



DOI 10.8562/JEST.214.19
УДК 539.376:621

Е.В. Чумаков

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРЕЛЯЦИИ ДЛИТЕЛЬНЫХ И КРАТКОВРЕМЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

E.V. Chumakov

RESEARCH OF METAL MATERIALS LONG AND SHORT-TERM MECHANICAL BEHAVIOUR CORRELATION

Экспериментально исследованы ползучесть и кратковременные механические свойства различных металлов и сплавов. Установлена корреляция между различными механическими свойствами. Предложен приведенный параметр сравнительной оценки эксплуатационной надежности конструкционных материалов и показана возможность его применения в технологических процессах машиностроительного производства. Предложен способ обработки экспериментальных результатов испытаний на ползучесть, который является основой создания экспресс-анализа деформационного поведения металлов и сплавов в широком интервале температур и напряжений. Показана высокая экономическая эффективность предложенного способа.

ПРИВЕДЕННАЯ ТЕМПЕРАТУРА; НОРМИРОВАННОЕ НАПРЯЖЕНИЕ; ПРИВЕДЕННЫЙ ПАРАМЕТР; МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА; КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ; ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ; ПОЛЗУЧЕСТЬ.

Creep and short-term mechanical properties of various metals and alloys are experimentally investigated. Aluminum and copper of various purity, copper alloy with 4 at. % of the titan, standard aluminum alloys, stainless steels and alloys are considered. Correlation between various mechanical properties is established. The specified parameter of comparative assessment of operational reliability of constructional materials is offered and the possibility of its application in technological processes of machine-building production is shown. The way of processing of creep testing experimental results, that is the basis for the rapid determination of metals and alloys deformation behavior within a wide temperature and tension range, is offered. Processing of experimental data of creep by the offered method showed that schedules of dependence of the reactor speed and the thermal creep on a specified parameter, representing a difference of the specified temperature and rated tension, have an appearance of straight lines. High economic efficiency of the suggested way is shown.

RESULTED TEMPERATURE, NORMALIZED PRESSURE, RESULTED PARAMETER, MECHANICAL PROPERTIES, STRUCTURAL MATERIALS, YIELD STRENGTH, CREEP.

Введение

Успехи современного машиностроения напрямую связаны с разработкой новых материалов и их внедрением в практику. Но между их разработкой и внедрением существует временной интервал, длительность которого определяется проведением комплекса исследований физико-механических свойств. К числу последних относятся длительные и кратковременные механические свойства. Они определяют выбор того или иного конструкционного материала для работы в конкретных температурно-силовых условиях. Из длительных механических свойств главенствующее положение

занимает ползучесть, а мерой ползучести служит ее скорость. Ползучесть приводит к изменению размеров и формы металлоизделий. Скорость ползучести говорит о том, как быстро это происходит.

Среди используемых методов изучения длительных механических свойств конструкционных материалов при различных условиях можно выделить три основных: прямые экспериментальные исследования, максимально приближенные к рабочим условиям; имитирующие эксперименты; методы математического моделирования. Основной задачей при изучении ползучести металлических материалов является

определение закономерностей их деформационного поведения в широком интервале температур, напряжений и других специфических условий (например, для реакторной ползучести ее зависимость еще и от плотности нейтронного потока и интегральной дозы облучения). Многолетний опыт исследований показал, что наиболее информативными и достоверными являются экспериментальные данные, получаемые при испытаниях, максимально приближенных к реальным рабочим.

Проблемы обеспечения теплом и электроэнергией привели к необходимости использования атомной энергии. В свою очередь, использование атомных реакторов породило целый ряд материаловедческих проблем, привело к рождению и развитию радиационного материаловедения. Радиационная ползучесть стала рассматриваться как отдельное явление. По этой причине в работе уделено внимание реакторной ползучести, ее особенностям и общим с термической ползучестью закономерностям. Здесь следует отметить, что экспериментальные исследования длительных механических свойств металлов и сплавов в специфических условиях (космическое пространство, активная зона атомного реактора, высокие температуры литейного, прокатного, кузнечнопрессового производства и другие) требуют чрезвычайно больших затрат.

Несмотря на всю важность, ползучесть как явление остается в числе самых слабо изученных. И этому есть целый ряд причин. Отметим наиболее важные. Главеное — это очень высокая стоимость проведения экспериментальных работ по изучению ползучести, обусловленная большими затратами времени, дорогостоящих материалов и финансов, особенно при проведении исследований в специфических условиях.

Другая причина связана с тем, что подавляющая масса экспериментальных данных по ползучести была получена на разных конструкционных материалах, что привело к проблеме проведения сравнительного анализа их деформационного поведения. Решение этой проблемы сводится к поиску и нахождению нормирующих величин, использование которых позволило бы провести корректный анализ деформационного поведения различных металлов и сплавов с целью установления общих закономерностей и отличительных особенностей.

Существует ряд других проблем, чисто технических и даже психологического плана. Большие затраты и медленное накопление результатов делает указанные работы мало привлекательными. К отрицательным психологическим факторам также следует отнести то обстоятельство, что работы по изучению реакторной ползучести проводятся в условиях повышенного радиационного фона.

Перечисленные проблемы относятся к изучению ползучести применительно к любой области машиностроения. Решение же проблемы видится в поиске новых методов, новых путей и подходов к изучению ползучести, которые позволили бы в корне изменить сложившуюся ситуацию.

Одним из путей сокращения затрат на изучение деформационного поведения является поиск взаимосвязи между кратковременными и длительными механическими свойствами металлов и сплавов. Логически это оправдано, поскольку на изучение кратковременных механических свойств затраты в сотни, а в ряде случаев в тысячи раз меньше, чем на длительные. Для сравнительного анализа указанных характеристик разных металлов и сплавов необходим поиск оценочных параметров. Комплекс таких исследований позволил бы создать научно обоснованный метод выбора конструкционных материалов и оценки работоспособности изготовленных из них машин и механизмов.

Исходя из сказанного была сформулирована **цель работы:** создание нового, экономически эффективного метода исследования ползучести на базе установления взаимосвязи между кратковременными и длительными механическими свойствами металлов и сплавов, нахождения приведенных параметров сравнительной оценки конструкционных материалов и их применение в технологических процессах машиностроительного производства.

Методика и материалы исследования

В качестве объектов исследования использовали следующие материалы: алюминий чистотой 99,99 % (Al 99,99 %), чистая и техническая медь (Cu 99,99 % и Cu 99,95 %), сплав меди с титаном (Cu — 4 ат. %Ti), стандартные промышленные сплавы и стали — алюминиевый Д16, нержавеющей 12Х18Н10Т, Х20Н45М4БРЦ и Х20Н45М4БЧ. Из них изготавливали плоские

образцы в форме двойной лопатки с размерами рабочей части $20 \times 4 \times 0,5$ мм и цилиндрические образцы диаметром 2 мм и 3 мм и длиной рабочей части 20 и 30 мм соответственно.

Для того чтобы исключить влияние на результаты эксперимента возможной постоянной неучтенной ошибки, внутривыпускные и лабораторные испытания на ползучесть проводились на одинаковых специально сконструированных дистанционных установках [1, 2].

Говоря о конструкционных материалах, следует иметь в виду, что их деформация сопровождается протеканием нескольких процессов, приводящих к структурным изменениям. Поэтому необходим параметр, который отражал бы их интегральное воздействие. Таким параметром оказался предел текучести $\sigma_{0,2}$, который служит одной из важнейших характеристик кратковременных механических свойств [3, 4].

Кратковременные механические испытания для определения предела текучести проводили при постоянной скорости нагружения [5]. Необходимость определения предела текучести вытекает из поставленных задач. Во-первых, это поиск возможной корреляции между кратковременными и длительными прочностными характеристиками. Во-вторых, как уже отмечалось выше, в металлических материалах зачастую одновременно протекает ряд процессов, приводящих к изменению их физико-механических свойств [6–8]. При этом приходится иметь дело с результатом интегрального их воздействия. И здесь необходимо было опереться на структурно-чувствительный параметр, каковым является предел текучести [3, 9]. Любые изменения в структурном состоянии отражаются на

его величине. При испытаниях на ползучесть в процессе нагружения образца до требуемой величины напряжения снимали диаграмму растяжения, что позволяло определить величину предела текучести каждого конкретного образца, который затем испытывали на ползучесть.

