками 10×20 мм, которые показали, что эти варианты реконструкции СТ образцов также являются оптимальными с точки зрения совпадения результатов испытаний на вязкость разрушения, получаемых на однородных и реконструированных образцах.

Таким образом, выполненные расчеты подтверждают, что варианты V1-2, V1-7, V2-2 и V2-3 реконструкции образцов СТ являются оптимальными с точки зрения совпадения результатов испытаний на вязкость разрушения, получаемых на стандартных (однородных) и реконструированных образцах.

4.3.6 Экспериментальная верификация выбора оптимальных вариантов реконструкции образцов СТ

Выполнено сопоставление экспериментальных данных по трещиностойкости стандартных и реконструированных, с учетом разработанных требований, образцов СТ-0.5. Экспериментальные исследования выполнены в ИРМТ НИЦ «Курчатовский институт» [111].

Было изготовлено и испытано 12 стандартных СТ-0.5 образцов толщиной 12,5 мм и по 8 реконструированных СТ-0.5 образцов выбранных оптимальных вариантов со вставками 10x10 мм и 10x20 мм толщиной 10 мм. В качестве исследуемого материала использовался металл сварного шва, выполненного автоматической дуговой сваркой (АДС) проволокой Св-09ХГНМТА-А в исходном состоянии.

В процессе сварки проводили термометрирование центральной вставки при прохождении каждого из швов. Максимальная температура вставки в районе центра составила 208 °С [111].

На рис. 4.21 представлены результаты испытаний на вязкость разрушения реконструированных и стандартных однородных образцов из металла шва. Значение референсной температуры T_0 для стандартных образцов составляет минус 26°С, а для реконструированных образцов минус 24°С (вставка 10×10 мм) и минус 32°С (вставка 20×10 мм). Таким образом, максимальное различие полученных значений T_0 не превышает 6°С.

Как видно на рис. 4.21, для реконструированных образцов значения K_{Jc} укладываются в полосу разброса величин, полученных на стандартных образцах типа СТ, а значения референсных температур T_0 достаточно близки. Тот факт, что значения референсной температуры T_0 близки, свидетельствует о хорошем соответствии экспериментальных данных, определенных с использованием предлагаемых реконструированных образцов СТ, по сравнению с экспериментальными данными, полученными на стандартных образцах СТ.

Получен патент РФ на изобретение №2582626 Способ изготовления сварного составного образца типа СТ для испытаний на трещиностойкость облученного металла. Бюл. №2. 2015.

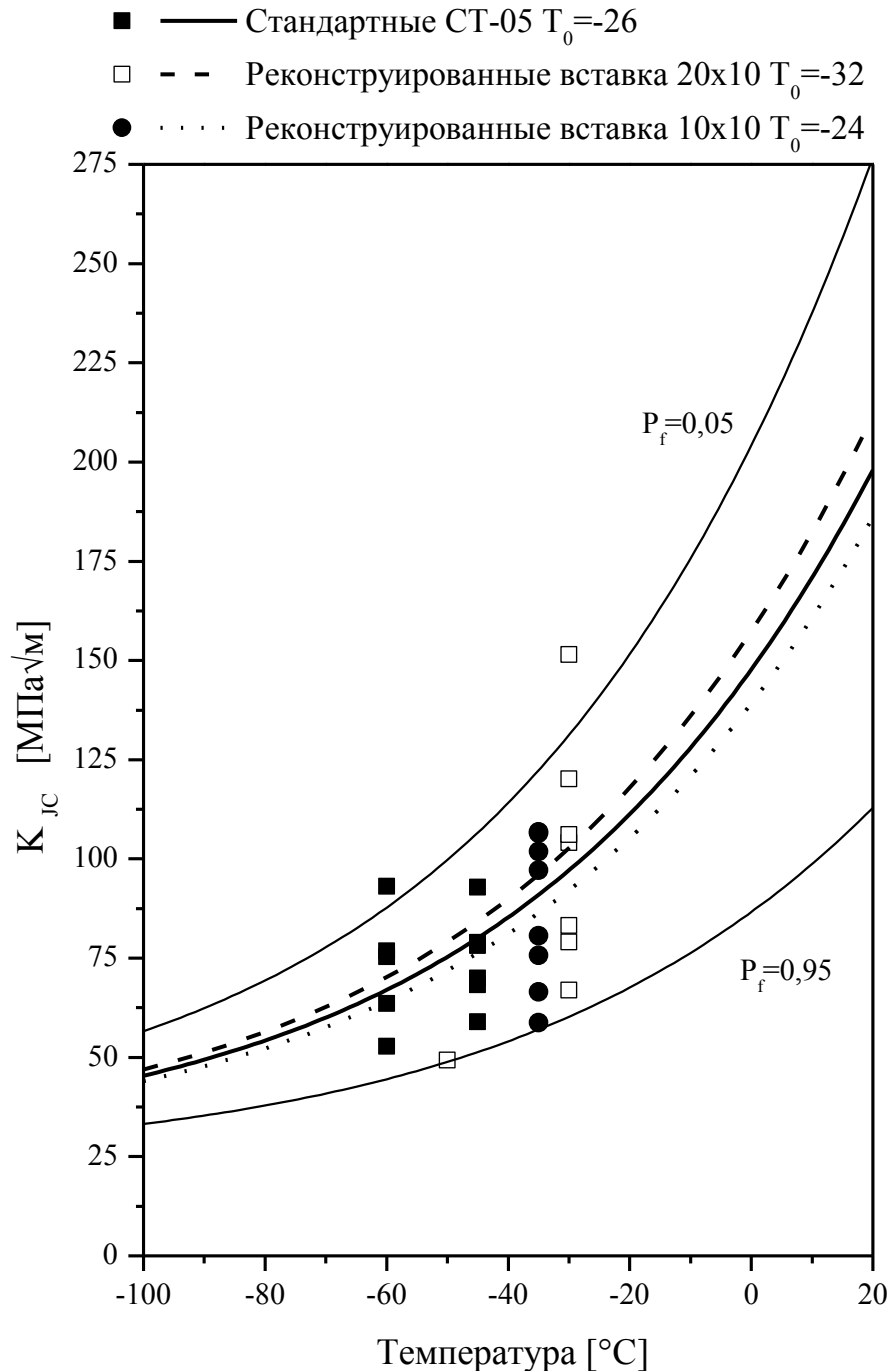


Рисунок 4.21 – Сопоставление результатов испытаний стандартных и реконструированных образцов СТ-0.5 (точки – экспериментальные значения K_{JC} , линии – зависимости $K_{JC(\text{med})}(T)$, соответствующие $P_f=0,5$ и $B=25$ мм) [111].

4.4. Выводы по главе 4.

1. Проведен анализ достоверности результатов испытаний ОС типа Шарпи с трещиной (SEB-10). Показано, что величина трещиностойкости, получаемая на этих образцах, завышена по сравнению с представительными образцами типа СТ (компактные образцы на внецентренное растяжение). Поэтому оценка СХР КР на базе испытаний ОС типа SEB-10 является неконсервативной и неадекватной. Для получения адекватной оценки трещиностойкости на базе испытаний ОС предложены три подхода, связанные с обработкой результатов испытаний и модернизацией ОС типа SEB-10 (см. 2, 3 и 4 вывод).
2. Предложена процедура расчета температурной зависимости трещиностойкости, позволяющая дать адекватный прогноз трещиностойкости материала на базе результатов испытаний образцов типа SEB-10. Эта процедура сводится к введению коэффициента запаса на тип образца.
3. Предложена модернизация ОС типа SEB-10: создание на этих образцах глубоких боковых канавок суммарной глубиной 50% от толщины образца. Эта модернизация обеспечивает увеличение стеснения деформирования у вершины трещины. Разработана инженерная процедура расчета трещиностойкости на базе результатов испытаний образцов SEB-10 с глубокими канавками. Проведена широкая верификация применения таких образцов.
4. Предложена технология реконструкции образцов СТ из обломков образцов типа SEB-10 испытанных на вязкость разрушения или обломков образцов Шарпи испытанных для определения ударной вязкости. На базе комплекса расчетов МКЭ определена последовательность выполнения сварных швов, при которой обеспечивается минимальный уровень остаточных сварочных напряжений в зоне материала у вершины трещины. Определены допустимые значения предела текучести обоймы в зависимости от предела текучести вставки, при которых НДС реконструированных образцов близко к НДС

стандартных образцов. Сформулированы требования к технологии изготовления реконструированных образцов типа СТ, при которых практически обеспечивается идентичность значений трещиностойкости полученных на реконструированных и стандартных образцах типа СТ. Получен патент на изобретение на технологию реконструкции образца.

5. Определенные величины запаса на тип образца и предложенные образцы с глубокими канавками вошли в РД ЭО 1.1.2.09.0789-2012 «Методика определения вязкости разрушения по результатам испытаний образцов-свидетелей для расчета прочности и ресурса корпусов реакторов ВВЭР-1000» одобренный АО «Концерн «Росэнергоатом» утвержденный «Ростехнадзором».

5 ПОСТРОЕНИЕ РАСЧЕТНОЙ КРИВОЙ $K_{Jc}(T)$ НА БАЗЕ ИСПЫТАНИЙ ОБРАЗЦОВ-СВИДЕТЕЛЕЙ

5.1 Принципы построения расчетной кривой $K_{Jc}(T)$

В настоящее время возможности продления срока эксплуатации для некоторых реакторных установок при использовании нормативных подходов оказались исчерпанными [128]. Для обоснованного увеличения срока их эксплуатации необходим учет реальных свойств материала КР. Такой учет наиболее адекватно может быть выполнен при использовании результатов испытаний образцов-свидетелей на вязкость разрушения.

Использование результатов испытаний образцов-свидетелей для построения $K_{Jc}(T)$ при расчете КР на СХР сопряжено с рядом неопределенностей, которые должны быть учтены посредством введения соответствующих запасов. К таким неопределенностям в первую очередь следует отнести стохастическую природу хрупкого разрушения, неоднородность свойств материалов КР (основного металла и металла шва), ограниченное количество испытываемых образцов-свидетелей, а также возможное различие вязкости разрушения полномасштабных образцов и маломасштабных образцов-свидетелей. Вопросы связанные с учетом указанных неопределенностей при построении расчетной зависимости $K_{Jc}(T)$ были рассмотрены в статьях [42, 42, 109, 129-133]. Суть этих подходов заключается в следующем.

Расчетная кривая $K_{Jc}(T)$ для расчета КР на СХР на основе испытаний ОС должна быть получена исходя из следующих принципов.

1. Расчетная зависимость для исходного или охрупченного состояния должна быть основана на прямых методах прогнозирования зависимости $K_{Jc}(T)$.
2. Метод прогнозирования трещиностойкости должен учитывать изменение формы кривой $K_{Jc}(T)$ в зависимости от охрупчивания материала.

3. Процедура получения расчетной зависимости $K_{Jc}(T)$ должна учитывать принцип индивидуализации прогноза для конкретного материала. Под индивидуализацией материала понимается получение для него расчетной кривой $K_{Jc}(T)$. В частности необходимо получить индивидуальные кривые кривой $K_{Jc}(T)$ для обечаяк активной зоны, опорной обечайки, обечаяк патрубковой зоны и для сварных швов.
4. Построение расчетной зависимости $K_{Jc}(T)$ для конкретного материала на базе испытаний ОС должно включать систему запасов, учитывающую описанные выше неопределенности.

Пример учета указанных выше запасов проиллюстрировано на рис. 5.1.

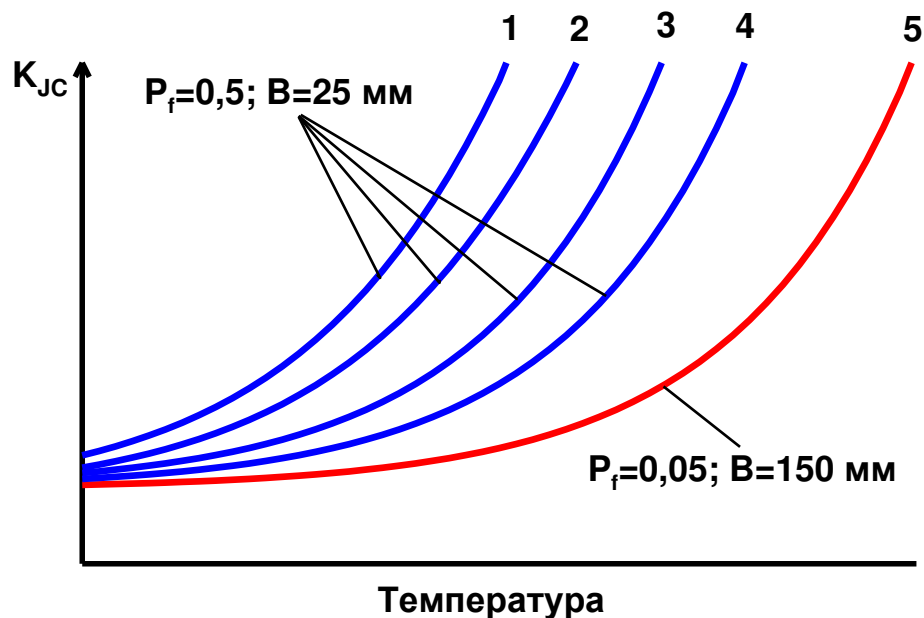


Рисунок 5.1 – Пример учета необходимых запасов при построении кривой $K_{Jc}(T)$ для расчета КР на СХР на основе испытаний ОС;

- 1 – кривая, построенная по результатам испытаний $8 \div 12$ образцов-свидетелей;
- 2 – кривая, построенная на базе кривой 1 с учетом запаса на ограниченное количество образцов-свидетелей;
- 3 – кривая, построенная на базе кривой 2 с учетом запаса на пространственную неоднородность материала КР;
- 4 – кривая, построенная на базе кривой 3 с учетом запаса на тип образца;
- 5 – расчетная кривая $K_{Jc}(T)$ – кривая, построенная с учетом всех рассмотренных запасов для длины фронта трещины $B=150 \text{ мм}$ и вероятности хрупкого разрушения $P_f=0,05$.

Необходимость использования прямых методов прогнозирования $K_{Jc}(T)$ показана в главе 1.

Вопросы определения формы кривой $K_{Jc}(T)$, исходя из физической модели хрупкого разрушения и имеющихся экспериментальных данных, рассмотрены в главах 2 и 3.

Вопросы, связанные с типом ОС рассмотрены в главе 4.

В настоящей главе будут определены запасы, которые необходимо учесть при построении расчетной зависимости $K_{Jc}(T)$ на основании результатов испытаний ОС и получены основные формулы для построения такой кривой.

5.2 Запас на неоднородность материала

Необходимость учета запаса на неоднородность свойств материала КР вытекает из следующего. Для оценки СХР КР необходимо определить $K_{Jc}(T)$ для зоны локализации расчетного дефекта на основании результатов испытаний ОС. Ввиду неоднородности свойств материалов КР ОС могут быть вырезаны из зоны КР, сопротивление хрупкому разрушению которой выше, чем у зоны дефекта. Тогда, если не вводить какой-либо запас, оценка СХР КР на основании результатов испытаний ОС может быть не консервативна.

Оценка запаса, связанного с неоднородностью свойств материалов КР, ранее была выполнена и представлена в [129-131], но использованный в этих работах подход был весьма приближенным и ряд его положений был принят априори. Кроме того, экспериментальная база, используемая в [129-131] для количественной оценки данного запаса, была весьма ограничена.

5.2.1 Параметры, описывающие неоднородность свойств материала КР

Под сопротивлением хрупкому разрушению материала будем понимать зависимость $K_{Jc}(T)$ для конкретной зоны основного металла или металла шва КР. Размер этой зоны мал по сравнению с любым размером обечайки КР или с любым размером шва, но значительно больше, чем размер зерна металла. В

этом случае для этой зоны применимы все оценки в терминах K_{Jc} и параметров, контролирующих температурную зависимость $K_{Jc}(T)$. Зависимость $K_{Jc}(T)$ для конкретного состояния материала может быть описана через различные параметры. Наиболее распространенными из которых, являются T_K , T_0 или Ω .

Наиболее традиционным параметром, используемым для описания $K_{Jc}(T)$, является критическая температура хрупкости T_K , определяемая из испытаний на ударный изгиб образцов Шарпи с V-образным надрезом.

5.2.2 Схематизация распределения T_K

5.2.2.1 Схематизация распределения T_K в основном металле КР

Рассмотрим зависимость распределения T_K в основном металле КР в направлениях Θ , Z , R соответствующих цилиндрической системе координат, представленной на рис. 5.2.

Распределение T_K по Θ и по Z имеют случайный характер, причем отсутствует какая-либо анизотропия по этим направлениям. Поэтому параметр T_K может характеризоваться единым распределением $T_K^{\Theta Z}$ (распределение T_K по поверхности Θ - Z при $R=\text{const}$).

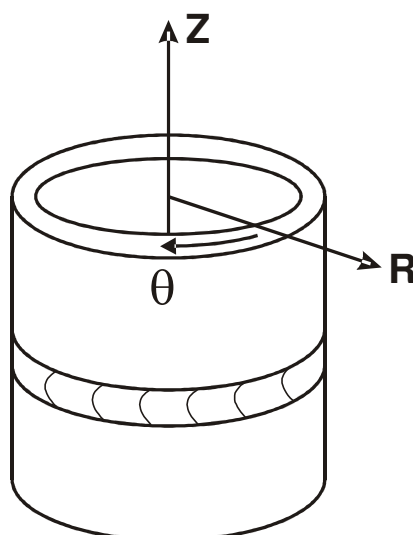


Рисунок 5.2 – Обозначения координат при исследовании неоднородности основного металла и металла шва корпуса реактора.

Распределение T_K по толщине обечайки T_K^R (распределение T_K по R при $\Theta = \text{const}$ и $Z = \text{const}$) не может рассматриваться как распределение случайной величины, что связано с различной скоростью охлаждения внутренних и поверхностных зон обечайки при ее закалке. В общем случае распределение значений T_K по толщине заготовки обечайки под термическую обработку (поковки) имеет максимум, локализованный в диапазоне от середины до $\frac{1}{4}$ её толщины со стороны внутренней поверхности. Образцы-свидетели вырезаются из средней части поковки от $\frac{1}{4}$ до $\frac{3}{4}$ по толщине. Внутри этой зоны T_K слабо зависит от R . Учитывая, что дефекты, оказывающие наибольшее влияние на СХР корпуса реактора, локализованы у внутренней его поверхности на глубине не более $\frac{1}{4}$ от толщины обечайки, можно принять, что свойства ОС не лучше, чем свойства зоны с дефектом при одних и тех же координатах Z и Θ и произвольном значении R . Следовательно, введение запасов на пространственную неоднородность по координате R не является необходимым и вклад распределения T_K^R при оценке запаса на пространственную неоднородность материала при построении расчетной зависимости $K_{JC}(T)$ можно не учитывать.

В связи с тем, что все обечайки изготавливаются по стандартной технологии, принимается, что для различных обечаек одного корпуса реактора или различных корпусов реакторов стандартное отклонение распределения $T_K^{\Theta Z}$ одно и то же. Предполагается, что распределение $T_K^{\Theta Z}$ является нормальным и различные обечайки отличаются только величинами математических ожиданий этого распределения. Это допущение имеет достаточно веское экспериментальное обоснование, представленное ниже. Как будет показано, вариация T_K от обечайки к обечайке может достигать нескольких десятков градусов, а стандартное отклонение T_K в большинстве случаев не превышает $5 \div 10$ °С.

Ещё один требующий разъяснения вопрос связан с состоянием материала. В настоящее время принято, что величина ΔT_K , обусловленная

облучением, слабо зависит от значения T_K для материала в исходном состоянии [1, 75]. Следовательно, можно считать, что в процессе облучения математическое ожидание $M(T_K^{\Theta Z})$ будет расти, а стандартное отклонение, обусловленное неоднородностью свойств $\sigma(T_K^{\Theta Z})$, не будет изменяться. Тогда, если запас на неоднородность свойств будет связан только с $\sigma(T_K^{\Theta Z})$, то он не будет зависеть от состояния материала, и может быть определен по результатам испытаний материалов КР в исходном состоянии.

5.2.2.2 Схематизация распределения T_K по сварному шву КР

Для сварного шва равноправность направлений в распределении T_K по направлениям Z, R и Θ обусловлена металлургическими особенностями выполнения шва. Все проходы в шве имеют практически одинаковый размер и претерпевают один и тот же термомеханический цикл сварки и один и тот же отпуск. Ввиду малости размера валика, получаемого за один проход, неоднородность его свойств за счет разной скорости охлаждения различных зон практически исключается. Поэтому неоднородность свойств металла валика в основном обусловлена металлургическими особенностями литого материала. Свойства сходственных зон различных валиков достаточно близки.

Таким образом, разброс значений T_K в сварном шве связан с различной локализацией надреза в образцах Шарпи относительно центра валика. Если надрез оказался локализован в центре валика, сопротивление хрупкому разрушению ниже и, следовательно, T_K выше; если надрез локализован в зоне перекристаллизации двух валиков, сопротивление хрупкому разрушению выше и, следовательно, T_K ниже. Следует отметить, что даже если образцы вырезаются в направлении Θ (когда теоретически вершина надреза должна быть одинаково локализована относительно центра валика), на практике вершина надреза попадает в разные зоны валика. Это связано с тем, что при изготовлении образцов для определения свойств сварного шва задача одинаковой локализации надреза относительно центра валика не ставится.

В связи с изложенным, можно принять, что распределения T_K по направлениям Z , R и Θ имеют случайный характер и могут характеризоваться единым распределением T_K по всему объему шва.

Принимается, что для различных кольцевых сварных швов одного корпуса реактора или различных корпусов реакторов стандартное отклонение распределения T_K одно и то же. Различные швы отличаются только величиной математического ожидания этого распределения. Распределение $T_K^{R\Theta Z}$ является нормальным. Как и для основного металла принимается, что в процессе облучения математическое ожидание $M(T_K^{R\Theta Z})$ будет расти, а стандартное отклонение обусловленное неоднородностью свойств $\sigma(T_K^{R\Theta Z})$ не будет изменяться.

5.2.3 Формулировка задачи определения запаса δT_{NH}

Рассматриваются случайные распределения T_K по объему обечайки и по объему сварного шва. Случайное распределение T_K по объему обечайки характеризуется случайным распределением $T_K^{\Theta Z}$. Случайное распределение T_K по металлу шва характеризуется случайным распределением $T_K^{R\Theta Z}$.

Требуется определить величину запаса δT_{NH} при котором с заданной вероятностью будет выполняться условие

$$T_K^{3Д} < T_K^{OC} + \delta T_{NH}, \quad (5.1)$$

где $T_K^{3Д}$ - значение T_K для зоны локализации дефекта (точнее локализации вершины постулированной трещины); T_K^{OC} - значение T_K , определенное по результатам испытаний ОС.

Вероятностную трактовку условия (5.1) можно представить в виде

$$P(T_K^{3Д} < T_K^{OC} + \delta T_{NH}) = \bar{P}_\Delta, \quad (5.2a)$$

или

$$P(\Delta T_K < \delta T_{NH}) = \bar{P}_\Delta, \quad (5.2b)$$

где

$$\Delta T_K = T_K^{3Д} - T_K^{OC}, \quad (5.3)$$

$P(T_K^{3Д} < T_K^{OC} + \delta T_{NH})$ и $P(\Delta T_K < \delta T_{NH})$ - вероятности событий указанных в скобках; \bar{P}_Δ - некоторая заданная вероятность.

ОС могут быть вырезаны случайным образом из любой зоны пробного кольца поковки с точки зрения её расположения относительно координат Z и Θ . Зона с дефектом (ЗД) – также имеет случайные координаты Z и Θ . Неслучайной координатой как для зоны вырезки ОС так и для ЗД является радиальное направление R . По причинам, изложенным выше, консервативная оценка δT_{NH} может быть выполнена при исключении радиального направления из рассмотрения задачи. Тогда можно принять, что случайные величины $T_K^{3Д}$ и T_K^{OC} принадлежат к одной и той же генеральной совокупности, описываемой в основном металле нормальным распределением $T_K^{\Theta Z}$, которое характеризуется математическим ожиданием $M(T_K^{\Theta Z})$ и стандартным отклонением $\sigma(T_K^{\Theta Z})$. Тогда распределение ΔT_K для основного металла, характеризующее разность двух случайных величин T_K , принадлежащих одной и той же генеральной совокупности (см. (5.3)), описывается математическим ожиданием M_{OM}^Δ и стандартным отклонением σ_{OM}^Δ равными:

$$M_{OM}^\Delta = 0, \quad (5.4)$$

$$\sigma_{OM}^\Delta = \sqrt{2} \sigma(T_K^{\Theta Z}). \quad (5.5)$$

Исходя из условия (5.2) величина δT_{NH} для обечайки может быть рассчитана по формуле

$$\delta T_{NH}^{OM} = z_{\bar{P}_\Delta} \cdot \sigma_{OM}^\Delta, \quad (5.6)$$

где $z_{\bar{P}_\Delta}$ - квантиль нормированного нормального распределения, соответствующая доверительной вероятности \bar{P}_Δ . Например, для одностороннего интервала при $\bar{P}_\Delta = 0,95$, значение $z_{\bar{P}_\Delta} = 1,645$.

Аналогичный подход может быть применен и к металлу сварного шва. В этом случае

$$\sigma_{МШ}^\Delta = \sqrt{2} \sigma(T_K^{R\Theta Z}), \quad (5.7)$$

$$\delta T_{NH}^{MШ} = z_{\bar{P}_\Delta} \cdot \sigma_{MШ}^\Delta \cdot \quad (5.8)$$

Таким образом, для оценки запасов на пространственную неоднородность материалов КР δT_{NH}^{OM} и $\delta T_{NH}^{MШ}$ необходимо и достаточно знать стандартные отклонения распределений $T_K^{\Theta Z}$ для обечайки КР и $T_K^{R\Theta Z}$ для сварного шва, а также значения доверительной вероятности \bar{P}_Δ . Информация о математических ожиданиях распределений $T_K^{\Theta Z}$ и $T_K^{R\Theta Z}$ не требуется.

В следующем разделе мы рассмотрим процедуру определения величины \bar{P}_Δ .

