

PARAMETRIZAÇÃO DAS CURVAS DE ESCOAMENTO PLÁSTICO DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316 L*

Rafael Pereira Ferreira¹

Eden Santos da Silva²

Carmem Célia Francisco do Nascimento³

Gedeon Silva Reis⁴

Resumo

O objetivo deste trabalho consiste em caracterizar o comportamento termomecânico do aço inoxidável austenítico AISI 316L a partir dos parâmetros de encruamento (h), recuperação dinâmica (r) e recristalização dinâmica (n , $t_{0,5}$). Na parte inicial das curvas de escoamento plástico a relação $\sigma_c/\sigma_p = 0,92$ é relativamente alta, sendo um indicativo que o amaciamento promovido pela DRV é intenso, corroborado a moderada EFE, $\gamma_{sfe} = 66,86$ mJ/m². Na segunda parte das curvas vê-se que há um atraso na cinética de amaciamento dinâmico com maior valor para $t_{0,5}$ e menores valores do expoente de Avrami n , devido à competição entre os mecanismos DRV-DRX.

Palavras-chave: Recuperação dinâmica; Recristalização dinâmica; Energia de falha de empilhamento; Cinética de Avrami.

PARAMETERS OF PLASTIC FLOW CURVES AUSTENITIC STAINLESS STEEL AISI 316 L

Abstract

The objective of this study is to characterize the thermomechanical behavior of austenitic stainless steel AISI 316L from work hardening parameters (h), dynamic recovery (r) and dynamic recrystallization (n , $t_{0.5}$), whereas constitutive equations (σ , ϵ) with the conditions expressed deformation according to the Zener-Hollomon parameter (Z). In the early part of the curves the ratio $\sigma_c / \sigma_p = 0.92$ is relatively high, being an indication that the softening promoted by DRV is intense, corroborated with the moderate values EFE, $\gamma_{sfe} = 66.86$ mJ / m². In the second part of the curves we see that there is a delay in the kinetics of dynamic softening more value for $t_{0.5}$ and lower values of the Avrami exponent n , due to competition between the DRV-DRX mechanisms

Keywords: Dynamic recovery; Dynamic recrystallization; Stacking fault energy; Kinetic Avrami.

¹ Bacharel em Engenharia Mecânica, Graduado, Professor EBTT, DMM, Instituto Federal do Maranhão, Pedreiras, Maranhão, Brasil.

² Licenciado em Física, Doutor em Engenharia de Materiais, Professor, Departamento de Engenharia Civil, Unidade de Ensino Dom Bosco - UNDB, São Luís, Maranhão, Brasil.

³ Bacharel em Engenharia de Materiais, Doutora em Engenharia Mecânica, Professora do Magistério Superior, DMM, Instituto Federal do Maranhão, São Luís, Maranhão e Brasil

⁴ Bacharel em Engenharia Mecânica, Doutor em Engenharia de Materiais, Professor do Magistério Superior, DMM, Instituto Federal do Maranhão, São Luís, Maranhão e Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Durante o processamento termomecânico, os aços inoxidáveis com estrutura austenítica e EFE relativamente baixa tendem a amaciar por DRX, após certa quantidade de deformação [1]. Este limiar de deformação é conhecido como a deformação crítica (ϵ_c) e corresponde à deformação mínima necessária para o início da DRX, a tensão correspondente a essa deformação é denominada tensão crítica (σ_c) [2]. Este valor corresponde ao limite superior da quantidade de energia que pode ser armazenada localmente neste tipo de material deformado a quente. Mas somente a quantidade crítica de energia armazenada não é suficiente para o início da DRX, sendo necessária também que a taxa de dissipação de energia alcance um valor crítico. Poliak e Jonas aplicando o princípio de irreversibilidade da termodinâmica determinaram que o estado crítico para o início da DRX ocorre quando [3]:

$$\frac{\partial}{\partial \sigma} \left(- \frac{\partial \theta}{\partial \sigma} \right) = 0 \quad (\text{Eq.1})$$

onde θ representa a taxa de encruamento. Os valores de θ podem ser obtidos calculando-se a derivada da curva σ vs. ϵ medida experimentalmente, Eq. 2 [4]:

$$\theta = \frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon} \quad (\text{Eq.2})$$

Na simulação física do processamento termomecânico a ocorrência de DRX em materiais com baixa a moderada EFE, leva aos fenômenos de encruamento e amaciamento dinâmico, representado na curva por um pico de tensão, com decréscimo no nível de tensão durante a deformação a quente [5]. Assim os fenômenos de deformação a quente envolvem os parâmetros de encruamento (h) e de recuperação (r) na primeira parte da curva; e também os parâmetros de amaciamento dinâmico após o pico, expoente de Avrami (n) e o tempo para 50% de recristalização ($t_{0,5}$) que podem ser usados como referencial na otimização dos parâmetros em diversas condições na deformação a quente.

