



SURFACE LAYER TEMPERATURE-DEPENDENT CONSTITUTIVE MODEL OF BRONZE CuAl8Fe3, SUBJECTED TO DIAMOND BURNISHING

Vladimir Dunchev*, Desislava Drumeva

Technical University of Gabrovo, 5300 Gabrovo, Bulgaria

ARTICLE INFO

Article history:

Received 11 September 2020

Accepted 1 November 2020

Keywords:

temperature-dependent constitutive model, CuAl8Fe3 bronze, flow stress, diamond burnishing, indentation test, inverse finite element analysis

ABSTRACT

In this article, the temperature-dependent constitutive model of CuAl8Fe3 bronze is developed, using the "flow stress" concept. The model defines the dependence between the stress and strain tensors for a point on the surface layer subjected to diamond burnishing. The adequacy of the chosen constitutive model was achieved by comparing the deformed state of the surface layer obtained via an experimental test (indentation test) and inverse finite element analysis of the experimental test. The developed constitutive model takes into account the temperature influence on the surface and sub-surface layers of CuAl8Fe3 bronze in the range of $(20 \div 250)^\circ\text{C}$. The model serves the fully coupled thermal-stress finite element analysis in order to study the stressed and strained state in rotational components made of bronze CuAl8Fe3, subjected to diamond burnishing.

© 2020 Journal of the Technical University of Gabrovo. All rights reserved.

1. ВЪВЕДЕНИЕ

Бронзите са цветни сплави, предпочитани за изработване на конструкционни елементи, подложени на контактно налягане и корозия (арматурни части) или елементи, чиято експлоатация е свързана с триене и износване (антифрикционни материали). Най-честите приложения на бронзите като антифрикционни материали са за изработване на втулки за плъзгащи лагери и червячни колела, бутала и др. Тангенциалният контакт между елементите в плъзгащите лагери - стоманена лагерна шийка и лагерна втулка е при триене при плъзгане, поради което жизненият цикъл на плъзгащите лагери зависи преди всичко от основните повреди в лагерните втулки – износване, задиране и загряване. Стандартната практика при проектиране на плъзгащи лагери, работещи в условията на гранично триене, включва избор на подходяща сглобка за движение и изчисления, базирани върху средното налягане и скоростта на плъзгане. Този подход се базира върху параметри на макрогеометрията (точност на диаметралните размери и отклонения от кръглост и цилиндричност) и микрогеометрията (грапавост) и справочни данни за съответната цветна сплав [1]. Като цяло, априорната справочна информация се базира върху материални характеристики, определени за конвенционалния случай - състояние на доставка. Очевидно, експлоатационното поведение на лагерните втулки се лимитира от т.н. повърхностна якост, респ. от състоянието на повърхностните слоеве на вътрешната работна повърхнина. Комплексът от топографски, механични, химични и металографски характеристики на повърхностните слоеве определя т.н. Surface Integrity (SI) [2].

Следователно, за удължаване на жизнения цикъл на лагерните втулки е необходимо да се модифицират повърхностните слоеве, респ. да се подобри SI [2]. За подобряване на експлоатационното им поведение, освен необходимата точност и ниска грапавост са необходими повишена микротвърдост, модифицирана микроструктура и създаване на зона с полезни остатъчни напрежения на натиск. Последните са особено важни, когато експлоатацията на плъзгащите лагери е свързана с наличие на ударни и значителни знакопроменливи натоварвания. В тези случаи са предпочитани алуминиевите бронзи - CuAl9Fe5, CuAl8Fe3, CuAl10Ni, CuAl10Fe3Mn1. Един от най-широко използваните бронзи от тази група е CuAl8Fe3 БДС EN 10092-75.

Ефективен подход за модифициране на повърхностните слоеве на метални компоненти е подходът, базиран върху повърхностно пластично деформиране в студено състояние, известен като mechanical surface treatment (MST). От методите, реализиращи MST, най-голямо приложение са намерили статичните методи, известни като burnishing. Основен признак за класифициране на burnishing методите е вида на тангенциалния контакт между деформиращия елемент и третираната повърхност – с триене при търкаляне или с триене при плъзгане. В случая на чисто търкаляне burnishing методите могат да бъдат roller (ball) burnishing (деформиращият елемент/и е/са ролка/ролки или сфера/сфери), а във втория случай - slide burnishing. Up-to-date класификация на burnishing методите е направена в [3]. Доколкото при slide burnishing деформиращият елемент най-често е синтетичен диамант със сферична работна

* Corresponding author. E-mail: v.dunchev@tugab.bg

повърхнина, най-голямо приложение в практиката има методът диамантно заглаждане (ДЗ).

