

Механика

УДК 539.376

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ
ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИВ. В. Назаров¹

В работе приведены современные результаты экспериментальных исследований свойства ползучести металлических материалов, а также связанных с ним сопряженных процессов. Рассмотрены одноосное растяжение, влияние старения и температуры на прочность сварного соединения, сложное напряженное состояние, а также влияние факторов химического взаимодействия окружающих сред на ползучесть и длительную прочность. Приведено эквивалентное напряжение, позволяющее описать различие времен в момент разрушения при одноосном растяжении и при равном многоосном растяжении для одного и того же значения главного напряжения.

Ключевые слова: ползучесть, длительная прочность, высокая температура, старение, микропоры, сварное соединение, кручение, внутреннее давление, двухосное растяжение, трехосное растяжение, эквивалентное напряжение, окисление в среде воздуха, водород, гелий.

The paper presents the current results of experimental studies of the creep properties of metallic materials and related processes. Uniaxial tension, the effect of aging and temperature on the strength of a welded joint, complex stress, and the effect of factors of chemical interaction of the environment on creep and creep rupture strength are considered. An equivalent stress is given that allows one to describe the difference in creep lifetimes under uniaxial tension and under equal multiaxial tension for the same value of the principal stress.

Key words: creep, creep rupture strength, high temperature, aging, micropores, welded joint, torsion, internal pressure, biaxial tension, triaxial tension, equivalent stress, oxidation in the air, hydrogen, helium.

DOI: 10.55959/MSU0579-9368-1-66-1-10

Введение. В предлагаемом обзоре представлены результаты механических испытаний, а также достижения в области изотермической ползучести и длительной прочности металлических материалов при стационарном напряженном состоянии, полученные за последние 20 лет. Некоторые ранние публикации перечислены и систематизированы в современных работах [1–4], где основной акцент приходится на длительную прочность при сложном напряженном состоянии. За указанный отрезок времени список статей, в которых приведены данные по ползучести и длительной прочности металлических материалов, пополнился работами, посвященными магниево-литиевому сплаву (характеризуется низкой плотностью и высокой удельной прочностью) при комнатной температуре, а также титановым сплавам при высокой температуре. Появились принципиально новые работы, в которых приведены исследования по учету влияния факторов химического взаимодействия окружающих сред на ползучесть и длительную прочность, в том числе влияние водорода на механические характеристики титановых сплавов при высокой температуре. Увеличилось число публикаций, в которых для одного и того же материала кривые ползучести получены не при одной, а при нескольких высоких температурах. Значительное число публикаций посвящено влиянию ползучести на прочность сварных соединений. Что касается сложного напряженного состояния, то таких работ стало существенно меньше, чем во второй половине прошедшего столетия. Тем не менее появились принципиально новые результаты, полученные при двухосном растяжении плоских (квадратных) образцов и трехосном растяжении объемных (кубических) образцов. Об всем этом речь пойдет далее.

Одноосное растяжение. Ползучесть — процесс развития деформаций во времени, где в качестве характерной величины выступает постоянная скорость деформаций $\dot{\varepsilon}_0$. Зависимость деформаций ε от времени t называют кривой ползучести $\varepsilon(t)$, для которой характерны три участка: убывающая ползучесть (скорость деформаций убывает со временем), установившаяся ползучесть (скорость

¹ Назаров Владлен Витальевич — канд. техн. наук, науч. сотр. НИИ механики МГУ, лаб. проектирования и прикладных методов расчета композитных конструкций, e-mail: inmec130@mail.ru.

Nazarov Vladlen Vitalevich — Candidate of Technical Sciences, Research Scientist, Lomonosov Moscow State University, Institute of Mechanics, Laboratory of Design and Applied Methods for Calculation of Composite Structures.

деформаций не меняется со временем) и ускоряющаяся ползучесть (скорость деформаций возрастает со временем до момента разрушения). Под воздействием стационарных сил также происходит развитие длительной прочности, где в качестве характерной величины выступает время в момент разрушения t_r . Обе характерные величины зависят от номинального напряжения σ_0 (напряжение в начальный момент времени воздействия осевой силы) и удовлетворительно аппроксимируются либо степенной зависимостью с двумя материальными параметрами, либо дробно-степенной зависимостью с четырьмя материальными параметрами. Два из них принимают физический смысл порога ползучести σ_t , при котором ползучесть отсутствует, и предела кратковременной прочности σ_b , который вызывает мгновенное разрушение. Материальные параметры зависимостей $\dot{\epsilon}_0(\sigma_0)$ и $t_r(\sigma_0)$ устанавливаются из данных, полученных при одноосном растяжении, где главные напряжения $\sigma_1 > 0$, $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$.

Как правило, механические испытания на ползучесть проводят при высокой температуре, тем не менее бывают редкие исключения, как, например, кривые ползучести для магниево-литиевого сплава МА21 при комнатной температуре [5]. Среди всех металлических материалов магниевые сплавы характеризуются низкой плотностью и в то же время высокой относительной удельной прочностью, что позволяет в ракетно-космической технике снизить массу некоторых конструктивных элементов в среднем в 4.3 раза. В силу сложного фазового состава термообработка способна заметно повлиять на механические характеристики сплава МА21. В работе [5] рассмотрены различные способы термообработки, а также их влияние на механические характеристики двухфазного магниево-литиевого сплава: горячая штамповка, закалка и высокотемпературная механическая обработка. За время испытаний в течение 1000 ч ни один из образцов не был доведен до разрушения, при этом наименьшая скорость деформаций при установившейся ползучести соответствует структурному состоянию при высокотемпературной механической обработке, а наибольшая — структурному состоянию при горячей штамповке. По сравнению со структурным состоянием при горячей штамповке закалка и высокотемпературная механическая обработка привели к заметному росту предела текучести σ_y и предела прочности σ_s : при горячей штамповке $\sigma_y = 150$ и $\sigma_s = 217$ МПа, при закалке $\sigma_y = 196$ и $\sigma_s = 286$ МПа, при высокотемпературной механической обработке $\sigma_y = 237$ и $\sigma_s = 315$ МПа. Для негиперупругого материала $\sigma_{0,2}$ и σ_y принимают близкие значения, при этом $\sigma_{0,2}$ — значение напряжения, на котором заканчивается линейная упругость, σ_y — напряжение, с которого начинается пластичность, σ_s — предел прочности из экспериментальной диаграммы $\sigma(\epsilon)$.

