



Раздел 2
МАШИНОСТРОЕНЕ

Section 2
MECHANICAL ENGINEERING

МАТЕМАТИЧНО МОДЕЛИРАНЕ НА УЯКЧАВАНЕТО И ПЪЛЗЕНЕТО НА АЛУМИНИЕВА СПЛАВ 2024-T3 ПРИ СТАЙНА И ВИСОКА ТЕМПЕРАТУРА

MATHEMATICAL MODELLING OF THE STRAIN HARDENING AND CREEP BEHAVIOUR OF ALUMINIUM ALLOY 2024-T3 AT ROOM AND HIGH TEMPERATURE

Й. Т. Максимов¹, Г. В. Дунчева^{2*}, А. П. Анчев¹, М. Д. Ичкова¹

Технически университет - Габрово

¹Катедра "Техническа механика"

²Катедра "Машинни елементи и техническо чертане"

Статията е постъпила на 30 април 2013 г.; приета за отпечатване на 30 май 2013 г.

Abstract

In this paper constitutive models of aluminium alloy 2024-T3 have been developed at room and high temperature in order to be used in finite element simulations of the manufacturing processes. The material behaviour in the plastic field has been described by the nonlinear kinematic hardening on the basis of uniaxial tensile test (half cycle) at 8 different temperatures in the range between 25^oC and 200^o C. The dependence of the yield stress at zero plastic strain and the kinematic hardening modulus C on the temperature have been established when the material parameter γ is equal to 10. The latter determines the rate at which C decreases with increasing plastic deformation. The constitutive model' authenticity has been proved by finite element simulations of the uniaxial tensile tests. The creep behaviour of the aluminium alloy 2024-T3 at high temperatures (150^oC – 200^oC) has been described by the power-law model. The model' material parameters A, n and m have been determined as functions of the temperature on the basis of uniaxial creep test. The constitutive model' authenticity has been proved experimentally and by finite element simulations of the creep test. The obtained constitutive models have been used in finite element simulations of residual stress relaxation around cold expanded open holes due to thermal overloading.

Keywords: aluminium alloy 2024-T3, constitutive model, non-linear kinematic hardening, creep, power-law, finite element simulations, cold hole expansion

1. ВЪВЕДЕНИЕ

Алуминиевите сплави притежават достатъчна якост при относително ниско тегло, голяма съпротивляемост срещу корозия и добра обработваемост. Поради това те се използват широко в отговорни конструкции, следствие оптималната си комбинация от физични и механични свойства [1]. Алуминиевата сплав 2024-T3 под формата на листове намира широко приложение в аеро-индустрията за разнообразни конструкционни елементи, по специално за конструкции на крила и корпуси, характеризиращи се с множество скрепителни отвори. Последните, както е добре известно, са естествени концентратори на напреженията и потенциално опасни места за възникване и развитие на пукнатини от умора. Въвеждането на полезни остатъчни напрежения на натиск около тези отвори посредством различни методи [2-16] е ефективна превенция за повишаване на уморната дълготрайност на съответния конструкционен елемент. Ефикасно оръжие за изучаване на процеса на въвеждане на полезни остатъчни напрежения са числените симулации [17-27] с метода на крайните елементи. За изграждане на надежден крайно-елементен (КЕ) модел от решаващо значение е изграждането (или наличието) на адекватен конститутивен модел на материала. За случаите на стоманени заготовки адекватни конститутивни модели са обосновани и разработени в [28, 29].

Математичният модел, дефиниращ в качествен и количествен аспект зависимостта между мерките на напрегнатото и деформирано състояние (тензорите на напреженията и на деформациите) на даден конструкционен материал, се нарича конститутивен модел на този материал. Без този модел не биха могли да се дефинират в затворен вид съответните уравнения и от тях да се определят величините, които характеризират механичните и термомеханичните процеси в твърдите деформируеми тела. Освен от физическата същност на материала и историята на деформация, конститутивният модел зависи също от закона на натоварване. Конститутивният модел се изгражда на основата на механо-математичен модел, който представлява идеализация на поведението на реалния материал, подложен на външно въздействие. Механо-математичният модел се предлага най-често на основата на феноменологичния подход. Характер-

изацията на поведението на реалния материал, подложен на външно въздействие. Механо-математичният модел се предлага най-често на основата на феноменологичния подход. Характер-

* E-mail: duncheva@tugab.bg; Tel: 066827312

ните за конкретния материал параметри, влизайки в състава на конститутивния модел, се определят на базата на натурен експеримент [30-32].

Независимо от голямото разнообразие от видове натурни експерименти с феноменологично значение (според вида на напрегнатото състояние, скоростта и продължителността на протичане, температурно поле в образца и др.) най-често се използват едномерни такива, поради относително лесната им реализация [30-32]. В случая на едномерен опън се наблюдава повишаване на съпротивляемостта на материала срещу пластично деформиране след площадката на провлачване, известно като уякчаване на материала [33, 34]. На микро-ниво последното се обяснява със задържане на разпространение на дислокациите в някои точки, при което, за да бъдат продължени, е необходимо увеличаване на външния товар.

Ако приложеният външен товар предполага монотонно нарастване на деформациите и наличие само на активни такива, уякчаването може да се моделира като изотропно – повърхнината на провлачване в пространството на напреженията се разширява равномерно без да се премества като “идеално твърдо тяло” в това пространство [34, 35]. В противовес, цикличният външен товар причинява промяна в структурата на материала на микро-ниво, което рефлектира в промяна на поведението на материала в аспект на уякчаване. Като резултат е необходима корекция на конститутивния модел на материала, целяща адекватно предсказване поведението на материала в условията на цикличен товар [28, 29]. В околност на всяка точка от материала възниква циклично натоварване [36]. Като резултат се получава деформационна анизотропия [30] - характеризира се с неравномерно разширение и с преместване на повърхнината на провлачване в пространството на напреженията. По емпиричен път са установени [30-32] следните феномени, които са проявление на деформационната анизотропия, провокирана от цикличното натоварване:

- *Ефект на Bauschinger*. Характеризира се с намаляване на границата на провлачване под действие на реверсиран товар след пластична деформация, получена, следствие прилагане на предходния товар.

- *Циклично уякчаване (shake down)*. Характерно е за симетричен едномерен експеримент с контролирана деформация на чист опън – натиск. Пластичните метали и тези, които са термично обработени чрез отвърщане (отгряване), проявяват тенденция към уякчаване до достигане на постоянни стойности на напрежението, докато първоначално уякчените метали проявяват тенденция към “смекчаване”.

- *Прогресивно “пълзене” (ratcheting)*. Проявява се при несиметрично циклично натоварване на опън – натиск и обикновено е последвано от стабилизиране на цикъла – остатъчната деформация в края на i -тия цикъл се стреми към постоянна стойност.

- *Релаксация на средното напрежение*. Характерна е за цикличен опън – натиск с несиметрична деформация. С увеличаване на броя на циклите, средното напрежение се стреми към нулева големина.

В повечето случаи [17-27] на КЕ симулации, конститутивните модели на материала независимо, че отчитат горните феномени, са приети да бъдат независими от скоростта на деформация, известни в литературата [32] като “rate independent models”. Методики за моделиране

на поведението на въглеродни стомани в пластичната област следствие циклично натоварване са разработени в [28, 29] и могат да бъдат приложени и за алуминиевата сплав 2024-T3.

В действителност постоянни стойности на деформацията, свързани с дадено напрежение, с течение на времето не съществуват [37]. Причината е във физико-химичните промени, които настъпват в металите и сплавите с увеличаване на продължителността на деформиране. При продължително постоянно натоварване, причиняващо напрежения по-малки от границата на провлачване на материала, в определени температурни условия металите и сплавите получават разтяжии във времето деформации. Това явление се нарича пълзене [37]. Счита се, че пълзенето е причинено от дифузионни явления. При стайна температура дифузионните процеси се причиняват от макро- и микро-скопичните градиенти на напреженията в кристалите на металите и сплавите.

Явлението пълзене е най-силно изразено при цветните метали и сплави, в това число и алуминиевата сплав 2024-T3. С цел изграждане на адекватен конститутивен модел на този материал е задължително да се отчете и явлението пълзене. Моделиране на пълзенето на 2024-T3 е направено в [1], като е приложен методът „ θ -проекция” (разработен от Evans и Wilshire [38]) за три температури - $200^{\circ}C$, $175^{\circ}C$ и $150^{\circ}C$, като за всяка от тях върху образците са приложени постоянни опъновни напрежения под границата на провлачване, съответно 185 MPa , 205 MPa и 225 MPa . Методът „ θ -проекция” е използван за описание на пълзенето и на други алуминиеви сплави: Lin et al. [39] са получили модел на пълзене за алуминиевата сплав 2124-T851 при високи температури. За КЕ симулации обаче, е целесъобразно процесът на пълзене да се опише чрез т. нар. Power-law модел [32]. Подробна информация за power-law пълзене в зависимост от приложеното напрежение е показана в [40]. Този модел при умерени напрежения е използван от Garsia-Granada et al. [41] за описание на пълзенето на алуминиева сплав 2650, имаща повишена съпротивляемост срещу пълзене, при температура $150^{\circ}C$. Power-law моделът е приложен в [42] в КЕ модел за определяне на релаксацията на остатъчните напрежения около студено разширени отвори в алуминиева сплав 7050 при стайна температура. Липсва обаче информация за материалните константи в power-law модел за алуминиева сплав 2024-T3.

Основна цел на настоящото изследване е получаване на адекватен конститутивен модел на алуминиева сплав 2024-T3 при стайна и високи температури с оглед прилагането му за числени симулации на поведението на обекти, подложени на цикличен товар и, в частност, на процеса студено разширение на отвори.

Решени са следните основни задачи:

- На основата на експериментални резултати, получени от натурни едномерни експерименти, известни в литературата [1, 44], е разработен конститутивен модел на алуминиева сплав 2024-T3. Моделът отчита деформационната анизотропия, причинена от цикличен товар в условията на стайна и високи температури, както и пълзенето при същите температури чрез power-law модел.

- Получените конститутивни модели са използвани за КЕ симулация на релаксацията на остатъчните напрежения около студено разширени отвори.

2. ТЕОРЕТИЧНИ ОСНОВИ

2.1. Теории за уякчаването

Най-често използвани в инженерната практика са:

- *Изотропно уякчаване*. Често пъти (при просто натоварване и отсъствие на пасивна деформация) се приема, че не възниква деформационна анизотропия, в резултат на което уякчаването е изотропно – повърхнината на провлачване при пластично деформиране изпитва равномерно разширение, запазвайки първоначалната си форма. Повърхнината на провлачване се дефинира от функцията [32]:

$$F = f(\sigma_{ij}) - \sigma^0 = 0, \quad (1)$$

където $f(\sigma_{ij})$ е еквивалентно напрежение, σ_{ij} са компоненти на тензора на напреженията, а σ^0 е напрежение на провлачване, чиято първоначална стойност е $\sigma|_0$ - граница на провлачване, дефинираща размера на повърхнината на провлачване за нулева стойност на пластичната деформация; σ^0 се определя от едномерен експеримент на чист опън и се приема, че е в сила за всевъзможни напрегнати състояния и пътища на натоварване. За жилавопластични материали обикновено се използва еквивалентно напрежение по *Von Mises*:

$$f(\sigma_{ij}) = \sqrt{-3I_2(s_{ij})}, \quad (2)$$

където I_2 е вторият инвариант на девиатора на тензора на напреженията, чийто компоненти са

$$s_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3}\delta_{ij}\sigma_{kk}, \quad (3)$$

където δ_{ij} е символ на *Kronecker* [34].

