

ESTUDO EXPERIMENTAL DE FLUÊNCIA EM AÇO AUSTENÍTICO AISI 310 – UMA ABORDAGEM SOBRE A FRATURA E A PROPAGAÇÃO DE TRINCA *

Julianna Magalhães Garcia¹
Luiz Paulo Mendonça Brandão²
Ulisses Oliveira Costa³
Fabio da Costa Garcia Filho⁴

Resumo

O objetivo do presente estudo é esclarecer o comportamento da fratura em fluência de corpos de prova feitos de aço AISI 310. Para isso foram realizados ensaios de fluência em espécime com entalhe nas laterais no sentido da espessura, em 3 condições de tensões (225MPa, 160MPa e 100MPa) na temperatura de 675°C, de modo a analisar a fratura e a deformação causada no material. A característica das superfícies de fratura mostrou-se dependente tanto da tensão quanto da temperatura, havendo uma transição de fratura dúctil, com formação de microcavidades, para fraturas intergranulares, evidenciadas por cavidades nos contornos de grão. Também foi observado o coalescimento e crescimento de microtrincas na lateral do corpo de prova em uma região à 45° a partir da ponta do entalhe, característico da propagação de dano causado pelo ensaio de fluência.

Palavras-chave: Fluência; AISI 310; Superfície de fratura; Propagação de trinca.

EXPERIMENTAL CREEP STUDY OF AUSTENITIC STEEL AISI 310 - AN APPROACH ON THE FRACTURE AND THE CRACK GROWTH

Abstract

The aim of the present study is to clarify the creep behavior in samples made from AISI 310 steel. Creep tests were performed on notched specimens on the sides in the thickness direction, under 3 stress conditions (225MPa, 160MPa and 100MPa) at temperature of 675°C, in order to analyze the fracture and the deformation caused in the material. The characteristic of the fracture surfaces was dependent on both stress and temperature, with a fracture transition from ductile, with dimples formation, to brittle intergranular fracture, evidenced by the cavities in the grain boundaries. It was also observed the coalescence and growth of microcracks on the side of the specimen in a region at 45° from the tip of the notch, characteristic of the propagation of damage caused by the creep test.

Keywords: Creep; AISI 310; Fracture surface; Crack growth.

¹ Engenheira Civil, Mestranda em Ciência dos Materiais, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Engenheiro Metalurgista, D.C, Professor Associado, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

³ Engenheiro de Materiais, Mestrando em Ciência dos Materiais, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

⁴ Engenheiro de Materiais, Doutorando em Ciência dos Materiais, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Diversos estudos têm sido realizados sobre o efeito das composições de aços e seu comportamento em diversas situações de serviço [1-5]. De modo que novas e elaboradas ligas para as diversas aplicações de uso foram desenvolvidas, até resultar no aço inoxidável austenítico AISI 310. Esse aço possui um alto teor de cromo e níquel em relação as ligas comuns à base de ferro, além de uma combinação única de elementos constitucionais garantindo-lhe alta resistência à tração e à oxidação para aplicações de até 1323 K [1]. Essas características fazem desse material, um potencial substituto para as superligas à base de níquel, por serem relativamente mais baratos para aplicações em tubos de caldeiras de termoelétricas [2].

Aplicações estruturais do aço inoxidável austenítico AISI 310, por sua vez, está atrelada à altas temperaturas em reatores nucleares e usinas termoelétricas, o que normalmente envolve também condições de carga constante, porém sua literatura ainda é limitada [2-5]. As deformações plásticas continuamente acumuladas atreladas ao serviço em altas temperaturas caracterizam a fluência [6].

Concomitantemente a isso, fenômenos como: corrosão a quente, erosão e mudanças de fases, afetam severamente a resistência do material em altas temperaturas [7]. No que se refere à deformação por fluência, a menos que os componentes de aço sejam substituídos, o acúmulo de tensão com o tempo acelera em direção ao chamado estágio III até que ocorra uma fratura.

A fratura por fluência é o resultado de um processo de ruptura envolvendo mecanismos de nucleação, crescimento e coalescimento de lacunas, seguida de formação e propagação de trincas. Em geral, três tipos básicos de danos podem ocorrer em materiais dúcteis, como é o caso do aço 310, submetidos a condições de alta temperatura: *dimples* (microcavidades); trincas em cunha, vazios lenticulares e poros. Em fluência de curto prazo, as microcavidades predominam em associação com a fratura transgranular. Na fluência de longo prazo, que é a situação usual para aplicações industriais, ambas as trincas em cunha e lenticular predominam em associação com fratura intergranular [7-9].

