

INFLUÊNCIA DO TEMPO INTERPASSE E TEMPERATURA NO AMACIAMENTO DE UM AÇO API 5L MICROLIGADO AO Nb-V-Ti¹

Leonardo Borges Rosa²
 Adonias Ribeiro Franco Júnior³
 Marcelo Lucas Pereira Machado³
 Estéfano Aparecido Vieira³

Resumo

O objetivo deste trabalho foi investigar a influência da temperatura e tempo interpasse no amaciamento de aços API 5L microligados ao Nb-V-Ti, através do cálculo do parâmetro de amaciamento (PA) utilizando ensaios de torção a quente em conjunto com investigações metalográficas e modelos microestruturais. Em temperaturas de 1000°C e 1100°C, o amaciamento do material aumenta com a temperatura e com o tempo entre passes confirmando que a restauração estática e a metadinâmica tem um papel importante nesse processo. Nestas condições, onde houve a ocorrência de recristalização dinâmica no primeiro passe, o refino do grão é maior com o aumento do tempo entre passes até o amaciamento se completar, a partir daí, há um aumento do grão à medida que se aumenta o tempo entre passes, ocasionado pelo processo de crescimento de grão. A 900°C, onde não se verificou a recristalização dinâmica no 1º passe, acréscimos de t_{ip} em até 300s provocam o crescimento dos grãos autênticos, resultando em d_f com cerca de 90 μm .

Palavras-chave: Recristalização; Aços API 5L; Ensaio de torção a quente

INFLUENCE OF TIME AND TEMPERATURE INTERPASS IN SOFTENING OF A STEEL API 5L MICROALLOYED Nb-Ti-V

Abstract

The objective of this study was to investigate the influence of temperature and time in interpass softening steel API 5L-V microalloyed Nb-Ti, by calculating the softening parameter (PA) using hot torsion tests, metallographic investigations and models microstructure. At temperatures of 1000°C and 1100°C, the softening of the material increases with temperature and the time between passes confirming that the restoration static and metadynamic plays an important role in this process. Under these conditions, where there was the occurrence of dynamic recrystallization in the first pass, the refinement of the grain size is greater with increasing time between passes to the softening is completed, since then, there is an increase of the grain size as it increases the time between passes, caused by the process of grain growth. The 900°C, where there was no dynamic recrystallization in the 1st pass, tip in increments of up to 300s cause the grain growth autenitics, resulting in about 90 μm .

Key words: Recrystallization ; API 5L Steel; Hot torsion test.

¹ Contribuição técnica ao 49º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 22 a 25 de outubro de 2012, Vila Velha, ES, Brasil.

² Eng. Mecânico. Eng. de Equipamentos Petrobras e Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Espírito Santo (IFES).

³ Eng. Metalúrgico. Professor Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Materiais– IFES.



1 INTRODUÇÃO

Aços API da classe 5L são utilizados na fabricação de tubos para linhas de transmissão (transferência e transporte de petróleo e gás natural) na indústria do petróleo. Estes aços possuem também baixo teor de carbono, o qual é compensado pela adição de elementos microligantes que mantêm a resistência mecânica, melhora a soldabilidade e aumenta a tenacidade.⁽¹⁾ São fabricados através de tratamentos termomecânicos controlados, a qual incorpora na sua rota de produção conceitos como endurecimento por precipitação, refino de grão e adição de elementos microligantes.⁽²⁾ Os parâmetros termomecânicos, tais como temperatura, deformação e taxa de deformação têm uma grande influência no processo de restauração dos aços, e influenciam na morfologia e tamanho de grãos durante e após as deformações, e estes, tem influência direta nas propriedades mecânicas finais do material.

A recuperação é um processo de restauração que limita o encruamento e conduz a um estado estacionário a tensão constante para deformações elevadas, resultado de um equilíbrio dinâmico entre a velocidade de geração e aniquilação das discordâncias. Não há nenhum movimento de contornos de grão envolvido, mas um rearranjo das discordâncias em contornos de subgrão, e os grãos vão se alongando de acordo com a forma do material.⁽³⁾

A recristalização é um processo que elimina as discordâncias de forma coletiva, com a nucleação e crescimento de novos grãos isentos de deformação, causando um forte amaciamento da estrutura. Ao contrario da recuperação, neste processo ocorre a migração de contornos de alto ângulo. Para que ocorra é necessário que uma deformação crítica (ϵ_c) seja alcançada.

