

CONTROLE DA VIDA REMANESCENTE EM EQUIPAMENTOS INDUSTRIAIS QUE OPERAM EM CONDIÇÕES DE FLUÊNCIA*

Jheison Lopes dos Santos¹
Sérgio Neves Monteiro²

Resumo

A extinção da vida útil de um equipamento que opera em altas temperaturas pode estar associada a algum evento dependente do comportamento de seu material em fluência. O controle da vida residual do equipamento que apresenta certo nível de deformação acumulada é de interesse para orientar decisões de manutenção. Esta avaliação pode ser feita por diferentes caminhos: (a) a partir da história termomecânica a que o material é exposto em serviço; (b) através de ensaios físicos; (c) por observação de estrutura. Neste trabalho são apresentados os mecanismos controladores da deformação e da fratura por fluência. Alguns métodos de previsão de vida residual são analisados, apontando-se as limitações de cada um.

Palavras-chave: Fluência; Vida útil; Deformação; Fratura.

CONTROL OF THE REMAINING LIFE IN INDUSTRIAL EQUIPMENTS THAT WORK ON CREEP CONDITIONS

Abstract

The extinction of the operating life of a high temperature equipment may be associated with an event which depends on the creep behavior of the material. The control of the remaining life of this equipment, related to a certain level of cumulative deformation, is of interest to orient maintenance decisions. This evaluation may be performed through different ways: (a) by taking into account the thermomechanical history corresponding to the service conditions; (b) by performing physical tests; (c) by structure observations. In this work the creep strain and fracture controlling mechanisms are presented. Some methods to predict the remaining life of the equipment are analyzed and the limitations of each of them are pointed out.

Keywords: Creep; Remaining life; Deformation; Fracture.

¹ Física, Doutor, Pesquisador Pós-Doutoral, Engenharia Mecânica e de Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, Brasil.

² Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Doutor, Professor, Engenharia Mecânica e de Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A acumulação de dano em peças ou estruturas que operam em altas temperaturas resulta da atuação em série ou em paralelo de diferentes mecanismos, notadamente corrosão, fadiga e fluência. Dependendo dos materiais e das condições operacionais, algum deles prevalece como limitador da vida útil [1-4]. O projeto desses equipamentos leva em conta um tempo de vida de referência normalmente arbitrado a partir de considerações econômicas. Quando uma elevada taxa de acumulação de dano se concentra em pequena parte de um todo, o projeto pode adotar soluções construtivas que permitam o descarte do componente através de procedimentos normalizados de manutenção. A extensão da vida útil do elemento é estabelecida por ensaios físicos ou pelo estudo do comportamento de protótipos e pode ser convertida em número de horas de operação do conjunto. Tipicamente tem-se o caso de palhetas de turbina a gás de uso aeronáutico, que são retiradas de serviço ao fim de alguns milhares de horas de voo [5].

Os equipamentos de grande porte do tipo utilizado na indústria petroquímica são projetados para vida útil além de centenas de milhares de horas, e a acumulação de dano se distribui por segmentos amplos dentro desse todo. Se razões econômicas não impuserem a obsolescência da instalação, cedo ou tarde haverá preocupação em se estimar sua vida remanescente. A grande extensão da vida e as condições particulares de operação que geralmente prevalecem no caso das unidades de maior porte não permitem normalmente que a predição se fundamente em simples tratamento estatístico de informações recolhidas em equipamentos semelhantes. Cada caso deve ser individualmente considerado a partir do nível dos danos introduzidos pelos mecanismos antes referidos [6].

Não existe modelo de acumulação de dano efetivo para condições variáveis de temperatura e estado de tensões que incorpore interação entre fluência, fadiga e corrosão. Da falta de modelo resulta ser impossível que se estabeleça um método padrão para a estimativa segura de vida remanescente do equipamento.

São conhecidas equações constitutivas para diversos mecanismos que controlam a deformação dependente do tempo nas ligas metálicas [7-9]. A Figura 1 apresenta as regiões de predomínio de cada um no espaço tensão, temperatura e tamanho de grão, conforme estabelecido por Oikawa para o alumínio [10]. Considerando que os parâmetros das equações constitutivas não são de fácil determinação, esses diagramas devem ter emprego limitado apenas a aspectos qualitativos. Ainda assim, eles são úteis para advertir que o comportamento mecânico dos materiais estimado a partir de certas condições experimentais não reproduz necessariamente o que acontece fora dos intervalos de tensão, temperatura e tamanho de grão diretamente observados.