За конкретни материали и условия на експлоатация, определящо значение за количеството генерирана топлина следствие от силите на триене в лагерните двойки има грапавостта на работните им повърхнини. По-големите възможности в аспект на минимизиране на получената грапавост на ДЗ в сравнение с roller (ball) burnishing е доказана при високо-яка алуминиева сплав 2024-T3 [4, 5]. Този позитивен ефект (smoothing effect) при ДЗ се дължи на присъщата за този метод по-голяма еквивалентна пластична деформация и значителните тангенциални напрежения. Следователно, от гледна точка на подобряване на трибологичното поведение на бронзови лагерни втулки е целесъобразно да се използва ДЗ. Същевременно, якостта при динамични натоварвания, износоустойчивостта и корозионната устойчивост зависят в най-голяма степен от уякчаването (cold work effect) и разпределението в повърхностните слоеве на остатъчните напрежения в качествен и количествен аспект. Известно е, че съществува пряка корелация между еквивалентната пластична деформация и уякчаването. От друга страна, съвременните експериментални методи за измерване на остатъчните напрежения, като X-ray diffraction, изискват голям ресурс от време, средства и труд. Ефективен „инструмент“ за задълбочено изследване на напрегнатото и деформирано състояние в компоненти, третирани чрез повърхностно пластично деформиране, са числените симулации, когато са базирани върху адекватен крайно-елементен (КЕ) модел. Основните фактори, определящи адекватността на даден КЕ модел са: реалистична геометрия на елементите; реалистични гранични и силови условия; стратегия за изграждане на топологията (вид, размери и брой на КЕ, степен на сгъстяване); конститутивен модел на материала (КММ) [6]. КММ дефинира зависимостта между тензорите напрежение и деформация. При ППД, в т.ч. при ДЗ, въздействието се прилага

върху повърхностния слой на относително малка дълбочина. От друга страна, поведението на повърхностния слой значително се различава от това на основния материал (“bulk material”) следствие от наличието на големи пластични деформации, определен микропрофил и други ефекти, получени в процеса на изработване на заготовките. Поради това конвенционалните едномерни или циклични тестове не са подходящи за изграждане на адекватен КММ на повърхностните слоеве. От друга страна, в сравнение с roller/ball burnishing ДЗ има термо-механична природа, тъй като значителен дял от общата енергия се трансформира в топлина [7]. Следователно, в този случай КММ трябва да дефинира зависимостта между тензорите напрежение и деформация в по-широк температурен интервал.

Основна цел на това изследване е създаване на адекватен температуро-зависим КММ на повърхностния слой на бронз CuAl8Fe3 с цел използването му в свързани термо-механични КЕ анализи на ротационни компоненти (цилиндрични или отвори (за лагерни втулки)), подложени на ДЗ.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИ НА ИЗСЛЕДВАНЕ

2.1. Материал

Изследваният материал е бронз CuAl8Fe3 EN CW303G. За провеждане на експерименталната част от изследванията е използван прът с диаметър $d = 20 \text{ mm}$ с химичен му състав според Таблица 1.

На основа на механични изпитания на едномерен опън, проведени върху изпитвателна машина Vibrophore 100/ Zwick/Roell, са получени следните механични характеристики: модул на линейни деформации $E = 0.56 \times 10^5 \text{ MPa}$; граница на провлачване $\sigma_Y = 219 \text{ MPa}$; якост на опън $\sigma_U = 542 \text{ MPa}$; относително удължение $A_5 = 27.8 \%$.

Таблица 1 Химичен състав на бронз CuAl8Fe3 %

Zn	Sn	Si	Mn	Al	Ni	Pb	Fe	P	S	Co	Cu
<0.01	<0.01	0.029	0.24	8.22	0.28	0.02	3.47	<0.001	0.005	0.012	87.70

2.2. Подход за изграждане на температуро-зависим КММ на повърхностния слой

За дефиниране на зависимостта „напрежение-деформация“ в пластичната област за точките от повърхностния слой е приложена концепцията “flow stress” [8-13]. Flow stress се базира върху комбиниран подход, включващ експериментален тест (indentation test) и последващ инверсен КЕ анализ на експерименталния тест. Физически експерименталният тест прилича на теста на Brinell за измерване на твърдост. Сферичен накрайник с диаметър на сферата $0.75 - 2.5 \text{ mm}$ се вбива в челото на образец под действие на осова сила P . Целта на експерименталния тест е да се определи зависимостта $P = P(d^{res})$, където d^{res} е дълбочина на сферичния отпечатък. Последващият КЕ анализ има за цел да установи зависимостта „напрежение-деформация“ в пластичната област, която се представя във вида:

$$\sigma = \sigma_Y \left(1 + \frac{E}{\sigma_Y} \bar{\varepsilon}_p \right)^n, \quad (1)$$

