

АКАДЕМИЯ НАУК УКРАИНЫ  
ИНСТИТУТ ПРОБЛЕМ ПРОЧНОСТИ

На правах рукописи


ЧАУСОВ Николай Георгиевич

КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ НА ЗАКЛЮЧИТЕЛЬНЫХ СТАДИЯХ  
ДЕФОРМИРОВАНИЯ

01.02.04 – Механика деформируемого твердого тела

А в т о р е ф е р а т  
диссертации на соискание ученой степени  
доктора технических наук

Киев 1992





00819951 (X)

Робота виконана в Інституті

Научний консультант - академик АН України,  
доктор технічних наук,  
професор А.А.ЛЕБЕДЕВ

Офіційні опоненти- доктор фізико-математических наук,  
професор НИКИТИН Л.В.  
доктор фізико-математических наук,  
професор КРАСОВСКИЙ А.Я.  
доктор технічних наук  
БАСТУН В.Н.

Ведущая организация - ОКБ "Гидропресс"

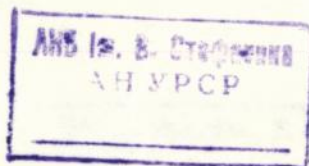
Защита состоится "17" декабря 1992г. в 9<sup>30</sup> часов на заседании специализированного совета Д 016.33.01 при Институте проблем прочности АН Украины (252014, Киев-14, ул.Тимирязевская,2).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Института проблем прочности АН Украины.

Автореферат разослан "16" ноября 1992г.

Ученый секретарь  
специализированного совета  
доктор технических наук

Ф.Ф.ГИГИНЯК



## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы. Проблема повышения достоверности расчетов современных машин на прочность объединяет широкий круг научных и технических задач, среди которых особое место отводится всестороннему изучению физико-механических свойств конструкционных материалов, кинетики их деформирования и процесса разрушения.

К числу наиболее показательных паспортных характеристик механических свойств материалов относятся диаграммы деформирования, в которых интегрально отражены все процессы, протекающие в материале при статическом нагружении. Тем не менее, обработка этих диаграмм, как правило, сводится лишь к определению характеристик упругости и пластичности, пределов пропорциональности, текучести, прочности и, реже, модуля упругости, т.е. параметров восходящей ветви диаграммы.

На необходимость более серьезного отношения к ниспадающему участку кривой деформирования, отражающему особенности деформирования поврежденного материала в связи с образованием и ростом трещин, приводящих к разрушению в смысле разделения тела на части, впервые в начале 70-х годов обратил внимание проф. С.Д.Волков, показавший, что содержащаяся в нем информация позволяет вскрыть резервы несущей способности многосвязных элементов, объяснить и уточнить некоторые подходы механики разрушения, разработать принципиально новую систему взглядов на проблему живучести конструкций.

В настоящее время эти идеи в постановочном плане можно считать достаточно проработанными. Более того, в области расчетов железобетонных конструкций сделаны конкретные шаги по разработке стандартов по способам учета сопротивления бетона на стадии разупрочнения при оценке несущей способности реальных изделий. В отношении машиностроительных конструкций эти вопросы остаются открытыми из-за отсутствия надежных методик и средств испытаний конструкционных материалов, позволяющих получать полные диаграммы деформаций, включающие участки, соответствующие разупрочнению материала и развитию магистральной трещины.

Целенаправленные исследования кинетики деформирования и разрушения конструкционных материалов на заключительной стадии при различных температурно-силовых условиях нагружения с привлечением необходимого микроструктурного анализа актуальны как в части обоснования существующих математических моделей накопления повреждений, разрабатываемых, как правило, без учета фактической картины

развития рассеянного разрушения, так и в отношении развития теории живучести высоконапряженных статически неопределимых конструкций, или при наличии в них больших градиентов напряжений.

Цель работы. Целью данной работы является комплексное изучение механических и структурных аспектов кинетики разрушения металлических конструкционных материалов разных классов на заключительной стадии деформирования в зависимости от температурно-силовых условий нагружения и разработка на базе новых экспериментальных данных и их обобщений научных основ прогнозирования сопротивления конструкций из пластичных материалов развитию разрушения на основе результатов испытаний малогабаритных образцов.

Научная новизна работы. В работе теоретически и экспериментально обоснован новый метод исследования кинетики разрушения пластичных материалов, основанный на использовании полных диаграмм деформирования. Впервые установлены общие закономерности кинетики разрушения материалов разных классов на заключительной стадии деформирования при различных температурно-силовых условиях нагружения. Подтверждена принципиальная возможность достоверной оценки критических значений характеристик трещиностойкости пластичных материалов на основе набора полных диаграмм деформирования, полученных на малогабаритных образцах с разными концентраторами.

Практическая ценность работы. В работе теоретически и экспериментально обоснован относительно простой способ оценки трещиностойкости пластичных материалов по параметрам ниспадающих участков полных диаграмм деформирования, в том числе с учетом эксплуатационной наработки и вида напряженного состояния. Самостоятельную практическую ценность представляют разработанные оригинальные методы и средства испытаний материалов в условиях равновесного деформирования и полученные на них обширные экспериментальные данные по кинетике разрушения ширского класса конструкционных материалов при различных температурно-силовых условиях нагружения.

Результаты исследований внедрены в организации, занимающейся проектированием и созданием новой техники (ОКБ "Гидропресс"). Общий экономический эффект от их внедрения составил 250 тыс. рублей.

Апробация работы. Результаты диссертационной работы докладывались на I, II Всесоюзных симпозиумах по устойчивости в механике деформируемого твердого тела (Калинин, 1981, 1986); III, IV научно-технических конференциях "Совершенствование эксплуатации и ремонта корпусов судов" (Калининград, 1984, 1986); II, III, IV Всесоюзных симпозиумах "Прочность материалов и элементов конструкций при сложном напряженном состоянии" (Киев, 1984; Житомир, 1989; Севастополь, 1992); I научно-технической конференции "Проблемы прочности, надежности и живучести элементов конструкций машиностроительной промышленности" (Петропавловск, 1985), III Всесоюзной конференции "Смешанные задачи механики деформируемого тела" (Харьков, 1985); II, III Всесоюзных симпозиумах по механике разрушения (Житомир, 1985, 1990); научно-техническом семинаре "Конструкционная прочность и механика разрушения сварных соединений" (Ленинград, 1986); II Всесоюзной конференции "Прочность материалов и конструкций при низких температурах" (Житомир, 1986); Всесоюзной научно-технической конференции по проблемам надежности и ресурса в машиностроении (Куйбышев, 1986); Всесоюзной конференции "Механика разрушения материалов" (Львов, 1987); VII Европейской конференции по разрушению (Будапешт, 1988); I Советско-польской конференции "Научные основы конструирования машин" (Варшава, 1988); VI Всесоюзной конференции "Физика разрушений" (Киев, 1989); Всесоюзной научно-технической конференции "Совершенствование технической эксплуатации корпусов судов" (Калининград, 1989); Международной конференции "Сварные конструкции" (Киев, 1990); Международной школе "Модели в механике сплошной среды-II" (Владивосток, 1991); VI Всесоюзном семинаре "Локализация деформаций и разрушение в условиях локализации деформаций" (Рига, 1991); III Международной конференции по малоцикловой усталости и упругопластическому поведению материалов (Берлин, 1992); семинаре кафедры пластичности МГУ им. М.В. Ломоносова (Москва, 1989); тематических семинарах Института проблем прочности АН Украины (Киев, 1990, 1991, 1992).

Публикации. Основное содержание диссертации опубликовано в 40 печатных работах.

Объем работы. Диссертация состоит из введения, семи глав, заключения, списка литературы из 337 наименований, приложения и содержит 275 страниц машинописного текста, 109 рисунков, 15 таблиц.

## СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИИ

Во введении обоснована актуальность темы диссертационной работы, дана ее краткая характеристика.

В первой главе сделан обзор литературы по основным вопросам, затронутым в диссертации: рассмотрены современные физические представления о кинетике деформирования и разрушения металлических материалов на различных стадиях деформирования, проведен анализ процесса разрушения пластичных материалов с позиций теории поврежденности и нелинейной механики разрушения.

Отмечается, что вид напряженного состояния материала существенно влияет на процесс накопления повреждений в реальных конструкционных материалах. В первую очередь это сказывается на изменении параметров, характеризующих поврежденность материала в предельном состоянии. Показано, что, ввиду немногочисленности надежных экспериментальных данных, для феноменологических подходов и полученных на их основе моделей разрушения характерен высокий уровень схематизации.

Значительное внимание уделено анализу концепций нелинейной механики разрушения в связи с влиянием жесткости напряженного состояния материала, обусловленной размерами и геометрией тела, на характеристики трещиностойкости (как в момент инициации, так и в процессе стабильного роста трещины). Экспериментально обоснованные функциональные связи между характеристиками трещиностойкости пластичных материалов и жесткостью напряженного состояния металла в настоящее время отсутствуют. В связи с этим отсутствуют и достоверные методы определения критических значений характеристики трещиностойкости пластичных материалов на малогабаритных образцах.