Другой цветной металл — титан, на основе которого сплавы ВТ5 и ВТ6 при 650°C характеризуются конечными деформациями [6]. Структура ВТ5 представлена прочной α -фазой, а структура ВТ6 кроме α -фазы содержит пластичную β -фазу, вследствие чего при одинаковых внешних условиях, таких, как температура и напряжение, $\dot{\epsilon}_0$ больше у сплава ВТ6, между тем t_r больше у сплава ВТ5, что сказывается на предельных относительных удлинениях. Так, для сплава ВТ5 предельное относительное удлинение в среднем оказалось равным 53 %, а для сплава ВТ6 — 239 %. Сравнение минимизированных суммарных погрешностей разности между экспериментальными и аппроксимирующими значениями $\dot{\epsilon}_0$ и t_r показало, что дробно-степенная зависимость с четырьмя материальными параметрами незначительно лучше, чем степенная зависимость с двумя материальными параметрами [7]. Важно сказать, что применение дробно-степенной зависимости на практике подразумевает, что значения σ_t и σ_b измерены из экспериментов, в которых $\dot{\epsilon}_0 \rightarrow 0$ и $t_r \rightarrow 0$ соответственно. С другой стороны, эти величины представляется возможным вычислить из минимизации суммарной погрешности. Для зависимости $\dot{\epsilon}_0(\sigma_0)$ получены $\sigma_t = 64$ и $\sigma_b = 202$ МПа (для сплава ВТ5), а также $\sigma_t = 17$ и $\sigma_b = 180$ МПа (для сплава ВТ6). Для зависимости $t_r(\sigma_0)$ имеем $\sigma_t = 60$ и $\sigma_b = 200$ МПа (для сплава ВТ5), а также $\sigma_t = 21$ и $\sigma_b = 180$ МПа (для сплава ВТ6). По осредненным значениям σ_t сплав ВТ5 может применяться на практике при 650°C до 62 МПа, а сплав ВТ6 — до 19 МПа.

Еще один титановый сплав — Ti-600 при 650°C, разработанный в Китае и предназначенный для изготовления конструктивных элементов, используемых в газотурбинных авиационных двигателях до 600°C [8]. Для него приведены экспериментальные зависимости $\epsilon(t)$ при разных значениях σ_0 , равных 150, 200, 250, 300 и 350 МПа, а также рассмотрено уравнение установившейся ползучести

$$\dot{\epsilon}_0 = A (\sigma_0 - \sigma_t)^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right).$$

Здесь A , n — материальные параметры; Q — энергия активации перемещений дислокаций и проскальзывания границ зерен; R — универсальная газовая постоянная; T — абсолютная температура, при этом Q рассматривается как материальный параметр. Из минимизации суммарной погрешности

разности между экспериментальными и аппроксимирующими значениями $\dot{\varepsilon}_0(\sigma_0)$ следует, что для титанового сплава Ti-600 при 650°C необходимо принять $\sigma_t = 84$ МПа.

Сталь относится к тем металлическим материалам, которые являются объектом наибольшего числа публикаций с результатами экспериментальных исследований свойства ползучести. Одна из таких работ посвящена мартенситной стали VM12 при 625°C [9], которая разработана в Германии и предназначена для использования в современных парогазовых электростанциях, где температура водяного пара на входе в турбину может достигать 650°C. Кроме зависимостей $\varepsilon(t)$, полученных при одноосном растяжении цилиндрических образцов, для которых предельное относительное удлинение в среднем оказалось равным 10 %, представлены аналогичные зависимости в случае, когда измерялась осевая деформация трубчатых образцов, нагруженных осевой силой и внутренним давлением, при этом осевая и окружная деформации в момент разрушения в среднем оказались равными 5 и 2 %. Реплики, нанесенные на внешнюю поверхность трубчатых образцов, подвергнутых воздействию сложного напряженного состояния, показали заметный рост плотности микропор в зависимости от времени.

Другая работа [10] посвящена исследованию влияния ванадия на ползучесть аустенитной стали 304Н при 700°C, которая широко применяется в качестве материала трубок парового котла при эксплуатации в температурном диапазоне 650–750°C. Проведены два вида механических испытаний: на цилиндрических образцах при одноосном растяжении и на плоских образцах при вдавливании сферического индентора. Результаты механических испытаний показали, что добавление ванадия в сталь 304Н приводит к снижению скорости деформаций ползучести.