A caracterização do comportamento termomecânico dos aços inoxidáveis a partir de equações constitutivas que prediz a resposta mecânica do material configura um ótimo banco de dados à modelagem computacional 3D de processos industriais complexos, como laminação, forjamento e trefilação a quente. Na 1ª parte da curva, antes do pico, o principal formalismo aplicado segundo a literatura, é o modelo de Estrin-Mecking-Bergstrom [6]. Baseia-se no crescimento da densidade de discordâncias (ρ) durante a deformação (ϵ) resultante da competição entre o armazenamento e aniquilação de discordâncias, na primeira parte da curva, onde encruamento e DRV são preponderantes. A Equação 3 descreve a competição entre esses dois mecanismos [7]:

$$\frac{d\rho}{d\epsilon} = h - r\rho \quad (\text{Eq.3})$$

onde o primeiro termo do lado direito representa a contribuição do encruamento ou taxa de encruamento (h) e o segundo termo representa a contribuição da DRV ou taxa de DRV (r). Considerando o encruamento constante em relação à deformação e a DRV seguindo uma cinética de primeira ordem [8]. Após manipulações algébricas chega-se a equação que descreve a relação tensão (σ) vs. deformação (ϵ) para materiais que amaciam intensamente por DRV, quando deformados isotermicamente, Equação 4:

$$\sigma = \left[\sigma_{sat}^2 - (\sigma_{sat}^2 - \sigma_o^2) \exp(-r\epsilon) \right]^{1/2} \quad (\text{Eq.4})$$

Após um estágio de aumento da tensão com a deformação, a tensão tende para um valor hipotético de saturação (σ_{sat}), o qual pode ser atribuído ao equilíbrio entre as taxas de armazenamento e de aniquilação de discordâncias, com $d\rho/d\varepsilon = 0$. Seguido de manipulações algébricas (diferenciação) [9], tem-se:

$$\sigma \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right) = 0,5r\sigma_{sat}^2 - 0,5r\sigma^2 \quad (\text{Eq.5})$$

que representa a equação da curva tangente do gráfico $\theta.\sigma$ vs. σ^2 com $m = -0,5r$. Vale salientar que não existem trabalhos na literatura que retrate o perfil das curvas de escoamento plástico a partir destes coeficientes analíticos de encruamento (h) e DRV (r) até o pico de tensão.

A caracterização da 2ª parte da curva, após o pico, pode ser expressa seguindo o formalismo da cinética de Avrami, onde a DRX é descrita pela equação de Avrami por meio da evolução da fração volumétrica recristalizada ao longo da deformação aplicada, Equação 6 [10]:

$$\sigma = \sigma_{sat} - [\sigma_{sat} - \sigma_{ss}] \left(1 - \exp \left(-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^n \right) \right) \quad (\text{Eq.6})$$

onde n é o expoente de Avrami associado aos sítios de nucleação, $t_{0,5}$ representa o tempo necessário para 50% de fração recristalizada dinamicamente, σ_{sat} representa a tensão de saturação quando ocorre apenas DRV e σ_{ss} representa a tensão de estado estacionário com DRX total, com todos os parâmetros expressos em lei de potência com o parâmetro de Zener-Hollomon (Z), $Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q_{def}/RT)$ [11].

O objetivo deste trabalho consiste em caracterizar o comportamento termomecânico do aço inoxidável austenítico AISI 316L a partir dos parâmetros de encruamento (h), recuperação dinâmica (r) e recristalização dinâmica (n , $t_{0,5}$), considerando equações constitutivas (σ, ε) com as condições de deformação expressa segundo o parâmetro de Zener-Hollomon (Z).

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado neste trabalho foi um aço inoxidável austenítico AISI 316L com baixo C e teor de Mo e Mn relativamente alto. A Tabela 1 mostra a composição química em massa do aço AISI 316L, segundo certificado de qualidade do produto fornecido pelo fabricante.

