

6
A45

Академия наук Латвийской ССР
Объединенный совет
отделения физических и технических наук

НА ПРАВАХ РУКОПИСИ

Ю. П. Григорьев

**ИССЛЕДОВАНИЕ
ПОВРЕЖДАЕМОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ
ПРИ ПРОГРАММНОМ НАГРУЖЕНИИ**

022 — сопротивление материалов и строительная механика

**Автореферат
диссертации на соискание
ученой степени доктора технических наук**

РИГА — 1970

АКАДЕМИЯ НАУК ЛАТВИЙСКОЙ ССР
ОБЪЕДИНЕННЫЙ СОВЕТ
ОТДЕЛЕНИЯ ФИЗИЧЕСКИХ И ТЕХНИЧЕСКИХ НАУК

На правах рукописи

Ю. П. Григорьев

ИССЛЕДОВАНИЕ
ПОВРЕЖДАЕМОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ
ПРИ
ПРОГРАММНОМ НАГРУЖЕНИИ

022 - сопротивление материалов и строительная механика

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

Рига - 1970

Детали современных машин и элементы конструкций нередко работают в тяжелых условиях, подвергаясь воздействию нестационарных нагрузок, вызывающих в металле напряжения, изменяющиеся во времени случайным образом. Стремление к облегчению конструкции неизбежно ведет к повышению расчетных напряжений, так что в ряде случаев в деталях допускается возникновение переменных напряжений с максимальной амплитудой, близкой к пределу пропорциональности материала, и уж во всяком случае превышающих предел выносливости.

При расчете таких конструкций крайне важным является установление безопасного срока, в течение которого вероятность разрушения детали была бы минимальной. Применяемые в настоящее время методы определения долговечности деталей по своей сути носят статический характер, так как они исходят из неизменности свойств металла в процессе нагружения и учитывают особенности воздействия переменной нагрузки путем уменьшения величины допускаемого напряжения, определяемого экспериментальным путем.

Статический расчет связан с представлением о внезапности разрушения металла в момент достижения нагрузкой некоторой предельной величины и никакие поправки, вводимые в расчетные формулы не могут учесть влияния реальных процессов, протекающих в металле под действием переменной нагрузки. Многочисленные эксперименты и практика эксплуатации реальных конструкций показывают, что разрушение материала является процессом, протекающим во времени. Развитие этого процесса существенным образом зависит от характера нагрузок, порядка их чередования и от внешних условий, в которых работает рассматриваемая деталь.

В ходе нагружения исходный материал постепенно изменяет свое состояние и если даже его структура и осредненные механические характеристики остаются неизменными, то все же имеет место систематическое накопление локальных изменений, которые по истечении достаточно большого промежутка времени настолько ослабляют деталь, что она может разрушиться под нагрузкой, значительно меньшей ее максимальной величины для неповрежденного материала.

Решая вопрос о прочности и долговечности деталей, подвергающихся воздействию переменной нагрузки, современная наука широко использует методы теории вероятности и математической статистики. Взгляды на природу разрушения твердого тела начинают претерпевать значительные изменения, в результате которых намечается отход от детерминистических решений. Возникают теории, рассматривающие твердое тело как статистический ансамбль материальных частиц, испытывающих случайные внешние воздействия.

Однако построение универсальной статистической теории разрушения металлов все еще является делом будущего, несмотря на значительные экспериментальные и теоретические результаты, полученные в СССР и за границей в последние десятилетия. Особенно большие успехи были достигнуты в области изучения строения кристаллических тел и их поведения под действием внешних нагрузок. Экспериментальное исследование дислокаций в металлах позволило объяснить целый ряд явлений, ранее трактовавшихся с чисто феноменологических позиций (пластическая деформация, ползучесть, релаксация напряжений, процесс возникновения и распространения трещины и т.п.).

Теория дислокаций позволила выяснить причины сильного различия между теоретической прочностью и прочностью реальных тел и наметить пути создания сверхпрочных металлов (школа И.А. Одингга). Наряду с иностранными учеными (Франком, Ридом, Зеегером, Коттереллом, Моттом, Набарро и др.), большая роль в развитии и применении теории дислокаций к изучению процесса разрушения принадлежит советским ученым: Я.И. Френкелю, Т.А. Конторовой, С.Н. Журкову, В.С. Ивановой и др.

Большие успехи в изучении механизма деформации и разрушения твердых тел с феноменологической точки зрения были достигнуты в работах ученых школы Н.Н. Давиденкова, в работах Я.Б. Фридмана, М.В. Классен-Неклюдовой, С.И. Кишкиной-Ратнер и др. Эти работы представляют собой необходимое звено, соединяющее область исследований физиков и металлургов с исследованиями специалистов по теории упругости и теории пластичности.

Большое количество работ советских ученых посвящено развитию методов расчета напряженного состояния, базирующихся на представлениях механики сплошных сред. Среди фундаментальных трудов в этой области следует отметить работы А.Ю. Ишлинского, А.А. Ильюшина, Ю.Н. Работнова, Л.М. Качанова, В.В. Соколовского и др.

Недостаточность классического подхода к решению задач разрушения твердого тела вызвала появление серии работ статистического направления, среди которых следует отметить труды В.Вейбулла, А.Фрейденталя, Е.Гасснера, Н.Н. Афанасьева, С.Д. Волкова, В.В. Болотина, Х.Б. Кордонского и др.

Очень большой вклад в науку об усталостной прочности в статистическом аспекте внесен С.В. Серенсенем и его учениками, в трудах которых экспериментальный подход сочетается с применением современного статистического аппарата.

В целом за последние годы накоплен громадный экспериментальный материал, создано много расчетных схем и получен ряд частных решений, не всегда, однако, увязывающихся друг с другом. Эти результаты требуют тщательного анализа и систематизации с целью выработки единого подхода к модели процесса разрушения твердого тела.

Попытки объяснить природу разрушения привели к созданию различных моделей накопления повреждений под нагрузкой. Наиболее распространенная модель Гриффитса до настоящего времени является и наиболее приемлемой. Созданная для объяснения разрушения хрупких тел, она широко применяется и для анализа пластического разрушения.

Весьма многообещающей является энергетическая трактовка процесса разрушения, еще не получившая должного развития. Первые работы, устанавливающие энергетические критерии разрушения

и сопоставляющие энергию, затрачиваемую на разрушение с энергией плавления металла, появились в сороковых годах (Фюрт, Эрнест и Мергент, Зайбель). Позднее энергетический критерий был положен в основу работ В.С. Ивановой, устанавливающих условия повреждаемости металла под действием переменной нагрузки.

Очень интересна трактовка разрушения как следствия возникновения неустойчивого состояния кристаллической решетки металла. Эта точка зрения была выдвинута В.А. Ждановым и В.Ф. Ковуновым применительно к однородной кристаллической решетке бесконечных размеров. А.К. Малмейстером была рассмотрена устойчивость четырехатомной модели кристаллического элемента и раскрыты закономерности локальной потери устойчивости, приводящие к возникновению двойников в кристалле. Такой подход позволяет получить критерии разрушения металла с учетом особенностей, вносимых пластической деформацией.

В настоящей работе излагаются результаты экспериментального изучения закономерностей развития деформации и вызываемого ею накопления повреждений при простом растяжении или сжатии гладких цилиндрических образцов силой, изменяющейся во времени по заранее известному закону, начиная с квазистатической нагрузки и до нагрузки, меняющейся по произвольной многоступенчатой программе. Полученные автором экспериментальные кривые послужили основой для инженерного метода суммирования повреждений, учитывающего статистическую природу явления разрушения. Результаты данного исследования допускают распространение на случай сложного напряженного состояния и могут быть применены для расчета долговечности реальных деталей с учетом влияния концентраторов напряжений. Для выяснения влияния пластической деформации на закономерности накопления повреждений в металле проведены эксперименты, давшие, наряду с подтверждением общеизвестных фактов, некоторые новые сведения о влиянии наклепа на механические свойства металлов.

Небольшие локальные изменения в металле, предшествующие разрушению, не могут вызвать заметных изменений механических характеристик (в среднем). Их влияние проявляется в виде так называемых упругих несовершенств, наличие которых не учитывается современными теориями разрушения. Петля гистерезиса, уп-

ругое последствие, влияние наклепа на упругие характеристики металла - все эти хорошо известные вторичные эффекты изучаются, как правило, с узко прикладными целями, например, при исследовании демпфирующих свойств металлов.

Одной из задач данной работы было установление закономерностей влияния пластической деформации на упругие характеристики металла и определение изменений, вызываемых в диаграмме растяжения вариациями порядка приложения нагрузок.

Второй задачей являлось подробное изучение и построение полной кривой усталости на всем диапазоне изменения максимальных напряжений цикла нагрузки от временного сопротивления материала до предела выносливости. На базе этих исследований предложен метод нелинейного суммирования повреждений для вычисления долговечности образца, подвергающегося воздействию нестационарной нагрузки.

Сопоставление данных, полученных экспериментальным путем, позволило сформулировать некоторые новые положения о механизме развития разрушения металла и о роли пластической деформации в процессе подготовки разрушения. Эти положения увязаны с представлением о дислокационной структуре реальных металлов и положены в основу статистической реологической модели. Последняя представляет собой расчетный аппарат для получения кривых усталостной повреждаемости и разрушения.

Работа состоит из введения и семи глав.

Г л а в а I. Механические характеристики пластически деформированного металла. Она содержит обобщение и развитие работ Ж.Мюира и А.М. Жукова по экспериментальному исследованию влияния пластической деформации на упругие характеристики металлов.

Установлено, что пластическая деформация металлов ведет к существенному искривлению начального (квазилинейного) участка диаграммы при повторном растяжении. Модуль упругости стали значительно уменьшается, коэффициент поперечной деформации увеличивается. Влияние пластической деформации проявляется независимо от знака напряжений, вызывающих наклеп. Если знаки предварительной пластической деформации и напряжений, при ко-

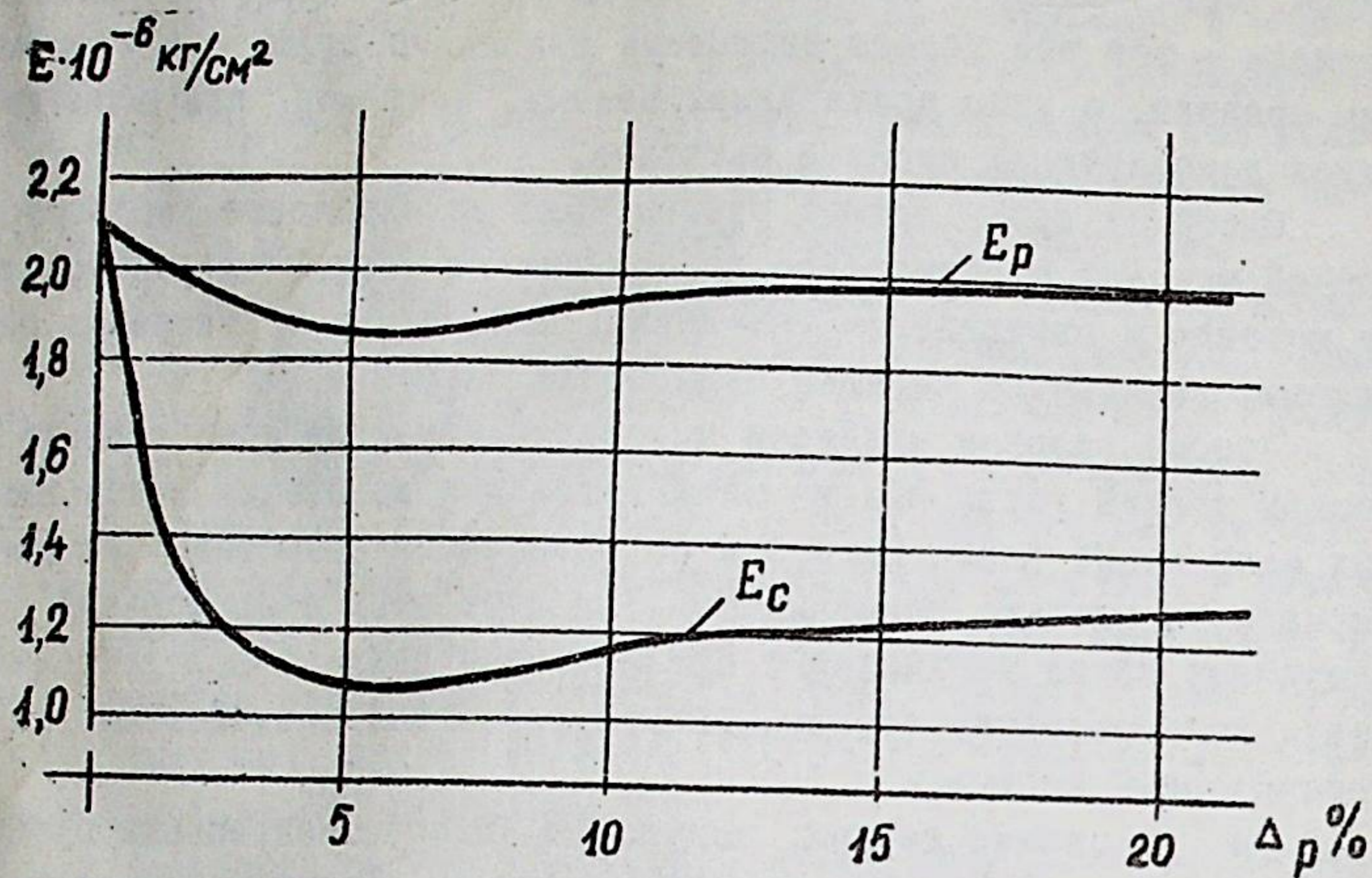


Рис. 1

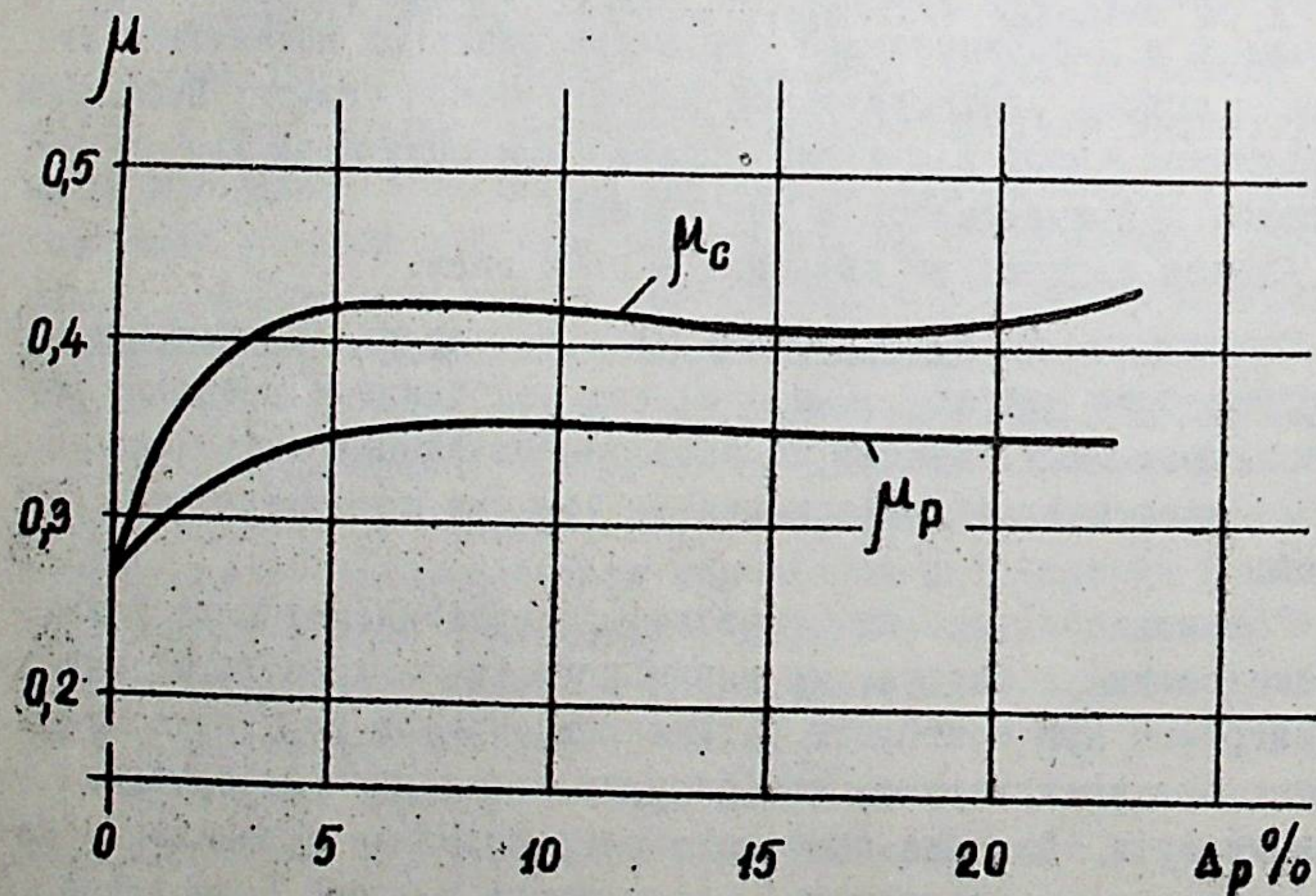


Рис. 2

торых определяется текущий модуль, совпадают, то падение модуля оказывается не столь значительным (составляет 5 - 15% от первоначальной величины). Наклеп противоположного знака вызывает уменьшение модуля, достигающее до 40%. Переход от пульсирующего цикла нагрузки при наклепе к знакопеременному циклу ведет к резкому уменьшению текущего модуля и предела пропорциональности по сравнению с исходным материалом.