Para investigar os fenômenos que ocorrem nos intervalos entre passes durante o processo de deformação a quente, são utilizados ensaios isotérmicos interrompido com duas deformações. Estes ensaios fornecem importantes informações associados ao parâmetro tempo entre passes (t_{ip}) e tem sido utilizados por vários pesquisadores.^(4,5)

Através desses ensaios pode-se determinar a fração de amaciamento que ocorre entre deformações calculando-se o parâmetro de amaciamento PA (%), expresso pela equação 1.1:⁽⁶⁾

$$P.A.(%) = \frac{\sigma_m - \sigma_r}{\sigma_m - \sigma_0} \times 100, \quad (1)$$

onde, σ_m é a tensão na interrupção, σ_0 e σ_r , são respectivamente, as tensões de início de escoamento plástico na primeira deformação e na segunda deformação, conforme Figura 1, que mostra uma curva típica obtida em ensaios isotérmicos com duas deformações.⁽⁶⁾

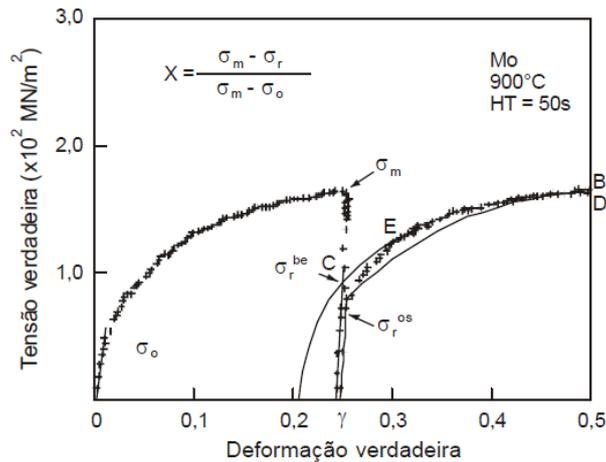


Figura 1. Curvas de escoamento plástico típicas do ensaio com duas deformações. ⁽⁶⁾

O objetivo deste trabalho é investigar a influência da temperatura e tempo interpasso no amaciamento de um aço API 5L microligado ao Nb-V-Ti utilizando ensaios de torção a quente em conjunto com investigações metalográficas e modelos microestruturais.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Neste estudo foi utilizado um tubo de aço API 5L X70, de 24" de diâmetro e 0,812" de espessura fabricado para a implementação de uma obra para um gasoduto. O tubo foi fabricado pelo processo UOE através de chapas produzidas pelo processo de laminação controlada sem resfriamento acelerado. A Tabela 1 mostra a composição química do material utilizado neste estudo.

Tabela 1. Composição química do API 5L X70 estudado ⁽⁷⁾

Elementos (% em peso)							
C	Mn	Si	Nb	V	Ti	Mo	Cr
0,100	1,630	0,150	0,051	0,035	0,019	0,003	0,025
Ni	Cu	N	Al	P	S	B	O
0,160	0,148	0,004	0,0019	0,0019	0,004	0,000	0,000

O tubo foi seccionado longitudinalmente e por usinagem foram obtidos corpos de prova (CDP) com área útil de 15 mm de comprimento e diâmetro de 5 mm.

Os ensaios de torção a quente foram realizados utilizando-se uma máquina horizontal de torção a quente computadorizada INSTRON modelo 55MT1-E4, com velocidade variável 0 a 120 RPM e com uma célula de carga com capacidade máxima de 22 N.m pertencente ao Laboratório de Conformação Mecânica do IFES. Nestes ensaios os CDP's foram aquecidos até 1.200°C e mantidos nesta temperatura por 5 minutos, sendo em seguida resfriados com taxa média de 2°C/s até as temperaturas de deformação de 1.100 °C, 1.000 °C e 900 °C, onde foram realizadas 2 deformações seguidas de grau 0,6, variando o tempo interpasso conforme dados apresentados na Figura 2.