- *Кинематично уякчаване*. Според тази теория деформационната анизотропия е следствие от възникнали напрежения от II род (микронапрежения) поради структурни изменения на материала, причинени от пластична деформация от цикличен товар. Микронапреженията се описват от гледна точка на макроподхода със симетричен тензор, чиито компоненти са α_{ij} . Приема се, че фактически действащите напрежения са σ_{ij}^a , наречени активни, които се определят от [30, 32]:

$$\sigma_{ij}^a = \sigma_{ij} - \alpha_{ij}. \quad (4)$$

Повърхнината на провлачване и еквивалентното напрежение по *Von Mises* се определят от аналогични на (1) и (2) зависимости:

$$F = f(\sigma_{ij}^a) - \sigma^0 = 0, \quad (1a)$$

$$f(\sigma_{ij}^a) = \sqrt{-3I_2(s_{ij}^a)}, \quad (2a)$$

където компонентите на втория инвариант I_2 на девиатора на тензора на напреженията се определят от:

$$s_{ij}^a = \sigma_{ij}^a - \frac{1}{3}\delta_{ij}\sigma_{kk}^a. \quad (3a)$$

Тези модели се използват за описване поведението на металите, подложени на циклично натоварване, и са независими от средното нормално напрежение [32]

$$\left(\frac{1}{3}\delta_{ij}\sigma_{kk}\right).$$

На основата на теорията за кинематично уякчаване са разработени следните модели [30, 32]:

- *Модел с линейно кинематично уякчаване*. С този модел се описва преместването като “идеално твърдо

тяло” на повърхнината на провлачване на напреженията посредством тензора на микронапреженията α_{ij} . Когато проблемът е независим от температурата, това преместване се описва от линейния закон на *Ziegler*:

$$\dot{\alpha}_{ij} = \frac{C}{\sigma^0} \sigma_{ij}^a \cdot \dot{\bar{\epsilon}}^{Pl}, \quad (5)$$

където C е кинематичен модул на уякчаване, а $\bar{\epsilon}^{Pl}$ е еквивалентна пластична деформация. В този модел еквивалентното напрежение, дефиниращо размера на повърхнината на провлачване (или напрежението на провлачване), остава постоянно: $\sigma^0 = \sigma|_0$.

Моделът на *Ziegler* описва преместване на повърхнината на провлачване по посока от центъра на повърхнината към разглежданата точка от тази повърхнина. По този начин моделът описва в качествен аспект ефекта на *Bauschinger*, но не отчита изменението на формата на повърхнината на провлачване в процеса на пластично деформиране.

- *Модел с нелинейно кинематично уякчаване*. Този модел отчита изменението на кинематичния модул на уякчаване C във функция от пластичната деформация. Състои се от две компоненти: линейна, описана от модела на *Zeigler*, уравнение (5), и “релаксираща” част, която внася нелинейност. За температурно независим проблем моделът с нелинейно уякчаване е:

$$\dot{\alpha}_{ij} = \frac{C}{\sigma^0} \sigma_{ij}^a \dot{\bar{\epsilon}}^{Pl} - \gamma \alpha_{ij} \dot{\bar{\epsilon}}^{Pl}, \quad (6)$$

където γ е коефициент, който определя темпа на намаляване на модула на кинематично уякчаване с увеличаване на пластичната деформация. И за този модел еквивалентното напрежение, дефиниращо размера на повърхнината на провлачване, остава постоянно: $\sigma^0 = \sigma|_0$.

Материалните параметри C и γ се уточняват на базата на едномерен експеримент на цикличен опън-натиск или на базата на половин циклов тест – само опън.

За $\gamma = 0$ нелинейният модел (6) се трансформира в линейния модел на *Zeigler* (5). И двата модела могат да се разделят на девиаторна част и хидростатична част:

$$\alpha_{ij} = \left(\alpha_{ij} - \frac{1}{3}\delta_{ij}\alpha_{kk}\right) + \frac{1}{3}\delta_{ij}\alpha_{kk},$$

при което значение за поведението на материала има само девиаторната част.

- *Модел с нелинейно изотропно и нелинейно кинематично уякчаване*. Моделът съдържа две компоненти. Първата е кинематична, описана от (6) (за $\gamma = 0$ от (5)), която регламентира преместването на повърхнината на провлачване в пространството на напреженията. Втората е изотропна и описва промяната на еквивалентното напрежение, дефиниращо размера на повърхнината на провлачване, във функция от пластичната деформация – например по експоненциален закон [32]:

$$\sigma^0 = \sigma|_0 + Q_\infty \left(1 - e^{-b\bar{\epsilon}^{Pl}}\right), \quad (7)$$

където Q_∞ и b са параметри на материала: Q_∞ е максималното изменение на размера на повърхнината на провлачване, а b определя темпа, с който този размер се променя с нарастването на пластичната деформация.

Когато в изотропната част (7) Q_∞ и/или b са равни на нула, моделът се редуцира към такъв с нелинейно (а за $\gamma = 0$ - с линейно) кинематично уякчаване, тъй като

тогава $\sigma^0 = \sigma|_0$.

2.2. Power-law модел на пълзене

Моделът “power-law”, описващ пълзенето на метали и сплави при стайна и висока температури, е предпочитан поради неговата простота [32]:

$$\dot{\varepsilon}^{cr} = A\tilde{q}^n t^m, \quad (8)$$

където $\bar{\varepsilon}^{cr}$ е едноосна еквивалентна деформация на пълзене; \tilde{q} е едноосно еквивалентно напрежение по Von Mises за случаите на изотропно пълзене, или едноосно еквивалентно девиаторно напрежение по Hill за анизотропно пълзене; t е пълното време за пълзене; A , n и m са материални характеристики, зависещи от температурата.

За физически приемливо поведение на материала, характеристиките A и n трябва да са положителни, а $-1 < m \leq 0$.

Зависимост (8) е известна като “time hardening” форма на power-law модела на пълзене.

След интегриране на (8) по текущото време τ , където $0 \leq \tau \leq t$ (приема се, че \tilde{q} не зависи от времето), се получава:

$$\bar{\varepsilon}^{cr} = \frac{1}{m+1} A\tilde{q}^n t^{m+1}. \quad (9)$$

След елиминирание на пълното време t от (8) и (9) се получава:

$$\dot{\varepsilon}^{cr} = \left[A\tilde{q}^n (\bar{\varepsilon}^{cr})^m (m+1)^m \right]^{\frac{1}{m+1}}, \quad (10)$$

който израз е известен като “strain hardening” форма на power-law модела на пълзене.

Зависимост (8) е най-подходяща за случаите, когато напрегнатото състояние остава в основата си постоянно. Формата (10) е подходяща, когато напрегнатото състояние се променя по време на анализа. И двете форми са подходящи за случаите на напрежения, които са по-малки от границата на провлачване.

3. МОДЕЛИРАНЕ НА УЯКЧАВАНЕТО НА АЛУМИНИЕВА СПЛАВ 2024-T3 ПРИ НАЛИЧИЕ НА ОГРАНИЧЕН ЕКСПЕРИМЕНТ (ПОЛОВИН ЦИКЪЛ)

3.1. Постановка на задачата

От едномерни тестове на чист опън (половин циклов тест) на стандартни образци от алуминиева сплав 2024-T3, проведени в условията на различни температури, се получават диаграмите „номинално напрежение – номинална деформация” $\sigma_{nom} - \varepsilon_{nom}$. На тази основа, посредством разработената в [43] методика, се изчисляват началният кинематичен модул C (при различни температури) и коефициентът γ , дефиниращи нелинейното кинематично уякчаване на алуминиева сплав 2024-T3.

3.2. Диаграми напрежение-деформация (половин цикъл)

В настоящата работа са използвани условните (инженерни) диаграми „номинално напрежение – номинална деформация” $\sigma_{nom} - \varepsilon_{nom}$, получени от A. Lipski и S. Mrozinski [44] в температурния интервал $25 \div 200^{\circ}C$ през $25^{\circ}C$ (фиг. 1), за случая, когато експериментални

те образци са изрязани от листове 2024-T3 по направление на валцоване на листовите.

В табл. 1 е показано в табулиран вид изменението на модула на Young за сплавта 2024-T3, получено в [44].

3.3. Методика за получаване на нелинейното кинематично уякчаване за различни температури

От диаграмите от фиг. 1 са получени зависимости $\sigma_{nom} - \varepsilon_{nom}$ в табулирана форма за всяка температура (табл. 2). Предвид предназначението на търсения конститутивен модел на 2024-T3, табулираните зависимости $\sigma_{nom} - \varepsilon_{nom}$ са конвертирани в зависимости „истинско напрежение – логаритмична деформация” $\sigma_{true} - \varepsilon_{ln}$ посредством зависимостите:

$$\sigma_{true} = \sigma_{nom}(1 + \varepsilon_{nom}), \quad (11)$$

$$\varepsilon_{ln} = \ln(1 + \varepsilon_{nom}). \quad (12)$$

В пластичната област логаритмичната деформация е:

$$\varepsilon_{ln}^p = \varepsilon_{ln} - \frac{\sigma_{true}}{E}, \quad (13)$$

където E е модула на Young.

Зависимостта $\alpha = \alpha(\varepsilon_{ln}^p)$, дефинираща нелинейно кинематично уякчаване, се намира в табулиран вид от зависимостта:

$$\alpha_i = \sigma_{true,i} - \sigma|_{0,true} \quad (14)$$

В табл. 3 – табл. 10 за различни температури са показани в табулирана форма зависимостите в пластичната област „истинско напрежение – логаритмична деформация” $\sigma_{true,i} - \varepsilon_{ln,i}^p$ и $\alpha_i - \varepsilon_{ln,i}^p$. Последната група зависимости се апроксимира с функцията $\alpha = \alpha(\varepsilon_{ln}^p)$ за всяка от 8-те температури. Тази функция се получава след интегриране на модела с нелинейно кинематично уякчаване (6), който за едномерен опън получава вида:

$$\dot{\alpha} = (C - \gamma \alpha) \dot{\varepsilon}_{ln}^p, \quad (15)$$

тъй като $\sigma^0 = \sigma|_0$ (при наличие на кинематично уякчаване и отсъствие на изотропна компонента), дясната част на (4) е равна на $\sigma|_0$, т. е. $\sigma_{ij}^a = \sigma|_0$, а $\dot{\varepsilon}^{pl} = \dot{\varepsilon}_{ln}^p$. След разделяне на променливите в (15) и следващо интегриране:

$$\int_0^{\alpha} \frac{d\alpha}{C - \gamma\alpha} = \int_0^{\varepsilon_{ln}^p} d\varepsilon_{ln}^p,$$

се получава търсената функция:

$$\alpha = \frac{C}{\gamma} \left(1 - e^{-\gamma \varepsilon_{ln}^p} \right). \quad (16)$$

За намиране на материалните параметри C и γ в (16) е използван метода на най-малките квадрати [45]. На основата на данните от табл. 3 – табл. 10, за всяка от 8-те температури е минимизирана функцията:

$$F_{\alpha} = \sum_{i=1}^4 \left[\alpha_i - \frac{C}{\gamma} \left(1 - e^{-\gamma \varepsilon_{ln,i}^p} \right) \right]^2 \Rightarrow \min$$

Търсените параметри C и γ са получени като корени на системата:

$$\frac{\partial F_{\alpha}}{\partial C} = 0, \quad \frac{\partial F_{\alpha}}{\partial \gamma} = 0,$$

чийто разгънат вид е:

$$\sum_{i=1}^4 \left[\alpha_i - \frac{C}{\gamma} \left(1 - e^{-\gamma \varepsilon_{lni}^p} \right) \right] \left[\frac{1 - e^{-\gamma \varepsilon_{lni}^p}}{\gamma} \right] = 0 \tag{17}$$

$$\sum_{i=1}^4 \left[\alpha_i - \frac{C}{\gamma} \left(1 - e^{-\gamma \varepsilon_{lni}^p} \right) \right] \frac{C \left[e^{-\gamma \varepsilon_{lni}^p} (\gamma \varepsilon_{lni}^p + 1) - 1 \right]}{\gamma^2} = 0$$

В табл. 11 са показани намерените корени на 8-те системи (17), съответно за 8-те температури.