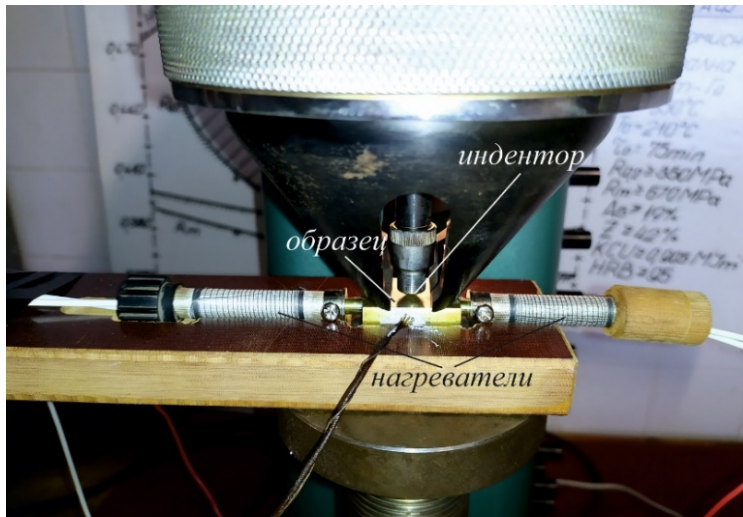
където: σ е напрежение в пластичната област (“flow stress”); σ_Y е граница на провлачване; E е модул на линейни деформации (модул на Young); ε_p е пластичната деформация; n определя деформационното уякчаване за едномерно напрегнато състояние. Изборът на адекватен КММ се базира върху следното: многократно се провеждат КЕ симулации с различни комбинации на σ_Y и n в у-ние (1); за всяка комбинация от КЕ резултати се получава зависимостта $P = P(d^{res})$; избира се тази комбинация от σ_Y и n , за която получената зависимост е най-близка до тази, съответстваща на експерименталния тест. Описаната процедура е проведена последователно за шест температури, както следва: 20, 50, 100, 150, 200, 250 °C.

2.3. Експериментален тест ("indentation test")

За всяка температура зависимостта $P = P(d^{res})$ е получена за шест стойности на осовата сила P : 147.15 N; 196.2 N; 294.3 N; 392.4 N; 490.5 N; 588.6 N. Експерименталната установка за провеждане на теста на проникване (indentation test) е показана на фиг. 1. Образецът е призматично тяло с размери

$40 \times 20 \times 8 \text{ mm}$ и с цилиндрични удължения с диаметър 6 mm с възможност за нагряване. Посочените размери на образца осигуряват достатъчна площ за провеждане на indentation test за шестте температури, без припокриване на афектираните зони.

Резултатите от експерименталния тест са показани в Таблица 2.



Фиг. 1. Експериментална установка за провеждане на indentation test

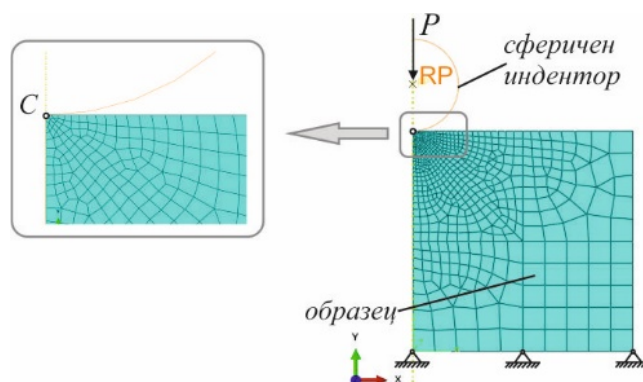
Таблица 2 Резултати от експерименталния тест на проникване

	$T=20^{\circ}\text{C}$		$T=50^{\circ}\text{C}$		$T=100^{\circ}\text{C}$		$T=150^{\circ}\text{C}$		$T=200^{\circ}\text{C}$		$T=250^{\circ}\text{C}$	
Сила, N	Диаметър на отпечатъка, mm	Дълбочина на проникване, mm	Диаметър на отпечатъка, mm	Дълбочина на проникване, mm	Диаметър на отпечатъка, mm	Дълбочина на проникване, mm	Диаметър на отпечатъка, mm	Дълбочина на проникване, mm	Диаметър на отпечатъка, mm	Дълбочина на проникване, mm	Диаметър на отпечатъка, mm	Дълбочина на проникване, mm
147.2	0.3935	0.016	0.255	0.0065	0.351	0.0124	0.3615	0.0131	0.372	0.0139	0.3825	0.0147
196.2	0.422	0.018	0.427	0.0184	0.417	0.0175	0.4295	0.0186	0.438	0.0193	0.4625	0.0216
294.3	0.513	0.027	0.4965	0.0249	0.514	0.0267	0.536	0.0291	0.5325	0.0287	0.5755	0.0336
392.4	0.5815	0.034	0.5735	0.0333	0.603	0.0369	0.6	0.0365	0.6125	0.0381	0.603	0.0369
490.5	0.6625	0.045	0.6345	0.0409	0.6345	0.0409	0.641	0.0418	0.662	0.0446	0.674	0.0463
588.6	0.712	0.052	0.706	0.0509	0.709	0.0513	0.7105	0.0515	0.692	0.0488	0.7325	0.0549