Além disso, esses materiais podem sofrer precipitação de carbonetos e passar por transformações de fase [10-12]. Entre essas, a transformação da fase sigma é considerada uma das principais razões para a deterioração das propriedades dos aços inoxidáveis [12]. A fase sigma pode ocorrer no aço 310 como uma fase intermetálica, $(\text{FeNi})_x(\text{CrMo})_y$, causando perda na tenacidade e fragilização da matriz [12,13].

Além do mais, quando um componente é usado em uma planta industrial, um campo de tensão multiaxial é intrínseco de estruturas tridimensionais complexas. Sabe-se que uma alta tensão multiaxial diminui a ductilidade dos materiais num fenômeno chamado de “fragilidade estrutural” [14,15]. A redução dessa ductilidade dificulta a previsão da vida útil. Assim, o comportamento de fratura em fluência de um material sobre carregamento multiaxial é influenciado por seus componentes de tensões, sendo eles, tensão principal máxima, tensão hidrostática e tensão de von-Mises, estes governam a deformação por fluência e a formação de lacunas. Sendo: (i) von-Mises controla os processos de deformação e nucleação de cavidades; (ii) tensão principal máxima e a hidrostática, controlam o crescimento das cavidades; além disso (iii) tensão principal máxima também controla o crescimento de cavidades intergranulares direcionadas por difusão [16]. Corpos de prova em chapa com entalhe nos dois lados da espessura (double edge notch-DEN) são utilizados como

forma de simular a formação desse campo multiaxial de tensão na estrutura [17-19]. Assim sendo, a análise da fratura e propagação de dano nesse tipo de corpo de prova é fundamental para caracterizar com maior aproximação as condições reais de uso.

Com base nessas assertivas, o objetivo do presente trabalho é investigar os mecanismos de fratura por fluência e a propagação do dano, observados experimentalmente em aço AISI 310 ensaiados a 225, 160 e 100 MPa, a 675 °C. E então comparar essas superfícies de fratura, usando como referência as obtidas à temperatura ambiente em ensaio de tração, de forma a ampliar a bibliografia sobre os mecanismos de fratura.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Para o desenvolvimento deste trabalho foram confeccionados corpos de provas (CP) a partir de chapas fornecidas por uma empresa siderúrgica Brasileira, de aço 25% Cr – 20% Ni, inoxidável austenítico tipo AISI 310, sua composição química nominal está listada na Tabela 1 e suas propriedades mecânicas na Tabela 2. O estado do material como recebido é caracterizado por ser laminado a quente até 4 mm de espessura, recozido a 1100°C e decapado, exibindo tamanho final de grão em torno de 22 µm. Na Figura 1 pode ser observada a microestrutura do AISI 310 como recebido.

Foram ensaiados CPs com geometria do tipo “gravata” com entalhe dos dois lados (DEN) no formato de V com abertura de 30° e raio da ponta do entalhe de 0,05 mm, adaptado de ASTM E1457 [20]. A Figura 2 ilustra as dimensões dos CPs que foram utilizados nos ensaios de fluência. Os CPs foram cortados com 2mm de espessura por eletroerosão a fio a partir das chapas como recebidas.

Os ensaios de fluência foram realizados em um equipamento série 2300 da ATS, tipo braço de alavanca e forno com câmara de ar livre, sob temperaturas e tensões de 675 °C/225 MPa, 675 °C/160 MPa e 675 °C/100 MPa, até a fratura. Sendo a temperatura controlada por termopares de cromel-alumel e mantida num intervalo de +/- 2 °C.

Após o ensaio de ruptura por fluência, as superfícies de fratura das amostras foram observadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) em um microscópio modelo Quanta FEG 250 FEI. Essas superfícies também foram comparadas com as fraturas obtidas por tração à temperatura ambiente.

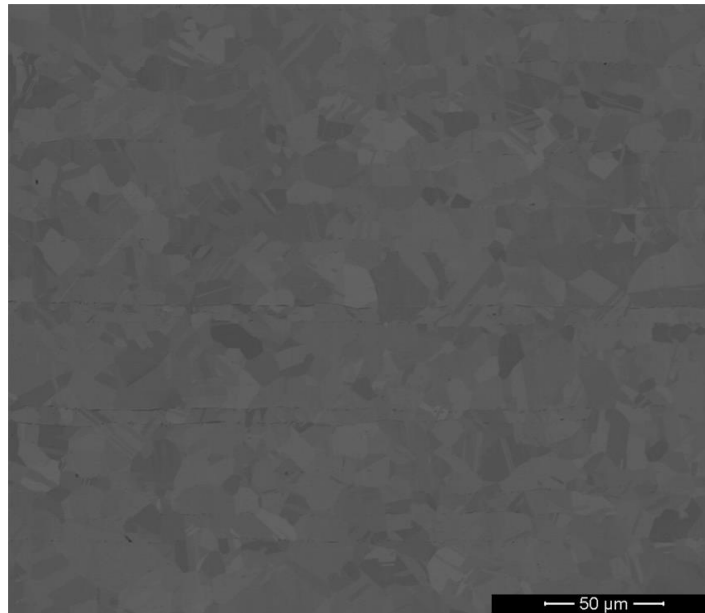


Figura 1. Microestrutura da amostra como recebida, direção horizontal-laminação.