Испытания на ползучесть проводили при постоянном напряжении, постоянной нагрузке, по дифференциальной методике и в условиях релаксации напряжений.

Во всех случаях по результатам экспериментов строили графики первичных кривых ползучести. При испытаниях с постоянным напряжением обработка кривых ползучести не представляет трудностей. Для пластичных материалов на ней четко выделяются все три стадии ползучести — неустановившаяся, установившаяся и ускоренная, предшествующая разрушению образца. В случае испытаний при постоянной нагрузке кривые ползучести имеют несколько иной вид. В качестве примера на рис. 1 представлены данные по ползучести сплава 03X20H45M4БРЦ. Напряжения указаны на момент начала испытания после нагружения.

Для удобства сравнения деформационного поведения на графиках рис. 1 не показаны величины мгновенных деформаций. Видно, что с ростом начального напряжения установившаяся стадия все более вырождается. При обработке таких экспериментальных графиков всегда возникали трудности в определении скорости ползучести. В настоящей работе предложен новый подход к их обработке. Для определения скорости ползучести, наряду с графиками, приведенными на рис. 1, строили графики изменения напряжения (рис. 2).

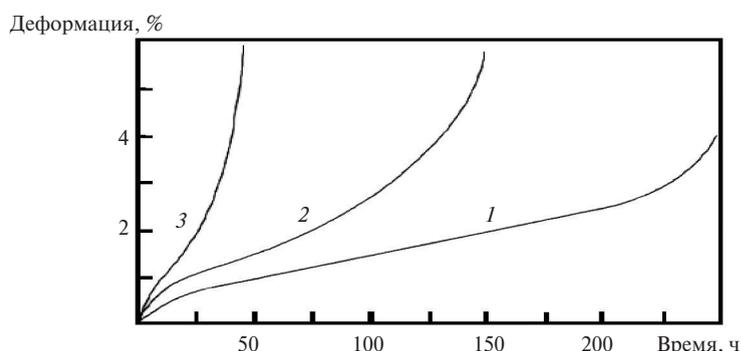


Рис. 1. Кривые ползучести сплава 03X20H45M4БРЦ при разных напряжениях (1 — 130 МПа; 2 — 156 МПа; 3 — 212 МПа)

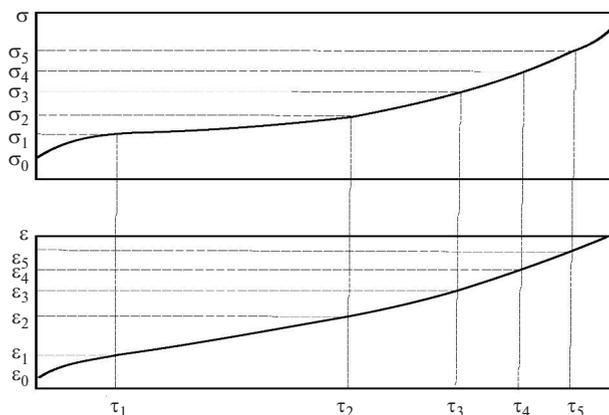


Рис. 2. Схема обработки результатов испытания на ползучесть при постоянной нагрузке

Весь диапазон изменения напряжения делится таким образом, что σ_1 отличается от σ_2 , а σ_2 от σ_3 и т. д. на 3 %. Выбранное деление объясняется условием поддержания напряжения с точностью $\pm 1,5$ %. В пределах выбранного интервала напряжение считается условно постоянным и равным среднему значению. Скорость ползучести определяется так же, как и в случае испытания при постоянном напряжении. Достоинством этой методики является достаточно высокая точность в определении действующего напряжения и возможность получения ряда значений скоростей ползучести в одном эксперименте. Но следует иметь в виду, что последнее утверждение выполнимо лишь в случае, когда скорости ползучести на установившейся стадии не ниже 10^{-8} с^{-1} . При более низких величинах скорости для определения двух и более значений требуется весьма значительное время. Проведение такого эксперимента сопряжено с рядом технических проблем и требует значительных затрат материалов, времени и финансов.

Результаты экспериментальных исследований

Установившаяся стадия ползучести, как правило, занимает более 90 % всего времени с момента нагружения образца до его разрушения, и потому справедливо полагают, что детали, испытывающие ползучесть, работают в режиме установившейся стадии. По этой причине ей уделяется практически все внимание при проведении подобного рода исследований. К числу работ, посвященных систематическим экспери-

ментальным исследованиям ползучести на установившейся стадии, можно отнести данные, опубликованные в [10–14], которые легли в основу настоящего исследования и представляют собой их логическое продолжение.

Как уже отмечалось, высокая общая стоимость экспериментальных работ приводит к необходимости снижения в первую очередь затрат времени на исследование длительных механических характеристик. Это требует поиска новых подходов и методов, что предполагает всесторонний анализ имеющихся экспериментальных данных, в том числе и с использованием теоретических моделей.

Для теоретической интерпретации экспериментальных результатов была использована модель, учитывающая комбинированное движение (скольжение и переползание) дислокаций [15–17]. Ранее модель была предложена для описания термической ползучести. В данном случае модель была адаптирована к описанию ползучести и в условиях реакторного облучения.

Считалось, что при достаточно больших сдвиговых напряжениях дислокация преодолевает силовым путем некоторое количество препятствий, продвигаясь в плоскости скольжения на некоторое расстояние, зависящее от расположения барьеров, их мощности, а также от величины приложенного напряжения, и оказывается закрепленной на препятствиях в устойчивой конфигурации. Затем она преодолевает эти барьеры термоактивационно или за счет переползания и снова скользит. Описанный процесс многократно повторяется, приводя к деформа-

ции образца. В данной работе не ставится цель детального анализа самой теоретической модели. Основное внимание уделено конечному уравнению для описания скорости ползучести, которое имеет вид

$$\dot{\epsilon} = B \exp(-Q / RT), \quad (1)$$

где B — коэффициент; Q — энергия активации; R — постоянная Больцмана; T — температура испытания.

Следует отметить, что уравнение (1), полученное на основе теоретического анализа, соответствует результатам экспериментальных исследований, о чем будет подробно сказано ниже. Это обстоятельство можно трактовать в пользу правомерности применения данной теоретической модели к анализу полученных экспериментальных данных.

Весьма важным является установление вида зависимости энергии активации от параметров испытания, в том числе от напряжения. Этот вопрос обсуждался в научной литературе с давних времен [18], но к окончательному мнению исследователи еще не пришли.

В работе [19] обоснована зависимость

$$Q = Q_0 \left[1 - (\tau / \tau_0)^p \right]^q, \quad (2)$$

где Q_0 — энергия активации при сдвиговом напряжении $\tau = 0$ (для металлов значение Q_0 близко к энергии сублимации); τ_0 — критическое напряжение сдвига при $T = 0$ К; p и q — показатели степени, для ГЦК-металлов примерно равные единице.

Но уравнение (2) может быть изменено. Поскольку в данном случае речь идет о растягива-

ющих напряжениях, то касательные напряжения τ целесообразно заменить на нормальные (растягивающие) напряжения σ , а τ_0 — на предел текучести σ_{02} . Корректность такой замены обоснована в работе [20], из которой следует, что и нормальные (σ) и касательные (τ) напряжения являются производной одних и тех же приложенных к образцу сил (или силы).

Тогда выражение (1) для Q преобразуется к виду

$$Q = Q_0 \left(1 - \eta \frac{\sigma}{\sigma_{02}} \right), \quad (3)$$

где η — числовой коэффициент. Таким образом, для расчета скоростей ползучести необходимо знание поведения предела текучести в исследованном интервале температур. Представление об этом дают графики на рис. 3 и 4.