Работа [11] отличается принципиально новыми результатами, посвященными развитию пористости во времени. Суть проведенного исследования состоит в том, что в общей сложности были испытаны 4 образца, первый из которых был доведен до момента разрушения, а для трех остальных эксперимент был прерван в некоторый характерный момент времени, соизмеримый с долей времени в момент разрушения. Сталь А508-III разработана в Японии и применяется для изготовления крышек корпусов атомных реакторов. При аварии корпус реактора может расплавиться. В этом случае внутренняя поверхность корпуса реактора будет подвергаться воздействию температур выше температуры фазового перехода. В результате корпус атомного реактора может быть подвержен деформациям ползучести, повреждениям и разрушению. Механические испытания на ползучесть стали А508-III при температуре фазового перехода 800°C проведены с учетом развития микроструктуры во времени. При $\sigma_0 = 20$ МПа разрушение произошло за время $t_r = 111$ ч. Второй эксперимент был прерван через 35 ч, что соответствует середине стадии установившейся ползучести, третий — через 75 ч, что соответствует началу стадии ускоряющейся ползучести, четвертый — через 95 ч, что соответствует середине стадии ускоряющейся ползучести. По итогам проведенного исследования получена схема развития микроструктуры стали А508-III в условиях ползучести при 800°C: нагрев приводит к изменению фазового состава стали с образованием твердых карбидных частиц как внутри границ, так и на границах зерен. Эти карбидные частицы выполняют роль концентраторов напряжений, возле которых происходит зарождение и рост микропор, способных соединиться с образованием трещин. По результатам исследования можно сделать выводы о том, что на стадии установившейся ползучести микропоры имеют небольшой размер и материал можно считать несжимаемым, на стадии ускоряющейся ползучести микропоры увеличиваются в размере и материал следует считать пористым.

В работе [12] установлено, что время эксплуатации конструкционного элемента при высокой температуре может заметно повлиять на механические характеристики материала. Испытаны три образца, отличающиеся временем эксплуатации стали 304Н при 650°C. Образцы были вырезаны из трубки парового котла, где время эксплуатации стали 304Н составило 0, 54750 и 68550 ч. Показано, что время эксплуатации незначительно влияет на экспериментальную зависимость $\sigma(\varepsilon)$, где при 650°C величины σ_y и σ_s оказались следующими: 210 и 411 МПа при времени эксплуатации 0 ч; 248 и 397 МПа при времени эксплуатации 54750 ч, а также 225 и 357 МПа при времени эксплуатации 68550 ч, что указывает на немонотонный характер зависимости σ_y от времени эксплуатации. С другой стороны, время эксплуатации стали 304Н заметно повлияло на время до момента разрушения, где величины t_r при $\sigma_0 = 270$ МПа оказались следующими: 620 ч при времени эксплуатации 0 ч; 539 ч при времени эксплуатации 54750 ч; а также 8 ч при времени эксплуатации 68550 ч. По результатам экспериментальных исследований установлено, что наработка 68550 ч оказала заметное влияние на длительную прочность, при этом время до момента разрушения без наработки и время с наработкой 54750 ч приняли близкие значения.

Влияние старения на механические характеристики. Конструкционные элементы паровых турбин предназначены для длительной эксплуатации при высоких температурах, тем не менее

это может вызвать некоторую нестабильность в микроструктуре. В частности, результаты таких исследований приведены в работах [13, 14], где сравниваются механические характеристики для сталей 9%CrMoV (только собираются применять на практике) и 1%CrMoV (давно применяется) при 566°С. Данные марки сталей разработаны в Японии и используются для изготовления роторов турбин паровых электростанций. При комнатной температуре σ_y и σ_s оказались равны 765 и 857 МПа для необработанной стали 9%CrMoV, а также 683 и 804 МПа для той же марки стали, обработанной старением в течение 748 ч при 630°С [13]. Нагрев до 566°С привел к снижению величин σ_y и σ_s , которые приняли следующие значения: 477 и 503 МПа для стали 9%CrMoV в состоянии поставки и 446 и 474 МПа для той же самой состаренной стали. Установлено, что в результате старения не произошло заметных изменений микроструктуры. Между тем обнаружено, что ползучесть приводит к снижению микротвердости. Наиболее заметное снижение микротвердости выявлено для состаренной стали 1%CrMoV.

В работе [15] приведены результаты экспериментального исследования влияния термического старения на диаграмму $\sigma(\varepsilon)$ и скорость при установившейся ползучести $\dot{\varepsilon}_0$ сплава 617 после года термического старения при 900°. Эксперимент показал, что старение приводит к заметному ухудшению механических характеристик, в результате чего микротвердость снизилась на 26 %, а на поверхности материала образовался слой Cr₂O₃ толщиной около 20 мкм.

Влияние температуры на механические характеристики. В работе [16] приведены экспериментальные зависимости $\varepsilon(t)$ для авиационного алюминиевого сплава 2124-T851 (Al-Cu-Mg) в диапазоне σ от 80 до 200 МПа при 776, 806 и 836°С, где аппроксимация данных при установившейся ползучести удовлетворительно согласуется с зависимостью

$$\dot{\varepsilon}_0 = B\sigma^m \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right).$$

Здесь B , m — материальные параметры; Q — энергия активации ползучести, т.е. энергия, которая необходима молекулам, чтобы началась ползучесть.

Работы [17, 18] посвящены изучению ползучести стали 304 при 600, 650 и 700°С. Кроме кривых ползучести, полученных в диапазоне σ от 160 до 320 МПа, приведены σ_y , σ_s , ε_r , а также микротвердость, где ε_r — предельная деформация при удлинении. Из эксперимента установлено, что с ростом температуры происходит снижение σ_y от 456 до 373 МПа, σ_s от 526 до 403 МПа, а также микротвердости от 245 до 207 кгс/мм², но вместе с тем наблюдается заметное увеличение ε_r от 15 до 28%.

Работа [19] является продолжением исследования [15] никелевого сплава 617, но уже при трех разных температурах: 850, 900 и 950°С. Приведен уникальный случай, когда образец ($\sigma = 30$ МПа, 850°С) разрушился в двух местах и время до момента разрушения $t_r = 14896$ ч. Отсутствие шейки у разрушенного образца и присутствие трещин на его поверхности указывают на межзеренный механизм разрушения.