Tabela 1. Composição química AISI 310, porcentagem em massa%

AISI 310	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	Cu	Tamanho do grão (µm)
25Cr20Ni	0.051	25.280	19.073	0.112	1.456	0.528	0.025	0.0847	22
ASTM A240 AISI 310 [22]	0.08	24-26	19-22	-	2 (max)	1.5 (max)	0.045 (max)	-	-

Tabela 2. Propriedades mecânicas do aço AISI 310 como recebida

AISI 310	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HRB)
25Cr20Ni	302	536	49	84
ASTM A240 AISI 310 [22]	>205	>515	>40	<95

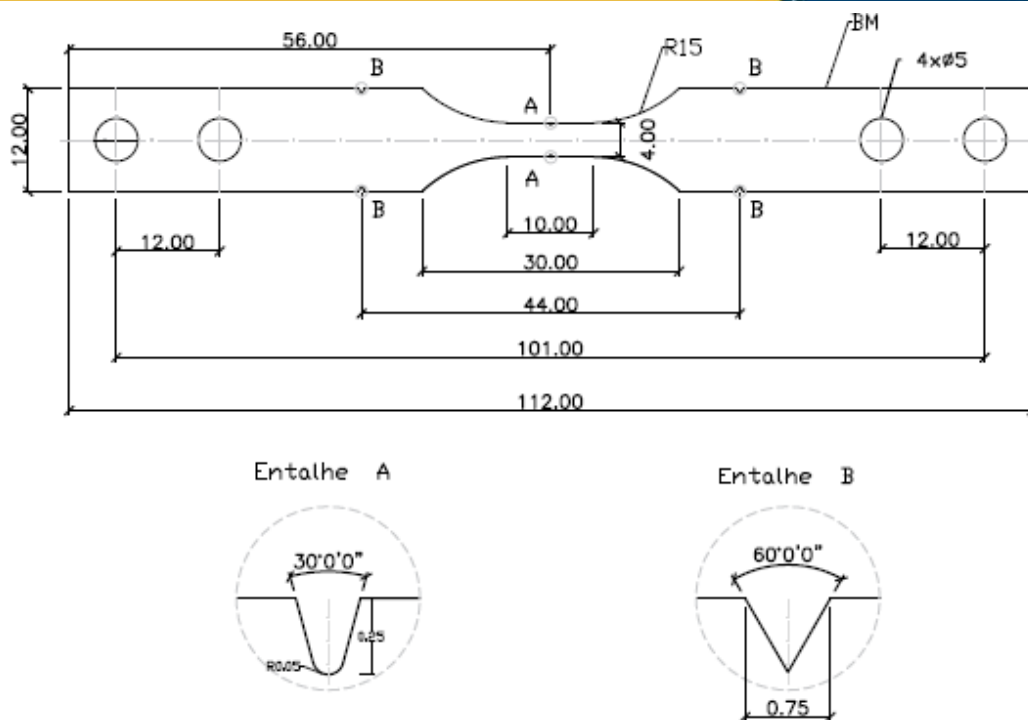


Figura 2. Geometria e dimensões do corpo de prova DEN para ensaio de fluência.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

As curvas de deformação por fluência versus tempo normalizado ($1/t_f$, t_f =tempo de fratura) dos ensaios conduzidos em AISI 310 a 675 °C/225 MPa, 675 °C/160 MPa e 675 °C/100 MPa, são mostradas na Figura 3. Pelas curvas apresentadas é possível observar que a taxa de fluência estacionária tende a aumentar, tornando a curva cada vez mais íngreme à medida que a tensão de ensaio é aumentada. Ainda pode ser notado que a medida que o ensaio passa para a região terciária o crescimento da taxa se comporta de forma inversa, tal qual que enquanto o ensaio 675 °C/225 MPa, possui uma curva quase linear, o ensaio 675 °C/100 MPa, constitui-se de um rápido crescimento da taxa de fluência até a fratura do corpo de prova. Os resultados obtidos por Shi e Northwood [22], para corpos de prova circulares de AISI 310, corroboram com os resultados obtidos nesse trabalho, em que a taxa de deformação secundária, aumenta à medida que a tensão também cresce.