Para os aços inoxidáveis austeníticos, nas altas temperaturas em que são utilizados em aplicações estruturais, os mecanismos controladores da deformação por fluência podem ter os campos de aplicação indicados segundo mapas de deformação [11], como na Figura 2.

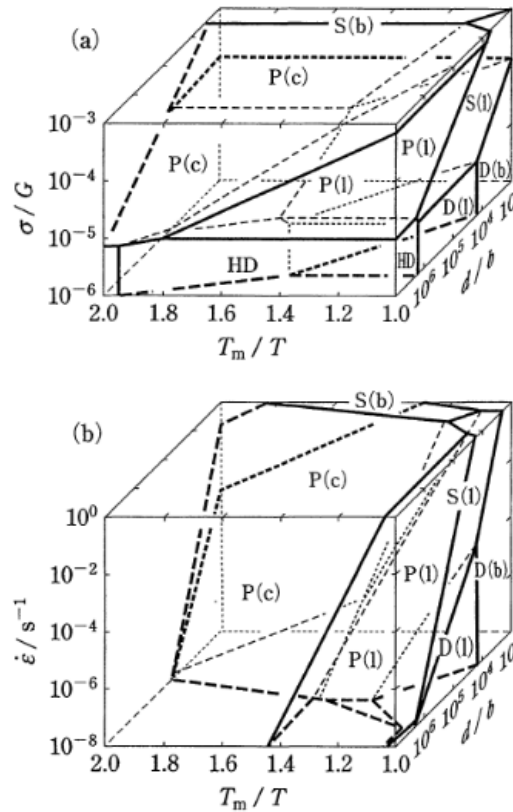


Figura 1. Diagramas de mecanismo de deformação tridimensional do alumínio. (a) diagrama 3D com eixos tensão-diâmetro de grão-temperatura, (b) diagrama 3D com eixos taxa de deformação-diâmetro de grão-temperatura (G : módulo de cisalhamento, b : diâmetro do átomo, T_m : ponto de fusão) [10].

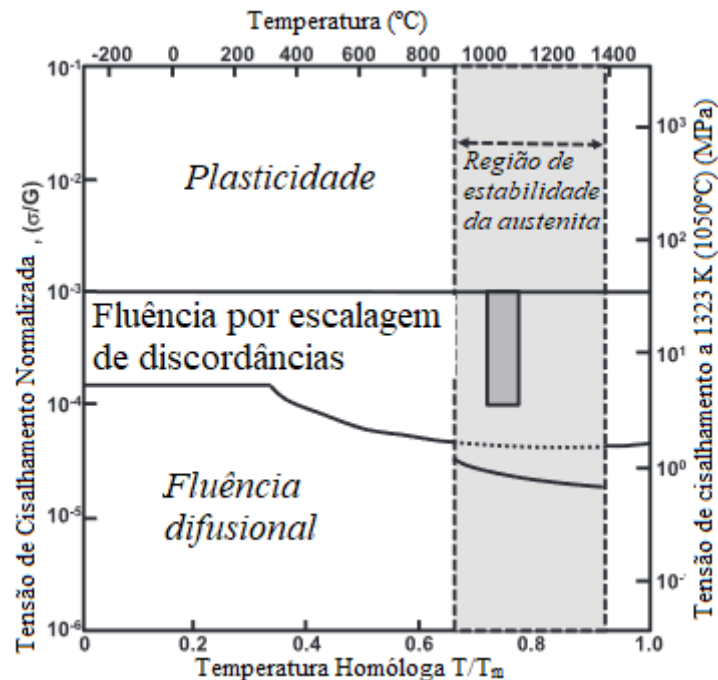


Figura 1. Mapa esquemático de deformação para aço inoxidável austenítico AISI 316 [11].

Para tensões relativamente altas aplicadas, ou seja, para tempos de ruptura inferiores a alguns milhares de horas, prevalece a fluência por discordâncias. A deformação nesse caso progride, principalmente, pela movimentação de discordâncias que se

rearranjam por escalagem e deslizamento cruzado, termicamente ativados. Em tensões mais baixas e tempos de ruptura de dezenas ou centenas de milhares de horas, predomina a fluência por difusão. São dois os possíveis mecanismos: (i) Coble, onde o caminho preferencial para a movimentação de lacunas corresponde aos contornos de grãos; (ii) Nabarro-Herring, onde tal caminho se localiza no interior dos grãos [12]. Nas altas tensões tem-se um relacionamento potencial entre a taxa de deformação e a tensão aplicada com o expoente variando tipicamente entre 4 e 9. Nas baixas tensões, para ambos os mecanismos considerados, tem-se uma variação linear da taxa de deformação com a tensão [12].