Аргументирован вывод о том, что для прогресса в области теории деформирования и разрушения конструкционных материалов чрезвычайно важное значение приобретают работы, направленные на экспериментальное изучение кинетики разрушения твердых тел на заключительных стадиях деформирования, когда происходит образование и рост в материале макротрещины.

Обоснованы преимущества метода полных диаграмм деформирования для исследования кинетики разрушения пластичных материалов и оценки их трещиностойкости на малогабаритных образцах.

В заключении раздела сформулированы основные задачи и этапы исследования.

Во второй главе дан критический анализ современных методов испытаний материалов при статическом нагружении. Показано, что полные диаграммы деформирования можно получать только на жестких испытательных машинах и машинах с быстродействующей обратной связью.

Описан комплекс вновь созданных оригинальных испытательных средств для определения физико-механических свойств конструкционных материалов в условиях жесткого нагружения, в том числе на стадии макроразрушения.

Комплекс включает испытательную установку с регулируемой жесткостью нагружающей системы (рис.1) и специальные плоские образцы (рис.2), конструкция которых позволяет реализовать равновесное деформирование вплоть до полного разделения их на части с использованием простых нагружающих устройств любой податливости.

Установка снабжена тремя контурами упругих стержней, нагружаемых одновременно с образцом, и присоединенными грузами в зоне головок образцов, инерционность которых способствует снижению динамичности процесса нагружения при резком падении сопротивления образца на заключительной стадии деформирования. При таком испытании линейные деформации образца и упругих стержней равны, что при правильно выбранных жесткостях стержней, массах грузов и геометрических размерах образца позволяет регулировать скорость движения вязкой трещины.

В специальных образцах на рабочей части 2 выполнены два сквозных выреза 3,4, образующих на оси образца перемычку, состоящую из двух последовательно расположенных прямоугольных рабочего 5 и контрольного 6 участков, и два прямоугольных участка 7 на периферии образца. Контрольный участок 6 используется в качестве упругого динамометра, а периферийные участки 7 в процессе нагружения выполняют роль упругих элементов, деформируясь одновременно с рабочим участком 5.

При этом допускается пластическая деформация периферийных участков вплоть до достижения предела прочности материала, а за счет соответствующего выбора геометрических размеров вырезов обеспечиваются условия жесткого нагружения рабочего участка 5 образца.

Для осуществления нагружения материала в режиме "статическое растяжение - динамическое растяжение - статическое растяжение" с

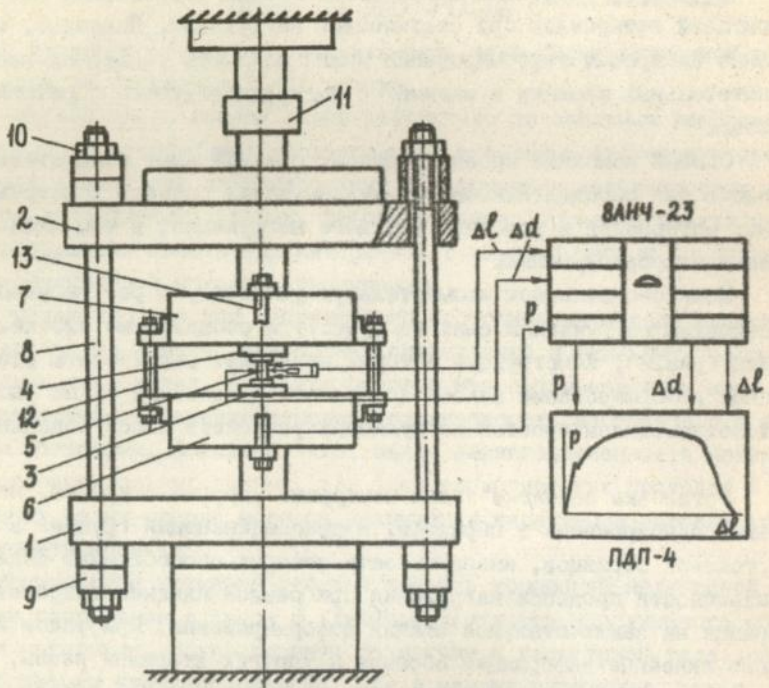


Рис.1. Схема установки: 1, 2 - неподвижная и подвижная траверсы; 3, 4 - захваты; 5 - образец; 6, 7 - грузы; 8 - упругий элемент; 9 - кольца; 10 - гайка; II - нагружающее устройство; 12, 13 - дополнительные упругие элементы.

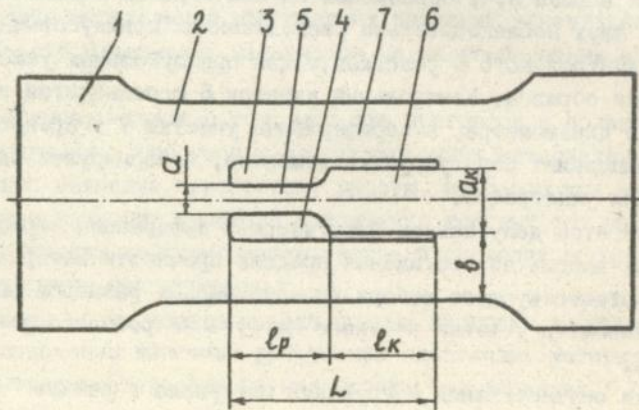


Рис.2. Образец для испытаний.

записью полных диаграмм деформирования описана конструкция специального плоского образца, которая помимо основных периферийных участков содержит дополнительные.

Отмечено несколько принципиальных моментов, накладываемых на условия испытаний, при построении полных диаграмм деформирования.

Для каждого материала существует критическая длина образца, на базе которой запас упругой энергии в момент старта макротрещины равен работе разрушения, причем работа разрушения существенным образом зависит от микромеханизмов развития макротрещины (вязкий отрыв, вязкий срез, смешанное разрушение). Таким образом, показано, что имеется ограничение на допустимые размеры применяемых образцов в опытах на равновесное деформирование. При использовании образцов, имеющих длину больше критической, поддержать равновесное состояние материала на стадии макроразрушения нельзя.

Существенным при построении полной диаграммы деформирования является также требование контроля параметров процесса в локальной зоне макроразрушения. Для этого измерение деформаций может производиться малобазным тензомером в середине зоны локализации деформаций на минимальном расстоянии от берегов растущей в пределах базы измерения макротрещины. Обоснована возможность и достоверность таких измерений. При измерении локальных деформаций в зоне макроразрушения может быть зафиксировано наличие избыточного запаса упругой энергии не только в элементах нагружающей системы, но и самом образце.

Испытания материалов производили на гладких цилиндрических образцах диаметром 8 мм, на образцах с концентраторами и на плоских образцах различной конфигурации с толщиной рабочего участка 4 мм.

В качестве объекта исследования выбраны серийно выпускаемые стали 15Х2МФА, 15Х2НМФА, 30ХГСА после специальных термических обработок, стали Ст3, 22К, 08Х18Н10Т, 40Х, мартенситно-старящая сталь, алюминиевый сплав АМцС, техническая медь в состоянии поставки и монокристалльный сплав ЖС6Ф различной ориентации.

В третьей главе обсуждаются результаты физических исследований кинетики разрушения ряда широко распространенных сталей в разных состояниях, технической меди и монокристалльного сплава на стадии образования и роста макротрещины при одноосном растяжении.

В литературе опубликованы единичные работы по этому направ-

лению, причем они выполнены на модельных материалах (медь, латунь, армо-железо). Это объясняется тем, что до последнего времени отсутствовали достаточно жесткие системы нагружения, позволяющие останавливать процесс деформирования образца на стадии разупрочнения, соответствующей ниспадающей ветви диаграммы деформирования.

Методика исследования заключалась в следующем. Образцы, деформированные до заданной степени деформаций или до полного разрушения, разрезали электроискровым способом в продольном направлении таким образом, чтобы плоскость реза после шлифовки и полировки совпадала с осевым сечением. Затем образцы подвергали исследованиям металлографическим, рентгеноструктурным, электронно-фрактографическим методами и методом микротвердости.

Структуру металла изучали на оптическом микроскопе "Neophot - 2", микротвердость измеряли с помощью специальной приставки к этому микроскопу при нагрузке 100 г. Рентгенографические исследования осуществляли на установке "ДРОН-2,0" в  $Fe-K\alpha$  излучении. Микрофрактографический анализ выполняли на сканирующем микроскопе "Stereoskan S4-10". Содержание легирующих элементов в различных структурных составляющих определяли на микроанализаторе "CAMECA".

На рис.3 представлены, для примера, результаты, полученные на стали 15Х2МФА, мартенситная структура которой характеризуется упорядоченным расположением игл в пределах равноосных зерен и наличием неметаллических включений. Полная диаграмма деформирования стали приведена на рис.3,е, где стрелками а,б,в,г и д показаны точки диаграммы, которым соответствуют данные рис.3,а,б,в,г,д.

