

## RESISTÊNCIA À FLUÊNCIA DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 201LN A 700°C\*

Gustavo Henrique Pelissari <sup>1</sup>  
Vitor Luiz Sordi <sup>2</sup>

### Resumo

O AISI201LN é um aço inoxidável austenítico com teor reduzido de Ni em relação aos tradicionais da série 300 e com adições de Mn e N como estabilizadores da austenita. Os aços da série 200 se propõem a substituir outros inoxidáveis em algumas aplicações com vantagem econômica pela redução do Ni, porém há pouca informação sobre o seu comportamento em temperaturas elevadas. Este trabalho avalia a resistência à tração do AISI 201LN na temperatura ambiente e na faixa de 500°C a 800°C e a resistência à fluência na temperatura de 700°C. Observou-se que, comparado a outros inoxidáveis austeníticos, o material estudado tem resistência à tração comparável em temperatura ambiente e mantém boa relação ductilidade – resistência no intervalo de 500°C a 800°C. O aço AISI201LN apresentou desempenho em testes de fluência na temperatura de 700°C comparável ao de outros aços inoxidáveis austeníticos largamente utilizados para aplicações em altas temperatura, incentivando assim a ampliação dos estudos em outros intervalos de tensões e temperaturas.

**Palavras-chave:** Aço Inoxidável; AISI 201LN; Ensaio de Fluência; Ensaio de Tração a Quente.

### CREEP STRENGTH OF THE STAINLESS STEEL AISI 201LN AT 700°C

### Abstract

The AISI 201LN is an austenitic stainless steel with low Nickel content when compared with traditional steels from the 300 series and has Manganese and Nitrogen to stabilize the austenitic phase. The steels from the 200 series propose to replace some stainless steels in some applications due to their lower cost caused by the reduction of Nickel, however, there are little information about their high temperature strain behavior. The aim of this paper is to study the tensile strength of an AISI 201LN at room temperature and in the range from 500°C to 800°C and creep strength at 700°C. It was observed that when compared with the traditional austenitic stainless steels from the 300 series, the material presented tensile strength at room temperature equivalent and it has preserved excellent ductility – strength relation from 500°C to 800°C. The AISI 201LN presented great behavior when subjected to creep tests at 700°C, similar to some austenitic stainless steels that are widely used for high temperature applications, encouraging further study in other ranges of stresses and temperatures.

**Keywords:** Stainless Steel; AISI 201LN; Creep Test; Hot Tensile Test.

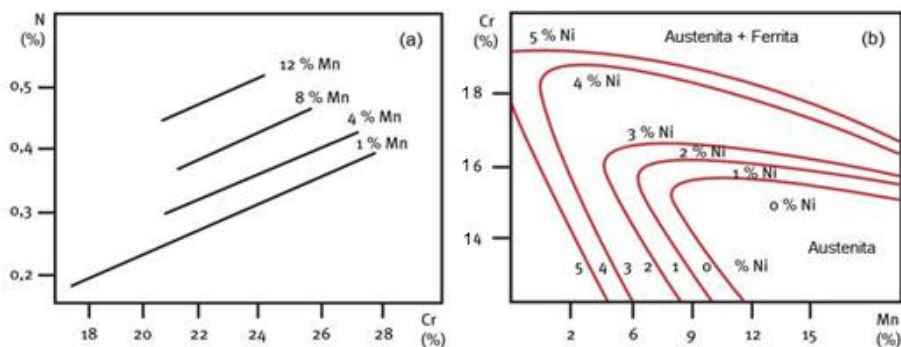
<sup>1</sup> Engenheiro de Materiais, Mestrando em Ciência e Engenharia de Materiais (Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais / Universidade Federal de São Carlos), São Carlos, São Paulo, Brasil.

<sup>2</sup> Engenheiro Mecânico, D. Sc., Professor do Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, São Paulo, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

São classificadas como aços inoxidáveis (AI) as ligas ferrosas que contém no mínimo (aproximadamente) 12% de Cr em sua composição e exibem o fenômeno da passividade, que é a formação de um filme passivo na superfície do material [1,2]. Os aços inoxidáveis austeníticos (AIA's) são os mais comuns entre as diferentes classes de aços inoxidáveis. No ano de 2017, por exemplo, aproximadamente 75% de toda a produção mundial de aços inoxidáveis foi de AIA's [3], que se caracterizam por apresentar ótima resistência à corrosão, elevada tenacidade e boa soldabilidade. Não são magnéticos e são ideais para aplicações criogênicas, pois não sofrem transição dúctil-frágil e apresentam a melhor combinação de resistência a corrosão e resistência mecânica em temperaturas elevadas [4,5].

A série AISI 200 (austenítica), comumente denominada Cr-Ni-Mn, tem o Ni parcialmente substituído por Mn e/ou N, pois estes elementos são estabilizadores da matriz austenítica do aço. Esses aços, quando comparados com o mais tradicional dos AIA's, o AISI 304, apresentam praticamente a mesma soldabilidade e conformabilidade (com pequenas adições de Cobre); possuem resistência à corrosão ligeiramente menor, porém maiores valores de resistência mecânica (o AISI 201, por exemplo, apresenta tensão de escoamento 30% superior ao AISI 304) e a grande vantagem econômica torna esta série atrativa, devido a redução dos teores de Ni [2,6].



**Figura 1.** Efeito do teor de Mn e Cr na solubilidade do N, para 14%Ni (a). Efeito do teor de Mn, Cr e Ni sobre a estabilidade da austenita (b). Adaptado de [7].

O papel do Mn nestes aços não é de apenas economizar o Ni. Em conjunto com o Cr, o Mn aumenta a solubilidade do N, que é responsável por grande contribuição no aumento da resistência mecânica e à corrosão, e em conjunto com o Ni controla a microestrutura [8]. Como observado na Figura 1, em (a) é apresentada a variação do limite de solubilidade do N em função do teor de Mn e Cr, para aços com 14%Ni. Para um teor de Cr constante, quanto maior o teor de Mn, maior será a solubilidade do N. Em (b) observa-se que para baixos teores de Ni, são necessários maiores teores de Mn para estabilizar a fase austenítica.