Além disso, a curva de fluência de 675 °C/100 MPa ($t_f = 310$ horas) apresentou a menor taxa de deformação e uma maior duração do seu estágio secundário. Diferente dos outros ensaios em maiores tensões, principalmente a 675 °C/225 MPa ($t_f = 1,5$ horas), em que a curva é basicamente constituída de estágio primário e terciário, possuindo uma estreita região de deformação estacionária. Comportamento esse também observado, só que de forma mais branda a 675 °C/160MPa ($t_f = 21,5$ horas). Assim sendo, à medida que a tensão diminui, o crescimento em estado estacionário consiste na maior parte da vida útil total da fissura por fluência. Assim como observado por Contin Jr. e Bueno [23], em corpos de prova circulares ensaiados a 700 °C, a tensão de carregamento influenciou significativamente o tempo de ensaio, porém a condição de CPs em chapa do tipo DEN, se mostrou mais crítica com tempos de fratura representativamente menores. Ou seja, o tipo de corpo de prova influenciou o tempo para a fratura do material, CPs do tipo DEN indicariam uma maior verossimilhança com as condições reais de uso desse aço, como em tubos e reatores.

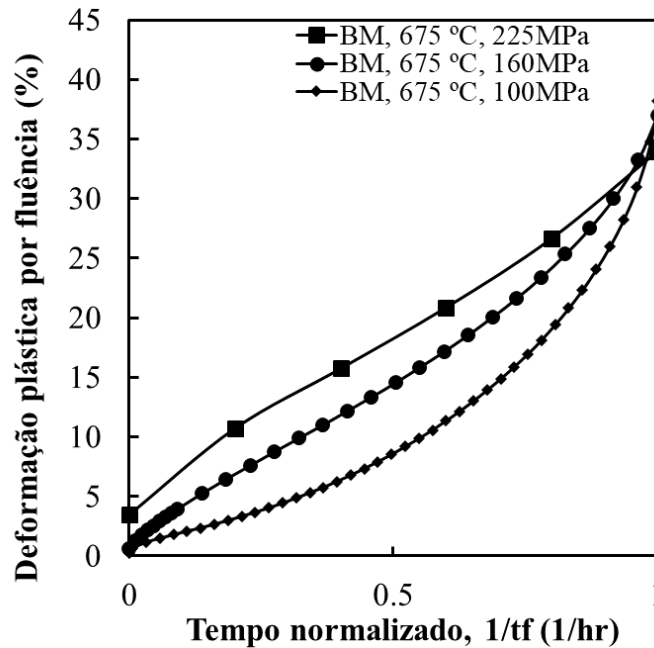


Figura 3. Curvas de deformação por fluência versus tempo normalizado ($1/t_f$) para AISI 310.

As morfologias das superfícies de fratura das amostras após o ensaio de tração e de fluência são apresentadas na Figura 4, sendo possível observar a mudança nos mecanismos devido à variação da tensão e do tempo de ensaio.

Os mecanismos de deformação microestrutural observados em fluência podem ser divididos em dois tipos: fluência transgranular e fluência intergranular. A deformação intergranular é geralmente observada sob baixos níveis de tensão em altas temperaturas, enquanto a falha transgranular está associada a altos níveis de tensão e/ou baixas temperaturas [8]. Iniciando-se a observação pelas superfícies de fratura dos ensaios de tração à temperatura ambiente (Limite de Resistência a Tração=536 MPa), exibido na Figura 4(a), é vista uma fratura dúctil, com o claro formato taça cone do CP e formação de “*dimples*” (Figura 4(e)).

Adentrando-se nos ensaios de fluência, foi observado a mudança dos mecanismos de fratura para os tipicamente frágeis uma vez que aços inoxidáveis passam por um processo de fragilização dependente do tempo e da temperatura, causado pela difusão de lacunas termicamente ativadas por um longo período de tempo. Além disso, ao observar essas superfícies de fratura, foi vista uma transição entre uma fratura predominantemente transgranular para uma majoritariamente intergranular a depender da tensão do ensaio.

À 675 °C/225 MPa, houve o início da formação de uma região de fratura intergranular, Figura 4(b), em que se inicia nas duas laterais do CP (nos entalhes), formando uma região triangular, sugerindo então que a tensão multiaxial induzida pelo entalhe funciona como um concentrador de tensões que acaba gerando um carregamento localizado. Na região central da fratura houve uma mescla; de fratura dúctil, caracterizada pela presença de *dimples*, com fratura frágil transgranular, por clivagem, como mostrado na Figura 4 (f). A presença de fratura dúctil pode ser ocasionado pelo relativo curto prazo de ensaio ($t_f=1,5$ horas), o que limitaria a ativação dos mecanismos de deformação por fluência.