Как следует из этих графиков, поведение предела текучести в исследованном интервале температур имеет достаточно сложный вид. Графики, показанные на рис. 4 под номерами 1 и 3, были получены при исследовании образцов чистой меди одной партии, а график под номером 2 — на образцах другой партии. Здесь также наблюдается различие в численных значениях σ_{02} для образцов разных партий. Влияние реакторного облучения проявляется по-разному в разных температурных интервалах. При температурах ниже $0,42 T_{пл}$ ($T_{пл}$ — температура плавления) облучение приводит к значительному снижению предела текучести по сравнению с испытаниями лабораторными (без облучения). В интервале температур $(0,42 - 0,48) T_{пл}$ наблюдается рост предела текучести до некоторого

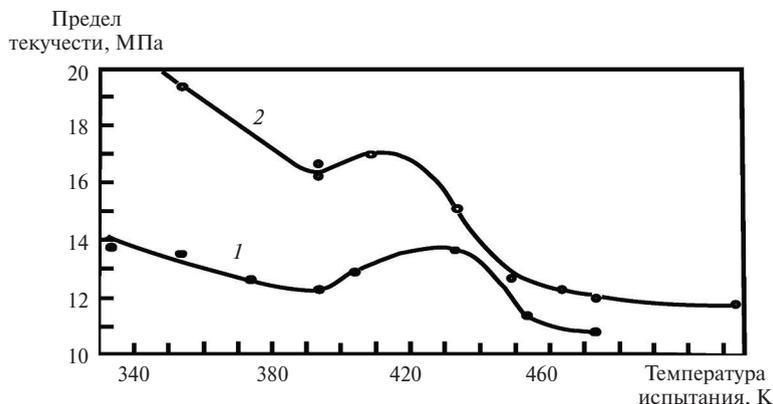


Рис. 3. Зависимость предела текучести алюминия (Al 99,99 %) от температуры при реакторном облучении (1) и без облучения (2)

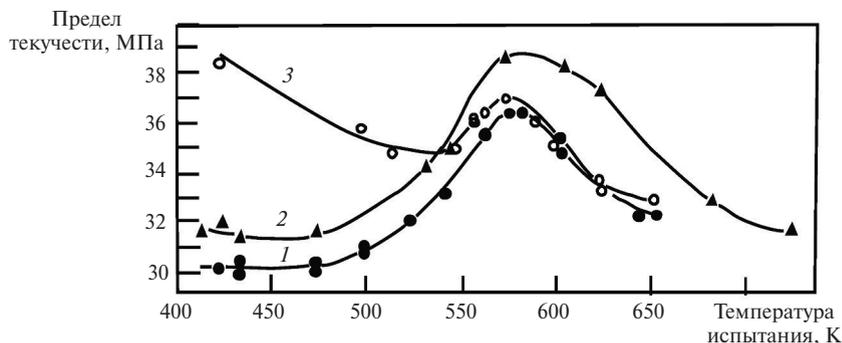


Рис. 4. Зависимость предела текучести меди (Cu 99,99 %) от температуры при реакторном облучении (1, 2) и без облучения (3): 1, 3 — образцы первой партии; 2 — образцы второй партии

максимума с последующим снижением. Наличие максимумов на зависимостях предела текучести от температуры было обнаружено для всех исследованных материалов. Подобное поведение не противоречит литературным данным. В точке максимума величина предела текучести может возрастать на 200 % и более. Такое поведение обнаруживается у целого ряда материалов при лабораторных и внутриреакторных испытаниях. В работе [20] отмечается, что по внешнему проявлению повышение предела текучести под облучением можно сравнить с влиянием деформационного наклепа и легирования.

Такие максимумы наиболее ярко проявляются у упорядоченных сплавов [21]. Для сравнения на рис. 5 показаны результаты исследования ряда сплавов [22].

Из всего многообразия экспериментальных данных и попыток объяснения особенностей и закономерностей поведения кратковременных

механических характеристик в различных условиях можно сделать одно твердое заключение о том, что их численные значения и характер поведения зависят от состояния структуры и множества протекающих в ней процессов. По этой причине в настоящей работе в качестве структурно-чувствительного параметра, отражающего интегральное воздействие указанных факторов, выбран предел текучести σ_{02} .

Существует мнение, что облучение приводит к увеличению предела текучести. Но полученные экспериментальные данные говорят о его сложном поведении в широком интервале температур. Кроме того, при исследовании ползучести образцов, предварительно облученных в реакторе, возникали противоречия. В одних случаях предварительное облучение приводило к увеличению скорости ползучести, в других — эффект был обратный. Чтобы объяснить такое поведение, были проведены систематические исследо-

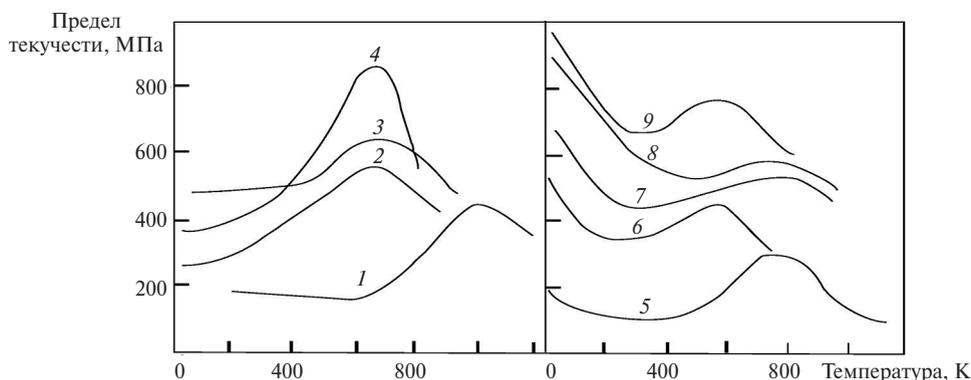


Рис. 5. Температурная зависимость предела текучести поликристаллов различных сплавов [22]: 1 — Co_3Ti ; 2 — Pt_3Ti ; 3 — Ni_3Si ; 4 — Pd_4Ti ; 5 — Pt_3Cr ; 6 — Pt_3Sn ; 7 — Pt_3In ; 8 — Cu_3Ga ; 9 — Fe_3Ga

вания на образцах из стали 12Х18Н10Т в области низких температур 553–693 К (280–420 °С).

Особенность исследования образцов стали 12Х18Н10Т заключается в том, что их испытания проводили после предварительного облучения в напряженном и ненапряженном состояниях. Предварительное облучение образцов проводили в вертикальном канале реактора при температурах 50–60 °С и плотности нейтронного потока $1,4 \cdot 10^{16} \text{ н} \cdot \text{м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ в специально сконструированных ампулах двух типов. Облучение образцов в ненагруженном состоянии проводили в герметичных сильфонах с контролем температуры хромель-алюмелевыми термопарами в количестве от 6 до 12 штук. Для предварительного облучения образцов в напряженном состоянии были разработаны и изготовлены специальные ампулы, имеющие нагружающие устройства двух типов: пневматические и динамометрические. Это позволяло создавать различные уровни напряжений, не превышающие предел текучести, на различных образцах.

Предел текучести как функция температуры графически представлен на рис. 6. Видно, что в сравнительно узком интервале графики с достаточной степенью точности могут быть описаны линейной функцией. Кроме того, из анализа графиков следует, что реакторное облучение оказывает неоднозначное воздействие на его величины, что служит косвенным доказательством неодинаковости процессов формирования структуры. В случае облучения образцов в напряженном состоянии во всем исследованном интервале температур наблюдается эффект разупрочнения материала, сопровождающийся

снижением предела текучести по сравнению с необлученными образцами. Иная картина наблюдается при облучении в ненапряженном состоянии. Здесь имеет место эффект упрочнения, т. е. увеличения численного значения предела текучести. Различия в величинах предела текучести облученного в напряженном и ненапряженном состояниях материала составляют 25–27 %. Тот факт, что пределы текучести предварительно облученного под напряжением и в ненапряженном состоянии материала в значительной степени отличаются, весьма важен. Выявленные особенности радиационного воздействия дают ответ на вопрос о том, в какой степени условия предварительного облучения сказываются на дальнейшем деформационном поведении металлов и сплавов.