5.2.4 Процедура определения доверительной вероятности \bar{P}_Δ

5.2.4.1 Формулировка задачи для определения \bar{P}_Δ

Прежде всего следует отметить, что запас δT_{NH} предназначен для введения его в расчетную зависимость $K_{JC}(T)$, которая используется в детерминистическом расчете СХР КР. Запас δT_{NH} однозначно зависит от \bar{P}_Δ : с увеличением \bar{P}_Δ согласно формулам (5.6) и (5.8) величина δT_{NH} увеличивается. Следовательно, корректное назначение величины \bar{P}_Δ позволяет ввести адекватную величину запаса δT_{NH} .

Обычно принято назначать доверительную вероятность равной 0,95. Ясно, что достаточность такой величины не может быть оценена на основании детерминистического расчета СХР КР. Поэтому основная цель определения величины \bar{P}_Δ заключается в одновременном рассмотрении детерминистического и вероятностного расчета СХР КР. Детерминистический расчет может быть выполнен согласно стандарту «Концерн Росэнергоатом» РД ЭО 1.1.3.99.0871-2012 «Методика расчета на сопротивление хрупкому разрушению корпусов реакторов АЭС с ВВЭР при продлении срока эксплуатации до 60 лет». Величина \bar{P}_Δ определяется из следующего условия: при детерминистическом расчете СХР КР в виде

$$nK_I = K_C(T - \delta T_{NH}) \quad (5.9)$$

вероятность разрушения КР, P_f^{KP} , не должна превышать принятую нормативную величину, т.е

$$P_f^{KP} < [P_f^{KP}]. \quad (5.10)$$

Величина $[P_f^{KP}]$ принимается в соответствии с нормативными документами по вероятностному обоснованию безопасности эксплуатации КР, например как регламентировано в [136] или в [137].

В (5.9) $K_C(T - \delta T_{NH})$ - температурная зависимость вязкости разрушения материала КР с учетом влияния эффекта коротких трещин, n – коэффициент запаса, K_I – коэффициент интенсивности напряжений.

Рассматривается постулированный дефект – полуэллиптическая поднаплавочная трещина с малой полуосью a , большой полуосью c и соотношением $c/a=3$ (см. рис. 5.3). Размер малой полуоси варьируется от 0 до 0,25 толщины обечайки [1].

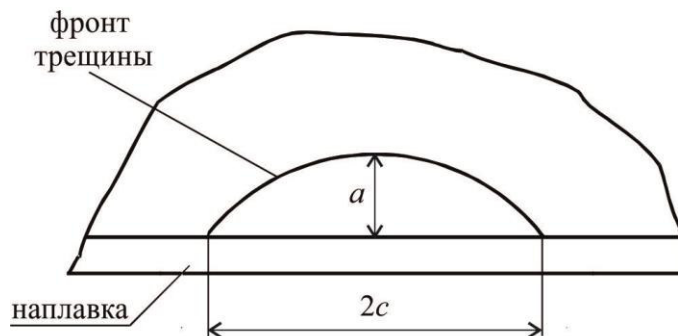


Рисунок 5.3 – Постулированный дефект.

С увеличением \bar{P}_Δ увеличивается запас δT_{NH} . Следовательно, чтобы обеспечить выполнение детерминистического условия прочности (5.9) необходимо увеличить $K_C(T)$, что может быть обеспечено уменьшением предельной дозы облучения. С увеличением K_C вероятность P_f^{KP} будет уменьшаться. Таким образом, можно найти совокупность значений величины \bar{P}_Δ , при которой условие (5.10) будет выполняться. Минимальная величина

\bar{P}_Δ , при которой условие (5.10) еще выполняется, является искомой величиной для расчета δT_{NH} .

5.2.4.2 Схематизация детерминистического расчета СХР КР

Будем рассматривать самый опасный режим нагружения КР – аварийную ситуацию (АС), при которой происходит аварийное расхолаживание.

Схематизация нагружения в режиме АС представлена на рис. 5.4. Неизометрическое нагружение КР, идущее по кривой 1-2, будем схематизировать линией 1'-2. Такое допущение дает консервативную оценку вероятности разрушения, т.к. для всего периода нагружения отношение K_I/K_C выше при нагружении по линии 1'-2, чем по линии 1-2.

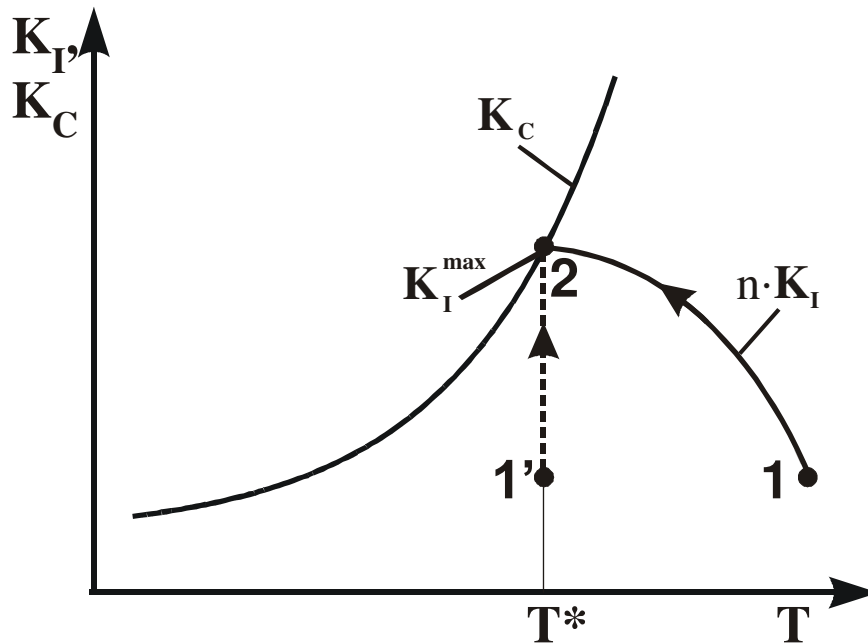


Рисунок 5.4 - Схематизация нагружения в режиме АС.

Для упрощения расчетов будем использовать «Базовую кривую» [134] (см. главу 1).

Согласно РД ЭО 1.1.3.99.0871-2012 «Методика расчета на сопротивление хрупкому разрушению корпусов реакторов АЭС с ВВЭР-1000 при продлении срока эксплуатации до 60 лет» K_C может быть рассчитано по формуле

$$K_C = \omega \cdot \omega_b \cdot K_{JC(0,05)}^{B_{pos}}, \quad (5.11)$$

где $K_{JC(0,05)}^{B_{pos}}$ - вязкость разрушения образца с глубокой трещиной при длине её фронта равной длине фронта трещины постулируемого дефекта B_{pos} с учетом запаса δT_{NH} при $P_f=0,05$. В (5.11) ω и ω_b – коэффициенты, учитывающие влияние эффекта коротких трещин и двухосного нагружения на вязкость разрушения, соответственно. Обоснование уравнения (5.11) представлено в [9, 127].

$$\omega = [m \cdot \exp(1/m) \cdot \arccos(\exp(-1/m)) \cdot \sqrt{1 - \exp(-2/m)} - 1]^{1/2}, \quad (5.12)$$

$$\text{где} \quad m = 2,55a/[K_{JC(0,05)}^{B_{pos}}/\sigma_Y]^2, \quad (5.13)$$

σ_Y - предел текучести, a – глубина постулированного дефекта (малая полуось для полуэллиптической трещины).

$$\omega_b = \begin{cases} 1, & \text{при } m_\omega > 0,7 \\ 1 - 0,1 \cdot \beta, & \text{при } m_\omega \leq 0,7 \end{cases}, \quad (5.14)$$

где $m_\omega = m/\omega^2$; β – отношение номинальных напряжений, действующих параллельно плоскости расчетного дефекта вдоль его фронта, к номинальным напряжениям, действующим перпендикулярно плоскости расчетного дефекта.

Учитывая запас δT_{NH} , величина $K_{JC(0,05)}^{B_{pos}}$ может быть рассчитана по формуле

$$K_{JC(0,05)}^{B_{pos}} = \left(\frac{150}{B_{pos}} \right)^{1/4} \cdot (\tilde{K}_{JC(0,05)}^{150} - K_{min}) + K_{min}, \quad (5.15)$$

$$\text{где} \quad \tilde{K}_{JC(0,05)}^{150} = 23 + 48 \exp[0,019(T - T_K - \delta T_{NH})], \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}. \quad (5.16)$$

В формуле (5.16) и далее B_{pos} в мм.

Учитывая условие (5.9) и зависимость (5.11) получим

$$\tilde{K}_{JC(0,05)}^{150} = \left(\frac{B_{pos}}{150} \right)^{1/4} \cdot \left(\frac{n \cdot K_I^{max}}{\omega \cdot \omega_b} - K_{min} \right) + K_{min}. \quad (5.17)$$

5.2.4.3 Вероятностный расчет СХР КР

Введем некоторые определения:

P^{AC} – частота наступления режима АС, измеряемая числом событий в год;

$P^{def}(a)$ – вероятность того, что дефект будет иметь глубину меньше a ;

$f^{def}(a)da$ – вероятность того, что дефект имеет размер в диапазоне $[a, a+da]$, где $f^{def}(a)$ – плотность распределения дефектов по размерам;

Величина $P^{def}(a)$ принимается в виде экспоненциальной функции

$$P^{def}(a) = 1 - \exp\left(-\frac{a}{\bar{a}}\right), \quad (5.18)$$

где \bar{a} – константа;

P^{detect} – вероятность обнаружения дефекта площадью S^{def} неразрушающим ультразвуковым контролем; $(1 - P^{detect})$ – вероятность пропуска дефекта площадью S^{def} ;

P_{fa} – вероятность разрушения КР с дефектом заданных размеров при наступлении режима АС;

$\rho^{МШ}$ – концентрация дефектов на единицу длины шва.

Базируясь на введенных определениях вероятности, вероятность разрушения КР (точнее частота разрушений КР) с дефектом размерами a и $c=3a$ может быть рассчитана по следующей формуле

$$dP_a^{KP} = P^{AC} \cdot f^{def}(a) \cdot (1 - P^{detect}(S^{def})) \cdot P_{fa} da, \quad (5.19)$$

где $S^{def} = \frac{\pi a c}{2} = \frac{3\pi a^2}{2}$.

Тогда вероятность разрушения КР при изменении размера дефекта a от 0 до $0,25t$ получим

$$P_f^{KP} = P^{AC} \int_{a=0}^{a=0,25t} f^{def}(a) \cdot (1 - P^{defect}(S^{def})) \cdot P_{fa} da. \quad (5.20)$$

где t – толщина стенки КР.

При наличии в подверженных нейтронному облучению швах КР нескольких дефектов, воспользуемся концепцией наислабейшего звена,

согласно которой нестабильное развитие хотя бы одного из дефектов приводит к разрушению КР в целом

$$(P_f^{KP})^{MШ} = 1 - (1 - P_f^{MШ})^{n_{MШ}}, \quad (5.21)$$

где $(P_f^{KP})^{MШ}$ – вероятность разрушения КР в предположении, что дефекты имеются только в швах (основной металл не имеет дефектов);

$P_f^{MШ}$ – вероятность разрушения КР в предположении, что в швах имеется только один дефект, $P_f^{MШ}$ рассчитывается по формуле (5.20), где $P_f^{KP} = P_f^{MШ}$;

$n_{MШ} = L/\rho_{MШ}$ – количество дефектов в швах, подверженных нейтронному облучению;

L – общая длина швов, подверженных нейтронному облучению.

Для основного металла можно написать формулу, подобную (5.21)

$$(P_f^{KP})^{OM} = 1 - (1 - P_f^{OM})^{n_{OM}}, \quad (5.22)$$

где $(P_f^{KP})^{OM}$ – вероятность разрушения КР в предположении, что дефекты имеются только в ОМ (в МШ дефекты отсутствуют);

P_f^{OM} – вероятность разрушения КР в предположении, что в ОМ имеется только один дефект (P_f^{OM} рассчитывается по формуле (5.20), где $P_f^{KP} = P_f^{OM}$);

n_{OM} – количество дефектов в ОМ, подверженном нейтронному облучению.

Базируясь на формулах (5.21) и (5.22) и теории наислабейшего звена, при наличии дефектов как в шве так и в основном металле, вероятность разрушения КР в целом $(P_f^{KP})_{\Sigma}$ может быть рассчитана по формуле

$$(P_f^{KP})_{\Sigma} = 1 - (1 - P_f^{MШ})^{n_{MШ}} (1 - P_f^{OM})^{n_{OM}}. \quad (5.23)$$

Рассмотрим зависимости, описывающие вероятности событий, включенные в формулу (5.20).

Частота P^{AC}

Частоты различных сценариев режима АС согласно оценкам ОКБ «Гидропресс» представлены в таблице 5.1,

Таблица 5.1 - Обобщение частот различных сценариев режима АС.

№ п/п	Исходное событие	Частота, 1/год
1	Малая течь первого контура 1 ($13 < D_{y1} \leq 25$)	$2,7 \cdot 10^{-3}$
2	Малая течь первого контура 2 ($25 < D_{y2} \leq 36$)	$2,4 \cdot 10^{-3}$
3	Малая течь первого контура 3 ($36 < D_{y3} \leq 50$)	$1,2 \cdot 10^{-3}$
4	Средняя течь первого контура 1 ($50 < D_{y1} \leq 80$)	$7,5 \cdot 10^{-5}$
5	Средняя течь первого контура 2 ($80 < D_{y2} \leq 105$)	$5,6 \cdot 10^{-5}$
6	Средняя течь первого контура 3 ($105 < D_{y3} \leq 125$)	$4,1 \cdot 10^{-5}$
7	Большая течь первого контура 1 ($179 < D_{y1} \leq 279$)	$2,1 \cdot 10^{-4}$
8	Большая течь первого контура 2 ($279 < D_{y2} \leq 850$)	$2,6 \cdot 10^{-4}$
9	Средняя течь из первого контура во второй ($13 < D_{y1} \leq 43$)	$1,9 \cdot 10^{-4}$
10	Большая течь из первого контура во второй (более $D_{y1} > 43$)	$5,0 \cdot 10^{-6}$
11	Непреднамеренное открытие импульсно-предохранительного устройства компенсатора давления	$4,5 \cdot 10^{-3}$

Просуммировав представленные в таблице 5.1 частоты получим частоту возникновения АС:

$$P^{AC} \approx 1,2 \cdot 10^{-2} \text{ 1/год} \quad (5.24)$$

Вероятность $P^{def}(a)$ и $f^{def}(a)$

Согласно [138] для металла кольцевых сварных швов КР ВВЭР-1000, выполненных автоматической дуговой сваркой (АДС), при $l=9$ мм $P^{def} = 0,99$, где l – протяженность дефекта (см. рис. 5.5). Принимая, что $a= l/2$ получим

$$P^{def}(a=4,5 \text{ мм})=0,99. \quad (5.25)$$

Тогда параметр \bar{a} в уравнении (25) может быть определен, как

$$\bar{a} = - \frac{a}{\ln(1 - P^{def}(a))} = 0,98 \text{ мм}. \quad (5.26)$$

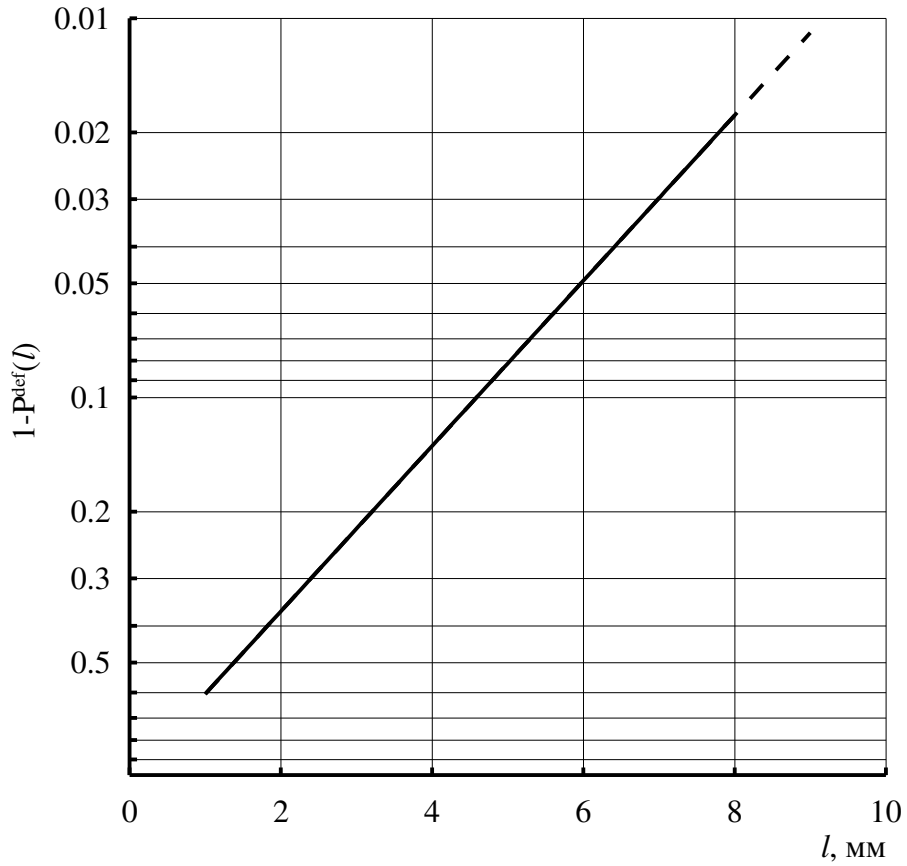


Рисунок 5.5 – Зависимость вероятности наличия дефекта P^{def} от его протяженности l для кольцевых сварных швов корпусов реакторов ВВЭР-1000, выполненных АДС, полученная согласно данным радиографического контроля (вероятность наличия дефекта протяженностью, превышающей l , равна $(1-P^{\text{def}})$) [138].

Учитывая формулу (5.18) получим

$$f^{\text{def}}(a) = \frac{dP^{\text{def}}(a)}{da} = \frac{1}{\bar{a}} \cdot \exp\left(-\frac{a}{\bar{a}}\right). \quad (5.27)$$

Следует отметить, что зависимость $f^{\text{def}}(a)$ получена на базе зависимости $P^{\text{def}}(l)$ построенной по данным радиографического контроля, который выявляет по протяженности все сколь угодно малые, с точки зрения хрупкой прочности, дефекты. Зависимость $P^{\text{def}}(l)$ была построена по данным до ремонта. Поэтому эта зависимость включает недопустимые дефекты (которые были отремонтированы) и, следовательно, является консервативной. При переходе от протяженности l к размеру в направлении толщины обечайки a использовался весьма консервативный переход, для компактного дефекта $a=l/2$. Реально трещиноподобные дефекты обычно протяженные, для них характерно l/a от 3 до 6.

Проводя консервативную оценку примем, что для ОМ величина \bar{a} равна величине \bar{a} определяемой для МШ.

Вероятность P^{detect} – вероятность обнаружения дефекта площадью S^{def} .

В соответствии с [139] функция выявляемости, $P^{\text{detect}}(S^{\text{def}})$, для дефектов в шве и поднаплавочных дефектов, ориентированных нормально к внутренней поверхности КР с возможным отклонением 5%, может быть рассчитана по формуле

$$P^{\text{defect}}(S^{\text{def}}) = \frac{1}{1 + \exp\left(-\frac{\pi}{\sqrt{3}} \frac{\ln S^{\text{def}} - \ln S_{\text{th}}}{\bar{S}}\right)}, \quad (5.28)$$

где \bar{S} , $\ln S_{\text{th}}$ – константы, зависящие от методики и средств ультразвукового контроля (УЗК) и от ориентации дефекта.

В формуле (5.35) при УЗК системой СК-187МБ $\bar{S}=0,328$, $\ln S_{\text{th}}=3,9595$, S^{def} в мм^2 [139].

Вероятность P_{fa}

В общем случае вероятность разрушения КР при наличии дефекта, у которого по фронту трещины распределение K_I однородно, рассчитывается по формуле

$$P_{fa} = 1 - \exp\left(-\left(\frac{K_I - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}}\right)^4\right), \quad (5.29)$$

где K_0 – параметр масштаба в распределении Вейбула, зависящий от температуры и толщины образца; K_I – величина КИН, при заданной термосиловой нагрузке в режиме АС зависящая от размеров дефекта.

Обеспечивая консервативность расчета P_{fa} примем, что распределение K_I вдоль фронта полуэллиптической трещины однородно и равно наибольшему значению.

Для расчета по формуле (5.29) надо знать значение K_0 . Поскольку T_K является случайной величиной, то и значение K_0 является также случайной величиной. Зона дефекта также локализована в КР случайным образом. Поэтому для расчета по формуле (5.29) надо знать распределение K_0 для дефекта, локализованного в случайном месте КР. Как показано в разделе (5.2.3) случайное распределение T_K по КР и случайная локализация дефекта приводит к условию, что $\Delta T_K = T_K^{зд} - T_K^{oc}$ является случайной величиной с математическим ожиданием $M^\Delta = 0$ и стандартным отклонением σ^Δ , рассчитываемым по формулам (5.5) и (5.7). Из уравнений (5.3) и (5.16) можно получить

$$\frac{K_{JC(0,05)}^{150}(\Delta T_K) - 23}{\tilde{K}_{JC(0,05)}^{150} - 23} = \exp(-0,019(\Delta T_K - \delta T_{NH})), \quad (5.30)$$

где $K_{JC(0,05)}^{150}(\Delta T_K) = 23 + 48 \exp(0,019(T - T_K - \Delta T_K))$

Из формулы (5.17), (5.16) и (5.30) получим

$$K_{JC(0,05)}^{150}(\Delta T_K) = \left(\left(\frac{B_{\text{pos}}}{150} \right)^{1/4} \cdot \left(\frac{n \cdot K_I^{\max}}{\omega \cdot \omega_b} - K_{\min} \right) + K_{\min} - 23 \right) \cdot \exp(-0,019(\Delta T_K - \delta T_{NH})) + 23 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}. \quad (5.31)$$

Используя то, что $P_f = 1 - \exp\left(-\left(\frac{K_{JC} - K_{min}}{K_0 - K_{min}}\right)^4\right)$ и (5.31) получим

$$\bar{K}_0(\Delta T_K) = C_1 \exp(-0,019(\Delta T_K - \delta T_{NH})) - 1,1K_{min} + 48,3 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}, \quad (5.32)$$

где \bar{K}_0 значение K_0 в зоне дефекта при $B=150$ мм,

$$C_1 = 2,1 \left[\left(\frac{B_{pos}}{150} \right)^{1/4} \cdot \left(\frac{K_C}{\omega \cdot \omega_b} - K_{min} \right) + K_{min} - 23 \right]; \quad \omega, \omega_b - \text{соответствуют размерам}$$

постулируемого дефекта при детерминистическом расчете.

Поскольку $C_1 > 0$, формулу (5.32) можно переписать в виде

$$\bar{K}_0^P = C_1 \exp(0,019(\delta T_{NH} - \Delta T_K^{1-P})) - 1,1K_{min} + 48,3 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}, \quad (5.33)$$

где \bar{K}_0^P – значение K_0 , для которого с вероятностью P выполняется условие

$K_0 < \bar{K}_0^P$ (верхний индекс в \bar{K}_0^P означает уровень вероятности);

ΔT_K^{1-P} – значение ΔT_K , для которого с вероятностью $1-P$ выполняется условие $\Delta T_K < \Delta T_K^{1-P}$.

Распределение ΔT_K , и соответственно, вероятность $P(\Delta T_K \leq \Delta T_K^{1-P})$ может быть определена при известных значениях стандартных отклонений σ_{OM}^Δ для ОМ и $\sigma_{МШ}^\Delta$ для МШ.

Расчет P_{fa} может быть выполнен по следующей зависимости

$$P_{fa} = \int_{K_{min}}^{K_{JC}^{duct}} f^{\bar{K}_0}(\bar{K}_0) \cdot \left(1 - \exp\left(-\left(\frac{K_I^a - K_{min}}{(K_0^a)_{sh} - K_{min}}\right)^4\right) \right) d\bar{K}_0, \quad (5.34)$$

где $f^{\bar{K}_0}(\bar{K}_0)d\bar{K}_0$ – вероятность того, что материал в зоне дефекта будет иметь вязкость разрушения из интервала $[\bar{K}_0, \bar{K}_0 + d\bar{K}_0]$;

\bar{K}_0 – соответствует длине фронта трещины, равной 150 мм;

K_I^a – величина K_I при размерах дефекта a и c в режиме АС

$(K_I^a = \frac{K_I^{max} \sqrt{a}}{\sqrt{a_{pos}}}$, где a_{pos} – глубина постулируемого дефекта);

$(K_0^a)_{sh}$ – величина K_0 при размерах дефекта a и c при учете коротких трещин и двухосности нагружения;

K_{JC}^{duct} – уровень верхнего шельфа $K_{JC}(T)$; $K_{JC}^{duct} = 230 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$.

Функцию $f^{\bar{K}_0}(\bar{K}_0)$ можно определить, продифференцировав $P^{\bar{K}_0}(\bar{K}_0)$, где $P^{\bar{K}_0}(\bar{K}_0)$ - вероятность того, что материал в зоне дефекта будет иметь вязкость разрушения меньше чем \bar{K}_0 . Зависимость $P^{\bar{K}_0}(\bar{K}_0)$ может быть рассчитана из уравнения (5.33).

Используя то, что $\frac{K_{JC}^X - K_{min}}{K_{JC}^Y - K_{min}} = \left(\frac{B_Y}{B_X}\right)^{1/4}$ и (5.11) $(K_o^a)_{sh}$ может быть

рассчитан по формуле

$$(K_o^a)_{sh} = \omega \cdot \omega_b \left[\left(\frac{150}{B_a} \right)^{1/4} \cdot (\bar{K}_0 - K_{min}) + K_{min} \right], \quad (5.35)$$

где ω , ω_b - рассчитываются по формулам (5.12) - (5.15). В формуле (5.13)

вместо $K_{JC(0,05)}^{Bpos}$ используется величина равная $\left(\frac{150}{B_a} \right)^{1/4} \cdot (\bar{K}_0 - K_{min}) + K_{min}$;

B_a – длина фронта трещины для дефекта глубиной a , мм.

Таким образом получены все необходимые уравнения и зависимости для определения запаса на неоднородность свойств δT_{NH} .