Os danos que se acumulam durante a deformação levam o material à fratura ao fim do denominado terceiro estágio de fluência. Este é caracterizado por uma taxa de deformação sempre crescente. Vários são os modos de fratura em condições de fluência e seus campos de ocorrência podem ser igualmente caracterizados através de mapas de fratura [13].

Quando prevalece a fluência por discordâncias como o mecanismo controlador da deformação, a fratura ou apresenta morfologia idêntica à observada em materiais dúcteis submetidos à tração uniaxial, ou apresenta vazios em aresta desenvolvidos intergranularmente em pontos tríplexes (Figura 3a [14]). Se a deformação por fluência é controlada por difusão, formam-se nos contornos de grãos vazios lenticulares (Figura 3b), cuja interligação leva a uma fratura com características de baixa plasticidade [15]. A presença de vazios lenticulares em circunstâncias onde a deformação é controlada por fluência por discordância tem sido assinalada e existem modelos que justificam o fato [15]. Os vazios em aresta e os vazios lenticulares que ocorrem em condições de fluência por discordâncias, são associados a deslizamento de grão e comprometem a ductilidade do material.

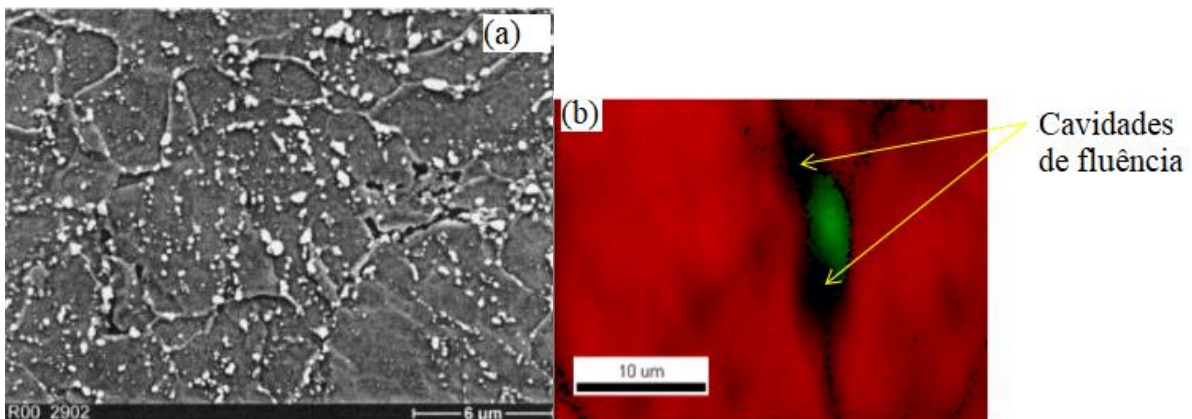


Figura 3 – (a) Vazios em pontos tríplexes em aço P91 ensaiado em teste de fluência a 600°C e 90 MPa [14]; (b) Vazios lenticulares nas junções de contorno de um precipitado grande de ferrita em aço inoxidável austenítico 316H [15].

O presente trabalho discute alguns métodos de previsão aplicáveis quando a vida do equipamento é limitada por fluência, assim como as restrições intrínsecas a cada um.

2 DESENVOLVIMENTO

2.1 Avaliação da Vida Remanescente a partir da História Termomecânica do Equipamento

Modelo para este tratamento foi proposto por Robinson, em 1938 [16], sendo conhecido como “Regra da fração da vida”. Supõe que o dano por fluência ξ_1 que um material acumula em condição uniforme de sollicitação, caracterizada pela temperatura T_1 e pela tensão σ_1 , é proporcional à fração da vida do material consumida nessas condições [17].

$$\xi_1 = t_1/t_{r1} \quad (1)$$

onde: t_1 é o tempo de atuação da condição (σ_1, T_1) e t_{r1} é o tempo de ruptura se esta condição prevalecer desde o instante inicial do carregamento.