Для продолжения анализа деформационного поведения исследованных материалов обратимся еще раз к уравнению (1), из которого следует, что скорость ползучести является функцией температуры. Но очевидно, что равные по величине температуры, а также напряжения оказывают разное воздействие на разные материалы. Для одного материала они могут оказаться столь большими, что приведут к его мгновенному разрушению, а для другого столь малыми, что не вызовут сколь-либо заметной пластической деформации. Поэтому для сравнения деформационного поведения разных материалов очень часто используют гомологическую температуру $T/T_{пл}$. Исходя из этого введем в анализ температуру плавления, умножив числитель и знаменатель выражения в скобках уравнения (1) на $T_{пл}$. При этом получим

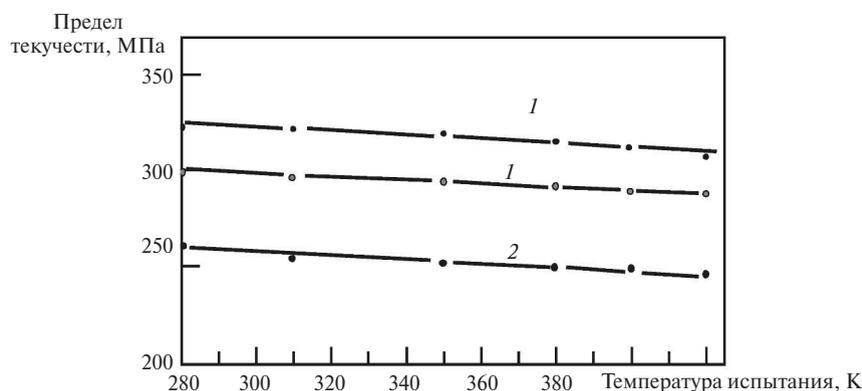


Рис. 6. Зависимость предела текучести от температуры испытания стали 12Х18Н10Т: 1 — без облучения, 2 — облучение в напряженном состоянии (304 МПа), 3 — облучение в ненапряженном состоянии

$$\dot{\epsilon} = B' \exp\left(-\frac{Q}{R} \frac{1}{T_{пл}} \frac{T_{пл}}{T}\right). \quad (4)$$

С учетом (3)

$$\dot{\epsilon} = B' \exp\left[\left(-\frac{Q_0}{R} \frac{1}{T_{пл}} \left(1 - \eta \frac{\sigma_d}{\sigma_{02}}\right) \frac{T_{пл}}{T}\right)\right]. \quad (5)$$

Для упрощения выражения (5) примем $Q_0/T_{пл} = W$. Тогда

$$\dot{\epsilon} = B' \exp\left[\left(-\frac{W}{R} \left(1 - \eta \frac{\sigma_d}{\sigma_{02}}\right) \frac{T_{пл}}{T}\right)\right]. \quad (6)$$

Таким образом, в уравнении (6) мы имеем дело уже с приведенной или нормированной температурой. Далее, наряду с обратной гомологической температурой $T_{пл}/T$ введем для упрощения сравнительного анализа деформационного поведения разных металлических материалов и поиска взаимосвязи между длительными и кратковременными механическими свойствами понятие нормированного напряжения, равного отношению рабочего напряжения к пределу текучести σ_d/σ_{02} . Эта величина также входит в уравнение (5). Видно, что в него в явном виде входят скорость ползучести, температура испытания и плавления, напряжение и предел текучести. На этом этапе можно констатировать, что использование теоретической модели в анализе экспериментальных данных привело к написанию уравнения, которое в явном виде указывает на взаимосвязь между длительной (скорость ползучести на установившейся стадии) и кратковременной (предел текучести) механическими характеристиками.

Используя выражение (6), рассмотрим частные случаи. Будем считать нормированное напряжение величиной постоянной, т. е. $\sigma_d/\sigma_{02} = \text{const}$. Тогда величиной постоянной будет и

$$\beta = \frac{W}{R} \left(1 - \eta \frac{\sigma_d}{\sigma_{02}}\right). \quad (7)$$

С учетом этого выражение (6) запишем в виде

$$\dot{\epsilon} = B' \exp\left[\left(-\beta \frac{T_{пл}}{T}\right)\right]. \quad (8)$$

Уравнение (8) отражает зависимость скорости ползучести от приведенной температуры при постоянной величине нормированного напряжения.

Далее рассмотрим случай, когда постоянной является температура испытания, и, следовательно, $T_{пл}/T = \text{const}$. Тогда

$$\varphi = \frac{W}{R} \frac{T_{пл}}{T} \quad (9)$$

будет также величиной постоянной. С учетом этого запишем

$$\dot{\epsilon} = B' \exp(-\varphi) \exp\left(\varphi \eta \frac{\sigma_d}{\sigma_{02}}\right). \quad (10)$$

Принимая для упрощения выражения (10)

$$B^* = B' \exp(-\varphi); \quad (11)$$

$$\gamma = \varphi \eta, \quad (12)$$

получим

$$\dot{\epsilon} = B^* \exp\left(\gamma \frac{\sigma_d}{\sigma_{02}}\right). \quad (13)$$

Это уравнение описывает зависимость скорости ползучести на установившейся стадии от нормированного напряжения при постоянной приведенной температуре.

Из уравнения (8) следует, что логарифм скорости ползучести находится в линейной зависимости от приведенной температуры. Обратимся к зависимостям $\dot{\epsilon} = f(T)$. Рассмотрим их с традиционных позиций и с учетом постоянства приведенной (обратной гомологической) температуры. Как отмечалось, сравнение деформационных характеристик исследованных материалов представляет значительные трудности, поскольку такие параметры, как температура испытания и напряжение, не несут достаточной информации, а точнее, не отражают физико-механическое состояние металлов и сплавов. Что касается уравнения (1), описывающего зависимость скорости ползучести от температуры, то оно получено полуэмпирическим путем, и координата $1/T$ наиболее точно описывает функцию $\dot{\epsilon} = f(T)$. Одна из таких зависимостей показана на рис. 7.

В первую очередь, следует отметить, что оба графика имеют качественно одинаковый вид. В исследованном интервале они не монотонны и имеют два перегиба, позволяющие выделить следующие области: низких (I), средних (II) и высоких (III) температур. В каждой области графики прямолинейны. С повышением темпе-

ратуры испытания скорость ползучести возрастает. Следующая особенность, которая обращает на себя внимание, — это большая величина скорости ползучести под воздействием радиации. В области низких температур скорость реакторной ползучести значительно превосходит термическую. При этом различие между ними тем больше, чем ниже температура испытания. Следовательно, в области низких температур влияние облучения возрастает со снижением температуры испытания. Область II характеризуется тем, что в ней наблюдается очень слабая зависимость скорости термической ползучести от температуры, а для реакторной ползучести такая зависимость отсутствует. Здесь график зависимости скорости ползучести от температуры представляет собой отрезок прямой линии параллельный оси абсцисс. При высоких температурах (область III) скорости реакторной и термической ползучести отличаются не столь сильно, как в области I.

Обычно для достижения требуемых механических свойств применяют специальные режимы термической обработки и легирование. Целью таких операций является получение определенной исходной структуры. Содержание легирующих элементов колеблется в широких пределах: от десятков процентов до десятых и сотых долей процента. Естественно, что природа конструкционного материала, его химический состав должны влиять на механические свойства. Поэтому наряду с медью высокой чистоты (99,99 %) была исследована медь чистотой 99,95 % (техническая медь) и сплав меди с 4 ат. % титана. На образцах технической меди изучали влияние малых примесей (чистая и техническая медь по чистоте отличаются всего на 0,4 %), а на сплаве меди с титаном изучали влияние наличия второй фазы в структуре. Сплав представляет собой равновесную ($\alpha + \beta$)-структуру, где α — низколегированный твердый раствор титана в меди с ГЦК решеткой, а β — интерметаллид Cu_3Ti с орторомбической решеткой. Экспериментальные результаты в виде графиков показаны на рис. 8 и 9.