Em 2003, a série 200 representava 7,5% de toda produção mundial de AI. Em 2007, aumentou para aproximadamente 11% e em 2017 para 20% [3,9]. Este valor vem crescendo progressivamente nos últimos anos, e no futuro, a série 200 terá grande demanda, superando a série 300 em uma variedade de aplicações [6,9].

De modo geral, as aplicações para a série 200 são as mesmas dos AIA's 300, mas com uma maior cautela em situações de corrosão. Especificamente as aplicações para o AISI 201LN são: Indústria de transporte e ferroviária, tanques de

armazenamento, tanques criogênicos, anéis de pistão, estruturas soldadas com alto desempenho, entre outros [7].

Os aços da família 200 são suscetíveis à transformação martensítica, (apresentam o efeito TRIP - *Transformation Induced Plasticity*), ou seja, são metaestáveis e isso possibilita uma alta capacidade de encruamento, resultando em excelente capacidade de absorção de energia, característica primordial para aplicações automobilísticas, por exemplo. A formação da martensita pode ser controlada no processamento termomecânico e influenciar consideravelmente a resistência mecânica e também as propriedades magnéticas do aço [10,11].

O número de trabalhos na literatura envolvendo propriedade em altas temperaturas de aços inoxidáveis austeníticos estabilizados ao manganês é muito escasso [12,13] e praticamente inexistente no caso dos aços da série 200. HAMADA e colaboradores [14] avaliaram a resistência à tração de dois aços (201 e 201L) no intervalo de temperaturas de -80°C a 200°C e concluíram que abaixo da temperatura ambiente o efeito TRIP é o mecanismo predominante que controla a deformação plástica, enquanto que no intervalo de 50°C a 200°C a deformação seria controlada por maclagem mecânica (efeito TWIP) e por deslizamento de discordâncias. Em temperaturas mais elevadas, porém, AIA's comerciais com adições de Mn e teores reduzidos de Ni, como é o caso do 201LN, um aço comercial, com baixo teor de carbono ( $C < 0,03\%$ ) e reforçado com N, ainda carecem de estudos. Neste cenário, o presente trabalho tem o propósito de estudar o comportamento mecânico e microestrutural sob deformação a quente do AISI 201LN, quando submetido a ensaios de tração a quente e fluência.

## 2 DESENVOLVIMENTO

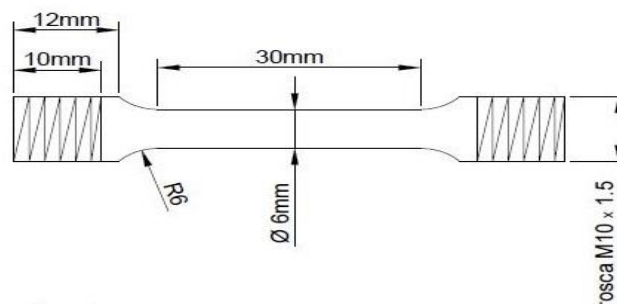
### 2.1 Materiais e Métodos

O material utilizado neste estudo é o aço inoxidável AISI 201LN, fornecido pela APERAM South America. Na Tabela 1 é apresentada a composição química fornecida pelo fabricante.

**Tabela 1.** Composição química (% em peso) do material recebido

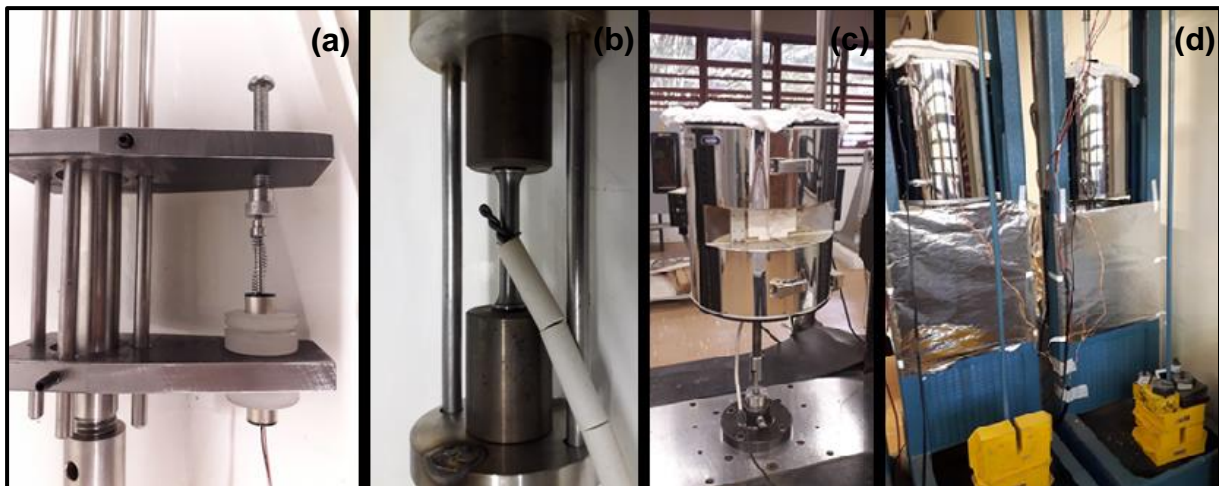
Cr	Mn	Ni	C	N	Mo	Si	Cu	Co	V	Nb
17,016	6,867	4,012	0,022	0,153	0,010	0,396	0,023	0,036	0,044	0,008

Um bloco maciço de dimensões 235mm (comprimento) x 215mm (largura) x 28mm (espessura) foi recebido e os corpos de prova (CP's) foram extraídos no sentido de laminação, com as dimensões indicadas pelas normas ASTM E8/E8M [15] e ASTM E139 [16], conforme apresentado na Figura 2.