Tabela 1 Composição química do aço inoxidável austenítico AISI 316L (% em massa)

Aço inoxidável austenítico AISI 316L (% massa)								
Elementos	Cr	Ni	Mo	N	Mn	P	C	Fe
	16,60	12,00	2,11	0,078	1,40	0,039	0,025	bal.

Nos ensaios de torção a quente isotérmico contínuo, os corpos de prova cilíndricos ($L=11\text{mm}$; $\varphi=8,0\text{mm}$) foram aquecidos a temperatura de solubilização de 1200°C num forno de radiação infravermelho acomplado a máquina de torção a quente G-III, permanecendo por 300s para homogeneização, em seguida, resfriados até a temperatura de ensaio (ou de deformação), a uma taxa de $3,3^\circ\text{C/s}$, que variou entre 1000°C , 1050°C , 1100°C e 1150°C . Nessas temperaturas eles permaneceram por 30s para eliminar o gradiente de temperatura, para em seguida serem deformados nas taxas de deformação de 0,1; 0,5; 1,0 e $5,0 \text{ s}^{-1}$ até a deformação de 3,5 aplicada.

Para aplicação do método de análise e caracterização as curvas foram inicialmente alisadas através de um programa de manipulação matemática, Origin 9.0 para eliminar irregularidades, ruídos e flutuações nas curvas experimentais oriundas dos ensaios. Os valores da tensão de pico (σ_p) e tensão de estado estacionário (σ_{ss}) foram determinados diretamente das curvas experimentais. Os valores da tensão crítica (σ_c) e tensão de saturação (σ_{sat}) foram determinadas através de métodos analíticos, levantando as curvas da taxa de encruamento (θ) em função da tensão aplicada (σ) até o pico de tensão, com um ajuste polinomial de 3ª ordem, seguida de diferenciação de segunda ordem determinando o mínimo da derivada que representa o ponto de inflexão na curva e o início da DRX (σ_c).

Para caracterização da 1ª parte levantou-se as curvas do produto da taxa de encruamento pela tensão ($\theta \cdot \sigma$) vs. quadrado da tensão (σ^2), para determinação da curvatura ($m = -0,5r$), sendo r o coeficiente de DRV. Os valores do parâmetro de encruamento (h) são determinados segundo a relação:

$$h = r \left(\frac{\sigma}{\alpha \mu b} \right)^2 \quad (\text{Eq.7})$$

A 2ª parte da curva, após o pico de tensão, foi caracterizado segundo os valores do expoente de Avrami (n) e o tempo para 50% de DRX ($t_{0,5}$), a partir da fração de amaciamento dinâmico (X_s) ao longo da deformação aplicada. Estes parâmetros foram determinados a partir de rearranjo da Eq. 6, $\log [\ln[1/(1 - X_s)]]$ vs. $\log t$, onde o expoente de Avrami (n) é a inclinação da curva que permite avaliar o progresso da fração de amaciamento dinâmico.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Curvas de Escoamento Plástico

As curvas obtidas nos ensaios de torção a quente do aço AISI 316L em diferentes temperaturas e taxas de deformação estão apresentadas na Figura 1. Note que inicialmente há uma região de aumento no nível de tensão com a deformação aplicada, seguida de alteração na curvatura quanto maior a deformação, alcançando um máximo no pico de tensão (σ_p). Este comportamento é característico de materiais que endurecem e recuperam dinamicamente. Após pico, há uma região de amaciamento dinâmico com redução no nível de tensão para um valor intermediário, entre a tensão de início de escoamento plástico (σ_0) e a tensão de pico (σ_p). Este comportamento é típico de materiais metálicos que recristalizam dinamicamente competindo com o mecanismo de DRV, que podem ou não alcançarem o estado estacionário de tensão (σ_{ss}). As formas das curvas de escoamento plástico do aço AISI 316L mudam conforme os parâmetros termomecânicos. Nota-se que esta mudança é mais visível na região de amaciamento dinâmico após o pico de tensão com dois tipos de curvas: (i) Curvas sob alta taxa de deformação e baixa temperatura, apresentam níveis de tensão elevadas, altos níveis de encruamento, deformações de pico menores e retardo na cinética de amaciamento dinâmico por recuperação; (ii) Curvas sob baixa taxa de deformação e alta temperatura, exibem baixo nível de tensão, curvaturas acentuadas, deformação de pico maiores e cinética de amaciamento dinâmico por DRX acelerado.