Na amostra à 675 °C/160 MPa, é observado fratura frágil característica, (Figura 4 (c)), com grande predominância da fratura transgranular, (Figura 4 (g)), mas já com um crescimento relativo de fratura intergranular na região do entalhe, se comparado

com o ensaio a 225MPa. Já na amostra à 675 °C/100 MPa, há um grande crescimento da região intergranular, ao ponto de se tornar prevalecente (Figura 4 (d)), em que os contornos de grãos ficam evidentes, sendo possível observar microtrincas e microlacunas nesses contornos, como mostrado na Figura 4 (h). Em todas as imagens dos ensaios de fluência é observada uma camada de óxido sob a superfície, o qual foi gerado pela própria condição do ensaio em câmara de ar livre. A formação de fratura intergranular na região do entalhe corrobora com os estudos de Goyal e Laha [24], que fizeram simulações computacionais sobre a distribuição de tensões na ponta do entalhe, concluindo que quanto mais pontiagudo, maior a tensão de von-Mises nessa região. Assim, como a nucleação de cavidades intergranulares de fluência é controlada pela tensão de von-Mises através de deformação plástica [16], espera-se que a nucleação de cavidades de fluência esteja concentrada na região da raiz do entalhe. Além disso, os autores, também observaram uma alta tensão principal junto com uma alta tensão hidrostática, o que levaria ao crescimento das cavidades nucleadas na região próxima da raiz do entalhe. Como o crescimento de cavidade por tensão principal ocorre pela transferência difusiva de material da superfície da cavidade para o contorno do grão [25], espera-se que a aparência da superfície da fratura seja intergranular na ponta do entalhe, como observado nas Figuras 4 (b), (c), (d) e (h).