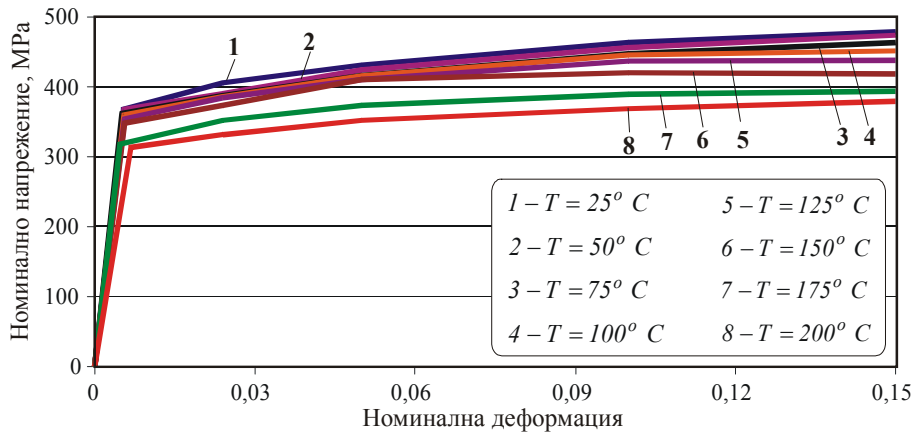
За приложение на получения конститутивен модел с нелинейно кинематично уякчаване в КЕ анализи, е необходимо параметърът γ да е постоянен и да не зависи от температурата. По тази причина е направено допълнително калибриране на началния кинематичен модул C . За γ е избрана осреднена стойност $\gamma = 10$, която е в сила за всички температури. Параметърът C за съответната температура е получен като корен на уравнението:

$$\sum_{i=1}^4 \left[\alpha_i - \frac{C}{\gamma} \left(1 - e^{-\gamma \varepsilon_{lni}^p} \right) \right] \left[\frac{1 - e^{-\gamma \varepsilon_{lni}^p}}{\gamma} \right] = 0 \tag{18}$$

В табл. 12 са показани окончателно намерените материални константи на кинематичното уякчаване на алуминиевата сплав 2024-T3 в конститутивния модел (16), а на фиг. 2 е направено сравнение на получения модел с експерименталните резултати.

3.4. КЕ проверка

Показаните в табл. 12 механични характеристики на алуминиевата сплав 2024-T3 са използвани в КЕ симулации на едномерен опънов тест на стандартен образец с номинален диаметър $d = 6 \text{ mm}$ и базова дължина $\ell = 5d$ за всичките 8 температури. Поради симетрията спрямо равнина, перпендикулярна на оста е моделирана само половината на образца. Използван е ососиметричен КЕ модел на тази половина. Приложена е средна осова деформация от 15% на базова дължина $\ell / 2$. Намерено е изменението на осовото нормално напрежение (истинско напрежение “true stress”) във функция от осовата деформация за точка от образца, в която максималната номинална осова деформация е 15%. На фиг. 3 е показано сравнение с експерименталните резултати (виж табл. 2), получени в [44], като номиналните напрежения са конвертирани в „истински напрежения”. Резултатите доказват адекватността на намерения конститутивен модел на алуминиевата сплав 2024-T3 в частта му „поведение в пластичната област”, т. е. преместване на повърхнината на провлачване в пространството на напреженията. Полученият конститутивен модел може да се използва за КЕ симулации на технологични процеси за обработване на 2024-T3 в температурния интервал $25^{\circ} \leq T \leq 200^{\circ} \text{ C}$.



Фиг. 1. Диаграма “номинално напрежение – номинална деформация за Al 2024-T3

Таблица 1 Зависимост на модула на Young от температурата [44]

$T^{\circ} \text{ C}$	25	50	75	100	125	150	175	200
E , МПа	68563	66879	70403	65564	62863	62082	66814	46624

Таблица 2 Зависимост „номинално напрежение – номинална деформация”, табулирани от фиг. 1

$T^{\circ} \text{ C}$	25	50	75	100	125	150	175	200
σ_{l0} , МПа	367.5	367.5	361.8	360.3	354	348.3	318.2	312.9
ε_{elast}	0.00536	0.0054949	0.0051389	0.005495	0.00563	0.00561	0.004762	0.006711
σ_1 , МПа	405.26	390.5	387.4	386.3	384.2	373.7	352.6	331.5
ε_1	0.024	0.024	0.024	0.024	0.024	0.024	0.024	0.024
σ_2 , МПа	430.5	424.2	416.8	415.8	410.5	410.5	373.7	352.6
ε_2	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05
σ_3 , МПа	463.1	455.8	447.3	445.2	436.8	420	389.5	368.4
ε_3	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1
σ_4 , МПа	478.9	473.6	463.1	451.5	438	418	393.6	378.9
ε_4	0.15	0.15	0.15	0.15	0.15	0.15	0.15	0.15

Таблица 3 $T=25^0C$

$\varepsilon_{ln,i}^p$	0	0.0177	0.0422	0.0879	0.1317
$\sigma_{true,i}$, МПа	369.47	414.98	452.02	509.41	550.73
α_i , МПа	0	45.51	82.55	139.94	181.26

Таблица 4 $T=50^0C$

$\varepsilon_{ln,i}^p$	0	0.0177	0.0421	0.0878	0.1316
$\sigma_{true,i}$, МПа	369.52	399.87	445.41	501.38	544.64
α_i , МПа	0	30.35	75.89	131.86	175.12

Таблица 5 $T=75^0C$

$\varepsilon_{ln,i}^p$	0	0.0181	0.0426	0.0883	0.1322
$\sigma_{true,i}$, МПа	363.66	396.7	437.64	492.03	532.56
α_i , МПа	0	33.04	73.98	128.37	168.9

Таблица 6 $T=100^0C$

$\varepsilon_{ln,i}^p$	0	0.0177	0.0421	0.0878	0.1318
$\sigma_{true,i}$, МПа	362.28	395.57	436.59	489.72	519.22
α_i , МПа	0	33.29	74.31	127.44	156.94

Таблица 7 $T=125^0C$

$\varepsilon_{ln,i}^p$	0	0.0175	0.0419	0.0877	0.1317
$\sigma_{true,i}$, МПа	355	393.42	431.02	480.48	503.7
α_i , МПа	0	38.42	76.02	125.48	148.7

Таблица 8 $T=150^0C$

$\varepsilon_{ln,i}^p$	0	0.0176	0.0418	0.0879	0.132
$\sigma_{true,i}$, МПа	350.25	382.67	431.02	462	480.7
α_i , МПа	0	32.42	80.77	111.75	130.45

Таблица 9 $T=175^0C$

$\varepsilon_{ln,i}^p$	0	0.0183	0.0429	0.0889	0.133
$\sigma_{true,i}$, МПа	319.71	361.06	392.38	428.45	452.64
α_i , МПа	0	41.35	72.67	108.74	132.93

Таблица 10 $T=200^0C$

$\varepsilon_{ln,i}^p$	0	0.0164	0.0408	0.0866	0.1304
$\sigma_{true,i}$, МПа	315	339.46	370.23	405.24	435.73
α_i , МПа	0	24.46	55.23	90.24	120.73

Таблица 11 Решения на системата (17) за различни температури

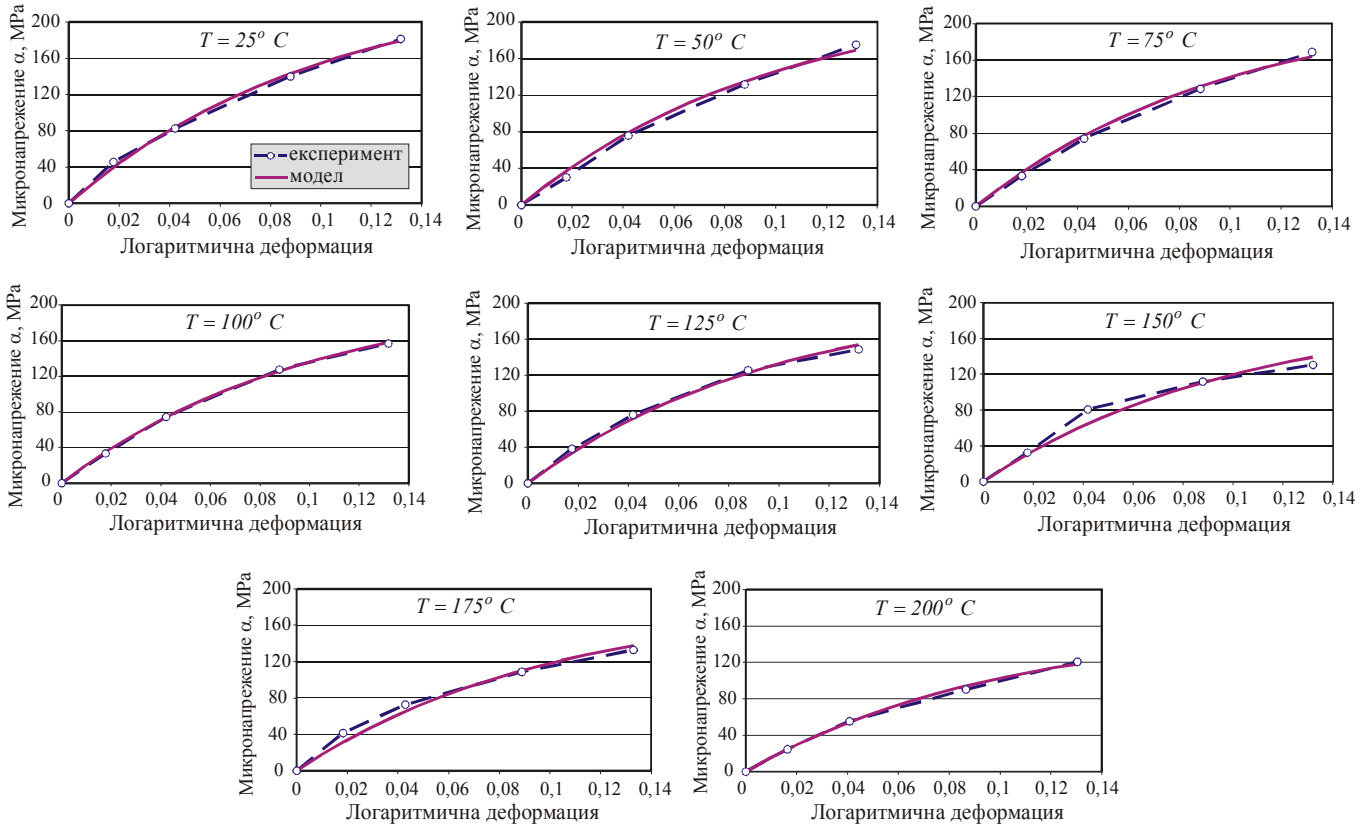
T^0 , C	25	50	75	100	125	150	175	200
C, МПа	2433	1998.98	1985.55	2164.6	2779.67	2544.71	2343.55	1555.96
γ	9.86	6.69	7.28	10.1	17.34	17.64	15.7	9.02

Таблица 12 Материални константи на нелинейно кинематично уякчаване на алуминиевата сплав 2024-T3