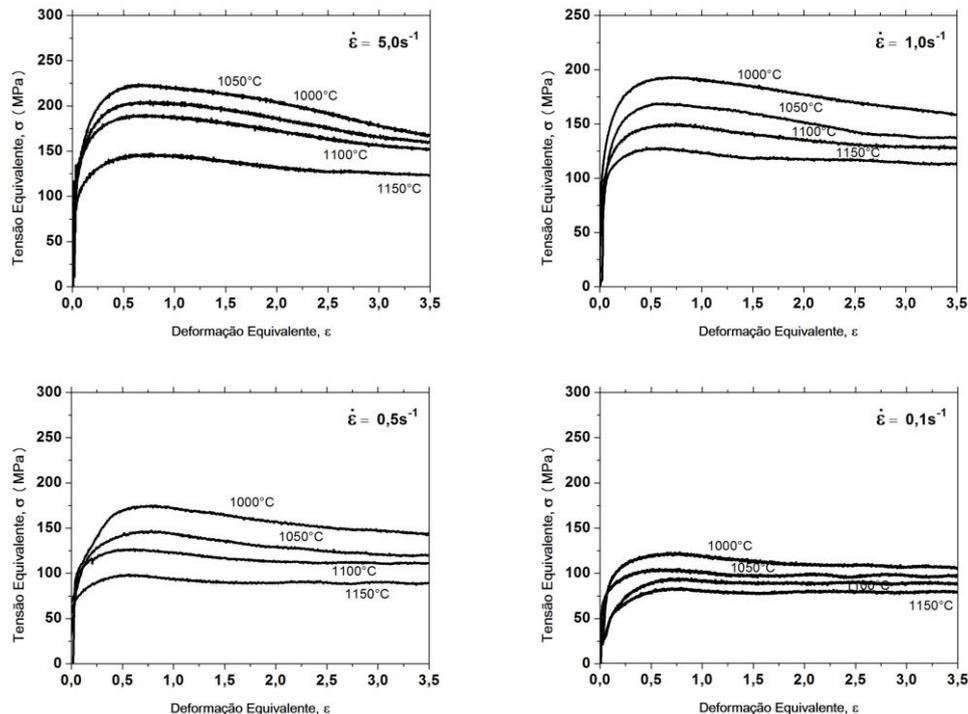


Figura 1 Curvas de escoamento plástico do aço inoxidável austenítico AISI 316L obtida por ensaio de torção a quente: (a) $0,1s^{-1}$, (b) $0,5s^{-1}$, (c) $1,0s^{-1}$, (d) $5,0s^{-1}$.

3.2 Relações Entre a Tensão de Pico e as Demais Tensões

A Figura 2 mostra as correlações entre os valores das tensões crítica, estado estacionário e saturação com a tensão de pico. Nota-se que as correlações entre as tensões para o aço AISI 316L mostram-se de primeira ordem. Os resultados das razões encontradas neste trabalho foram $\sigma_c/\sigma_p = 0,92$, $\sigma_{ss}/\sigma_p = 0,60$, $\sigma_{sat}/\sigma_p = 1,02$, com indicativo de retardo no início da DRX com intensa DRV. Tais razões apresentam valores muito próximos aos reportados na literatura para aços inoxidáveis, $0,60 < \sigma_c/\sigma_p < 0,98$ [12], sob condições similares.

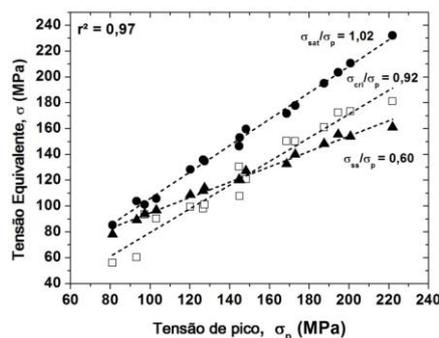


Figura 2 Correlações entre as tensões crítica, pico, estado estacionário e tensão de saturação com as condições de deformação.