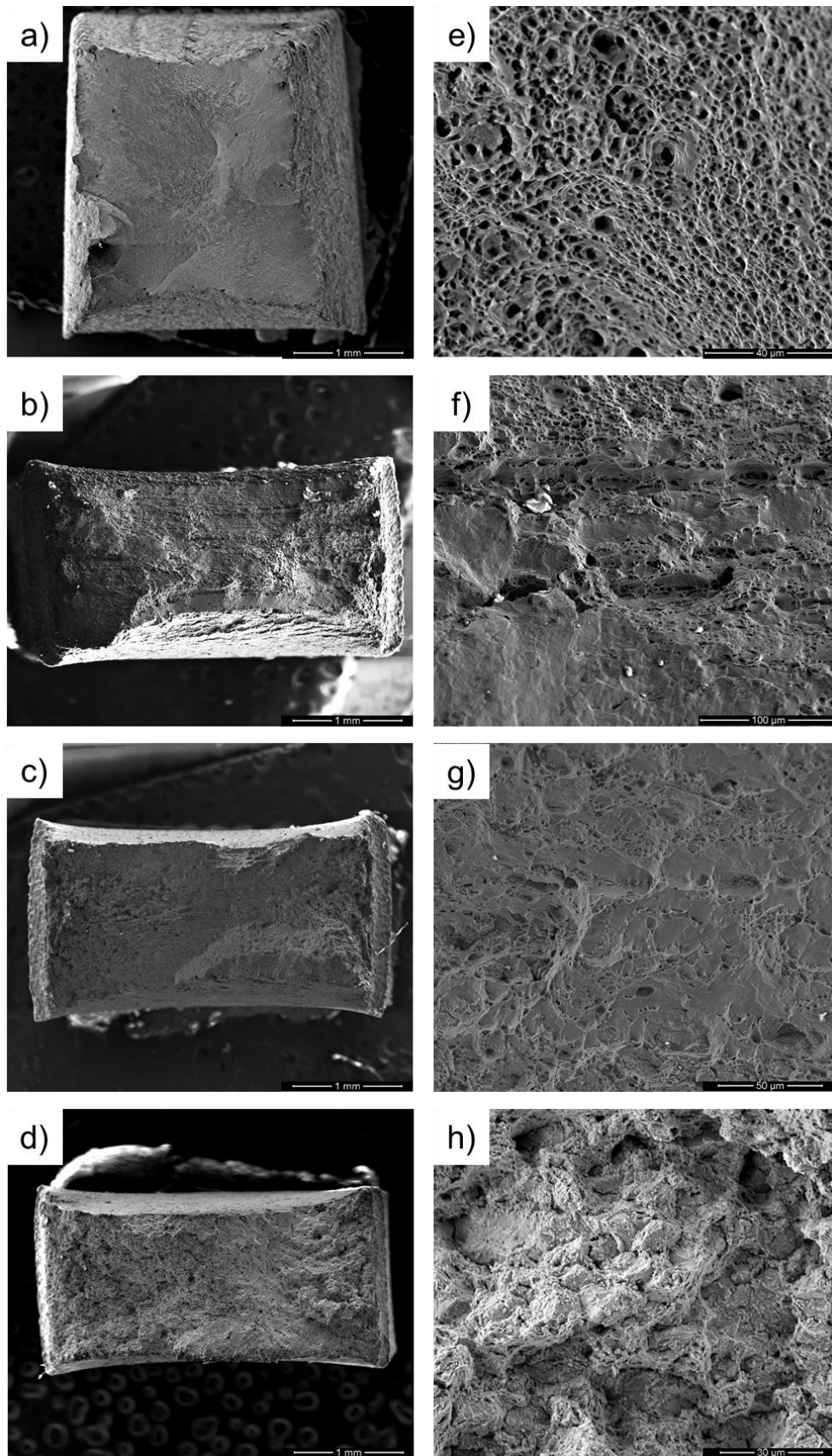


Figura 4. Superfícies de fratura do aço AISI 310 para: a) e e) Ensaio de tração a temperatura ambiente, b) e f) Ensaio de fluência a 675 °C/225 MPa, c) e g) Ensaio de fluência a 675 °C/160 MPa, e d) e h) Ensaio de fluência a 675 °C/100 MPa.

Ao proceder-se para a análise da vista lateral da fratura é observada a evolução da formação de trinca ao longo dos contornos de grãos, (Figura 5 (a), (b) e (c)). Foram observadas trincas nos contornos de grãos de forma que não penetraram no interior dos mesmos. As trincas se propagaram perpendicularmente e paralelamente à direção de carregamento, embora o maior número de trincas e as mais largas ocorreram em contornos perpendiculares ao eixo de carregamento, (Figura 5 (d), (e) e (f)).

Observando a propagação da trinca de fratura pela vista lateral, é notado o início da mesma na ponta do entalhe, evidenciado na Figura 5 (f), uma vez que esse se comporta como um concentrador de tensões [26, 27]. De tal forma, a trinca tende a crescer a partir do entalhe em uma direção a 45° em relação a projeção reta entre os dois entalhes, se irradiando dos dois entalhes até se encontrarem na parte central do CP. Essa região é característica das fraturas em fluência, na qual diversos autores [17, 24, 26-28] discutem que em corpos de prova com entalhe, a formação de lacunas no material se dá a partir do mesmo e se propagam numa direção diagonal a partir do entalhe, estando em boa concordância com a simulação por elementos finitos, realizadas por esses autores, aonde foi verificado que a distribuição da tensão multiaxial ao longo do CP se dá nessa mesma direção.