На рис. 1 показаны кривые изменения модуля упругости стали 30ХГСА в зависимости от величины предварительной пластической деформации растяжения $\Delta p \%$ (E_p - модуль при последующем растяжении, E_c - модуль при сжатии).

Максимум падения величины модуля упругости соответствует значениям предварительной пластической деформации Δp от 0,5% до 5% (для различных сталей). Дальнейшее увеличение наклепа ведет к уменьшению падения модуля.

Изменение коэффициента поперечной деформации μ наклепанного материала противоположно изменению модуля упругости. Как это видно на рис. 2, коэффициент поперечной деформации при малых значениях Δp возрастает, а затем остается примерно постоянным. Величина максимального изменения зависит от знака пластической деформации: наклеп растяжением Δp увеличивает коэффициент поперечной деформации при растяжении μ_p на 6 - 8%, а при сжатии μ_c - на 10 - 12%.

Изменения упругих свойств исследованных сталей после наклепа оказываются нестабильными. С течением времени исходные свойства материала восстанавливаются. При нормальной температуре процесс восстановления протекает очень медленно и для полного возврата свойств требуется промежуток времени около полугода. На рис. 3 показаны кривые восстановления модуля упругости стали 30ХГСА с течением времени. Кривая 1 дает величины модуля стали сразу после наклепа Δp . Кривая 2 - после выдержки в разгруженном состоянии в течение суток, кривая 3 - после недельной выдержки, кривая 4 - после выдержки в 5 месяцев. Последняя кривая близка к кривой 0 для исходного (не наклепанного) материала.

Наклепанный материал обладает широкой петлей гистерезиса, которая расширяется по мере увеличения предварительной пласти-

ческой деформации Δp . Отдых в разгруженном состоянии ведет к уменьшению ширины петли.

Процесс отдыха наклепанной стали ускоряется в результате приложения пульсирующей нагрузки с небольшим максимальным напряжением. Наблюдается полный возврат свойств после приложения нескольких сотен тысяч циклов переменной нагрузки.

Полученные данные расширяют и обобщают представление о явлении, известном под названием эффекта Баушингера. Они могут быть использованы для объяснения процессов накопления внутренних изменений в металле, находящемся под действием переменной нагрузки.

Кроме прямых измерений, падение модуля упругости наклепанного материала доказывается опытами по определению критических напряжений сжатых стальных стержней. На рис. 4 черными точками показаны экспериментальные значения критических напряжений ненаклепанных стальных стержней (сплошная кривая — расчетная кривая, полученная при значении модуля упругости ненаклепанного материала). Крестиками изображены экспериментальные величины критических напряжений для стержней, получивших предварительный наклеп растяжением ($\Delta p = 1\%$). В среднем падение критических напряжений составляет около 40%, что соответствует величине уменьшения модуля в результате наклепа (расчетная кривая при этом значении модуля показана пунктиром). Увеличение модуля E_c при отдыхе после наклепа ведет и к повышению критических напряжений (соответствующие экспериментальные точки на рис. 4 показаны кружками).

Замеченные закономерности изменения модуля наклепанного материала могут оказаться полезными при анализе причин разрушения сооружений и конструкций, последовавшего в результате потери устойчивости латых элементов. Небольшие пластические деформации растяжения, возникающие вследствие изменения температуры или из-за случайных перегрузок, ведут к значительному уменьшению критических напряжений, которое до настоящего времени при расчете не учитывалось.

Повторные пластические деформации небольшой величины ведут к накоплению изменений в металле и значительному падению

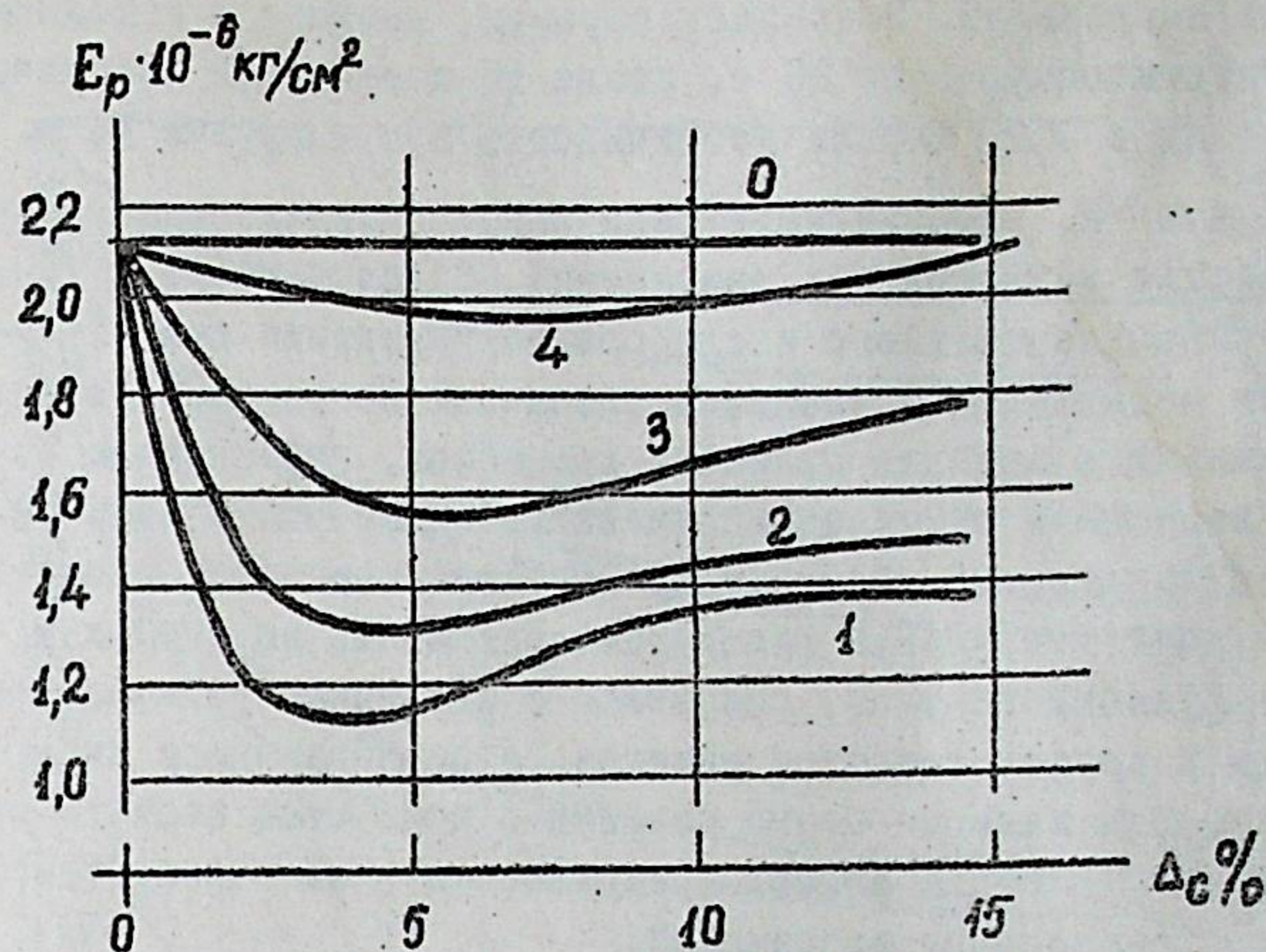


Рис. 3

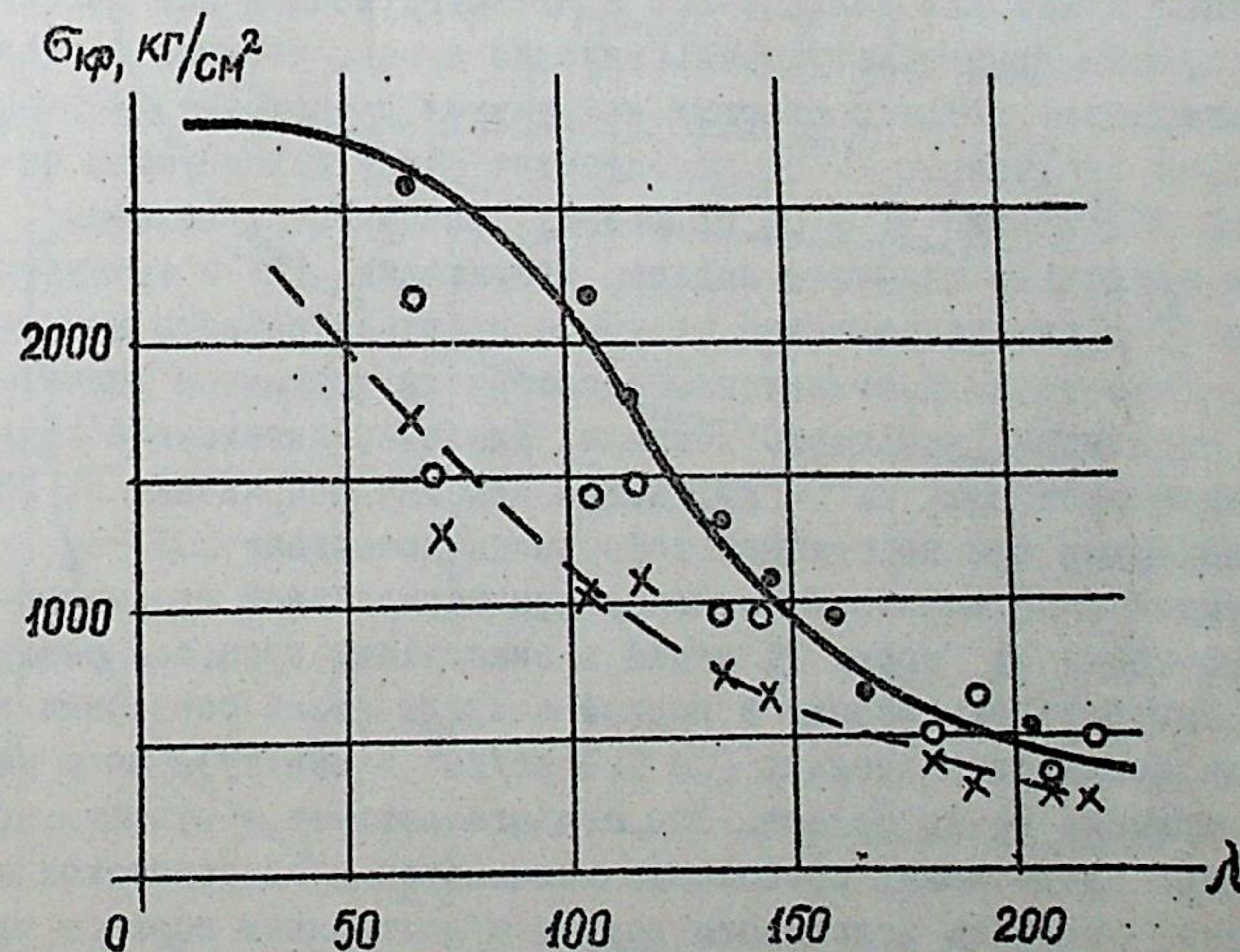


Рис. 4

критических напряжений. Например, образцы, имеющие в исходном состоянии критическую силу 20 т, после 15 повторений пластической деформации в 0,2% теряли устойчивость при нагрузке 16 т.

Г л а в а П. Влияние характера предварительного нагружения на свойства металлов при растяжении. Здесь приведены результаты экспериментального исследования изменения пластических свойств металлов под влиянием различных нагрузок. Накопление повреждений в металле является процессом, протекающим во времени и зависящим от типа напряженного состояния и величины действующих напряжений. Поэтому при анализе изменения свойств металлов в ходе нагружения необходимо принимать во внимание явления диффузионного типа, связанные с миграцией точечных несовершенств в кристаллической решетке, с перемещением дислокаций и т.п. Эти явления тесно связаны с возвратом свойств при отдыхе металла, а также играют существенную роль в развитии ползучести и релаксации напряжений.