Кривые ползучести стали 91 при 565 и 650°С приведены в [20]. Кроме этого предоставлены данные, полученные из экспериментальной зависимости $\sigma(\varepsilon)$, при комнатной температуре 565 и 650°С. Так, при комнатной температуре $\sigma_y = 534$ МПа, $\sigma_s = 683$ МПа, при этом разрушение наступает при относительном удлинении $\varepsilon_r = 23\%$. При нагреве до 650°С $\sigma_y = 251$ МПа, $\sigma_s = 289$ МПа, $\varepsilon_r = 7\%$.

Как правило, при исследовании влияния температуры на механические свойства материала ограничиваются двумя или тремя значениями высокой температуры. Тем не менее в [21] представлены данные по исследованию механических свойств стали 304L при комнатной температуре, а также при пяти разных высоких температурах: 550, 700, 850, 975 и 1100°С. Приведена зависимость $\sigma_y(T)$, где предел текучести σ_y убывает от 258 до 18 МПа при нагреве от 25 до 1100°С. В эксперименте, в котором $\sigma = 225$ МПа при 550°С, образец разрушился за время $t_r = 10222$ ч. При самой высокой температуре, равной 1100°С, разрушение произошло за время $t_r = 809$ ч при $\sigma = 4$ МПа. Сравнение микроструктур поперечных срезов образцов, испытанных на ползучесть при $T \geq 700$ °С, свидетельствует о влиянии времени эксперимента на образование оксидного слоя, в котором сосредоточена высокая плотность микропустот и трещин. Отмечается, что с ростом температуры плотность этих дефектов заметно увеличивается.

Работа [22] посвящена исследованию разных дислокационных механизмов ползучести никелевого сплава M963 в широком диапазоне напряжений от 80 до 600 МПа. Установлено, что тип механизма зависит от температуры, напряжения, а также скорости деформаций. Показано, что в координатах $\ln \sigma$ и $\ln \dot{\varepsilon}_0$ отрезки прямых при 975 и 900°С параллельны, а отрезок прямой при 800°С не параллелен первым двум, что свидетельствует о немонотонной зависимости механизма ползучести от температуры.

В статье [23], как и в [22], показано, что дислокационные механизмы ползучести сильно зависят от температуры. К этим механизмам относят дефекты упаковки и парный сдвиг дислокаций, изгиб дислокаций, а также переползание дислокаций. Показано развитие дислокаций в зависимости от времени и приведены фотоснимки поверхности излома цилиндрических образцов при 700, 800, 900 и 1000°C, на которых отчетливо прослеживается смена механизма разрушения.

Влияние ползучести на прочность сварного соединения. В работе [24] приведены локальные деформации ползучести при одноосном растяжении плоского образца из ферритной стали Р91 при 600°C с поперечным швом, где применялась газовая вольфрамовая дуговая сварка. Можно выделить три характерные области: область расплавленного материала, область влияния высокотемпературного нагрева и область основного материала. Зависимость $\varepsilon(t)$ получена при $\sigma = 135$ МПа и характеризуется тремя последовательными стадиями, где продолжительность стадии при замедляющейся ползучести составила 75 ч, при установившейся ползучести 125 ч, при ускоряющейся ползучести 200 ч, при этом $t_r = 410$ ч. Приведена зависимость $\dot{\varepsilon}(t)$, которая фиксирует скорость деформаций ползучести в каждый момент времени, где в момент разрушения $\dot{\varepsilon}|_{t=t_r} = 0.20 \frac{\%}{\text{ч}}$. По результатам исследования установлено, что локальные деформации достигают максимума на границе между основным материалом и областью влияния высокотемпературного нагрева.

Публикация [25] посвящена изучению прочности продольного шва из ферритной стали Р91, когда трубчатый образец подвергался воздействию внутреннего давления водяного пара при 650°C. Утверждается, что содержание Cr в ферритных сталях приводит к снижению длительной прочности сварного шва. Установлено, что самое слабое место, как и в работе [24], приходится на границу между основным материалом и областью влияния высокотемпературного нагрева, отличительная особенность которой — мелкозернистая микроструктура и высокая плотность микропор. Зависимость плотности микропор от радиуса вблизи области разрушенного материала показала, что максимальная плотность микропор достигается на среднем радиусе поперечного среза.

В похожей работе [26] исследовано влияние отношения осевого напряжения σ_z к окружному напряжению σ_θ на длительную прочность поперечного шва из ферритной стали Р91 при 650°C. Результаты на длительную прочность получены на трубчатых образцах, подвергнутых воздействию осевой силы и внутреннего давления при разных σ_z/σ_θ . При $0.5 \leq \sigma_z/\sigma_\theta \leq 0.8$ разрушение происходило в области основного материала, а при $0.8 < \sigma_z/\sigma_\theta \leq 1.2$ — в области влияния высокотемпературного нагрева.

В качестве материала компонентов паровых котлов до сих пор используют ферритную сталь Р91. Ее замена на никелевый сплав HR6W позволила бы увеличить температуру водяного пара до 700°C и как следствие повысить эффективность выработки электроэнергии на тепловых электростанциях, где никелевый сплав 617 выступает в качестве сварочного материала. В отличие от ферритовой стали Р91 разрушение приходится на область основного материала, что указывает на высокую прочность сварного соединения [27].