Так же, как и на рис. 7, здесь ярко проявляются три температурные области. Но область II имеет отличительные особенности. Для технической меди наблюдается очень слабая зависимость скорости термической ползучести от температуры и ее резкое снижение при реактор-

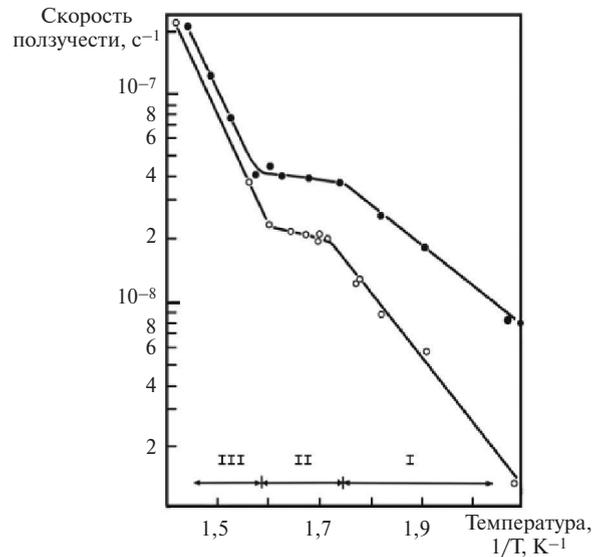


Рис. 7. Зависимость скорости ползучести меди чистой 99,99 % от температуры: ○ — термическая, ● — реакторная [23]

ном облучении с повышением температуры испытания. График 1 имеет минимум при 553 К ($1000/T = 1,8$), и в окрестности этой точки скорость реакторной ползучести ниже термической. Таким образом, исследование влияния малых примесей на деформационную способность в широком интервале температур, проведенное на меди технической чистоты, позволило выявить области наиболее яркого его проявления. Это область средних температур.

На рис. 9 показана зависимость скорости реакторной (1) и термической (2) ползучести сплава меди с титаном от температуры. Здесь, как и при изучении чистой и технической меди, также проявляются три области. Наличие второй фазы в исследуемом сплаве аналогично наличию малых примесей; оно привело к резкому снижению скорости ползучести в области средних температур до некоторого минимума, а затем вновь наблюдается возрастающая ветвь. Обращает на себя внимание тот факт, что для сплава меди с титаном снижение скорости ползучести с ростом температуры в области II наблюдается и при термической ползучести, но в менее выраженной форме, чем под облучением. Это может быть следствием того, что реакторное облучение оказывает стимулирующее воздействие на процессы, протекающие на микроскопическом уровне и приводящие к наблюдаемым макро проявлениям.

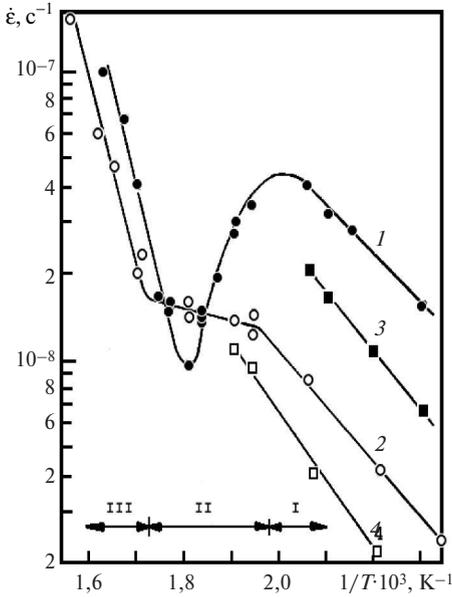


Рис. 8. Зависимость скорости реакторной (1, 3) и термической (2, 4) ползучести меди (Cu 99,95 %) от температуры при напряжении 50 МПа

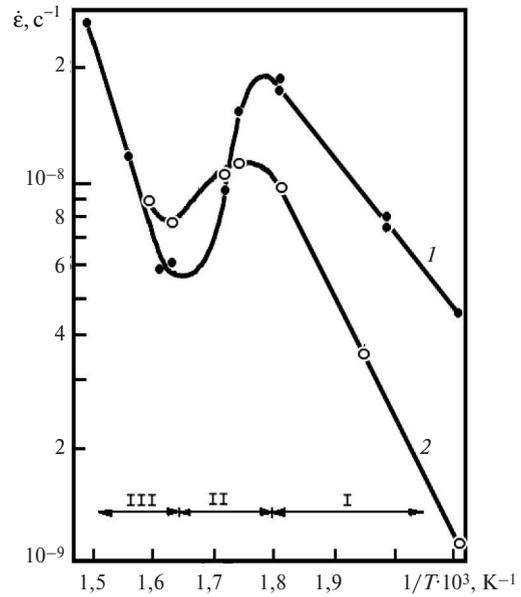


Рис. 9. Зависимость скорости реакторной (1) и термической (2) ползучести сплава меди с титаном (Cu — 4 ат. % Ti) от температуры при напряжении 110 МПа

Для исследованных материалов зависимость скорости ползучести от температуры в области I и III подчиняется уравнению (1). Для области средних температур оно не применимо. Подобные графики построены при постоянных величинах напряжений. Но в соответствии с уравнением (7) представляется интересным их рассмотрение в зависимости от приведенной температуры при постоянной величине нормированного напряжения. Такие зависимости показаны на рис. 10–12.

Графики прямолинейны в исследованном интервале температур. Анализ и использование в практике таких графиков наиболее просто и удобно. А изменение нормированного напряжения приводит к их параллельному сдвигу по оси ординат. При постоянной относительной температуре экспериментальные точки, полученные при внутриреакторных и лабораторных испытаниях, хорошо ложатся на одну прямую.

С учетом полученных результатов на базе теоретического анализа и уравнения (13) целесообразным является зависимость скорости ползучести от напряжения, традиционно построенные в координатах $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$, дать в координатах $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_{\text{д}}/\sigma_{02}$ при постоянной приведенной температуре, т. е. $T_{\text{пл}}/T = \text{const}$ (рис. 13).

Следовательно, можно сделать заключение о том, что уравнения, полученные на базе теоретической модели, нашли экспериментальное подтверждение. Для дальнейшего анализа запишем совместно уравнения (8) и (13) в логарифмической форме:

$$\ln \dot{\epsilon} - \ln B'_1 + \gamma' \frac{\sigma_{\text{д}}}{\sigma_{02}}; \quad (14)$$

$$\ln \dot{\epsilon} - \ln B'_1 + \beta' \frac{T_{\text{пл}}}{T}. \quad (15)$$

Сложив обе части уравнения, получим

$$2 \ln \dot{\epsilon} - \ln B'_1 + \ln B' + \gamma' \frac{\sigma_{\text{д}}}{\sigma_{02}} + \beta' \frac{T_{\text{пл}}}{T}. \quad (16)$$

Поделив обе части уравнения на 2 и принимая

$$(\ln B'_1 + \ln B') / 2 = A_0, \quad (17)$$

$$\gamma' / 2 = \gamma_0, \quad \beta' / 2 = \beta_0, \quad (18)$$

получим

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_0 + \gamma_0 \frac{\sigma_{\text{д}}}{\sigma_{02}} - \beta_0 \frac{T_{\text{пл}}}{T}. \quad (19)$$

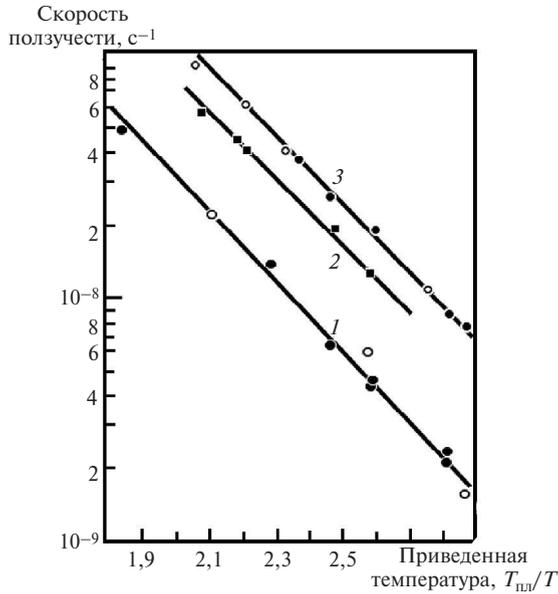


Рис. 10. Зависимость скорости ползучести меди (Cu 99,99 %) от приведенной температуры при постоянном нормированном напряжении σ_d/σ_{02} : 1 – $1,0 \pm 0,05$; 2 – $1,15 \pm 0,05$; 3 – $1,35 \pm 0,05$ (темные точки – внутриреакторный эксперимент)