**Figura 2.** Esquema do CP utilizado nos ensaios.

O material como recebido (CR) foi submetido a um tratamento térmico de solubilização a 1150°C por 30 minutos para minimizar os efeitos do pré-processamento, dissolver os precipitados e colocá-los em solução sólida, com posterior resfriamento suficientemente rápido. Foi utilizado um forno EDG modelo 10P-S com uma bomba de vácuo EDWARDS modelo E2M1,5 acoplada ao forno. Para a determinação das principais propriedades mecânicas do material, como limite de escoamento, limite de resistência a tração e alongamento, sob diferentes temperaturas, assim como a determinação dos parâmetros para a realização dos ensaios de fluência, foram realizados ensaios de tração no material em temperatura ambiente e nas temperaturas de 500°C, 600°C, 700°C e 800°C, sob taxa de deformação igual a  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Os ensaios de tração foram realizados em uma Máquina Universal de Ensaio INSTRON 5500R no laboratório de ensaios mecânicos do Departamento de Engenharia de Materiais - DEMa/UFSCar. Já os ensaios de fluência foram realizados no laboratório de ensaios de fluência do DEMa/UFSCar. Os testes foram realizados a 700°C na modalidade de carga constante, com registro contínuo da deformação ao longo do tempo (Figura 3-a) para construção das curvas de fluência. Foram utilizados termopares tipo K com revestimento cerâmico fixado junto ao CP para o controle da temperatura durante os ensaios de fluência (Figura 3-b) e tração a quente. A Figura 3 (c-d) também o registro da execução dos ensaios de tração a quente e fluência.



**Figura 3.** Sistema de extensometria construído para realização dos ensaios de fluência (a), fixação do termopar junto ao CP (b), registro da execução de 1 ensaio de tração a quente (c) e registro da execução de 2 ensaios de fluência (d).

A caracterização microestrutural do material CR e após os ensaios foi realizada utilizando técnicas de Microscopia Ótica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). As amostras foram embutidas em baquelite, lixadas na sequência granulométrica de mesh igual a 200, 400, 600 e 1200, e polidas em pasta de diamante com granulometria de 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ . Foi realizado ataque eletrolítico com ácido oxálico (20V por 30 segundos, em média) para revelação da microestrutura e a observação foi realizada em um microscópio OLYMPUS BX41M-LED (DEMa/UFSCar) e um MEV XL30 FEG (Laboratório de Caracterização Estrutural – LCE/UFSCar). A análise e quantificação de uma possível segunda fase, a ferrita  $\delta$ , foi realizada utilizando-se um ferritoscópio FISCHER modelo MP-3-GAB.3D-Fe. O teste foi realizado no Departamento de Engenharia de Materiais da USP - Universidade de São Paulo, Campus São Carlos.

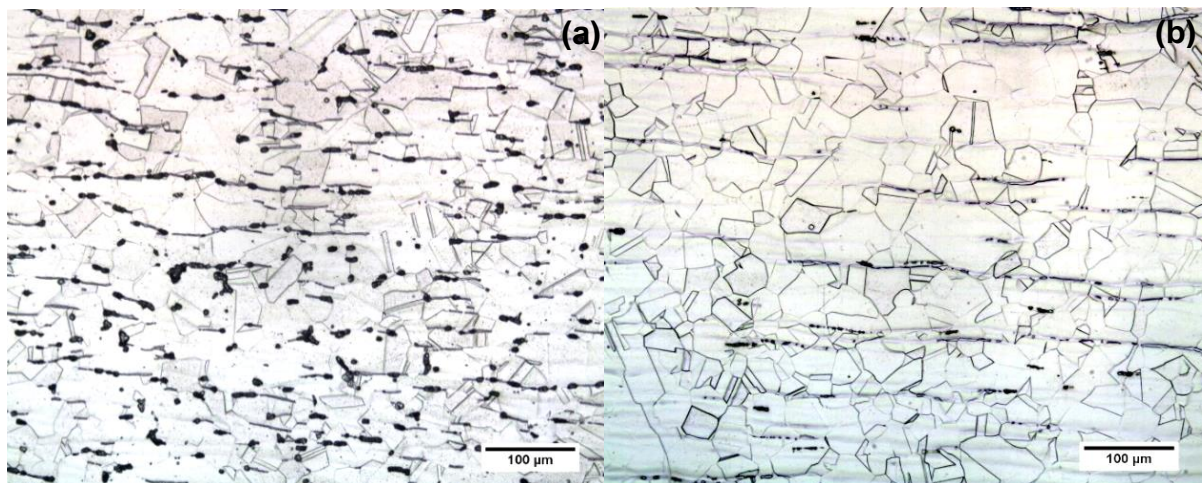


## 2.2 Resultados e Discussão

### 2.2.1 Caracterização Microestrutural

A Figura 4 apresenta a microestrutura obtida via MO do material na condição CR (a) e após tratamento térmico de solubilização (b). O material CR apresentava uma microestrutura austenítica recristalizada com presença de maclas e nos contornos de grão, possível presença de carbonetos, MnS e ilhas de ferrita  $\delta$ , conforme já observado em trabalhos anteriores com o mesmo material [11,17,18].

A maioria dos AIA's apresentam ferrita  $\delta$  na microestrutura ao longo do seu processo de solidificação. Ela pode ser reduzida ou eliminada da microestrutura por meio de um processo de tratamento térmico de solubilização no intervalo entre 1050 a 1250°C. Entretanto, devido a razões econômicas, esse tratamento não é realizado de forma completa nas siderúrgicas. Essa fase, por ser ferromagnética, pode ser experimentalmente quantificada e com grande precisão [19]. Com o tratamento térmico de solubilização, busca-se sempre teores inferiores a 3% desta fase [20, 21]. Através de um ferritoscópio foi possível quantificar o teor (em volume) desta fase no material CR e após solubilização: 3,6% e 1,7%, respectivamente, confirmando a análise obtida via MO (Figura 4 - b).