3.3 Energia de Ativação e Equação Constitutiva do Aço AISI 316L

Tomando o pico de tensão como um ponto representativo do comportamento do material, pode-se ver que a tensão de pico (σ_p) aumenta com a taxa de deformação imposta e diminui com o aumento da temperatura. A equação seno hiperbólico de

Arrhenius do trabalho a quente generalizado, proposta por Sellars e Tegart [13] representa bem a relação entre as condições de deformação e a tensão necessária para deformar o material:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma_p)]^n \quad (\text{Eq.8})$$

onde $\dot{\epsilon}$ é a taxa de deformação, Q_{def} é a energia de ativação de deformação (kJ/mol), R é a constante universal dos gases (8,31 J/mol.K), T a temperatura absoluta (K), Z o parâmetro de Zener-Hollomon e σ_p é a tensão de pico (MPa). São constantes que dependem do material as variáveis A , α e n . Após algumas manipulações chega-se a uma relação que permite determinar o expoente de tensão (n) a temperatura constante e a energia de ativação (Q_{def}) a taxa de deformação constante [14]:

$$n = \left. \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma_p)]} \right|_T \quad (\text{Eq.9})$$

$$Q_{def} = \left. \frac{nR \partial \ln [\sinh(\alpha\sigma_p)]}{\partial (1/T)} \right|_{\dot{\epsilon}} \quad (\text{Eq.10})$$

Utilizou-se um método computacional derivado da metodologia proposta por Uvira e Jonas [15] para calcular o valor da energia de ativação aparente (Q_{def}) para a deformação a quente do aço em estudo. Para o aço AISI 316L nessas condições de deformação foi encontrado valor médio de 347 kJ/mol. Este valor está de acordo com resultados reportados na literatura para aços similares [16]. A energia de ativação normaliza os efeitos de temperatura e de taxa de deformação, com o valor elevado sendo um indicativo sobre quão rapidamente a tensão aumenta ao longo da janela de trabalho a quente.

Através da relação de $\log Z$ vs. $\log[\sinh(\alpha\sigma_p)]$, tomando $\sinh(\alpha\sigma_p) = 1$ e fazendo a análise de regressão linear, foi encontrado o valor A igual a $5,51 \times 10^{11} \text{ s}^{-1}$ com bom coeficiente de correlação de 0,95, que evidencia um bom ajuste aos dados experimentais. Esta equação constitutiva, Equação 11, pode ser usada para prever os níveis de tensões sob outras condições de deformação a quente desta liga na planta industrial ou mesmo em simulação computacional em 3D de processos termomecânicos levando a uma redução de custos de produção, projeto e análise.

$$\sigma_p = 83,33 \left[\sinh^{-1} \left(\frac{Z}{5,51 \times 10^{11}} \right)^{0,24} \right] \quad (\text{Eq.11})$$

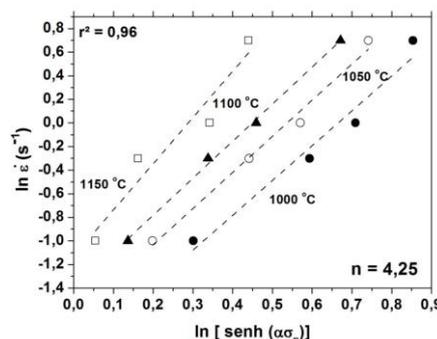


Figura 3 Variação da função do seno hiperbólico em função da tensão de pico para taxa de deformação nas diferentes temperaturas

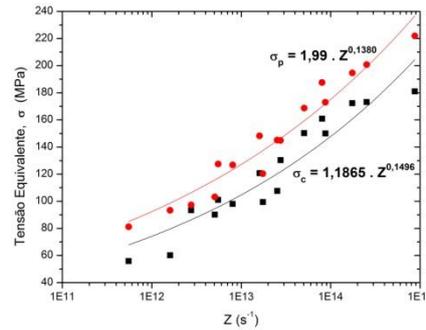


Figura 4 Relação entre tensão crítica, pico (σ_c , σ_p) em relação ao parâmetro de Zener-Hollomon (Z).

$$\sigma_c = 1,186 \cdot Z^{0,15} \quad (\text{Eq.12})$$

$$\sigma_p = 1,99 \cdot Z^{0,14} \quad (\text{Eq.13})$$

O efeito das condições de processamento sobre as tensões considerando a energia de ativação (Q_{def}), expresso pelo parâmetro de Zener-Hollomon (Z), Equações 12 e 13, evidencia um crescimento acentuado da tensão com Z , onde para os altos valores de Z (10^{15}) tendem a ter uma grande elevação da tensão para pequenas variações de Z , Figura 4. O valor do expoente de Z ($n = 0,14$) frente à tensão de pico reflete a sensibilidade do aço AISI 316L às condições de deformação com a elevação da taxa de encruamento ocorrendo mais lentamente, propiciando um retardo no amaciamento dinâmico com forte DRV.