Сложное напряженное состояние. Чтобы определить влияние заданной комбинации главных напряжений σ_1, σ_2 и σ_3 на механические характеристики ползучести, длительной прочности, а также прочностной анизотропии, проводят механические испытания при сложном напряженном состоянии, где $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$. Для аппроксимации механических характеристик используют те же самые эмпирические зависимости, что и при одноосном растяжении, но вместо напряжения и скорости деформаций рассматривают различные инвариантные характеристики тензора напряжений и тензора скоростей деформаций. В качестве инвариантных характеристик тензора напряжений выступают либо базовые эквивалентные напряжения σ_e [1–4], либо различные комбинации базовых эквивалентных напряжений с материальным параметром [28]. При реализации $\sigma_1 > 0, \sigma_2 = 0$ и $\sigma_3 < 0$ трубчатые образцы подвергают воздействию крутящего момента [29], где без воздействия осевой силы $\sigma_3 = -\sigma_1$. Добавление осевой силы приводит к главным напряжениям

$$\sigma_1 = \frac{\sigma}{2} + \sqrt{\frac{\sigma^2}{4} + \tau^2}, \quad \sigma_2 = 0, \quad \sigma_3 = \frac{\sigma}{2} - \sqrt{\frac{\sigma^2}{4} + \tau^2},$$

а также к главным деформациям

$$\varepsilon_1 = \frac{\varepsilon}{4} + \sqrt{\frac{9\varepsilon^2}{16} + \frac{\gamma^2}{4}}, \quad \varepsilon_2 = -\frac{\varepsilon}{2}, \quad \varepsilon_3 = \frac{\varepsilon}{4} - \sqrt{\frac{9\varepsilon^2}{16} + \frac{\gamma^2}{4}}.$$

Здесь σ — нормальное напряжение, τ — касательное напряжение, ε — нормальная деформация и γ — сдвиговая деформация. При реализации $\sigma_1 > \sigma_2 > 0$ и $\sigma_3 \leq 0$ трубчатые образцы подвергают

воздействию внутреннего давления газа, в качестве которого используют воздух, азот, гелий и водород [30], при этом $\sigma_1 = \sigma_\theta$, $\sigma_2 = \sigma_z$ и $\sigma_3 = \sigma_r$, σ_r — радиальное напряжение. Вообще, в качестве источника внутреннего давления возможно использовать и другие газы, что позволяет исследовать влияние диффузии окружающей среды на механические характеристики ползучести материала. При наличии тонкой стенки принимают $\sigma_r = 0$. Добавление осевой силы приводит к росту σ_z , когда предоставляется возможность реализовать равное двухосное растяжение с напряжениями $\sigma_\theta = \sigma_z$ и $\sigma_r = 0$. При $\sigma_z \geq \sigma_\theta$ и $\sigma_r = 0$ исследуется влияние прочностной анизотропии на длительную прочность [31].

Заметное влияние прочностной анизотропии просматривается в аппроксимации данных [32], полученных на медных трубчатых образцах при 250°C в случае одноосного растяжения, чистого кручения, а также комбинации из растяжения и кручения, где явно прослеживаются три разные зависимости $t_r(\sigma_e)$ [28].

Чтобы убрать прочностную анизотропию, медные трубчатые образцы подвергали операции отжига при 800°C , что позволило получить равноосную структуру меди с крупными зёрнами 1–5 мкм [33–34], после этого образцы вылеживались порядка 40 лет во избежание остаточных напряжений. Результаты механических испытаний подтвердили высокую степень изотропии меди при 264°C : трубчатые образцы подвергали одноосному растяжению, а также комбинации из растяжения и кручения при $\sigma = 2\tau$, когда напряжения σ и τ делали равный вклад в максимальное касательное напряжение τ_{\max} , при этом 99% от времени до момента разрушения процесс ползучести протекал с постоянной скоростью. Малость предельных деформаций указывает на хрупкое разрушение: длительный нагрев внутри печи трубчатых образцов в среде воздуха привел к образованию оксида меди, вследствие чего материал мог утратить свои вязкие свойства.

При 550°C титановый сплав ВТ1-0 проявил развитые вязкие свойства [35] и из-за конечных сдвиговых деформаций и особенностей испытательной установки [29] не удалось довести трубчатые образцы до разрушения, так как перемещения тросов с гириями на кручение достигли предельного значения. Как выяснилось в [36], титановый сплав ВТ1-0 проявляет конечные деформации даже при комнатной температуре, при которой относительное предельное удлинение достигает 33%. В работе [35] при планировании опытов на ползучесть рассмотрены две зависимости $\tau(\sigma/\tau)$:

$$\tau = \frac{\sigma_{\max}}{2} \left(\sqrt{\left(\frac{\sigma}{\tau}\right)^2 + 4} - \frac{\sigma}{\tau} \right), \quad \tau = \frac{2\tau_{\max}}{\sqrt{\left(\frac{\sigma}{\tau}\right)^2 + 4}},$$

где $\sigma_{\max} = 100$ МПа — максимальное нормальное напряжение, $\tau_{\max} = 50$ МПа — максимальное касательное напряжение, при этом $\sigma/\tau = 1, 2, 3, \dots$. Анализ результатов [35] показал, что $\dot{\epsilon}_e(\sigma_e)$ зависит от $\tau(\sigma/\tau)$, где $\dot{\epsilon}_e$ — скорость эквивалентной деформации при установившейся ползучести.

Равное двухосное растяжение возможно реализовать на трубчатых и на плоских крестообразных образцах [37], подвергнутых воздействию двух взаимно ортогонально направленных сил. Согласно кинетической теории длительной прочности [38, 39], по сравнению с одноосным растяжением, когда время до момента разрушения t_r^1 , в случае изотропного материала такое же по величине двухосное растяжение должно приводить к уменьшению времени до момента разрушения t_r^2 . Неравенство $t_r^1 \geq t_r^2$ согласуется с данными [40], полученными для стали 9Cr1Mo при 650°C , где $t_r^1/t_r^2 = 1 \div 1.8$. Совершенно противоположный результат наблюдается в данных [41–43], полученных для стали 304 при 650°C , где $t_r^2/t_r^1 = 1.8 \div 2.3$. Другие данные [42, 43] для стали 304 при 700°C свидетельствуют об отсутствии деформаций ползучести в условиях трехосного растяжения при одном и том же значении главного напряжения, где наибольшая плотность микропор пришлось на центральную область кубического образца. Предельные деформации при одноосном растяжении достигли 52%, при двухосном растяжении 28 и 30%. В условиях равного двухосного растяжения классические эквивалентные напряжения принимают одно-единственное значение, равное главному напряжению σ_1 . При описании процесса роста плотности микропор в условиях равного трехосного растяжения в работе [42] рассмотрено эквивалентное напряжение в виде комбинации главных напряжений с двумя материальными параметрами:

$$\sigma_e = \sigma_1 \left[1 + \alpha \left(\frac{\sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_1} \right)^\beta \right],$$

где α и β — материальные параметры.