Как видно из рис.3,а, уже на участке ВК (точка а на диаграмме) около неметаллических включений образуются пустоты.

Травление шлифа на этом этапе деформирования позволяет выявить характерную вытянутость структурных составляющих вдоль оси нагружения. Локализация и концентрация пустот при дальнейшем увеличении деформации сопровождается их слиянием и образованием зародышевой трещины (см.рис.3,б), что особенно ярко просматривается на шлифе после травления. Сопоставление рис.3,б и 3,в, отражающих состояние металла в конце первого и в начале второго участка ниспадающей ветви диаграммы, показывает, что на границе этих участков отмечается динамическое взаимодействие пор, сопровождающееся образованием свободных поверхностей, характерных для дискообразной

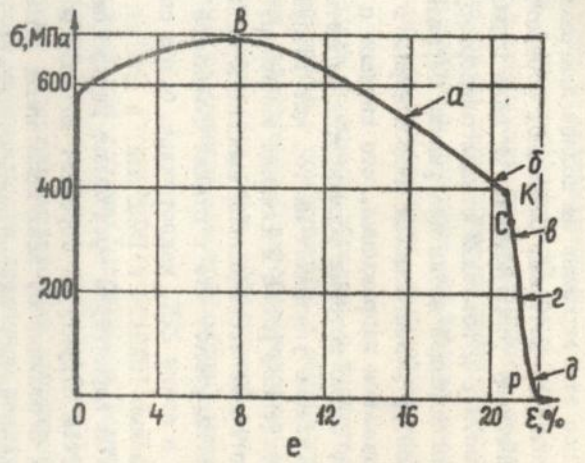
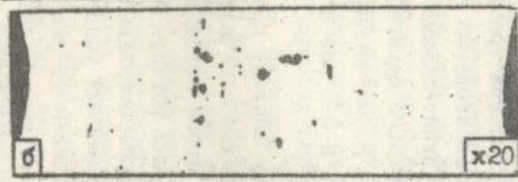
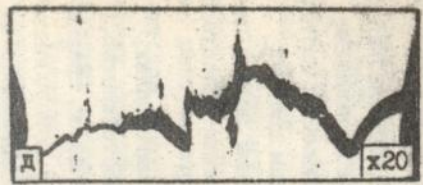
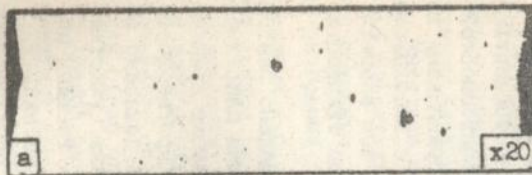


Рис.3. Структура трещин на различных стадиях разрушения стали 15Х2МФА: а-д - стадии разрушения; е - полная диаграмма деформирования стали.

макротрещины. В момент возникновения макротрещины происходит перераспределение напряжений в шейке, резко меняется сопротивление образца. Все это отражено на полной диаграмме деформирования изломом в точке К, которая, очевидно, соответствует уровню напряжений, адекватному сопротивлению металла отрыву.

На рис.3,в-д показаны стадии макроразрушения стали на втором участке ниспадающей ветки диаграммы. Обращает на себя внимание сложный контур развивающейся макротрещины с признаками ее ветвления в продольном направлении, что связано с наличием цепочек включений, около которых формируются пустоты. Ямочный рельеф поверхности излома указывает на то, что разрушение стали происходит путем зарождения, роста и слияния микропор.

Аналогичные исследования выполнены на других материалах. При этом обнаружено, что в сталях с меньшей трещиностойкостью, например, в стали 22К, макротрещина более спрямленная по сравнению со сталями 15Х2МФА и 15Х2НМФА, а для разрушения легированной стали 30ХГСА характерно продольное растрескивание, связанное со строчечностью структуры. Обращает на себя внимание вид макротрещины в меди. В отличие от всех испытанных сталей макротрещина имеет очень большой радиус закругления у вершины, что характерно для трещин в материалах, обладающих очень высокой трещиностойкостью.

Обнаружен нетривиальный механизм образования несплошностей в монокристаллах никелевого сплава, отличительными признаками которого является образование полос "быстрого сдвига" с заполняющими их характерными глобулями и наличие размягченных зон впереди вершины трещин, микротвердость которых в 5-6 раз ниже твердости матрицы.

В дополнение к металлографическому анализу проведено рентгенографическое исследование металла с целью определения пластической зоны в районе трещины. Результаты этого исследования практически совпали с результатами, полученными методом микротвердости.

Для всех испытанных материалов экспериментально доказано наличие на ниспадающих ветвях диаграмм линейных участков (участки КС), соответствующих стадиям автотемпературного роста трещины по характерному для каждого участка микромеханизму разрушения.

Исследования показали, что в центральной части образцов можно выделить достаточно большую область (примерно 1/10 часть сечения), в которой в результате предварительного статического деформирования к моменту старта макротрещины формируются адекватные

поля повреждений (по типу повреждений и их статистическому распределению), что обеспечивает подрастание макротрещины и вязкое разрушение по одному и тому же микромеханизму.

Феноменологический и металлофизический анализ особенностей деформирования различных конструкционных материалов, в том числе значительно отличающихся по параметрам трещиностойкости, показал полную качественную аналогию процесса накопления повреждений и образования макротрещин при напряжениях, адекватных сопротивлению отрыва.

Разработанная методика испытаний образцов с регистрацией полных диаграмм деформирования в совокупности с металлографическим, рентгеноструктурным, электронно-фрактографическими методами и методом микротвердости оказалась очень эффективной при исследовании кинетики процесса разрушения конструкционных материалов различных классов.

Четвертая глава содержит результаты исследования кинетики разрушения различных сталей при сложном напряженном состоянии.

Показано, что испытывая в условиях равновесного деформирования образцы с различного рода концентраторами напряжений, обеспечивающими деформирование материала при трехосном растяжении, можно получить не только качественную, но и количественную информацию о кинетике зарождения и развития разрушения в связи с влиянием вида напряженного состояния.

Методика исследований была аналогична описанной выше. На рис.4 представлены для примера результаты, полученные на образце с исходным радиусом  $R_2$  из мартенситно-стареющей стали. Полная диаграмма деформирования стали приведена на рис.4,д, где стрелками а,б,в,г показаны точки диаграммы, которым соответствуют данные рис.4,а-г. При этом принципиально важно отметить, что на ниспадающих ветвях всех диаграмм независимо от типа материала и концентратора также имеются линейные участки (КС), соответствующие стадиям автотельного роста трещины по характерному для этого участка микромеханизму разрушения.

Анализ результатов проведенных исследований показал, что в кинетике разрушения образцов из различных сталей, имеющих различную жесткость напряженного состояния в центральной части, много общего. В частности, зарождение трещин во всех случаях происходит в поле больших градиентов напряжений и деформаций, аналогичных, хотя и менее ярко выраженных, градиентам напряжений и

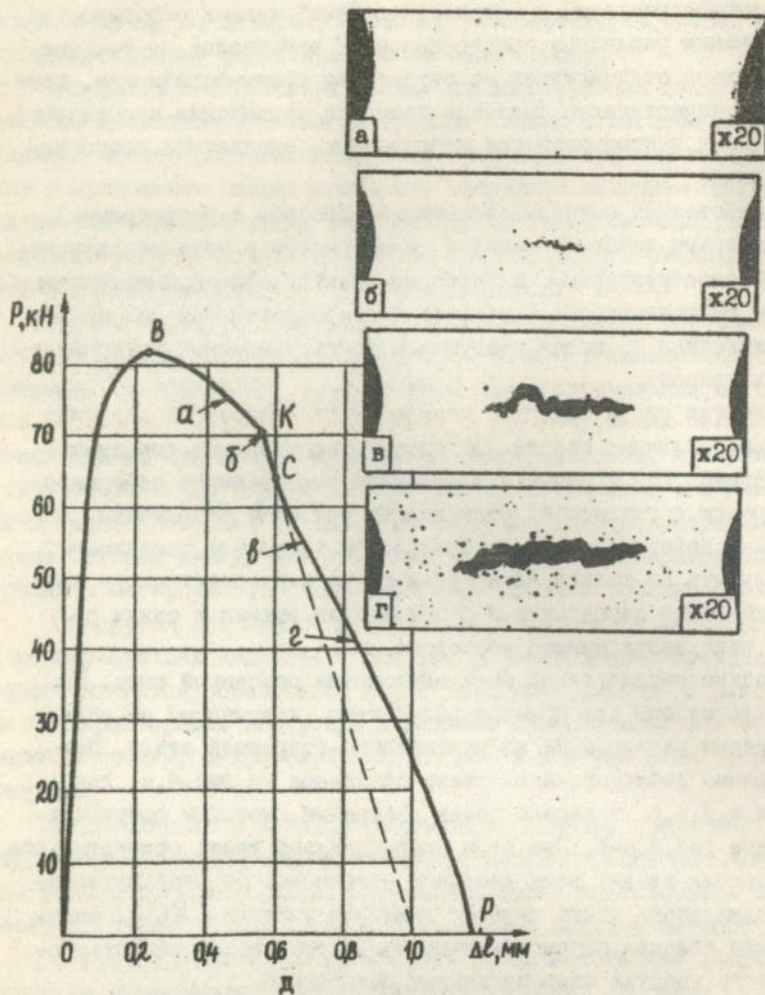


Рис.4. Структура трещин на различных стадиях разрушения образца с исходным радиусом R2 из мартенситно-старееющей стали.