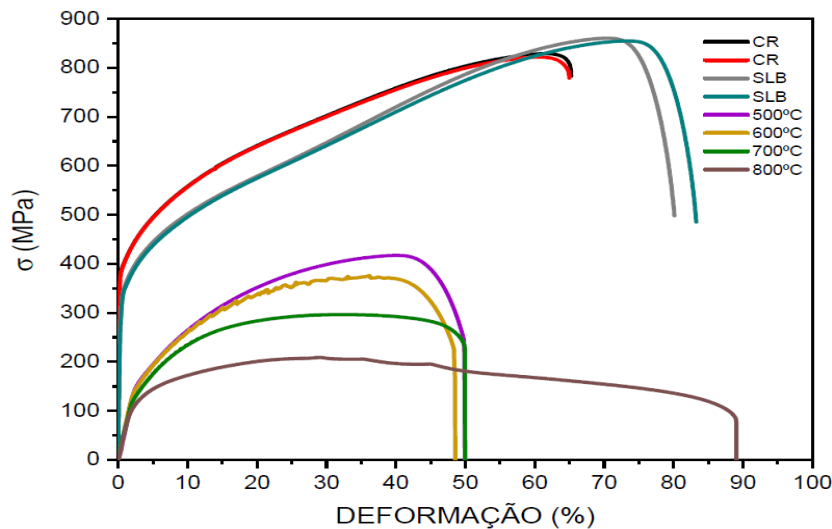


**Figura 4.** Microestrutura do material na condição CR (a) e após tratamento térmico de solubilização (b). Ataque: Ácido Oxálico.

### 2.2.2 Ensaios de Tração

A Figura 5 apresenta as curvas tensão-deformação de engenharia obtidas em ensaios de tração em diferentes temperaturas. Observou-se que em temperatura ambiente, o material apresentou os valores mais elevados de limite de escoamento ( $\sigma_{0,2\%}$ ) e limite de resistência a tração ( $\sigma_t$ ), evidenciando uma alta capacidade de encruamento no regime de deformação uniforme. No caso dos ensaios em temperatura ambiente o formato das curvas sugere que houve transformação martensítica induzida por deformação durante os testes, contribuindo para o aumento da tenacidade. Segundo SILVA e MEI (2010) [4], o AISI201 apresenta uma das maiores relações entre limite de escoamento e limite de resistência a tração, dentre os AIA's. Conforme observado, o encruamento foi mais pronunciado nos ensaios a temperatura ambiente (25°C) no qual previamente os CP's foram

submetidos a tratamento térmico de solubilização (SLB). Nestas condições, o material estava livre de tensões prévias oriundas do processamento.



**Figura 5.** Resultado dos ensaios de tração. CR = Como recebido e ensaiado a 25°C. SLB = Solubilizado e ensaiado a 25°C. Demais ensaios: 500°C, 600°C, 700°C e 800°C.

A Tabela 2 apresenta o resumo dos resultados. Os parâmetros de encruamento  $n$  e  $K$ , do modelo de Holomon ( $\sigma = K\varepsilon^n$ ) foram determinados no intervalo de deformação plástica uniforme das curvas de tensão-deformação verdadeiras.

**Tabela 2.** Propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração.  $\varepsilon_r$ : alongamento na ruptura.

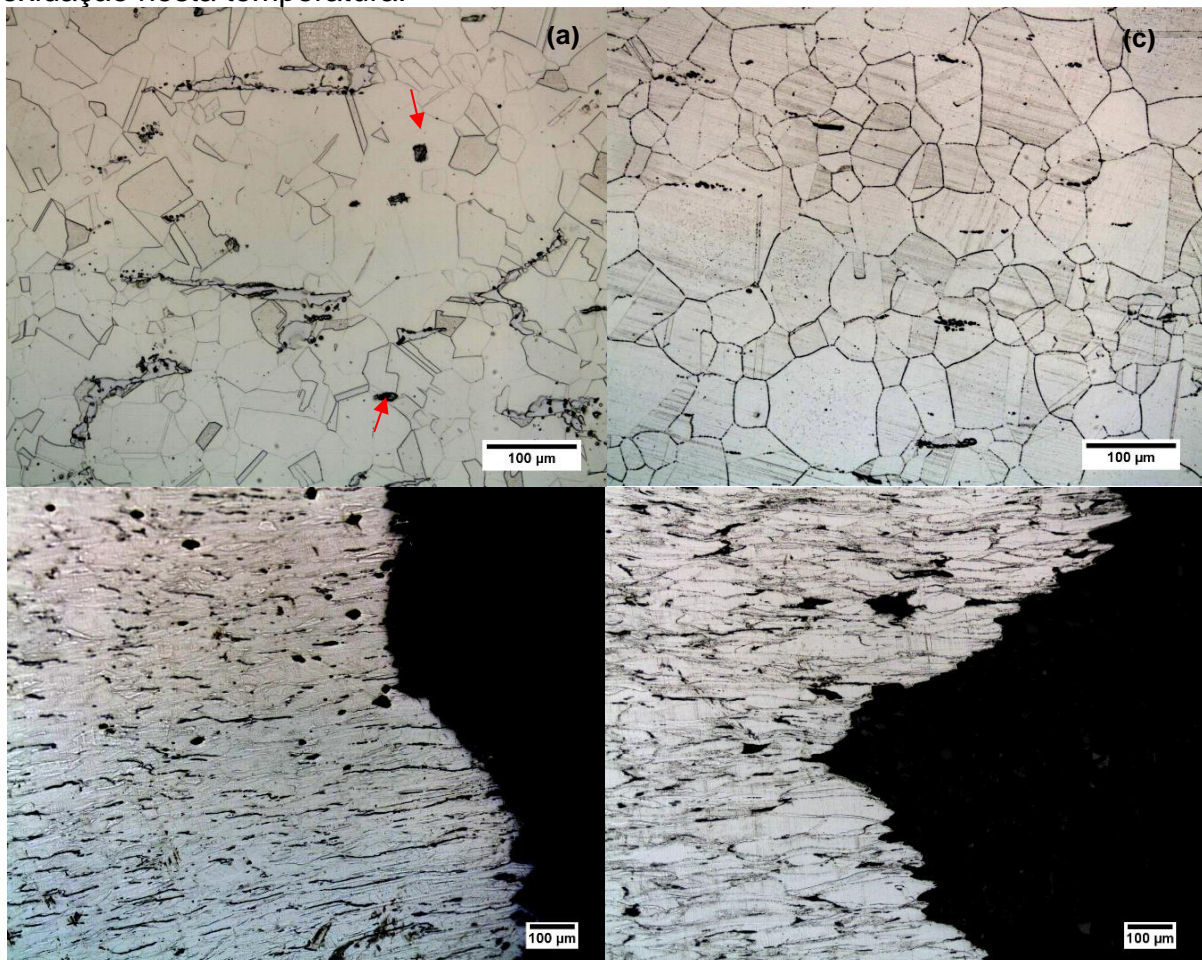
Condição	Temperatura (°C)	$\sigma_{0,2\%}$ (%)	$\sigma_t$ (MPa)	$\varepsilon_r$ (%)	$n$	$K$ (MPa)
CR	25	385,3	828,8	65,3	0,48	195,6
CR	25	385,3	821,8	65,0	0,47	204,3
SLB	25	321,0	860,4	80,1	0,54	156,3
SLB	25	320,2	854,8	83,3	0,55	154,6
SLB	500	145,7	417,2	49,9	0,40	154,6
SLB	600	133,3	375,9	48,5	0,36	160,6
SLB	700	122,8	296,6	50,0	0,29	161,5
SLB	800	98,3	209,1	89,1	0,24	126,5