Учет влияния факторов химического взаимодействия окружающей среды. В работе [30] приведена схема установки для механических испытаний трубчатых образцов под внутренним

давлением водорода при высокой температуре. Поскольку при проведении данных испытаний соблюдаются строгие меры безопасности, испытательная установка была заключена в толстостенный алюминиевый колоколообразный корпус, который представляет собой защитный барьер, продуваемый инертным газом с целью обнаружения утечек водорода. В частности, для стали 2.25Cr-1Mo при 570°C в работе приведены результаты влияния внутреннего давления водорода 18 МПа на кольцевой сварной шов. Во избежание разрушения эксперимент пришлось прервать при $t = 3200$ ч, когда скорость окружных деформаций начала резко увеличиваться, при этом на границе между основным материалом и областью влияния высокотемпературного нагрева $\varepsilon_\theta = 5\%$. Важно сказать, что для стального полого цилиндра в условиях высокотемпературной коррозии и ползучести трещины локализируются между средней линией и внутренним граничным радиусом [44].

При исследовании влияния водорода на механические свойства титановых сплавов не требуется, как в работе [30], использовать специальное оборудование, что обусловлено способностью титана образовывать прочный оксидный слой. Работы [45–48] посвящены исследованию влияния предварительно внедренного водорода до концентраций 0.1 и 0.2 мас.% на $\dot{\varepsilon}_0(\sigma_0)$ и $t_r(\sigma_0)$ для титанового сплава ВТ6 при 600°C . Установлено, что водород преимущественно растворяется в пластичной β -фазе, стабилизирует, а также упрочняет эту фазу, что приводит к заметному упрочнению титанового сплава. Так как с некоторого момента времени процесс ползучести протекает в условиях влияния области локализованных деформаций, то в работе [49] предложен критерий начального влияния шейки на осевую деформацию ползучести. В качестве такого критерия рассмотрен тангенс угла наклона касательной к зависимости $\varepsilon(t)$, при котором начинается резкое увеличение $\dot{\varepsilon}$. В работе [50], где продолжается исследование влияния водорода на ползучесть и длительную прочность титановых сплавов, рассмотрен титановый сплав ВТ5 при 600°C . Установлено, что растворение водорода в α -фазе приводит к расширению элементарной ячейки, а при концентрации водорода 0.1 мас.% происходит незапланированное выделение β -фазы. Как и с двухфазным титановым сплавом ВТ6, водород произвел заметный упрочняющий эффект на однофазный титановый сплав ВТ5, оказавший влияние на снижение $\dot{\varepsilon}_0$ в 1–2 раза, а также увеличение t_r в 2–3 раза.

В публикации [51] представлены результаты механических испытаний для никелевого сплава ЖС32-ВИ при 570°C в присутствии водяного пара. Никелевый сплав ЖС32-ВИ используется для изготовления монокристаллических лопаток турбин в газотурбинных установках. Показано, что из-за диссоциации водяного пара, а также конверсии метана в камере сгорания газотурбинной установки образуется водород, который вызывает заметное снижение σ_y и σ_b .

В работах [52, 53] представлены результаты исследования влияния гелия на $\dot{\varepsilon}_0$ и t_r для никелевого сплава 617 при 950, 900, 850 и 800°C . Установлено, что гелий выполняет роль катализатора образования и роста оксидного слоя, что приводит к увеличению $\dot{\varepsilon}_0$, а также уменьшению t_r . С понижением температуры до 850°C этот эффект почти исчезает, а при 800°C начинает проявлять себя при $t > 3000$ ч.

Заключение. Работы в данном обзоре по большей части ограничиваются лишь тривиальными данными. Тем не менее некоторые из них содержат важные результаты, на которые обратим внимание еще раз: при установившейся ползучести материал можно принять несжимаемым; в сварном соединении самым слабым местом следует считать границу между основным материалом и областью влияния высокотемпературного нагрева; по сравнению с одноосным растяжением равное по величине двухосное растяжение приводит к уменьшению времени до момента разрушения; в условиях высокотемпературной водородной коррозии трубчатого элемента под внутренним давлением водорода локализация трещин приходится на область между средней линией и внутренним граничным радиусом; в условиях стационарного напряженного состояния водород вызывает заметное упрочнение титановых сплавов, а гелий, наоборот, выступает в качестве катализатора образования оксидного слоя на поверхности никелевого сплава, что приводит к более быстрому разрушению, чем в среде воздуха.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Локощенко А.М. Оценка эквивалентных напряжений при анализе длительной прочности металлов в условиях сложного напряженного состояния // Изв. РАН. Механ. твердого тела. 2010. 4. 164–181.
2. Lokoshchenko A.M. Estimation of equivalent stresses in the analysis of long-term strength of metals under combined stress state // Mech. Solids. 2012. 45, N 4. 633–647.
3. Локощенко А.М. Длительная прочность металлов при сложном напряженном состоянии (обзор) // Изв. РАН. Механ. твердого тела. 2012. 3. 116–136.