Supondo que o dano sob uma condição (σ_i, T_i) seja independente da história anterior, o dano acumulado em p condições sucessivas é a soma das diferenças parcelas t_i/t_{ri} . Na ruptura, essa soma deve ser igual a 1, que corresponde ao caso limite em que o material é submetido a uma única condição de sollicitação. Tem-se assim:

$$\sum_{i=1}^p \left(\frac{t_i}{t_{ri}} \right) = 1 \quad (2)$$

É reconhecido que a Regra da Fração da Vida funciona regularmente se as condições de sollicitação diferem entre si apenas pela temperatura. Para variações de tensão, ela deixa de ser aplicável [17]. As restrições ao emprego da Regra da Fração da Vida levaram ao desenvolvimento de outras abordagens assemelhadas foram revistas [18]. Regra da fração de deformação de Lieberman:

$$\sum_{i=1}^p \left(\frac{\varepsilon_i}{\varepsilon_{ri}} \right) = 1 \quad (3)$$

Regra mista de Voorhees:

$$\sum_{i=1}^p \left(\frac{t_i}{t_{ri}} \chi \frac{\varepsilon_i}{\varepsilon_{ri}} \right) = 1 \quad (4)$$

Regra potencial de Oding e Burdusky:

$$\sum_{i=1}^p \left(\frac{t_i}{t_{ri}} \right)^m = 1 \quad (5)$$

Regra associativa de Abo el Ata e Finnie:

$$B \sum_{i=1}^p \left(\frac{t_i}{t_{ri}} \right) + (1 - B) \sum_{i=1}^p \left(\frac{\varepsilon_i}{\varepsilon_{ri}} \right) = 1 \quad (6)$$

onde: ε_i e ε_{ri} são deformações definidas com análogo sentido e t_i e t_{ri} , m e $B \leq 1$ são constantes.

Nenhuma dessas relações chega a apresentar resultados significativamente melhores que a Equação (2) que resulta ser aquela de maior emprego para fins de projeto.

Para efeito de avaliação da vida remanescente, além das restrições de natureza física antes comentadas, adiciona-se a complexidade das características funcionais a que os equipamentos industriais estão sujeitos ao longo de sua operação.

Normalmente, interessa avaliar a vida remanescente nas condições reais de operação e não nas condições nominais consideradas no projeto. Ocorre que a determinação dos dados para aplicação realista dessas regras exige registro de tempos, temperatura, tensões e, eventualmente, deformações, obtidas durante toda a vida da

unidade, inclusive nos períodos de excepcionalidade. Tal providência depende da inclusão de instrumentação adequada no projeto, esbarrando em implicações econômicas para esta classe de instalação.

2.2 Ensaios Acelerados de Fluência

Um método de previsão da vida remanescente que é bastante utilizado industrialmente, compara resultados de ensaios de fluência executados no material danificado em temperaturas e tensões tais que a ruptura ocorra em algumas centenas de horas com o comportamento do material não danificado. Observa-se uma preferência para se obter o efeito da aceleração do tempo de ruptura através de temperaturas de ensaio superiores à temperatura de operação, permanecendo inalteradas as tensões [19,20]. Uma justificativa para esse procedimento pode ser encontrada nos mapas de deformação antes comentados. Verifica-se que uma variação na temperatura tem menos chance de alterar o mecanismo controlador da deformação por fluência do que uma modificação na tensão. Assim, os resultados de ensaios acelerados sobre temperatura podem ser melhor comparados com o comportamento do material em serviço. Para tal consideração ser válida é indispensável que a elevação de temperatura não acarrete modificações sensíveis nas reações estruturais que o material apresenta nas condições operacionais. As principais restrições aos ensaios acelerados residem nesses dois pontos: (i) possibilidade de seus resultados serem controlados por mecanismos de deformação e fratura diferentes daqueles que atuam na estrutura em serviço; (ii) possibilidade de prevalecer nas condições aceleradas uma cinética de reações estruturais não relacionada à realidade industrial. Uma vez obtido o comportamento do material danificado nos ensaios acelerados, é necessário compará-lo com o do material virgem [19,20].

Um procedimento para tal fim prevê o emprego das curvas de referência que são utilizadas para estabelecer os índices descritivos do comportamento do material para fins de projeto mecânico. Um inconveniente desse procedimento é que a dispersão experimental e a falta de definição precisa do comportamento do material virgem se superpõem aos efeitos da acumulação do dano e comprometem o significado físico do afastamento observado entre a curva de referência e os resultados obtidos com o material danificado [21].