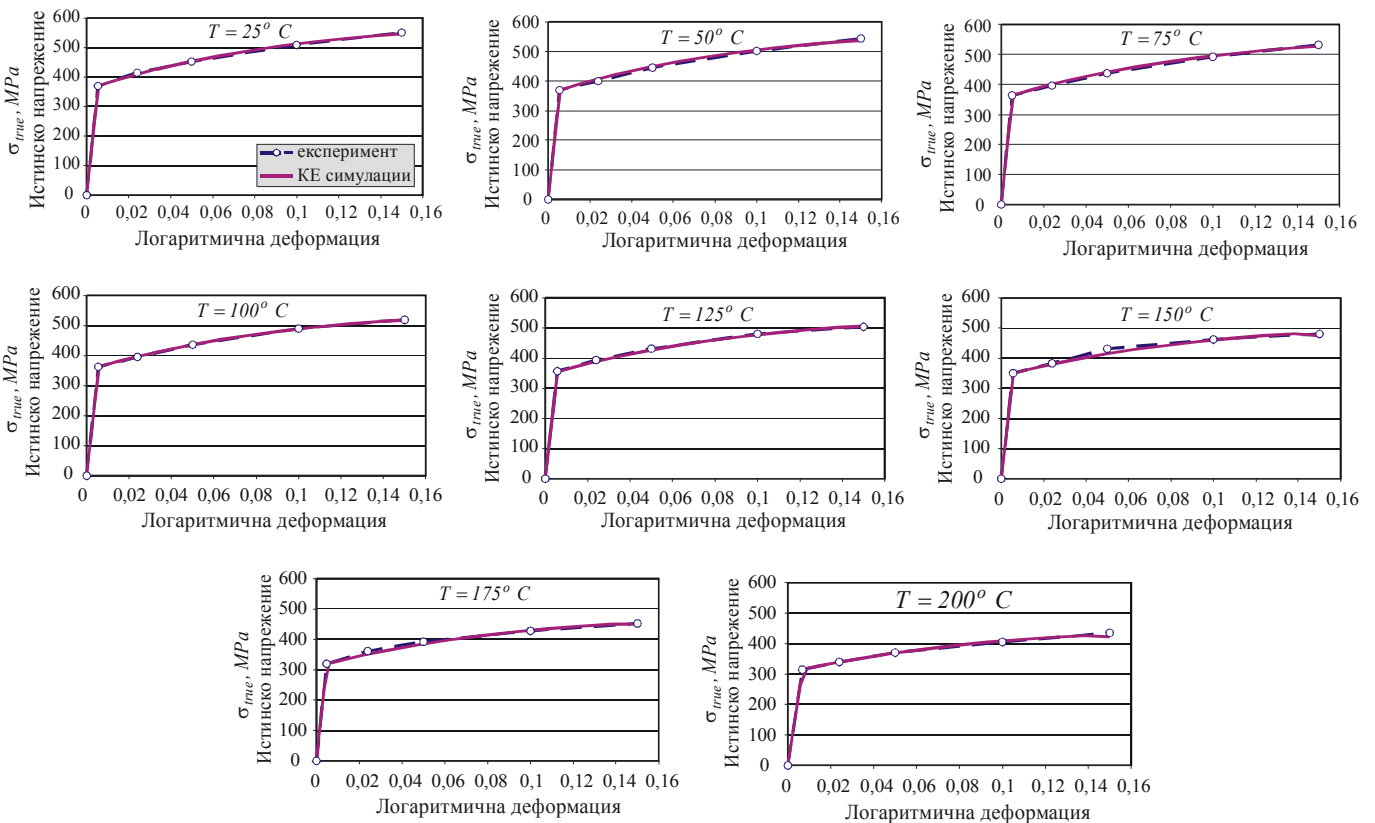
T^0 , C	25	50	75	100	125	150	175	200
$\sigma _{0,true}$, МПа	369.47	369.52	363.66	362.28	355	350.25	319.71	315
C, МПа	2447.66	2312.57	2236.78	2155.55	2101.46	1896.37	1870.65	1621.87
γ					10			

Таблица 13 Материални характеристики A , n и m на алуминиева сплав 2024-T3 в зависимост от температурата

T^0 , C	150	175	200
A, $MPa \cdot n \cdot h^{-m-1}$	0.762798×10^{-12}	3.4611×10^{-12}	4.07969×10^{-12}
n	3.246934	3.29935	3.395
m	-0.302875	-0.573319	-0.535



Фиг. 2. Сравнение на конститутивния модел (16) с експерименталните резултати



Фиг. 3. Сравнение на KE резултати, получени с конститутивния модел (16), с експериментално получени резултати в [44]

4. МОДЕЛИРАНЕ НА ПЪЛЗЕНЕТО НА АЛУМИНИЕВА СПЛАВ 2024-T3 ПРИ НАЛИЧИЕ НА ЕДНООСОВ ЕКСПЕРИМЕНТ

4.1. Постановка на задачата

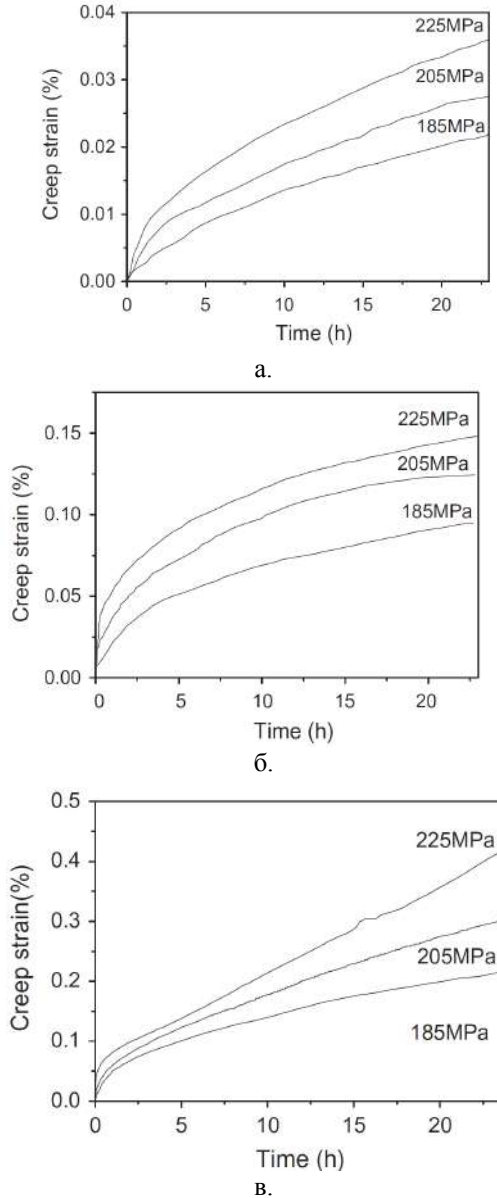
От едномерни тестове на пълзене на стандартни образци от алуминиева сплав 2024-T3, проведени в усло-

вията на различни температури и различни постоянни напрежения, се получават диаграмите „едноосна деформация на пълзене – време”. Тези зависимости се апроксимират с уравнение (9) чрез метода на най-малките квадрати. Като резултат се получават материалните параметри A , n и t в зависимост от температурата, ко-

ито дефинират поведението във времето (пълзенето) на алуминиева сплав 2024-T3.

4.2. Диаграми на пълзене

В настоящата работа са използвани диаграми на пълзене, получени от Lin et al. [1] в температурния интервал $150 \div 200^{\circ}C$ през $25^{\circ}C$ (фиг. 4), за случая, когато експерименталните образци са изрязани от листове 2024-T3 по направление на валцоване на листовите.



Фиг. 4. Едномерен опънов тест на пълзене под действие на постоянно напрежение на алуминиева сплав 2024-T3 [1]: а. $T=150^{\circ}C$, б. $T=175^{\circ}C$, в. $T=200^{\circ}C$

4.3. Методика за получаване на материалните характеристики A , n и m

От диаграмите от фиг. 4 са получени зависимости $\bar{\epsilon}^{cr} - t$ в табулирана форма за всяка температура (поради големия обем на информацията не са показани в статията).

Търсените материални параметри A , n и m се намират чрез метода на най-малките квадрати.

Двете страни на зависимост (9) се логаритмуват:

$$\ln \bar{\epsilon}^{cr} = x_1 + (\ln \tilde{q})x_2 + (\ln t)x_3 - \ln x_3, \quad (19)$$

където:

$$x_1 = \ln A, \quad x_2 = n, \quad x_3 = m + 1 \quad (20)$$

Като се вземе предвид, че за едномерно напрегнато състояние $\tilde{q} = \sigma$ и $\bar{\epsilon}_i^{cr} = \epsilon_i^{cr}$, се минимизира функцията:

$$F_{\epsilon^{cr}} = \left\{ \ln \epsilon_i^{cr} - [x_1 + (\ln \sigma_i)x_2 + (\ln t_i)x_3 - \ln x_3] \right\}^2, \quad (21)$$

което води до решаване на системата нелинейни уравнения:

$$\begin{cases} k_{11}x_1 + k_{12}x_2 + k_{13}x_3 - k_{14} \ln x_3 = d_1 \\ k_{21}x_1 + k_{22}x_2 + k_{23}x_3 - k_{24} \ln x_3 = d_2 \\ k_{31}x_1 + k_{32}x_2 + k_{33}x_3 - k_{34} \ln x_3 + k_{35}x_3^{-1} - \\ - k_{36}x_1x_3^{-1} - k_{37}x_2x_3^{-1} + k_{38}x_3^{-1} \ln x_3 = d_3 \end{cases} \quad (22)$$

където:

$$k_{11} = p; \quad k_{12} = \sum_{i=1}^p \ln \sigma_i; \quad k_{13} = \sum_{i=1}^p \ln t_i;$$

$$k_{14} = p; \quad d_1 = \sum_{i=1}^p \ln \epsilon_i^{cr}; \quad k_{21} = \sum_{i=1}^p \ln \sigma_i; \quad k_{22} = \sum_{i=1}^p (\ln \sigma_i)^2;$$

$$k_{23} = \sum_{i=1}^p [(\ln t_i)(\ln \sigma_i)]; \quad k_{24} = \sum_{i=1}^p \ln \sigma_i;$$

$$d_2 = \sum_{i=1}^p [(\ln \epsilon_i^{cr})(\ln \sigma_i)]; \quad k_{31} = \sum_{i=1}^p \ln t_i;$$

$$k_{32} = \sum_{i=1}^p [(\ln t_i)(\ln \sigma_i)]; \quad k_{33} = \sum_{i=1}^p (\ln t_i)^2;$$

$$k_{34} = \sum_{i=1}^p \ln t_i; \quad k_{35} = \sum_{i=1}^p \ln \epsilon_i^{cr}; \quad k_{36} = p;$$

$$k_{37} = \sum_{i=1}^p \ln \sigma_i; \quad k_{38} = p; \quad d_3 = \sum_{i=1}^p [(\ln \epsilon_i^{cr})(\ln t_i)] + \sum_{i=1}^p \ln t_i,$$

а p е броят на експерименталните точки за дадена температура.

В табл. 13 са показани намерените материални характеристики A , n и m на алуминиевата сплав 2024-T3 в зависимост от температурата, а моделът power-law получава вида:

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}^{cr} &= 4.07969 \times 10^{-12} \tilde{q}^{3.395} t^{-0.535}; \quad T = 200^{\circ}C \\ \dot{\epsilon}^{cr} &= 3.4611 \times 10^{-12} \tilde{q}^{3.29935} t^{-0.573319}; \quad T = 175^{\circ}C \end{aligned} \quad (23)$$

$$\dot{\epsilon}^{cr} = 0.762798 \times 10^{-12} \tilde{q}^{3.246934} t^{-0.302875}; \quad T = 150^{\circ}C$$

във времеви интервал $0 \leq t \leq 24 \text{ h}$.

На фиг. 5 е направено сравнение на модела (23) с експерименталните резултати, с което се доказва адекватността му.