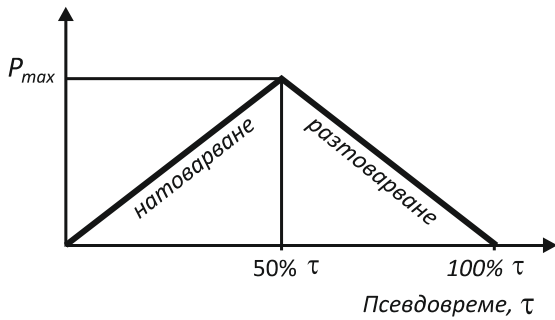
2.4. КЕ модел на експерименталния тест

Числените симулации на експерименталния тест са базирани върху ососиметричен (псевдо 2D) КЕ модел, използвайки Abaqus/CAE 2018 (фиг. 2).

Сферичният индентор е моделиран като идеално твърдо тяло, с размери, съответстващи на тези в механичния тест. В съответствие с физическата същност на експерименталния тест, образецът е моделиран като ососиметрично тяло. Използвана е подходяща стратегия за съгъстяване в зоната на натоварване при дискретизиране на образца (фиг. 2). Между сферичния индентор и образца е дефиниран нормален контакт с възможност за отделяне. Анализът съдържа две стъпки: натоварване (loading) и разтоварване (unloading). За всяка изследвана температура максималните стойности на осовата сила P са зададени съгласно експеримента по отношение на т.н. Ref. Point на сферата. За тази цел са използвани табулирани функции, дефинирани в псевдо-времето според закона, показан на фиг. 3.



Фиг. 2. КЕ модел на експерименталния тест



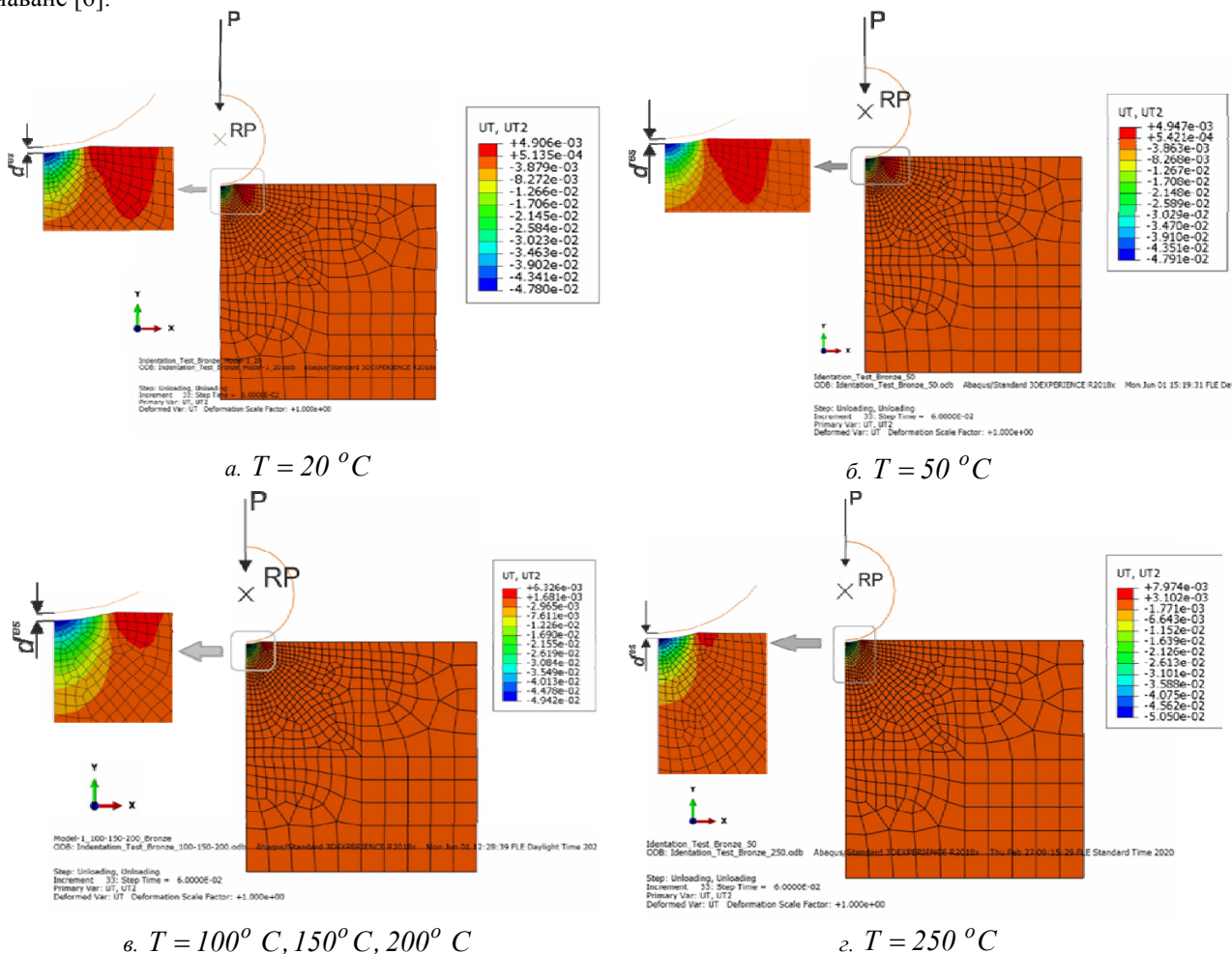
Фиг. 3. Изменение на осовата сила P в KE анализи