3.4 Modelagem das Curvas de Escoamento Plástico (Parte I, Antes do Pico)

A Figura 5 apresenta a dependência do parâmetro de DRV (r) em função do parâmetro de Zener-Hollomon (Z), expresso em lei de potência. Note que o parâmetro r que especifica a curvatura da curva de DRV apresenta valores maiores nos ensaios realizados sob baixas taxas de deformação e altas temperaturas, isso mostra que a DRV ocorre mais rapidamente sob baixos valores de Z . Este comportamento deve-se a ativação dos mecanismos termicamente ativados com valor moderado da EFE $\sim 66,86 \text{ mJ/m}^2$ determinado segundo o modelo de Daí [17]. Nota-se que o parâmetro de DRV (r) varia de forma inversa ao parâmetro de encruamento (h) quanto à dependência de Z , isso ocorre devido a competição entre os dois mecanismos atuantes na primeira parte da curva de forma intensa. Esses parâmetros são de extrema necessidade no intuito de realizar simulações computacionais em 3D de processamentos termomecânicos complexos. Deve-se salientar que as tensões e deformações de início de escoamento plástico e de saturação expressa através de relações empíricas em função do parâmetro de Zener-Hollomon (Z) afiguram como condição de contorno à modelagem das curvas, Figuras 1.

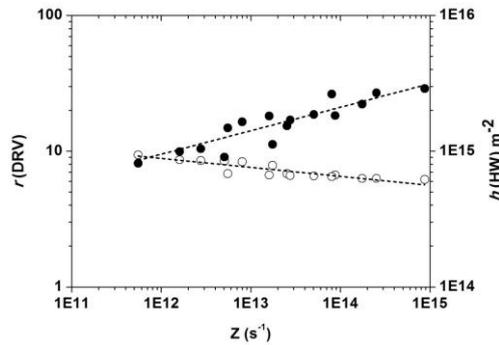


Figura 5 Dependência do coeficiente de encruamento (h) e DRV (r) com parâmetro de Zener-Hollomon (Z), considerando as condições de deformação a quente.

3.5 Modelagem das Curvas de Escoamento Plástico (Parte II, Após o Pico)

Vê-se na Figura 6 a dependência da fração de amaciamento dinâmico (X_s) em função do tempo de deformação, expresso pela curva sigmoideal, junto ao formalismo de Avrami. Note que a taxa de amaciamento acelera com o acréscimo da temperatura e da taxa de deformação. Para uma mesma temperatura, o $t_{0,5}$ diminui com o aumento da taxa de deformação. Para uma mesma taxa de deformação, o $t_{0,5}$ também diminui com o aumento da temperatura, Tabela 2.

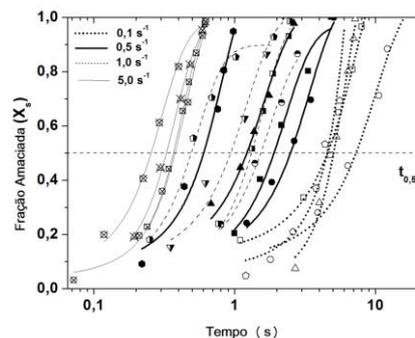


Figura 6 Curvas da fração de amaciamento dinâmico (X_s) em função do tempo de deformação variando a temperatura e a taxa de deformação.

Rearranjando a Equação 6 traça-se a curva $\log [\ln(1/(1-X_s))]$ vs. $\log t$ para estimar o expoente de Avrami (n) a partir da inclinação das curvas geradas. Os valores de n encontrados estão de acordo com os reportados na literatura para a classe aços inoxidáveis austeníticos, $1 < n < 3$, cuja dependência varia com as condições de temperatura e taxa de deformação. Note que n crescem com o aumento da temperatura e da taxa de deformação, com exceções às condições de alta taxa de DRV atrasando a cinética de DRX

Na Figura 7 compara-se as curvas experimentais com as simuladas. Nota-se que existe uma boa concordância, com algumas incompatibilidades, especialmente na primeira parte das curvas, onde nas condições de 1000 e 1050°C com taxa de 0,1 e 0,5 s⁻¹ as curvas simuladas apresentam uma maior parcela na taxa de DRV (alto r).