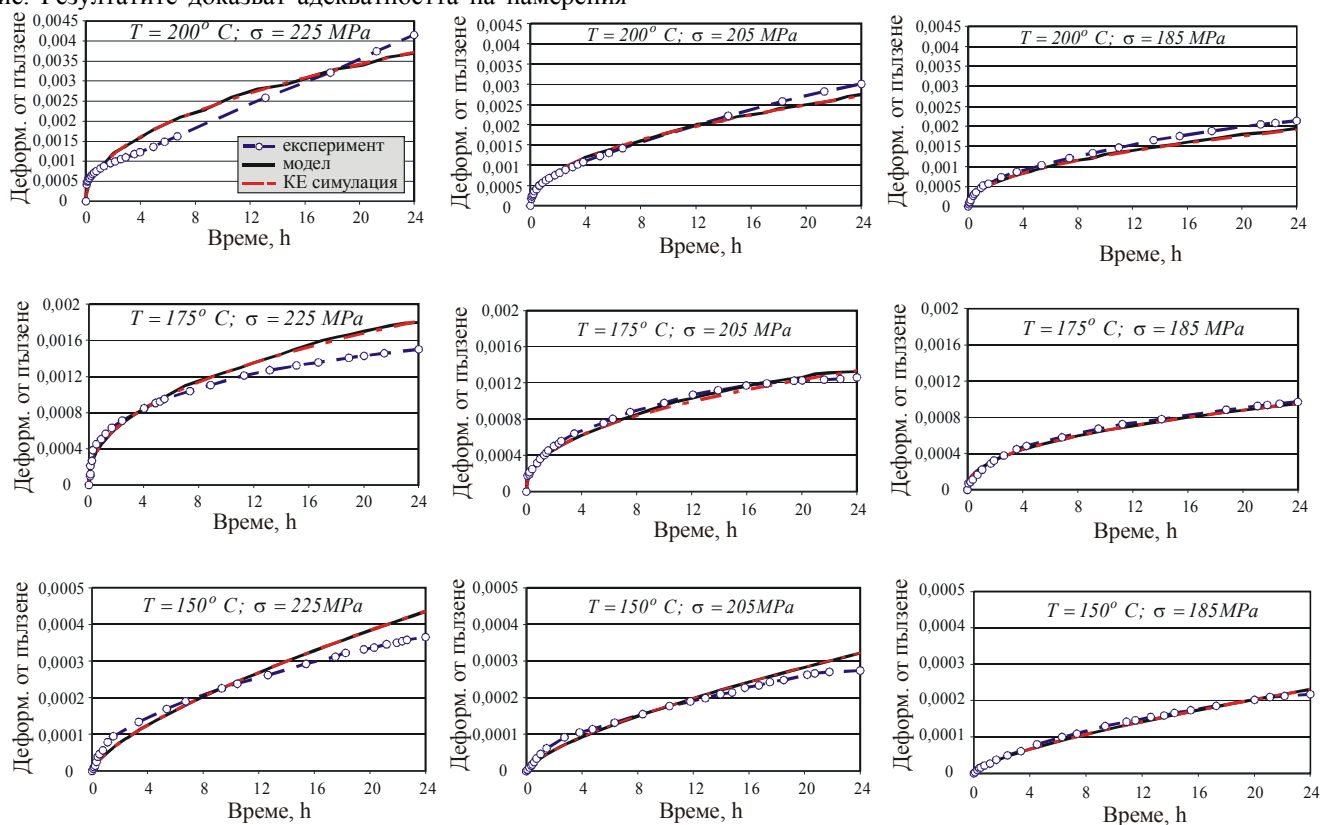
4.4. КЕ проверка

Направена е КЕ симулация на едномерен опънов тест на пълзене на стандартен образец с номинален диаметър $d = 6 \text{ mm}$ и базова дължина $\ell = 5d$ за 3 температури: $200^{\circ}C$, $175^{\circ}C$ и $150^{\circ}C$.

Използван е power-law модел във вида (23) в осесиметричен КЕ модел. За всяка от трите температури е приложено постоянно опъново напрежение от 225 MPa , 205 MPa и 185 MPa . Намерено е изменението на осовата деформация на пълзене във функция от времето. Получените КЕ резултати са сравнени с тези от модела

(23) и с експерименталните резултати, получени в [1]. Сравнението (фиг. 5) показва много добро съответствие. Резултатите доказват адекватността на намерения

конститутивен модел на алуминиевата сплав 2024-T3 в частта му „поведение в при пълзене” – зависимост (23).



Фиг. 5. Сравнение на конститутивния модел (23) с експериментално получени резултати [1] и с KE резултати от симулация на експерименталния тест на пълзене

5. ПРИЛОЖЕНИЕ НА ПОЛУЧЕНИТЕ КОНСТИТУТИВНИ МОДЕЛИ ЗА ОПРЕДЕЛЯНЕ НА РЕЛАКСАЦИЯТА НА ОСТАТЪЧНИТЕ НАПРЕЖЕНИЯ ОКОЛО СТУДЕНО РАЗШИРЕНИ ОТВОРИ СЛЕДСТВО ТЕМПЕРАТУРНО ПРЕТОВАРВАНЕ

5.1. Същност на проблема

Студеното пластично деформиране на материала около отвори в конструкционни елементи от жилавопластични метали с цел въвеждане на полезни остатъчни окръжни нормални напрежения на натиск е широко използвана в аероиндустрията превенция срещу разрушаване на съответния елемент от умора [2-16]. Тъй като отворите са естествени концентратори на напреженията, те се явяват потенциално опасни места за зараждане и развитие на пукнатини от умора. Полезният ефект от въведените остатъчни напрежения на натиск посредством различни методи се изразява в значително увеличение на уморната дълготрайност, респ. броят цикли до разрушаване от умора, на съответния конструкционен елемент. В зависимост от приложението метод за въвеждане на тези напрежения и големината на приложението опънов товар, увеличението достига 10 пъти [46-49]. Един от ефективните подходи за постигане на този ефект е преминаване през отвора под действие на осова сила на сфера или дорн с по-голям диаметър от този на предварително пробития отвор. Слой материал около отвора провлачва и след преминаване на инструмента този слой се оказва „натиснат”. Методите, които реализират този подход са известни като „mandrel cold working methods”. Най-използвани са методите split sleeve [10, 49] и split mandrel [12, 50]. Понятието “cold

expansion” (студено разширение) е въведено от Fatigue Technology Inc. и е свързано с метода split sleeve, патентован от L. Champroux [10]. Общ недостатък на тази група методи е, че полето на получените остатъчни напрежения е силно несиметрично спрямо средната равнина на заготовката, респ. осовият градиент на тези напрежения е значителен и несиметричен. Причината за това е преминаващия през заготовката успоредно на оста на отвора силов поток. Често пъти дори се получават опънови остатъчни напрежения около отвора от страната на влизане на инструмента. Този недостатък е елиминиран при метода „симетрично студено разширение”, изобретен от Й. Т. Максимов и Г. В. Дунчева [14-16], много подходящ за съвременните ортотропни алуминиеви сплави с фибро стъкло, използвани в самолетната индустрия.

Когато конструкционният елемент със студено разширен отвор е подложен на цикличен външен товар, интензивността на натисковата зона с остатъчни напрежения намалява в зависимост от броя на циклите и параметрите на цикъла. Това явление е известно като релаксация на остатъчните напрежения, за чието количествено изражение съществуват теоретични и емпирични модели [36, 51, 52]. Когато външният товар причинява пластифициране на слоеве материал около отвора, тогава дори след първия цикъл напълно се заличава полезният ефект от съзнателно въведените остатъчни напрежения.

Релаксация на остатъчните напрежения се получава и когато конструкционният елемент е подложен на температурно натоварване [41]. Основен принос за тази релаксация има явлението пълзене, което е много чувств-

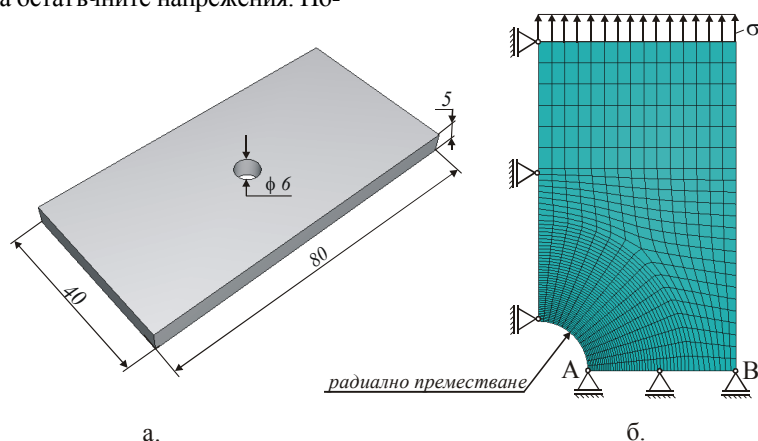
вително по отношение на температурата [1]. В [41] е изследвана експериментално и числено релаксацията около студено разширени отвори в алуминиева сплав 2650, следствие на температурно натоварване от $150^{\circ}C$. В [42] е извършено КЕ изследване на релаксацията на остатъчните напрежения около студено разширени отвори в алуминиева сплав 7050 при стайна температура. Липсва обаче информация за поведението на студено разширени отвори в алуминиева сплав 2024-T3 под действие на температурно претоварване.

В този раздел, използвайки получените конститутивни модели на алуминиевата сплав 2024-T3, са извършени КЕ симулации на релаксацията на остатъчните напрежения, следствие температурно претоварване, около студено разширен централен отвор с номинален диаметър $\phi 6\text{ mm}$ в планка с размери $80 \times 40 \times 5\text{ mm}$.

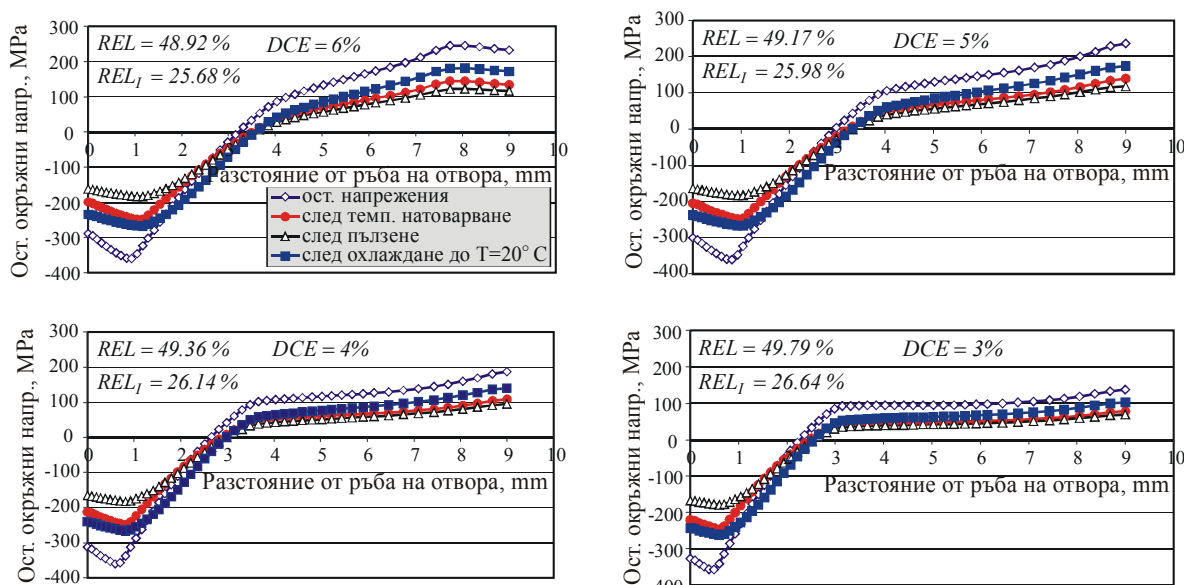
5.2. КЕ модел

В [17, 46, 53] са разработени 3D КЕ модели на процеса симетрично студено разширение на отвори. Тъй като акцентът в настоящото изследване е поставен върху процесът на релаксация, а не върху формирането на остатъчните напрежения чрез студено разширение, е използван 2D равнинно напрегнат КЕ модел (фиг. 6), много подходящ за симулиране на процеса симетрично студено разширение, тъй като последният се характеризира със симетричен и минимален осов градиент на остатъчните напрежения. По-

ради симетрията е моделирана една четвърт от планката. Дефинирани са нулеви премествания нормално на равнините на симетрия. Разширението е симулирано в цилиндрична координатна система чрез радиално преместване на периферията на отвора до получаване на зададената степен на студено разширение (DCE). Анализът е извършен в пет основни стъпки: разширение, формиране на остатъчните напрежения, температурно претоварване, пълзене, охлаждане. За първите 3 стъпки, както и за петата, анализът е извършен в псевдо-време с големина 0.1 . В четвъртата стъпка, пълзене, анализът е извършен в реално време. Приета е начална температура $T_0 = 20^{\circ}C$ за всички точки от модела. Студеното разширение и формирането на остатъчните напрежения е симулирано за началната температура. В третата стъпка, температурно претоварване, температурата се променя от T_0 до максимална стойност T_{max} по линеен закон. Последната остава постоянна по време на пълзенето. В петата стъпка температурата се променя от T_{max} до T_0 по линеен закон. Моделът съдържа 1018 възела и 938 КЕ тип CPS4R.