Com o aumento da temperatura, houve uma progressiva queda nos valores de  $\sigma_{0,2\%}$  e  $\sigma_t$ , conforme esperado, entretanto, nos testes sob temperaturas de 500°C, 600°C e 700°C, houve uma significativa redução dos valores de alongamento na ruptura ( $\varepsilon_r$ ). Já a 800°C, o valor do alongamento cresceu consideravelmente e atingiu um valor próximo a 90%. A menor ductilidade no intervalo de 500°C a 700°C em relação à temperatura ambiente é acompanhada pela redução dos valores de  $n$  e menor capacidade de acumular deformação plástica, já que a estas temperaturas a transformação martensítica não ocorre. Um estudo mais detalhado acerca dos mecanismos que controlam a deformação neste intervalo temperatura ainda precisará ser feito, mas já se pode destacar que o material preserva uma boa relação resistência-ductilidade em todo o intervalo observado.

A Figura 7 apresenta MO dos CP após os ensaios de tração a 600°C e 800°C. A 600°C na região não deformada (cabeça do CP, Fig. 7-a), observa-se que não houve grandes alterações em relação à microestrutura do estado SLB, com a presença de maclas e alguma ferrita remanescente da solubilização, porém com partículas (setas



vermelhas) de segunda fase a serem mais bem observadas com outras técnicas de microscopia em trabalhos futuros. Já a 800°C (Fig. 7-c), sugere-se que houve algum crescimento dos grãos e a precipitação de carbonetos nos contornos de grãos (confirmados quando observados em maior escala de ampliação). Quanto à região próxima a estricção, (Fig. 7-b,d), nota-se que a fratura ocorreu preferencialmente pelos contornos de grão nas duas temperaturas, sendo que a 800°C (Fig. 7-d) os grãos estão muito mais alongados, com a presença de trincas e vazios entre os grãos, característicos de deterioração da microestrutura devido aos efeitos de oxidação nesta temperatura.



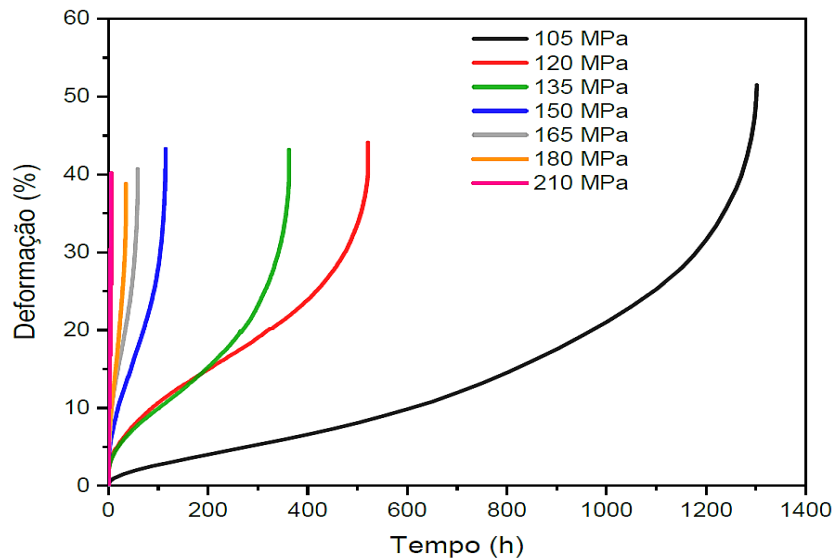
**Figura 7.** MO das amostras ensaiadas a 600°C (a, b) e 800°C (c, d), obtidas nas regiões da cabeça do CP (a, c) e próximas à fratura (b, d).

### 2.2.3 Ensaios de Fluência

A Figura 8 apresenta as curvas obtidas com os 7 ensaios de fluência a 700°C sob diferentes tensões. O tempo de ruptura variou de 5,9 horas (no ensaio de maior tensão) até 1301,7 horas (no de menor tensão) e foi observada significativa deformação dos CP's em todos os ensaios. A Tabela 3 apresenta o resumo dos resultados obtidos.

A Figura 9 mostra o efeito da tensão de ensaio ( $\sigma$ ) no tempo de ruptura ( $t_r$ ) resultante para o conjunto de ensaios de fluência a 700°C. Nela, os resultados obtidos com o aço AISI 201LN são comparados com dados da literatura dos AIA's da série 300. Observou-se que o aço em estudo apresentou um comportamento similar ou até superior aos aços inoxidáveis mais tradicionais. Diferentemente aos AIA's