деформаций у вершин реальных и искусственных усталостных трещин; отмечается устойчивая стадийность процесса накопления повреждений, общая для образцов с различными концентраторами: на участках

*ВК* происходит накопление макроповреждений, в точке *К* - их слияние в макротрещину и дальнейший рост последней (участки *КР*), приводящий к разделению образцов на части.

В зависимости от жесткости концентратора макротрещина может зарождаться как в центре образца, так и на поверхности, причем для каждого материала существует такой концентратор напряжений, при котором зарождение и развитие макротрещины происходит одновременно из центра образца и с поверхности.

Линейность участков *КС* ниспадающей ветви связана с тем, что образовавшаяся макротрещина распространяется в адекватных полях повреждений (по типу повреждений и их статистическому распределению), сформированных в процессе предварительного статического деформирования.

Установлено, что вид напряженного состояния материала в первую очередь сказывается на изменении параметров, характеризующих поврежденность материала в предельном состоянии (в частности, уменьшается ширина зоны процесса, в которой происходит непосредственное слияние пор и микротрещин в макротрещину, изменяется тип повреждений и их статистическое распределение). При этом с увеличением жесткости напряженного состояния наклон начального линейного участка ниспадающей ветви *КС* (соответствующего образованию и росту отрывной трещины в материале), а, следовательно и энергоемкость разрушения, уменьшаются. Это свидетельствует об устойчивой тенденции к охрупчиванию материала с увеличением жесткости напряженного состояния.

В подтверждение результатов, полученных на монокристалльном никелевом сплаве, установлено, что в момент образования макротрещины, в частности, в мартенситно-старееющей стали и стали *15Х2МФА* в разных состояниях часть материала находится в особом "аморфном" состоянии, отличительный признак которого - очень низкая микротвердость по сравнению с исходным материалом. Химический анализ материала подобных мягких зон с помощью микроанализатора "*JSKA -733*" с пятном пучка от 2 до 10 мкм показал, что процентное содержание в них химических элементов по сравнению с матрицей понижено, причем эта тенденция усиливается с увеличением общего количества элемента.

Кажущееся снижение содержания химических элементов связано с уменьшением количества каждого элемента, приходящегося на единицу исследуемой площади, что адекватно росту плотности повреждений в мягких зонах. Более того, детальные исследования показали, что по изменению процентного содержания химических элементов в зонах предразрушения конкретного материала можно косвенно судить о степени жесткости напряженного состояния металла при его деформировании.

В пятой главе представлены результаты исследований кинетики разрушения листовых металлических материалов, в том числе с концентраторами напряжений при различных температурах.

Показано, что переход от круглых образцов к плоским вызывает появление новых микромеханизмов разрушения в связи с продвижением макротрещины в двух неадекватных направлениях (по толщине и ширине листа). Это сказывается на особенностях геометрии ниспадающих ветвей диаграмм деформирования листовых материалов (изломы на кривых, различные наклоны участков кривых).

Проведенные исследования показали, что кинетика разрушения листовых пластичных материалов также носит ярко выраженный стадийный характер. Каждая из стадий может характеризоваться автономным ростом трещины по тому или иному микромеханизму разрушения. На полных диаграммах деформирования этим стадиям соответствуют линейные участки ниспадающих ветвей, наклоны которых адекватно отражают изменения микромеханизма роста вязкой трещины.

На рис.5 представлен, для примера, ниспадающий участок полной диаграммы деформирования листовой стали феррито-перлитного класса; точками а-г показаны стадии деформирования, при которых производили полные разгрузки для дальнейших физических исследований.

Следует отметить, что выход фронта разрушения на основные грани по толщине листовых материалов (стадия II на диаграмме) происходит по механизму "быстрого сдвига", характеризующегося самой низкой сопротивляемостью развитию трещины по сравнению как с начальной стадией роста отрывной макротрещины (I), так и со стадиями, связанными с переориентацией направления движения фронта трещины (III) и ее дальнейшего продвижения по ширине листового материала (IV).

Таким образом, оценки сопротивления листовых материалов развитию вязких трещин, получаемые традиционными методами механики

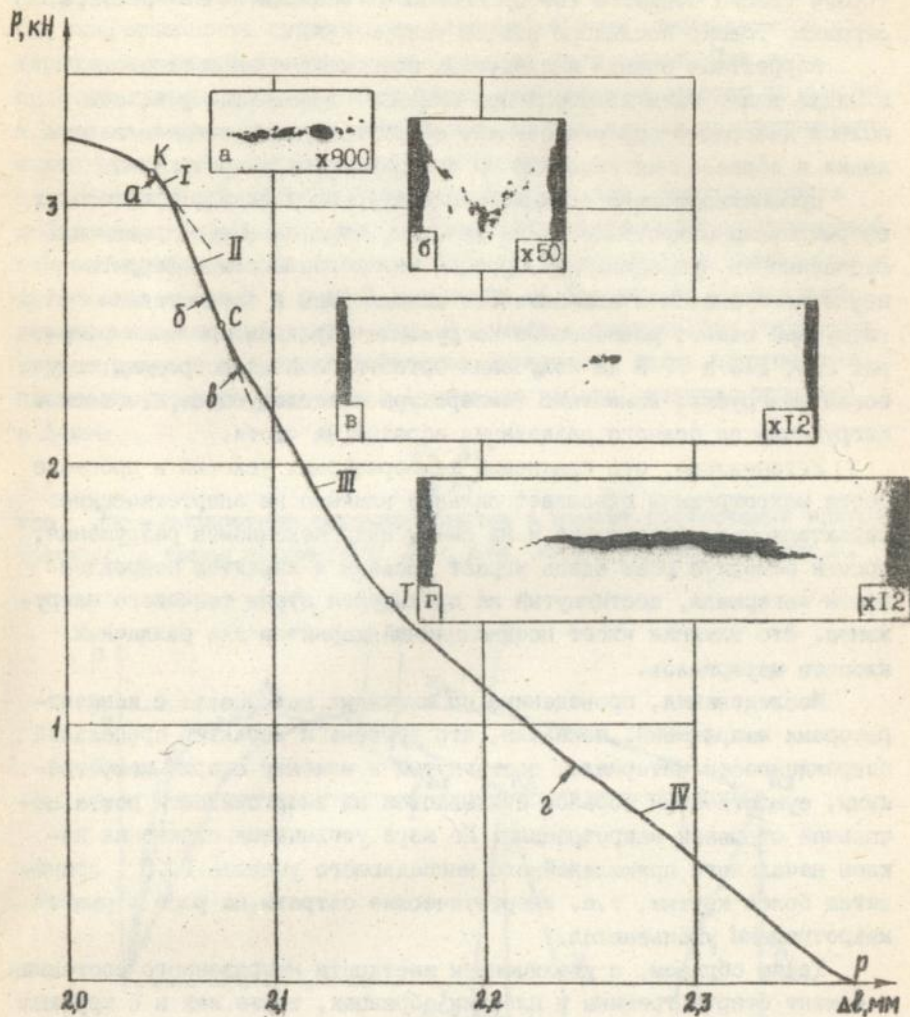


Рис.5. Типичный ниспадающий участок полной диаграммы деформирования листового стали феррито-перлитного класса.

разрушения на образцах со сквозными или поверхностными инициаторами трещин большего (по сравнению с толщиной листа) размера, отражают только последнюю стадию разрушения.

Корректная оценка исследуемых процессов с энергетических позиций может быть получена при анализе ниспадающих участков полной диаграммы деформирования, соответствующих стадиям зарождения и образования сквозной по толщине листа макротрещины.

Проанализировано влияние температурных условий, при которых сформирована макротрещина, на кинетику ее дальнейшего развития. Эксперименты проводили на образцах из листовой стали феррито-перлитного класса и алюминиевого сплава АМцС и осуществляли по следующей схеме: равновесное нагружение образцов при температурах 293, 213 и 77 К до получения естественной макротрещины, глубокая разгрузка, изменение температуры и последующее равновесное нагружение до полного разделения образца на части.

Установлено, что изменение температурных условий в процессе роста макротрещины оказывает сильное влияние на энергетические характеристики разрушения и на смену микромеханизмов разрушения, причем основную роль здесь играет уровень и характер поврежденности материала, достигнутый на предыдущем этапе теплового нагружения. Это влияние имеет неоднозначный характер для различных классов материалов.