Фиг. 6. Реален обект и 2D КЕ модел



Фиг. 7. Разпределение на остатъчните окръжни нормални напрежения при температурно натоварване от $200^{\circ}C$ за различни степени на студено разширение

5.3. КЕ резултати

5.3.1. Влияние на степента на студено разширение

Разпределението на остатъчните окръжни нормални напрежения по отсечката *AB* (виж фиг. 6.б) при температурно натоварване от 200°C за различни DCE е показано на фиг. 7. Изследвани са 4 DCE: съответно 3%, 4%, 5%, и 6%. С увеличаване на DCE се увеличава широчината на натисквата зона, като интензивността ѝ се запазва практически постоянна. Температурното претоварване в целия обем на модела довежда до релаксация на остатъчните напрежения в натисквата зона. Пълзенето на материала е следващата причина за релаксация на остатъчните напрежения, най-вече в частта от натисквата зона с максимални по абсолютна стойност остатъчни напрежения. Максималната релаксация на тези напрежения (от температура и пълзене) е оценена количествено по формулата:

$$REL_{creep} = \frac{\max|\sigma_{res}^t| - \max|\sigma_{res}^t|_{after\ creep}}{\max|\sigma_{res}^t|} \cdot 100\%, \quad (24)$$

където $\max|\sigma_{res}^t|$ е максималното по абсолютна стойност остатъчно окръжно нормално напрежение след формиране на натисквата зона при стайна температура, а $\max|\sigma_{res}^t|_{after\ creep}$ е максималното по абсолютна стойност

остатъчно окръжно нормално напрежение след пълзене на материала. Забелязва се, че с намаляване на DCE максималната релаксация незначително се увеличава и за анализирания интервал от DCE е между 48.92% и 49.79%. След охлаждане до началната температура, т. е. до завършване на пълнен цикъл „температурно претоварване – разтоварване“, се наблюдава известно повишаване на интензивността на натисквата зона – елиминира се почти половината от релаксацията на остатъчните напрежения вследствие температурно претоварване и пълзене. За този първи цикъл релаксацията на остатъчните напрежения се изчислява по аналогична на (24) формула:

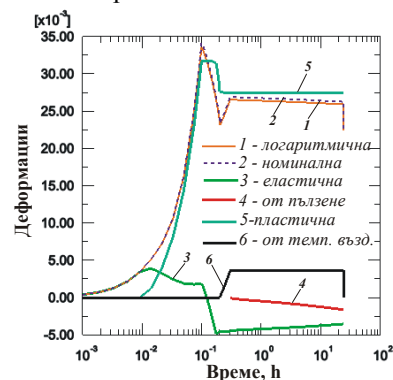
$$REL_I = \frac{\max|\sigma_{res}^t| - \max|\sigma_{res}^t|_{after\ cooling}}{\max|\sigma_{res}^t|} \cdot 100\% \quad (25)$$

където $\max|\sigma_{res}^t|_{after\ cooling}$ е максималното по абсолютна стойност остатъчно окръжно нормално напрежение след охлаждане до първоначална температура T_0 . За анализирания интервал от DCE релаксацията REL_I само за един цикъл на температурния товар е между 25.68% и 26.64%.

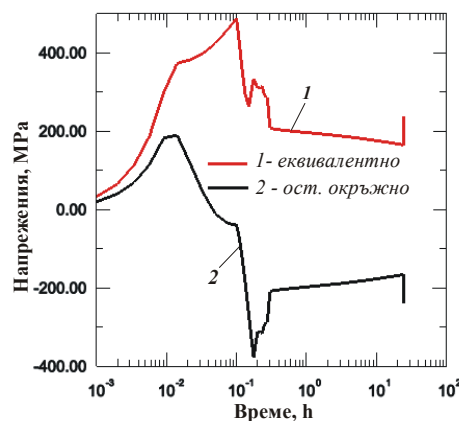
На фиг. 8 е показано изменението във времето на окръжната линейна деформация в т. А (виж фиг. 6) и на компонентите ѝ, като за нагледност (поради голямото реално време от 24 h за пълзене) хоризонталната ос е представена в логаритмичен мащаб. Логаритмичната деформация 1, получена от номиналната 2 посредством зависимост (12), е алгебрична сума от еластична 3, деформация от пълзене 4, пластична 5 и температурна 6. След формиране на натисквата зона с остатъчните напрежения, пластичната компонента не се променя. Променят се температурната компонента (във времеви интервал „начало на температурен товар – край на охлаждане“) и тази от пълзене. По този начин нагледно се илюстрира природата на феномена релак-

сация на остатъчните напрежения около студено разширени отвори.

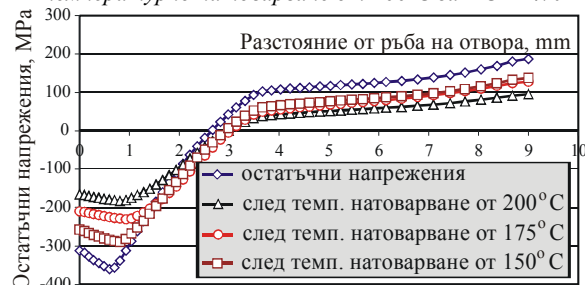
На фиг. 9 е показано изменението на еквивалентното напрежение и окръжната нормална компонента (формиране и релаксация на остатъчното окръжно нормално напрежение) за същия времеви интервал. Очевидно след формиране на остатъчно напрежение, основен принос в еквивалентното напрежение има именно окръжното нормално напрежение. Следователно релаксацията на тази компонента има най-голямо практическо значение.



Фиг. 8. Изменение във времето на окръжната деформация в т. А и компонентите ѝ при температурно натоварване от 200°C за DCE=4%



Фиг. 9. Изменение във времето на еквивалентното напрежение и окръжната нормална компонента в т. А при температурно натоварване от 200°C за DCE=4%



Фиг. 10. Релаксацията на остатъчните напрежения за различни температури

5.3.2. Влияние на температурата върху релаксацията на остатъчните напрежения

На фиг. 10 е показана релаксацията на остатъчните напрежения след пълзене за различни температури T_i и DCE 4% в точките от отсечката *AB* (виж фиг. 6). Максималната редуция е показана в табл. 14. Очевидно, влиянието на температурата върху релаксацията на натисквата зона е изключително силно – само с 50°C

увеличение на температурата над 150°C довежда до почти трикратно увеличение на максималната релаксация.

Таблица 14 Максимална релаксация в зависимост от T°C

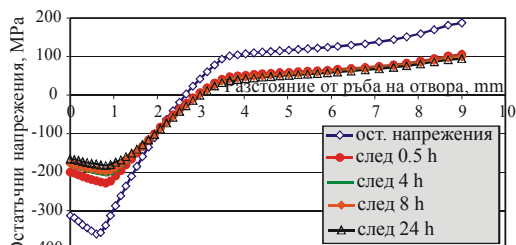
REL, %	19.77	35.94	49.36
T°C	150	175	200

Таблица 15 Максимална релаксация в зависимост от t

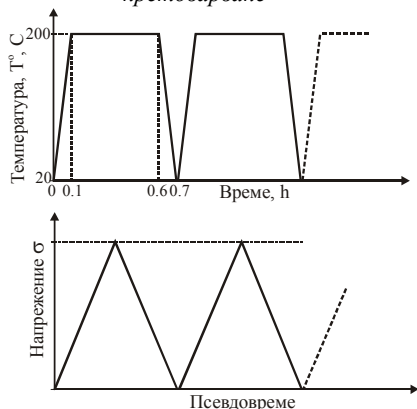
REL, %	36.62	42.31	44.84	49.8
t, h	0.5	4	8	24

5.3.3. Влияние на времето върху релаксацията на остатъчните напрежения

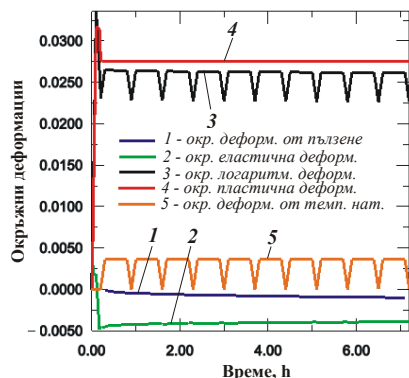
На фиг. 11 е показана релаксацията на остатъчните напрежения в точките от отсечката AB (виж фиг. 6) при DCE=4% в зависимост от времето t на действие на температурното претоварване от 200°C. Максималната релаксация е показана в табл. 15. Очевидно релаксацията е най-значима в началото на температурното въздействие и след това скоростта ѝ бързо намалява. Например почти три четвърти от максималната релаксация е протекла в първия половин час от общо 24 часовото температурно претоварване.



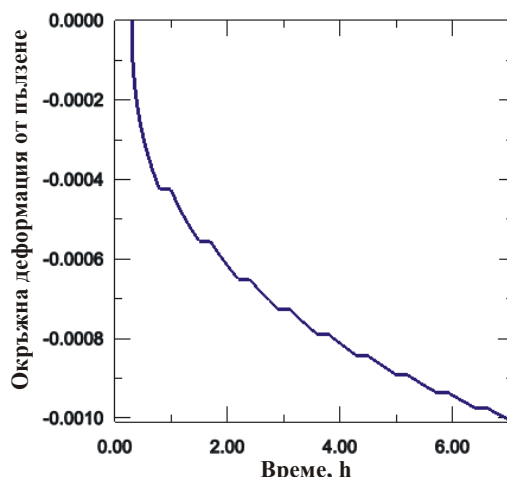
Фиг. 11. Релаксацията на остатъчните напрежения в зависимост от продължителността на температурното претоварване



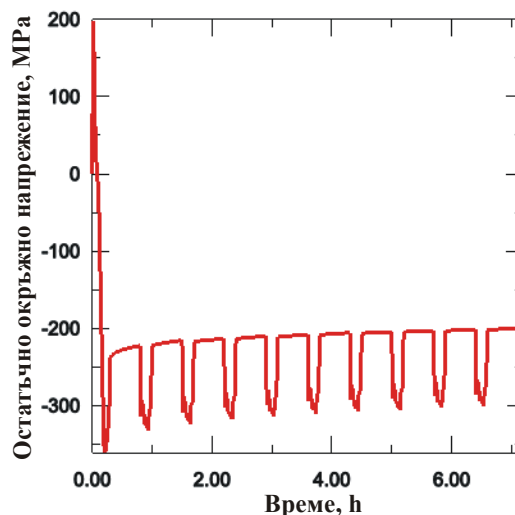
Фиг. 12. Параметри на цикличния товар: а. температурен; б. механичен



Фиг. 13. Изменение във времето на окръжната линейна деформация и компонентите ѝ в т. А при циклично температурно натоварване



Фиг. 14. Изменение във времето на окръжната деформация на пълзене в т. А при циклично температурно натоварване