4. *Lokoshchenko A.M.* Long-term strength of metals in complex stress state (a survey) // *Mech. Solids*. 2012. **47**, N 3. 357–372.
5. *Ильин С.И., Корягин Ю.Д., Лапина И.В.* Ползучесть ультралегких магниевых сплавов при низких температурах // *Вестн. Южно-Урал. гос. ун-та. Металлургия*. 2012. **15**. 105–107.
6. *Назаров В.В.* Кратковременная ползучесть титановых сплавов ВТ5 и ВТ6 при высокой температуре // *Завод. лаб. Диагностика материалов*. 2015. **81**, № 6. 57–60.
7. *Назаров В.В.* Выбор зависимости для аппроксимации экспериментальных данных по установившейся ползучести и длительной прочности // *Resour. and Mech. Mater. and Struct.* 2023. **3**. 44–49.
8. *Zeng L.Y., Zhao Y.Q., Mao X.N., Hong Q., Qi Y.L.* Creep features of Ti-600 alloy at the temperature of 650°C // *Mater. Sci. Forum*. 2018. **941**. 995–1003.
9. *Thomas A., Seliger P.* Creep properties and damage behaviour of component-like tubes of Vm12-materials // *Mater. High Temp.* 2011. **28**, N 2. 114–119.
10. *Htun N.C.Z., Nguyen T.T., Won D., Nguyen M.H., Yoon K.B.* Creep fracture behaviour of SUS304H steel with vanadium addition based on small punch creep testing // *Mater. High Temp.* 2016. **34**, N 1. 33–40.
11. *Xie Z.G., He Y.M., Yang J.G., Gao Z.L.* Microstructural evolution of nuclear power steel A508-III in the creep process at 800°C // *Appl. Mech. and Mater.* 2016. **853**. 153–157.
12. *Nguyen T.T., Jeong T.M., Erten D.T., Yoon K.B.* Creep deformation and rupture behaviour of service-exposed Super304H steel boiler tubes // *Mater. High Temp.* 2021. **38**, N 1. 61–72.
13. *Niu L.B., Kobayashi M., Takaku H., Azuma T.* Aging effect on creep rupture properties of super-clean 9CrMoV steel for steam turbine rotors of combined cycle power plants // *Key Eng. Mater.* 2004. **274–276**. 931–936.
14. *Niu L.B., Matsushima I., Akiu T.* Influence of aging on creep rupture properties of heat resistant steels for steam turbine rotors of thermal power plants // *Adv. Mater. Res.* 2011. **291–294**. 1122–1125.
15. *Kim W.G., Sah I., Kim E.S., Kim S.J., Kim M.H.* Tension and creep rupture behaviors of Alloy 617 thermally aged for a year at 900°C // *Mech. Sci. and Technol.* 2020. **34**, N 7. 2813–2819.
16. *Jiang Y., Lin Y., Phaniraj C., Xia Y., Zhou H.* Creep and creep-rupture behavior of 2124-T851 aluminum alloy // *Temp. Mater. and Processes*. 2013. **32**, N 6. 533–540.
17. *Kim S.J., Kong Y.S., Roh Y.J., Jung W.T.* On statistical properties of high temperature creep rupture data in STS304 stainless steels // *Key Eng. Mater.* 2006. **326–328**. 553–556.
18. *Kim S.J., Kong Y.S., Roh Y.J., Kim W.G.* Statistical properties of creep rupture data distribution for STS304 stainless steels // *Mater. Sci. and Eng.: A*. 2008. **483–484**. 529–532.
19. *Kim W.G., Park J.Y., Ekaputra I.M.W., Kim S.J., Kim M.H., Kim Y.W.* Creep deformation and rupture behavior of Alloy 617 // *Eng. Failure Analysis*. 2015. **858**. 441–451.
20. *Ren F., Tang X.* Mechanical properties of Grade 91 steel at high temperatures // *J. Phys.: Conf. Series*. 2019. **1168**. 022013.
21. *Mohta K., Gupta S.K., Cathirvolu S., Jaganathan S., Chattopadhyaya J.* High temperature deformation behavior of Indian PHWR Calandria material SS 304L // *Nuclear Eng. and Design*. 2020. **368**. 110801.
22. *He L.Z., Zheng Q., Sun X.F., Guan H.R., Hu Z.Q., Tieu A.K., Zhu H.T.* High-temperature creep-deformation behavior of the Ni-based superalloy M963 // *Metallurg. and Mater. Trans. A*. 2005. **36**, N 9. 2385–2391.
23. *Chu Z., Yu J., Sun X., Guan H., Hu Z.* High-temperature creep deformation and fracture behavior of a directionally solidified Ni-base superalloy DZ951 // *Metallurg. and Mater. Trans. A*. 2009. **40**, N 12. 2927–2937.
24. *Wang Y., Zhang W., Wang Y., Lim Y. C., Yu X., Feng Z.* Experimental evaluation of localized creep deformation in grade 91 steel weldments // *Mater. Sci. and Eng.: A*. 2021. **799**, N 2. 140356.
25. *Ogata T., Sakai T., Yaguchi M.* Damage characterization of a P91 steel weldment under uniaxial and multiaxial creep // *Mater. Sci. and Eng.: A*. 2009. **510–511**. 238–243.
26. *Himeno T., Chuman Y., Tokiyoshi T., Fukahori T., Igari T.* Creep rupture behaviour of circumferentially welded mod. 9Cr-1Mo steel pipe subject to internal pressure and axial load // *Mater. High Temp.* 2016. **33**, N 6. 636–643.
27. *Nomura K., Kubushiro K., Nakagawa H., Murata Y.* Creep rupture strength for weld joint of 23Cr-45Ni-7W alloy // *Mater. Trans.* 2016. **57**, N 12. 2097–2103.
28. *Назаров В.В.* Критерий длительной прочности при растяжении и кручении трубчатых образцов // *Завод. лаб. Диагностика материалов*. 2014. **80**, № 12. 57–59.
29. *Ковальков В.К., Назаров В.В., Новотный С.В.* Методика проведения высокотемпературных испытаний при сложном напряженном состоянии // *Завод. лаб. Диагностика материалов*. 2006. **72**, № 4. 42–44.
30. *Manna G., Castello P., Harskamp F., Hurst R., Wilshire B.* Testing of welded 2.25CrMo steel, in hot, high-pressure hydrogen under creep // *Eng. Fracture Mech.* 2007. **74**, N 6. 956–968.