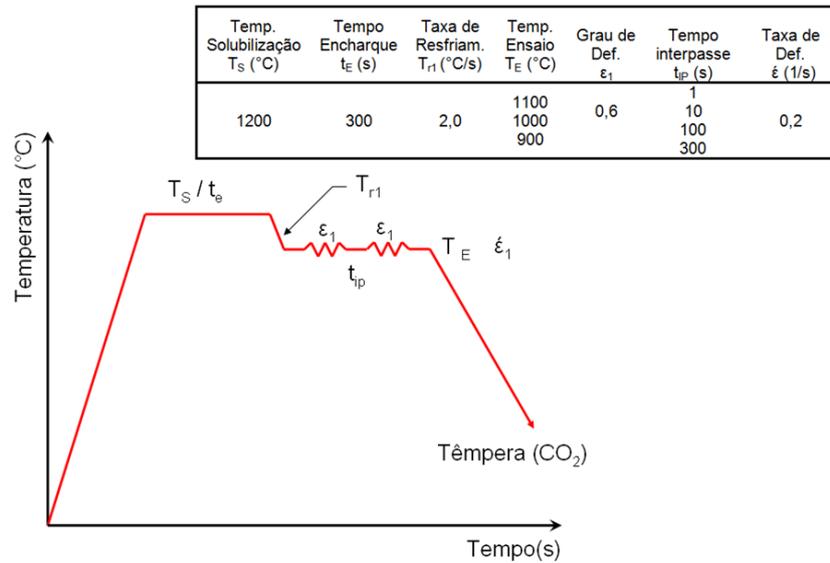


Figura 2. Representação do processamento termomecânico empregado.⁽⁷⁾

As análises microestruturais foram realizadas a partir de um microscópio óptico convencional. As amostras foram cortadas perpendicularmente ao comprimento, embutidas, lixadas, polidas com alumina de granulometria de 1 μm a 0,3 μm e atacadas. Os ataques químicos foram realizados com o reagente Marshall (5 ml H_2SO_4 , 8 g ácido oxálico e 100 ml água) associado ao uso de Nital 2% (2 ml HNO_3 e 98 ml etanol). Para determinação do tamanho de grão austenítico (TGA) foi utilizada a Norma ASTM 112. Foram realizados medições do TGA nos ensaios realizados a 900°C e 1.100°C.

Já para descrever a cinética de recristalização dinâmica, quando da ocorrência deste fenômeno, foram aplicadas equações disponíveis na literatura para aços ao Nb e apresentadas na Tabela 2.

Tabela 2. Equações para determinação da cinética de recristalização e tamanho de grão austenítico

Autor	Aço	Mecanismo	Equações	Eq.
Roucoules ⁽⁸⁾	C Nb	Recrist. Dinâmica Metadinâmica	$X = 1 - \exp\left[-0,693\left(\frac{t_{ip}}{t_{0,5}}\right)\right]$	(2)
			$t_{0,5} = 4,42 \cdot 10^{-7} \cdot \dot{\epsilon}^{-0,59} \cdot \exp(153000/RT)$	(3)
Roucoules ⁽⁸⁾	C Nb	Dinâmica / Metadinâmica	$d^{MDRX} = 1370 \cdot \dot{\epsilon}^{-0,13} \cdot \exp\left(\frac{-45000}{R \cdot T}\right)$	(4)
Hodgson e Gibbs ⁽⁹⁾	C Nb	-	$d^{4,5} = d_0^{4,5} + 4,1 \cdot 10^{23} \cdot t_{ip} \cdot \exp\left(\frac{-435000}{R \cdot T}\right)$	(5)
Maccagno, Jonas e Hodgson ⁽¹⁰⁾	-	-	$d = d_{rec} \cdot X^{4/3} + d_{i-1} \cdot (1 - X)^2$	(6)

Onde: X = fração recristalizada, t_{ip} = tempo interpasse, $t_{0,5}$ = tempo para 50% de recristalização, $\dot{\epsilon}$ = taxa de deformação, T = temperatura, R = constante universal dos gases, d^{MDRX} ou d_{rec} = tamanho de grão após recristalização completa, d = tamanho de grão final, após crescimento ou recristalização parcial e d_0 = tamanho de grão do passe anterior (ou inicial).

Para estimativa da deformação crítica (ϵ_c), parâmetro indicativo do início do processo de recristalização dinâmica, foi utilizado a relação obtida no trabalho de Rosa⁽⁷⁾ para o aço em estudo e à equação para o cálculo da deformação crítica (ϵ_p) proposta por Fernández et al.⁽¹¹⁾ Ambas as equações estão visualizadas abaixo.

Autor	Aço	Equações	Eq.
Rosa ⁽⁷⁾	C Nb-V-Ti	$\epsilon_c = \epsilon_p / 0,69$	(7)
Fernández et al. ⁽¹¹⁾	C Nb-Ti	$\epsilon_p = 3.7 \times 10^{-3} \frac{[1 + 20([Nb] + 0.02[Ti])]}{1.78} D_0^{0.147} Z^{0.155}$	(8)

3 RESULTADOS

Inicialmente, as temperaturas de não recristalização (T_{nr}) e de início de transformação de fase austenita-ferrita (T_{Ar3}) foram estimadas utilizando as equações de Borato⁽¹²⁾ e Ouchi⁽¹³⁾ respectivamente, obtendo-se como resultado 1080 °C e 741 °C. Também foi utilizado como referência os resultados obtidos por Shiavo et al.,⁽¹⁴⁾ que para as condições de temperatura de solubilização de 1200 °C e tempo de encharque de 300 s, a T_{nr} obtida foi 945 °C.

As temperaturas de solubilização dos principais carbonitretos esperados no aço microligado ao Nb-Ti-V foram estimadas a partir de equações do produto de solubilidade disponíveis na literatura⁽¹⁴⁾ e estão apresentadas na Tabela 3.