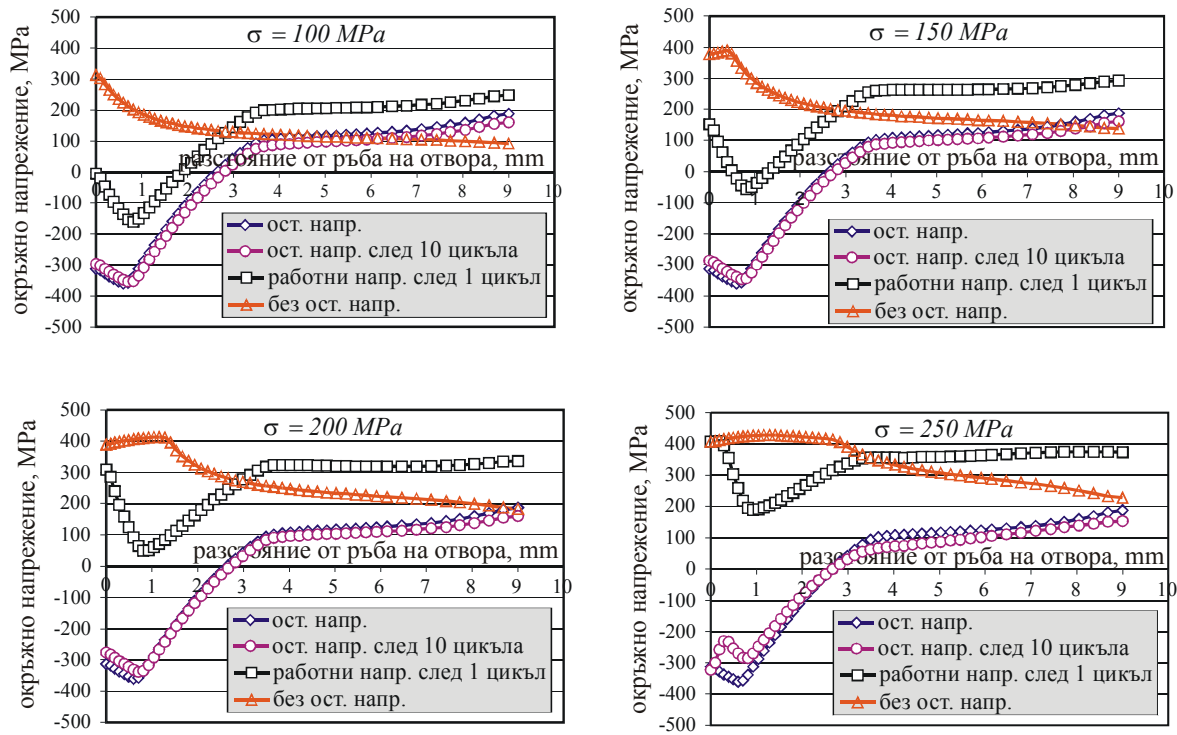


Фиг. 15. Изменение във времето на остатъчното окръжно напрежение в т. А при циклично температурно натоварване

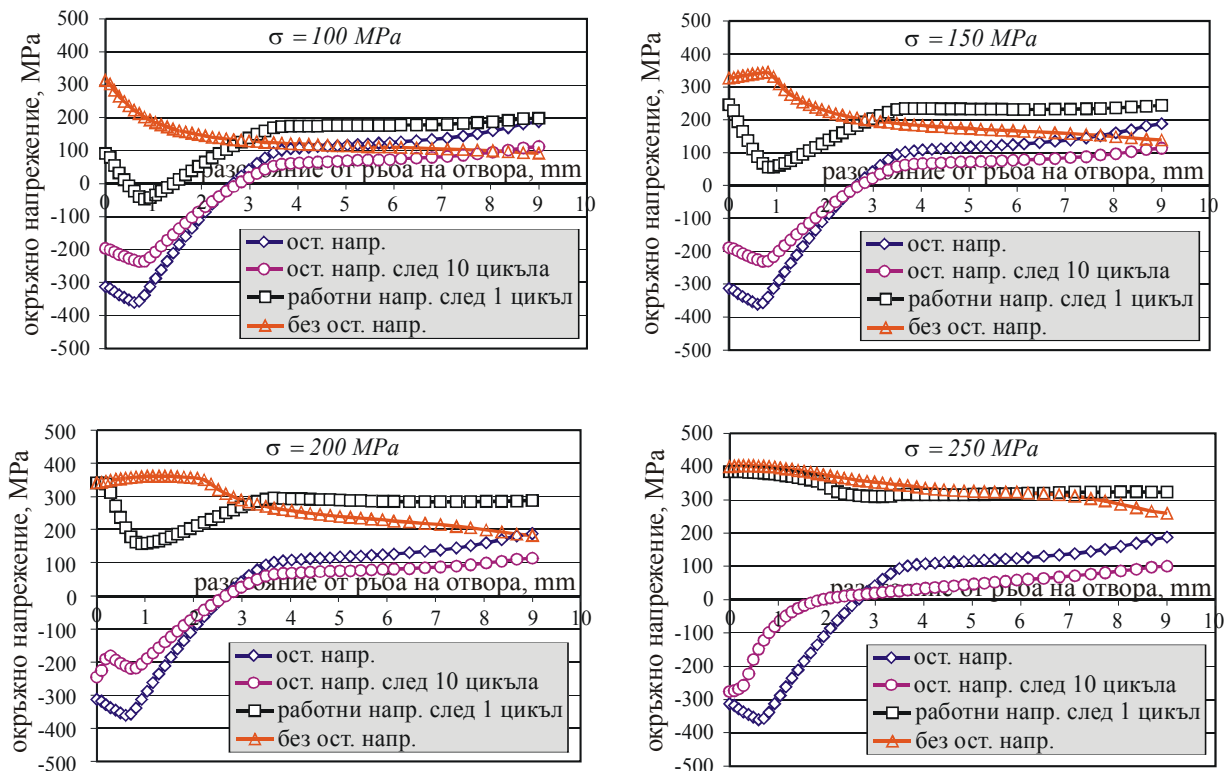
5.3.4. Влияние на броя на циклите на температурно натоварване върху релаксацията на остатъчните напрежения

За да се проследи релаксацията на остатъчните напрежения, следствие цикличен температурен товар, е проведен КЕ анализ в 32 стъпки, като към базовите 5 са добавени 27, съответстващи на допълнителни 9 цикла температурно натоварване. Параметрите на температурния цикъл са показани на фиг. 12а. Полезните остатъчни напрежения са въведени около отвора посредством DCE = 4%.

На фиг. 13 е показано изменение във времето на окръжната линейна деформация и компонентите ѝ в точка А при циклично температурно натоварване. Очевидно промяната на логаритмичната окръжна деформация 3 е следствие от деформацията на пълзене 1 (отделно показана на фиг. 14) и цикличната температурна деформация 5. Тези две деформации са причина за релаксацията на остатъчните окръжни нормални напрежения. Последното е илюстрирано за т. А на фиг. 15. Най-голяма релаксация се наблюдава след първия цикъл, след което темпът на релаксацията монотонно намалява.



Фиг. 16. Релаксация на окръжните нормални напрежения по АВ вследствие механичен цикличен товар при стайна температура



Фиг. 17. Релаксация на окръжните нормални напрежения по АВ вследствие механичен циклически товар при температурно претоварване от $T = 200^{\circ}C$

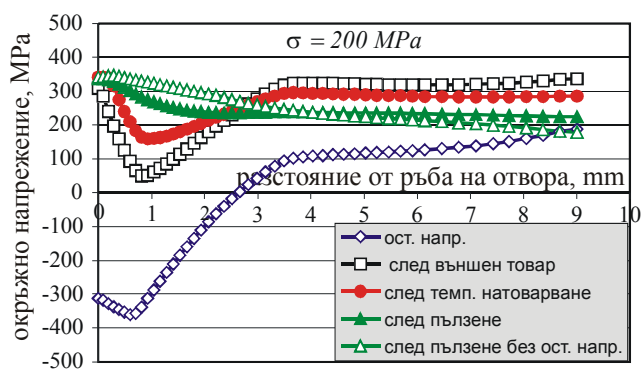
5.3.5. Релаксация на остатъчните напрежения следствие циклически механичен товар

Релаксацията на остатъчните напрежения около студено разширени отвори, вследствие циклически външен товар, е установена от много автори [36, 51, 52]. В този раздел е илюстрирана адекватността на получения конститутивен модел на алуминиевата сплав 2024-T3. Използван е КЕ модел от фиг. 6. Приложено е „отдалечено“ напрежение σ (remote stress), както е показано на фиг. 6б, променящо се

по асиметричен закон - $0 \leq \sigma \leq \sigma_{max}$ (фиг. 12б.). Анализът е направен за 10 цикъла и четири различни амплитуди σ_{max} при стайна температура. КЕ анализ е проведен в 22 основни стъпки – първите две са съответно разширение и формиране на остатъчните напрежения, след което се редуват натоварване до достигане на σ_{max} и разтоварване, общо 10 цикъла. Разпределението по отсечката АВ на окръжните нормални напрежения, които провокират възникване на пукнатини от първи тип, са показани на фиг. 16. За

случая без студено разширение, приложеният циклически товар причинява значителни опъновни напрежения, като за товар $\sigma > 100 \text{ MPa}$ около т. А се образува зона с пластично деформиран (провлачил) материал. Тази зона дефинира „заstraшеното сечение“ на планката. Когато отворът е студено разширен, работните окръжни нормални напрежения в точките от заstraшеното сечение са значително по-малки в сравнение с първия случай (без студено разширение). Тази разлика е най-голяма за по-малки стойности на амплитудата на външния товар, като за $\sigma = 100 \text{ MPa}$ работните напрежения в точките от заstraшеното сечение са дори на натиск. След първите 10 цикъла „натоварване - разтоварване“ се наблюдава релаксация на остатъчните напрежения, която (без $\sigma = 250 \text{ MPa}$) е най-голяма в т. А и нараства с увеличаване амплитудата на външния товар: за $\sigma = 100 \text{ MPa}$ се получава релаксация $REL = 5.18\%$, за $\sigma = 150 \text{ MPa}$ - $REL = 8.4\%$, а за $\sigma = 200 \text{ MPa}$ релаксацията вече е $REL = 11.61\%$. За $\sigma = 250 \text{ MPa}$, в т. А остатъчното окръжно нормално напрежение нараства незначително по абсолютна стойност, но в точката, отстояща на разстояние 0.3 mm от т. А, се наблюдава максимална релаксация на остатъчното напрежение: $REL = 31.59\%$. Очевидно релаксацията нараства с увеличаване на амплитудата на външния товар и на броя на циклите. Независимо от това, полезният ефект от въвеждането на остатъчни окръжни нормални напрежения на натиск около естествения концентратор на напрежения, какъвто е отворът, остава.

При същите условия, но за температура $T = 200^{\circ}\text{C}$, фиг. 17 показва разпределението на окръжните нормални напрежения. Наблюдават се същите тенденции, както на фиг. 16, но значително засилени поради крайно неблагоприятната комбинация от циклически (асиметричен) външен опънов товар и температурно претоварване. Така например за $\sigma = 100 \text{ MPa}$ натисквата зона от работните окръжни нормални напрежения е незначителна като интензивност и дълбочина, а релаксацията на остатъчното напрежение в т. А за $\sigma = 150 \text{ MPa}$ е $REL = 39.67\%$, т. е. 4.72 пъти по-голяма в сравнение със случая на стайна температура. Същевременно, за $\sigma = 250 \text{ MPa}$ и $T = 200^{\circ}\text{C}$ полезният ефект от въведените чрез студено разширение на отвора остатъчни окръжни нормални напрежения на натиск практически се заличава.