31. *Shesterikov S.A., Lokoshchenko A.M., Myakotin E.A.* Creep rupture of anisotropic pipes // *Pressure Vessel Technol.* 1998. **120**, N 3. 223–225.
32. *Kowalewski Z.L.* Biaxial creep study of copper on the basis of isochronous creep surfaces // *Arch. Mech.* 1996. **48**, N 1. 89–109.
33. *Назаров В.В.* Определение характеристик ползучести при растяжении и кручении медных трубчатых образцов // *Завод. лаб. Диагностика материалов.* 2013. **79**, № 8. 60–61.
34. *Nazarov V.V.* Determination of creep properties under tension and torsion of copper tubular specimens // *Inorganic Mater.* 2014. **50**. 1514–1515.
35. *Назаров В.В.* Механические характеристики ползучести титанового сплава ВТ1-0 при растяжении и кручении трубчатых образцов // *Завод. лаб. Диагностика материалов.* 2017. **83**, № 2. 66–68.
36. *Назаров В.В., Лепешкин А.Р.* Особенности формоизменения и разрушения прямоугольной пластины с круговым отверстием // *Изв. Волгоград. гос. техн. ун-та.* 2016. **181**, № 2. 75–78.
37. *Hiyoshi N., Itoh T., Sakane M., Tsurui T., Tsurui M., Hisaka C.* Development of miniature cruciform specimen and testing machine for multiaxial creep investigation // *Theor. and Appl. Fracture Mech.* 2020. **108**. 102582.
38. *Локощенко А.М.* Применение кинетической теории при анализе длительного высокотемпературного разрушения металлов в условиях сложного напряженного состояния (обзор) // *Прикл. мех. и техн. физ.* 2012. **53**, № 4. 149–164.
39. *Lokoshchenko A.M.* Application of kinetic theory to the analysis of high-temperature creep rupture of metals under complex stress (review) // *Appl. Mech. and Techn. Phys.* 2012. **53**, N 6. 599–610.
40. *Itoh R., Hikida T., Ogawa F., Itoh T., Sakane M., Zhang S.* Biaxial tensile creep damage of Mod.9Cr-1Mo steel using cruciform specimen // *Proc. 9th China-Japan Bilateral Symp. on High Temperature Strength of Materials.* 2016. 60–66.
41. *Zhang S., Wakai T., Sakane M.* Creep rupture life and damage evaluation under multiaxial stress state for type 304 stainless steel // *Mater. Sci. and Eng. A.* 2009. **510**. 110–114.
42. *Kobayashi H., Ohki R., Itoh T., Sakane M.* Multiaxial creep damage and lifetime evaluation under biaxial and triaxial stresses for type 304 stainless steel // *Eng. Fracture Mech.* 2017. **174**. 30–43.
43. *Sakane M., Kobayashi H., Ohki R., Itoh T.* Creep void formation and rupture lifetime in multiaxial stress states // *Key Eng. Mater.* 2019. **795**. 159–164.
44. *Shannon B.E., Jaske C.E.* Optimizing reformer tube life by employing a realistic condition based methodology // *Nitrogen Conf.* 2006.
45. *Локощенко А.М., Ильин А.А., Мамонов, А.М., Назаров В.В.* Экспериментально-теоретическое исследование влияния водорода на ползучесть и длительную прочность титанового сплава ВТ6 // *Металлы.* 2008. **2**. 60–66.
46. *Lokoshchenko A.M., Nazarov V.V., Il'in A.A., Mamonov A.M.* Experimental and theoretical study of the effect of hydrogen on the creep and long-term strength of VT6 titanium alloy // *Russian Metallurgy.* 2008. **2**. 142–147.
47. *Локощенко, А.М., Ильин А.А., Мамонов, А.М., Назаров В.В.* Анализ ползучести и длительной прочности титанового сплава ВТ6 с предварительно внедренным водородом // *Физ.-хим. механ. матер.* 2008. **5**. 98–105.
48. *Lokoshchenko A.M., Il'in A.A., Mamonov A.M., Nazarov V.V.* Analysis of the creep and long-term strength of VT6 titanium alloy with preliminarily injected hydrogen // *Mater. Sci.* 2008. **44**, N 5. 700–707.
49. *Назаров В.В., Лепешкин А.Р.* Аппроксимация кривой ползучести до момента времени появления шейки // *Изв. Волгоград. гос. техн. ун-та.* 2017. **201**, № 6. 92–95.
50. *Назаров В.В.* Влияние водорода на ползучесть и разрушение титановых сплавов // *Завод. лаб. Диагностика материалов.* 2012. **78**, № 12. 59–65.
51. *Наприенко С.А., Орлов М.Р.* Разрушение монокристаллических лопаток турбины наземных ГТУ // *Тр. Всерос. ин-та авиационных материалов.* 2016. **38**, № 2. 20–31.
52. *Kim W.G., Park J.Y., Lee G.G., Hong S.D., Kim Y.W.* Temperature effect on the creep behavior of alloy 617 in air and helium environments // *Nuclear Eng. and Design.* 2014. **271**. 291–300.
53. *Kim W.G., Ekaputra I.M.W., Park J.Y., Kim M.H., Kim Y.W.* Investigation of creep rupture properties in air and He environments of alloy 617 at 800°C // *Nuclear Eng. and Design.* 2016. **306**. 177–185.

Поступила в редакцию
20.03.2024