Исследования, проведенные на листовых материалах с концентраторами напряжений, показали, что уровень и характер предельной поврежденности материала, достигнутый к моменту старта макротрещины, существенным образом сказывается на энергоемкости роста начальной отрывной макротрещины. По мере увеличения стеснения наклон начального прямолинейного ниспадающего участка (КС) становится более крутым, т.е. энергетические затраты на рост отрывной макротрещины уменьшаются.

Таким образом, с увеличением жесткости напряженного состояния в момент старта трещины в плоских образцах, также как и в круглых с концентраторами, отмечается тенденция к охрупчиванию материала.

В шестой главе показано как параметры, характеризующие закономерности деформирования пластичных материалов на стадии разупрочнения (включая стадии зарождения и роста макротрещины), могут быть эффективно использованы для разработки достоверных экспресс-методов определения параметров поврежденности и трещиностойкости материалов.

Экспериментально установлено, что закон накопления повреждений, оцениваемый дефектом модуля упругости материала, и предельная поврежденность существенно зависят от типа испытываемого материала и условий температурно-силового нагружения. При этом, если независимо от схемы нагружения макротрещина растет по одному и тому же микромеханизму разрушения, то предельную поврежденность можно трактовать как константу материала.

Постадийный характер процесса разрыхления, формирования и роста макротрещины при деформировании является феноменологической основой предложенного метода оценки трещиностойкости пластичных материалов средней и низкой прочности по параметрам ниспадающих ветвей диаграмм деформирования. В качестве физического параметра, коррелирующего с трещиностойкостью материала, здесь принимается плотность энергии разрушения (удельная работа развития трещины) в форме

$$\lambda = \frac{P_K \cdot \Delta l_p}{2 F_K}, \quad (I)$$

где  $F_K$  - поперечное сечение образца в момент образования макротрещины, а смысл параметров  $P_K$ ,  $\Delta l_p$  иллюстрируется на рис.6.

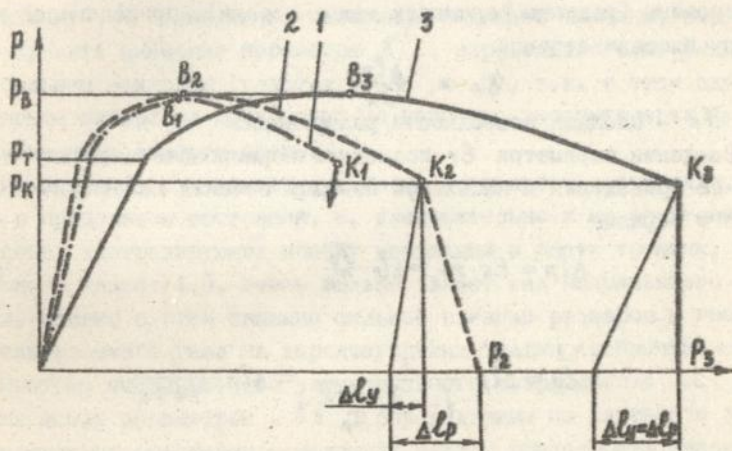


Рис.6. Диаграммы деформирования пластичного материала: 1 - работа разрушения меньше запаса упругой энергии системы; 2 - работа разрушения больше запаса упругой энергии системы; 3 - работа разрушения равна запасу упругой энергии системы.

Если использовать понятие критической длины  $l_p$  (кр) рабочей части образца, при которой упругая энергия, запасенная в образце в момент старта макротрещины, равна работе разрушения, то сопротивление материала распространению трещины можно связывать с плотностью упругой энергии разрушения при распространении по сечению  $F_k$  возникшей и стартовавшей макротрещины. При этом, осредненный модуль упругости материала, определяемый по методу разгрузок на базе, равной критической длине образца, в момент старта макротрещины для решения задач механики разрушения можно принять равным модулю Юнга материала. Тогда по аналогии с известным соотношением

$$G_{Ic} = \lambda = \frac{p_k \cdot \Delta l_p}{2 \cdot F_k} = \frac{(1 - \nu^2) \cdot K_{\lambda}^2}{E} \quad (2)$$

Трещиностойкость пластичного материала в момент старта отрывной макротрещины в центральной части образца, как показано выше, характеризуется плотностью энергии разрушения, т.е. параметром  $K_{\lambda}$ . Для случаев, когда микромеханизмы разрушения материала в зоне устья трещины в процессе ее развития не изменяются, оказалось формально удобным использовать некоторый приведенный параметр  $\varepsilon_f$ , представляющий собой удлинение за счет приращения макротрещины (разрыва перемычек между порами), приходящееся на единицу площади сечения

$$\varepsilon_f = \frac{\Delta l_p}{F_k},$$

где  $F_k$  - площадь поверхности разрушения.

Введение параметра  $\varepsilon_f$  позволяет нормировать величину  $\Delta l_p$  путем ее приведения к начальной площади сечения некоторого стандартного образца

$$\Delta \bar{l}_p = \varepsilon_f \cdot F_0 = \Delta l_p \frac{F_0}{F_k} \quad (3)$$

или

$$\Delta \bar{l}_p = \Delta l_p \cdot \frac{1}{1 - \frac{F_0 - F_k}{F_0}} = \Delta l_p \cdot \frac{1}{1 - \psi_k}$$

Таким образом

$$K_{\lambda} = \sqrt{S_k \cdot \Delta \bar{l}_p \cdot E} \quad (4)$$

где  $S_k$  - сопротивление материала отрыву.

Критерий (4) является аналогом силового критерия трещиностойкости  $K_{Ic}$ .

Формула (4) после несложных преобразований приводится к виду

$$K_{\lambda} = \sqrt{\frac{S_k \cdot \overline{\Delta \ell_p} \cdot S_k}{\varepsilon_y}} = S_k \sqrt{\frac{\overline{\Delta \ell_p} \cdot \ell_p}{\Delta \ell_y}}$$

Тогда, оперируя критической длиной образца  $\ell_p(k_p)$ , при которой  $\Delta \ell_y = \Delta \ell_p$ , получаем

$$K_{\lambda} = S_k \cdot \sqrt{\ell_p(k_p)} \quad (5)$$

Формула (5) наглядно показывает, что трещиностойкость материала - это сложная характеристика, синтезирующая прочностные и пластические свойства материала. Из ее анализа видно, что логичнее, особенно в случае пластичных материалов, говорить о критическом объеме напряженного материала, чем о критических размерах дефектов.

Концепцию  $K_{\lambda}$  можно распространить на все линейные участки диаграмм деформирования листовых материалов (см. гл.5), при этом за величину  $K_c$  листового материала заданной толщины, вероятно, можно принять значение параметра  $K'_1$ , определяемого по участку с наибольшим наклоном (участок II на рис.5), т.к. в этом случае разрушение материала происходит по наиболее энергетически выгодному механизму вязкого среза.

На параметры, характеризующие поврежденность материала, особенно в предельном состоянии, а, следовательно и на энергоемкость процессов, контролирующих момент инициации и роста трещины, как показано в главах 4,5, очень сильно влияет вид напряженного состояния. Именно с этим связано сильное влияние размеров и геометрии испытываемого тела на характеристики трещиностойкости материала. Поэтому очевидно, что универсального коэффициента  $\alpha$  корреляции между параметром  $K_{\lambda}$ , определяемым по плотности энергии разрушения материала в условиях слабой трехосности напряженного состояния у вершины трещины, и критическим коэффициентом интенсивности напряжений  $K_{Ic}$ , определяемым по плотности энергии разрушения такого же исходного материала в условиях плоской деформации, не существует. Однако, для отдельных классов материалов коэффициент  $\alpha$  можно считать константой. Показано, что для ряда

корпусных сталей, в частности, 15Х2МФА, 15Х2НМФА, а также для сталей 22К, 40Х, Ст3 и мартенситно-стареей стали значения коэффициентов  $\alpha$  находятся в диапазоне от 0,23 до 0,256, т.е. колеблются в небольших пределах. Малый разброс значений коэффициента  $\alpha$  для указанных сталей, вероятнее всего, можно объяснить подобием зависимостей плотности энергии разрушения от жесткости напряженного состояния.

Для правильного физического понимания полученных корреляционных связей для некоторых из исследованных сталей установлены конкретные функциональные зависимости между параметром  $K_\lambda$  и жесткостью напряженного состояния  $K\sigma$  в центральной части образцов в момент старта макротрещины.

Для определения параметра  $K\sigma$  в осесимметричных образцах, как показали специально поставленные опыты, наиболее точной оказалась формула Бриджмена

$$K\sigma = \frac{\bar{\sigma}_m}{\bar{\sigma}} = \frac{1}{3} + \ln\left(1 + \frac{\chi}{2R}\right), \quad (6)$$

где  $\bar{\sigma}_m$  и  $\bar{\sigma}$  - среднее напряжение и интенсивность напряжений;  $\chi$  и  $R$  - радиусы шейки и профиля образца в момент старта трещины.