Фиг. 18. Релаксация на окръжните нормални напрежения по АВ вследствие пълзене при механичен статичен товар и температурно претоварване от $T = 200^{\circ}\text{C}$

5.3.6. Пълзене в експлоатационни условия и температурно претоварване

Фиг. 18 показва разпределението на окръжните нормални напрежения по отсечката АВ след прилагане на експлоатационен товар посредством „отдалечено“ напрежение $\sigma = 200 \text{ MPa}$, след което е приложено температурно претоварване от $T = 200^{\circ}\text{C}$ и пълзене на материала за 24 часа за два случая: а. създаване на натисква зона от остатъчни напрежения с $DCE = 4\%$; б. без предварително студено разширение. Очевидно, дори в условията на механично и температурно претоварване и пълзене на материала, полезният ефект от студено разширение се запазва в известни граници.

6. ИЗВОДИ

Получени са конститутивни модели на алуминиева сплав 2024-T3 при стайна и високи температури, които описват: а. поведението на материала в пластичната област (нелинейно кинематично уякчаване) в температурния интервал от 50°C до 200°C ; б. пълзене под действие на температури в интервала от 150°C до 200°C . Конститутивният модел, предсказващ пълзенето, е развит на основата на power-law модел. Независимо, че съществуват и други конститутивни модели, описващи пълзенето на 2024-T3 (например разработеният в [54], който е основан върху механичен модел на микроструктурно ниво; в [55] е получен конститутивен модел на базата на минимална скорост на пълзене на алуминиева сплав 2024, получена чрез прагова металургия), полученият power-law модел (23) е много подходящ за КЕ симулации посредством САЕ системата ABAQUS. Адекватността на конститутивните модели е доказана посредством сравнение с експериментални резултати, получени от други автори [1, 44].

Получените конститутивни модели са използвани за КЕ симулация на релаксацията на остатъчните напрежения около студено разширени отвори, следствие температурно претоварване и циклически външен опънов товар. Независимо, че температурното претоварване, придружено с пълзене, редуцира интензивността на натисквата зона около студено разширени отвори вследствие релаксация на остатъчните напрежения, тази редукция е под 50% и, следователно, полезният ефект от студено разширение остава винаги налице.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Lin Y. C., Xia Y. C., Chen M. S., Jiang Y. Q., Li L. T. Modeling the creep behaviour of 2024-T3Al alloy. Computational Materials Science 67 (2013) 243-248.
- [2] Christ R. J., Nardiello J. A., Papazian J. M., Madsen J. S. Device and method for sequentially cold working and reaming a hole. USA Patent 7770276, Patented Aug. 10, 2010.
- [3] Philips A. Coining structural parts. USA Patent 3110086, Patented Nov. 12, 1963.
- [4] Speakman E. R. Stress coining. USA Patent 3434327, Patented Mar. 25, 1969.
- [5] Wong A. K. S., Rajic N. Improvement fatigue life of holes. EP 92923501, Patented Dec. 7, 1994.
- [6] Easterbrook E. T. Method and apparatus for producing beneficial stresses around apertures by use of focused stress waves, and improved fatigue life products made by the method. USA Patent 6230537, Patented May 15, 2001.

- [7] Easterbrook E. T., Flinn B. D., Meyer C. A., Juhlin N. The StressWave™ Fatigue Life Enhancement Process. In: Proceedings of the 2001 Aerospace Congress, Seattle, Washington, September 10-14, 2001.
- [8] Focke A. E., Mize G. G. Chain. USA Patent 2424087, Patented July 15, 1947.
- [9] Salter L., Estates P. V., Briles F. S. Method of prestressed fastening of materials. USA Patent 3270410, Patented Sept. 6, 1966.
- [10] Champoux L. A. Coldworking Method and Apparatus. USA Patent 3566662, Patented March 2, 1971.
- [11] King J. O. Apparatus and method for enlarging holes. USA Patent 3805578, Patented Apr. 23, 1974.
- [12] Hogenhout F. Method and apparatus for hole coldworking. USA Patent 4665732, Patented May 19, 1987
- [13] Kuo A. S. Coldwork holes with rotating mandrel and method. USA Patent 7302746, Patented Dec. 4, 2007.
- [14] Максимов Й. Т., Дунчева Г. В., Инструмент за обработване на скрепителни отвори. BG Патент 66052 В1, 30 декември 2010.
- [15] Maximov J. T., Duncheva G. V. Device and tool for controlled cold expansion of fastener holes. U.S. Patent Application № 13/295046 /12.11.2011 г.
- [16] Максимов Й. Т., Дунчева Г. В., Устройство и инструмент за контролирано студено разширение на скрепителни отвори. Патент за изобретение, Русия № 2011146116/15.11.2011 г
- [17] Duncheva G. V., Maximov J. T. A new approach to enhancement of fatigue life of rail-end-bolt-holes. *Engineering Failure Analysis* 29 (2013) 167-179.
- [18] Maximov J. T., Kuzmanov T. V., Anchev A. P., Ichkova M. D. Finite element analysis of spherical mandrelling process of holes with cracks. *Journal of Materials Processing Technology* 171 (3) (2006) 459-466.
- [19] Maximov J. T., Anchev A. P. Modelling of residual stress field in spherical mandrelling. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43 (12) (2003) 1241-1251.
- [20] Maximov J. T. Thermodynamic Optimization of Cold Expansion of Holes by means of Spherical Mandrelling. *International Journal of Vehicle Design* 39 (1-2) (2005) 38-50.
- [21] Maximov J. T., Duncheva G. V., Ganев N. Enhancement of fatigue life of net section in fitted bolt connections. *Journal of Constructional Steel Research* 2012;74:37-48.
- [22] Maximov JT, Duncheva GV. A new 3D finite element model of the spherical Mandrelling process. *Finite Elements in Analysis and Design* 44 (6-7) (2008) 372-382.
- [23] Maximov J. T. Finite element analysis of the spherical mandrelling process of cylindrical holes. *Finite Elements in Analysis and Design*. 40 (9-10) (2004) 1217-1232.
- [24] Karabin M. E., Barlat F., Schultz R. W. Numerical and experimental study of the cold expansion process in 7085 plate using a modified split sleeve. Submitted to *Journal of Materials Processing Technology*, 2006.
- [25] Charkherlou TN, Vogwell J. A novel method of cold expansion which creates near-uniform compressive tangential residual stress around fastener holes. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 2004;27:343-51.
- [26] Su M., Amrouche A., Mesmacque G., Benseddig N. Numerical study of double cold expansion of the hole at crack tip and the influence on residual stress field. *Computational Materials Science* 41 (2008) 350-355.
- [27] Jang J. S., Kim D., Cho M. R. The effect of cold expansion on the fatigue life of chamfered holes. *Journal of Engineering Materials and Technology* 130 (3) (2008) 031014-7.
- [28] Maximov JT, Duncheva GV, Kuzmanov TV. Modelling of hardening behaviour of cold expanded holes in medium carbon steel. *Journal of Constructional Steel Research* 2008;64(3):261-267.
- [29] Maximov JT, Duncheva GV, Ganев N, Bakalova TN. The benefit from adequate finite element simulation of the cold hole expansion process. *Engineering Failure Analysis* 2009;16(1):503-511.
- [30] Коларов Д., Балтов А., Бончева Н. Механика на пластичните среди. Издателство БАН, С. 1975
- [31] Попова М. Б., Балтов А. И. Механика на материалите. ХТМУ, С. 2006-12-18
- [32] Hibbit, Karlsson and Sirensen Inc. ABAQUS/CAE Theory Manual, Version 6.5, ABAQUS Inc. Rising Sun Mills, 166 Valley Street Providence, RI 02909-2499, 2004.
- [33] Стойчев Ю. Въведение в теория на еластичността и пластичността. Русе, 1969.
- [34] Илюкович Б. М. Введение в теорию пластичности. Киев, Вища школа, 1983.
- [35] Илюкович Б. М., Баакашвили В. С., Бединейшвили Р. В. Теоретические основы обработки металлов давлением. Тбилиси, Сабчота Сакартвело, 1979.
- [36] Maximov JT, Duncheva GV, Mitev IN. Modelling of residual stress relaxation around cold expanded holes in carbon steel. *Journal of Constructional Steel Research* 2009;65(4):909-917.
- [37] Цанков Ц. И., Попов Г. С., Пецов Г. Г. Обработване на металите чрез пластична деформация. Техника, С., 1976.
- [38] Evans R. W., Wilshire B. Creep of Metals and Alloys. The institute of Metals, London, 1985.
- [39] Lin Y. C., Xia Y. C., Ma X. S., Jiang Y. Q., Chen M. S. High-temperature creep behaviour of Al-Cu-Mg alloy. *Materials Science and Engineering: A* 550 (2012) 125-130.
- [40] Nabarro F. R. N. Do we have acceptable model of power-law creep? *Materials Science and Engineering: A* 387-389 (2004) 659-664.
- [41] Garsia-Granada A. A., Lacarac V. D., Holdway P., Smith D. J., Pavier M. J. Creep relaxation of residual stresses around cold expanded holes. *Journal of Engineering Materials and Technology* 123 (2001) 125-131.
- [42] Guan D., Sun Q. Numerical simulation of the cold expansion and residual stress relaxation for aluminium alloy 7050. *Applied Mechanics and Materials* 117-119 (2012) 1656-1661.
- [43] Максимов Й. Т., Дунчева Г. В., Ичкова М. Д. Моделиране на уякчаването на конструкционна стомана под действие на цикличен товар. *Известия на Техническия университет Габрово* 34 (2007) 15-24.
- [44] Lipski A., Mrozinski S. The effects of temperature on the strength properties of aluminium alloy 2024-T3. *Acta Mechanica et automatica* 6 (3) (2012) 62-66.
- [45] Пискунов Н. С. Дифференциальное и интегральное исчисления. Наука, М., 1985.
- [46] Maximov J. T., Duncheva G. V., Amudjev I. M. A novel method and tool which enhance the fatigue life of structural components with fastener holes. *Engineering Failure Analysis* 31 (2013) 132-143.
- [47] Charkherlou TN, Vogwell J. A novel method of cold expansion which creates near-uniform compressive tangential residual stress around fastener holes. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 2004;27:343-51.
- [48] Gopalakrishna H. D., Murthu H. N., Krishna M., Vinod M. S., Suresh A. V. Cold expansion of holes and resulting fatigue life enhancement and residual stresses in Al 2024 T3 alloy – An experimental study. *Engineering Failure Analysis* 17 (2010) 361-368.
- [49] Reid L. Beneficial residual stresses at bolt holes by cold expansion, in: J. J. Kalker et al. (Eds), *Rail Quality and Maintenance for Modern Railway Operation*, Kluwer Academic Publishers, Printed in Netherlands, 1993, pp. 337-347.
- [50] Leon A. Benefits of split mandrel coldworking. *International Journal of Fatigue* 20(1) (1998) 1-8.
- [51] Zhuang W. Z., Halford G. R. Investigation of residual stress relaxation under cyclic load. *International Journal of Fatigue* 23 (2001) 831-837.
- [52] Chakherlou T. N., Yaghoobi A. Numerical simulation of residual stress relaxation around a cold expanded fastener hole under longitudinal cyclic loading using different kinematic hardening models. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 33(11) (2010) 740-751.
- [53] Maximov JT, Duncheva GV, Ganев N., Amudjev I. M.. Modeling of Residual Stress Distribution around Fastener Holes

- in Thin Plates after Cold Expansion by means of a Novel Method and Tool. *Materials and Design*, 2012 (submitted).
- [54] Dunnwald J., Magd-El E. Description of the creep behaviour of the precipitation-hardened material Al-Cu-Mg alloy 2024 using finite element computations based on microstructure mechanical models. *Computational Materials Science* 7 (1996) 200-207.
- [55] Klos L., Spigarelli S., Cerri E., Evangelista E. Creep behaviour of an aluminium 2024 alloy produced by powder metallurgy. *Acta Materialia* 45(2) (1997) 529-540.