Моделът на материала на образеца е еласто-пластичен. Приети са: температурно-зависим модул на Young в съответствие с [14]; коефициент на Poisson – 0.33. КММ на образеца е приет за независим от скоростта на деформация, тъй като влиянието на скоростта на деформация върху остатъчните напрежения е пренебрежимо малко. Уравнение (1) дефинира уякчаването в пластичната област за едномерно напрегнато състояние, като се приема, че е валидно за всички възможни напрегнати състояния и пътища на натоварване. В действителност при ППД, в т.ч. при ДЗ, деформационният процес е три-мерен. От друга страна, в околност на точка от повърхностния слой се провокира циклично уякчаване, тъй като радиусът на закръгляне на диамантния крайник е много по-голям от подаването за оборот. Това причинява деформационна анизотропия, свързана с неравномерно преместване на повърхнината на провлачване в пространството на напреженията. За да се отчете този ефект се дефинира модел на нелинейно кинематично уякчаване [6]:

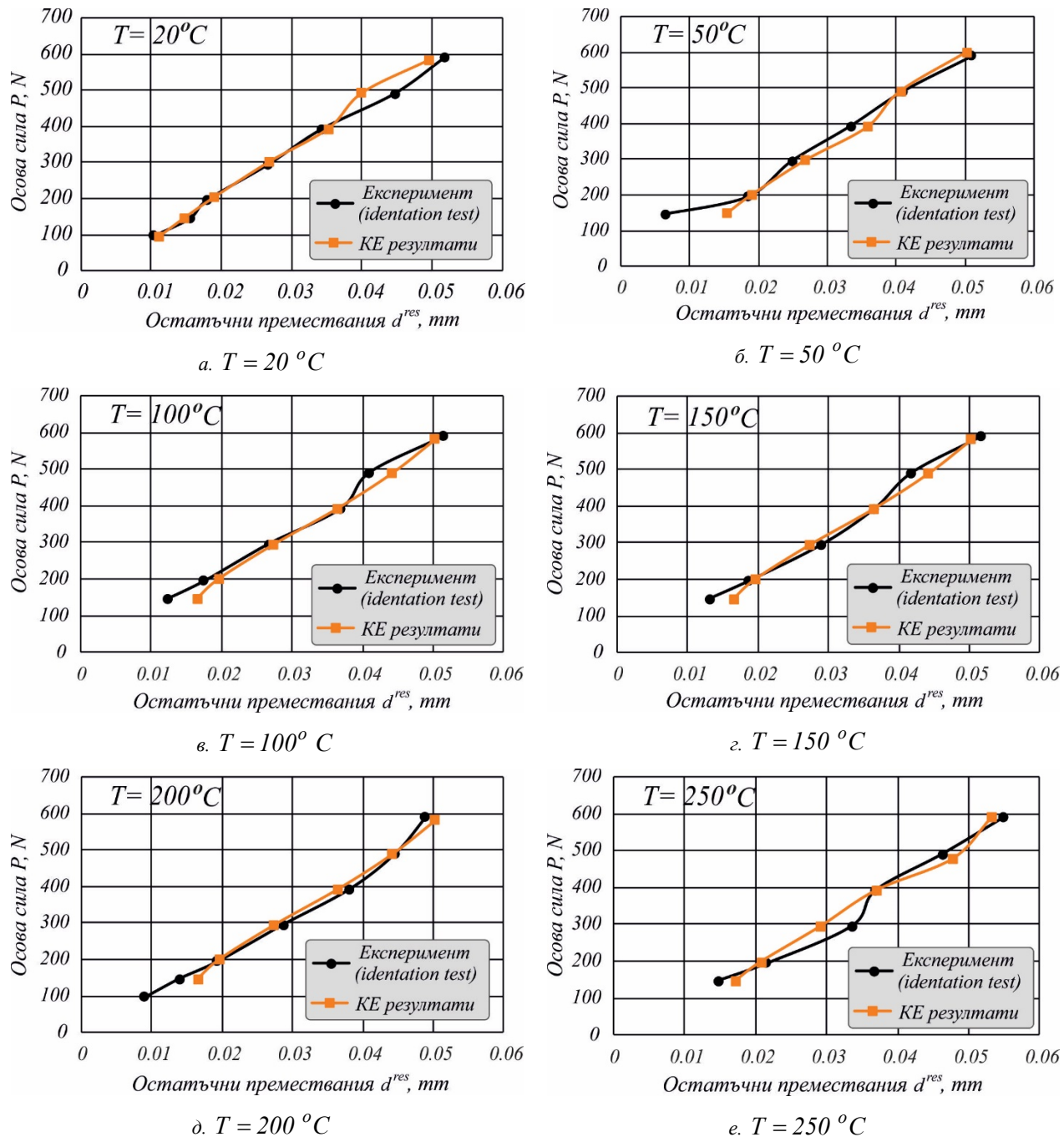
$$\dot{\alpha}_{ij} = \frac{C}{\sigma_0} \sigma_{ij}^a \dot{\bar{\epsilon}}_p - \gamma \alpha_{ij} \dot{\bar{\epsilon}}_p, \quad (2)$$