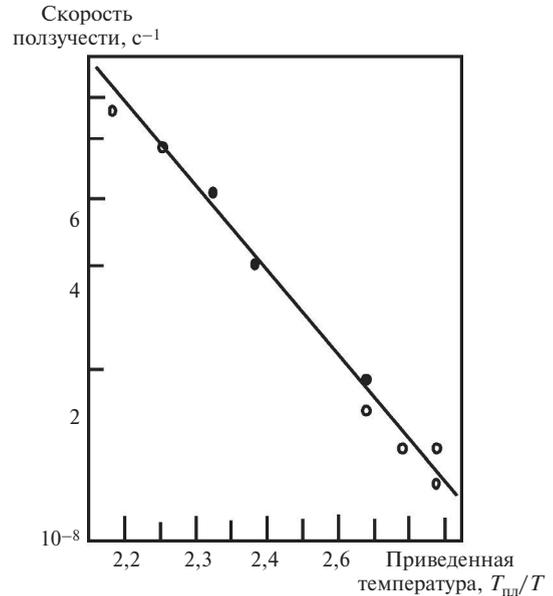


Рис. 11. Зависимость скорости ползучести меди (Cu 99,95 %) от приведенной температуры при постоянном нормированном напряжении $\sigma_d/\sigma_{02} = 1,35 \pm 0,05$ (темные точки – внутриреакторный эксперимент)

Откуда

$$\dot{\epsilon} = A_0 \exp\left(-\beta_0 \frac{T_{пл}}{T} + \gamma_0 \frac{\sigma_d}{\sigma_{02}}\right) \quad (20)$$

Уравнение (20) в явном виде указывает на характер взаимосвязи ряда параметров, таких, как скорость ползучести на установившейся стадии, напряжение и предел текучести, температуры испытания и плавления. Следовательно, на данном этапе задачу по нахождению взаимосвязи между длительными и кратковременными механическими свойствами можно считать решенной.

Расчет и сравнение коэффициентов β_0 и γ_0 показали, что для каждого исследованного материала их величины отличаются в пределах экспериментальной погрешности. Оказалось, что для алюминия и алюминиевого сплава – $\beta_0 = 5,8$; для чистой, технической меди и сплава меди с титаном – $\beta_0 = 3,5$; для сплава 03X20H45M4БРЦ – $\beta_0 = 11,3$. Для алюминия и алюминиевого сплава – $\gamma_0 = 5,92$; для материалов группы меди – $\gamma_0 = 3,35$; а для высоконикелевого аустенитного сплава – $\gamma_0 = 11,32$.

Приняв в этом случае $\beta_0 = \gamma_0 = \alpha$, уравнение (19) перепишем в виде

$$\dot{\epsilon} = \epsilon'_0 \exp\left[-\alpha \left(\frac{T_{пл}}{T} - \frac{\sigma_d}{\sigma_{02}}\right)\right] \quad (21)$$

Но записанное на основании допущения равенства коэффициентов β_0 и γ_0 уравнение (21) требует более строгой проверки. Сделать ее достаточно просто, поскольку указанное уравнение предполагает, что если построить графики

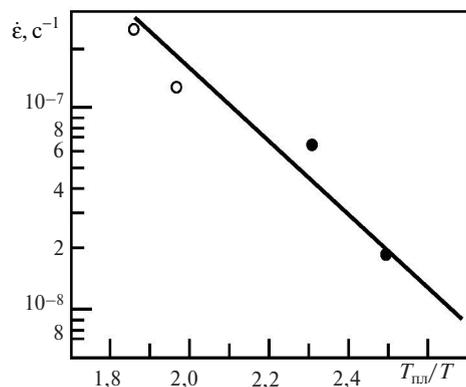


Рис. 12. Зависимость скорости ползучести сплава Д16 от приведенной температуры при постоянном нормированном напряжении. Темные точки – внутриреакторный эксперимент

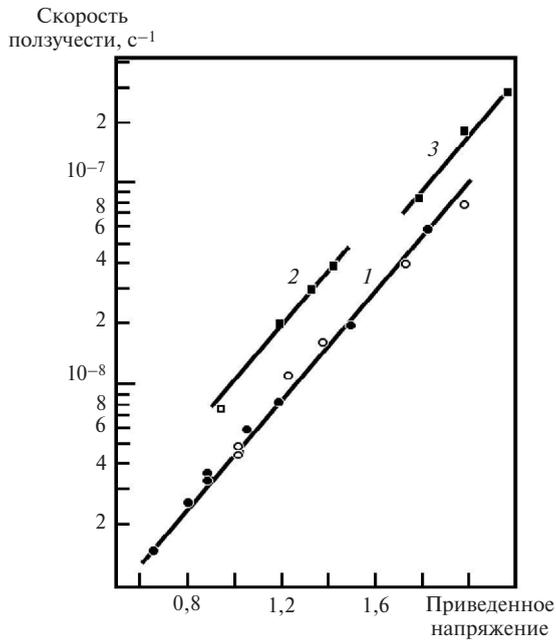


Рис. 13. Зависимость скорости реакторной и термической ползучести меди (Cu 99,99 %) от нормированного напряжения при разных температурах

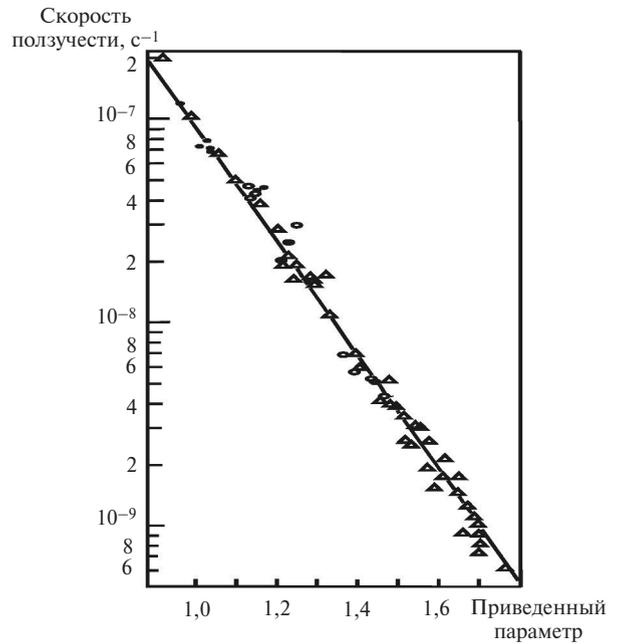


Рис. 14. Зависимость скорости ползучести от приведенного параметра: ● — Al 99,99 %, реакторная обработка; ○ — Al 99,99 %, термическая обработка; ▲ — сплав Д16

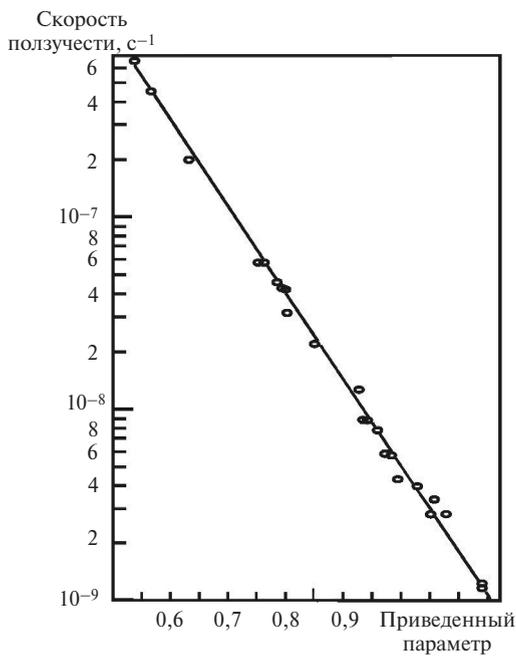


Рис. 15. Зависимость скорости реакторной ползучести сплава O3X20N45M4BPЦ от приведенного параметра

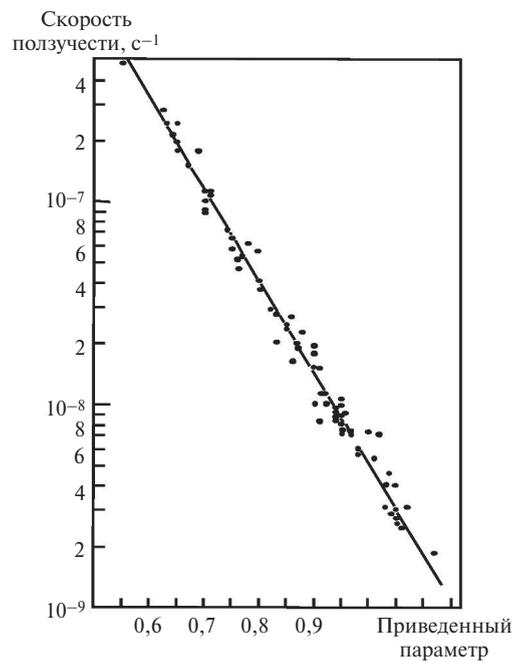


Рис. 16. Зависимость скорости термической ползучести сплава O3X20N45M4BPЦ от приведенного параметра

зависимостей в координатах $\ln \dot{\epsilon}, \left(\frac{T_{\text{пл}} - \sigma_{\text{д}}}{T} - \frac{\sigma_{02}}{\sigma_{02}} \right)$, то они должны иметь вид прямых линий. Справедливость этого подтверждают представленные ниже рисунки. Здесь для упрощения принято

$$\left(\frac{T_{\text{пл}} - \sigma_{\text{д}}}{T} - \frac{\sigma_{02}}{\sigma_{02}} \right) = 0. \quad (22)$$

Величина θ условно названа приведенным параметром.