Tabela 2 Valores calculados do expoente de Avrami (n), tempo para 50% de amaciamento ($t_{0,5}$)

		Temperatura (° C)															
		1000				1050				1100				1150			
$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)		0,1	0,5	1,0	5,0	0,1	0,5	1,0	5,0	0,1	0,5	1,0	5,0	0,1	0,5	1,0	5,0
$t_{0,5}$ (s)		7,3	2,5	1,5	0,38	4,6	1,9	1,3	0,36	5,1	1,2	0,94	0,33	4,5	0,6	0,49	0,25
n		1,4	2,1	2,1	1,9	1,1	1,6	2,2	2,5	3,5	1,7	1,5	2,3	2,0	2,1	1,3	1,6

Quanto à cinética de DRX na segunda parte das curvas, nota-se que o retardo no processo conduz a valores mais baixos para o expoente de Avrami (n) e o tempo de 50% de amaciamento dinâmico ($t_{0,5}$). Vê-se que as condições de 1000 e 1050°C com taxa de deformação de 0,1 e 0,5 s⁻¹ apresentam diferenças na forma das curvas experimentais e simuladas. Mas fica claro que na modelagem das curvas os parâmetros n e $t_{0,5}$ regem a forma das curvas através da cinética de DRX, onde os maiores valores de n e menores valores para $t_{0,5}$ estão associados a uma cinética de amaciamento dinâmico acelerada com baixo Z , como mostra as Figuras 14

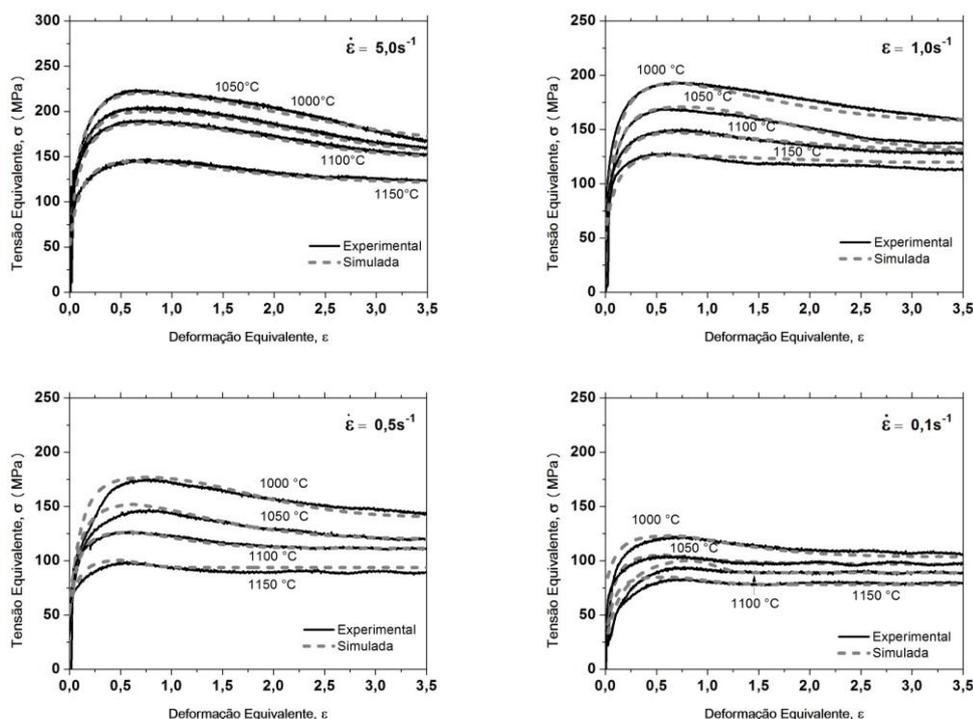


Figura 7 Comparação entre as curvas de escoamento plásticas experimentais e simuladas: (a) 5,0 s⁻¹; (b) 1,0 s⁻¹; (c) 0,5 s⁻¹; (d) 0,1 s⁻¹.