В настоящей главе релаксация напряжений исследуется с целью получения характеристик интенсивности процессов возврата, идущих в металле параллельно с его нагружением или разгрузкой. Получены данные, свидетельствующие о том, что при нормальной температуре после остановки нагружения происходит заметная релаксация напряжений $\Delta\sigma$, достигающая 2% от действующих напряжений σ (кривая $\Delta = 0\%$ на рис.5). Эксперимент показал быстрое затухание величины падения напряжений $\Delta\sigma$ с течением времени t и сильное влияние величины предварительного наклепа Δ . Релаксация ненаклепанного материала протекает значительно медленнее, чем после наклепа. Наиболее интенсивно релаксация протекает при $\Delta = 2\%$, когда падение напряжений за 20 минут выдержки при постоянной деформации достигает 10% от действующих напряжений. Увеличение предварительной пластической деформации Δ сверх 2% ведет к замедлению процесса релаксации. Скорость релаксации в первые секунды после остановки нагружения весьма значительна (до 500 кг/см² в минуту), но с течением времени резко падает. Это свидетельствует о существовании быстро протекающих процессов, инициируемых пластической деформацией. Скорость релаксации должна существенным образом вли-

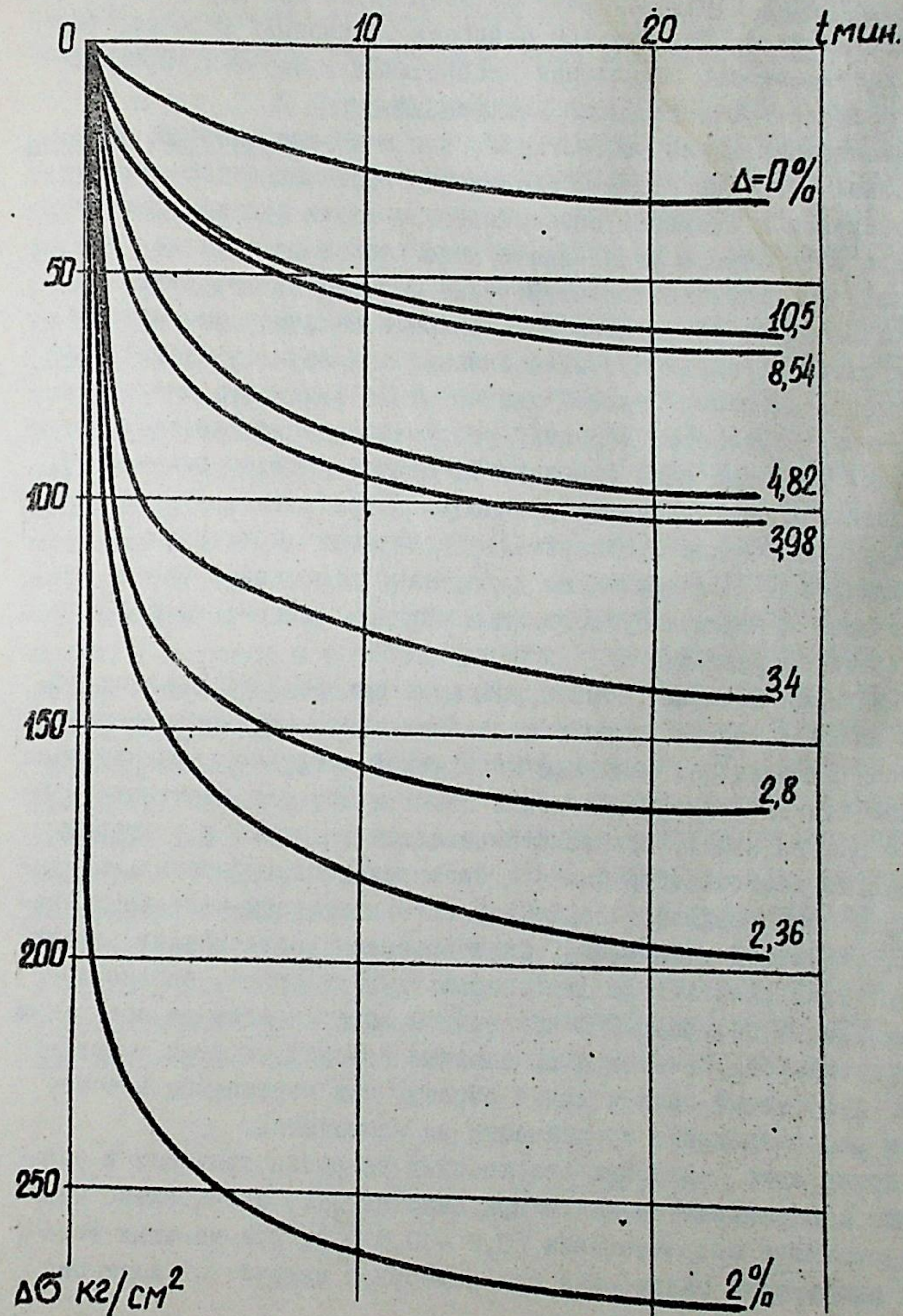


Рис. 5

ять на скорость перераспределения напряжений при переменном нагружении металла. При большой скорости релаксации вероятно растет и интенсивность накопления необратимых изменений, происходящих в течение одного цикла нагружения.

Экспериментально установлено, что выдержка металла при постоянной нагрузке ведет к увеличению временного сопротивления материала и снижению пластичности металла (уменьшению наибольшего остаточного удлинения и относительного сужения при разрыве). Предварительное нагружение образца пульсирующей нагрузкой вызывает постепенно накапливающееся изменение механических свойств, сходное с изменениями, вызываемыми однократным статическим наклепом большой величины: пластичность материала ухудшается, изменяется характер разрушения, приближаясь к хрупкому типу даже для малоуглеродистых сталей (разрыв без шейки). Интенсивность исчерпания пластичности возрастает при увеличении напряжений цикла предварительной переменной нагрузки.

Влияние предварительного нагружения переменной силой по ступенчатой программе существенным образом зависит от порядка чередования ступеней.

Изучение влияния формы и размеров поперечного сечения образца на характер разрушения и закономерности исчерпания пластичности металла под влиянием переменной нагрузки показало, что с качественной стороны изменения свойств металла протекают одинаково для образцов, сильно отличающихся по форме и размерам. Исчерпание пластичности имеет ярко выраженный избирательный характер и сопровождается случайным возникновением локальных очагов пластической деформации. С увеличением числа циклов растет и количество пластически деформированных участков, однако неравномерность деформаций в поперечном сечении образца полностью не выравнивается. Несмотря на наличие больших местных пластических деформаций полная длина образца при переменном пластическом деформировании практически не изменяется.

Приложение повторных статических нагрузок приводит к разрушению с образованием шейки при напряжениях, значительно меньших временного сопротивления ($0,8 - 0,9 \sigma_b$). При меньших величинах напряжений разрушение при повторном нагружении идет без

образования шейки и носит хрупкий характер, благодаря возникновению усталостной трещины. Переход к хрупкому разрушению сопровождается резким увеличением числа циклов нагрузки.

Глава III. Повреждаемость и разрушение металла при простом растяжении. В этой главе развивается методика экспериментального определения статистических характеристик процесса накопления повреждений, возникающих при растяжении металла. Анализ результатов многочисленных работ по исследованию диаграммы растяжения в истинных напряжениях и деформациях, а также данные экспериментов автора позволили предложить кусочно-линейную аппроксимацию диаграммы и рассматривать ее состоящей из трех участков (рис.6). Наклон упругого участка OA характеризуется модулем упругости $E_0 = \operatorname{tg} \alpha_0$, второй участок AB (до момента начала образования шейки) имеет наклон, определяемый модулем упрочнения $E_1 = \operatorname{tg} \alpha_1$, а третий участок, определяющий закономерности развития шейки, имеет наклон, характеризуемый модулем разупрочнения $E_2 = \operatorname{tg} \alpha_2$. Переход от участка OA к AB объясняется началом интенсивного развития пластической деформации, а переход к третьему участку — началом накопления внутренних повреждений в образце. Предполагается, что при отсутствии внутренних повреждений процесс деформации металла по-прежнему изображался бы продолжением прямой AB (пунктир на рис.6,а). Появление внутренних повреждений, условно изображенное полостью \bar{F} на рис.6,в, приводит к уменьшению фактической площади сечения и к уменьшению силы, потребной для дальнейшей деформации образца. Внешне это проявляется как снижение точки K' на диаграмме рис.6 и переход ее в точку K , лежащую на участке BC . Отрезок $K'K$ определяет степень повреждений, вносимых в металл деформацией ϵ_K . Относительное ослабление сечения на участке BC может быть вычислено по формуле:

$$\frac{\bar{F}}{F_0} = e^{-\epsilon} \left[1 - \left(\frac{\sigma_b}{\sigma} \right) \frac{E_1 - E_2}{E_2} \right], \quad (I)$$

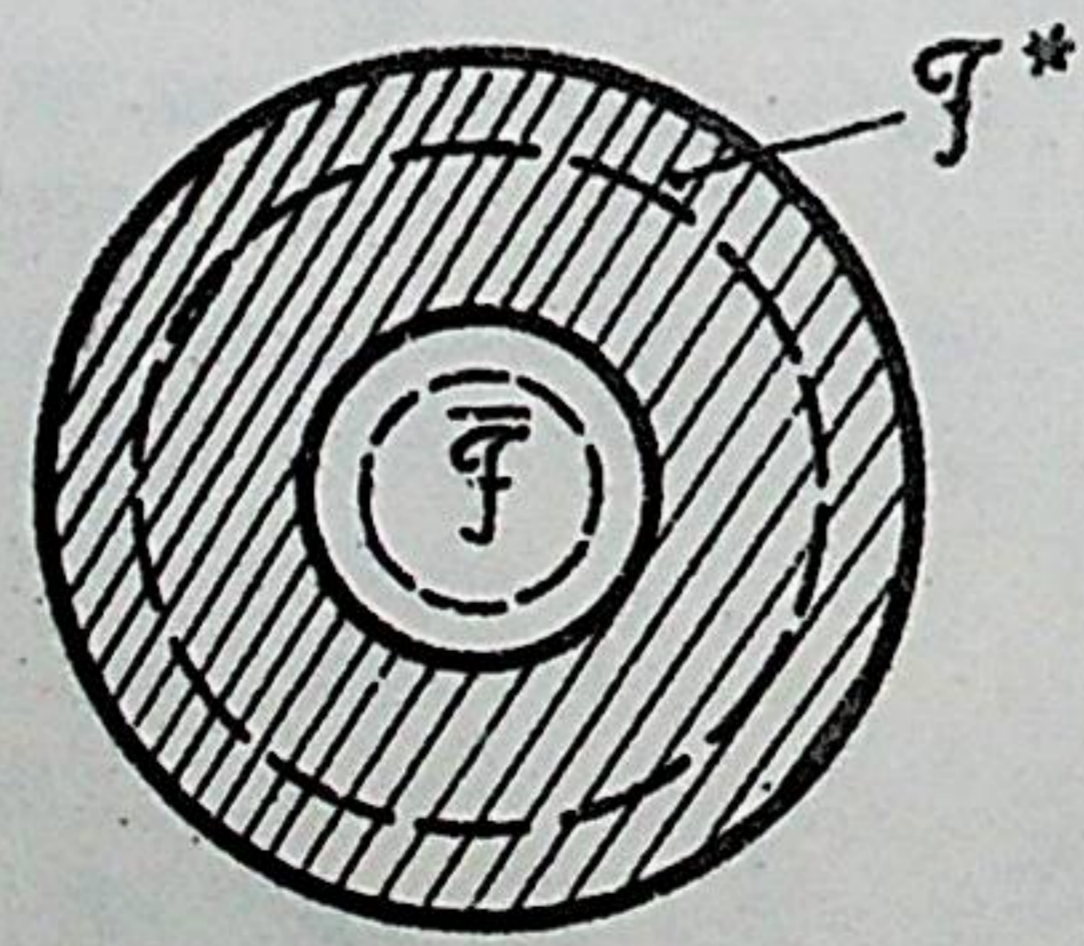
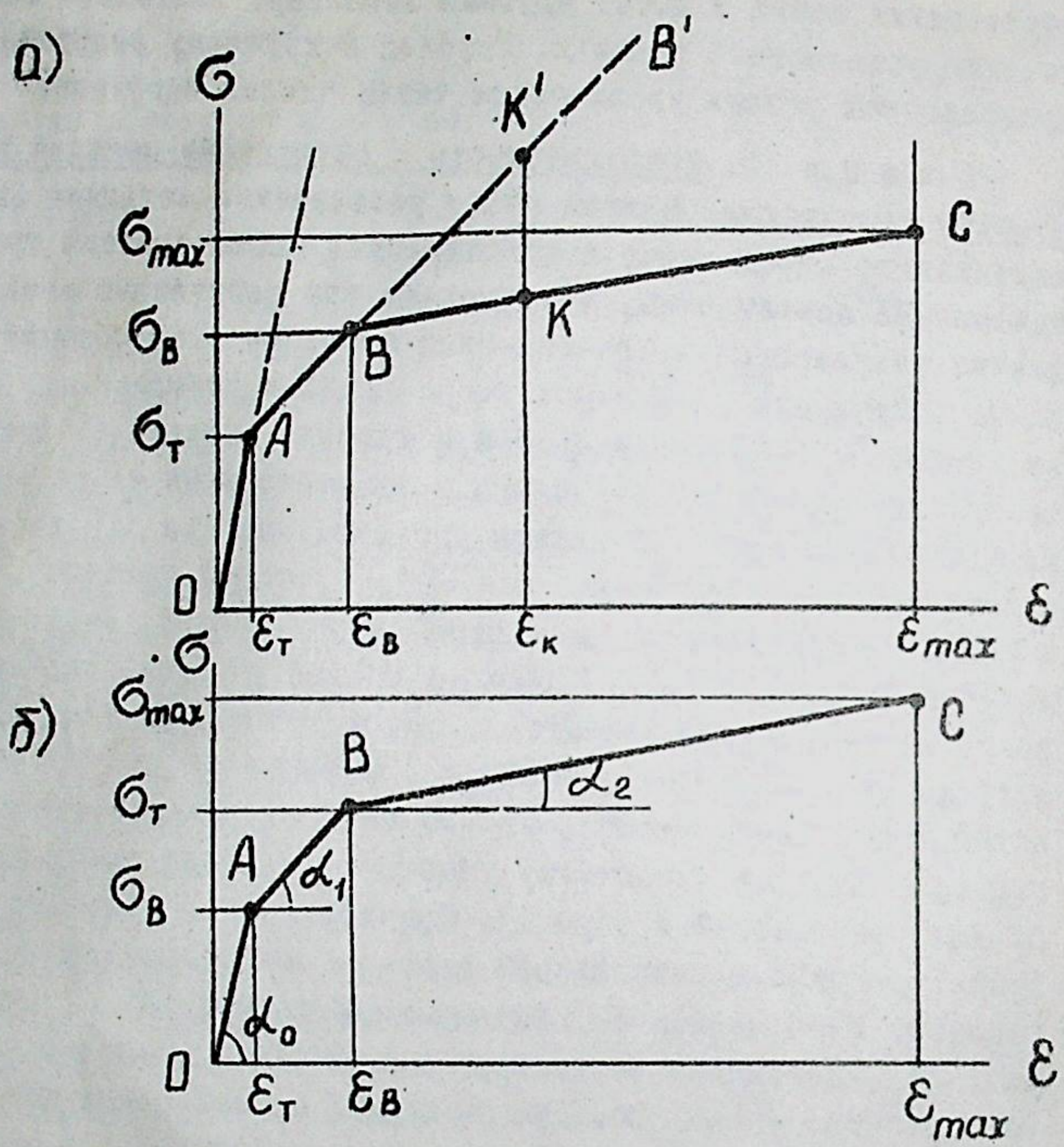


Рис. 6

где F_0 - площадь начального сечения,
 \bar{F} - площадь ослаблений,
 E_1, E_2 - модули, определяющие наклон участков.

Точность предлагаемой аппроксимации можно оценить при помощи экспериментальной диаграммы растяжения, пример которой для стали 60 приведен на рис. 7.

Величина относительного ослабления сечения принимается в качестве интегральной характеристики, оценивающей вероятность разрушения микрообъемов металла при заданной величине средних напряжений (или средней относительной деформации). Вычисленное таким способом распределение предела прочности поликристаллического металла по зернам удовлетворительно аппроксимируется логарифмически нормальным законом (для семи исследованных сплавов). Математическое ожидание предела прочности металла предлагается вычислять по формуле:

$$M = 2 \frac{E_2}{E_1 - E_2} \quad (2)$$

предварительно определив модули E из опыта на простое растяжение.

Установлено, что изменение размеров образца не влияет на величину локального напряжения, при котором происходит окончательное разрушение.