Экспериментально построенные для ряда сталей зависимости  $K_\lambda$  от  $K\sigma$  хорошо описываются экспоненциальной функцией

$$K_\lambda = K_\lambda^{пред} \cdot \left(1 + \frac{\alpha}{\exp(\beta \cdot K\sigma)}\right). \quad (7)$$

При этом, для мартенситно-стареей стали и стали 15Х2МФА типа КШ60 константы материала  $\alpha$  и  $\beta$  равны соответственно 30; 15 и 2,9; 2,14, а условие плоской деформации для обеих сталей, при котором  $K_\lambda^{пред}$  выходит на асимптоту в поле разброса критических коэффициентов  $K_{Ic}$  сталей обеспечивается при  $K\sigma = 3,0 \dots 3,5$ .

При наличии этих данных становится физически объяснимой хорошая корреляция между параметрами  $K_\lambda$  и  $K_{Ic}$  для некоторых исследованных сталей. Действительно, жесткость напряженного состояния в момент старта макротрещины на гладких образцах из этих сталей с учетом сужения колебалась в пределах  $K\sigma = 0,75 \dots 0,8$ . Поэтому, в экспериментально полученной зависимости  $K_{Ic} = \alpha \cdot K_\lambda$  коэффициент  $\alpha$  имеет смысл отношения  $\alpha = K\sigma / K\sigma_{max}$ , где  $K\sigma$ ,  $K\sigma_{max}$  - соответственно жесткость напряженного состоя-

ния в момент старта макротрещины в шейке гладкого образца и образца с надрезом, обеспечивающим выход кривой  $K_{\lambda}(K_{\sigma})$  на асимптоту. Для рассматриваемого класса сталей

$$\alpha = \frac{K_{\sigma}}{K_{\sigma \max}} \cong 0,24.$$

Основываясь на разработанных феноменологических подходах оценки трещиностойкости пластичных материалов по параметрам ниспадающих участков полных диаграмм деформирования, в работе предложено также ряд оригинальных методов, позволяющих достоверно определять характеристики сопротивления листовых пластичных материалов развитию макротрещины в нагружаемом элементе по любому направлению, моделировать особенности процесса разрушения тонкостенных конструкций при неизотермических условиях нагружения, оценивать влияние предварительного динамического и циклического нагружения на сопротивление пластичного материала распространению трещины при последующем статическом нагружении.

В седьмой главе описан предложенный принципиально новый способ прогнозирования трещиностойкости сталей на малогабаритных образцах в зависимости от условий эксплуатации конструкции. Идея метода состоит в следующем. После определенной эксплуатационной наработки появляются признаки охрупчивания материала, кривая

$K_{\lambda}(K_{\sigma})$  располагается ниже кривой для материала в исходном состоянии (характеристики трещиностойкости уменьшаются) и смещена влево (для охрупченного материала степень жесткости напряженного состояния, при которой достигаются условия плоской деформации, естественно, ниже по сравнению с материалом в исходном состоянии). При дальнейшей наработке материал продолжает охрупчиваться, а соответствующие кривые  $K_{\lambda}^{нар.}(K_{\sigma}^{нар.})$  продолжают снижаться и смещаться влево, вырождаясь в пределе в точку с ординатой  $K_{\sigma}^{кр.}$ , соответствующей критическому коэффициенту интенсивности напряжений полностью охрупченного материала. Из соотношения Бриджмена при хрупком разрушении, когда  $R = \infty$ , получаем

$$K_{\sigma}^{кр.} = \frac{1}{3}.$$

Таким образом, вся область возможных значений характеристик трещиностойкости материала, соответствующих различной жесткости напряженного состояния и различной наработке в плоскости  $K_{\lambda}-K_{\sigma}$  ограничена неким криволинейным треугольником (рис.7), стороны которого представляют собой зависимости характеристик трещиностойкости от жесткости напряженного состояния: одна (кривая I) - для

исходного материала при наличии концентраторов различной жесткости, вторая (кривая 2) – для гладкого образца из материала с различной наработкой и третья (кривая 3) – для образцов из материала с различной наработкой с концентраторами, обеспечивающими жесткость напряженного состояния материала, при которой достигается условия плоской деформации (происходит квазихрупкое разрушение).

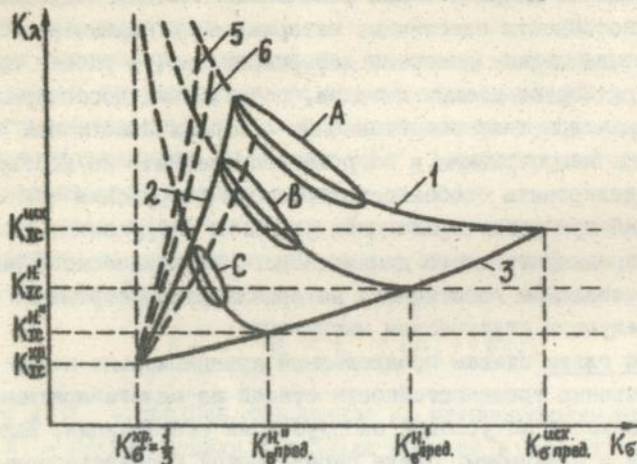


Рис.7. Зависимость характеристик трещиностойкости пластичной стали от жесткости напряженного состояния и наработки: 1-4 – обозначения в тексте; 5 – для гладких образцов с толщиной, меньшей толщины стандартного образца из материала с различной наработкой; 6 – для образцов с заданным надрезом с толщиной, меньшей толщины стандартного образца из материала с различной наработкой.

Естественно, что при испытании малогабаритных образцов из пластичных материалов даже с исходным концентратором напряжений в виде усталостной трещины невозможно достичь в момент ее старта стесненности, соответствующей условиям плоской деформации. Тем не менее, даже при обычных круговых концентраторах с различными радиусом и глубиной диапазон изменения параметра  $K\sigma$  в момент старта трещины оказывается достаточным, чтобы, экспериментально уловив перегиб кривой  $K_I(K\sigma)$  при выходе на асимптоту, соответствующую значению  $K_{IIc}$  материала, можно было с необходимой достоверностью по данным испытаний малогабаритных образцов в областях А, В, С (см. рис.7) прогнозировать величину  $K_{IIc}$  материала с учетом любой эксплуатационной наработки.

Установив закономерности изменения кривых  $K_{\lambda}(K_{\sigma})$  с учетом наработки, возможно прогнозировать величину  $K_{Ic}$  с учетом реального времени наработки  $\tau$  материала по данным единичных испытаний малогабаритных образцов одной серии (гладких или с любым другим надрезом), используя закон изменения кривых 2 или 4 от времени наработки  $\tau$  (здесь кривая 4 представляет собой зависимость характеристик трещиностойкости от жесткости напряженного состояния для образца с заданным надрезом из материала с различной наработкой) и  $K_{\lambda}(K_{\sigma})$  с учетом наработки (см. рис.7).

Предложенная схема оценки трещиностойкости сталей на малогабаритных образцах с учетом наработки и вида напряженного состояния апробирована на корпусной стали 15Х2МФА в разных состояниях. На рис.8,а приведены экспериментально полученные результаты для сталей КП 60, КП 80, КП 100.

С увеличением наработки (сталь КП 100) соответствующая кривая  $K_{\lambda}(K_{\sigma})$  действительно трансформируется таким образом, что в пределе вырождается в точку с ординатой  $K_{Ic}^{kp}$ , соответствующей критическому коэффициенту интенсивности напряжений полностью охрупченного материала. При этом  $K_{\sigma}^{kp} = 1/3$ .

Таким образом, вся область возможных значений характеристик трещиностойкости материала, соответствующих различной жесткости напряженного состояния и различной наработке в координатах  $K_{\lambda}-K_{\sigma}-\tau$  ограничена поверхностью, форма которой показана на рис.8,б.

Интересно отметить, что описанный подход позволяет эффективно определять величину  $K_{Ic}$  материала по данным испытаний образцов с размерами, существенно меньшими размеров стандартных образцов на растяжение (диаметром 8-10 мм), в том числе и плоских, если на ниспадающей кривой полных диаграмм деформирования после старта макротрещины надежно фиксируется линейный ниспадающий участок  $KS$ . В данном случае корреляция параметров  $K_{Ic}$  осуществляется со значениями параметров  $K_{\lambda}$ , полученными в областях левее областей А,В,С (см.рис.7).

На рис.8,а на соответствующие кривые  $K_{\lambda}(K_{\sigma})$  для сталей КП 60, КП 80, КП 100 нанесены также значения параметров  $K_{\lambda}$ , полученных при испытании плоских образцов (светлые точки).