4 CONCLUSÃO

Neste trabalho o amaciamento dinâmico do aço inoxidável austenítico AISI 316L foi investigado nas temperaturas de deformação variando de 1000°C a 1150°C, com taxas de deformação de 0,1 s⁻¹ a 5,0 s⁻¹. As seguintes conclusões podem ser extraídas desta investigação:

- Os resultados mostraram que as curvas de escoamento plástico foram influenciadas sensivelmente pelas condições impostas no processamento termomecânico e que os níveis de tensão aumentaram com o parâmetro Z sob alta taxa de encruamento.
- Na 1ª parte das curvas a relação σ_d/σ_p mostrou-se relativamente alta, sendo um indicativo que o amaciamento promovido pela DRV foi intenso, corroborado com

os maiores valores de r e média energia de falha de empilhamento, $\gamma_{efe} = 66,86$ mJ/m², que facilitaram os mecanismos termicamente ativados, tornando a DRV mais efetiva, atrasando o início da DRX.

- A 2ª parte das curvas mostrou que há um atraso na cinética de amaciamento dinâmico com maior valor para $t_{0,5}$ e menores valores do expoente de Avrami (n), devido à competição entre os mecanismos DRV-DRX.

REFERÊNCIAS

- 1 Poliak EI, Jonas JJ. Initiation of Dynamic Recrystallization in Constant Strain Rate Hot Deformation. *ISIJ Int.* 2003;43:684–91.
- 2 Stewart GR., Jonas JJ, Montheillet, F. Kinetics and Critical Conditions for the Initiation of Dynamic Recrystallization in 304 Stainless Steel. *ISIJ Int.* 2004; 44: 1581–1589.
- 3 Poliak EI, Jonas JJ. A one-parameter approach to determining the critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization. *Acta Mater.* 1996; 44: 127–136.
- 4 Najafizadeh A, Jonas JJ. Predicting the critical stress for initiation of dynamic recrystallization. *ISIJ Int.* 2006; 46: 1679-1684.
- 5 Jonas JJ, Sellars CM, Tegart WJ McG. Strength and structure under hot-working conditions. *Metallurgical Reviews.* 1969; 130:1-33.
- 6 Mecking H, Kocks UF. Kinetics of Flow and Strain-Hardening. *Acta Metall.* 1981;29:1865-75.
- 7 Estrin Y, Mecking H. A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models. *Acta Metall.* 1984; 32:57-70.
- 8 Jorge Jr AM, Balancin O. Prediction of steel flow stresses under hot working conditions. *Materials Research.* 2005; 8 (3): 309-315.
- 9 Jonas JJ, Quelennec X, Jiang L, Martin É. The Avrami kinetics of dynamic recrystallization. *Acta Materiala.* 2009;57:2748–56.
- 10 Rodrigues SF, Silva ES, Reis GS, Sousa RC, Balancin O. Prediction of hot flow plastic Curves of ISSO 5832-9 steel used as orthopedic implants. *Mater. Res.* 17 (2); (2014): 436–444.
- 11 McQueen HJ., Imbert CAC. Dynamic recrystallization: plasticity enhancing structural development. *Journal of alloys and Compounds.* 2004; 378: 35 – 43.
- 12 Sellars CM. The kinetics of softening processes during hot working of austenite. *Czech J Phy.* 1985;35:239–48.
- 13 Sellars CM. 7th Riso Int. Symp. Metall. Mater. Sci., N. Hansen, D. Jull Jensen, T. Leffers, and B. Ralph, eds., Riso National Laboratory, Roskilde, Denmark, 1986, pp. 167–87.
- 14 Laasraoui A, Jonas JJ. Prediction of steel flow stresses at high temperature and strain rates. *Metall. Trans. A.* 1991; 22: 1545–1558.
- 15 Uvira JL, Jonas JJ. Hot compression of armco iron and silicon steel *Transactions of the Metallurgical Society of AIME.* 1968;242(8): 1619-26.
- 16 Mirzadeh H, Cabrera JM, Prado JM, Najafizadeh A. Hot deformation behavior of a medium carbon microalloyed steel [J]. *Materials Science and Engineering A.* 2011; 528: 3876–3882.
- 17 Sun L, Muszkaa K, Wynnea BP, Palmiere EJ. On the interactions between strain path reversal and dynamic recrystallisation in 316L stainless steel studied by hot torsion. *Materials Science & Engineering A.* 2012; 568:160–170.