където: σ^0 е еквивалентно напрежение, дефиниращо размера на повърхнината на провлачване, с начална големина $\sigma|_0$ - еквивалентно напрежение, дефиниращо размера на повърхнината на провлачване за нулева еквивалентна пластична деформация $\bar{\epsilon}_p$ (определя се от едномерен тест, като се приема, че е в сила за всички напрегнати състояния и пътища на натоварване, т.е. $\sigma|_0 = \sigma_Y$); $\sigma_{ij}^a = \sigma_{ij} - \alpha_{ij}$, σ_{ij} е тензор на напреженията; α_{ij} е тензор на микро-напреженията; C е начален модул на кинематично уякчаване, γ е коефициент, определящ темпа на намаляване на модула на кинематично уякчаване с увеличаване на пластичната деформация $\bar{\epsilon}_p$.

За множество комбинации на σ_Y и n от уравнение (1) са изчислени съответните масиви от данни „номинално напрежение – номинална деформация“ ($\sigma_{nom} - \epsilon_{nom}$) в пластичната област. В Abaqus/CAE се използва „истинско напрежение“ σ_{true} (тензор на Cauchy), а мярката на деформацията е „логаритмична деформация“ ϵ_{ln} . Масивите от данни ($\sigma_{true} - \epsilon_{ln}$) се трансформират на база на масивите $\sigma_{nom} - \epsilon_{nom}$ [6].



Фиг. 4. KE резултати за остатъчните осови премествания



Фиг. 5. Графична визуализация на зависимостта $P = P(d^{res})$,
получена от KE резултати и експерименталния тест (indentation test)

KE резултати за остатъчните премествания в осово направление за изследваните температури са показани на фиг. 4. Фиг. 5 дава възможност да се сравнят максималните остатъчни премествания d^{res} , получени от KE резултати, съответстващи на избраните КММ в централната точка C от контактната зона (фиг. 2) и тези, изчислени на база на експерименталния тест. При провеждане на експерименталния тест е установено практически едно и също поведение на образеца за $T = 100^{\circ}C$, $T = 150^{\circ}C$ и $T = 200^{\circ}C$. Поради това KE резултати за тези три стойности на температурата са обобщени на фиг. 4в.

Фиг. 5 показва близки резултати между графичните зависимости $P = P(d^{res})$, получени от числените симулации и експерименталните тестове.

В таблица 3 са дадени изчислените табулирани данни за пластичната деформация ε_p , напреженията σ_{ij} и микро-напреженията α_{ij} , съответстващи на шестте стойности на температурата.