5.2.5 Определение стандартного отклонения величины T_K для ОМ и МШ КР ВВЭР-1000

5.2.5.1 Процедура оценки стандартного отклонения величины T_K

Данная процедура использует ранее сделанное допущение, что стандартное отклонение T_K для различных обечаек одного КР и для различных обечаек разных КР одно и тоже, если эти обечайки изготавливались по одной технологии из одной и той же марки стали. В этом случае частные выборки T_K различных обечаек могут быть использованы для оценки стандартного отклонения генеральной совокупности значений T_K по всем обечайкам. Очевидно, что при одной и той же технологии сварки стандартное отклонение T_K для различных швов одного КР или различных швов разных КР также можно принять одним и тем же.

Выше было показано, что при оценке запаса на неоднородность свойств ОМ необходимо учитывать случайное распределение $T_K^{\Theta Z}$ (распределение T_K по сечению Θ - Z при $R=\text{const}$, см. рис. 5.6, можно не учитывать). При оценке запаса на пространственную неоднородность МШ необходимо учитывать случайное распределение $T_K^{R\Theta Z}$ (распределение T_K по всему объему шва, см. рис. 5.6).

Переобозначим для простоты дальнейшего анализа значение T_K по выбранному направлению (например, для основного металла – это $T_K^{\Theta Z}$) как x_j .

Для i -той выборки выборочная дисперсия рассчитывается по формуле [7]

$$s_i^2 = \frac{1}{n_i - 1} \sum_{j=1}^{n_i} (x_j - \bar{x}_i)^2, \quad (5.36)$$

где \bar{x}_i - выборочное среднее, а n_i – количество данных в i -той выборке.

Стандартное отклонение для i -той выборки рассчитывается по формуле

$$s_i = \sqrt{s_i^2}. \quad (5.37)$$

Оценка генеральной дисперсии по m выборкам проводится по формуле [7]

$$s^2 = \frac{\sum_{i=1}^m (n_i - 1) \cdot s_i^2}{\sum_{i=1}^m n_i - m}, \quad (5.38)$$

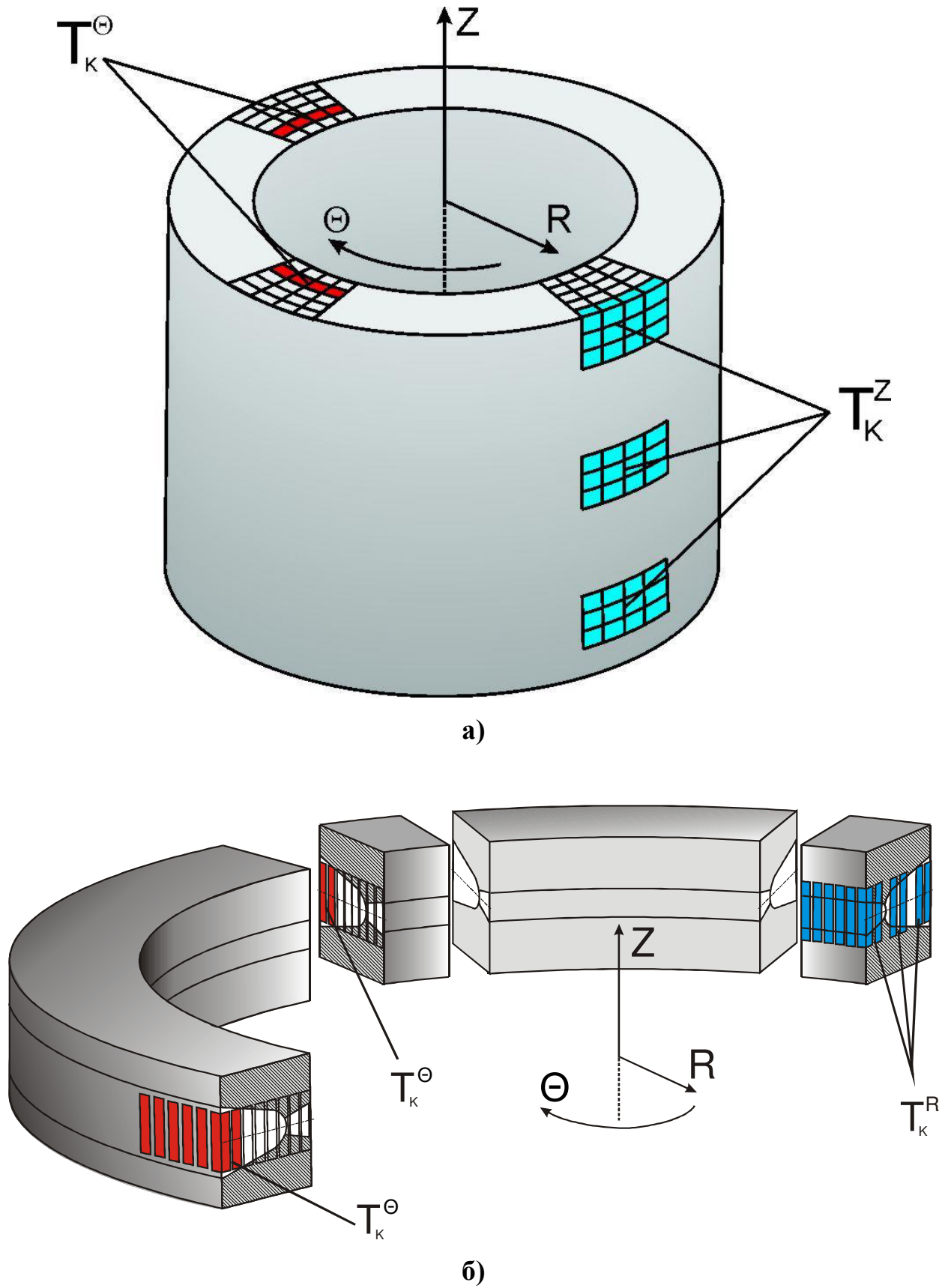


Рисунок 5.6 – Примеры схемы вырезки образцов из основного металла (а) и металла сварного шва (б)

В формуле (5.38) учитываются только те выборки, которые имеют равные дисперсии генеральных совокупностей. Для проверки гипотезы о том, что все m генеральных совокупностей, из которых взяты частные выборки, имеют равные дисперсии генеральных совокупностей, воспользуемся критерием Бартлета. Характерная величина в критерии согласно [7, 8] рассчитывается по формуле:

$$\chi^2 = \frac{2.3026 \cdot \left[\left(\sum_{i=1}^m n_i - m \right) \cdot \lg(s^2) - \sum_{i=1}^m (n_i - 1) \cdot \ln(s_i^2) \right]}{1 + \frac{1}{3 \cdot (m-1)} \cdot \left(\sum_{i=1}^m \frac{1}{n_i - 1} - \left(\sum_{i=1}^m n_i - m \right)^{-1} \right)}, \quad (5.39)$$

где s^2 вычисляется по формуле (5.38), s_i вычисляются по формуле (5.36).

Полученное значение χ^2 сравнивается с табличным значением для выбранного уровня значимости α и числа степеней свободы $(m-1)$. Если выполняется условие

$$\chi^2 \leq \chi_{\alpha}^2, \quad (5.40)$$

то гипотезу о равенстве дисперсий генеральных совокупностей, из которых взяты частные выборки, не отвергают.

Доверительный интервал для генеральной дисперсии σ^2 с доверительной вероятностью $P = 1 - \alpha$ определяется на основе обобщения формулы для доверительного интервала генеральной дисперсии [7] на случай нескольких выборок

$$\frac{s^2 \cdot \left(\sum_{i=1}^m n_i - m \right)}{\chi_{P_1, k}^2} < \sigma^2 < \frac{s^2 \cdot \left(\sum_{i=1}^m n_i - m \right)}{\chi_{P_2, k}^2}, \quad (5.41)$$

где $\chi_{P_1, k}^2$ и $\chi_{P_2, k}^2$ определяются для доверительных вероятностей $P_1 = \alpha / 2$ и $P_2 = 1 - \alpha / 2$, соответственно, и числа степеней свободы $k = \sum_{i=1}^m n_i - m$.

Отметим, что в (5.41) σ – стандартное отклонение для генеральной совокупности значений T_K .

Для случая одностороннего доверительного интервала:

$$\sigma^2 < \frac{s^2 \cdot \left(\sum_{i=1}^m n_i - m \right)}{\chi_{P,k}^2}, \quad (5.42)$$

где $\chi_{P,k}^2$ определяется для доверительной вероятности $P = 1 - \alpha$ и числа степеней свободы k .

В качестве оценки стандартного отклонения для генеральной совокупности σ используется верхняя граница доверительного интервала, полученная по формуле (5.42) при $P=0,95$.

Дополнительно следует отметить, что в ряде экспериментов получены выборки, состоящие всего из двух значений T_K для одного слоя материала (при $R=\text{const}$). Рассчитать дисперсию, а также стандартное отклонение для выборки из двух значений не представляется возможным. В этом случае целесообразно рассмотреть разности между значениями $(T_K)_1$ и $(T_K)_2$. Введем обозначения:

$$\Delta T_K = (T_K)_2 - (T_K)_1, \quad (5.43)$$

где $(T_K)_1$ и $(T_K)_2$ – значения T_K для одного слоя.

Как уже было показано, если случайные величины $(T_K)_1$ и $(T_K)_2$ принадлежат одной генеральной совокупности, которая описывается нормальным законом с математическим ожиданием M и стандартным отклонением σ , то их разность, ΔT_K , описывается нормальным законом с математическим ожиданием $M^\Delta=0$ и стандартным отклонением $\sigma^\Delta=\sqrt{2}\sigma$. В этом случае величина дисперсии σ^2 может быть получена по формуле:

$$\sigma^2 = \frac{(\sigma^\Delta)^2}{2}. \quad (5.44)$$

Принимая, что соотношение (5.44) для дисперсий генеральных совокупностей справедливо и для средних выборочных дисперсий, запишем

$$s^2 = \frac{(s^\Delta)^2}{2}, \quad (5.45)$$

где s^2 – средняя выборочная дисперсия величины T_K ;

$(s^\Delta)^2$ – средняя выборочная дисперсия величины ΔT_K ; $(s^\Delta)^2$ рассчитывается по формуле (5.36), в которой под x_i понимаются элементы массива ΔT_K .

Для всех слоев, для которых получено всего два значения T_K , формируется массив значений, содержащий значения ΔT_K и $-\Delta T_K$ при этом обеспечивается $M^\Delta=0$. Для этого массива по формуле (5.36) определяется выборочная дисперсия величины ΔT_K и по формуле (5.45) рассчитывается выборочная дисперсия величины T_K . Таким образом, при расчете по формуле (5.3) учитывается дополнительная выборка, для которой под $(s_i)^2$ понимается величина $(s^\Delta)^2/2$, а в качестве n_i используется количество выборок, для которых объем выборок в заданном направлении состоит всего из двух значений.

Следует отметить, что использование в качестве случайной величины ΔT_K вместо T_K имеет смысл только тогда, когда для одной обечайки имеется не более, чем два значения T_K при $R=\text{const}$. Ясно, что если при $R=\text{const}$ имеется 3 и более значений T_K , то можно использовать формулы (5.36) – (5.42) напрямую.

5.2.5.2 Результаты обработки экспериментальных данных

Для анализа неоднородности свойств основного металла были использованы данные для металла обечаек из стали 15X2НМФА-А, изготовленных по штатной технологии для КР ВВЭР-1000. Для анализа неоднородности свойств металла шва использовались производственные сварные соединения, изготовленные по штатной технологии для КР ВВЭР-1000. Для определения критической температуры хрупкости использовалось не менее 12 образцов.

Для исследования неоднородности ОМ в направлении ΘZ (см.рис. 5.6а) из основного металла образцы вырезались компактными группами в один или два слоя по R. Имелись наборы образцов с разными координатами Θ , но с близкими координатами по R и Z; с разными координатами по Z, но с

близкими координатами по R и Θ (см. рис. 5.6а) и наборы образцов с близкими координатами по R , но различными координатами как по Z и так и по Θ .

Согласно процедуре, представленной в 5.2.5.1, на основе T_K , полученных для указанных наборов образцов, рассчитывалось стандартное отклонение значений T_K для обечайки. Затем на основе данных для всех обечаек оценивалась верхняя граница доверительного интервала стандартного отклонения T_K .

Для оценки неоднородности МШ для каждого сварного соединения определялось T_K для образцов, вырезанных компактными группами из разных частей шва (см.рис. 5.6б). На основе этих T_K по процедуре, представленной в 5.2.5.1 рассчитывалось стандартное отклонение для каждого шва и для всех сварных швов оценивалась верхняя граница доверительного интервала стандартного отклонения T_K .

Для анализа неоднородности T_K , в материалах КР использовались два массива данных. В массиве №1 [9-14] представлены результаты испытаний стандартных образцов Шарпи, полученные согласно стандарту РД ЭО 0598-2004 «Методика определения критической температуры хрупкости материалов корпусов реакторов по результатам испытаний малоразмерных образцов на ударный изгиб». В массиве №2 представлены заводские данные, обработанные согласно ПНАЭ Г 7-002-86 [1], а также данные по трещиностойкости, обработанные согласно стандарту [20].

Суть этих процедур состоит в следующем. Согласно РД ЭО 0598-2004 [148] температурная зависимость работы разрушения аппроксимируются зависимостью вида

$$f(T)=A+B \cdot \text{th}[(T-D)/C] \quad (5.46)$$

где T – температура испытаний, A , B , C и D – подгоночные параметры. Критическая температура хрупкости T_K определяется как максимальное из двух значений T_K^{E1} и $(T_K^{E2} - 30^\circ\text{C})$. T_K^{E1} и T_K^{E2} - значения температуры испытаний, определяемые из зависимости (5.46), соответствующие уровням

работы разрушения E_1 и E_2 ($E_1 = 1,5 \cdot E_2$). Для стандартных образцов Шарпи размером 10x10x55 мм $E_1 = 47$ Дж для материалов с пределом текучести до 687 МПа. Кроме того, в РД ЭО 0598-2004 представлены процедуры определения верхней и нижней асимптот зависимости (5.46).

Согласно ПНАЭ Г 7-002-86 температурный интервал испытаний должен быть таким, чтобы в него входили точки T_K , $(T_K \pm 10)^\circ\text{C}$, $(T_K + 20)^\circ\text{C}$, $(T_K + 30)^\circ\text{C}$, $(T_K + 40)^\circ\text{C}$. При каждой температуре испытывают не менее трех образцов. Для каждого образца определяют ударную вязкость и процент вязкой составляющей в изломе. При температуре T_K среднее значение ударной вязкости должно быть не ниже $E_1 = 47$ Дж (59 Дж/см^2) для материалов с пределом текучести до 687 МПа, а минимальное из значений ударной вязкости – не ниже $0,7E_1$. При температуре $(T_K + 30)^\circ\text{C}$ среднее значение ударной вязкости должно быть не ниже $1,5E_1$, а минимальное из значений ударной вязкости – не ниже $1,05E_1$. Кроме того, при температуре $(T_K + 30)^\circ\text{C}$ минимальное значение вязкой составляющей в изломе должно быть не менее 50%.

В связи с некоторым различием процедур определения T_K согласно ПНАЭ Г 7-002-86 [1] и согласно РД ЭО 0598-2004 [148], а также наличием данных по трещиностойкости, обработанных согласно стандарту [20] в массиве №2 было принято решение рассматривать данные массивов №1 и №2 совместно и массива №1 отдельно.

Количество значений в частной выборке – n , средние значения T_K – $T_{K(\text{cp})}$, расчетные значения дисперсии – s^2 и стандартного отклонения – s для частных выборок представлены в таблицах 5.2-5.4. В таблицах 5.2 и 5.3 представлены результаты обработки значений T_K , в таблице 5.4 – результаты обработки разностей ΔT_K .

Для представленных в таблицах 5.2-5.4 данных условие (5.40) выполняется. Тогда эти данные могут использоваться при определении s^2 по формуле (5.38).

Таблица 5.2 – Результаты обработки экспериментальных данных по T_K для металла шва

№	Обозначение шва	s^2 , (°C) ²	n	s, °C	$T_{K(ср)}$, °C	Номер массива данных
1	МШ-1	64,33	4	8,02	-48,5	1
2	МШ-2	24,33	4	4,93	-21,5	1
3	МШ-3	6,57	7	2,56	-73,7	1
4	МШ-5	129,86	14	11,40	-37,2	1
5	МШ 260	87,63	16	9,36	-72,4	1
6	МШ 340	171,90	7	13,11	-32,3	1
7	МШ-350	86,10	23	9,28	-42,6	1
8	ПКСС-1	44,25	4	6,65	-23,3	2
9	ПКСС-2	12,33	3	3,51	-24,7	2
10	ПКСС-3	145,33	3	12,06	-19,3	2
11	МШ 530-32	58,57	7	7,65	-36,7	2
12	ПКСС №1 Рос-2	41,66	5	6,45	-62,1	2

Таблица 5.3 - Результаты обработки экспериментальных данных по T_K для основного металла

№	№ поковки	Направление	s^2 , (°C) ²	n	s, °C	$T_{K(ср)}$, °C	Номер массива данных
1	448530	Θ (по окружности обечайки)	26,33	3	5,13	-72,7	1
2	441229	Θ (по окружности обечайки)	14,33	3	3,79	-34,3	2
3	441229	Θ (по окружности обечайки)	91,00	3	9,54	-35,0	2
4	707072	ΘZ (по высоте обечайки и по окружности обечайки)	54,92	4	7,41	-70,8	2

Таблица 5.4 - Результаты обработки экспериментальных данных по разностям ΔT_K для основного металла

№	№ поковки	Направление	s^2 , (°C) ²	n	s, °C	Номер массива данных
5*	445152, 901773, 901775, 901761, 902195, 902206, 902212, 902319, 902320, 902374, 902587, 902960, 449278, 441229	по Θ или по Z (по высоте обечайки или по окружности обечайки)	50,83	32	7,13	1 и 2
6*	445152, 901773, 901775, 901761, 902195, 902206, 902212, 902319, 902320, 902374, 902587, 902960, 449278	по Θ или по Z (по высоте обечайки или по окружности обечайки)	54,16	29	7,36	1

* - выборка №5 получена на основе данных массива №1 и массива №2, выборка №6 - на основе только данных массива №1.

Расчет по формуле (5.42) дает:

для основного металла при учете данных массивов №1 и №2

$$\sigma[T_K^{\Theta Z}] = 10,41^\circ\text{C};$$

для основного металла при учете только данных массива №1

$$\sigma[T_K^{\Theta Z}] = 9,21^\circ\text{C};$$

для металла сварного шва при учете данных массивов №1 и №2

$$\sigma[T_K^{\text{R}\Theta Z}] = 10,54^\circ\text{C};$$

для металла сварного шва при учете только данных массива №1

$$\sigma[T_K^{\text{R}\Theta Z}] = 11,16^\circ\text{C}.$$

Для дальнейших расчетов будут использоваться максимальные из полученных значений:

$$\text{для основного металла } \sigma[T_K^{\Theta Z}] = 10,41^\circ\text{C};$$

$$\text{для металла сварного шва } \sigma[T_K^{\text{R}\Theta Z}] = 11,16^\circ\text{C}.$$

5.2.6 Определение δT_{NH}

Для определения δT_{NH} были приняты следующие исходные данные.

Согласно расчетам, выполненным ОКБ «ГИДРОПРЕСС», при аварийном расхолаживании КР с поднаплавочной полуэллиптической трещиной глубиной $a=14$ мм и протяженностью $2c=6a=84$ мм, максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений K_I^{max} с учетом коэффициента запаса $n=1,1$ равно $100 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$.

При вероятностном расчете СХР КР для обеспечения консервативности расчетов были приняты следующие допущения.

1. Плотность дефектов в МШ принималась равной плотности дефектов, обнаруженных при заводском радиографическом контроле сварных швов КР выполненных автоматической дуговой сваркой (АДС). Используемые в расчете значения плотности дефектов отвечают данным до ремонта дефектов (до выборки и последующей заварки дефектных зон). Поэтому оценка $\rho^{\text{МШ}}$ является консервативной. Согласно [149] $\rho^{\text{МШ}}=0,05$ шт./метр шва.

2. Распределение дефектов по размерам в ОМ принимается идентичным распределению дефектов в МШ.
3. Плотность дефектов в ОМ принимается идентичной плотности дефектов в МШ.

Для оценки количества дефектов в ОМ используется следующая методика. Определяется площадь продольного сечения обечаек, проходящего через ось z и образующую обечайки (см. рис 5.6), подвергаемых нейтронному облучению S_{OM} . Далее определяется количество эквивалентных швов $N_{эkv}$ длина каждого из которых равна длине кольцевого сварного шва $L_{шва}$

$$N_{эkv} = \frac{S_{OM}}{S_{шва}}, \quad (5.47)$$

где $S_{OM} = H \cdot t$;

H - суммарная высота обечаек, подвергаемых нейтронному облучению,
 t – толщина обечаек;

$S_{шва}$ – площадь поперечного сечения шва.

Тогда количество дефектов в основном металле n_{OM} может быть оценено по формуле

$$n_{OM} = N_{эkv} \cdot L_{шва} \cdot \rho^{MШ}, \quad (5.48)$$

Количество дефектов в шве рассчитывается по формуле

$$n_{MШ} = N_{швов} \cdot L_{шва} \cdot \rho^{MШ}, \quad (5.49)$$

где $N_{швов}$ – количество кольцевых сварных швов, подвергаемых нейтронному облучению.

Учитывая, что $\rho^{MШ} = 0,05 \frac{\text{шт}}{\text{метр шва}}$, $t = 190$ мм, $L_{шва} = 13600$ мм, $H = 3703$

мм для КР ВВЭР-1000 получим $N_{эkv} = \frac{190 \cdot 3703}{190 \cdot 40} \approx 92,6$ шва; расчетные

значения $n_{OM} = 92,6 \cdot 13,6 \cdot 0,05 \approx 63$ и $n_{MШ} = 2 \cdot 13,6 \cdot 0,05 \approx 1,4$. Примем

консервативные оценки числа дефектов $n_{OM} = 63$ и $n_{MШ} = 2$.

Как следует из процедуры расчета вероятности разрушения корпуса реактора при заданных значениях $\sigma_{\text{ОМ}}^{\Delta}$ и $\sigma_{\text{МШ}}^{\Delta}$ с увеличением δT_{NH} (т.е с увеличением \bar{P}_{Δ}) P_f^{KP} уменьшается. Следовательно, варьируя \bar{P}_{Δ} можно удовлетворить условие, соответствующее вероятностному обоснованию прочности КР

$$P_f^{\text{KP}} < [P_f^{\text{KP}}]. \quad (5.50)$$

Допускаемое значение вероятности разрушения КР $[P_f^{\text{KP}}]$ (точнее частоты разрушений КР) согласно [137] и [150] равно 10^{-7} и 10^{-6} разрушений в год соответственно. Консервативно принимаем $[P_f^{\text{KP}}]=10^{-7}$ разрушений в год

Выполненные расчеты показали, что для $\bar{P}_{\Delta} = 0,9$ $P_f^{\text{KP}}=0,82 \cdot 10^{-7}$ разрушений в год. При этом $\delta T_{\text{NH}}^{\text{ОМ}}=1,282 \sigma_{\text{ОМ}}^{\Delta}=18,9$ °С, $\delta T_{\text{NH}}^{\text{МШ}}=1,282 \sigma_{\text{МШ}}^{\Delta}=20,2$ °С.

При $\bar{P}_{\Delta} = 0,95$ и соответственно при $\delta T_{\text{NH}}^{\text{ОМ}}=1,645 \sigma_{\text{ОМ}}^{\Delta}=24,2$ °С и $\delta T_{\text{NH}}^{\text{МШ}}=1,645 \sigma_{\text{МШ}}^{\Delta}=26,0$ °С $P_f^{\text{KP}} < 0,27 \cdot 10^{-7}$ разрушений в год.

Учитывая, что ранее в РД ЭО 1.1.2.09.0789-2009 «Прогнозирование расчетной температурной зависимости вязкости разрушения материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000 по результатам испытаний образцов-свидетелей» принято $\delta T_{\text{NH}}^{\text{ОМ}}=27$ °С для ОМ и $\delta T_{\text{NH}}^{\text{МШ}}=23$ °С, для МШ для сохранения преемственности было решено принять $\bar{P}_{\Delta}=0,95$, при котором $\delta T_{\text{NH}}^{\text{ОМ}}=24,2$ °С $\delta T_{\text{NH}}^{\text{МШ}}=1,645 \sigma_{\text{МШ}}^{\Delta}=26,0$ °С. Кроме того, поскольку значения $\delta T_{\text{NH}}^{\text{ОМ}}$ и $\delta T_{\text{NH}}^{\text{МШ}}$ примерно одинаковы целесообразно принять единый запас, как для основного металла, так и для металла шва

$$\delta T_{\text{NH}}=26$$
 °С.

5.3 Оценка запаса на количество образцов

Согласно теории статистической обработки данных, неопределенность в определении параметра Ω зависит от количества испытанных образцов [151, 152]. Чем больше это количество, тем меньше неопределенность (погрешность) $\delta\Omega_{sp}$ при определении Ω . Очевидно, что при $N \rightarrow \infty$ относительная погрешность при определении параметра Ω равна нулю – $\overline{\delta\Omega_{sp}} \equiv \frac{\delta\Omega_{sp}}{\Omega} = 0$, а при любом конечном числе испытанных образцов N имеется погрешность $\delta\Omega_{sp} \neq 0$.

При использовании метода «Advanced Unified Curve» (см. главу 3) параметр Ω вычисляется по формуле

$$\Omega = \frac{K_{Jc(med)} - K_{JC}^{shelf}}{a_1 \left(1 + \operatorname{th} \left(\frac{T - a_2}{a_3} \right) \right)}. \quad (5.51)$$

Таким образом, при одной и той же температуре параметр Ω линейно связан с медианным (при вероятности разрушения $P_f = 0,5$) значением вязкости разрушения $K_{Jc(med)}$. Поэтому зависимость $\delta\Omega_{sp}(N)$ может быть получена, если известна погрешность определения величины $K_{Jc(med)}$ в зависимости от количества испытанных образцов, т. е. от количества образцов в выборке.

Как уже упоминалось выше, разброс значений K_{JC} в области хрупкого разрушения описывается распределением Вейбулла.