Построение графика для алюминия и алюминиевого сплава Д16 (рис. 14) показало, что экспериментальные данные хорошо ложатся на одну прямую. Чтобы не перегружать картину слишком большим количеством точек, проводили наложение на график, полученный при реакторном облучении, экспериментальных точек, полученных в лабораторных условиях. Так были построены графики для сплава 03X20H45M4БРЦ (рис. 15, 16).

На рис. 16 сплошная линия такая же, что и на рис. 15. Очевидно, что экспериментальные точки, полученные в лабораторных условиях, хорошо укладываются на ту же прямую, что и при реакторном облучении. Для материалов группы меди и ее сплава с титаном графики аналогичны.

Выводы

1. Расчет зависимостей скорости реакторной и термической ползучести от температуры и напряжения на базе дислокационной модели по-

казывает хорошее соответствие теории и эксперимента.

2. Развитие математических уравнений с учетом нормированных величин (напряженность и гомологическая температура) позволило получить два новых экспоненциальных выражения для описания зависимостей скорости реакторной и термической ползучести от нормированных параметров.

3. Обработка систематических экспериментальных данных на базе созданного метода изучения ползучести показала, что графики зависимости скорости реакторной и термической ползучести от приведенного параметра, представляющего собой разность приведенной температуры и нормированного напряжения, имеют вид прямых линий.

4. Предложен новый метод обработки экспериментальных данных, который позволил установить, что при одинаковых значениях приведенного параметра, характеризующего условия эксперимента и учитывающего структурное состояние объекта исследований, скорости реакторной и термической ползучести равны.

5. Новый метод изучения ползучести, основанный на ее корреляции с пределом текучести при кратковременных статических испытаниях на растяжение, позволяет сократить общие затраты на изучение ползучести и ускорить исследование этого явления в сотни раз.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ибрагимов Ш.Ш., Айтхожин Э.С., Кусаинов С.К., Когут Ю.П., Николаев И.М., Чумаков Е.В. Экспериментальные установки реактора ВВР-К ИЯФ АН КазССР для испытаний металлов и сплавов на длительную прочность и ползучесть. Алма-Ата: Изд-во ИЯФ АН КазССР, 1986. 77 с.
2. Айтхожин Э.С., Николаев И.М., Чумаков Е.В. Установка для испытаний на ползучесть металлов в реакторе ВВР-К // Известия АН КазССР. Серия физико-математическая. 1985. № 6. С. 88–89.
3. Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю. Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб: Наука, 2006. 363 с.
4. Колбасников Н.Г., Щукин С.В., Кондратьев С.Ю. Образование новых границ механизм релаксации внутренних напряжений // Известия АН СССР. Металлы. 1990. № 5. С. 86–91.
5. Кондратьев С.Ю. Механические свойства металлов: Учебное пособие. СПб.: Изд-во Политех. ун-та, 2011. 128 с.
6. Фукс М.Д., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П. Длительная прочность литого жаропрочного сплава 45X26H33C2B2 // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Серия: Наука и образование. 2012. № 4 (159). С. 92–96.
7. Рудской А.И., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н. Особенности структуры и длительная прочность литого жаропрочного сплава 45X26H33C2B2 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 4 (694). С. 42–47.
8. Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И. Повышение сопротивляемости хрупкому разрушению перлитных и мартенситных сталей при термическом воздействии на морфологию карбидной фазы // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 22–29.
9. Чумаков Е.В., Цой Д.Н., Жансеркеева З.А. Предел текучести как структурно чувствительный элемент // Труды Международной научно-практической

конференции «Наука и инновации на железнодорожном транспорте». Алма-ты: Изд-во КазАТК. 2007. Т. 8. С. 129–132.

10. **Ибрагимов Ш.Ш., Айтхожин Э.С., Чумаков Е.В.** Влияние напряжения на ползучесть поликристаллической меди при реакторном облучении // Известия АН КазССР. Сер. физ.-математическая. 1986. № 4. С. 3–5.

11. **Айтхожин Э.С., Аристов П.А., Чумаков Е.В.** Сравнительный анализ закономерностей реакторной и термической ползучести поликристаллической меди. В кн.: Радиационные дефекты в металлах. Алма-Ата: Наука, 1988. С. 153–157.

12. **Чумаков Е.В.** Реакторная и термическая ползучесть металлов и сплавов. Теория и эксперимент. Материалы III-й международной конференции «Ядерная и радиационная физика». Алма-ты. 2001. Т. II. С. 510–522.

13. **Aitkhozhin E.S., Chumakov E.V.** Radiation-induced creep of copper, aluminium and their alloys // J. Nuclear Materials. 1996. Vol. 233–237. P. 537–541.

14. **Aitkhozhin E.S., Pyatiletov Y.S., Chumakov E.V.** In-Reactor Creep Regularities of Copper // Effects of Radiation on Materials. 19th International Symposium. ASTM STR 1366 / M.G. Hamilton, A.S. Kumar, S.T. Rosinski and M.J. Grossbeck, Eds. American Society for Testing and Materials, West Conshohocken. PA, 1999. P. 725–735.

15. **Пятилетов Ю.С.** Вклад скольжения дислокаций в радиационную ползучесть металлов // Физика ме-

таллов и металловедение. 1980. Т. 50. № 3. С. 646–647.

16. **Кирсанов В.В., Пятилетов Ю.С., Тюпкина О.Г.** О влиянии скольжения дислокаций на скорость радиационной ползучести // Письма в ЖТФ. 1980. Т. 6. № 19. С. 1183–1186.

17. **Пятилетов Ю.С.** Температурная зависимость скорости радиационной ползучести // Физика металлов и металловедение. 1982. Т. 54. № 6. С. 1080–1087.

18. **Окраинец П.Н., Пищак В.К.** Фактор напряжения в уравнениях ползучести металлов // Украинский физический журнал. 1982. Т. 27. № 10. С. 1550–1555.

19. **Фрост Г.Дж., Эшби М.Ф.** Карты механизмов деформации. Челябинск: Металлургия, Челябинское отделение, 1989. 328 с.

20. **Лапин А.Н., Николаев В.А., Разов И.А.** Некоторые особенности упрочнения стали X18H10T при наклепе и нейтронном облучении // Физика металлов и металловедение. Т. 28. № 4. С. 757–759.

21. **Земцова Н.Д., Перегурин И.А.** Температурная зависимость предела текучести упорядоченного эквивалентного сплава CuAu // Физика металлов и металловедение. 2000. Т. 90. № 5. С. 84–91.

22. **Гринберг Б.А., Сюткина В.И.** Новые методы упрочнения упорядоченных сплавов. М.: Металлургия, 1985. 167 с.

23. **Айтхожин Э.С., Ибрагимов Ш.Ш., Чумаков Е.В.** Температурная зависимость реакторной ползучести меди и алюминия // Атомная энергия. 1990. Т. 69. № 3. С. 142–145.