Тъй като е приет модел на кинематично уякчаване и липсва изотропна компонента, то $\sigma_{ij}^a = \sigma|_0$ и $\dot{\varepsilon}_p = \dot{\varepsilon}_{ln}$. Тогава след трансформация формула (2) придобива вида:

$$\dot{\alpha}_{ij} = (C - \gamma \alpha_{ij}) \dot{\varepsilon}_{ln} \quad (3)$$

След трансформиране и интегриране на уравнение (3) се достига до формула (4). На база на нея се намират параметрите C и γ по метода на най-малките квадрати, респ. функцията (5) се минимизира и се решава система уравнения от вида (6):

$$\alpha = \frac{C}{\gamma} \left(1 - e^{-\gamma \varepsilon_{ln}} \right) \quad (4)$$

$$F(\alpha) = \sum_{j=1}^{16} \left[\alpha^{(i)} - \frac{C}{\gamma} \left(1 - e^{-\gamma \varepsilon_{ln}^{(i)}} \right) \right]^2 \rightarrow \min \quad (5)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial F(\alpha)}{\partial C} = 0 &\Rightarrow \sum_{i=1}^{16} \left[\alpha^{(i)} - \frac{C}{\gamma} \left(1 - e^{-\gamma \varepsilon_{ln}^{(i)}} \right) \right] \left(\frac{1 - e^{-\gamma \varepsilon_{ln}^{(i)}}}{\gamma} \right) = 0 \\ \frac{\partial F(\alpha)}{\partial \gamma} = 0 &\Rightarrow \sum_{i=1}^{16} \left[\alpha^{(i)} - \frac{C}{\gamma} \left(1 - e^{-\gamma \varepsilon_{ln}^{(i)}} \right) \right] \frac{C \left[e^{-\gamma \varepsilon_{ln}^{(i)}} (\gamma \varepsilon_{ln}^{(i)} + 1) - 1 \right]}{\gamma^2} = 0 \end{aligned} \quad (6)$$

Таблица 3 Зависимост между ε_p и α_{ij}

ε_p	$T=20^\circ\text{C}$		$T=50^\circ\text{C}$		$T=100^\circ\text{C}$		$T=150^\circ\text{C}$		$T=200^\circ\text{C}$		$T=250^\circ\text{C}$	
	σ_{ij} , MPa	α_{ij} , MPa	σ_{ij} , MPa	α_{ij} , MPa	σ_{ij} , MPa	α_{ij} , MPa	σ_{ij} , MPa	α_{ij} , MPa	σ_{ij} , MPa	α_{ij} , MPa	σ_{ij} , MPa	α_{ij} , MPa
0	400.0	0.0	390.0	0.0	380.0	0.0	380.0	0.0	380.0	0.0	370.0	0.0
0.02	567.8	167.8	555.8	165.8	509.4	129.4	509.4	129.4	509.4	129.4	466.9	96.9
0.04	634.7	234.7	621.4	231.4	559.0	179.0	559.0	179.0	559.0	179.0	502.9	132.9
0.06	679.6	279.6	665.5	275.5	591.7	211.7	591.7	211.7	591.7	211.7	526.3	156.3
0.08	714.0	314.0	699.2	309.2	616.6	236.6	616.6	236.6	616.6	236.6	543.9	173.9
0.1	742.2	342.2	726.8	336.8	636.9	256.9	636.9	256.9	636.9	256.9	558.1	188.1
0.12	766.2	366.2	750.4	360.4	654.0	274.0	654.0	274.0	654.0	274.0	570.1	200.1
0.14	787.2	387.2	770.9	380.9	668.9	288.9	668.9	288.9	668.9	288.9	580.4	210.4
0.16	805.9	405.9	789.3	399.3	682.1	302.1	682.1	302.1	682.1	302.1	589.6	219.6
0.18	822.9	422.9	805.9	415.9	694.1	314.1	694.1	314.1	694.1	314.1	597.8	227.8
0.2	838.3	438.3	821.1	431.1	704.9	324.9	704.9	324.9	704.9	324.9	605.3	235.3
0.22	852.6	452.6	835.0	445.0	714.9	334.9	714.9	334.9	714.9	334.9	612.2	242.2
0.24	865.9	465.9	848.0	458.0	724.2	344.2	724.2	344.2	724.2	344.2	618.5	248.5
0.26	878.3	478.3	860.2	470.2	732.8	352.8	732.8	352.8	732.8	352.8	624.4	254.4
0.28	889.9	489.9	871.6	481.6	740.9	360.9	740.9	360.9	740.9	360.9	629.9	259.9
0.3	900.9	500.9	882.4	492.4	748.5	368.5	748.5	368.5	748.5	368.5	635.1	265.1

Таблица 4 Изменение на материалните константи C и γ от температурата

T ($^\circ\text{C}$)	20	50	100	150	200	250
C (MPa)	6554.14	6473.50	5122.14	5122.14	5122.14	3895.77
γ	13.65	13.73	14.59	14.59	14.59	15.49

Таблица 5 Параметри на избрания температуро-зависимия КММ

Температура, $^\circ\text{C}$	Материални константи		
	σ_γ , MPa	E , GPa	n
20	400	120	0.18
50	390	120	0.18
100	380	115	0.15
150	380	115	0.15
200	380	115	0.15
250	370	110	0.12

В таблица 4 са показани получените стойности на материалните константи C и γ за шестте температури.