Параметры распределения Вейбулла вычисляются по следующим формулам. Математическое ожидание распределения Вейбулла может быть рассчитано по формуле [151, 152]

$$M[K_{JC} - K_{min}] = (K_0 - K_{min}) \Gamma \left(\frac{1}{\beta} + 1 \right), \quad (5.52)$$

где $\Gamma(\dots)$ – гамма-функция.

Уравнение (5.52) при $\beta = 4$ преобразуется к виду

$$M[K_{JC} - K_{min}] = (K_0 - K_{min}) 0,9064. \quad (5.53)$$

Дисперсия D и медианное значение K_{JC} распределения Вейбулла при $\beta = 4$ вычисляются как [151, 152]

$$D[K_{JC} - K_{min}] = M^2[K_{JC} - K_{min}] \left(\frac{\Gamma(2/4 + 1)}{\Gamma^2(1/4 + 1)} - 1 \right) = M^2[K_{JC} - K_{min}] 0,0787; \quad (5.54)$$

$$K_{JC(\text{med})} - K_{min} = (-\ln(0,5))^{1/4} (K_0 - K_{min}) = (K_0 - K_{min}) 0,912. \quad (5.55)$$

Из уравнений (5.54) и (5.55) видно, что для распределения Вейбулла с точностью до 0,6 % можно записать

$$M[K_{JC} - K_{min}] \cong K_{JC(\text{med})} - K_{min}. \quad (5.56)$$

С учетом уравнения (5.56) оценка медианного значения через среднее арифметическое выборочных значений имеет вид

$$K_{JC(\text{med})} - K_{min} = \frac{\sum_{i=1}^N (K_{JC(i)} - K_{min})}{N}, \quad (5.57)$$

где N – число образцов в выборке;

$K_{JC(i)}$ – экспериментально полученное значение K_{JC} для i -того образца.

Для каждой выборки совокупность величин $K_{JC(i)}$ считается состоящей из одинаково распределенных случайных величин и этим распределением является базовое распределение Вейбулла.

Так как $K_{JC(i)}$ рассматриваются как случайные величины, а N невелико, то уравнение (5.57) является основой для определения погрешности. При этом используется естественное для экспериментов предположение о независимости отдельных величин $K_{JC(i)}$.

На основе этих предположений среднее значение $\overline{K_{JC} - K_{min}}$ для группы экспериментальных значений $K_{JC(i)}$ определяется по формуле

$$\overline{K_{JC} - K_{min}} = \frac{\sum_{i=1}^N (K_{JC(i)} - K_{min})}{N}. \quad (5.58)$$

Предполагая, что средние значения распределены по нормальному закону, можно вычислить дисперсию этого распределения по уравнению [151, 152]

$$D[\overline{K_{JC} - K_{min}}] = \frac{D[K_{JC} - K_{min}]}{N}, \quad (5.59)$$

а стандартное отклонение – по уравнению

$$\sigma[\overline{K_{JC} - K_{min}}] = \sqrt{\frac{D[K_{JC} - K_{min}]}{N}}. \quad (5.60)$$

Подставляя уравнения (5.55) и (5.56) в уравнение (5.60) получаем зависимость для стандартного отклонения

$$\sigma[\overline{K_{JC} - K_{min}}] = \sqrt{\frac{M^2[K_{JC} - K_{min}]0,0787}{N}} = \frac{(K_{JC(\text{med})} - K_{min})0,28}{\sqrt{N}}. \quad (5.61)$$

Учитывая уравнения (5.57) и (5.58), в уравнении (5.60) можно заменить $\sigma[\overline{K_{JC} - K_{min}}]$ на $\sigma[K_{JC(\text{med})} - K_{min}]$. Тогда для медианного значения $K_{JC(\text{med})}$, определенного из эксперимента (с учетом ограниченного размера выборки), уравнение (15) можно записать как

$$\sigma[K_{JC(\text{med})} - K_{min}] = \frac{(K_{JC(\text{med})} - K_{min})0,28}{\sqrt{N}}. \quad (5.62)$$

Интересно отметить, что при неизвестном параметре β в распределении Вейбулла стандартное отклонение вычисляется по уравнению

$$\sigma[K_{JC(\text{med})} - K_{min}] = \frac{(K_{JC(\text{med})} - K_{min})}{\sqrt{N}}. \quad (5.63)$$

Перепишем правую часть уравнения (5.62) в виде

$$\frac{(K_{JC(\text{med})} - K_{min})}{\sqrt{N}} \cdot 0,28 = \frac{(K_{JC(\text{med})} - K_{min})}{\sqrt{12,5 N}}. \quad (5.64)$$

Сравнение уравнений (5.63) и (5.64) показывает, что для распределения Вейбулла с известным параметром формы $\beta = 4$ ошибка значительно меньше (в 3,6 раза), чем при неизвестном β . Поэтому подходы, в которых параметр β вводится как известная величина, имеют значимое преимущество, если количество испытываемых образцов ограничено.

На основании уравнения (5.64) может быть выполнена оценка консервативного значения $K_{JC(\text{med})}$. Предполагается, что величина $K_{JC(\text{med})}$ является случайной, и распределенной по нормальному закону. Применим следующий критерий для этой случайной величины, дающий консервативную оценку $K_{JC(\text{med})}$ с доверительной вероятностью 95% [151, 152]

$$P\{(K_{JC(\text{med})} - K_{\min}) \geq K_{JC(\text{med})} - K_{\min} - k \sigma[K_{JC(\text{med})} - K_{\min}]\} = 0,95. \quad (5.65)$$

При выполнении условия (5.65) численное значение $k \approx 1,6$.

С учетом уравнения (5.63) нижняя граница доверительного интервала для $K_{JC(\text{med})}$ с вероятностью 95 % (обозначенная $K_{JC(\text{med})}^{95}$) вычисляется как

$$K_{JC(\text{med})}^{95} - K_{\min} = K_{JC(\text{med})} - K_{\min} - 1,6\sigma[K_{JC(\text{med})} - K_{\min}] = (K_{JC(\text{med})} - K_{\min}) \cdot \left(1 - \frac{0,45}{\sqrt{N}}\right). \quad (5.66)$$

Теперь при известной погрешности определения величины $K_{JC(\text{med})}$ в зависимости от количества испытанных образцов может быть получена искомая зависимость $\delta\Omega_{\text{sp}}(N)$.

Из уравнения (5.51) для стандартного отклонения $\sigma(\Omega_{\text{sp}})$ можно записать

$$\sigma[\Omega_{\text{sp}}] = \frac{\sigma[K_{JC(\text{med})} - K_{JC}^{\text{shelf}}]}{a_1 \left(1 + \text{th}\left(\frac{T - a_2}{a_3}\right)\right)}. \quad (5.67)$$

Пренебрегая различием в значениях $K_{JC}^{\text{shelf}} = 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ и $K_{\min} = 20 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, и используя уравнения (6.62) и (5.67), получим

$$\sigma[\Omega_{\text{sp}}] \cong \frac{0,28 (K_{JC(\text{med})} - K_{JC}^{\text{shelf}})}{\sqrt{N} \cdot a_1 \left(1 + \text{th}\left(\frac{T - a_2}{a_3}\right)\right)}, \quad (5.68)$$

где $\sigma[\Omega_{\text{sp}}]$ – стандартное отклонение параметра Ω за счет ограниченного количества образцов.

Из уравнений (5.51) и (5.68) следует

$$\frac{\sigma[\Omega_{sp}]}{\Omega} = \frac{0,28}{\sqrt{N}}. \quad (5.69)$$

Принимая, что Ω является распределенной по нормальному закону случайной величиной, можно записать

$$\Omega_{min} = \Omega - 1,6 \sigma[\Omega_{sp}], \quad (5.70)$$

где Ω_{min} – наименьшее значение Ω (с вероятностью 95%), которое мог бы иметь используемый материал;

Ω – величина, определенная на основании испытаний N образцов.

Из уравнения (5.69) и (5.70) получаем уравнение для расчета относительной погрешности параметра Ω , вызванной ограниченным количеством образцов

$$\frac{\delta\Omega_{sp}}{\Omega} = \frac{1,6 \cdot \sigma[\Omega_{sp}]}{\Omega} = \frac{0,45}{\sqrt{N}}. \quad (5.71)$$

При использовании метода «Unified Curve» вывод уравнения (5.71) полностью аналогичен и приводит к тому же результату.

5.4 Оценка запаса, обусловленного типом испытываемого образца на вязкость разрушения

В многочисленных экспериментальных исследованиях показано, что в большинстве случаев наиболее адекватную оценку вязкости разрушения можно получить при испытании компактных образцов типа СТ размером СТ-0.5 и более [41-43].

Поэтому при определении вязкости разрушения по результатам испытания образцов SEB-10 необходимо вводить корректировку, обеспечивающую консервативный прогноз $K_{JC}(T)$. В качестве такой корректировки вводится параметр δT_{type} так, чтобы

$$K_{JC}^{SEB-10}(T - \delta T_{type}) = K_{JC}^{CT}(T) \quad (5.72)$$

Базируясь на уравнении (2.1) параметр δT_{type} может быть введен в следующем виде

$$\delta T_{\text{type}} = T_{100}^{\text{CT}} - T_{100}^{\text{SEB-10}} \quad (5.73)$$

В главе 4 были определены величины δT_{type} для разных образцов.

При использовании образцов типа SEB-10/SG0 и SEB-10/SG20 $\delta T_{\text{type}} = 15 \text{ }^\circ\text{C}$.

При использовании образцов с глубокими канавками типа SEB-10/SG50 $\delta T_{\text{type}}=0$.

Очевидно, что при использовании образцов СТ $\delta T_{\text{type}}=0$.

5.5 Основные формулы для построения расчетной кривой $K_{\text{JC}}(T)$

Как показано в разделе 3 наиболее адекватная температурная зависимость вязкости разрушения может быть получена при использовании метода «Advanced Unified Curve». При этом стохастическая природа хрупкого разрушения согласно РД ЭО 1.1.2.09.0789-2009 учитывается переходом от зависимости вязкости разрушения, полученной для вероятности разрушения $P_f=0,5$ к вероятности разрушения $P_f=0,05$.

Ниже представлены основные формулы для построения расчетной кривой $K_{\text{JC}}(T)$ на основании испытаний ОС на вязкость разрушения. Следует отметить, что вопрос получения дозовых зависимостей, в том числе на основании испытаний ОС, в данной работе не рассматривается.

Для основного металла и металла шва расчетная температурная зависимость вязкости разрушения $\bar{K}_{\text{JC}}(T)$ отвечает длине фронта трещины $\bar{V}=150$ мм и вероятности разрушения $P_f=0,05$ описывается формулой

$$\bar{K}_{\text{JC}}(T) = k \cdot \left[K_{\text{JC}}^{\text{shelf}} - K_{\text{min}} + \Omega_{\text{расч}} \cdot a_1 \cdot \left(1 + \text{th} \left(\frac{T - \delta T_{\text{type}} - a_2}{a_3} \right) \right) \right] + K_{\text{min}}, \text{МПа} \sqrt{\text{М}} \quad (5.73)$$

где k – коэффициент учитывающий пересчет с вероятности разрушения $P_f=0,5$ на $P_f=0,05$ и с длины фронта трещины 25 мм на номинальную длину 150мм, $k = 0,33$;

$$K_{\text{JC}}^{\text{shelf}} = 30 \text{ МПа} \sqrt{\text{М}};$$

$$K_{\min} = 20 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}};$$

T – температура, °C;

если $T < 130$ °C, $a_1 = 1$, $a_2 = 130$ °C, $a_3 = 105$ °C;

если $T \geq 130$ °C, $a_1 = 1,99$, $a_2 = 216$ °C, $a_3 = 157$ °C;

$\Omega_{\text{расч}}$ – параметр материала, характеризующий расчетную температурную зависимость вязкости разрушения материала в текущем состоянии, $\text{МПа} \sqrt{\text{м}}$.

$\delta T_{\text{типе}}$ – запас учитывающий тип образцов

- при использовании образцов SEB-10/SG0 и/или SEB-10/SG20

$$\delta T_{\text{типе}} = 15^\circ\text{C},$$

- при использовании образцов SEB-10/SG50 или СТ $\delta T_{\text{типе}} = 0^\circ\text{C}$.

Параметр Ω может быть определен на основании результатов испытаний ОС на вязкость разрушения при одной температуре (однотемпературный метод) или при нескольких температурах (многотемпературный метод).

Запасы на неоднородность свойств материалов КР $\overline{\delta\Omega_{\text{NH}}}$ и на ограниченное количество образцов $\overline{\delta\Omega_{\text{sp}}}$ вводятся в виде отношений

$$\overline{\delta\Omega_{\text{sp}}} \equiv \frac{\delta\Omega_{\text{sp}}}{\Omega} \text{ и } \overline{\delta\Omega_{\text{NH}}} \equiv \frac{\delta\Omega_{\text{NH}}}{\Omega}.$$

Параметр $\Omega_{\text{расч}}$ с учетом запасов на количество образцов и запаса на пространственную неоднородность, учитывая взаимную независимость неопределенностей $\overline{\delta\Omega_{\text{sp}}}$ и $\overline{\delta\Omega_{\text{NH}}}$, рассчитывается по формуле

$$\Omega_{\text{расч}} = \Omega \cdot \left(1 - \sqrt{(\overline{\delta\Omega_{\text{sp}}})^2 + (\overline{\delta\Omega_{\text{NH}}})^2} \right). \quad (5.74)$$

В формуле (5.74) коэффициент запаса на ограниченное количество образцов $\overline{\Omega_{\text{sp}}}$ определяется по формуле

$$\overline{\Omega_{\text{sp}}} = \frac{0,45}{\sqrt{N}}, \quad (5.75)$$

где N – количество ОС на вязкость разрушения испытанных для определения Ω .

Коэффициент запаса на пространственную неоднородность рассчитывается по формуле

$$\bar{\Omega}_{\text{NH}} = 1 - \frac{1 + \text{th}\left(\frac{T_{100} + \delta T_{\text{NH}} - a_2}{a_3}\right)}{1 + \text{th}\left(\frac{T_{100} - a_2}{a_3}\right)}, \quad (5.76)$$

где

$$T_{100} = a_3 \cdot \text{arcth}\left(\frac{100 - K_{\text{Jc}}^{\text{shelf}}}{\Omega} - 1\right) + a_2, \text{ } ^\circ\text{C}. \quad (5.77)$$

Пересчет на реальную длину фронта трещины расчетного дефекта выполняется по формуле

$$\frac{K_{\text{Jc}}^{\text{X}} - K_{\text{min}}}{K_{\text{Jc}}^{\text{Y}} - K_{\text{min}}} = \left(\frac{B_{\text{Y}}}{B_{\text{X}}}\right)^{1/4}, \quad (5.78)$$

где K_{Jc}^{X} , K_{Jc}^{Y} – вязкость разрушения для соответственно длины фронта трещины B_{X} и B_{Y} при одинаковой вероятности хрупкого разрушения P_{f} .

5.6. Выводы по главе 5

1. Сформулированы принципы получения зависимости $K_{JC}(T)$ для расчета КР на СХР на основании результатов испытаний ОС.

2. На основе проведения исследований металла контрольных сварных соединений и отрезных колец обечаек КР ВВЭР-1000 показано, что сопротивление хрупкому разрушению в терминах критической температуры хрупкости (T_K) неоднородно по объему основного металла (ОМ) и металлу шва (МШ), а T_K является случайной величиной. Получены параметры распределения T_K для ОМ и МШ. Показано, что при одной и той же технологии изготовления обечаек КР варьируется математическое ожидание T_K , а стандартное отклонение T_K не изменяется. Данный вывод так же справедлив для металла швов, выполненных по одной и той же технологии.

3. Введен запас δT_{NH} на пространственную неоднородность ОМ и МШ. Этот запас определен как разность между значением T_K , полученным на базе испытаний ОС, и значением T_K в зоне постулированного дефекта. Предложена методика определения запаса на пространственную неоднородность. Методика базируется на положении, что запас δT_{NH} должен быть равен величине ΔT_K , при которой вероятность разрушения КР будет меньше, чем нормативная величина (10^{-7} событий в год) при условии достижения критерия хрупкого разрушения ($K_I=K_{JC}$) при детерминистическом расчете КР на СХР. Для расчета величины данного запаса требуется информация только о стандартном отклонении T_K и не требуется знание математического ожидания T_K . Это дает возможность использовать одну и ту же величину запаса, как для различных обечаек одного и того же КР так и для различных КР, независимо от паспортных значений T_K , если эти корпуса реакторов изготовлены по одной и той же технологии. Аналогичный вывод также справедлив для сварных швов КР.

4 Введен запас на ограниченное количество испытываемых ОС. На основании уравнений статистической теории обработки данных получена зависимость величины этого запаса от количества испытанных образцов.

5. Разработана, необходимая для получения зависимости $K_{JC}(T)$ для расчета КР на СХР на основании результатов испытаний ОС система запасов, учитывающих стохастическую природу хрупкого разрушения, неоднородность свойств материалов КР, ограниченное количество испытываемых ОС и различие в трещиностойкости полномасштабных образцов и маломасштабных ОС. Определены численные значения этих запасов.

6. Получены основные уравнения для получения зависимости $K_{JC}(T)$ для расчета КР на СХР на основании результатов испытаний ОС.

7. Разработанная методология построения расчетной зависимости $K_{JC}(T)$ для материалов корпусов реакторов типа ВВЭР на основе испытаний ОС и определенные значения запасов на стохастическую природу хрупкого разрушения, неоднородность свойств материалов КР, ограниченное количество испытываемых ОС и тип образца вошли в следующие руководящие документы АО «Концерн «Росэнергоатом» утвержденные «Ростехнадзором» РД ЭО 1.1.2.09.0789-2012 «Методика определения вязкости разрушения по результатам испытаний образцов-свидетелей для расчета прочности и ресурса корпусов реакторов ВВЭР-1000», РД ЭО 1.1.3.99.0871-2012 «Методика расчета на сопротивление хрупкому разрушению корпусов реакторов АЭС с ВВЭР-1000 при продлении срока эксплуатации до 60 лет», 1.3.2.01.0061-2009 «Положение по контролю механических свойств металла эксплуатирующихся корпусов реакторов типа ВВЭР-1000 по результатам испытаний образцов-свидетелей» а также в одобренный МАГАТЭ документ «Guidelines for integrity and lifetime assessment of components and piping in WWER NPPs during operation «VERLIFE» 2014.

6. ВЫБОР РАЗМЕРА КОНТУРА ИНТЕГРИРОВАНИЯ J-ИНТЕГРАЛА ДЛЯ РАСЧЕТА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ ТИПА ВВЭР ПРИ АВАРИЙНОМ РАСХОЛАЖИВАНИИ

6.1. Введение к главе 6

Ресурс корпусов реакторов (КР) типа ВВЭР в значительной степени определяется его сопротивлением хрупкому разрушению. Наиболее жестким режимом нагружения КР является его аварийное расхолаживание, в процессе которого металл КР подвергается термическому удару в сочетании с действием внутреннего давления. При расчетах на сопротивление хрупкому разрушению КР обычно принимают, что имеется расчетный трещиноподобный дефект размером, соответствующим максимальному технологическому дефекту с учетом его подроста за время эксплуатации [137, 153, 154]. При аварийном расхолаживании материал у вершины трещины подвергается неизотермическому немонотонному упругопластическому нагружению. При таком нагружении корректно провести расчет с помощью аппарата механики разрушения достаточно сложно. Дело в том, что наличие немаломасштабной зоны пластической деформации при аварийном расхолаживании не позволяет использовать аппарат линейной механики разрушения – коэффициент интенсивности напряжений (КИН), а применение J-интеграла, введенного в [11-13], затруднено, поскольку упругопластическое деформирование сопровождается немонотонным нагружением, т. е. отличается от простого нагружения. Как известно, J-интеграл при немонотонном нагружении теряет инвариантность к размеру контура интегрирования. Тем не менее, в наиболее простом случае неизотермического нагружения при аварийном расхолаживании КР, когда зависимость $J(t)$ имеет один явно выраженный максимум, J-интеграл вполне может быть использован.

В данном случае условие хрупкого разрушения в момент времени $t = t_f$ может быть записано в виде [155]

$$K_J(t) = K_{JC}(t) \text{ и } \dot{K}_J(t) \geq 0, \quad (6.1)$$

где K_J – коэффициент интенсивности напряжений, определенный через J -интеграл;

K_{JC} – вязкость разрушения;

t – время.

В условии (6.1) функция $K_{JC}(t)$ является параметрической, так как K_{JC} является функцией температуры T , а при аварийном расхолаживании T зависит от времени t , причем $\dot{T} < 0$. Под T понимается температура у вершины трещины.

Следует отметить, что условие хрупкого разрушения (6.1) записано в наиболее простом виде, когда зависимости $K_J(T)$ и $T(t)$ для каждой точки фронта трещины одни и те же. В разделе 6.4 настоящей работы будет рассмотрен общий случай, когда K_J и температура для каждой точки фронта трещины различаются. Условие $\dot{K}_J(t) \geq 0$ в (6.1) означает нагружение (а не разгрузку) материала у вершины трещины и является необходимым условием хрупкого разрушения. Другими словами, выполнение условия (6.1) анализируется, когда идет нагружение материала у вершины трещины, т. е. когда использование J -интеграла корректно.

Рассмотрим случаи, когда условие (6.1) напрямую использовать затруднительно. Первый случай соответствует очень «размазанному» максимуму K_J при охлаждении КР. В этом случае незначительная ошибка в расчете максимума K_J может привести к очень большой погрешности при оценке ресурса КР. На рис. 6.1 показана упрощенная схема расчета ресурса КР по критерию (6.1). Кривая 1 на рис. 6.1 отражает зависимость $K_{JC}(T)$ для материала в исходном состоянии (начало эксплуатации КР). В процессе эксплуатации материал КР под действием нейтронного облучения и воздействием высоких температур охрупчивается, что упрощенно может быть представлено сдвигом кривой $K_{JC}(T)$ в область повышенных температур (кривые 2 и 3). Ресурс КР определяется временем, за которое произойдет такая трансформация кривой $K_{JC}(T)$ в области повышенных температур, при

которой наступит разрушение по критерию (6.1). В самом простом случае, когда форма кривой $K_{JC}(T)$ не изменяется, трансформация этой кривой может быть оценена величиной сдвига некоторой референсной температуры. В качестве такой температуры может рассматриваться, например, референсная температура T_0 [20], при которой $K_{JC} = 100 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ для образца толщиной 25 мм. Чем больше ΔT_0 до момента, когда выполняется условие (6.1), тем больше ресурс КР.

При численных расчетах на СХР, проводимых с некоторой погрешностью, $\max(K_J)$ может быть принят в диапазоне от точки «а» до точки «б» (рис. 6.1). В случае, если принять $\max(K_J)$ в точке «а», ресурс КР будет определяться величиной $\Delta T_0^{(1)}$, а если в точке «б», то величиной $\Delta T_0^{(2)}$. Ясно, что малое различие в $\max(K_J)$ может дать очень большую погрешность при оценке ресурса, причем эта оценка может быть очень неконсервативной, если, например, принять $\max(K_J)$ в точке «б».

Для того чтобы избежать неконсервативных оценок ресурса КР, в нормативном документе [153] для расчета на сопротивление хрупкому разрушению для случая однородного нагружения вдоль фронта трещины (зависимости $K_J(t)$ и $T(t)$ одни и те же для любой точки фронта трещины) было принято условие хрупкого разрушения, которое упрощенно представляется в виде

$$K_J(t) = K_{JC}(t) \text{ если } t \leq t_{\max} \quad (6.2a)$$

$$K_J(t) \geq K_{JC}(t) \text{ и } K_J(t) \geq 0,9K_J^{\max} \text{ если } t > t_{\max} \quad (6.2б)$$

где t_{\max} – время, при котором $K_J = K_J^{\max}$;

K_J^{\max} – максимальное значение КИН за весь цикл нагружения при аварийном расхолаживании КР.

Как видно на рис. 6.1, условие (6.2б) в виде $K_J(t) = K_{JC}(t)$ и $K_J(t) = 0,9K_J^{\max}$ обеспечивает консервативную оценку расчетного ресурса КР (см. пересечение кривой 4 с кривой $K_J(T)$). Кроме того, условие (6.2б) соответствует случаю хрупкого разрушения после предварительной тепловой

опрессовки. Схема нагружения материала у вершины трещины для такого случая представлена на рис. 6.2.