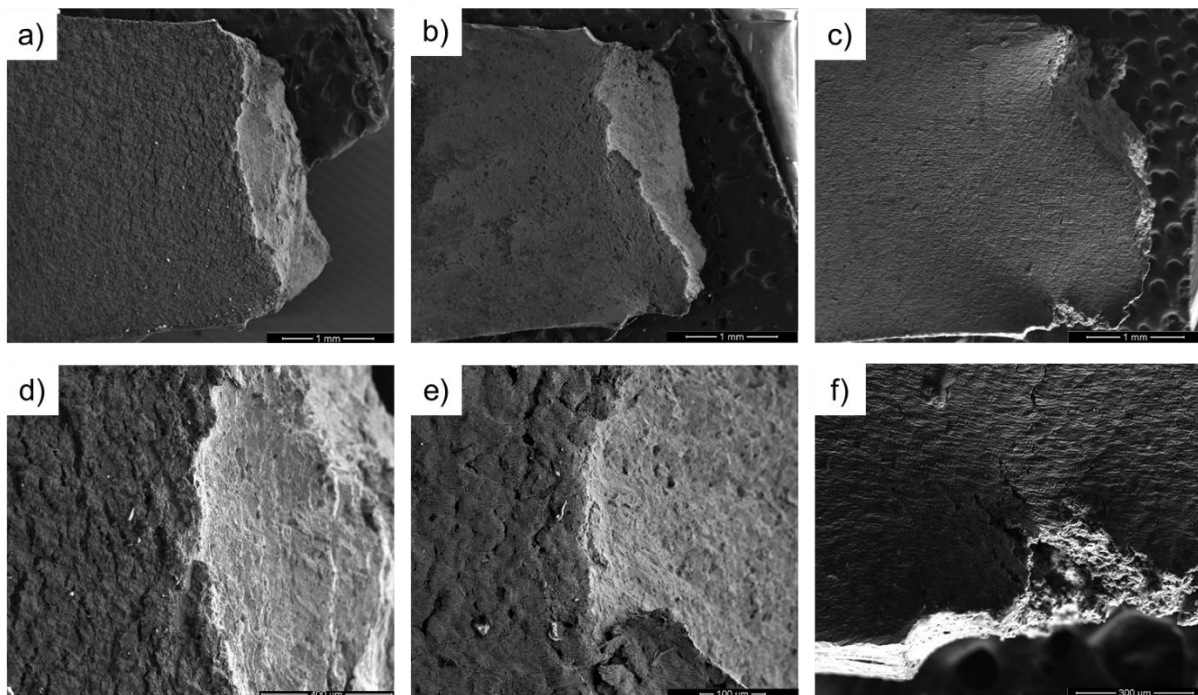


Figura 5. Lateral da superfície de fratura, AISI 310 para: a) e d) Ensaio de fluência a 675 °C/225 MPa, b) e e) Ensaio de fluência a 675 °C/160 MPa, e c) e f) Ensaio de fluência a 675 °C/100 MPa.

3 CONCLUSÃO

A partir dos ensaios de fluência de aço AISI 310, foi observado uma mudança nas regiões características da curva de deformação versus tempo de fluência. Em tensões de carregamento menores e conseqüentemente menor taxa de fluência, a região estacionária representa a maior parte da vida útil do material. À medida que a tensão é aumentada, essa região deixa de ser dominante e é sobrepujada pela região primária e terciária.

Pela análise das superfícies de fratura das amostras de fluência, foi observado que houve uma transição dos mecanismos de fratura, modificando-se de uma fratura

predominantemente transgranular, para um crescimento gradual da fratura intergranular, principalmente na região localizada nos entalhes laterais. Corroborando ainda com a ideia de o entalhe funcionar como uma região de tensão multiaxial, assim as diferentes tensões atuantes nessa região impulsionam a formação de cavidades nos contornos de grãos o que induziria a fratura intergranular.

Com a observação lateral da fratura foi visto a formação de trinca e microtrincas ao longo dos contornos de grão na direção perpendicular à direção de carregamento. Ainda foi notado uma acumulação e tendência de formar cavidades e trincas em uma direção a 45° da projeção entre os dois entalhes, indicando um caminho preferencial para a propagação da trinca.

Portanto, o estudo do aço AISI 310 utilizando corpos de provas em chapa com entalhe nos dois lados da espessura conseguem simular com maior aproximação as circunstâncias mais críticas passíveis de ocorrer em uma planta industrial real em condições de fluência. Em conjunto com a análise das superfícies de fraturas nessas condições apresentam um indicativo melhor do comportamento do material em comparação com os métodos já descritos na literatura. Sendo assim, dados importantes para ampliar o conhecimento do comportamento desse material a serem aplicados em projetos e componentes de termoelétricas e usinas nucleares.

Agradecimentos

Os autores deste trabalho agradecem FAPERJ, CAPES, CNPq por meio das bolsas e pelo financiamento da pesquisa e a COPPE/UFRJ.

REFERÊNCIAS

- 1 Kanni RA. On High-Temperature Materials: A Case on Creep and Oxidation of a Fully Austenitic Heat-Resistant Super-alloy Stainless Steel Sheet. *Journal of Materials*. 2013; 2013:1-6.
- 2 Viswanathan R, Purgert R, Rao U. Materials technology for advanced coal power plants. In Proc. 1st Int. Conf. on 'Super-high strength steels', 2015;2015:1-23.
- 3 Obadele B, Andrews A, Shongwe MB, Olubambi PA. Tribocorrosion behaviours of AISI 310 and AISI 316 austenitic stainless steels in 3.5% NaCl solution. *Materials Chemistry and Physics*. 2016;1;171:239-46.
- 4 Hosseini HS, Shamanian M, Kermanpur A. Microstructural and weldability analysis of Inconel617/AISI 310 stainless steel dissimilar welds. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2016;1;144:18-24.
- 5 Amirkhiz BS, Xu S, Scott C. Microstructural Assessment of 310S Stainless Steel during Creep at 800° C. *Materialia*. 2019;24:100330.
- 6 Andrade ENDC. On the viscous flow in metals, and allied phenomena. *Proc. R. Soc. Lond. A*. 1910;84(567):1-12.
- 7 Rishiraj. *Flow and fracture at high temperature.*, Ohio: ASM International; 2018.
- 8 Li J, Dasgupta A. Failure-mechanism models for creep and creep rupture. *IEEE Transactions on Reliability*. 1993;42(3):339–353.
- 9 Ashby MF, Gandhi G, Taplin DMR. Overview No. 3 Fracture mechanism maps and their construction for f.c.c. metals and alloys. *Acta Metallurgica*. 1979;27(5):699-729.
- 10 Barcik J. The kinetics of σ -phase precipitation in AISI310 and AISI316 steels. *Metallurgical Transactions A*. 1983;14(3):635–641.
- 11 Kington AV, Noble FW. σ phase embrittlement of a type 310 stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*. 1991;138(2):259–266.