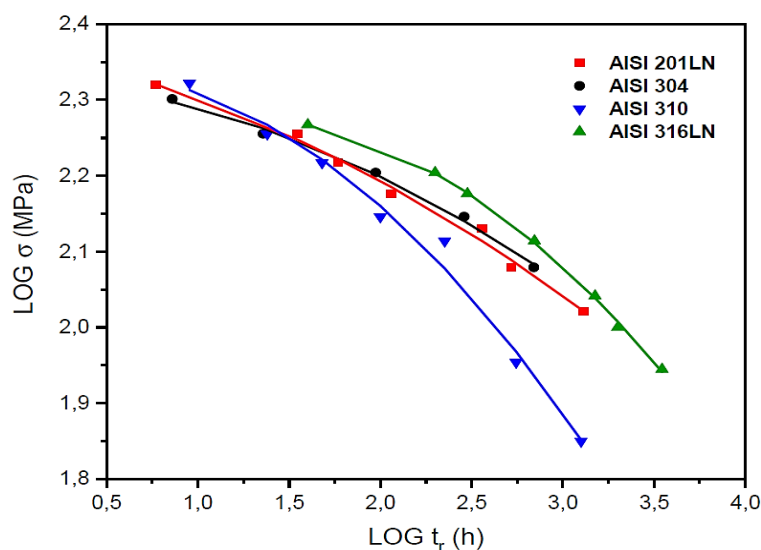
estabilizados com Mn, onde a perda de resistência em altas temperaturas é associada à instabilidade microestrutural [12,13], neste material, o teor de N relativamente alto contribuiu para a maior estabilidade e manutenção da resistência em tempos prolongados de exposição.



**Figura 8.** Curvas obtidas nos ensaios de fluência a 700°C sob diferentes tensões.

**Tabela 3.** Resumo dos resultados dos ensaios de fluência a 700°C. R.A: redução de área.  $\dot{\epsilon}_{\min}$ : taxa mínima de fluência.

Temperatura (°C)	$\sigma$ (MPa)	$t_r$ (h)	$\epsilon_r$ (%)	R.A (%)	$\dot{\epsilon}_{\min}$ (h <sup>-1</sup> )
700	105	1301,7	51,5	43,8	0,000130
700	120	520,9	44,1	41,4	0,000412
700	135	362,5	43,2	42,6	0,000515
700	150	115,0	43,3	44,0	0,001927
700	165	59,0	39,5	41,8	0,003445
700	180	35,2	38,8	42,2	0,005854
700	210	5,9	40,1	44,8	0,034755

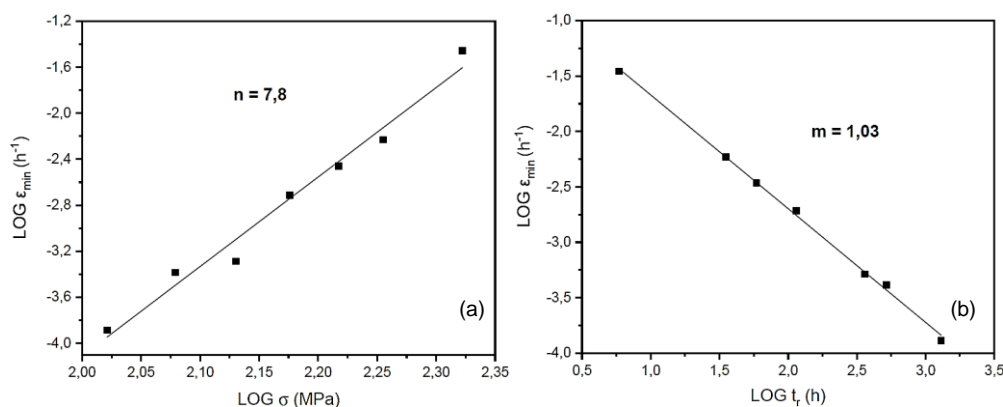


**Figura 9.** Efeito da tensão no tempo de ruptura a 700°C do material estudado (AISI201LN) em comparação com dados de literatura para aços da série AISI 300. Dados adaptados de: AISI 304 [22], AISI 310 (tensão constante) [23] e AISI 316LN [24].



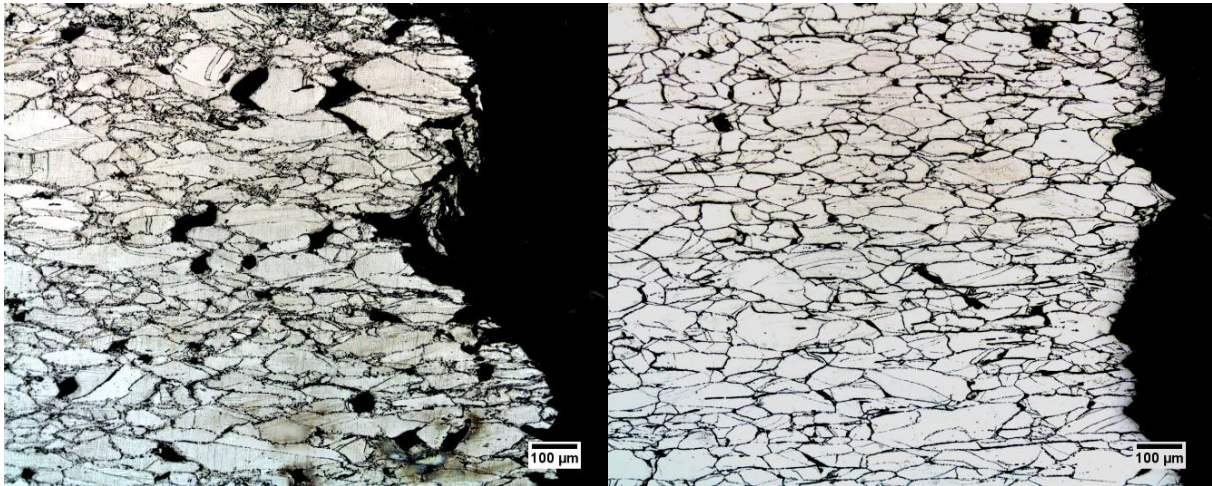
A Figura 10 (a) apresenta os dados da taxa mínima de fluência ( $\dot{\epsilon}_{\min}$ ) em função da tensão aplicada ( $\sigma$ ). Os valores de  $\dot{\epsilon}_{\min}$  correspondem ao estado estacionário de fluência e foram obtidos pela inclinação da reta no trecho linear das curvas da Figura 8. Na representação logarítmica da Figura 10 (a), observa-se uma correlação aproximadamente linear dos dados, que representa a Lei Potencial da Fluência ( $\dot{\epsilon}_{\min} = A \cdot \sigma^n$ ), também denominada Lei de Norton, em que  $A$  é uma constante dependente da temperatura e estrutura do material e  $n$  é conhecido como expoente de sensibilidade da taxa de deformação com a tensão, cujo valor pode ser relacionado com os mecanismos de deformação que atuam durante o processo de fluência. Nas condições estudadas, o material apresentou um valor de  $n = 7,8$ , indicando mecanismos de deformação complexos, como interação de discordâncias com fases dispersas ou precipitadas, subestruturas de discordâncias ou formação de emaranhados de discordâncias. O valor aqui obtido é comparável aos obtidos sob mesma temperatura e condições próximas de tensão com AIA's da série 300; para o AISI 304, por exemplo, o coeficiente variou com a tensão,  $n = 5,5$  (para baixas tensões) e  $8,9$  (para elevadas tensões) [22].