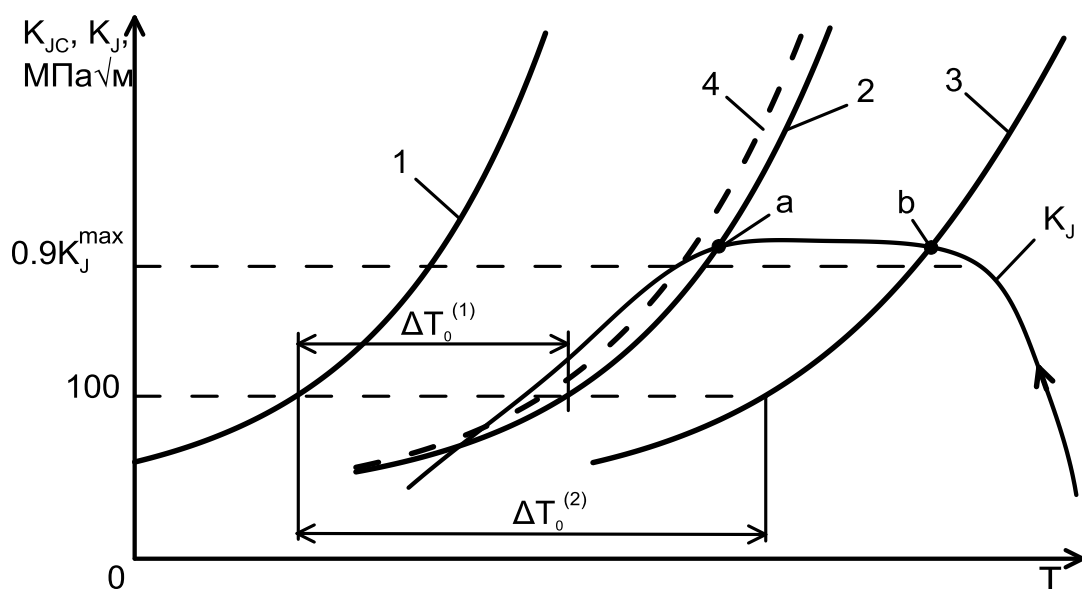


Рисунок 6.1 – Упрощенная схема расчета ресурса КР по критерию (6.1) и (6.2):

- 1 – кривая $K_{JC}(T)$, отвечающая материалу в исходном состоянии;
- 2, 3 – кривые $K_{JC}(T)$, отвечающие материалу в облученном состоянии (время облучения, соответствующее кривой 3, больше, чем для кривой 2);
- 4 – кривая $K_{JC}(T)$, отвечающая материалу в облученном состоянии, соответствующая критерию разрушения (6.2б) в виде $K_J(T) = K_{JC}(T)$ и $K_J(T) \geq 0,9 K_J^{\max}$;

$K_J(T)$ – зависимость КИН в процессе аварийного расхолаживания КР/

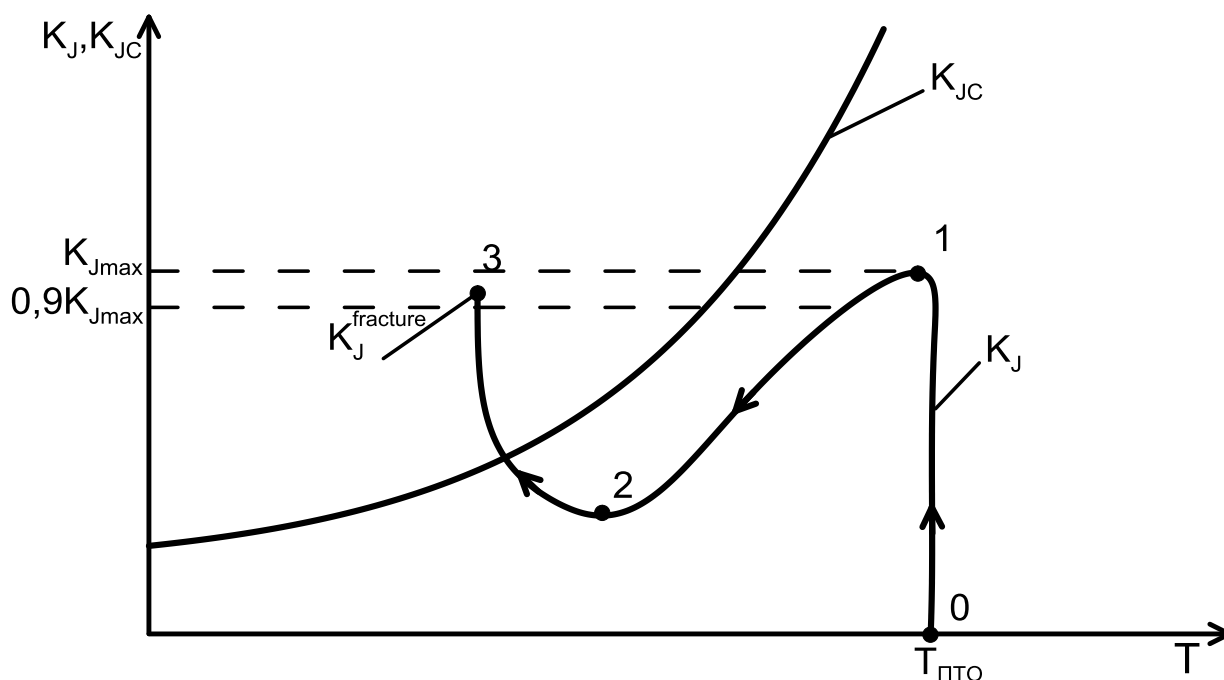


Рисунок 6.2 – Схема нагружения материала у вершины трещины для случая предварительной тепловой опрессовки.

Нагружение 0–1 на рис. 6.2 соответствует тепловой опрессовке, когда нагружение происходит при повышенной температуре $T_{\text{ПТО}}$, при $K_J^{\text{max}} < K_{\text{JC}}$. Участок 1–2 соответствует разгрузке материала, протекающей при понижении температуры T . Участок 2–3 соответствует повторному нагружению материала при $T < T_{\text{ПТО}}$. При нагружении на участке 2–3 разрушение происходит только при выполнении двух условий: $K_J^{\text{fracture}} \geq K_{\text{JC}}$ и $K_J^{\text{fracture}} \geq 0,9 K_J^{\text{max}}$ [38, 155]. В нормативном документе [153] для обеспечения консервативной оценки разрушения после тепловой опрессовки условие (6.2б) трансформируется к виду $K_J(t) \geq K_{\text{JC}}(t)$ и $K_J(t) = 0,9 K_J^{\text{max}}$. Следует отметить, что в отличие от первого случая, представленного на рис. 6.1, в случае, представленном на рис. 6.2, в точке 3 $\dot{K}_J(t) \geq 0$.

Таким образом, анализ условий хрупкого разрушения КР при его аварийном расхолаживании показал, что для адекватной и консервативной оценки ресурса КР необходимо проводить расчет на сопротивление хрупкому разрушению при немонотонном упругопластическом

деформировании материала у вершины трещины, когда применение J-интеграла в общем случае некорректно. В то же время в арсенале механики разрушения отсутствует какой-либо параметр, который давал бы более адекватную оценку, чем J-интеграл.

Поэтому в настоящей главе представлена разработанная процедура расчета J-интеграла для оценки ресурса КР по критерию хрупкого разрушения в условиях аварийного расхолаживания КР. Основные положения этой процедуры также представлены в [156].

6.2. Постановка задачи

Наиболее общая формулировка J-интеграла, введенного в [11–13], представляется в виде

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - \sigma_{ij} n_j \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right), \quad (6.3)$$

где Γ – замкнутый контур интегрирования, охватывающий вершину трещины;

$$W = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \text{ – плотность энергии деформации;}$$

x, y – координаты в декартовой системе координат, начало которой находится в вершине трещины, ось x по линии продолжения трещины, ось y перпендикулярна оси x ;

σ_{ij} и u_i – соответственно напряжения и перемещения;

n_j – внешняя нормаль к контуру Γ ;

ds – элемент контура Γ .

Как известно, J-интеграл не зависит от контура интегрирования, если рассматривается образец с острой трещиной при изотермическом монотонном нагружении в геометрически линейной постановке из упругого материала или из несжимаемого упругопластического материала со степенной диаграммой деформирования или из жесткопластического материала [11-16]. Указанные условия обеспечивают простое нагружение в

каждой точке образца, при котором компоненты девиатора напряжений изменяются пропорционально одному параметру [157].

Геометрически нелинейная постановка позволяет учесть изменение геометрии тела в результате деформирования. Такой учет приводит к описанию притупления трещины при деформировании [14, 15]. В области притупления сингулярность у вершины трещины более слабая, чем $\sigma \cdot \varepsilon \sim 1/r$ (где r – полярная координата, начало которой находится в вершине трещины), поэтому J -интеграл становится зависимым от контура интегрирования и стремится к нулю по мере уменьшения радиуса контура интегрирования [14, 15].

Таким образом, для обеспечения инвариантности J -интеграла к контуру интегрирования, кроме простого нагружения, должны выполняться дополнительные условия: задача должна решаться в геометрически линейной постановке или размер контура интегрирования должен быть больше, чем зона влияния притупления на напряженно-деформированное состояние (НДС) у вершины трещины.

В первом приближении притупление перестает влиять на НДС и J -интеграл при значении r , большем, чем 2δ , где δ – величина притупления у вершины трещины [14, 15], рассчитываемая по формуле [158, 159]

$$\delta = \frac{J}{m \cdot \sigma_{\text{flow}}} \quad , \quad (6.4)$$

где $\sigma_{\text{flow}} = (\sigma_Y + \sigma_{ul})/2$;

σ_{ul} – предел прочности;

m – коэффициент; m в зависимости от вида напряженного состояния (плосконапряженное состояние, плоская деформация) варьируется от 1 до 2,5 [159].

Рассмотрим результаты расчета J -интеграла при изотермическом, но немонотонном нагружении в рамках теории течения для материала с изотропным упрочнением в геометрически нелинейной постановке. Расчет проводили МКЭ с использованием программы ANSYS в двухмерный

постановке в условиях плоской деформации. Рассматривали компактный образец типа СТ-2Т толщиной $B = 50$ мм (рис. 6.3, а). Нагрузку прикладывали к центру области, моделирующей пальцы в образце. Исходя из симметричности задачи, расчет был выполнен для половины образца. Сетка конечных элементов представлена на рис. 6.3, б. Минимальный размер конечного элемента вблизи вершины трещины составлял 0,01 мм. Нагружение образца моделировалось заданием перемещений по схеме $0 \rightarrow U_{\max} \rightarrow 0,95U_{\max}$, при этом сила менялась следующим образом: $0 \rightarrow F_{\max} \rightarrow 0,76F_{\max}$. Расчет НДС и J-интеграла проводили как на стадии нагружения образца, так и на стадии его разгрузки для различных размеров контура интегрирования. Диаграмма деформирования упругопластического тела описывалась зависимостью

$$\sigma_{\text{eq}} = \sigma_Y + A_0 \varepsilon^n, \quad (6.5)$$

где σ_{eq} – интенсивность напряжений;

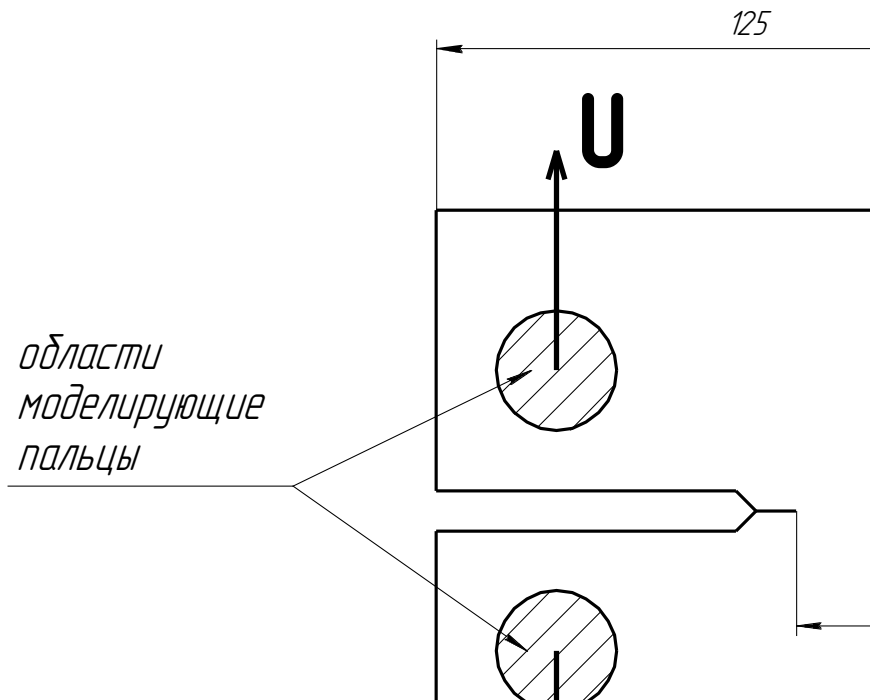
A_0 и n – параметры, контролирующие деформационное упрочнение;

$\varepsilon = \int d\varepsilon_{\text{eq}}^p$ – накопленная пластическая деформация;

$d\varepsilon_{\text{eq}}^p$ – приращение интенсивности пластической деформации.

Были приняты следующие параметры диаграммы деформирования $\sigma_Y = 500$ МПа, $A_0 = 700$ МПа и $n = 0,5$. Для обеспечения на стадии $0 \rightarrow U_{\max}$ нагружения в материале образца близкого к простому (radial loading), этот материал моделировался как жесткопластический. Для этого принималось: коэффициент Пуассона $\nu = 0,49$, $E = 2000$ ГПа, что в 10 раз больше, чем модуль Юнга для стали.

а)



б)

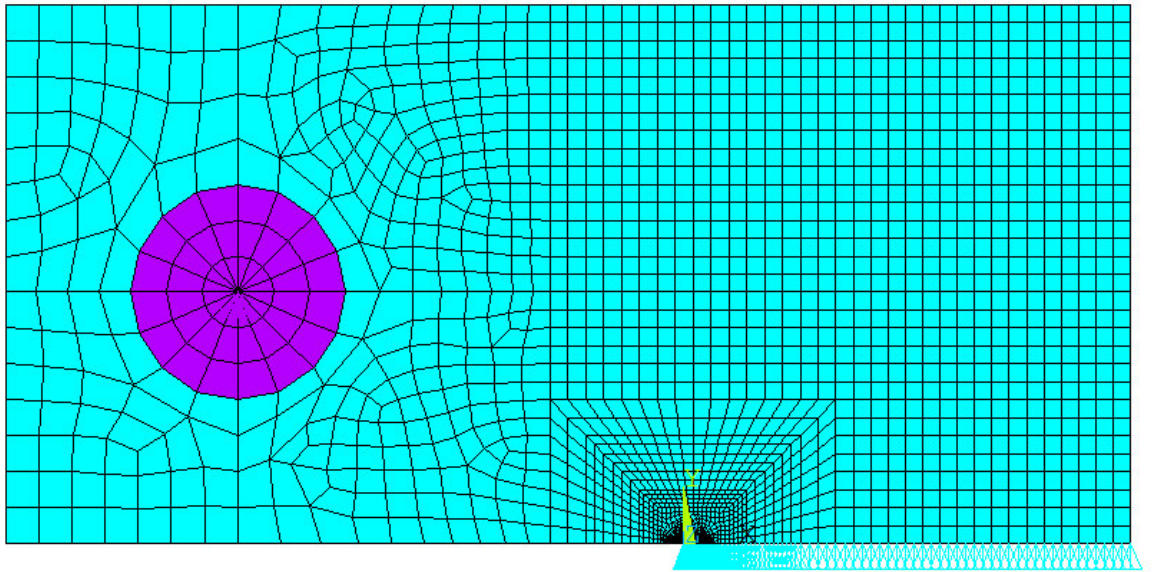


Рисунок 6.3 – Схема нагружения образца по перемещениям U (а) и его конечно-элементная модель (моделируется 1/2 образца) (б).

На рис. 6.4 представлены вид контура интегрирования, схема задания нагрузки и зависимости $J(t)$ для разных размеров контура интегрирования R_C . Кривые 1, 2, 3 соответствуют контурам интегрирования $C_1 < C_2 < C_3$, размеры которых составляют $R_{C1} = 0,2$ мм, $R_{C2} = 1,0$ мм, $R_{C3} = 5,0$ мм соответственно. Как видно, в зависимости от размера контура интегрирования темпы падения J -интеграла при разгрузке отличаются. Рассмотрим причины различного темпа падения J -интеграла. Для этого рассмотрим закономерности деформирования материала у вершины трещины в зависимости от расстояния до нее.

На рис. 6.5 показаны схемы деформирования материала у вершины трещины при нагружении от 0 до F_{max} и при разгрузке от F_{max} до $k \cdot F_{max}$, при этом $k < 1$. Как видно на рис. 6.5а, вблизи вершины трещины σ и ϵ при $F = F_{max}$ значительно отличаются от σ и ϵ при $F = k \cdot F_{max}$. Поэтому, если контур интегрирования проходит через точки, расположенные вблизи вершины трещины, изменение J -интеграла будет наиболее существенным относительно J -интеграла при $F = F_{max}$. И, наоборот, на удалении от вершины трещины σ и ϵ при $F = k \cdot F_{max}$ незначительно отличаются от σ и ϵ при $F = F_{max}$ (рис. 6.5б и в). Поэтому J -интеграл для контура интегрирования, расположенного на удалении от вершины трещины, изменится незначительно.

Таким образом, различные темпы падения J -интеграла при разгрузке в зависимости от размера контура интегрирования объясняются различной степенью разгрузки материала у вершины трещины. Чем ближе к вершине трещины расположен рассматриваемый объем материала, тем больше степень разгрузки.

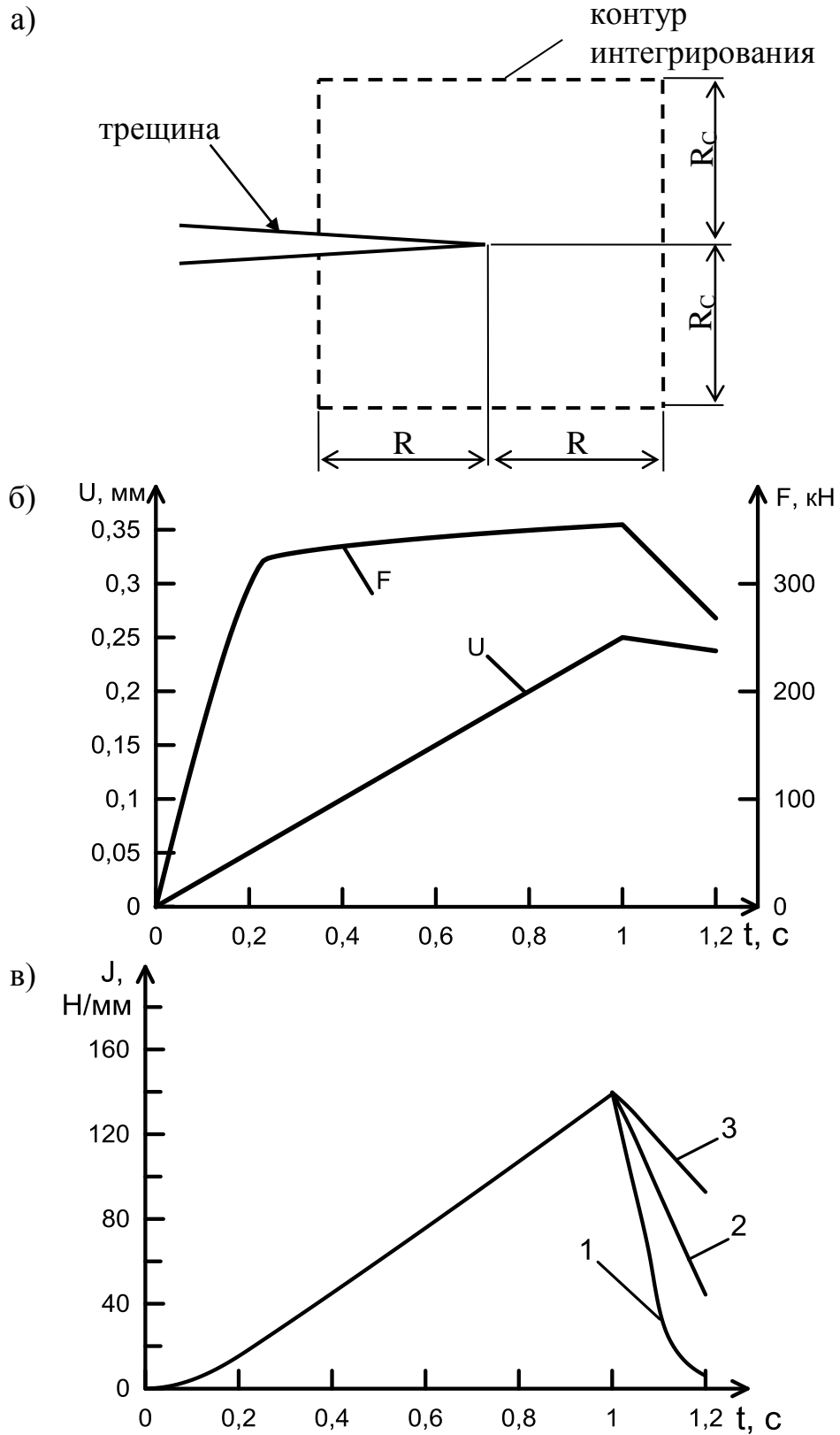


Рисунок 6.4 – Вид контура интегрирования (а), схема задания перемещения и соответствующая сила $F(t)$ в месте приложения нагрузки (б) и зависимости $J(t)$ (в) для контуров размером $R_c = 0,2$ мм (кривая 1), $R_c = 1,0$ мм (кривая 2) и $R_c = 5,0$ мм (кривая 3) при изотермическом немонотонном нагружении.

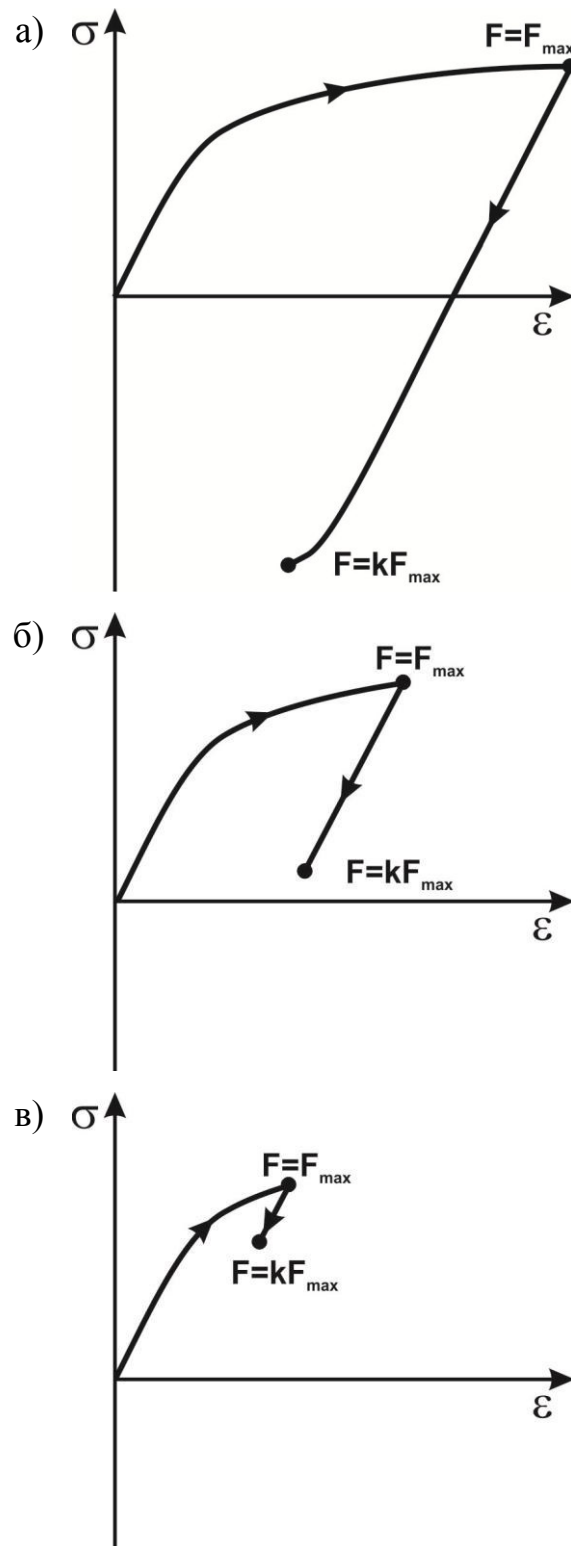


Рисунок 6.5. Схемы деформирования материала на разном удалении от вершины трещины r ($r(a) < r(б) < r(в)$) при нагружении от 0 до F_{\max} и разгрузке от F_{\max} до $k \cdot F_{\max}$, при этом $k < 1$.

Результаты, представленные на рис. 6.4, означают, что оценка ресурса КР по критерию сопротивления хрупкому разрушению будет различаться в зависимости от выбранного контура интегрирования J-интеграла. Покажем это на примере при рассмотрении схемы на рис. 6.6, подобной схеме на рис. 6.2.

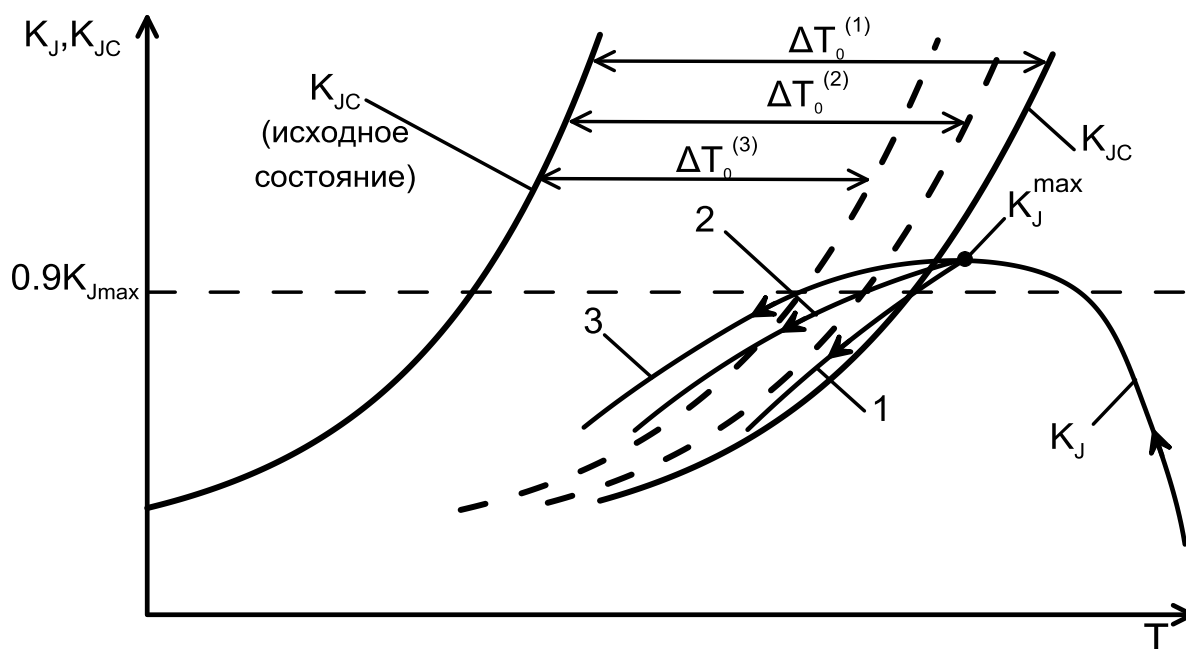


Рисунок 6.6 – – Схема расчета ресурса КР для различных размеров контуров интегрирования R_C : для контура 1 расчетный ресурс максимален и соответствует величине $\Delta T_0^{(1)}$, для контура 3 расчетный ресурс минимален и соответствует величине $\Delta T_0^{(3)}$.

На рис. 6.6 видно, что расчет J-интеграла по большому контуру 3 приведет к наименьшей оценке расчетного ресурса КР, а расчет по малому контуру 1, приведет к наибольшей оценке ресурса КР.