- 12 Hsieh CC, Wu W. Overview of Intermetallic Sigma (σ) Phase Precipitation in Stainless Steels. 2012;2012:732471.
- 13 Fazarinc M, PirToVšeK TV, BoMBač D, KuGler G, Terčelj M. Processing of PK 324 Duplex Stainless Steel: Influence of aging temperature and cooling rates on precipitation - preliminary results. RMZ– Materials and Geoenvironment. 2008;55(4):420-431.
- 14 Yokobori Jr AT, Sugiura R, Tabuchi M, Fuji A, Adachi T, Yokobori T. The Effect of Multi-axial Stress Component on Creep Crack Growth Rate Concerning Structural Brittleness. Proc. ICF 11. 2005;2005:1-6.
- 15 Sugiura R, Yokobori Jr AT, Tabuchi M, Fuji A, Adachi T. Characterization of Structural Embrittlement of Creep Crack Growth for W-added 12%Cr Ferritic Heat-resistant Steel Related to the Multi Axial Stress. Trans. of ASME, J. Eng. Mater. Technol. 2009;131:011004 1-9.
- 16 Nix W, Earthman J, Eggeler G, Ilschner B. The principal facet stress as a parameter for predicting creep rupture under multiaxial stresses. Acta Metallurgica. 1989;37(4):1067-1077.
- 17 Shigeyama H, Sugiura R, Yokobori Jr AT, Matsuzaki T. Effect of Multi-Axial Stress on Creep Damage Behavior for Notched Specimen of P92 Steel. Materials and Fabrication. 2013;6A, PVP2013-97486:V06AT06A031.
- 18 Riley MR, Mehmanparest A, Davies C. Prediction and Validation of Multi-axial Stress State Effects on Creep Failure of Pre-Compressed 316H Stainless Steel. Transactions, SMiRT-23. 2015;23:1-10.
- 19 Goyal S, Laha K, Vijayanand VD, Selvi SP, Mathew MD. Effect of multiaxial state of stress on creep rupture behaviour of 2.25 Cr-1Mo steel. Procedia Engineering. 2013;55:510-516.
- 20 ASTM E1457-13, Standard Test Method for Measurement of Creep Crack Growth Times and Rates in Metals. West Conshohocken: ASTM International; 2013.
- 21 ASTM A240 / A240M-18, Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2018.
- 22 Shi L, Northwood DO. Creep of an AISI 310 type stainless steel and its numerical simulation using the Öström-Lagneborg creep model. Acta Metallurgica et Materialia. 1993; 41(12):3393–3400.
- 23 Contin Jr A, Bueno LdeO. Creep Behavior Of Type 310 Stainless Steel. Part 1: Parameters From The Norton, Arrhenius And Monkman-Grant Relations. Anais do 68º Congresso Anual da ABM. 2013;68:4413-4425.
- 24 Goyal S, Laha K. Creep life prediction of 9Cr–1Mo steel under multiaxial state of stress. Materials Science and Engineering: A. 2014;615:348-360.
- 25 Hull D, Rimmer DE. The growth of grain-boundary voids under stress. Philosophical Magazine. 1959;4(42):673-687.
- 26 Ozeki G, Yokobori Jr AT, Matsuzaki T. Creep Damage Formation and Crack Initiation/Growth Behavior of Notched Specimen for Directionally Solidified Ni-Base Superalloy by Interrupted Observation. ASME 2016 Pressure Vessels and Piping Conference. American Society of Mechanical Engineers. 2016;V005T12A002-V005T12A002.
- 27 Shigeyama H, Sugiura R, Matsuzaki T, Yokobori Jr AT. Micro- and macro-creep damage formation for P92 under multiaxial stress related to circular notched specimen. Materials Science and Technology. 2013;30(1):43–49.
- 28 Ito K, Yajima H, Arai M. Creep Life Prediction Method by Using High-Temperature Indentation Creep Test. Multidisciplinary Digital Publishing Institute Proceedings. 2018;2(8):450.