Однако параметры распределения предела прочности кристаллитов оказываются весьма чувствительными к изменению размеров образца. Например, увеличение диаметра образца ведет к увеличению математического ожидания и уменьшению дисперсии, что создает эффект повышения прочности и увеличения хрупкости металла. Рост длины в определенных пределах производит обратное действие - разрушение становится более пластичным. При уменьшении длины происходит сильное уменьшение дисперсии распределения предела прочности зерен, что соответствует известному эффекту надреза. При очень малых длинах рабочей части образца (кольцевой надрез) разрушение носит хрупкий характер. Методика, предлагаемая в настоящей работе, позволяет строить диаграмму растяжения в истинных координатах даже в случае весьма острых надрезов. Используя закон распределения предела прочности зерен, можно при-

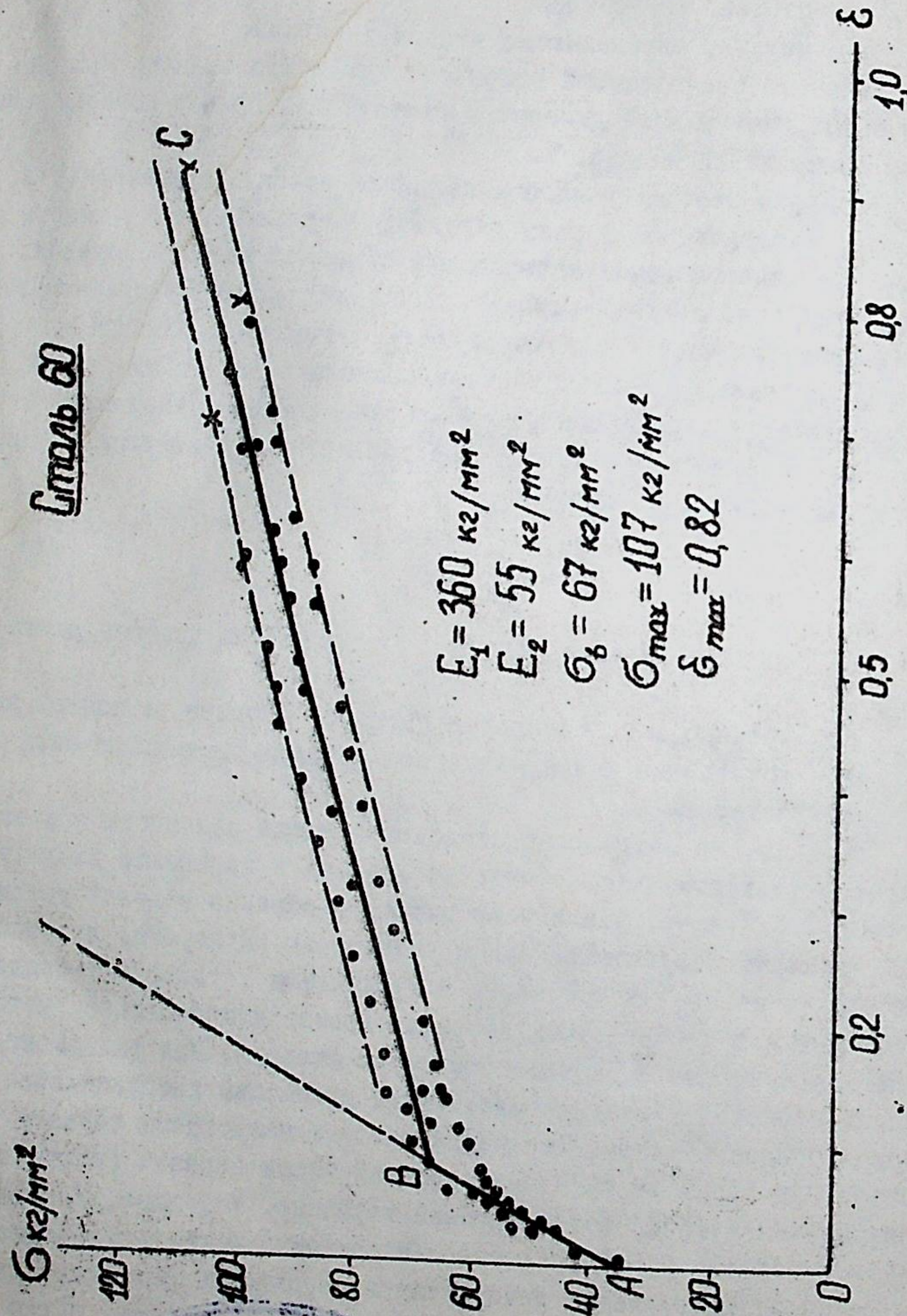


Рис. 7

ближенно вычислить эффективный коэффициент концентрации образцов с кольцевыми проточками по данным статического растяжения образца.

Рассмотрение процесса развития шейки, как процесса постепенного накопления внутренних повреждений, позволило вывести формулу, определяющую профиль шейки на различных этапах ее развития.

$$y(x) = y(0) e^{-(\alpha x)^2} \left\{ 1 - \frac{\int_0^{\alpha x} e^{z^2} dz}{\int_0^{\alpha l} e^{z^2} dz} \right\} \quad (3)$$

Здесь l - длина рабочей части образца,
 y - абсолютное уменьшение диаметра образца, возникающее при образовании шейки.

Координата x отсчитывается вдоль оси образца от самого тонкого сечения,

α - жесткость образца.

Формула (3) дает возможность определять влияние размера образца на форму шейки, а, следовательно, на характер разрушения. Сравнение расчетных результатов с экспериментом показало удовлетворительное совпадение, как это видно из рис. 8, где изображены три этапа развития шейки на нормальном образце из стали 30ХГСА.

Глава IV. Повреждаемость и разрушение металла под действием переменных нагрузок. Приводится анализ литературных данных и делается вывод об отчетливом разделении периода накопления усталостных повреждений на три последовательные стадии, на протяжении каждой из которых действует особый механизм разрушения. На первой стадии происходит перемещение дефектов решетки и образование упорядоченной дислокационной субструктуры, ведущей к повышению жесткости отдельных микрообъемов металла. Первая стадия заканчивается в том случае, когда циклическое упрочнение охватывает области, имеющие линейный размер порядка сотен микрон. Вторая стадия - образование микротрещин в

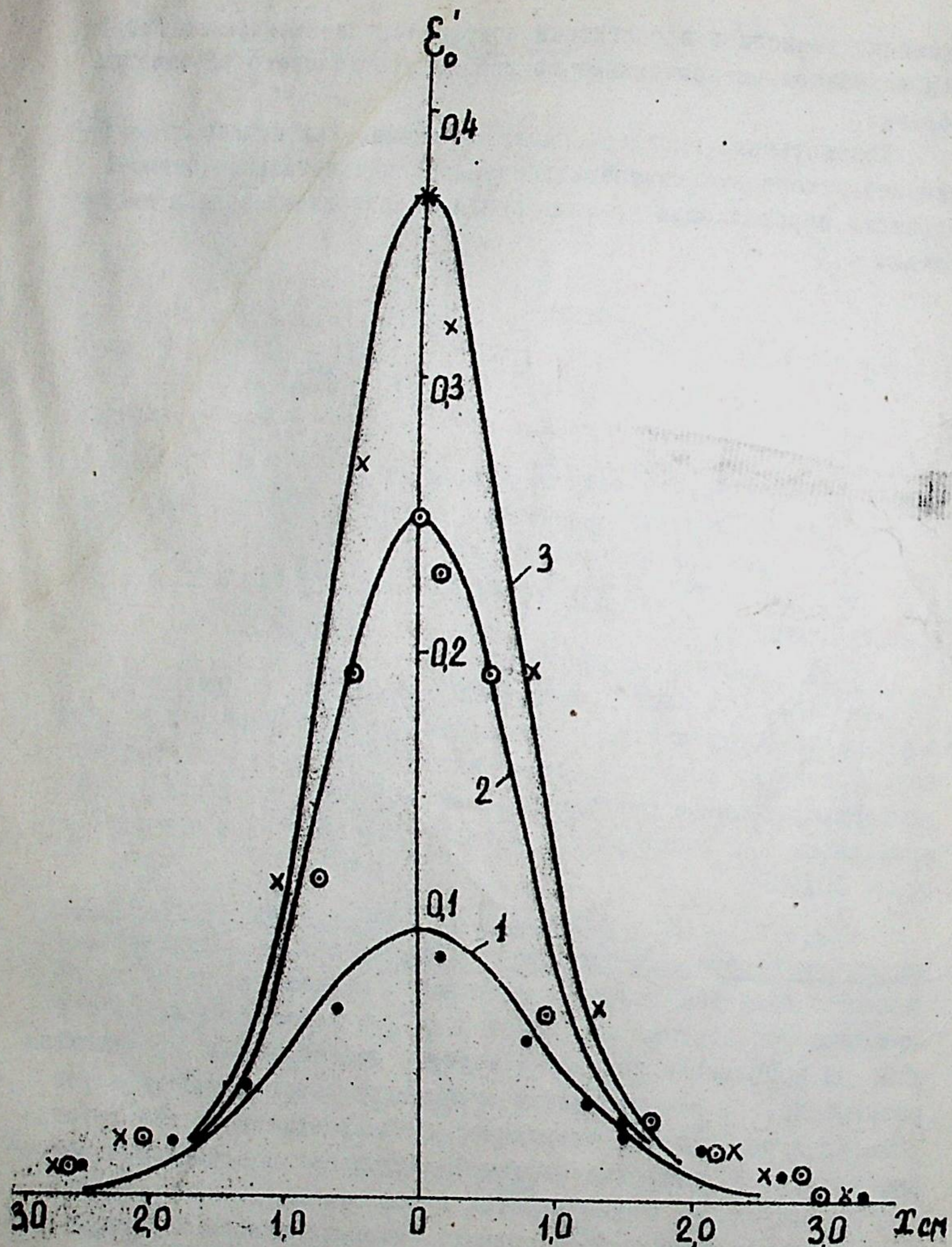


Рис. 8

объемах, достигших предельного состояния. В течение третьей стадии происходит слияние микротрещин и рост макроскопической трещины.

Постепенное накопление усталостных повреждений надежно обнаруживается по уменьшению собственной частоты колебаний консолиобразца. Дополнительным фактором, помогающим определить степень поврежденности, служит статическая долломка образцов на различных стадиях усталостного испытания. Автором экспериментально установлена зависимость между снижением собственной частоты образца и уменьшением его статической прочности. Предложена методика экспериментального построения кривых равной повреждаемости как кривых, соответствующих одинаковому падению собственной частоты образцов, испытавших действие различного количества циклов нагрузки с разной амплитудой.

Предлагается способ анализа разброса результатов усталостных испытаний, основанный на приведении всех случайных отклонений в условиях испытаний к изменению некоторого эквивалентного напряжения. Показывается, что закон разброса экспериментальных точек связан с формой усталостной кривой. В частности логарифмически нормальный закон разброса связан с линейностью кривой усталости в полулогарифмических координатах. Другая форма кривой ведет к отклонению распределения экспериментальных точек от полулогарифмического закона. Связь между относительным разбросом напряжений в процессе испытаний $\frac{\Delta\sigma}{\sigma}$ и относительным разбросом разрушающего числа циклов $\frac{\Delta N}{N}$ дается формулой:

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma} = \frac{\lg\left[\frac{\Delta N}{2N} + \sqrt{\left(\frac{\Delta N}{2N}\right)^2 + 1}\right]}{\lg \frac{N_0}{N}}, \quad (4)$$

где N_0 — абсцисса точки пересечения продолжения линейного участка усталостной кривой с осью $\lg N$.

Применение методов дефектоскопии для обнаружения трещин в процессе усталостного испытания позволило показать существование линий равной повреждаемости для наиболее важных конструктивных сплавов. Эта методика позволяет строить кривые равной по-

вредности с точностью, достаточной для инженерной практики. Во всяком случае разброс экспериментальных точек не превышает разброса при обычных усталостных испытаниях. Кривая усталостного разрушения трактуется как кривая стопроцентной повреждаемости.

Экспериментальное исследование участка усталостной кривой при напряжениях, близких к временному сопротивлению материала, дало возможность построить полную кривую усталости, которая в полулогарифмической системе координат оказывается весьма далекой от прямой линии. Выяснено, что кривая разрушения при повторных нагрузках не является сплошной линией, а разбивается на два участка, между которыми существует разрыв (рис. 9). Верхний участок AB характерен тем, что при повторении нагрузок наступает пластичное разрушение образца с постепенным развитием шейки по мере увеличения числа циклов. Участок $B'C$ соответствует обычному усталостному разрушению и начинается при напряжениях, меньших $0,8 \sigma_B$. При больших напряжениях разрушение всегда происходит с образованием шейки. Существует переходная зона, выделенная на рис. 9 параллельными пунктирными линиями. В этой зоне часть испытываемых образцов разрушается с образованием шейки и выдерживает сравнительно небольшое количество циклов (порядка 10000 циклов). Остальные образцы разрушаются с образованием усталостной трещины, на развитие которой требуется значительно большее число циклов.

Наличие разрыва кривой свидетельствует о наличии двух механизмов разрушения при повторных нагрузках. При напряжениях, близких к σ_B , решающую роль играет развитие общей пластической деформации, приводящий к развитию шейки. Малые напряжения ведут к накоплению локальной деформации, местным разрушениям и постепенному росту усталостной трещины. Осуществление того или иного механизма разрушения определяется особенностями внутренней структуры металла. Поэтому и существует переходная зона, в которой в силу случайных вариаций напряженного состояния могут возникать условия, ведущие к разрушению одного или другого типа. Сравнительно небольшой разброс экспериментальных точек, не превышающий 100% на участке пластического разрушения AB , резко возрастает на участке $B'C$, что объясняется случайностью

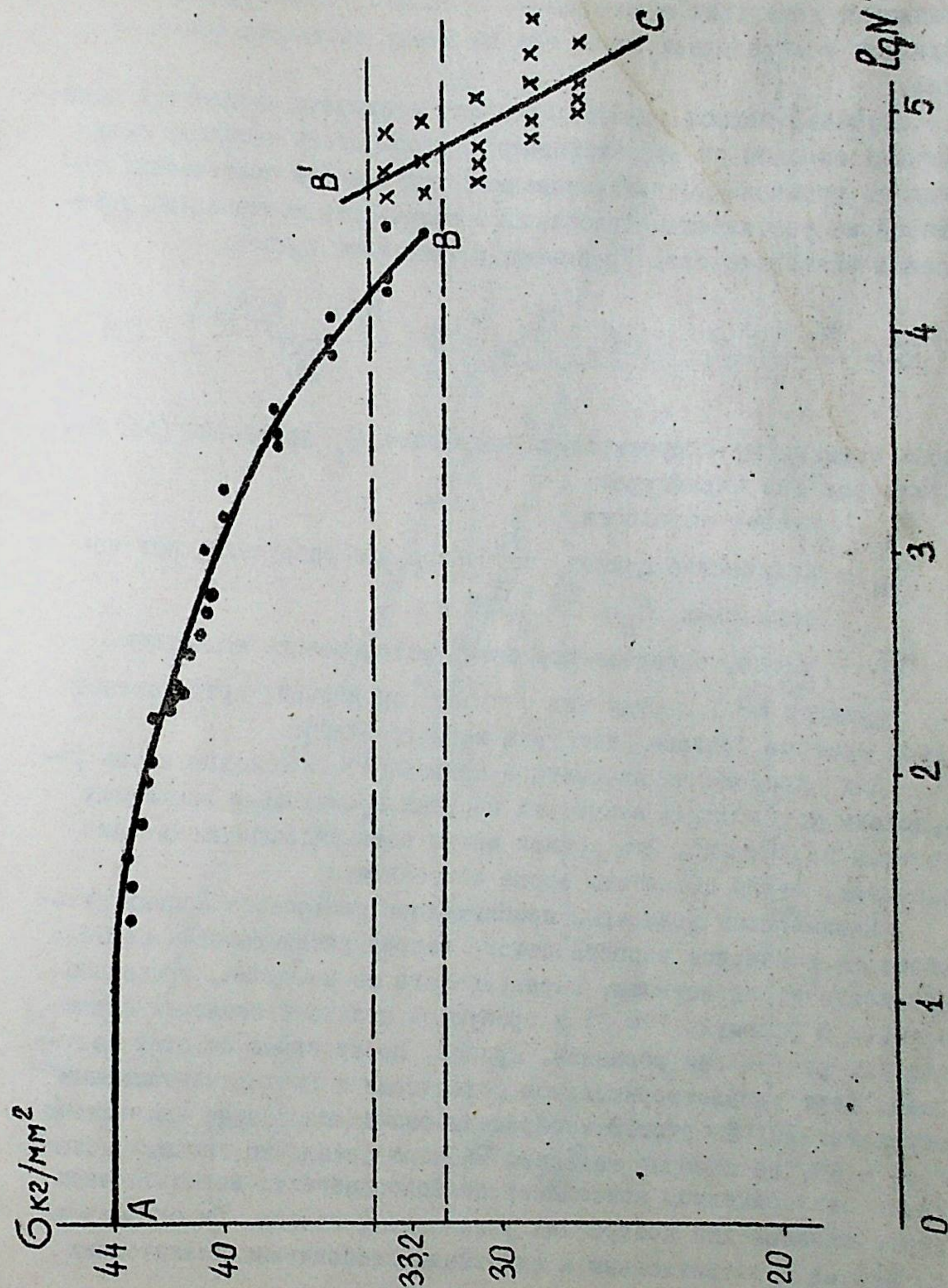


Рис. 9

накопления локальных повреждений. Особенно большой разброс наблюдается в переходной зоне, где он может достигать 1000% и более.