Следует отметить, что подобная проблема при расчете так называемого G-интеграла [160] при различных размерах конечных элементов обсуждалась в работе [161]. Следовательно при неизбежности использования J-интеграла, необходимо обосновать выбор размера контура интегрирования J-интеграла,

для того чтобы избежать чрезмерно консервативных или неконсервативных оценок ресурса КР.

Размер контура интегрирования J -интеграла может быть выбран из следующих соображений.

1. При нагрузке J -интеграл однозначно контролирует напряженно-деформированное состояние (НДС) вблизи вершины трещины при любых размерах контура интегрирования S . При разгрузке изменение НДС в зоне, ограниченной контуром S , однозначно контролируется двумя параметрами: величиной ΔJ , соответствующей разности максимального и текущего значений J , и R_C – размером контура интегрирования S . При увеличении размера контура S величина разгрузки, обеспечивающей одно и тоже значение ΔJ , будет расти. Следовательно при нагрузке и при разгрузке НДС в зоне, ограниченной контуром S , однозначно контролируется зависимостью $J(t, R_C)$, где t – некоторый параметр, характеризующий историю нагружения.

2. При заданной температуре вероятность хрупкого разрушения контролируется НДС внутри рабочего объема вблизи вершины трещины. Вне его вероятность инициации хрупкого разрушения близка к нулю.

3. Для расчета СХР КР контур S может быть принят как минимальный контур, охватывающий рабочий объем. Рабочий объем у вершины трещины может быть определен из условия

$$P_f^{wv} / P_f^{sp} \geq \eta, \quad (6.6)$$

где P_f^{wv} и P_f^{sp} – вероятность хрупкого разрушения при рассмотрении процессов зарождения и развития микротрещин соответственно только в рабочем объеме образца и во всем образце;

η – некоторая величина, близкая к 1, например 0,99.

6.3. Схематизация расчета

Расчет вероятности хрупкого разрушения P_f^{wv} и P_f^{sp} проводился с использованием «Прометей»-модели [44].

Расчет вероятности разрушения выполняли в два этапа: на первом этапе рассчитывали НДС, на втором на основании расчета НДС с помощью «Прометей»-модели рассчитывали вероятность разрушения образца. Расчеты НДС проводили МКЭ в двухмерной постановке при условии плоской деформации в геометрически и физически нелинейной постановке с использованием программы ANSYS. Размеры образца соответствовали размерам образца СТ-2Т (см. рис. 6.3) за исключением толщины B , которую принимали равной 150 мм. Эту толщину назначали исходя из того, что 150 мм – это максимальная длина фронта расчетного дефекта для КР ВВЭР, согласно действующей нормативной документации [153]. Нагрузка прикладывалась к центру области, моделирующей пальцы в образце. Исходя из симметричности задачи, расчет был выполнен для половины образца. Сетка конечных элементов представлена на рис. 6.4.

Минимальный размер конечного элемента вблизи вершины трещины составлял 0,01 мм. Так как расчет сопротивления хрупкому разрушению КР в практически важных случаях выполняется для материала, значительно охрупченного при эксплуатации, для расчета НДС была использована кривая деформирования для стали 15Х2НМФА в охрупченном состоянии. Согласно расчетам [162], температура, соответствующая максимуму зависимости $K_{Jc}(T)$, при аварийном расхолаживании КР ВВЭР находится в диапазоне от 80 до 130°C.

В работе [44] показано, что даже в более широком диапазоне температур (от 20 до 150°C) параметры деформационного упрочнения A_0 и n практически не изменяются, σ_Y варьируется в незначительных пределах: от 900 до 850 МПа. Учитывая незначительную вариацию A_0 и n и практическую неизменность σ_Y в указанном диапазоне температур, можно принять для расчета, что диаграмма деформирования (6.5) не зависит от температуры, при этом $\sigma_Y = 870$ МПа, $A_0 = 740$ МПа и $n = 0,44$. Модуль Юнга принимали равным 200 ГПа, а коэффициент Пуассона $\nu = 0,3$.

Для расчета вероятности разрушения были использованы параметры «Прометей»-модели, определенные для стали 15Х2НМФА в охрупченном состоянии [44], за исключением $\tilde{\sigma}_d$. Параметр $\tilde{\sigma}_d$, контролирующий зарождение микротрещины, варьировался для моделирования различной степени охрупчивания материала.

В расчетах рассматривались три степени охрупчивания материала, соответствующих значениям: $T_0 = 0; 50$ и 100°C . Для каждой степени охрупчивания материала расчет вероятности разрушения образца проводился для трех температур $-20, 100$ и 150°C . Значение $\tilde{\sigma}_d$, соответствующее значению T_0 , а также температуры, для которых проводили расчет, представлены в таблице 6.1.

Для расчета вероятности разрушения весь образец разбивали на одинаковые кубические элементарные ячейки. Линейный размер такой ячейки принимали равным 50 мкм. НДС осреднялось по объему каждой элементарной ячейки. Поскольку в результате пластической деформации объем ячейки не изменяется, осреднение НДС проводилось применительно к недеформированной геометрии образца.

Таблица 6.1. Значения T_0 , $\tilde{\sigma}_d$ и T , для которых проводился расчет по «Прометей»-модели

$T_0, ^\circ\text{C}$	$\tilde{\sigma}_d, \text{МПа}$	$T, ^\circ\text{C}$
0	4300	20, 100, 150
50	3300	20, 100, 150
100	2650	20, 100, 150

6.4. Результаты расчета

Для указанных в таблице 6.1 сочетаний температуры и степени охрупчивания материала были рассчитаны зависимости P_f^{wv} от K_J для различных размеров контуров интегрирования. Для всех рассчитанных вариантов зависимости $P_f^{wv}(K_J)$ практически совпадают при размере контура интегрирования $R_C > 3$ мм. Примем, что $P_f^{sp} = P_f^{wv}$ при $R_C = 5$ мм. Примеры расчета P_f^{wv} и отношения P_f^{wv}/P_f^{sp} от K_J для толщины образца 150 мм представлены на рис. 6.7–6.10.

На базе выполненных расчетов были определены пары: минимальное значение K_J и значение R_C , для которых выполняется условие (6.6) в виде $P_f^{wv}/P_f^{sp} = \eta$, где $\eta = 0,99$. Значение R_C , соответствующее этой паре, обозначим R_C^* . При $R_C < R_C^*$ условие (6.6) не выполняется, а при $R_C \geq R_C^*$ – выполняется. Полученные пары значений K_J и R_C^* для различных сочетаний T_0 и T (см. таблицу 6.1) представлены на рис. 6.11.

На рис. 6.11 видно, что совокупность точек K_J и R_C^* образуют возрастающую зависимость, слабо зависящую от T_0 и T .

Для получения инженерной зависимости $R_C^*(K_J)$ аппроксимируем расчетные данные на рис. 6.11 функцией $\varphi(K_J)$ вида

$$\varphi(K_J) = \alpha + \beta(K_J)^\gamma, \quad (6.7)$$

где α , β , γ – некоторые константы.

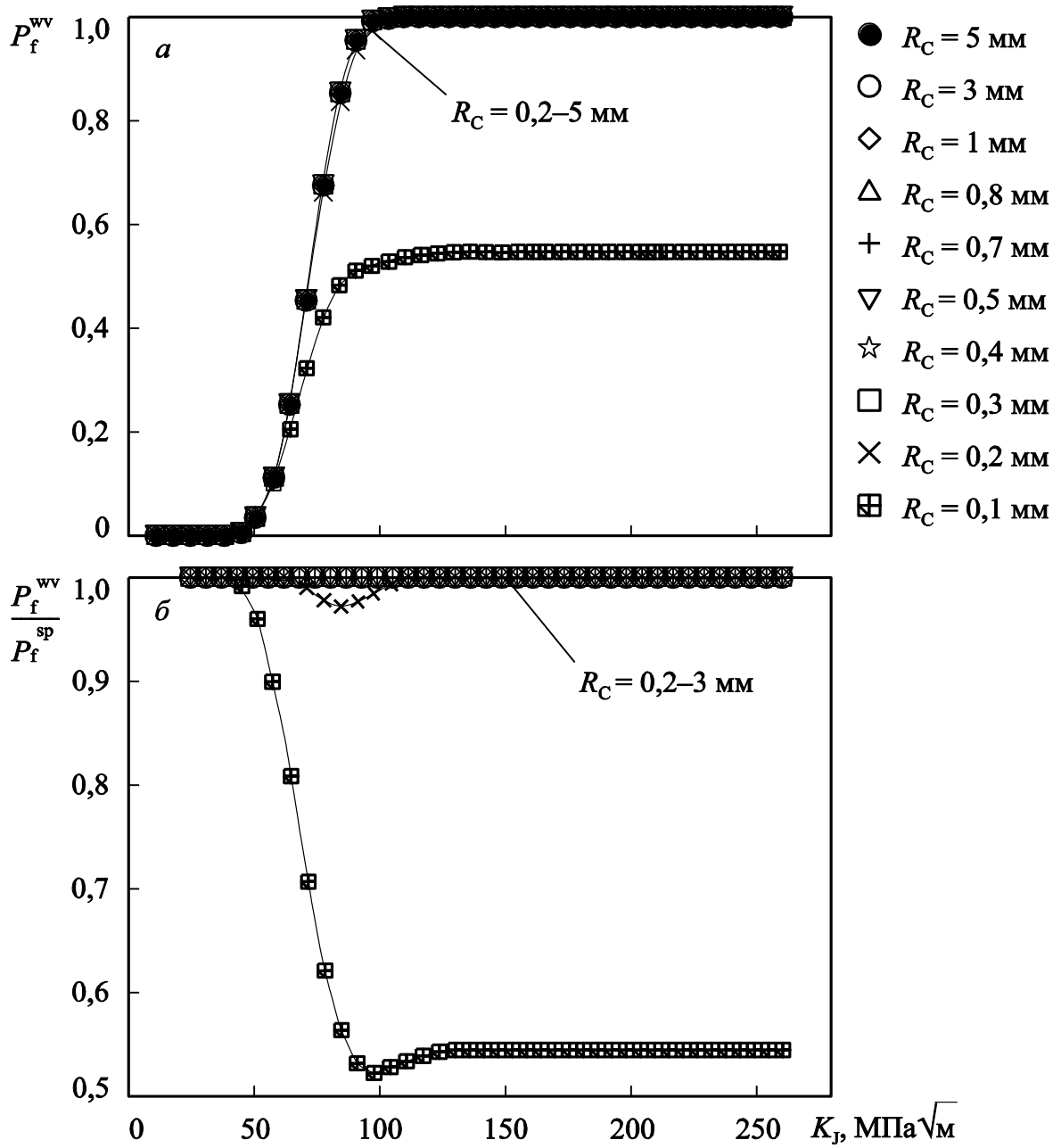


Рисунок 6.7 – Зависимости величины P_f^{wv} (а) и отношения $P_f^{\text{wv}}/P_f^{\text{sp}}$ (б) от K_J при варьировании R_C от 0,1 до 5 мм для $T = 150^\circ\text{C}$, $T_0 = 100^\circ\text{C}$ и $\tilde{\sigma}_d = 2650$.

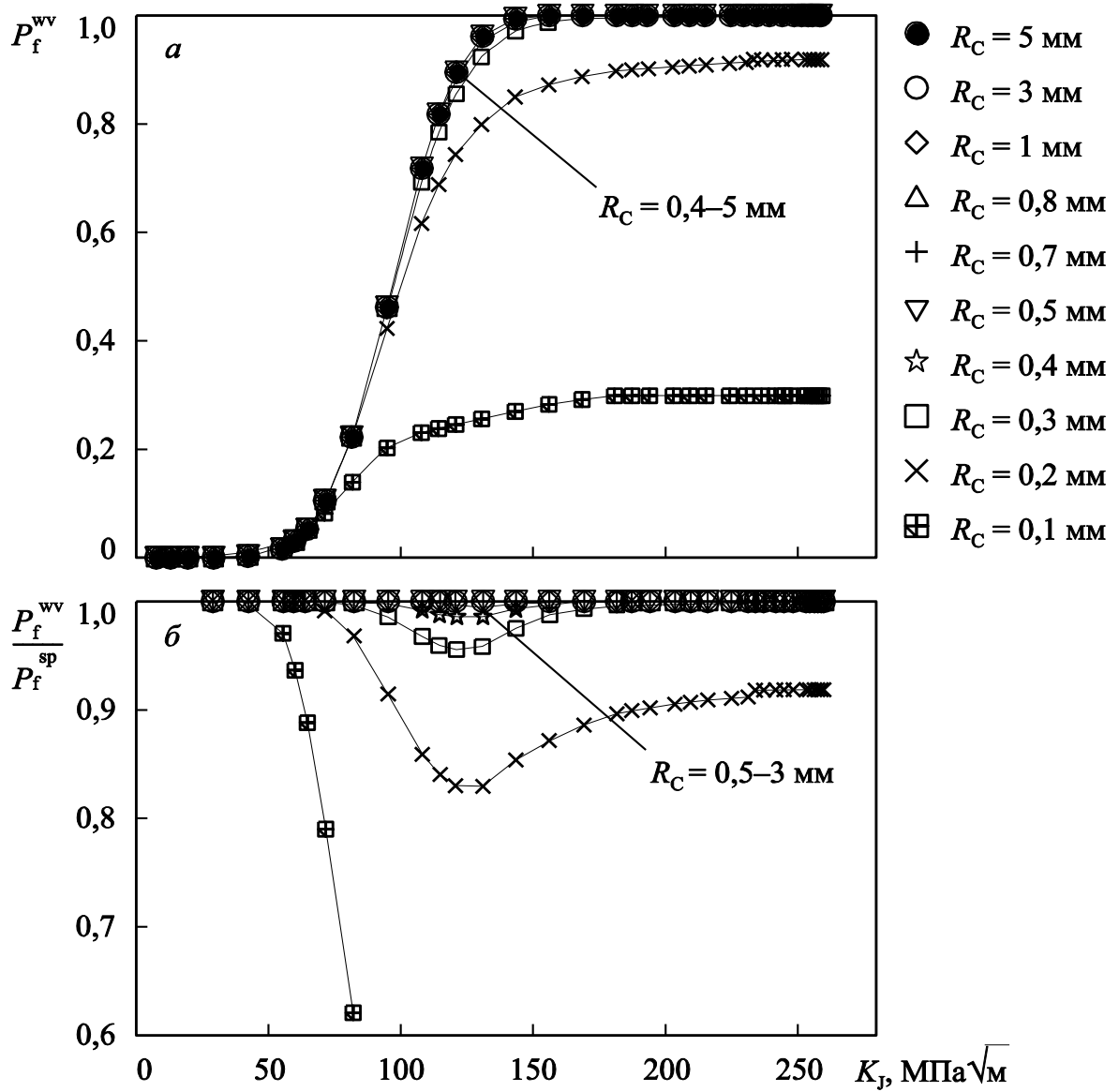


Рисунок 6.8 – Зависимости величины P_f^{wv} (а) и отношения P_f^{wv}/P_f^{sp} (б) от K_I при варьировании R_C от 0,1 до 5 мм для $T = 100^\circ\text{C}$, $T_0 = 50^\circ\text{C}$ и $\bar{\sigma}_d = 3300$.

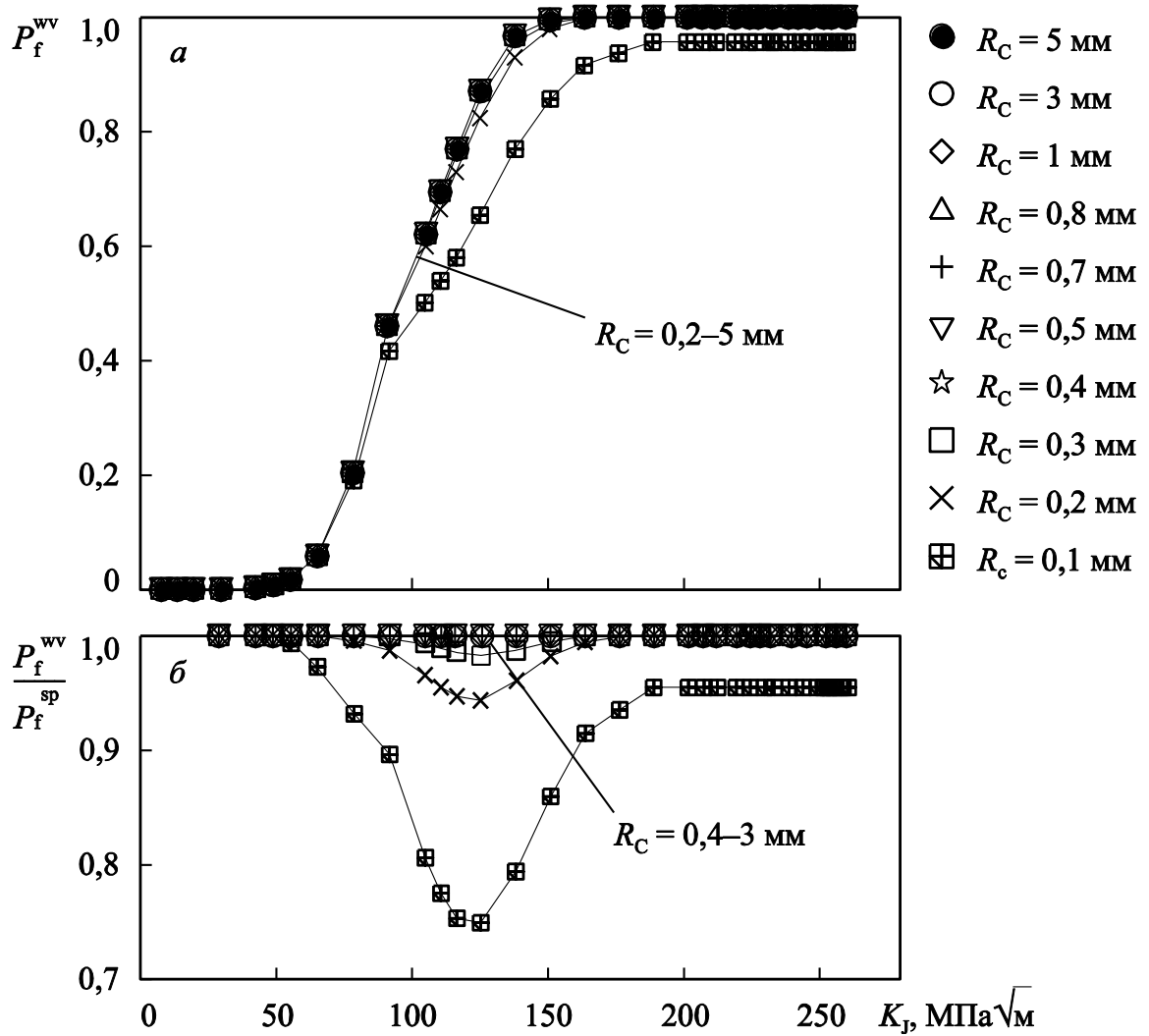


Рисунок 6.9 – Зависимости величины P_f^{wv} (а) и отношения P_f^{wv}/P_f^{sp} (б) от K_J при варьировании R_C от 0,1 до 5 мм для $T = 20^\circ\text{C}$, $T_0 = 0^\circ\text{C}$ и $\tilde{\sigma}_d = 4300$.

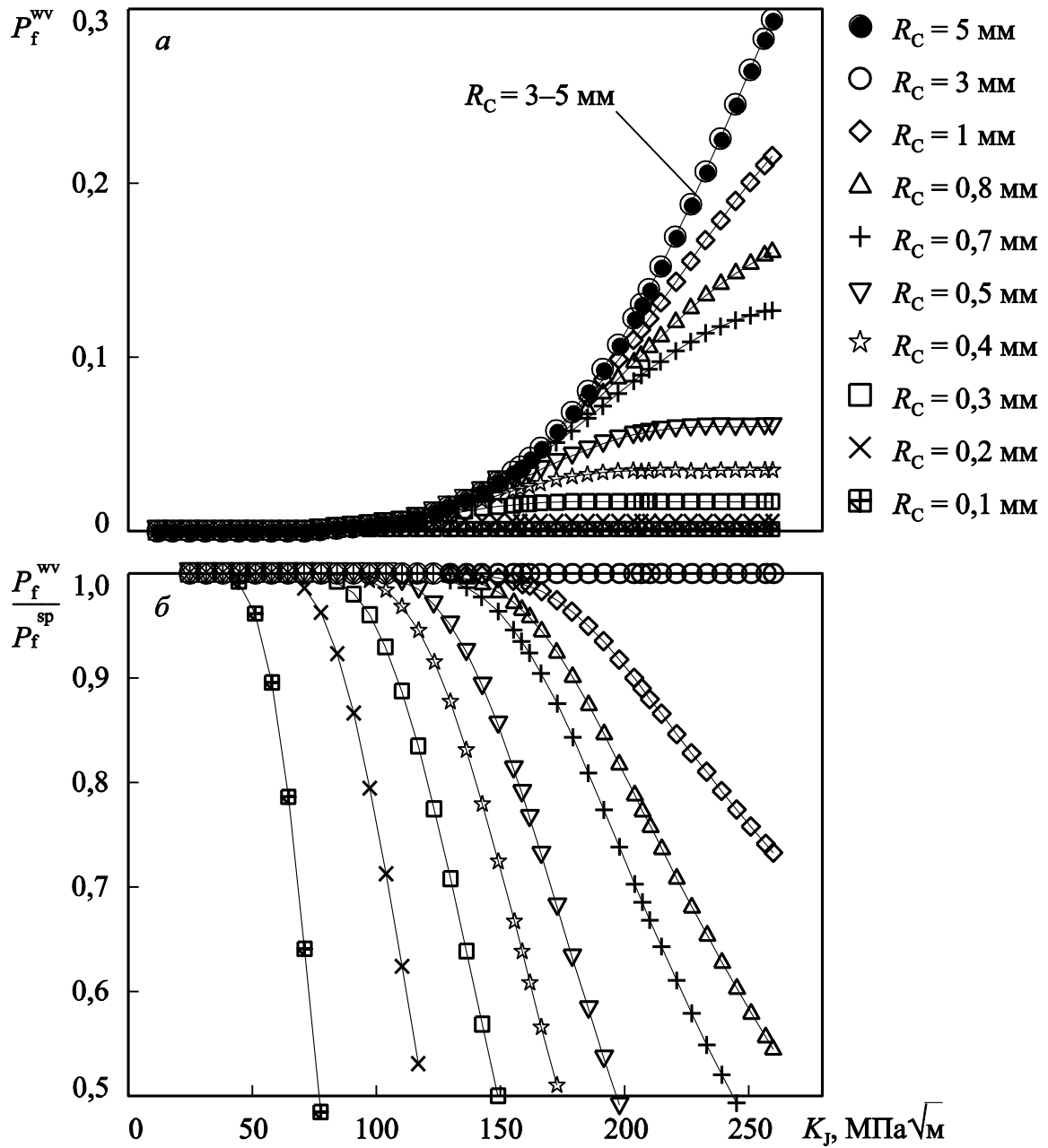


Рисунок 6.10 – Зависимости величины P_f^{wv} (а) и отношения P_f^{wv}/P_f^{sp} (б) от K_J при варьировании R_C от 0,1 до 5 мм для $T = 150^\circ\text{C}$, $T_0 = 0^\circ\text{C}$ и $\tilde{\sigma}_d = 4300$.

Обработка расчетных точек методом наименьших квадратов дает $\alpha = -0,035; \beta = 3,8 \cdot 10^{-4}; \gamma = 1,51; \delta_R = 0,044$, где δ_R – стандартное отклонение, рассчитанное по формуле

$$\delta_R = \sqrt{\frac{1}{m-1} \sum_{i=1}^m \left((R_C^*) - (R_C^*)_{\text{model}} \right)^2} \quad (6.8)$$

где $(R_C^*)^i = \varphi(K_J)$;

$(R_C^*)_{\text{model}} (R_C^*)^i - R_C^*$, соответствующий K_J , определенному с помощью «Прометей»-модели из условия (6.6);

i – порядковый номер расчетной точки.

Для обеспечения консервативной оценки ресурса КР размер контура интегрирования рекомендуется определять по формуле (6.7) с учетом 95% доверительного интервала. Тогда

$$[R_C^*] = \varphi(K_J) + 2\delta_R = \alpha + \beta(K_J)^\gamma + 2\delta_R \quad (6.9)$$

где $[R_C^*]$ – значение $\varphi(K_J)$, рассчитанное с учетом 95% доверительного интервала.

Подставляя численные значения $\alpha, \beta, \gamma, \delta_R$ в (6.9), получим

$$[R_C^*] = 3,8 \cdot 10^{-4} \cdot (K_J)^{1,51} + 0,053 \text{ мм}, \quad (6.10)$$

где K_J – в МПа $\sqrt{\text{м}}$.

Следует отметить, что значениям R_C^* , рассчитанным по «Прометей»-модели, при которых удовлетворялось условие (6.6), соответствуют $K_J > 40 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$. Поэтому экстраполяция зависимости (6.10) для $K_J < 40 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ может не дать консервативной оценки. В связи с данным обстоятельством для обеспечения консервативной оценки при $K_J < 40 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ предлагается $[R_C^*]$ рассчитывать по формуле

$$[R_C^*] = \begin{cases} 3,8 \cdot 10^{-4} \cdot (K_J)^{1,51} + 0,05 \text{ при } K_J \geq 40 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}} \\ 0,15 \text{ при } K_J < 40 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}} \end{cases} \quad (6.11)$$

Зависимость $[R_c^*]$ от K_J , рассчитанная по формуле (6.11), представлена на рис. 6.11 в виде сплошной линии.

Зависимости, представленные на рис. 6.11, получены исходя из условия (6.6). В то же время, размер контура интегрирования R_C должен превышать 2δ для обеспечения инвариантности J-интеграла к размеру контура при решении геометрически нелинейной задачи.

Определим, является ли кривая, рассчитанная по формуле (6.11), консервативной по отношению к условию

$$R_C \geq 2\delta. \quad (6.12)$$

Для консервативной (завышенной) оценки величины раскрытия трещины δ будем использовать в зависимости (6.4) величину $m = 1$, а вместо σ_{flow} – величину σ_Y . В качестве σ_Y примем предел текучести стали 15X2НМФА в исходном состоянии при $T = 300^\circ\text{C}$. Согласно [153], при $T = 300^\circ\text{C}$ $\sigma_Y = 425$ МПа.