В работе предложена методика прогнозирования температурных зависимостей трещиностойкости материалов с учетом наработки по результатам испытаний плоских малогабаритных образцов в условиях

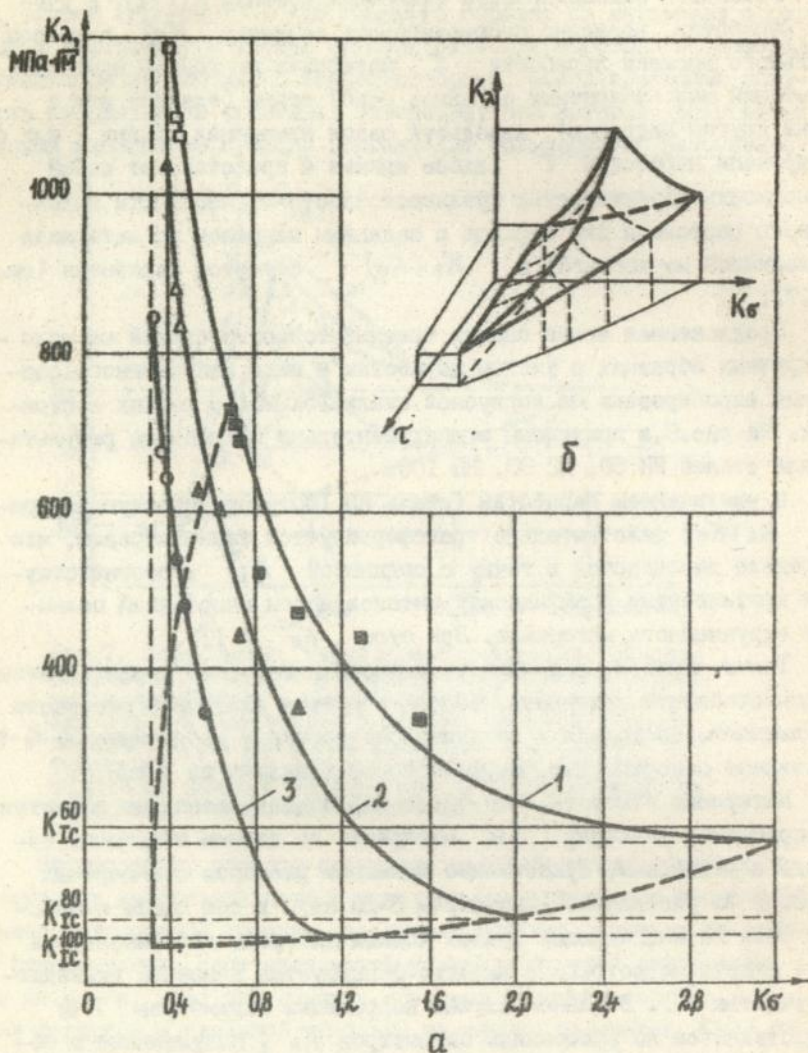


Рис.8. Зависимости  $K_\lambda (K_\sigma)$  для стали I5X2MFA в разных состояниях:  
 1 - сталь типа КИ 60; 2 - сталь типа КИ 80;  
 3 - сталь типа КИ 100 (□, Δ, ○ - соответствует данным испытаний плоских образцов).

равновесного деформирования, при которой отпадает необходимость в трудоемкой операции по определению жесткости напряженного состояния металла в момент старта макротрещины.

По предлагаемому способу критические значения коэффициентов интенсивности напряжений для материала с заданной базой наработки при заданных температурах  $K_{Ic}^{t^{\circ}}$  определяют по формуле

$$K_{Ic}^{t^{\circ}} = \alpha_{нар}^{t^{\circ}} \cdot K_{\lambda}^{t^{\circ}}, \quad (8)$$

где  $\alpha_{нар}^{t^{\circ}}$  - параметр, характеризующий свойства материала с заданной базой наработки при заданной температуре, определяемый по экспериментально обоснованным зависимостям  $\alpha_{нар}^{t^{\circ}}(t^{\circ}, \alpha_{исх}^{комм})$ ;

$K_{\lambda}^{t^{\circ}}$  - значения характеристик трещиностойкости, определяемые путем испытаний малогабаритных образцов из материала с заданной базой наработки при различных температурах.

Апробация разработанных методик проводилась в ИАЭ им. И. В. Курчатова. В качестве объекта исследования выбрана корпусная сталь 15Х2НМЗА в облученном состоянии (наработанный флюенс  $F = 3 \cdot 10^{24}$  н/м<sup>2</sup>).

Показано удовлетворительное соответствие между результатами, полученными по предлагаемому способу, и характеристиками трещиностойкости стали 15Х2НМЗА в облученном состоянии, полученными на стандартных образцах СТ1 и СТО5 при различных температурах.

#### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В диссертации обобщены результаты исследования не изученных ранее аспектов механики деформируемого твердого тела, связанных с особенностями процесса деформирования и кинетики разрушения конструкционных материалов на заключительной стадии при различных температурно-силовых условиях нагружения. Совокупность этих результатов представляет собой решение актуальной научной проблемы, состоящей в разработке новых концепций в механике материалов, на основе которых дана научно обоснованная интерпретация механизмов зарождения и постадийного развития разрушения, созданы доступные и, в то же время, достаточно достоверные методы оценки сопротивления материалов разрушению по результатам испытаний малогабаритных образцов.

К основным результатам выполненного исследования относятся следующие:

1. Теоретически и экспериментально обоснован метод исследования кинетики разрушения пластичных материалов и определения характеристик их сопротивления разрушению на малогабаритных образцах с использованием полных диаграмм деформирования.

2. Разработан комплекс оригинальных испытательных средств для исследования механических свойств конструкционных материалов в условиях жесткого нагружения, позволяющих получать полные (включающие второй ниспадающий до оси абсцисс участок) диаграммы деформирования пластичных материалов в любых структурных состояниях.

3. На основе феноменологического и металлофизического анализа особенностей деформирования конструкционных материалов разных классов, значительно отличающихся по параметрам трещиностойкости, показано полное качественное подобие у них процесса накопления повреждений и образования макротрещины, в том числе при различных видах напряженного состояния и температурах. В частности, обнаружена общая для материалов устойчивая стадийность процесса накопления и развития повреждений при деформировании в различных условиях температурно-силового нагружения.

4. Установлено, что особенности микромеханизма образования и роста макротрещины в материалах разных классов полностью коррелируют с наклоном начального участка и формой ниспадающей ветви диаграммы деформирования.

5. Разработаны феноменологические основы оценки сопротивления материалов развитию разрушения по параметрам ниспадающих участков полных диаграмм деформирования. С помощью метода полных диаграмм решены методические вопросы определения характеристик сопротивления листовых пластичных материалов развитию макротрещины по толщине и по ширине нагружаемого элемента; изучены и смоделированы особенности процесса разрушения тонкостенных конструкций при неизотермических условиях нагружения; исследованы процессы накопления повреждений с количественной оценкой степени поврежденности материала на всех стадиях, в том числе в момент макроразрушения; даны оценки влияния предварительного динамического и циклического нагружения на сопротивление пластичного материала распространению трещины при последующем статическом нагружении.

6. Для различных сталей экспериментально установлены физически обоснованные зависимости между характеристиками трещиностойкости, определяемыми по параметрам ниспадающих участков пол-

ных диаграмм деформирования, и жесткостью напряженного состояния материала в момент старта трещины. Экспериментально подтверждена принципиальная возможность достоверной оценки трещиностойкости пластичных материалов на основе набора полных диаграмм деформирования, полученных на малогабаритных образцах с разными концентраторами.

7. Теоретически и экспериментально обоснованы, в том числе по результатам металлофизических исследований процесса разрушения корпусных сталей, новые способы прогнозирования трещиностойкости сталей по результатам испытаний малогабаритных образцов с учетом влияния температурного режима нагружения, вида напряженного состояния и наработки.

Основные результаты выполненной работы нашли отражение в следующих публикациях:

1. Лебедев А.А., Чаусов Н.Г. Установка для испытания материалов с построением полностью равновесных диаграмм деформирования // Пробл.прочности. - 1981. - № 12. - С. 104-106.

2. Исследование кинетики разрушения пластичных материалов на заключительной стадии деформирования / А.А.Лебедев, О.И.Марусий, Н.Г.Чаусов, Л.В.Зайцева // Там же. - 1981. - № 1. - С. 12-18.

3. Чаусов Н.Г. Тензомер для измерения продольных и поперечных деформаций в шейке испытуемого образца // Там же. - 1982. - № 2. - С. 101-102.

4. Лебедев А.А., Чаусов Н.Г. К оценке трещиностойкости пластичных материалов // Там же. - 1982. - № 2. - С. 11-13.

5. А.с. 920445 СССР, МФИ<sup>4</sup> ГОИ № 3/08. Способ испытания материалов на растяжение / А.А.Лебедев, Н.Г.Чаусов // Открытия, Изобретения. - 1982. - № 14. - С. 155-156.

6. Лебедев А.А., Чаусов Н.Г. Феноменологические основы оценки трещиностойкости материалов по параметрам спадающих участков диаграмм деформаций // Пробл.прочности. - 1983. - № 2. - С. 6-10.

7. Чаусов Н.Г. Замечания к статье Ю.И.Рагозина, Ю.Я.Антипова "Метод ускоренного испытания металлических материалов на вязкость разрушения  $K_{Ic}$ " // Там же. - 1984. - № 2. - С. 32-33.