A Figura 10 (b) apresenta em escala logarítmica os dados obtidos da taxa mínima de fluência ( $\dot{\epsilon}_{\min}$ ) em função do tempo de ruptura ( $t_r$ ), no qual nos fornece a relação de Monkman-Grant (M-G):  $\dot{\epsilon}_{\min} \times t_r^m = K$ , onde  $K$  é a constante de M-G e  $m$  é um expoente de valor próximo a 1, como reportado, em geral, para vários materiais metálicos [25]. O valor encontrado do expoente  $m$  para este material é  $m = 1,03$ . A relação de M-G se torna válida quando o deslizamento dos contornos de grãos não tem uma contribuição significativa na deformação total, sendo a taxa de deformação controlada pela matriz. A validade do modelo de M-G estabelece uma relação direta entre a taxa de deformação do estado estacionário e o tempo total até a ruptura, independentemente das diferentes combinações de tensão e temperatura de teste que podem resultar em determinada taxa. O parâmetro  $K$  pode, porém, ser afetado por instabilidades microestruturais que venham a reduzir a ductilidade (alongamento total) em testes de longa duração [26]. No caso presente, todos os ensaios se ajustaram bem à relação de M-G, o que indica que, no intervalo de condições estudadas, os mecanismos de deformação predominantes no estágio secundário determinarão o tempo de ruptura. Em outras palavras, instabilidades microestruturais que porventura estejam acontecendo nos testes de longa duração, não afetaram significativamente a duração do ensaio. Isso se confirma pelos valores de alongamento muito similares obtidos em todos os testes.



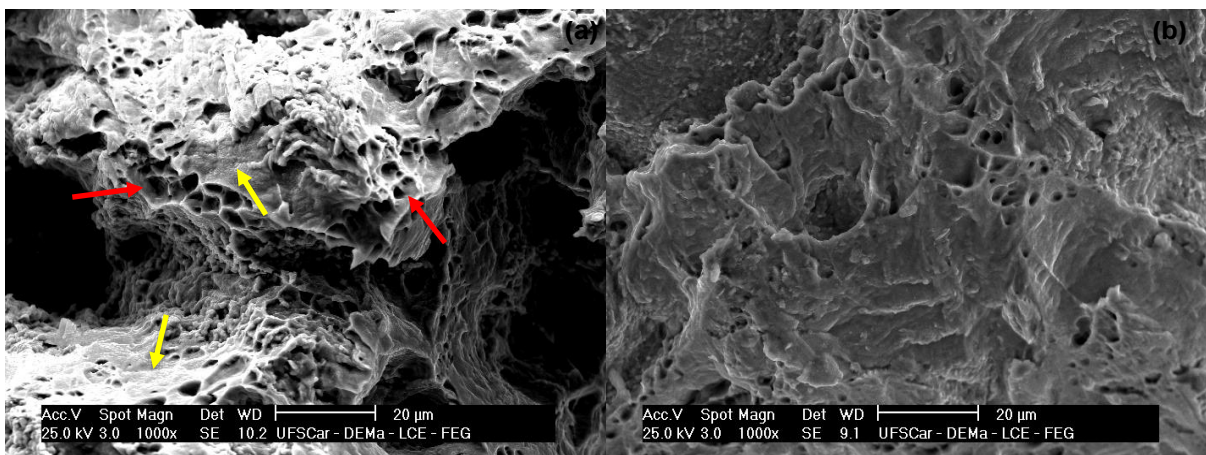
**Figura 10.** Análise dos dados segundo a relação de Norton (a). Análise dos dados segundo a relação de Monkman-Grant (b).

A Figura 11 apresenta imagens obtidas via MO da região de fratura de 2 CP's após os ensaios de fluência. Em (a), após 1301,7 horas de ensaio, observou-se que a fratura percorreu um caminho bastante irregular, seguindo os contornos dos grãos alongados, pela interligação dos buracos e vazios de fluência, que apareceram em grande quantidade devido à deterioração por oxidação decorrente da longa exposição a 700°C. Em (b), após 5,9 horas de ensaio, a microestrutura apresentou estar muito mais preservada dos efeitos de oxidação e a fratura seguiu um caminho mais regular, perpendicular à direção de tração, pelos contornos dos grãos, que foram também altamente alongados nesta direção.



**Figura 11.** MO das regiões de fratura: (a) 105MPa ( $t_r = 1301,7h$ ) e (b) 210MPa ( $t_r = 5,9h$ ).

A Figura 12 apresenta imagens obtidas via MEV da superfície de fratura dos dois CP's observados na Figura 11. Em (a) confirma-se uma superfície de fratura bastante irregular, predominantemente dúctil com grande quantidade de deformação plástica caracterizada pela presença de *dimples*, indicados pelas setas vermelhas. Regiões com aparência de fratura frágil, indicadas pelas setas amarelas, correspondem aos vazios (buracos) de fluência, onde houve a separação dos contornos dos grãos. Em (b) observou-se também uma superfície de fratura mista, ainda com predominância dúctil, porém com menores sinais de deterioração por oxidação.