Използвайки системата QStatLab [15], са получени регресионните модели $C = C(T)$ и $\gamma = \gamma(T)$, съответно (7) и (8):

$$C = 6159.061 + 39.581 T - 1.01511 T^2 + 0.0067 T^3 - 0.000013 T^4 \quad (7)$$

$$\gamma = 13 + 0.029 T - 10.000203 T^2 + 0.000005 T^3 \quad (8)$$

Параметрите на избрания температуро-зависим КММ на изследвания бронз са обобщени в таблица 5.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Използвайки концепцията “flow stress”, е разработен температуро-зависим КММ на повърхностния слой на бронз CuAl8Fe3 в температурния диапазон $T = (20 - 250)^{\circ}C$. Адекватността на избрания КММ е постигната посредством сравнение на деформираното състояние на повърхностния слой, получено при експериментален тест (indentation test) и инверсен КЕ анализ на експерименталния тест. Избраният КММ позволява да се провеждат свързани термо-механични КЕ анализи за изследване на напрегнатото и деформирано състояние в ротационни компоненти (цилиндрични или с отвори (за лагерни втулки)) от бронз CuAl8Fe3, подложени на ДЗ.

БЛАГОДАРНОСТ

Тази статия е подкрепена от Европейския фонд за регионално развитие в рамките на ОП „Наука и образование за интелигентен растеж 2014-2020 г.“, Център за компетентност „Интелигентни мехатронни, еко- и енергоспестяващи системи и технологии“ №BG05M2OP001-1.002-0023.

REFERENCE

- [1] Дунчева Г.В., Машинни елементи. Екс-Прес, Габрово, 2019.
- [2] M'Saoubi R. A review of surface integrity in machining and its impact on functional performance and life of machined products. *Int. J. Sustainable Manufacturing* 1(1-2) (2008) 203-236
- [3] Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Ichkova MD, Slide burnishing—review and prospects. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 104 (2019) 785-801.
- [4] Селимов К.Ф., Повишаване на уморната дълготрайност на образци от високо-яки алуминиеви сплави, подложени на циклично огъване, посредством диамантно заглаждане. *Дисертация за придобиване на образователна и научна степен „доктор“*, Габрово, 2019.
- [5] Атанасов Т.П., Повишаване на уморната дълготрайност на алуминиева сплав 2024-T3 посредством пластично деформиране в условията на триене при търкаляне. *Дисертация за придобиване на образователна и научна степен „доктор“*, Габрово, 2020.
- [6] Дунчева Г.В., Синтез и оптимизация на методи за повишаване на уморната дълготрайност на метални конструктивни елементи с отвори. *Дисертация за придобиване на научната степен „доктор на науките“*, Габрово, 2017.
- [7] Maximov JT, Duncheva GV, Dunchev VP, Anchev AP, Slide burnishing versus deep rolling – a comparative analysis". *Int J Adv Manuf Technol* (DOI: 10.1007/s00170-020-05950-2).
- [8] Yen YC, Sartkulvanich P, Altan T Finite Element Modeling of Roller Burnishing Process. *CIRP Annals – Manuf Technol* 54(1) (2005) 237-240.
- [9] Sartkulvanich P, Altan T, Jasso F, Rodriguez C Finite element modeling of hard roller burnishing: an analysis on the effects of process parameters upon surface finish and residual stresses. *J Manuf Sci Eng* 129(4) (2007) 705-716.
- [10] Maximov JT, Anchev AP, Dunchev VP, Ganev N, Duncheva GV, Selimov KF Effect of slide burnishing basic parameters on fatigue performance of 2024-T3 high-strength aluminium alloy. *Fatigue Fract Eng Mat Struct* 40(11) (2017) 1893-1904.
- [11] Maximov JT, Anchev AP, Duncheva GV, Ganev N, Selimov KF Influence of the process parameters on the surface roughness, micro-hardness, and residual stresses in slide burnishing of high-strength aluminum alloys. *J Braz Soc Mech Sci Eng* 39(8) (2017) 3067-3078.
- [12] Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Ganev N, Amudjev IM, Dunchev VP Effect of slide burnishing method on the surface integrity of AISI 316Ti chromium–nickel steel. *J Braz Soc Mech Sci Eng* 2018, 40:194 DOI: 10.1007/s40430-018-1135-3.
- [13] Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Ganev N, Dunchev VP Effect of cyclic hardening on fatigue performance of slide burnished components made of low-alloy medium carbon steel. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 42(6) (2019) 1414-1425.
- [14] The Engineering ToolBox: https://www.engineeringtoolbox.com/young-modulus-d_773.html.
- [15] Vuchkov IN, Vuchkov II. QStatLab Professional, v. 5.5 – statistical quality control software. User's Manual, Sofia, 2009.