На рис. 6.12 расчетная кривая из рис. 6.11 сопоставлена с кривой, рассчитанной из условий (6.12) и (6.4), при $\sigma_Y = 425$ МПа, $m = 1$, $E = 200$ ГПа, $\nu = 0,3$ и формулы $J = K_J^2/E'$, где $E' = E/(1 - \nu^2)$.

Как видно на рис. 6.12, кривая 1, рассчитанная по формуле (6.11), лежит выше кривой 2, рассчитанной из условий (6.12) и (6.4). Таким образом, можно заключить, что расчетная кривая 1 является консервативной по отношению к кривой 2.

Таким образом, для получения разумной консервативности оценки сопротивления хрупкому разрушению КР рекомендуется определять J-интеграл при интегрировании по контуру с размером $R_C \geq [R_c^*]$, где $[R_c^*]$ определяется по формуле (6.11). Чем ближе будет R_C к $[R_c^*]$ при обеспечении условия $R_C \geq [R_c^*]$, тем меньше будет консервативность оценки при сохранении ее адекватности.

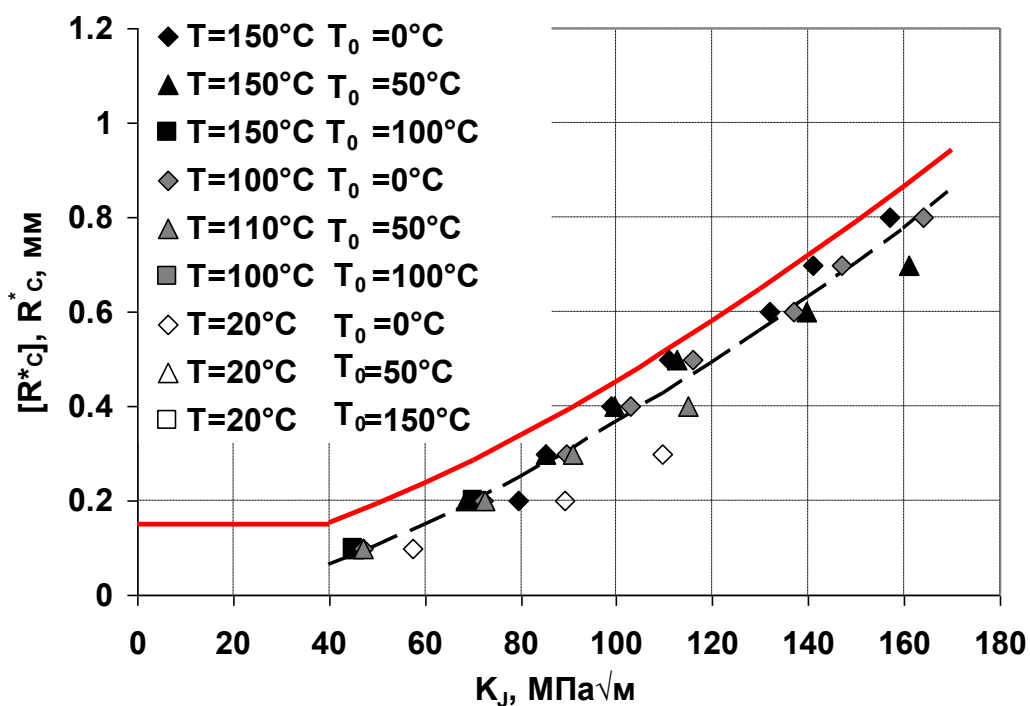


Рисунок 6.11 – Расчетные зависимости R_c^* от K_J , полученные из условия (6.6): — — — — аппроксимация расчетных точек R_c^* и K_J зависимостью (6.7); — — — — расчетная кривая $[R_c^*]$ (6.11).

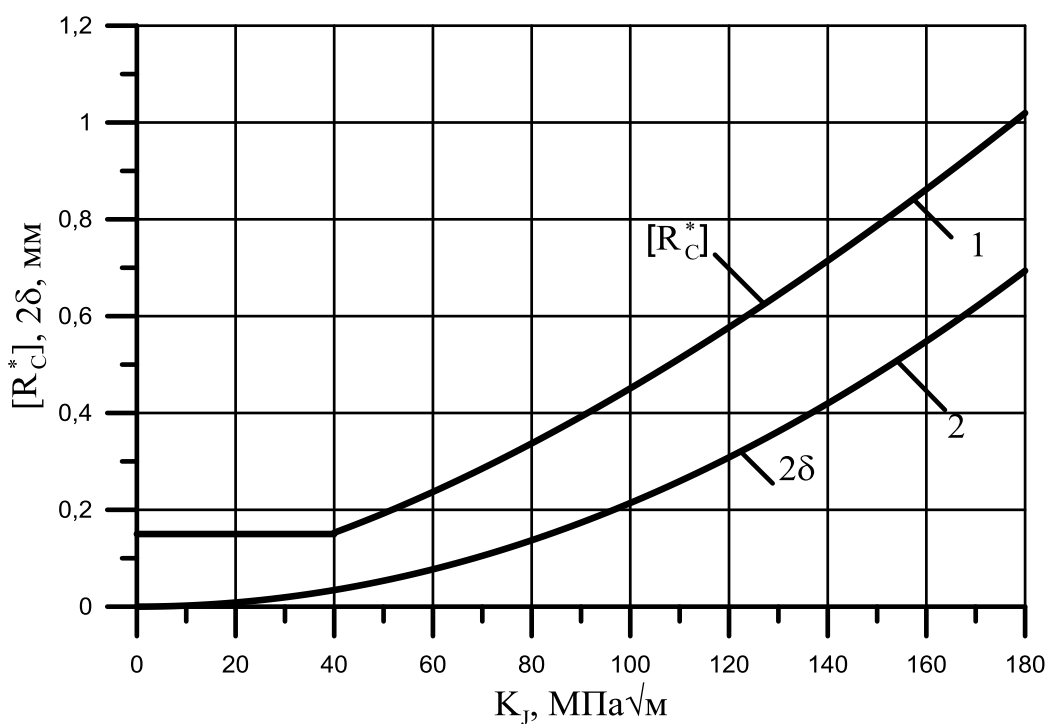


Рисунок 6.12 – Расчетные зависимости $[R_c^*]$ и 2δ от K_J :
1 – расчетная кривая $[R_c^*]$ (6.11); 2 – кривая, полученная из условий (6.12) и (6.4).

6.5. Выводы по главе 6

1. Показано, что при использовании J-интеграла для оценки сопротивления хрупкому разрушению КР ВВЭР при его аварийном расхолаживании расчетный ресурс КР зависит от выбора размера контура интегрирования, так как при указанном режиме расчет СХР включает в себя не только стадию нагружения материала у вершины трещины, но и некоторую стадию разгрузки.

2. Сформулирован подход к выбору размера контура интегрирования, при котором обеспечивается адекватная оценка сопротивления хрупкому разрушению КР. Суть подхода заключается в следующем. Контур интегрирования при расчете СХР должен огибать только зону у вершины трещины, называемую рабочим объемом, которая вносит доминантный (например 99%) вклад в вероятность хрупкого разрушения элемента конструкции.

3. Получена зависимость $[R_C^*]$ от K_I , где $[R_C^*]$ – рекомендуемый размер контура интегрирования, при котором расчет сопротивления хрупкому разрушению КР будет адекватным и умеренно консервативным.

5. Разработанная методика расчета J-интеграла для анализа КР на СХР при его аварийном расхолаживании вошла в методикк МТ 1.1.4.02.1204-2017 «Расчет на СХР корпусов реакторов ВВЭР-440 (В-179, В-230) с учетом их отжига при продлении срока эксплуатации до 60 лет» и «Расчет на СХР корпусов реакторов АЭС с ВВЭР-1000, в том числе прошедших отжиг при продлении срока эксплуатации до 60 лет» которые проходят процедуру одобрения в АО «Концерн «Росэнергоатом» и в «Ростехнадзоре».

ВЫВОДЫ ПО ДИССЕРТАЦИИ

1. Выполнена модернизация вероятностной модели хрупкого разрушения «Прометей». В рамках этой модернизации предложены: более точная формулировка условия зарождения микротрещин скола и новое уравнение, позволяющее рассчитывать вероятность хрупкого разрушения при произвольной (сложной) истории нагружения материала. Выполнена верификация модернизированной модели, названной «Прометей-М». Показано, что эта модель, при одних и тех же параметрах позволяет описать хрупкое разрушение образцов различного типа и геометрии, при различных температурах испытания для материалов с различной степенью охрупчивания. Таким образом, модель «Прометей-М» позволяет использовать результаты испытаний любого типа образца, включая малоразмерные образцы-свидетели для прогнозирования трещиностойкости материала для таких объектов, как корпусов реакторов (КР) с постулируемым дефектом.

2. Проведен анализ инженерного метода прогнозирования температурной зависимости трещиностойкости $K_{Jc}(T)$, названного метод «Единой кривой» (Unified Curve, сокращенно UC). Показано, что этот метод дает неадекватные и чрезмерно консервативные прогнозы $K_{Jc}(T)$ для материалов с высокой степенью охрупчивания при температурах превышающих 150°C . Метод «Единой кривой» модернизирован на базе модели «Прометей-М» Этот метод, названный «Модернизированной Единой кривой» (Advanced Unified Curve, сокращенно AUC), позволяет получать адекватный прогноз $K_{Jc}(T)$ для материала с любой степенью охрупчивания, по крайней мере, в диапазоне температур от -200 до $+350^{\circ}\text{C}$. В этом диапазоне температур для материалов с различной степенью охрупчивания (значения референсной температуры T_0 варьировались от -150°C до 250°C) метод «Модернизированной Единой кривой» верифицирован.

3. Проведено сравнение AUC с UC, а также со стандартизированным в США методом «Мастер кривой» («Master Curve», сокращенно MC) standard ASTM E 1921. Показано, что для материала в исходном состоянии и при

низкой степени охрупчивания ($T_0 < -50^\circ\text{C}$) методы AUC, UC и MC описывают экспериментальные данные практически одинаково, т.е. предпочтение в использовании какого-либо метода для этого случая отсутствует. При средней степени охрупчивания материала ($-50^\circ\text{C} < T_0 < 150^\circ\text{C}$) методы AUC и UC описывают экспериментальные данные практически одинаково, но лучше чем MC. При высокой степени охрупчивания материала ($T_0 > 150^\circ\text{C}$) метод AUC имеет преимущество, как перед MC, так и перед UC. Поэтому для прогнозирования $K_{Jc}(T)$ при любой степени охрупчивания материала рекомендуется использовать метод AUC.

4. Проведен анализ достоверности результатов испытаний образцов-свидетелей (ОС) типа Шарпи с трещиной (SEB-10). Показано, что величина трещиностойкости, получаемая на этих образцах, завышена по сравнению с представительными образцами типа СТ (компактные образцы на внецентренное растяжение). Поэтому расчет КР на сопротивление хрупкому разрушению (СХР) на базе испытаний ОС типа SEB-10 является неадекватной и неконсервативной. Для получения адекватной оценки трещиностойкости на базе испытаний ОС предложены три подхода, связанные с обработкой результатов испытаний и модернизацией ОС типа SEB-10 (см. 5, 6 и 7 вывод).

5. Предложена процедура расчета температурной зависимости трещиностойкости, позволяющая дать адекватный прогноз трещиностойкости материала на базе результатов испытаний образцов типа SEB-10. Эта процедура сводится к введению коэффициента запаса на тип образца.

6. Предложена модернизация ОС типа SEB-10: создание на этих образцах глубоких боковых канавок суммарной глубиной 50% от толщины образца. Эта модернизация обеспечивает увеличение стеснения деформирования у вершины трещины. Разработана инженерная процедура расчета трещиностойкости на базе результатов испытаний образцов SEB-10 с глубокими канавками. Проведена широкая верификация применения таких образцов.

7. Предложена технология реконструкции образцов СТ из обломков образцов типа SEB-10, испытанных на вязкость разрушения, или обломков образцов Шарпи, испытанных для определения ударной вязкости. На базе комплекса расчетов МКЭ определена последовательность выполнения сварных швов, при которой обеспечивается минимальный уровень остаточных сварочных напряжений в зоне материала у вершины трещины. Определены допустимые значения предела текучести обоймы в зависимости от предела текучести вставки, при которых НДС реконструированных образцов близко к НДС стандартных образцов. Сформулированы требования к технологии изготовления реконструированных образцов типа СТ, при которых практически обеспечивается идентичность значений трещиностойкости, полученных на реконструированных и стандартных образцах типа СТ.

Получен патент на изобретение на технологию реконструкции образца.

8. На основе проведения исследований металла контрольных сварных соединений и отрезных колец обечаек КР ВВЭР-1000 показано, что сопротивление хрупкому разрушению в терминах критической температуры хрупкости (T_K) неоднородно по объему основного металла (ОМ) и металлу шва (МШ), а T_K является случайной величиной. Получены параметры распределения T_K для ОМ и МШ. Показано, что при одной и той же технологии изготовления обечаек КР варьируется математическое ожидание T_K , а стандартное отклонение T_K не изменяется. Данный вывод так же справедлив для металла швов, выполненных по одной и той же технологии.

9. Введен запас δT_{NH} на пространственную неоднородность ОМ и МШ. Этот запас определен как разность между значением T_K , полученным на базе испытаний ОС, и значением T_K в зоне постулированного дефекта. Предложена методика определения запаса на пространственную неоднородность. Методика базируется на положении, что запас δT_{NH} должен быть равен величине, при которой вероятность разрушения КР будет меньше, чем нормативная величина при условии достижения детерминистического критерия хрупкого разрушения ($K_I=K_{JC}$) при расчете КР на СХР. Для расчета

величины данного запаса требуется информация только о стандартном отклонении T_K и не требуется знание математического ожидания T_K . Это дает возможность использовать одну и ту же величину запаса, как для различных обечаек одного и того же КР, так и для различных КР, независимо от паспортных значений T_K , если эти корпуса реакторов изготовлены по одной и той же технологии. Аналогичный вывод также справедлив для сварных швов КР.

10. Сформулированы принципы получения зависимости $K_{JC}(T)$ для расчета КР на СХР на основании результатов испытаний ОС. Разработана необходимая для этого система запасов, учитывающих стохастическую природу хрупкого разрушения, неоднородность свойств материалов КР, ограниченное количество испытываемых ОС и различие в трещиностойкости полномасштабных образцов и маломасштабных ОС. Определены численные значения этих запасов. Получены основные уравнения для получения зависимости $K_{JC}(T)$ для расчета КР на СХР на основании результатов испытаний ОС.

11. Показано, что при использовании J-интеграла для оценки сопротивления хрупкому разрушению КР ВВЭР при его аварийном расхолаживании, расчетный ресурс КР зависит от выбора размера контура интегрирования, так как при указанном режиме расчет на СХР включает в себя не только стадию нагружения материала у вершины трещины, но и некоторую стадию разгрузки. Сформулирован подход к выбору размера контура интегрирования, при котором обеспечивается адекватная оценка сопротивления хрупкому разрушению КР. Суть подхода заключается в следующем. Контур интегрирования при расчете на СХР должен огибать только зону у вершины трещины, называемую рабочим объемом, которая вносит доминантный (например 99%) вклад в вероятность хрупкого разрушения элемента конструкции. Получена зависимость минимального размера контура интегрирования $[R_C^*]$ от K_J .

12. Результаты, представленные в настоящей диссертации вошли в следующие документы АО «Концерн «Росэнергоатом» утвержденные «Ростехнадзором»

РД ЭО 1.1.2.09.0789-2012 «Методика определения вязкости разрушения по результатам испытаний образцов-свидетелей для расчета прочности и ресурса корпусов реакторов ВВЭР-1000»,

РД ЭО 1.1.3.99.0871-2012 «Методика расчета на сопротивление хрупкому разрушению корпусов реакторов АЭС с ВВЭР-1000 при продлении срока эксплуатации до 60 лет»,

1.3.2.01.0061-2009 «Положение по контролю механических свойств металла эксплуатирующихся корпусов реакторов типа ВВЭР-1000 по результатам испытаний образцов-свидетелей»,

а также вошли в методики

МТ 1.1.4.02.1204-2017 «Расчет на СХР корпусов реакторов ВВЭР-440 (В-179, В-230) с учетом их отжига при продлении срока эксплуатации до 60 лет»,

«Расчет на СХР корпусов реакторов АЭС с ВВЭР-1000, в том числе прошедших отжиг при продлении срока эксплуатации до 60 лет» которые проходят процедуру одобрения.

Кроме того представленные результаты вошли в одобренный МАГАТЭ документ «Guidelines for integrity and lifetime assessment of components and piping in WWER NPPs during operation «VERLIFE».

На базе указанных методик выполнено обоснование продления сроков эксплуатации до 60 лет КР ВВЭР-1000 блоков №1 и 2 Калининской АЭС, блоков №2, 3 и 4 Балаковской АЭС, блока №5 Нововоронежской АЭС и блока №5 АЭС Козлодуй (Болгария), выполняется обоснование срока эксплуатации 60 лет КР ВВЭР-1200 АЭС Ханхикиви (Финляндия), а также выполняется обоснование продления сроков эксплуатации до 60 лет КР ВВЭР-440.

Литература

1. ПНАЭ Г-7-002-86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок, М: Энергоатомиздат, 1989, 525 с.
2. РД ЭО 0353-02 Методика определения ресурса корпусов атомных реакторов ВВЭР в процессе эксплуатации (МРК-СХР-2000), концерн «Росэнергоатом, Санкт-Петербург – Москва, 2002 г.
3. РД ЭО 0350-02 «Методика прогнозирования температурной зависимости вязкости разрушения материалов корпусов реакторов ВВЭР-440 и ВВЭР-1000 (МКс-КР-2000), концерн «Росэнергоатом, Санкт-Петербург – Москва, 2000 г.
4. 2007 ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Code Cases: Boiler and Pressure Vessel, the American Society of Mechanical Engineers, 2007.
5. Unified procedure for lifetime assessment of components and piping in WWER NPPs “VERLIFE”. Report number: COVERS-WP4-D4.10. EC (2008).
6. P. Gilles, in: Proceedings of International Seminar. Transferability of Fracture Toughness Data for Integrity of Ferritic Steel Component, November 17-18, 2004, Petten, the Netherlands. EUR 21491 EN. Luxemburg, Office for official Publications of the European Communities (2004), p.312-324.
7. Margolin, B.Z., Rivkin, E.Y., Karzov, G.P., Kostylev, V.I. and Gulenko, A.G. “New method for calculation of brittle fracture resistance of RPV ”, Proc. VI International Conference: Material Issues in Design, Manufacturing and Operation of Nuclear Power Plants Equipment, Vol.2, pp.100-119, Saint-Petersburg, Russia, June 2000.
8. Margolin B., Rivkin Eu., Karzov G., Kostylev V., Gulenko A.. New approaches for evaluation of brittle strength of reactor pressure vessels. Trans. of SMiRT-17, Prague, Czech Republic, August 17-22, 2003.
9. George Karzov, Boris Margolin, Eugene Rivkin, “Analysis of structure integrity of RPV on the basis of brittle fracture criterion: new approaches”, Int. J. Pres. Ves. & Piping, Vol. 81, 2004, pp. 651-656.

10. Технический отчет по теме 115Д-81 «Исследование конструктивной прочности материалов для корпусов АЭС». - Предприятие п/я А-3700, Ленинград, 1985.
11. Eshelby J. D. The continuum theory of lattice defects // *Solid State Physics*. V. 3 / Ed. by F. Seitz and D. Turnbull. – New York: Academic Press, 1956. – P. 79–144.
12. Cherepanov G. P. Crack propagation in continuous media // *J. Appl. Math. Mech.* – 1967. – N 31. – P. 503–512.
13. Rice J. R. A path-independent integral and approximate analysis of strain concentration by notches and cracks // *J. Appl. Mech.* – 1968. – N 35. – P. 379–386.
14. McMeeking R. M. Finite deformation analysis of crack tip opening in elastic-plastic materials and implications for fracture initiation // *J. Mech. Phys. Solids*. – 1977. – N 25. – P. 357–381.
15. McMeeking R. M., Parks D. M. On criteria for J-dominance of crack-tip fields in large-scale yielding // *Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668* / Eds. J. D. Landes, J. A. Begly and G. A. Clark. – American Society for Testing and Materials. – Philadelphia, Pennsylvania, 1979. – P. 175–194.
16. Margolin B. Z., Kostylev V. I. Analysis for the validity of the J-integral for media with voids // *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* – 1999. – V. 22, N 11. – P. 967–974.
17. Beremin F.M. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel. *Metall Trans A*, 1983;14:2277–87.
18. Wallin K. The scatter in K_{Ic} results//*Eng. Fract. Mech.* – 1984. – V. 19. – P. 1085–1093.
19. ASTM E 208 Standard Test Method for Conducting Drop-Weight Test to Determine Nil-Ductility Transition Temperature of Ferritic Steels. West Conshohocken PA USA: Annual Book of ASTM Standards. ASTM International: 2013.
20. ASTM E 1921 Standard Test Method for Determination of Reference

- Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range. West Conshohocken PA USA: Annual Book of ASTM Standards. ASTM International: 2013.
21. Wallin K. The size effect in K_{Ic} results//Eng. Fract. Mech. – 1985. – V. 22. – P. 149–163.
 22. Code Case N-629. Use of fracture toughness test data to establish reference temperature for pressure retaining materials for Section XI. – NY.: ASME, 1999.
 - 23 РД ЭО 1.1.2.09.0789-2009 «Методика определения вязкости разрушения по результатам испытаний образцов-свидетелей для расчета прочности и ресурса корпусов реакторов ВВЭР-1000», концерн «Росэнергоатом, Санкт-Петербург – Москва, 2009 г.
 24. Margolin B.Z., Gulenko A.G., Nikolaev V.A., Ryadkov L.N. A new engineering method for prediction of the fracture toughness temperature dependence for RPV steels. Int. J. Pres. Ves. Piping 2003: 80: 817-829.
 25. Margolin BZ, Fomenko VN, Gulenko AG, Kostylev VI, Shvetsova VA.. On the issue of comparison of the Unified Curve and Master Curve methods and application for RPV structural integrity assessment. Strength of Materials 2016; 48 (2): 227–50.
 26. Margolin B.Z., Gulenko A.G., Shvetsova V.A. Improved probabilistic model for fracture toughness prediction for nuclear pressure vessel steel. Int.J.Pres.Ves.Piping: 1998: 75: 843-857.
 27. Margolin B.Z., Shvetsova V.A., Gulenko A.G, Kostylev V.I. Prometey local approach to brittle fracture: Development and application. Eng.Fract.Mech: 2008: v. 75: 3483-3498.
 28. Margolin B., Shvetsova V., Gulenko A. Radiation embrittlement modelling in multi-scale approach to brittle fracture of RPV steels. Int. J. Fracture: 2013, 179, Issue 1-2: 87-108.
 29. Hancock J. W., Cowling M. J. Role of state of stress in crack-tip failure processes. Metal Science 1980; 14(8-9), 293-304.

30. Wallin K. The effect of ductile tearing on cleavage fracture probability in fracture toughness testing, *Engineering Fracture Mechanics*, 32 (4), 1989, 523-531.
31. Марголин Б.З., Костылев В.И., Минкин А.И. Температурная зависимость трещиностойкости при хрупком разрушении корпусных реакторных сталей, происходящем после вязкого роста трещины, *Проблемы прочности*, 2003, №1, с.24-38.
32. Yan C., Mai Y.W. Effect of constraint on ductile crack growth and ductile-brittle fracture transition of a carbon steel, *Int. J. Pres. Ves. Piping*, 73 (3), 1997, 167–173.
33. Larsson S.G. and Carlsson A.J. Influence of non-singular stress terms and specimen geometry on small-scale yielding at crack tips in elastic plastic material, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 21(4), 1973, 263–277.
34. O’Dowd, N. P. and Shih, C. F., “Family of crack-tip fields characterized by a triaxiality parameter: Part I. Structure of fields”, *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 39, 1991, pp. 989-1015, Part II. Fracture applications”, *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 40, 1992, pp. 939-963.
35. Margolin, B.Z., Shvetsova, V.A., Gulenko A.G. and Kostylev V.I. Development of Prometey local approach and analysis of physical and mechanical aspects of brittle fracture of RPV steels. *Int. J.Pres. Ves. & Piping*, 2007, 84/5, pp. 320-336.
36. McAfee, W. J., Bass, B. R., Pennell, W. E. and Bryson, J. W., “Analyses and evaluation of constraint models”, *USNRC Report NUREG/CR-4219 (ORNL/TM-9593/V12&N1)*, 1996, pp. 16-24.
37. Guidelines on pressured thermal shock analysis for WWER nuclear power plants. IAEA, 2006.
38. B.Z. Margolin, V.I. Kostylev, E. Keim Prediction of brittle fracture of RPV steels under complex loading on the basis of a local probabilistic approach // *Int. J. Pres. Ves. & Piping*. – 2004. – N 81. – P. 949–959.
39. Dana Lauerova, Vladislav Pistora, Milan Brumovsky, Milos Kytka, in:

- Proceedings of PVP2009 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference, July 26-30, Prague, Czech Republic, PVP2009-77287 (2009).
40. Технический отчет Оценка возможности и методическое обеспечение обоснования продления срока эксплуатации корпусов реакторов с ВВЭР-1000 до 60 лет по Договору №6/314947 от 13.10.2011г. Расчетно-аналитическая оценка возможности ПСЭ корпусов реакторов ВВЭР-1000 до 60 лет, Инв.№10064⁰ ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург.
41. Lidbary D. Resent, Proceedings of International Seminar, R&D on Constraint based fracture mechanics: the Vocalist and NESC-IV projects-in "Transferability of fracture toughness data for integrity assessment of ferritic steel components", Petten, 17–18 November 2004. – European Commission, JRC, The Netherlands, 2004. – P. 38–58.
42. Boris Margolin, Vladimir Nikolaev, Valentin Fomenko, Lev Ryadkov, Modification of pre-cracked Charpy specimens for surveillance specimen programs Proceedings of PVP2009 2009 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference, July 26-30, 2009, Prague, Czech Republic, PVP2009-77096.
43. Николаев В.А., Марголин Б.З., Фоменко В.Н., Рядков Л.Н. Применение малоразмерных образцов с глубокими боковыми канавками для прогнозирования температурной зависимости вязкости разрушения. Часть 1. Экспериментально-расчетные исследования. «Вопросы материаловедения», 2008, Вып.3 (55), стр.41-59.
44. Margolin B.Z., Shvetsova V.A., Gulenko A.G., Kostylev V.I. Application of a new cleavage fracture criterion for fracture toughness prediction for RPV steels. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 2006; 29(9): 697-713.
45. Margolin B.Z., Shvetsova V.A., Gulenko A.G. Radiation embrittlement modelling in multi-scale approach to brittle fracture of RPV steels. Int. J. Fract. 2013; 179: 87–108.
46. Марголин Б.З., Швецова В.А. Критерий хрупкого разрушения: структурно-механический подход. *Проблемы прочности*, 1992, N2, 3-16.