Изучение полной кривой усталости позволило предложить практические способы ее аппроксимации и разработать методику получения ее уравнения с использованием результатов статических испытаний на растяжение и небольшого количества контрольных усталостных экспериментов. Уравнение усталостной кривой:

$$\sigma = \frac{\sigma_b + \sigma_w}{2} - (\sigma_b - \sigma_w) \Phi\left(\frac{\lg N - \lg N_M}{\sqrt{Q}}\right). \quad (5)$$

Кроме временного сопротивления материала σ_b , уравнение (5) содержит еще три параметра:

σ_w - предел усталости,

N_M - количество циклов, необходимое для разрушения при напряжениях $\sigma_M = \frac{\sigma_b + \sigma_w}{2}$ и

Q - число, определяемое базой усталостного испытания.

Функция Φ , дающая вид усталостной кривой, представляет собой функцию Лапласа (интеграл вероятностей).

Для определения параметров кривой (5) необходимо иметь результаты усталостных испытаний на трех произвольно выбранных уровнях напряжений. Эти уровни могут быть выбраны достаточно высокими, чтобы сократить время испытания.

Оказывается возможным приближенное построение кривых усталости на основании вероятностного закона распределения предела прочности зерен металла, определяемого по методике, описанной в главе III (формулы I и 2) и требующей только проведения статического растяжения образцов. Кривые, построенные по этой методике, дают удовлетворительное совпадение с экспериментальными результатами. На рис. 10 изображены расчетные кривые для сталей Ст.3 и 50, на которые нанесены экспериментальные точки. Сравнение с экспериментом показывает целесообразность использования этого способа для построения усталостных кривых. Он оказывается весьма чувствительным к случайным отклонениям статических

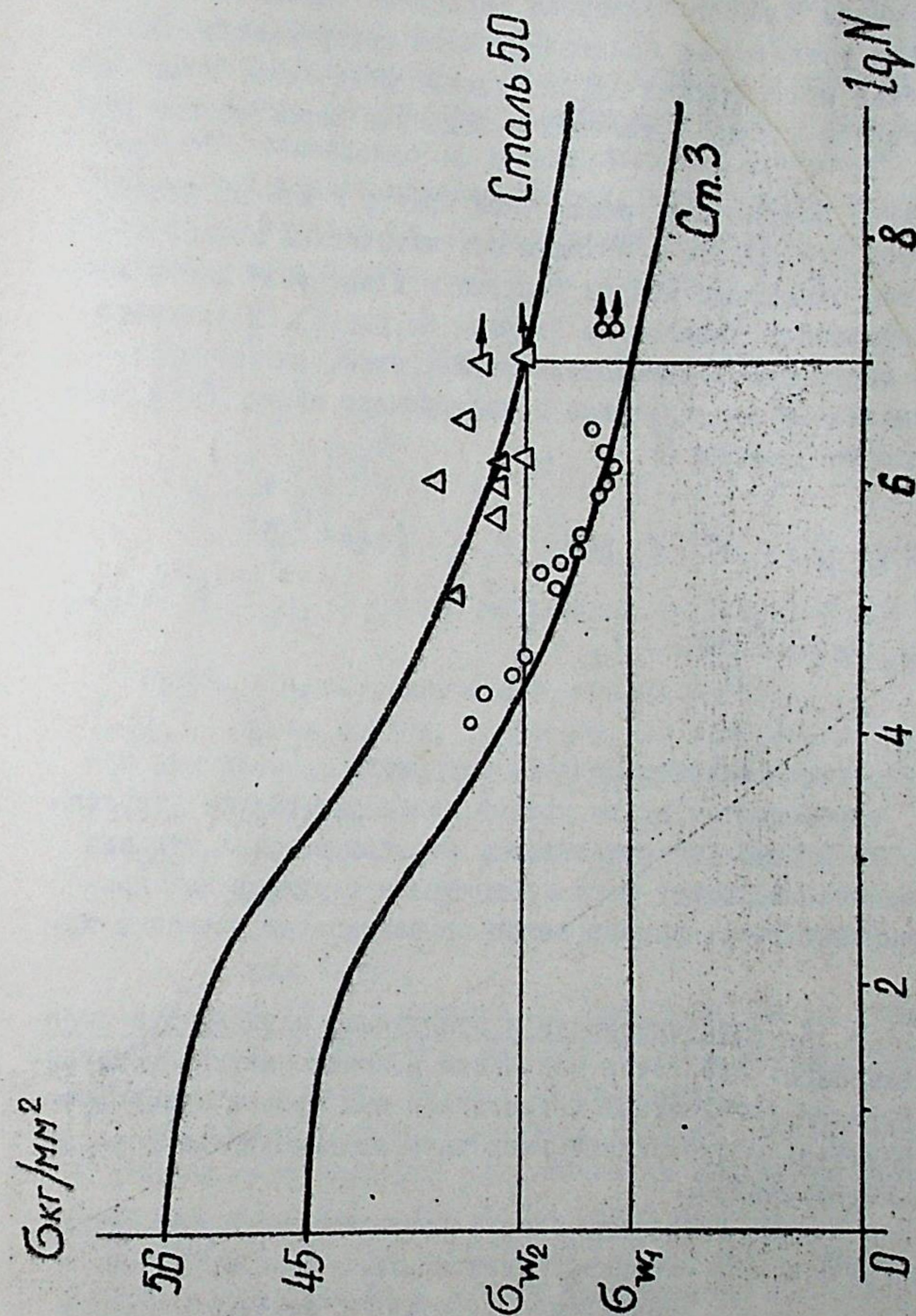


Рис. 10

механических характеристик материала и позволяет обнаружить и объяснить причины большого разброса экспериментальных точек при проведении усталостных испытаний. Имея распределение случайных значений механических характеристик материала, можно построить семейство кривых усталости с заданной вероятностью разрушения.

Уточненное построение усталостной кривой и кривых равной повреждаемости проводится с помощью статистической модели металла с учетом изменений модуля упругости в процессе роста локальной пластической деформации (кривые на рис. I). В результате получено общее уравнение усталостной кривой, дающее связь между максимальными напряжениями пульсирующего цикла $\bar{\sigma}$ и числом циклов до разрушения N :

$$C_1 \bar{\sigma} \ln N + C_2 \bar{\sigma} + C_3 \ln N + C_4 \frac{N}{\bar{\sigma}} \ln \ln \frac{\sigma_{max}}{\bar{\sigma}} + C_5 \ln \ln \frac{\sigma_{max}}{\bar{\sigma}} + C_6 = 0 \quad (6)$$

где σ_{max} - предел прочности данного материала, а величины постоянных C определяются видом кривой изменения модуля упругости (рис. I). Уравнение (6) показывает, что при малых и больших значениях напряжений имеет место значительное отклонение кривой от общепринятого линейного закона в полупологарифмических координатах.

Г л а в а У. Повреждаемость и разрушение металла при программном нагружении. Эта глава посвящена развитию метода нелинейного суммирования усталостных повреждений при произвольной программе нагружения, позволяющего вычислять долговечность образца с заданной вероятностью.

Проведен анализ линейного закона суммирования повреждений и показаны причины его несоответствия опытным данным. Гипотеза линейного суммирования эквивалентна допущению эквидистантности кривых равной повреждаемости и кривой усталости. В действительности, как показывают данные, приведенные в главе IV, высокие

уровни напряжений ведут к гораздо более интенсивному накоплению повреждений, чем низкие уровни, в силу чего испытания по монотонно убывающей программе всегда дают значительно меньшую суммарную долговечность, чем испытания по монотонно возрастающей программе. Предлагается метод нелинейного суммирования повреждений, основанный на представлении о существовании семейства кривых равной повреждаемости, определяемого по методике, изложенной в главе IV. В упрощенной трактовке нелинейное суммирование может производиться по следующей формуле:

$$\left\{ \left[\left(\frac{n_1}{N_0} \right)^{\frac{\sigma_2}{\sigma_1}} + \frac{n_2}{N_0} \right]^{\frac{\sigma_3}{\sigma_2}} + \dots + \frac{n_{k-1}}{N_0} \right\}^{\frac{\sigma_k}{\sigma_{k-1}}} + \frac{n_k}{N_0} = \frac{N_k}{N_0}, \quad (7)$$

где $\sigma_1, \sigma_2, \dots, \sigma_k$ - уровни напряжений ступенчатой программы,

n_1, n_2, \dots, n_k - числа циклов каждой ступени,

N_k - число циклов, потребное для разрушения образца при действии одних только напряжений последней ступени программы.

N_0 - условное число циклов, определяющее "разрушение" на нулевом уровне напряжений (точка пересечения продолжения прямолинейного участка усталостной кривой с осью $\lg N$).

Формула (7), в отличие от линейного закона суммирования повреждений, учитывает и влияние порядка чередования уровней напряжений, меньших предела выносливости.

На примерах рассматривается влияние порядка чередования и длительности ступеней нагружения на суммарную долговечность. Как видно из рис. II, последняя резко падает, если программа начинается с больших напряжений (кривая 2) и растет по мере роста первой ступени с малыми напряжениями (кривая I на рис. II). Долговечность оказывается весьма чувствительной к длительности ступеней программы нагружения. Измельчение ступеней ведет к

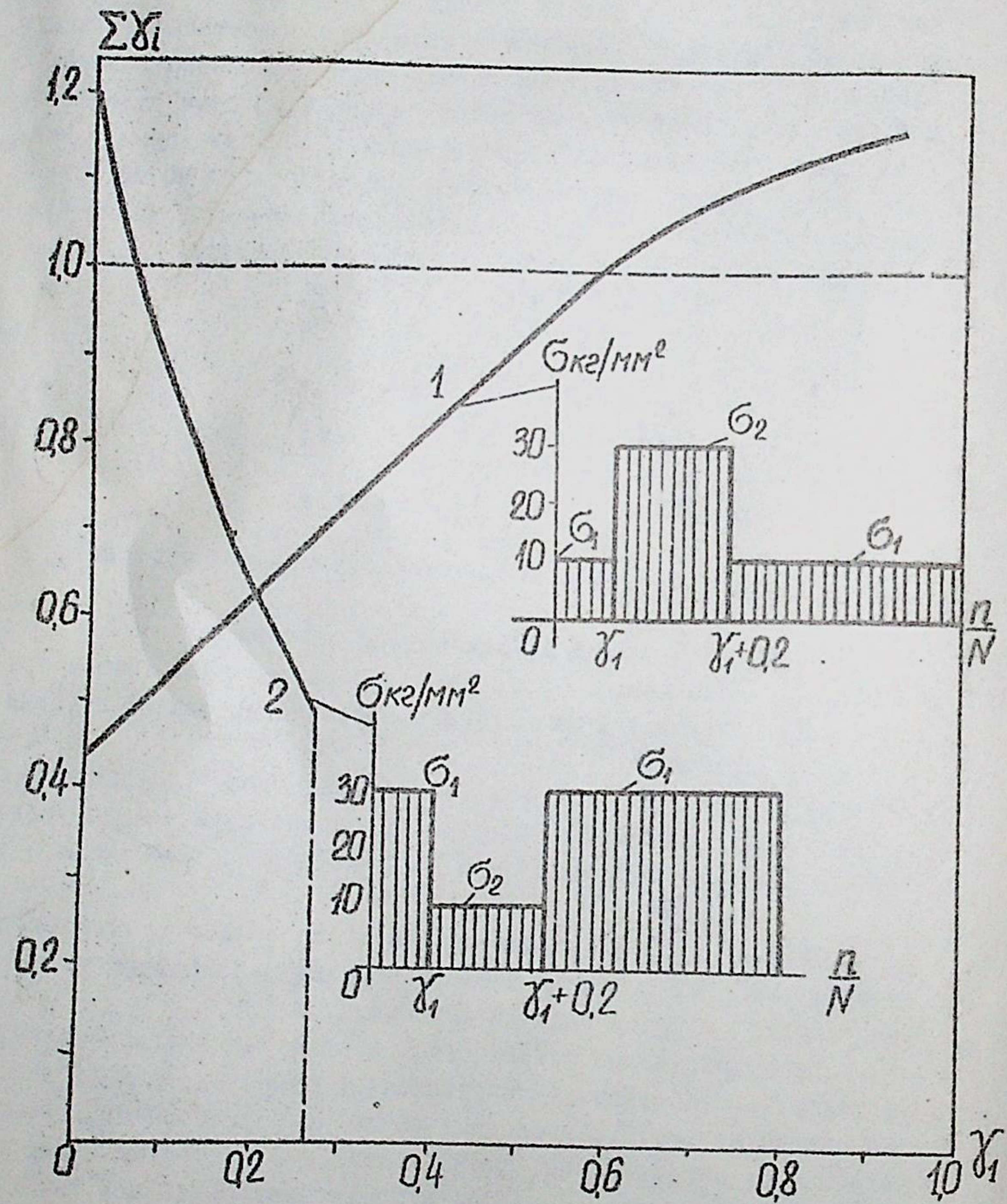


Рис. 11

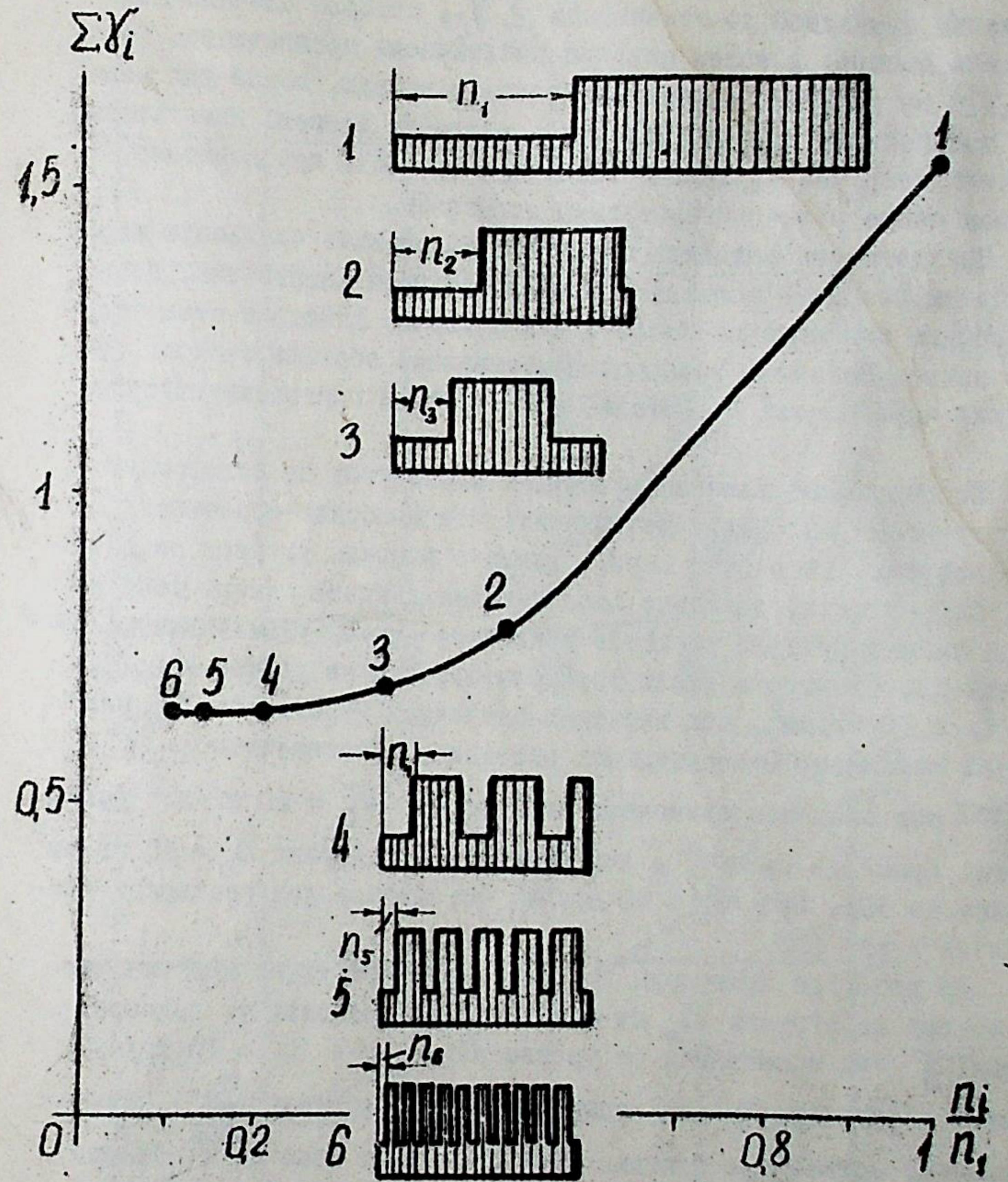


Рис. 12

понижению суммарной долговечности $\sum \gamma_i$, которая сначала падает очень быстро, а затем падение практически прекращается (точки 4, 5, 6 на рис. 12). Используя подобную кривую, можно для каждого конкретного случая установить разумную степень измельчения ступеней нагружения, дающую требуемую точность при возможно меньшем числе ступеней программы испытания.