REFERENCES

1. **Ibragimov Sh.Sh., Aitkhozhin E.S., Kusainov S.K., Kogut Yu.P., Nikolayev I.M., Chumakov Ye.V.** Eksperimentalnyye ustanovki reaktora VVR-K IYaF AN KazSSR dlya ispytaniy metallov i spлавov na dlitelnuyu prochnost i polzuchest[The experimental setup WWR-K INP Kazakh SSR for testing of metals and alloys on long-term strength and creep]. Alma-Ata: Izd-vo IYaF AN KazSSR, 1986. 77 s. (rus.)

2. **Aitkhozhin E.S., Nikolayev I.M., Chumakov Ye.V.** Ustanovka dlya ispytaniy na polzuchest metallov v reaktore VVR-K [Installation for creep tests of metals in the reactor WWR-K]. *Izvestiya AN KazSSR, Seriya fiziko-matematicheskaya*. 1985. № 6. S. 88–89. (rus.)

3. **Kolbasnikov N.G., Kondratyev S.Yu.** Struktura. Entropiya. Fazovyye prevrashcheniya i svoystva metallov [Structure. Entropy. Phase transformations and properties of metals]. SPb: Nauka, 2006. 363 s. (rus.)

4. **Kolbasnikov N.G., Shchukin S.V., Kondratyev S.Yu.** Obrazovaniye novykh granits mekhanizm relaksatsii vnutrennikh napryazheniy [The formation of new frontiers the mechanism of relaxation of internal stresses]. *Izvestiya AN SSSR. Metall.* 1990. № 5. S. 86–91. (rus.)

5. **Kondratyev S.Yu.** Mekhanicheskiye svoystva metall-ov: uchebnoye posobiye [Mechanical properties of metals: a tutorial]. SPb.: Izd-vo Politekh. un-ta, 2011. 128 s. (rus.)

6. **Fuks M.D., Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P.** Dlitelnaya prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2 [Long-term strength of cast superalloy 45H26N33S2B2]. *Nauchno-tekhnicheskkiye vedomosti SPbGPU. Seriya: Nauka i obrazovaniye*. 2012. № 4 (159). S. 92–96. (rus.)

7. **Rudskoy A.I., Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Fuks M.D., Petrov S.N.** Osobennosti struktury i dlitelnaya prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2 [Features of the structure and the long-term strength of cast superalloy 45H26N33S2B2]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 4 (694). S. 42–47. (rus.)

8. **Gorynin V.I., Kondratyev S.Yu., Olenin M.I.** Povysheniye soprotivlyayemosti khrupkomu razrusheniyu perlitnykh i martensitnykh staley pri termicheskom vozdeystvii na morfologiyu karbidnoy fazy [Increasing resistance to brittle fracture pearlitic and martensitic steels under thermal effect on the morphology of the carbide phase]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 22–29. (rus.)

9. **Chumakov Ye.V., Tsoy D.N., Zhanserkeyeva Z.A.** Predel tekuchesti kak strukturno chuvstvitelnyy element [Yield strength as structurally sensitive element]. *Trudy*

Mezhdunarodnoy nauchno-prakticheskoy konferentsii «Nauka i innovatsii na zhelezнодорожном транспорте». Alma-ty: Izd-vo KazATK, 2007, T. 8. S. 129–132. (rus.)

10. **Ibragimov Sh.Sh., Ayt Khozhin E.S., Chumakov Ye.V.** Vliyaniye napryazheniya na polzuchest polikristallicheskoy medi pri reaktornom obluchenii [The influence of stress on creep of polycrystalline copper at reactor irradiation]. *Izvestiya AN KazSSR, Ser. fiz.-matematicheskaya*. 1986. № 4. S. 3–5. (rus.)

11. **Ayt Khozhin E.S., Aristov P.A., Chumakov Ye.V.** Sravnitelnyy analiz zakononernostey reaktornoy i termicheskoy polzuchesti polikristallicheskoy medi [A comparative analysis of the laws of the reactor and thermal creep of polycrystalline copper]. V kn.: *Radiatsionnyye defekty v metallakh*. Alma-Ata: Nauka, 1988. S. 153–157. (rus.)

12. **Chumakov Ye.V.** Reaktornaya i termicheskaya polzuchest metallov i spлавov. Teoriya i eksperiment [The reactor and thermal creep of metals and alloys. Theory and experiment]. *Materialy III-y mezhdunarodnoy konferentsii «Yadernaya i radiatsionnaya fizika»*. Alma-ty, 2001, T. II. S. 510–522. (rus.)

13. **Ayt Khozhin E.S., Chumakov E.V.** Radiation-induced creep of copper, aluminium and their alloys. *J. Nuclear Materials*. 1996. Vol. 233–237. P. 537–541. (rus.)

14. **Ayt Khozhin E.S., Pyatiletov Y.S., Chumakov E.V.** In-Reactor Creep Regularities of Copper. *Effects of Radiation on Materials. 19th International Symposium. ASTM STR 1366* /M.G. Hamilton, A.S.Kumar, S.T.Rosinski and M.J.Grossbeck, Eds., American Society for Testing and Materials, West Conshoken, PA, 1999. P. 725–735. (rus.)

15. **Pyatiletov Yu.S.** Vklad skolzheniya dislokatsiy v radiatsionnyu polzuchest metallov [he contribution of dislocation slip in radiation creep of metals]. *Fizika metallov i metallovedeniye*. 1980. T. 50. № 3. S. 646–647. (rus.)

16. **Kirsanov V.V., Pyatiletov Yu.S., Tyupkina O.G.** O vliyaniy skolzheniya dislokatsiy na skorost radiatsionnoy

polzuchesti [On the influence of dislocations on the slip rate of radiative creep]. *Pisma v ZhTF*. 1980. T. 6. № 19. S. 1183–1186. (rus.)

17. **Pyatiletov Yu.S.** Temperaturnaya zavisimost skorosti radiatsionnoy polzuchesti [The temperature dependence of the rate of radiation creep]. *Fizika metallov i metallovedeniye*. 1982. T. 54. № 6. S. 1080–1087. (rus.)

18. **Okrainets P.N., Pishchak V.K.** Faktor napryazheniya v uravneniyakh polzuchesti metallov [Stress factor in the equations of creep of metals]. *Ukrainskiy fizicheskii zhurnal*. 1982. T. 27. № 10. S. 1550–1555. (rus.)

19. **Frost G.Dzh., Eshbi M.F.** Karty mekhanizmov deformatsii [Maps deformation mechanisms]. Chelyabinsk: Metallurgiya, Chelyabinskoye otdeleniye, 1989. 328 s. (rus.)

20. **Lapin A.N., Nikolayev V.A., Razov I.A.** Nekotoryye osobennosti uprochneniya stali Kh18N10T pri naklepe i neytronnom obluchenii [Some features of hardening steel X18H10T on cold work and neutron irradiation]. *Fizika metallov i metallovedeniye*. T. 28. № 4. S. 757–759. (rus.)

21. **Zemtsova N.D., Pereturina I.A.** Temperaturnaya zavisimost predela tekuchesti uporyadochennogo ekvivalentnogo splava CuAu [The temperature dependence of the yield stress ordered equiatomic alloy CuAu]. *Fizika metallov i metallovedeniye*. 2000. T. 90. № 5. S. 84–91. (rus.)

22. **Grinberg B.A., Syutkina V.I.** Novyye metody uprochneniya uporyadochennykh spлавov [New methods of hardening of ordered alloys]. M.: Metallurgiya, 1985. 167 s. (rus.)

23. **Ayt Khozhin E.S., Ibragimov Sh.Sh., Chumakov Ye.V.** Temperaturnaya zavisimost reaktornoy polzuchesti medi i al'yuminiya [The temperature dependence of the reactor creep of copper and aluminium]. *Atomnaya energiya*. 1990. T. 69. № 3. S. 142–145. (rus.)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРЕ

ЧУМАКОВ Евгений Васильевич — кандидат физико-математических наук доцент кафедры материаловедения Казахского национального технического университета имени К.И. Сатпаева. 050013, Казахстан, г. Алматы, ул. Сатпаева, 22а. E-mail: Chumakov.ev@mail.ru

AUTHOR

CHUMAKOV Evgenii V. — Kazakh National Technical University named after K.I. Satpayev. 22. Satpayev Str. Almaty. 050013. Kazakhstan. E-mail: Chumakov.ev@mail.ru