**Figura 12.** MEV das superfícies de fratura: (a) 105MPa ( $t_r = 1301,7h$ ) e (b) 210MPa ( $t_r = 5,9h$ ).

### 3 CONCLUSÃO

- O material apresentou alta capacidade de encruamento nos ensaios de tração em temperatura ambiente, atribuída ao efeito TRIP. Na faixa de 500°C a 800°C o material manteve boa relação resistência-ductilidade.
- Em ensaios de fluência a 700°C o aço AISI201LN apresentou desempenho similar ou superior aos AIA's tradicionais da série 300 no intervalo de tensões investigado, o que incentiva o prosseguimento dos estudos em outras faixas de temperatura.
- As taxas de deformação do estado estacionário de fluência apresentaram boa correlação com as tensões aplicadas e com os tempos de ruptura, ajustando-se respectivamente à lei potencial de fluência de Norton e à relação de Monkman-Grant e todo o intervalo investigado. Concluiu-se que ao longo dos testes o material não apresentou modificações microestruturais significativas para interferir nos mecanismos de deformação predominantes no início do estado estacionário.
- Análises de MO e de MEV nos corpos de prova fraturados por fluência mostraram fratura predominante dúctil, com evidências de deterioração por oxidação nos contornos de grão nos ensaios de longa duração.

### Agradecimentos

Agradecimento a Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

### REFERÊNCIAS

- 1 PARR, J. G.; HANSON, A. An Introduction to Stainless Steel. Metals Park, Ohio: ASM International, 1966
- 2 PECKNER, D.; BERNSTEIN, I. M. Handbook of Stainless Steels. New York: McGraw-Hill, 1977.
- 3 Stainless steel in figures 2018. International Stainless Steel Forum, p. 24, 2018.
- 4 SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 3ª ed. São Paulo: Blucher, 2010.
- 5 SERIES, A. Stainless Steels at High Temperatures. Materials and Application Series. 2012; 18(1): 1-40.
- 6 200 Series Stainless Steel - CrMn Grades. ASSDA Technical Bulletin. 2006; 1: 1–3.
- 7 CHARLES, J. et al. Austenitic Cr-Mn Stainless Steels – A European Approach. Materials and Application Series. 2012; 12: 1 - 17.
- 8 DAVIS, J. R. Stainless Steels - ASM Specialty Handbook. U.S.A: ASM International; 1994.
- 9 OSHIMA, T.; HABARA, Y.; KURODA, K. Efforts to Save Nickel in Austenitic Stainless Steels. ISIJ International. 2007; 47 (3): 359 - 364.
- 10 REZAEI, A. et al. Investigation Of Cold Rolling Variables On The Formation Of Strain Induced Martensite In 201L Stainless Steel. Materials and Design. 2013; 46: 49–53.
- 11 SILVA, C. S. Formação e Reversão da Martensita Induzida por Deformação nos Aços Inoxidáveis Austeníticos 304L e 201LN. 2017. 189f. Instituto Militar de Engenharia. 2017.
- 12 WISNIEWSKI, A.; BEDDOES, J. Influence of Heat Treatment on Creep of a Mn–N Stabilized Austenitic Stainless Steel. 2008; 43: 5350 - 5357.
- 13 BUENO, L.O.; SORDI, V.L. Creep Behaviour of Fe-Mn-Al steel from 500°C to 800°C. Part 1: Analysis of Constant-load Creep Data. Materials Science & Engineering A. 2008; v. 483-484: 498 - 501.



- 14 HAMADA, A. S; et al. Contribution Of Deformation Mechanisms To Strength And Ductility In Two Cr-Mn Grade Austenitic Stainless Steels. *Materials Science & Engineering A*. 2013; v. 559: 336 - 344.
- 15 ASTM E8/E8M - 13: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. In: *Annual Book of ASTM Standards*. USA: ASTM International, 2013.
- 16 ASTM E139 - 11: Standard Test Method for Conducting Creep, Creep-Rupture, and Stress-Rupture Tests of Metallic Materials. In: *Annual Book of ASTM Standards*. USA: ASTM International, 2011.
- 17 HERNÁNDEZ, J. W. C. Efeito Da Temperatura De Solubilização e Da Concentração De Íons Cloreto e Sulfato Sobre A Resistência à Corrosão Por Pite Dos Aços Inoxidáveis Austeníticos 17Cr-6Mn-5Ni e UNS S30403. 2012. 116 f. USP - Universidade de São Paulo. 2012.
- 18 FILHO, I. R. S. Estudo Da Evolução Microestrutural e Das Propriedades Magnéticas Do Aço Inoxidável Austenítico AISI 201 Laminado a Frio. 2015. 132 f. USP - Universidade de São Paulo. 2015.
- 19 PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e Propriedades. Curitiba: Hemus, 2004.
- 20 PASSOS, D. O.; OTUBO, J. A Influência Da Ferrita Delta Em Aços Inoxidáveis Austeníticos Forjados. *Rem: Revista Escola de Minas*. 2010, 63 (1): 57 - 63.
- 21 PASSANHA, E. C. Quantificação Da Ferrita Delta e Avaliação Da Relação Microestrutura/Propriedades De Um Aço Inoxidável Austenítico 347 Soldado. 2011. 108 f. UENF - Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. 2011.
- 22 PHANIRAJ, C.; SAMUEL, K. G.; MANNAN, S. L. et al. Effect of Environment on Creep Properties of AISI304 Stainless Steel. 1986. 5f. International Conference on Creep. Tokyo. 1986.
- 23 NOELI, B. S. Avaliação de um Critério de Equivalência entre Dados de Tração a Quente e Fluência em Aços. 2007. 153f. UFSCar - Universidade Federal de São Carlos. 2007.
- 24 RIETH, M.; FALKENSTEIN, A.; GRAF, P. et al. Creep of the Austenitic AISI316LN – Experiments and Models. 2004. 84f. Institut für Materialforschung. 2004.
- 25 MORETO, J. A.; CASTRO, D. B. V.; BUENO, L. O. Correlação de Dados de Tração a Quente e Fluência para a Liga Kanthal A1.2011. *REM: Revista Escola de Minas*. 2011; 64 (2): 181-186.
- 26 SORDI, V. L.; BUENO, L. O. Tensile Strength and Creep Behaviour of Austenitic Stainless Steel type 18Cr-12Ni with Niobium Additions at 700°C. 2010. *Journal of Physics: Conference Series*. 2010; 240 (1): 1-6.