Предлагаемая методика позволяет установить ожидаемую ширину полосы разброса испытаний при программном нагружении, которая обычно оказывается больше, чем в случае действия стационарного цикла. Величина разброса существенным образом зависит от порядка чередования и длительности ступеней программы нагружения.

Исследование влияния одиночных перегрузок на остаточную долговечность материала показывает, что наиболее существенную долю повреждений вносят первые циклы с высоким уровнем напряжений. Повреждения, вносимые последующими циклами, имеют тенденцию к уменьшению. На рис. 13, а приведена кривая уменьшения остаточной долговечности стали 50, испытываемой на уровне напряжений $\sigma = 10 \text{ кг/мм}^2$, под влиянием одиночных перегрузок σ_0 различной величины. Относительная остаточная долговечность $\gamma = \frac{N_{\text{ост}}}{N}$ под влиянием одиночных перегрузок $\sigma_0 = 20 \text{ кг/мм}^2$ уменьшается примерно на 20%, а под влиянием перегрузок $\sigma_0 = 30 \text{ кг/мм}^2$ падает до 30%. При $\sigma_0 = 40 \text{ кг/мм}^2$ остаточная долговечность составляет всего 10%.

На рис. 13, б приведены кривые, характеризующие влияние числа циклов перегрузки N_0 на относительную остаточную долговечность γ при испытаниях на уровне напряжений $\sigma = 10 \text{ кг/мм}^2$. Первые циклы перегрузок (малые значения отношения $\frac{n_0}{N_0}$) резко уменьшают остаточную долговечность, а затем влияние их быстро затухает. Особенно высоки повреждения, вносимые одиночными перегрузками, близкими к временному сопротивлению материала. Так например, перегрузка напряжением $\sigma_0 = 50 \text{ кг/мм}^2$ эквивалентна приложению 2800 циклов с напряжением 40 кг/мм^2 и 17000 циклов с напряжением 20 кг/мм^2 .

Сопоставляя взаимное влияние различных уровней напряжений на повреждаемость материала, видим, что при одной и той же сте-

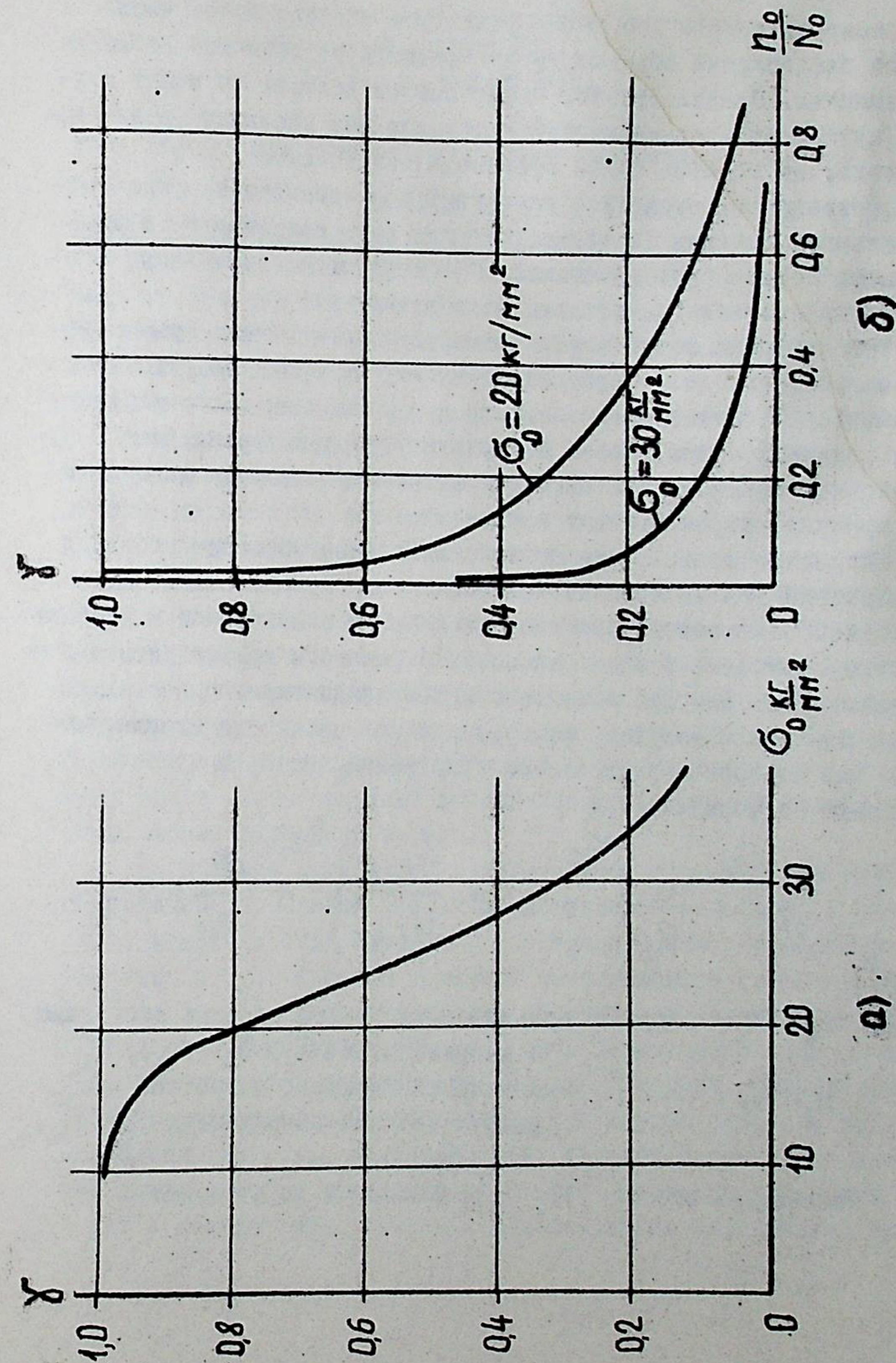


Рис. 13

пени повреждаемости требуется различное относительное число циклов для доломки образца, в зависимости от величины напряжений доломки. Следовательно, число циклов доломки не может служить критерием поврежденности материала без указания уровня напряжений, на котором будет производиться доломка.

Проведенное сравнение расчетных долговечностей с экспериментальными данными показало, что для всех рассмотренных программ расхождение не превышало 40% (относительная разница между математическими ожиданиями долговечности).

Рассмотрены возможности применения нелинейного суммирования повреждений для сравнения различных программ нагружения и установлено понятие эквивалентных программы, как программы, создающих равную повреждаемость материала. Это дает возможность использовать предлагаемую методику расчета для выбора рациональных программ форсированных испытаний.

Показана возможность применения нелинейного суммирования повреждений для вычисления долговечности образцов из стеклопластика. Особенности процесса накопления повреждений в стеклопластике приводят к иным закономерностям хода кривых равной повреждаемости, чем для металлов. Линеаризация кривых повреждаемости позволила получить формулу для долговечности стеклопластика при повторном статическом нагружении, которая имеет вид, отличный от формулы (7):

$$\left\{ \left[\left(\frac{n_1}{N_1} \right)^{K_{21}} + \frac{n_2}{N_2} \right]^{K_{32}} + \dots + \frac{n_{i-1}}{N_{i-1}} \right\}^{K_{i,i-1}} + \frac{n_i}{N_i} = 1. \quad (8)$$

Здесь n_1, n_2, \dots, n_i - количество циклов ступени программы с напряжениями $\sigma_1, \sigma_2, \dots, \sigma_i$.
 N_1, N_2, \dots, N_i - количество циклов, потребное для разрушения при напряжениях $\sigma_1, \sigma_2, \dots, \sigma_i$.

Показатели степени $K_{i,i-1}$ вычисляются по формуле:

$$K_{i,i-1} = \frac{\sigma_i - \sigma_i}{\sigma_i - \sigma_{i-1}}, \quad (9)$$

где σ_i - временное сопротивление материала.

Глава VI. Влияние несовершенств кристаллической решетки на развитие деформации и разрушения металла.

Для объяснения явления накопления повреждений, предшествующего разрушению металла рассмотрены три механизма деформации кристаллического тела: упругая деформация кристаллической решетки, полубратимый процесс диссоциации решетки, связанный с образованием точечных несовершенств и ведущий к образованию дислокаций путем диффузии вакансий и внедренных атомов, и необратимый процесс пластической деформации, определяемый перемещением дислокаций, как имевшихся в металле до нагружения, так и вновь образующихся под действием внешних сил. Процесс диссоциации кристаллической решетки и обратный процесс рекомбинации точечных несовершенств, протекающие под влиянием хаотического теплового движения частиц, являются основными причинами упругих несовершенств металла. Поле напряжений, действующих в металле, служит регулятором, направляющим в определенную сторону протекание случайных тепловых процессов. Оно при определенных условиях может стать причиной возникновения скопления вакансий и образования зародышей трещин.

На примере кристаллов с кубической объемноцентрированной и гранецентрированной решетками показано, что при нормальной температуре за счет случайных флуктуаций может образовываться значительное количество точечных несовершенств (порядка $10^{17} - 10^{18}$ на 1 см^3), достаточное для образования внутри зерен $10^{11} - 10^{12}$ дислокационных петель на 1 см^3 . Перемещение этих дислокаций под действием внешних сил, с одной стороны, способствует развитию пластической деформации, а с другой стороны, ведет к ослаблению внутренней части зерен, так как перемещение дислокаций изнутри зерен к границе уменьшает локальную плотность металла и создает предпосылки к возникновению зародышевых трещин.

Повышение температуры вызывает быстрый рост числа точечных несовершенств внутри решетки, но одновременно усиливает их подвижность. Поэтому вместе с повышением вероятности образования дислокаций путем объединения дефектов решетки растет и роль хаотического теплового движения, препятствующего возникновению устойчивых дефектов. Решетка металла ослабляется более или менее равномерно. Чем выше температура, тем меньше возможностей для локализации повреждений. При температуре плавления решетка металла становится неустойчивой. Для железа эта неустойчивость проявляется задолго до плавления и наблюдается в виде полиморфных превращений. В момент полиморфного перехода от альфа-железа к гамма-железу происходит падение плотности на 3,5% за счет теплового расширения, а к моменту плавления уменьшение плотности достигает 6%. Таким образом, уменьшение плотности ведет к возникновению неустойчивых состояний металла и изменению его структуры.

Для объяснения причин разрушения металла вводится гипотеза о том, что разрушение происходит при достижении микрообъемом металла неустойчивого состояния. Переход кристаллической решетки в более устойчивое состояние при наличии поля напряжений приводит к возникновению микротрещины. Критерием достижения неустойчивого состояния, т.е. состояния предразрушения, является величина плотности металла в рассматриваемом микрообъеме. Достичь критического изменения плотности можно либо путем нагрева (тепловое расширение), либо путем приложения к телу всестороннего растяжения, либо посредством удаления из объема некоторого количества атомов с помощью направленной диффузии, перемещения дислокаций или иных процессов, сопровождающих пластическую деформацию металла.

Принимая для железа критическое падение плотности равным 3,5% и вычислив напряжения, необходимые для того, чтобы достичь соответствующего упругого изменения объема, получаем, что разрушающая величина растягивающих напряжений составляет 1590 кг/мм^2 , т.е. соответствует так называемой теоретической прочности металла. Перемещение дислокаций, образующихся внутри зерна, в процессе пластической деформации также должно вести к местному падению плотности, так как объем пластически деформированного зер-

на, заключенного в упругую матрицу, должен оставаться примерно постоянным. Произведенная приближенная количественная оценка показала, что для создания критического падения плотности железа требуется пластическая деформация, приводящая к относительному удлинению в 7,5% (для железа). Действительное удлинение, предшествующее разрушению, оказывается значительно больше. Это объясняется тем, что в создании полной пластической деформации участвуют не только дислокации, возникающие внутри зерна, но и дислокации, проходящие через зерно и возникающие не в результате диффузионных процессов, а вследствие взаимодействия соседних зерен (или блоков). Эти "сквозные" дислокации не должны влиять на плотность металла в зерне, через которое они проходят. Поэтому предполагается, что пластическая деформация состоит из двух частей: деформации I-го рода, связанной со сквозными дислокациями и не меняющей объема зерна (рис. 14, а, б) и деформации 2-го рода, возникающей при перемещении дислокаций, образовавшихся внутри зерна (рис. 14, в, г). Последняя деформация ведет к увеличению объема и к уменьшению плотности зерна. Доля пластической деформации второго рода при растяжении может быть вычислена по формуле:

$$d_p = 1 + 2\mu_0 \frac{\epsilon_0}{\epsilon_{пл}} - 2\mu_p \left(1 + \frac{\epsilon_0}{\epsilon_{пл}} \right), \quad (10)$$

где μ_0 — коэффициент поперечной деформации в упругой области, μ_p — коэффициент поперечной деформации, соответствующий величине пластической деформации $\epsilon_{пл}$. ϵ_0 — доля упругой деформации при данной величине растягивающих напряжений.

Для случая сжатия доля пластической деформации 2-го рода оценивается зависимостью:

$$d_c = 1 - \frac{0,5}{\mu_c + (\mu_c - \mu_0) \frac{\epsilon_0}{\epsilon_{пл}}}, \quad (11)$$

где μ_c — коэффициент поперечной деформации при сжатии.