Um outro procedimento para comparação foi proposto por Sidey *et al.* [22] e se baseia na Regra da Fração de Vida. Segundo este procedimento, a vida residual é dada pela diferença ($t_{rs} - t_s$) tal que:

$$\frac{t_s}{t_{rs}} + \frac{t_r}{t_r^0} = 1 \quad (7)$$

onde: t_s é o tempo de serviço da amostra sob determinada condição; t_{rs} é o tempo para ruptura nas condições de serviço, calculado por aplicação da regra acima; t_r é o tempo de ruptura por fluência em ensaio acelerado, por sobre temperatura, executado em tensão equivalente à de trabalho; t_r^0 é o tempo de ruptura para o material novo nas condições utilizadas na determinação acelerada de t_r .

Esse método não exige conhecimento detalhado da história do material. Cabem como restrições a provável diferença entre mecanismos de deformação e fratura envolvidos nas parcelas consideradas na Equação (7) e a imprevisibilidade da interação entre os danos anteriores e os novos mecanismos atuantes durante o ensaio para determinação da parcela t_r/t_r^0 nesta relação.

2.3 Observações de Estrutura

Os materiais que possuem razoável ductilidade em condições de fluência apresentam um longo terceiro estágio. Através deste se acumulam diversas formas de danos estruturais, dentre elas vazios intergranulares. O acompanhamento da evolução quantitativa e morfológica desses vazios pode ser um meio para a estimativa da vida remanescente. Para isto, é necessário que se conheça a cinética de acumulação do dano até a extinção da vida útil do equipamento [23,24]. Assim, por exemplo, no caso de tubos de fornos de reforma catalítica, cujo projeto geralmente adota uma vida útil de 100.000 h, este método é considerado o que fornece melhores indicações [25]. Uma vantagem importante é que ele ainda se aplica para caracterizar danos produzidos por mecanismos outros que não de fluência. O método não é aplicável se o terceiro estágio de fluência do material se estender por curto intervalo de tempo. Sidey *et al* [22] comentam especificamente que em diversos tubos de superaquecedores de caldeiras por eles examinados, a cavitação intergranular só era observada próximo à condição de ruptura, comprometendo assim a funcionalidade do método. Outras limitações dizem respeito à retirada de amostras para exame metalográfico. O caráter destrutivo do ensaio nem sempre permite sua aplicação aos equipamentos industriais de grande porte. A natureza localizada que a acumulação de dano frequentemente assume obriga particular cuidado para que as amostras destinadas à observação metalográfica representem o estado mais desfavorável do material [23,24].

3 CONCLUSÃO

Diante do exposto, é possível afirmar que não existe um método geral que seja sempre capaz de fornecer estimativa segura da vida remanescente. Em cada problema devem ser consideradas todas as possíveis alternativas da predição e os resultados fornecidos comparados entre si sem que sejam perdidos de vista os princípios físicos que regem a acumulação de dano nos materiais. Os equipamentos dos quais se espera um comportamento desfavorável quanto à extinção da vida útil provocada por fluência, devem ser acompanhados desde os instantes iniciais de operação através de métodos compatíveis com sua funcionalidade. Um deles, particularmente simples, limita-se a tomada de medidas das seções críticas para controle da taxa de deformação. O aumento acentuado dessa taxa corresponde à progressão de terceiro estágio de fluência e indica a proximidade da fratura.

Agradecimentos

Os autores agradecem à CAPES, CNPq e FAPERJ pelo suporte.

REFERÊNCIAS

- 1 Vasco MC, Chamos AN, Pantelaks SpG, Effect of environment's aggressiveness on the corrosion damage evolution and mechanical behavior of AA 2024-T3. *Fatigue of Aeronautical Materials & Structures*. 2017;40:1-11.
- 2 Minster J, Sperl M, Septika J. Creep damage index as a sensitive indicator of damage accumulation in thermoplastic laminates. *Journal of Reinforced Plastic & Composites*. 2018;37:147-154.