8. Чаусов Н.Г. О влиянии размеров образца на параметры трещиностойкости, определяемые на основании полных диаграмм деформирования // Там же. - 1984. - № 3. - С. 39-41.

9. Марусий О.И., Чаусов Н.Г., Зайцева Л.В. Влияние кристаллографической ориентации на разрушение монокристаллов сплава ЖСФ // Там же. - 1984. - № 5. - С. 86-90.

10. А.с. 1188572 СССР, МКИ<sup>4</sup> ГОI № 3/08. Плоский симметричный образец для испытаний на растяжение / А.А.Лебедев, Ю.Л.Евецкий, Н.Г.Чаусов // Открытия. Изобретения. - 1985. - № 40. - С. 161.

11. Лебедев А.А., Чаусов Н.Г. Физические и феноменологические аспекты повреждаемости металлов при пластическом деформировании / Межв. сборник. Обработка металлов давлением. - Свердловск. - 1985. - № 12. - С. 6-10.

12. А.с. 1224552 СССР, МКИ<sup>4</sup> ГОI В5/30. Тензомер / Ю.Л.Евецкий, Н.Г.Чаусов // Открытия. Изобретения. - 1986. - № 14. - С.154.

13. Лебедев А.А., Чаусов Н.Г., Евецкий Ю.Л. Методика построения полных диаграмм деформирования листовых материалов // Пробл. прочности. - 1986. - № 9. - С. 29-32.

14. А.с. 1373119 СССР, МКИ<sup>4</sup> ГОI № 3/08. Плоский симметричный образец для испытаний на растяжение / А.А.Лебедев, Н.Г.Чаусов, Ю.Л.Евецкий // Открытия. Изобретения. - 1988. - № 5. - С. 260.

15. А.с. 1373120 СССР, МКИ<sup>4</sup> ГОI № 3/00. Способ испытания листового материала / А.А.Лебедев, Н.Г.Чаусов, Ю.Л.Евецкий // Открытия. Изобретения. - 1988. - № 5. - С. 260.

16. Ламашевский В.П., Чаусов Н.Г., Крамаренко И.В. К оценке трещиностойкости зон термического влияния сварных соединений по параметрам ниспадающих участков диаграмм деформирования // Материалы научно-технического семинара "Конструкционная прочность и механика разрушения сварных соединений". - Ленинград. - ЛДНТИ. - 1986. - С. 80-84.

17. А.с. 1393053 СССР, МКИ<sup>4</sup> ГОI № 3/08. Способ определения предельного значения дефекта модуля упругости материала / А.А.Лебедев, Н.Г.Чаусов, Ю.Л.Евецкий // Открытия. Изобретения. - 1988. - № 16. - С. 254.

18. А.с. 1473508 СССР, МКИ<sup>4</sup> ГОI № 3/00. Способ испытания материалов на трещинообразование / В.В.Косарчук, Ю.Л.Евецкий, Н.Г.Чаусов // Открытия. Изобретения. - 1989. - № 14. - С. 270.

19. Чаусов Н.Г. О неустойчивости роста макротрещины в плоских образцах из пластичных материалов // Пробл. прочности. - 1986.

- № 6. - С. 15-18.

20. А.с. 1521019 СССР МКИ<sup>4</sup> G01 № 3/00. Способ определения запаса прочности конструкции по величине трещиностойкости материала / А.А.Лебедев, Н.Г.Чаусов, Д.Л.Евецкий // Открытия. Изобретения. - 1989. - № 41. - С. 275.

21. А.с. 1522893 СССР, МКИ<sup>4</sup> G01 № 3/00. Способ определения сопротивления листового материала распространению трещины / А.А.Лебедев, Н.Г.Чаусов, Д.Л.Евецкий // Открытия. Изобретения. - 1989. - № 42. - С. 289.

22. Кинетика разрушения листового пластичного материала на заключительной стадии деформирования / А.А.Лебедев, Н.Г.Чаусов, О.И.Марусий и др. // Пробл.прочности. - 1988. - № 12. - С. 18-25.

23. Лебедев А.А., Чаусов Н.Г. Экспресс-метод оценки трещиностойкости пластичных материалов: Препр./ АН Украины. Ин-т пробл. прочности. - Киев, 1988. - 43 с.

24. Чаусов Н.Г., Евецкий Д.Л., Лебедев А.А. Кинетика разрушения пластичных материалов при неизотермическом нагружении // Пробл.прочности. - 1989. - № 2. - С. 12-16.

25. Кинетика разрушения листовой аустенитной стали на заключительной стадии деформирования / А.А.Лебедев, Н.Г.Чаусов, О.И.Марусий и др. // Там же. - 1989. - № 3. - С. 16-21.

26. Лебедев А.А., Чаусов Н.Г., Евецкий Д.Л. Определение параметров поврежденности пластичных материалов на стадии разупрочнения // Там же. - 1989. - № 9. - С. 14-18.

27. А.с. 1572200 СССР МКИ<sup>4</sup> G01 № 3/08. Способ испытания материалов на растяжение / А.А.Лебедев, Н.Г.Чаусов, Д.Л.Евецкий // Открытия. Изобретения. - 1990. - № 22. - С. 273.

28. А.с. 1572204 СССР МКИ<sup>4</sup> G01 № 3/32. Способ оценки сопротивления материала распространению трещины / Н.Г.Чаусов, Д.Л.Евецкий // Открытия. Изобретения. - 1990. - № 22. - С. 273.

29. Чаусов Н.Г. Методы построения и анализа полных диаграмм деформирования материалов // Всесоюз. научно-техн. конф. "Совершенствование технической эксплуатации корпусов судов". Тез. докл. - Калининград: КТИРПХ. - 1989. - С. 195-196.

30. А.с. 1632151 СССР МКИ<sup>4</sup> G01 № 33/20, G01 № 3/00. Способ определения характера и причин разрушения деталей / А.А.Лебедев, Н.Г.Чаусов, О.И.Марусий, Д.Л.Евецкий // Открытия. Изобретения. - 1991. - № 8. - С. 196.

31. Чаусов Н.Г., Недосека С.А. Кинетика разрушения материалов при неоднородных механических свойствах // Межд. конф. "Сварные конструкции". Тез.докл. - Киев. ИЭС им.Е.О.Патона. - 1990. - С. 230.

32. Положительное решение на заявку 4666402/28. Плоский симметричный образец для испытаний на растяжение / Н.Г.Чаусов. - Принято 26.06.90г.

33. Чаусов Н.Г. Энергоемкость разрушения стали при равновесном деформировании с учетом напряженного состояния // Трещиностойкость материалов и элементов конструкций: III Всесоюз. симпозиум (Житомир, 1990): Тез.докл. - Киев, 1990. - ч.2. - С. 92.

34. Чаусов Н.Г., Марусий О.И., Лебедев А.А. Влияние вида напряженного состояния на микромеханизмы разрушения мартенситно-старевшей стали в условиях равновесного деформирования // Пробл.прочности. - 1991. - № 3. - С. 74-79.

35. Положительное решение на заявку 4840931/28. Способ оценки поврежденности деформируемого материала / А.А.Лебедев, Н.Г.Чаусов, Л.В.Зайцева. - Принято 18.09.91г.

36. Лебедев А.А., Чаусов Н.Г., Зайцева Л.В. Влияние вида напряженного состояния на кинетику разрушения и трещиностойкость мартенситно-старевшей стали. Сообщение I. Исследование стадийности процесса разрушения // Пробл.прочности. - 1991. - № 8. - С. 3-13.

37. Лебедев А.А., Чаусов Н.Г., Зайцева Л.В. Влияние вида напряженного состояния на кинетику разрушения и трещиностойкость мартенситно-старевшей стали. Сообщение 2. Оценка трещиностойкости стали // Там же. - 1991. - № 8. - С. 14-18.

38. Положительное решение на заявку 4916669/28. Способ прогнозирования трещиностойкости материала в зависимости от условий эксплуатации конструкции / А.А.Лебедев, Н.Г.Чаусов, Д.Г. Драгунов и др. - Принято 23.01.92г.

39. Чаусов Н.Г. Полные диаграммы деформирования как источник информации о кинетике разрушения материала // Прочность материалов и элементов конструкций при сложном напряженном состоянии: IV Всесоюз. симпозиум (Севастополь, 1992): Тез.докл. - Киев, 1992. - С. 69.

40. Lebedev A.A., Chausov N.G. Solution of fracture mechanics problems using complete stress-strain diagrams of materials // Proc. 7th Eur. Conf. on Fracture. Budapest, Hungary. 1988. - 1. - P. 118-120.

*Lebedev*

Подп. к печ. 6.XI.92. Формат 60x84/16. Бум.офс. Офс.печ.  
Усл.печ.л.1,63. Усл.кр.-отт. 1,75. Уч.-изд.л. 1,75.  
Тираж 100 экз. Заказ 298. Бесплатно.

---

Участок ротационной печати ОНТИ ИПП АН Украины  
252014 Киев 14, ул.Тимирязевская,2.

419043

AB 26.202

**AB 26.202**