47. Margolin BZ, Shvetsova VA. Local criterion for cleavage fracture: structural and mechanical approach. *J Phys. IV* 1996; 6: C6-225–34.
48. Margolin B.Z., Shvetsova V.A., Karzov G.P. Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels. Part I. Local criterion for cleavage fracture. *Int. J. Pres. Ves. & Piping* 1997;72: 73–87.
49. Chen J.H., Yan C., Sun J. Further study on the mechanism of cleavage fracture at low temperatures. *Acta Metall Mater* 1994;42: 251–61.
50. Chen J.H., Cao R. Micromechanism of cleavage fracture of metals: a comprehensive microphysical model for cleavage cracking in metals. Elsevier; 2015.
61. Bordet S.R., Karstensen A.D., Knowles D.M., Wiesner CS. A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. *Engng Fract Mech* 2005;72: 435–74.
62. Wallin K. and Laukkanen A. Aspects of cleavage fracture initiation – relative influence of stress and strain. *Fatigue Fract Eng Mater & Struct* 2006; 29(9): 788–99.
63. Ortner S.R. The ductile-to-brittle transition in steels controlled by particle cracking. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 2006; 29(9): 752–69.
64. Ruggieri C., Dodds H. An engineering methodology for correction of elastic-plastic fracture toughness – Part I: A review on probabilistic models and exploration of plastic strain effects. *Engng Fract Mech.* 2015; 134: 368-90.
65. Kroon M., Faleskog J. A probabilistic model for cleavage fracture with a length scale influence of material parameters and constraint. *Int. J. Fract.* 2002; 118: 99–118.
66. Марголин Б.З., Гуленко А.Г., Швецова В.А., Нестерова Е.В. Локальный критерий хрупкого разрушения и радиационное охрупчивание корпусных реакторных сталей. *Проблемы прочности*, 2010, N5, 31-61.
67. Марголин Б.З., Костылев В.И., Кейм Е. Формулировка локального критерия хрупкого разрушения в вероятностной постановке при сложном термомеханическом нагружении. *Проблемы прочности*, 2005, №1, с. с.24-

- 42.
68. Pineau A. Development of the local approach to fracture over the past 25 years: theory and applications. In: Carpinteri A, Mai Y-W, Ritchie R, editors. ICF11 2005. Honour and Plenary Lectures Presented at the 11th International Conference on Fracture (ICF11), Held in Turin, Italy, on March 20-25, 2005. Springer, 2006, p.139-166.
69. Tanguy B., Bouchet C., Bordet S.R., Besson J., Pineau A. Toward a better understanding of a cleavage in RPV steels: Local mechanical conditions and evaluation of a nucleation enriched Weibull model and of the Beremin model over large temperature range. In: Besson J, Moineau D, Steglich D, editors. EUROMECH-MECAMAT 2006: local approach to fracture. Mines, 2006, p. 129–134.
70. Parrot A., Dahl A., Forget P., Marini B. Evaluation of fracture toughness from instrumented Charpy impact tests for a reactor pressure vessel steel using local approach to fracture. In: Besson J, Moineau D, Steglich D, editors. EUROMECH-MECAMAT 2006: local approach to fracture. Mines, 2006, p. 291–296.
71. Марголин Б.З., Гуленко А.Г., Фоменко В.Н., Костылев В.И., Дальнейшее развитие модели Прометей и метода Unified Curve. Часть 2. Развитие метода Unified Curve Вопросы материаловедения, 2016, № 4(88), с. 151-178.
72. Beremin F.M. Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A508 steel. Metallurgical Transactions A 1981; 12A: 723-31.
73. Lefevre W., Barbier G., Masson R., Rousselier G. A modified Beremin model to simulate the warm pre-stress effect. Nuclear Eng. and Design 2002; 216: 27-42.
74. Марголин Б.З., Швецова В.А., Гуленко А.Г., Ильин А.В., Николаев В.А., Смирнов В.И Прогнозирование трещиностойкости корпусной реакторной стали на основе концепции “Master Curve” и вероятностной модели, Проблемы прочности, 2002, №1, с.5-21.

75. Merkle J.G., Wallin K., McCabe D.E. Technical basis for an ASTM standard on determining the reference temperature, T_0 for ferritic steels in the transition range. NUREG/CR-5504, ORNL/TM-13631, 1998.
76. Margolin B., Gurovich B., Fomenko V., Shvetsova V., Gulenko A., Zhurko D., Korshunov M., Kuleshova E., Fracture toughness prediction for highly irradiated RPV materials: From test results to RPV integrity assessment. J Nuc. Mat. 2013: 432: 313–322.
77. Wallin K. Objective comparison of the Unified Curve and Master Curve methods. Int. J. Pres. Ves. Piping, 122 (2014), 31-40.
78. Stumpfrock L. Constraint modified fracture toughness specimens. In: Proceedings of International Seminar. Transferability of Fracture Toughness Data for Integrity of Ferritic Steel Component, November 17-18, 2004, Petten, the Netherlands. EUR 21491 EN. Luxemburg: Office for official Publications of the European Communities.2004, pp. 59-74.
79. Heerens J., Ainsworth R.A., Moskovic R., Wallin K. Fracture toughness characterization in the ductile-to-brittle transition and upper shelf regimes using pre-cracked Charpy single-edge bend specimens. Int. J. Pres. Ves. Piping: 2005: 82: 649–667.
80. Марголин Б.З., Гуленко А.Г., Фоменко В.Н., Костылев В.И., Дальнейшее развитие модели Прометей и метода Unified Curve. Часть 2. Развитие метода Unified Curve Вопросы материаловедения, 2016, № 4(88), с. 151-178.
81. Alekseenko N, Amaev. A., Gorynin I., Nikolaev V. Radiation damage of nuclear power plant pressure vessel steels. (1997) American Nuclear Society. La Grange Park, Illinois, USA.
82. Margolin B.Z. , Shvetsova V.A., Gulenko A.G. Radiation embrittlement modelling for reactor pressure vessels steels: I. Brittle fracture toughness prediction. Int. J. Pres. Ves. & Piping, 76, 1999, pp.715-729.
83. Сорокин А.А., Марголин Б.З., Курсевич И.П., Минкин А.И., Неустроев В.С., Белозеров С.В. Влияние нейтронного облучения на механические

- свойства материалов внутрикорпусных устройств реакторов типа ВВЭР // Вопросы материаловедения, №2 (66), 2011, – с. 131-152.
84. Hunter C.W., Williams J.A. Fracture and tensile behavior of neutron-irradiated A533-B pressure vessel steel. Nuclear Eng. and Design: 1971: 17: 131-148.
85. McGowan J.J., Nanstad R.K., Thoms K.R.. Characterization of irradiated current-practice welds and A533 grade B class 1 plate for nuclear pressure vessel steel. NUREG/CR-4880, vol.1, ORNL-6484/V1, July 1988.
86. Reference manual on the IAEA JRQ correction monitor steel for irradiation damage studies. IAEA-TECDOC-1230, ISSN 1011-4289, IAEA, Vienna, 2001.
87. Margolin B.Z., Yurchenko E.V., Morozov A.M., Pirogova N.E., Brumovsky M. Analysis of a link of embrittlement mechanisms and neutron flux effect as applied to reactor pressure vessel materials of WWER. // In: J.Nucl.Mater., 434 (2013), pp. 347-356.
88. Gurovich B.A., Kuleshova E.A., Shtrombakh Ya.I., Erak D.Yu., Chernobaeva A.A., Zabusov O.O. Fine structure behaviour of VVER-1000 RPV materials under irradiation. // In: J.Nucl.Mater., 389 (2009), pp. 490-496.
89. Амаев А.Д., Крюков А.М., Неклюдов И.М. и др., Радиационное охрупчивание сталей марок 15Х2МФА, 15Х2МФА-А и металла их сварных швов. в сборнике Радиационная повреждаемость и ее работоспособность конструкционных материалов под ред. Паршина А.М. и Платонова П.А., СПб, Политехника, 1997, стр. 37-66.
90. Lidbury D., Bugat S., Diard O. et al. PERFECT (prediction of irradiation damage effects on reactor components): progress with multi-scale modelling in RPV mechanics sub-project. In: Besson J, Moineau D, Steglich D, editors. Local approach to fracture. Paris: Ecole des Mines de Paris, 2006. 459-464
91. Wallin K. Introduction to the Master Curve approach and ASTM E 1921. In: Use and Applications of the Master Curve for Determining Fracture Toughness (Workshop MASC 2002), pp. 4.1-4.17, Helsinki-Stockholm, 2002.
92. Wallin K. Recommendations for the application of fracture toughness data for structural integrity assessments. NUREG/CR-0131, ORNL/TM-12413, 1993.

93. Margolin B.Z., Karzov G.P., Shvetsova V.A., Keim E., Chaouadi R. Application of local approach concept of cleavage fracture to VVER materials. Proceedings of PVP 2002. The 2002 ASME Pressure Vessels and Piping Conference, Vol. 437, pp. 113-120, Vancouver, BC, Canada. August 2002.
94. Margolin B.Z., Shvetsova V.A., Gulenko A.G., Ilyin A.V. Cleavage fracture toughness for 3Cr-Ni-Mo-V reactor pressure vessel steel. Theoretical prediction and experimental investigation. Int. J. Pres. Ves. & Piping: 2001: 78: 715-729.
95. McCabe D.E. Irradiation Effect on Engineering Materials. Heavy-section steel irradiation Program. NUREG/CR-5591, Vol.8, No.2. 2000.
96. Nanstad R.K., McCabe D.E., Menke B.H., Iskander S.K., Haggag F.M. Effects of radiation on K_{IC} curves for high-copper welds. In: Effects of radiation on materials. 14th Int. Symp., ASTM STP 1046, pp. 214-233. Packan N., Stoller R., Kumar A., Eds, ASTM, 1990.
97. Wallin K. Master Curve approach and SI assessment. In: Use and Applications of the Master Curve for Determining Fracture Toughness (Workshop MASC 2002), pp. 8.1-8.19, Helsinki-Stockholm, 2002.
98. Keim E., Bartsch R., Nagel G. Application in licensing West European reactor. In: Use and Applications of the Master Curve for Determining Fracture Toughness (Workshop MASC 2002), Helsinki-Stockholm, 2002.
99. Ortner S.R. Outstanding Issues In Master Curve Applications. In: Use and Applications of the Master Curve for Determining Fracture Toughness (Workshop MASC 2002), p. 19.1-19.14, Helsinki-Stockholm, 2002.
100. Sokolov M.A., Nanstad R.K., Miller M.K. Fracture toughness characterization of a highly embrittled RPV weld. In: Effects of radiation on materials, ASTM STP 1447, M. Grossbeck Ed., ASTM Intern., West Conshohocken, PA, 2003.
101. Planman T., Keinanen H., Wallin K., Rintamaa R. Master Curve analysis of highly embrittled pressure vessel steel. In: Irradiation Embrittlement and Mitigation. Proceedings of the IAEA Specialists Meeting in Gloucester, UK, 2001, IAEA TWG-LMNPP-01/2, 2002, pp. 521-535.

102. Master Curve Approach To Monitor Fracture Toughness of Reactor Pressure Vessel in Nuclear Power Plants, IAEA-TECDOC-1631, IAEA, Vienna, 2009.
103. Begley J.A., Toolin P.R. Fracture toughness and fatigue crack growth rate properties of a Ni-Cr-Mo-V steel sensitive to temper embrittlement. *Int. J. Frac.* 1973: 9: 243-253.
104. Ishino S., Kawakami T., Hidaka T., Satoh M. The effect of chemical composition on irradiation embrittlement. Vol. 1, 14th MPA Seminar, 6 to 7 Oct.1988, Stuttgart, West Germany, pp. 13.1-13.16.
105. Greenberg H.D., Wessel E.T., Pryle W.H. Fracture toughness of turbine-generator rotor forgings. *Engng.*
106. Heerens J., Hellmann D., Ainsworth R.A. Fracture toughness determination in the ductile-to-brittle transition regime - pre-cracked Charpy specimens compared with standardized compact specimens. In: Pineau A, Francois D, editors. *Proceedings of CCC 2001: from Charpy to present impact testing.* pp. 297–305, France: Poitiers; 2001. October.
107. Korn G.A., Korn T.M. *Mathematical handbook for scientists and engineers.* New York, San Francisco, London: McGraw-Hill Book Company, 1968.
108. Morland E. Fracture Toughness in the Transition Regime for A533B-1 steel: The effect of Specimen Sidegrooving in Fracture Mechanics, ASTM STP 1074, Am. Soc. for TEST and Mat., Philadelphia, 1990. – P. 215–237.
109. Марголин Б.З., Фоменко В.Н., Применение малоразмерных образцов с глубокими боковыми канавками для прогнозирования температурной зависимости вязкости разрушения. Часть 2. Анализ напряженно-деформированного состояния и применимости критериев разрушения, «Вопросы материаловедения», 2008, Вып.3 (55), стр.60-71.
110. Марголин Б. З., Костылев В. И., Фоменко В. Н., Журко Д. А., Бубякин С. А., А Бандура. П., Разработка методики реконструкции образцов типа СТ из металла испытанных образцов-свидетелей корпусов реакторов ВВЭР-1000. Часть 1. Расчетное обоснование, «Вопросы материаловедения», 2015, №4 (84), стр.175-186.

111. Журко Д. А., Бубякин С. А., Бандура А. П., Марголин Б. З., Костылев В. И., Фоменко В. Н., Разработка методики реконструкции образцов типа СТ из металла испытанных образцов-свидетелей корпусов реакторов ВВЭР-1000. Часть 2. Экспериментальные исследования, «Вопросы материаловедения», 2015, №4 (8), стр.187-205.
112. Lee B. S., Hong J. H. Master Curve Characterization of Fracture Toughness Using Small PCVN Specimens for JRQ steel//The KAERI (Korea) contribution to 2d IAEA Meeting on Project Application to the RPV Integrity Assessment, Rez, Czech Rep., 12–14 September, 2001.
113. Determination of the fracture toughness transition temperature, T_0 of the IAEA and Korean reference materials, JRQ, JFL, KFY%/B. S. Lee, T. S. Kim, J. H. Hong, B. W. Lee//RCM of the IAEA CRP Surveillance programs Result Application to Reactor Pressure Vessel Integrity Assessment, Rez, Czech Rep., 12–14 September, 2001.
114. Anderson G. P., Ruggles V. L., Stibor G.S. Use of finite element computer program in fracture mechanics//Int. J. Fract. Mech. – 1971. – V. 7, N 1. – P. 63–76.
115. Морозов Е. М., Никишков Г. П. Метод конечных элементов в механике разрушения. – М.: Наука, 1980. – 254 с.
116. Нотт Дж. Основы механики разрушения. – М.: Металлургия, 1978. – 256 с.
117. Николаев В.А., Марголин Б.З., Рядков Л.Н., Фоменко В.Н., «Анализ применимости малоразмерных образцов для прогнозирования температурной зависимости вязкости разрушения», «Проблемы прочности», 2009, №2, стр.5-26.
118. Nanstad R. K., Sokolov M. A. Multitemperature Master Curve Evaluation Using Precracked Charpy Specimens and Application to Integrity Assessment of RPVs. ORNL (USA) contribution to: 2d IAEA Meeting on Project Surveillance Programmes Results Application to the RPV Integrity Assessment, Rez, Czech Rep., 12–14, September, 2001.

119. Application of surveillance programmes results to reactor pressure vessel integrity effacement, IAEA, IAEA -TEHDOS, 13–35, 2005.
120. Application of surveillance programme results to reactor pressure vessel integrity assessment. IAEA-TECDOC-1435. IAEA, Vienna, 2005.
121. Технический отчет по теме «Оценка радиационного охрупчивания и обоснование моделей охрупчивания для корпусов реакторов типа ВВЭР» этап 5 «Анализ различных методологий для оценки радиационного охрупчивания материалов корпусов реакторов АЭС с ВВЭР», TAREG2.01-03/SC-076-908/RRCKI/R/TR/22 07 001 – 01.
122. Van Walle E. Reconstruction: where do we stand? // 17th International Symposium “Effects of Radiation on Material”, ASTM STP 1270, 1996.
123. De Backer F., Gutierrez-Solana F.. The effects of the configuration of a weld-reconstituted compact tension specimen on fracture toughness determination // Small Specimens Test Techniques, ASTM STP 1329, 1998.
124. Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения. – СПб.: Политехника, 1993.
125. Kostylev V. I., Margolin B. Z. Determination residual stress and strain fields caused by cladding and tempering of reactor pressure vessels // Int. J. Pres. Ves. & Piping. – 2000. – V. 77. – P. 723–735.
126. Райс Д. Разрушение. Т. 2: Математические методы в механике разрушения / Под ред. Г. Либовица. – М.: Мир, 1975. – С. 204–336.
127. Margolin B. Z., Kostylev V. I. Analysis of biaxial loading effect on fracture toughness of reactor pressure vessel steels // Int. J. Pres. Ves. Piping. – 1998. – V. 75. – P. 589–601.
128. Технический отчет по этапу 2.1 календарного плана к договору №6/314947 от 13.10.2011 Оценка возможности и методическое обеспечение обоснования продления срока эксплуатации корпусов реакторов с ВВЭР-1000 до 60 лет. ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, 2011.

129. Б.З. Марголин, В.Н. Фоменко, А.Г. Гуленко, В.А. Швецова, В.А. Николаев, А.М. Морозов, Л.Н. Рядков, В.А. Пиминов, В.Г. Васильев, Н.А. Шульган, Построение расчетной температурной зависимости вязкости разрушения корпусных реакторных материалов: общие принципы и результаты, «Тяжелое машиностроение», 2008, декабрь №12.
130. Б.З.Марголин, В.Н.Фоменко, А.Г.Гуленко, В.А.Швецова, В.А.Николаев, А. М. Морозов, А. А. Вакуленко, В. А. Пиминов, Н. А. Шульган, Прогнозирование расчетной температурной зависимости вязкости разрушения материалов корпусов реакторов на основе результатов испытаний образцов-свидетелей, «Вопросы материаловедения», 2008, Вып.3 (55), стр.111-124.
131. Boris Margolin, Victoria Shvetsova, Alexander Gulenko, Valentin Fomenko, Prediction of fracture toughness for WWER RPV integrity assessment on the basis of the Unified Curve approach and surveillance specimens testing., Proceedings of PVP2009 2009 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference, July 26-30, 2009, Prague, Czech Republic, PVP2009-77082.
132. Б.З. Марголин, В.Н. Фоменко, А.А. Вакуленко, В.А. Пиминов, А.А. Чернобаева, Определение запасов на пространственную неоднородность свойств материала при расчете сопротивления хрупкому разрушению корпусов реакторов ВВЭР-1000. Сообщение 1 – Теоретический анализ, «Вопросы материаловедения», 2016, №1 (85), стр.134-150.
133. Б.З. Марголин, В.Н. Фоменко, А.И. Минкин, А.А Вакуленко, А.А. Чернобаева, Определение запасов на пространственную неоднородность свойств материала при расчете сопротивления хрупкому разрушению корпусов реакторов ВВЭР-1000. Сообщение 2. Экспериментальные исследования, «Вопросы материаловедения», 2016, №1 (85), стр.151-161.
134. Марголин Б.З., Гуленко А.Г. Концепция «Базовой кривой» / Машиностроение. Энциклопедия. / Ред. совет: Фролов К.В. (пред.) и другие, Том II-1 Физико-механические свойства. Испытания

металлических материалов / под общей редакцией Мамаевой Е.И., Москва, Машиностроение, 2010. - 852 с.

135. B. Margolin , B. Gurovich , V. Fomenko, V. Shvetsova, A. Gulenko, D. Zhurko, M. Korshunov, E. Kuleshova Fracture toughness prediction for highly irradiated RPV materials: From test results to RPV integrity assessment, *Journal of Nuclear Materials*, 432 (2013), 313–322.
136. Общие положения обеспечения безопасности атомных станций, ОПБ - 88/97 НП-001-97 (ПНАЭ Г-01-011-97), Москва, 1998.
137. Guidelines for integrity and lifetime assessment of components and piping in WWER NPPs during operation. “VERLIFE”.
138. Технический отчет по теме 115Д-81 «Исследование конструктивной прочности материалов для корпусов АЭС». - Предприятие п/я А-3700, Ленинград, 1985.
139. Технический отчет. Оптимизация методов, периодичности и объемов ЭНК корпусов реакторов АЭС с ВВЭР-1000. ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, 2002.
140. Степнов М.Н. Статистические методы обработки результатов механических испытаний: Справочник. – М.: Машиностроение, 1985. – 232 с.
141. Bartlett M.S. Properties of sufficiency of statistical tests.- *Proc. Roy. Soc.* 1937., A-160, p.268-282.
142. Beatriz Acosta, Luigi Debarberis, Soraia Pirfo, F. Sevini, A. Kryukov, A. Chernobaeva, F. Gillemot, M. Brumovsky, WWER-1000 base metal reference steel and its characterisation., *Nuclear Engineering and Design* 235 (2005) 1951–1959.
143. A.A. Chernobaeva, N.A. Shulgan, Ya.I. Shtrombakh, T.I. Titova, Yu.A. Nikolaev, M.G. Blinova, Mechanical properties distribution in welds and forgings of VVER-1000., *Proceedings of PVP2009 2009 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference July 26-30, 2009, Prague, Czech Republic*, PVP2009-77236.

144. М.А. Скундин, А.А. Чернобаева, Д.А. Журко, Е.А. Красиков, К.И. Медведев, Исследование распределения свойств в обечайках корпуса реактора АЭС в необлученном состоянии., Деформация и разрушение материалов № 10, 2011.
145. А.А.Чернобаева, Ю.А.Николаев, М.А.Скундин, Д.А.Журко, Е.А.Красиков, К.И.Медведев, В.Н.Костромин, Г.В.Дробков, С.В.Рязанов, Анализ причин разброса данных температурных образцов-свидетелей ВВЭР-1000, Атомная энергия том 113, выпуск 6, 2012.
146. А.А.Чернобаева, Я.И.Штромбах, Т.И.Титова, Н.А. Шульган, А.А. Николаев, М.Г.Блинова, Исследование металла корпуса реактора ВВЭР-1000, конференция ЦНИИ КМ Прометей, Санкт-Петербург, 2008.
147. Д.А. Журко, М.А. Скундин, А.А. Чернобаева, Е.А. Красиков, К.И. Медведев, Исследование распределения механических свойств в обечайке зоны патрубков, труды конференции молодых специалистов в ОАО ОКБ Гидропресс, Россия, г. Подольск, 16-17 марта 2011 г.
148. РД ЭО 0598-2004 Методика определения критической температуры хрупкости материалов корпусов реакторов по результатам испытаний малоразмерных образцов на ударный изгиб.
149. Технический отчет. Оптимизация методов, периодичности и объемов ЭНК корпусов реакторов АЭС с ВВЭР-1000. ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, 2002.
150. Общие положения обеспечения безопасности атомных станций, ОПБ - 88/97 НП-001-97 (ПНАЭ Г-01-011-97), Москва, 1998.
151. Цветков Э.И. Основы теории статистических измерений. Л.: Энергоатомиздат, 1986, 256 с.
152. Вентцель Е.С. Теория вероятности. М.: Наука, 1969, 576 с.
153. Методика расчета на сопротивление хрупкому разрушению корпусов реакторов АЭС с ВВЭР-1000 при продлении срока эксплуатации до 60 лет. РД ЭО 1.1.3.99.0871–2012. – М.: ОАО «Концерн Росэнергоатом», 2012.

154. Pressurized thermal shock in nuclear power plants: good practices for assessment IAEA-TECDOC-1627. – Vienna: IAEA, 2010.
155. Karzov G., Margolin B. Fracture Mechanisms and Structural Integrity Assessment of Equipments for NPP with Different Types of Reactors // Proceedings of 19th European Conference on Fracture “Fracture Mechanics for Durability, Reliability and Safety”, Kazan, Russia, 26–31 August, 2012.
156. Б. З. Марголин, В. И. Костылев, В. Н. Фоменко, И. Ф. Акбашев, В. В. Матковский, Выбор размера контура интегрирования J-интеграла для расчета на сопротивление хрупкому разрушению корпусов реакторов типа ВВЭР при аварийном расхолаживании, «Вопросы материаловедения», 2016, №1 (85), стр.162-179.
157. Ильюшин А. А. Пластичность. – М.: ОГИЗ, ГИТТЛ, 1948.
158. Standard test method for measurement of fracture toughness. ASTM E 1820–09 // Annual Book of ASTM Standards.
159. Хеллан К. Введение в механику разрушения. – М.: Мир, 1972. – 364 с.
160. Чирков А. Ю. Расчетный анализ модельных задач теории трещин на основе смешанной схемы метода конечных элементов // Надежность и долговечность машин и сооружений. – 2012. – Вып. 35. – С. 200–208.
161. Харченко В. В., Пиминов В. А., Чирков А. Ю., Кобельский С. В., Кравченко В. И. Упругопластический расчет на сопротивление разрушению элементов 1-го контура АЭС // Проблемы прочности. – 2013. – № 4. – С. 14–26.
- 162 Ahlstrand R., Margolin B. Z., Akbashev I., Chyrko L., Kostylev V., Yurchenko E., Piminov V., Nikolaev Y., Koshkin V., Kharchenko V., Bukhanov V. Validation of neutron embrittlement for VVER 1000 and 440/213 RPVs, with emphasis on integrity assessment. TAREG 2.01/00 project // Progress in Nuclear Energy. – 2012. – V. 58. – P. 52–57.