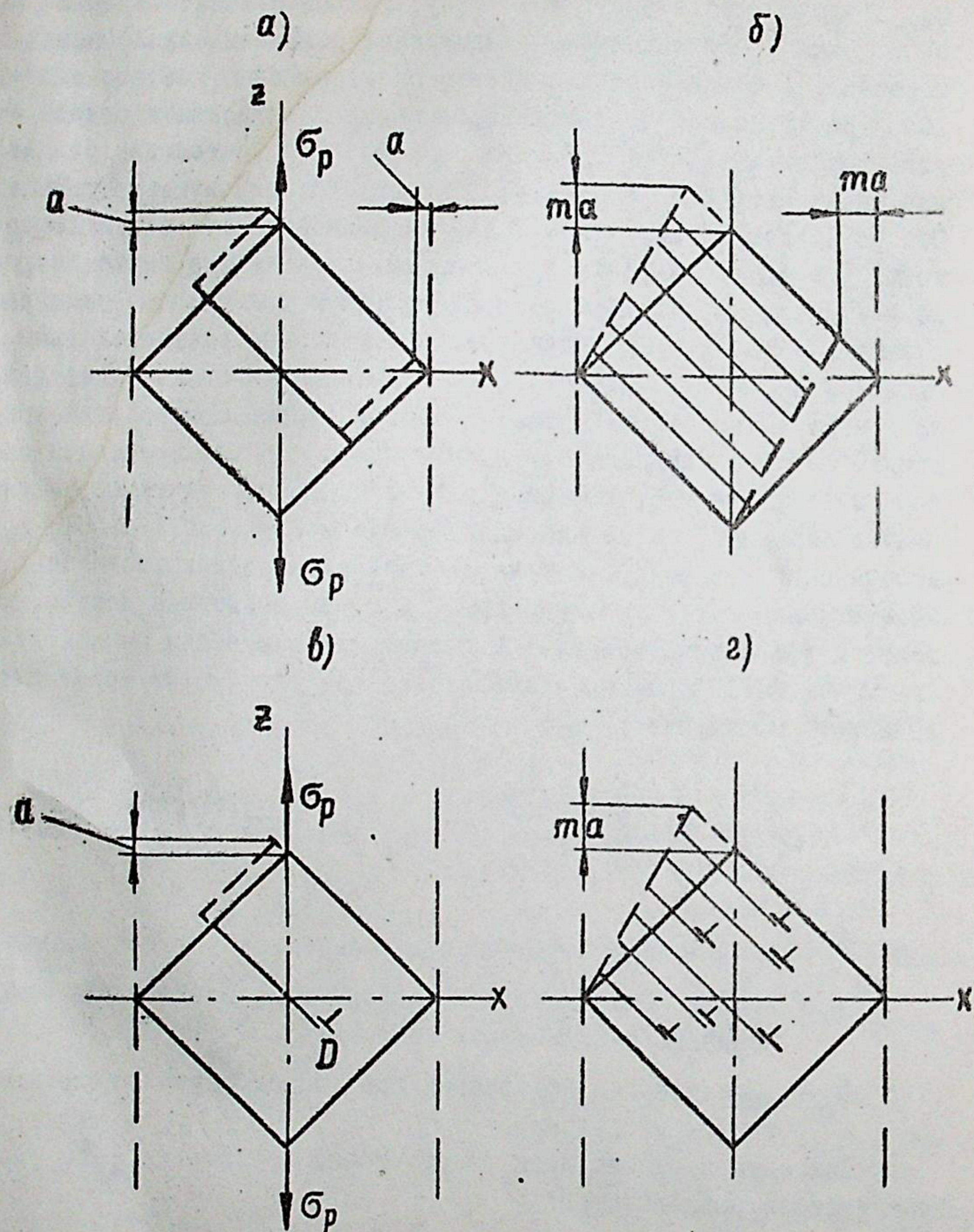


Рис. 14

Полное изменение объема, характеризующее степень поврежденности металла, определяется формулой:

$$\epsilon_v = \epsilon (1 - 2M_p) = \left(\frac{\sigma}{E} + \epsilon_{пл} \right) (1 - 2M_p), \quad (12)$$

где ϵ — полная относительная деформация, вызываемая напряжениями σ .

Формула (12) показывает, что полное относительное изменение объема ϵ_v зависит не только от величины действующих напряжений или от величины линейного относительного удлинения $\epsilon_{пл}$, но и от значения коэффициента поперечной деформации M_p , которое определяется структурой металла и, как показано в главе I, всей предысторией нагружения. В пределе эта формула дает величину хрупкой прочности металла (при $\epsilon_v = 3,5\%$, $\epsilon_{пл} = 0$, а $M_p = M_0 = 0,33$):

$$\sigma = \frac{\epsilon_v E}{1 - 2M_0} = \frac{0,035 E}{1 - 2 \cdot 0,33} = 0,1 E.$$

Эта величина в точности равна теоретическому пределу прочности.

Другой предельный случай — идеально пластичное разрушение получается из формулы (12) при $\sigma = 0$ и $M_p = 0,485$ (экспериментальное значение, характерное для больших пластических деформаций, предшествующих разрушению):

$$\epsilon_{пл} = \frac{0,035}{1 - 2 \cdot 0,485} = 1,17$$

Это предельное значение пластической деформации близко к величинам истинных пластических деформаций, возникающих при разрыве стальных образцов (см. главу III, рис.7).

Реальное разрушение возникает в результате совместного действия механизмов хрупкого и пластического разрушения, соотношение между которыми существенным образом зависит от величины M_p .

Разрушение при сдвиге рассмотрено как результат одновременного растяжения и сжатия в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

Влияние пластической деформации 2-го рода на ослабление зерен существенным образом зависит от неравномерности деформации поликристаллического металла. Эффект понижения плотности зерна будет ослабляться, если не будет окружающей массы слабо деформированных зерен, препятствующих упругому сокращению пластически деформированного зерна. Очевидно, уменьшение диаметра образца ведет к более равномерному распределению деформации по сечению и к ослаблению влияния пластической деформации 2-го рода на уменьшение прочности металла. Возможно в этом одна из причин повышенной прочности нитевидных кристаллов.

Г л а в а УП. Статистическая реологическая модель поликристаллического металла. В этой главе предлагается механическая модель, интерпретирующая процессы, идущие в малом объеме металла при действии линейных напряжений или линейной деформации. Модель включает в себя упругие звенья 1, 2, 2', 3, звено 1' с вязким сопротивлением и звенья 2'', 3' с сухим трением (рис. 15). Выведены дифференциальные уравнения, связывающие величины усилий и соответствующих им относительных деформаций модели. Даны решения этих уравнений при постоянной скорости роста напряжений или деформаций. Рассмотрены три участка деформирования: начальный участок, участок текучести и участок упрочнения. Получены аналитические выражения для ползучести и релаксации напряжений как частные случаи деформирования механической модели в условиях постоянства напряжений или постоянства деформаций. Рассмотрен возможный подход к использованию модели для построения диаграммы растяжения-сжатия при произвольном законе нагружения, т.е. при наличии участков нагрузки и разгрузки с различными скоростями.

Показаны пути использования экспериментальных диаграмм растяжения, кривых ползучести и релаксации с целью получения численных значений параметров моделирующего элемента.

Рассмотрены условия разрушения малых объемов металла с учетом влияния упругих и пластических деформаций. На базе формулы (12) установлена предельная кривая, определяющая момент наступления разрушения при произвольном законе нагружения металла. Эта граница носит статистический характер, изменяясь вследствие случайных отклонений свойств материала.

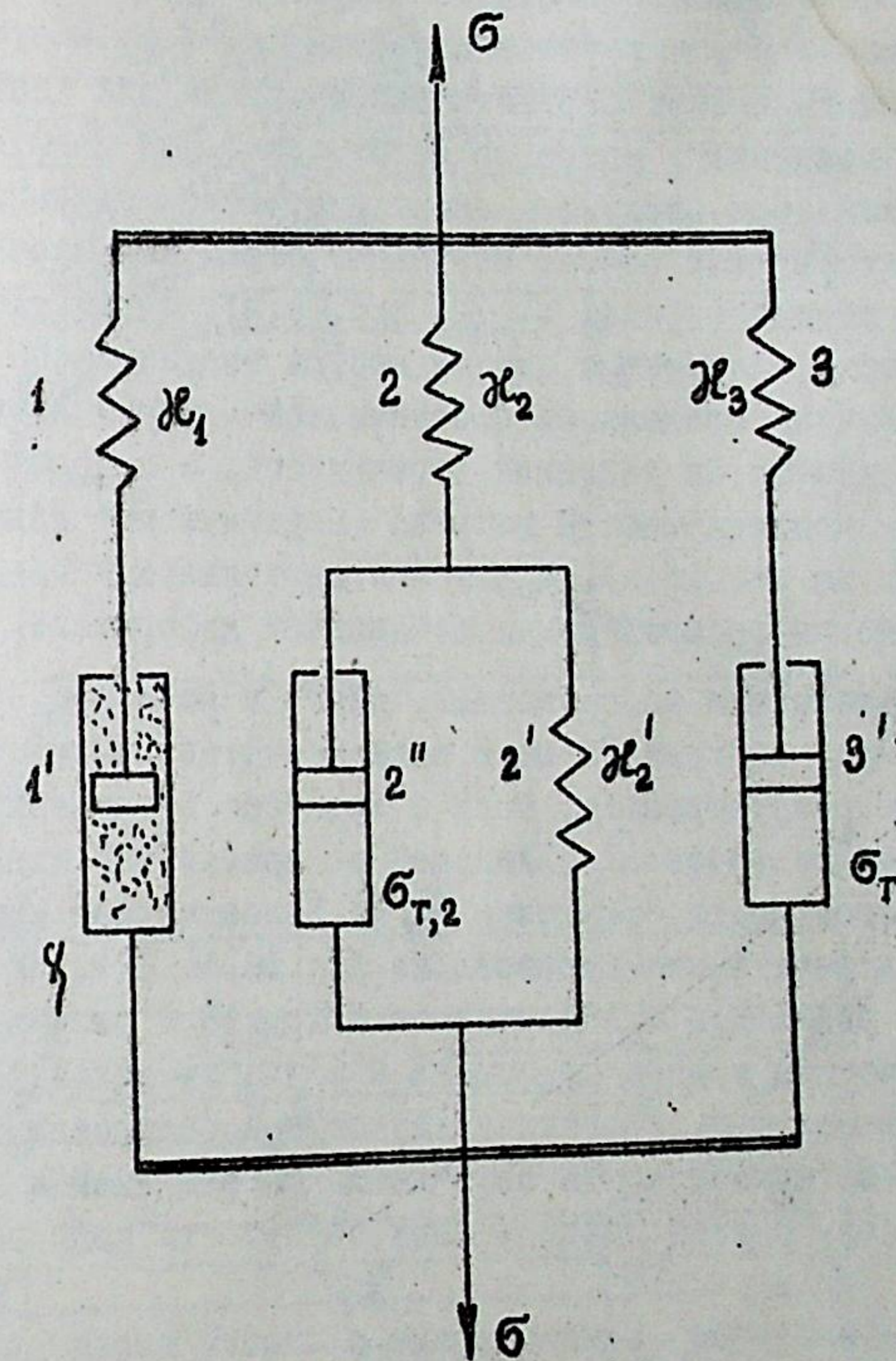


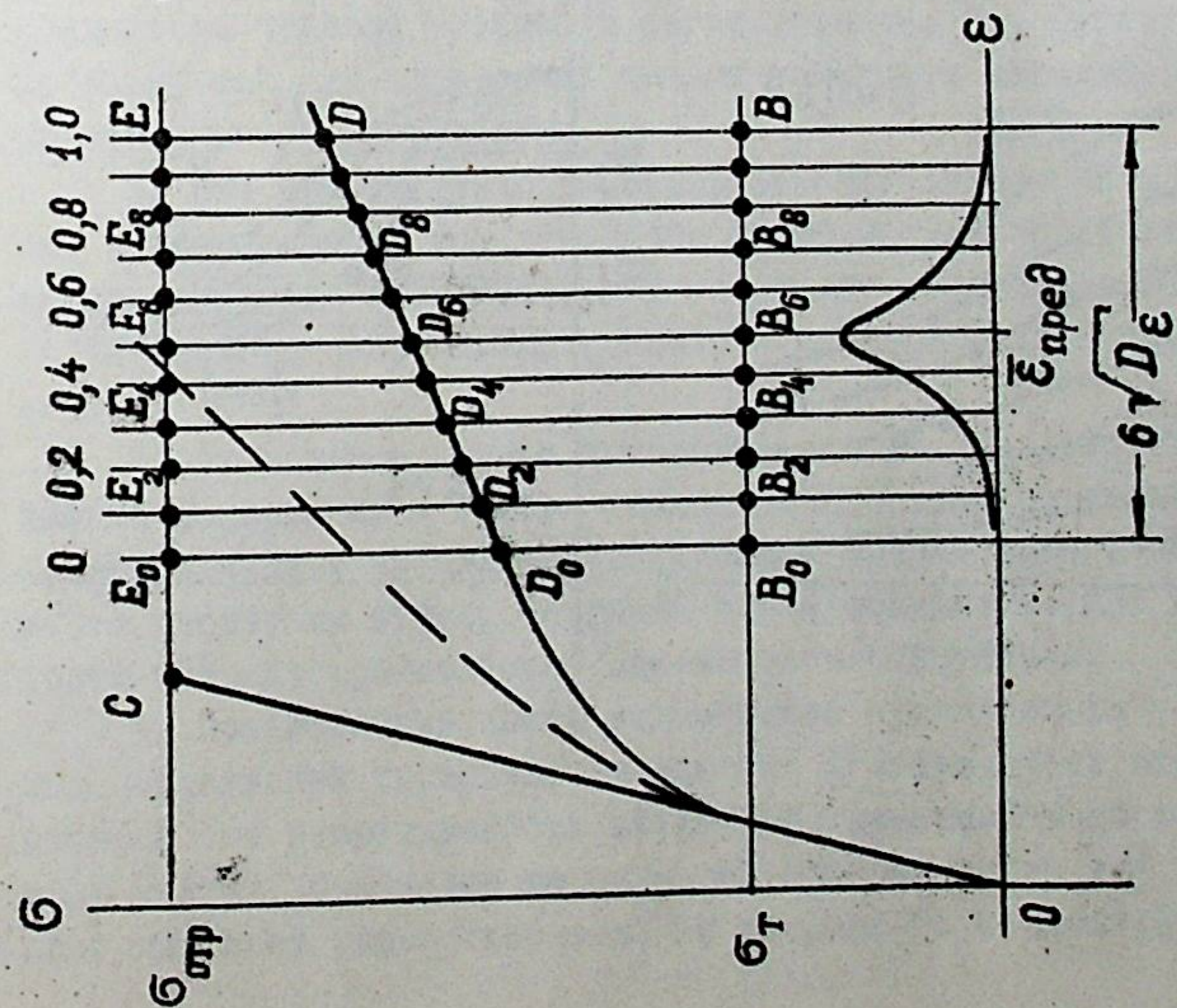
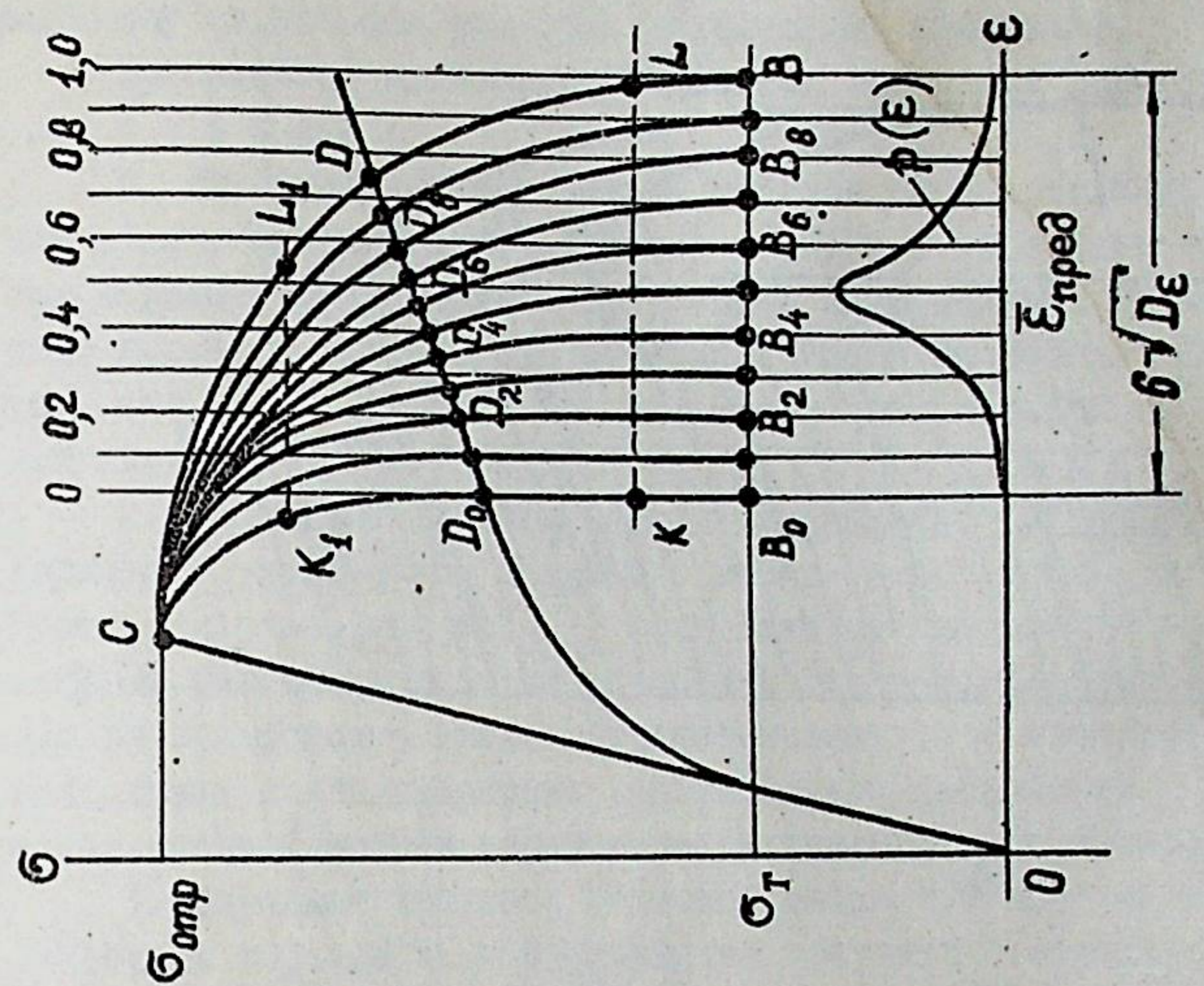
Рис. 15