- 3 Volkov IA, Igumnov LA, Desyatnikova MA. Defining Relations of Mechanics of Damaged Media affected by Fatigue and Creep. *Materials Physics and Mechanics*. 2018;36:147-153
- 4 Drexler A, Fischersworing-Bunk A, Oberwinkler B, Ecker W, Gänser H-P. A microstructural based creep model applied to alloy 718. *International Journal of Plasticity*. 2018;105:62-73.
- 5 Pinto Júnior CCE, Spinelli D. Fadiga Istopérmica e Termomecânica de uma Superliga à base de Níquel. *Tecnol. Metal. Mater. Miner.* 2014;11(2):125-130.
- 6 Omran HR, EL-Marsafy SM, Ashour FH, Abadir EF. Economic evaluation of aromatics production, a case study for financial model application in petrochemical projects. *Egyptian Journal of Petroleum*. 2017;26(4):855-863.
- 7 Li H-Y, Wang X-F, Wei D-D, Hu J-D, Li Y-H. A comparative study on modified Zerilli–Armstrong, Arrhenius-type and artificial neural network models to predict high-temperature deformation behavior in T24 steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;536(28):216-222.
- 8 Song R, Muliana AH, Palazotto A. Analyzing Time- and Temperature Dependent Responses of NARloy-Z. *Computational Materials Science*. 2015: <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2015.12.005>.
- 9 García-Grajales JA, Fernández A, Leary D, Jérusalem A. A new strain rate dependent continuum framework for Mg alloys. *Computational Materials Science*. 2016;115:41-50.
- 10 Oikawa H. Some Aspects of Elevated-Temperature Deformation of Single-Phase Alloys. *Materials Transactions*. 2001;42(9):1901-1912.
- 11 Park H, Cooman BC. Creep Deformation of Type 2205 Duplex Stainless Steel and its Constituent Phases. *ISI International*. 2014;54(14):945–954.
- 12 Linga Murty K, Gollapudi S, Charit I. *Transactions of The Indian Institute of Metals*. 2010;63(2-3):85-91.
- 13 Monteiro SN, Brandão LPM, Paula AS, Elias CN, Pereira AC, Assis FS, Almeida LH, Araújo LS. *Materials Research*. 2017; 20(2):892-898.
- 14 Abd El-Azim ME, El-Desoky OE, Ruoff H, Kauffmann F, Roos E. Creep fracture mechanism in welded joints of P91 steel. *Materials Science and Technology*. 2013;29(9):1027-1033.
- 15 Warren AD, Griffiths IJ, Harniman RL, Flewitt PEJ, Scott TB. The role of ferrite in Type 316H austenitic stainless steels on the susceptibility to creep cavitation. *Materials Science and Engineering: A*. 2015;635:59-69.
- 16 Robinson EL. Effect of Temperature Variation on the Creep Strength of Steels. *Trans. ASME*. 1938;60:253-259.
- 17 Seruga D, Fajdiga M, Nagode M. Creep Damage Calculation for Thermo Mechanical Fatigue. *Strojniški vestnik - Journal of Mechanical Engineering*. 2011;57(5):371-378.
- 18 Loghman A, Moradi M. Creep damage and life assessment of thick-walled spherical reactor using Larson–Miller parameter. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2017;151:11-19.
- 19 Drew M, Humphries S, Thorogood K, Barnett N. Remaining life assessment of carbon steel boiler headers by repeated creep testing. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2006;83:343–348.
- 20 Petchsang S, Phung-on I, Poopat B. Life Assessment for Cr-Mo Steel Dissimilar Joints by Various Filler Metals Using Accelerated Creep Testing. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2016;25(12):5424-5439.
- 21 Grin' EA, Pchelintsev AV. Investigation of Creep Processes and Microdamages in 10Kh9V2MFBR-Sh High-Chromium Steel. *Thermal Engineering*. 2018;65(1):65-71.
- 22 Sidey D, Abdel-Latif AM, Westwood HJ, Taplin DMR. Residual Creep Life in Low Alloy Ferritic Steels. *Canadian Metallurgical Quarterly*. 1979;18:49-56.
- 23 Hayakawa M, Yamaguchi K, Kimura M, Kobayashi K. Observation of Multi-Scale Structure for a Creep-Fatigued Ferritic 12Cr-2W Steel. *Materials Transactions*. 2004;45(12):3291-3297.

- 24 Takahashi M, Hatakeyama H, Nishikawa Y. Creep Behavior of a Polymer Blend Melt and 3D Observation of the Deformed Bicontinuous Structure by a High-contrast X-ray CT. *Journal of the Society of Rheology, Japan*. 2015;44(1):9-16.
- 25 Fujibayashi S, Miura M, Togashi K. Life Prediction of Low Alloy Ferritic Steels Based upon the Tertiary Creep Behavior. *ISIJ International*. 2004;44(5):919-926.