Предложена статистическая модель поликристаллического тела, состоящая из совокупности моделирующих элементов (рис.15) со случайными вариациями их параметров. Начальное состояние металла задается с помощью статистического распределения начальных напряжений σ_0 и начальных деформаций ϵ_0 . Обсуждены возможности использования статистической модели для анализа накопления повреждений в процессе нагружения. Для практических расчетов предлагается следующая схема построения предельных границ, соответствующих разным значениям вероятности разрушения: верхняя граница (прямая CE на рис.16,а), определяющая хрупкую прочность, считается неизменной, а вертикальные границы, дающие величину предельной пластической деформации перемещаются в зависимости от заданной вероятности, с которой определяется степень поврежденности металла (вертикальные линии, параллельные BE на рис.16,а). Положение вертикальных границ определяется законом распределения предельной деформации $\bar{\epsilon}_{пред}$.

Задавшись определенной вероятностью, берем в качестве предельной линии прямую, соответствующую этой вероятности, и считаем элемент модели разрушившимся, если в процессе нагружения он достигнет одной из точек D , лежащей на предельной линии (например, для вероятности 0,8-точки D_8). Более точные криволинейные границы разрушения показаны на рис.16,б. Они определяются совместным развитием пластического и хрупкого разрушения.

Статистическая модель применена к изучению развития повреждаемости металла в условиях ползучести и релаксации. Обращено внимание на неизбежность накопления повреждений в ходе данных процессов. С этой точки зрения ползучесть является более опасной.

Повторные нагрузки, моделируемые с учетом статистических свойств металла, дают постепенное нарастание пластической деформации (зигзагообразные линии на рис.17,а) и при достаточно большом числе повторений ведут к достижению предельной линии, т.е. к разрушению элемента. Статистическая модель позволяет строить кривые равной повреждаемости с заданной вероятностью (рис.17,б) и вычислять усталостную кривую с различной вероятностью (пучек усталостных кривых на рис.1.,б). Эти кривые, кро-



б)

а)

Рис. 16

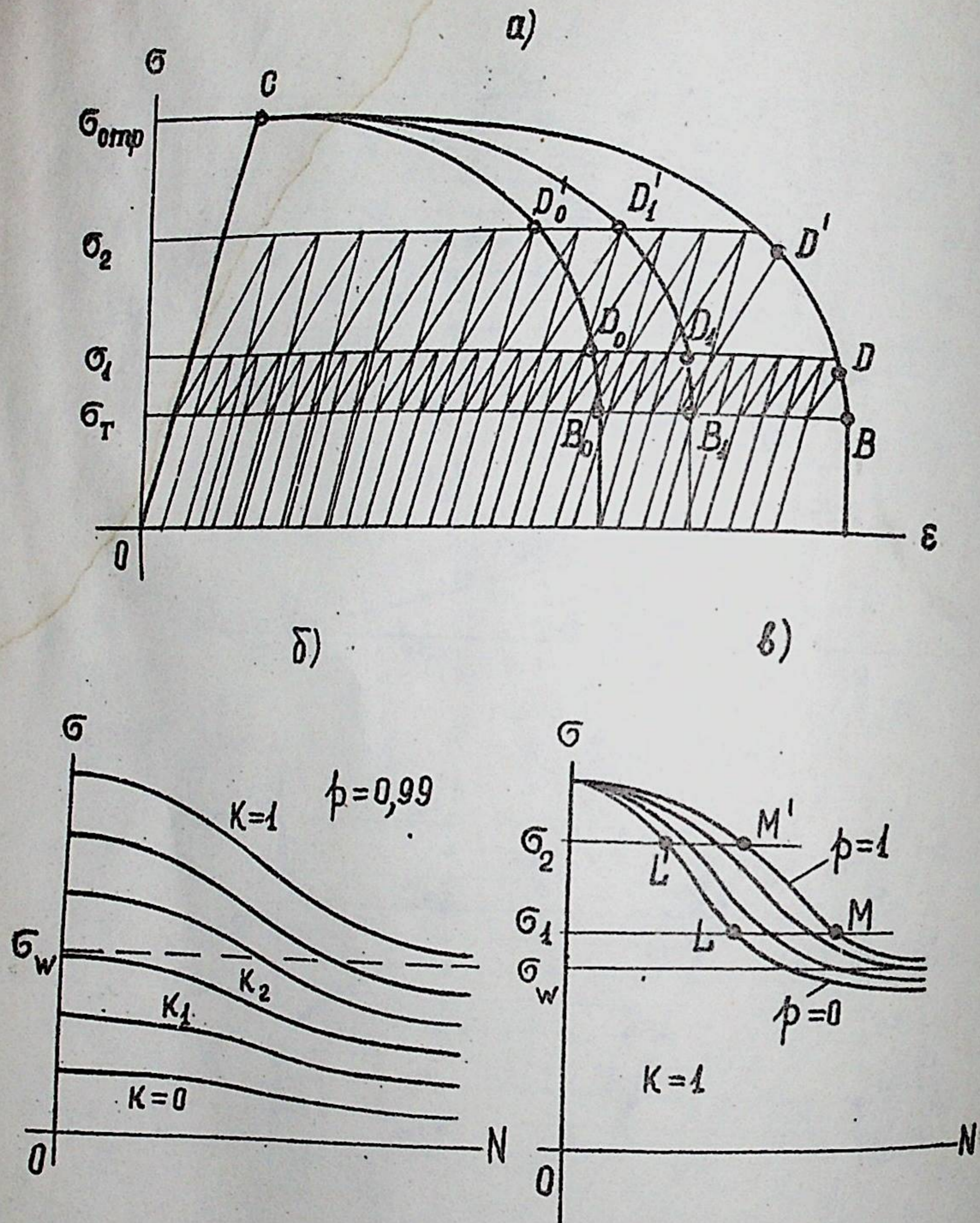


Рис. 17

не определения долговечности образца, позволяют также находить величину ожидаемого разброса усталостных испытаний.

Проведенные автором исследования позволяют сделать следующие выводы:

1. Пластическая деформация металла оказывает сильное влияние на его механические свойства и ведет к изменению его упругих характеристик (модуля упругости, коэффициента Пуассона, предела пропорциональности). Изменения носят нестабильный характер, так что с течением времени происходит возврат первоначальных свойств.

2. Изменения свойств металла в процессе пластической деформации существенным образом зависят от программы нагружения. Повторение нагрузок ведет к постепенному накоплению пластической деформации даже в том случае, когда максимальные напряжения не превосходят предела пропорциональности материала. Причиной служит неравномерность распределения напряжений и разброс механических свойств зерен поликристаллического металла.

3. Изучение процесса развития шейки при растяжении металлического образца дает возможность получить статистическое распределение предела прочности зерен металла. Это распределение используется для построения кривых усталости металла при повторно статическом нагружении.

4. Экспериментально доказан факт существования кривых равной повреждаемости под действием вибрационных нагрузок. В качестве критерия поврежденности можно использовать величину падения частоты собственных колебаний образца в процессе испытания.

Использование кривых изменения модуля под действием пластической деформации и закона распределения предела прочности металла позволяют произвести построение кривых равной повреждаемости расчетным путем. Получена общая формула кривой выносливости металла при повторно статическом нагружении.

5. Предлагаемый метод нелинейного суммирования усталостных повреждений позволяет определять долговечность металла и степень его поврежденности нагрузкой, меняющейся по произвольному закону. Сравнение вычисленной долговечности для различных программ дает удовлетворительную сходимость с экспериментом.

6. Применяя теорию дислокаций для объяснения механизма пластической деформации и разрушения металла, необходимо учитывать влияние процесса тепловой диссоциации решетки и образования точечных несовершенств по Френкелю. Критерием разрушения может служить величина локального падения плотности металла под влиянием пластической деформации.

7. Разработана статистическая реологическая модель поликристаллического тела, позволяющая анализировать процесс развития разрушения под действием произвольно изменяющейся растягивающей или сжимающей нагрузки.

Таким образом в диссертации получено инженерное решение задачи об определении долговечности металла под действием произвольной нагрузки. Рассмотрено влияние случайных одиночных перегрузок на работоспособность образца. Производятся сравнение различных программ нагружения с точки зрения их влияния на долговечность.

В диссертации разработана методика расчетного определения степени поврежденности металла под влиянием повторно статических нагрузок. Эта методика, рассчитанная на применение ЭЦВМ, позволяет вычислять степень поврежденности металла с наперед заданной степенью вероятности, если известна программа нагружения. Предложенный способ можно использовать и для случайных нагрузок с наперед заданными статистическими характеристиками.

Основные результаты диссертации докладывались и обсуждались на научно-технических конференциях в ЛКВВИА им. Можайского в 1959 г., в ВВИА им. Жуковского в 1960 г., на третьем все-союзном совещании по усталости металлов при институте металлургии им. А.А. Байкова в 1962 г., на конференции Киевского института инженеров гражданской авиации в 1964 г., на семинарах Рижского Политехнического института в 1968 г. и на конференции в Рижском Высшем военном инженерном авиационном училище имени Я. Алксниса в 1969 г.

Основные результаты диссертации опубликованы в работах:

1. Григорьев Ю.П. Влияние переменных нагрузок на механические характеристики стали. Труды ВВИА им. Н.Е. Жуковского, вып. 741, 1958.
2. Григорьев Ю.П. Экспериментальное определение степени усталостного повреждения деталей простой формы. Труды ВВИА им. Н.Е. Жуковского, вып. 841, 1961.
3. Григорьев Ю.П. Влияние предварительной пластической деформации на упругие свойства сталей. Труды ВВИА им. Н.Е. Жуковского, вып. 841, 1961.
4. Григорьев Ю.П., Иванов Б.И. Экспериментальное построение кривых повреждаемости и разрушения для авиационных конструкционных материалов. Труды ВВИА им. Н.Е. Жуковского, вып. 918, 1962.
5. Григорьев Ю.П. Изменение механических характеристик металлов под влиянием больших пластических деформаций. Труды ВВИА им. Н.Е. Жуковского, вып. 918, 1962.
6. Григорьев Ю.П. Анализ причин разброса результатов усталостных испытаний. Труды ВВИА им. Н.Е. Жуковского, вып. 918, 1962.
7. Григорьев Ю.П. Теоретическое определение кривых усталостной повреждаемости конструкционных материалов. Труды ВВИА им. Н.Е. Жуковского, вып. 957, 1962.
8. Григорьев Ю.П. О влиянии частоты и способа нагружения на результаты усталостных испытаний конструкционных материалов. Труды ВВИА им. Н.Е. Жуковского, вып. 957, 1962.
9. Григорьев Ю.П. Анализ причин разброса результатов усталостных испытаний. Сборник докладов на 3-ем все-союзном совещании по усталости металлов, АН СССР, 1963.
10. Григорьев Ю.П. О механизме деформации и разрушения твердых тел. Труды ВВИА им. Н.Е. Жуковского, вып. 1030, 1963.

11. Григорьев Ю.П. Механические характеристики пластически деформированных металлов и сплавов. Труды ВВИА им. Н.Е. Жуковского, вып. 1121, 1965.
12. Григорьев Ю.П. Нелинейное суммирование усталостных повреждений. Труды ВВИА им. Н.Е. Жуковского, вып. 1121, 1965.
13. Григорьев Ю.П., Иванов Б.И. Экспериментальное исследование кратковременной релаксации напряжений. Труды ВВИА им. Н.Е. Жуковского, вып. 1121, 1965.
14. Григорьев Ю.П. Практические методы построения кривых по - вреждаемости конструкционных материалов. Сборник трудов конференции "Прочность и долговечность авиационных конструкций, вып. П. Киев, 1965.
15. Григорьев Ю.П., Иванов Б.И. Ползучесть стеклопластиков при нормальной температуре. Труды ВВИА им. Н.Е. Жуковского, вып. 1197, 1967.
16. Григорьев Ю.П., Иванов Б.И. Исследование кратковременной релаксации напряжений в стеклопластиках. Труды ВВИА им. Н.Е. Жуковского, вып. 1197, 1967.
17. Григорьев Ю.П. Экспериментальное исследование долговечности стеклопластиков при повторно статическом нагружении. Труды ВВИА им. Н.Е. Жуковского, вып. 1197, 1967.
18. Григорьев Ю.П. Влияние программы повторно статического нагружения на долговечность стеклопластиков. Труды ВВИА им. Н.Е. Жуковского, вып. 1197, 1967.
19. Григорьев Ю.П. Ползучесть неоднородных материалов с продольным расположением волокон. Сборник научных статей № 3, РВВИАУ им. Я. Алксниса, 1968.
20. Григорьев Ю.П., Иванов Б.И. Механические характеристики стеклопластиков при статическом нагружении. Сборник научных статей № 3, РВВИАУ им. Я. Алксниса, 1968.

21. Григорьев Ю.П., Иванов Б.И. Прочность стеклопластиков при статическом изгибе. Сборник научных статей № 3, РВВИАУ им. Я. Алксниса, 1968.
22. Григорьев Ю.П., Иванов Б.И. Влияние температуры на длительную прочность стеклопластиков. Сборник научных статей № 3, РВВИАУ им. Я. Алксниса, 1968.
23. Григорьев Ю.П. Об определении программы нагружения при лабораторных испытаниях элементов летательных аппаратов. Сборник научных статей № 3, РВВИАУ им. Я. Алксниса, 1968.
24. Григорьев Ю.П. О влиянии макроскопических факторов на усталостную прочность металлов. Сборник научных статей № 3, РВВИАУ им. Я. Алксниса, 1968.
25. Григорьев Ю.П. Нелинейное суммирование повреждений при повторно статическом нагружении стеклопластиков. Сборник докладов на конференции РВВИАУ им. Я. Алксниса, Рига, 1970 (в печати).

Ю.П. Григорьев

ИССЛЕДОВАНИЕ
ПОВРЕЖДАЕМОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ
ПРИ ПРОГРАММНОМ НАГРУЖЕНИИ

022 - сопротивление материалов и строительная механика

Технический редактор Э.Я.Крокос. Корректор Г.К.Ковалева.

Сдано в набор 23/ХП 1970 г. Подписано к печати 4/1 1971 г.
Формат бумаги 60x84 1/16. Печ.л. 3. Уч.-изд.л. 2,2. Изд.№ 171.
Заказ 482. Г-859624. Для внутриведомственной продажи цена 15 коп.

Типография РВВИАУ им. Я.Алксниса