Tabela 3. Temperaturas de solubilização dos carbonetos e nitretos na austenita para o aço em estudo⁽⁷⁾

Temperaturas Solubilização							
VC	VN	AlN	NbN	Nb(C,N)	NbC	TiC	TiN
762 °C	866 °C	946 °C	1037 °C	1219 °C	1266 °C	1307 °C	1619 °C

Os resultados indicam que todos os ensaios de torção a quente foram realizados no campo austenítico e que na temperatura de solubilização utilizada, 1200 °C, os nitretos e carbonetos de Ti e parte dos nitretos e carbonetos de Nb não estarão em solução.

3.1 Ensaios Isotérmicos Interrompidos com Duas Deformações

Conforme pode ser visualizado na Figura 3, considerando apenas as deformações ocorridas no 1º passe: a 1.100°C as curvas obtidas apresentam comportamento característico de ocorrência de recristalização dinâmica, a 1.000°C este fenômeno já não fica tão evidente enquanto que na temperatura de 900°C este fenômeno não é verificado. Em todas as temperaturas é observado um forte amaciamento no 2º passe.

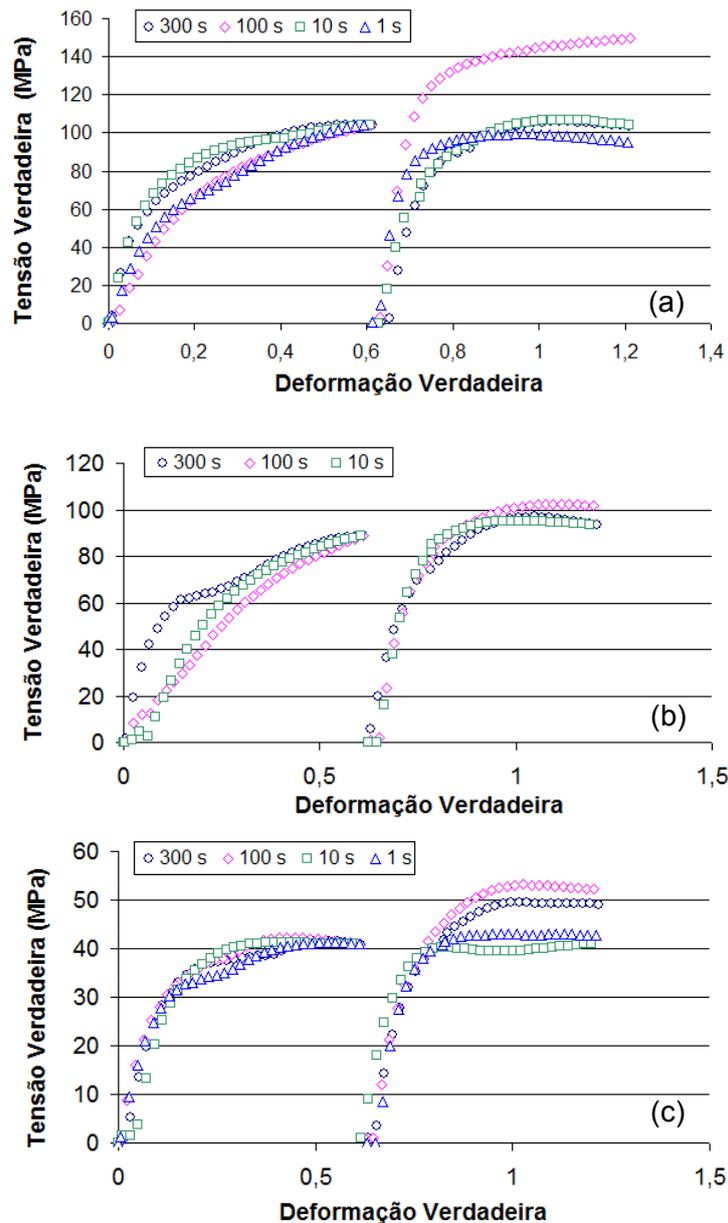


Figura 3. Ensaios isotérmicos interrompidos com 2 deformações: (a) 900 °C, (b) 1000 °C (c) 1100 °C. Taxa de deformação de $0,2 \text{ s}^{-1}$.⁽⁷⁾

3.3 Ensaios Metalográficos

A Figura 4 apresenta os resultados dos ensaios metalográficos nas amostras obtidas nos ensaios isotérmicos interrompidos com duas deformações. O tamanho de grão austenítico dos CDP's após a solubilização foi medido em $90 \mu\text{m}$ (Figura 4-a). Este foi o valor considerado como o tamanho de grão inicial (d_0) no modelo microestrutural utilizado neste trabalho.

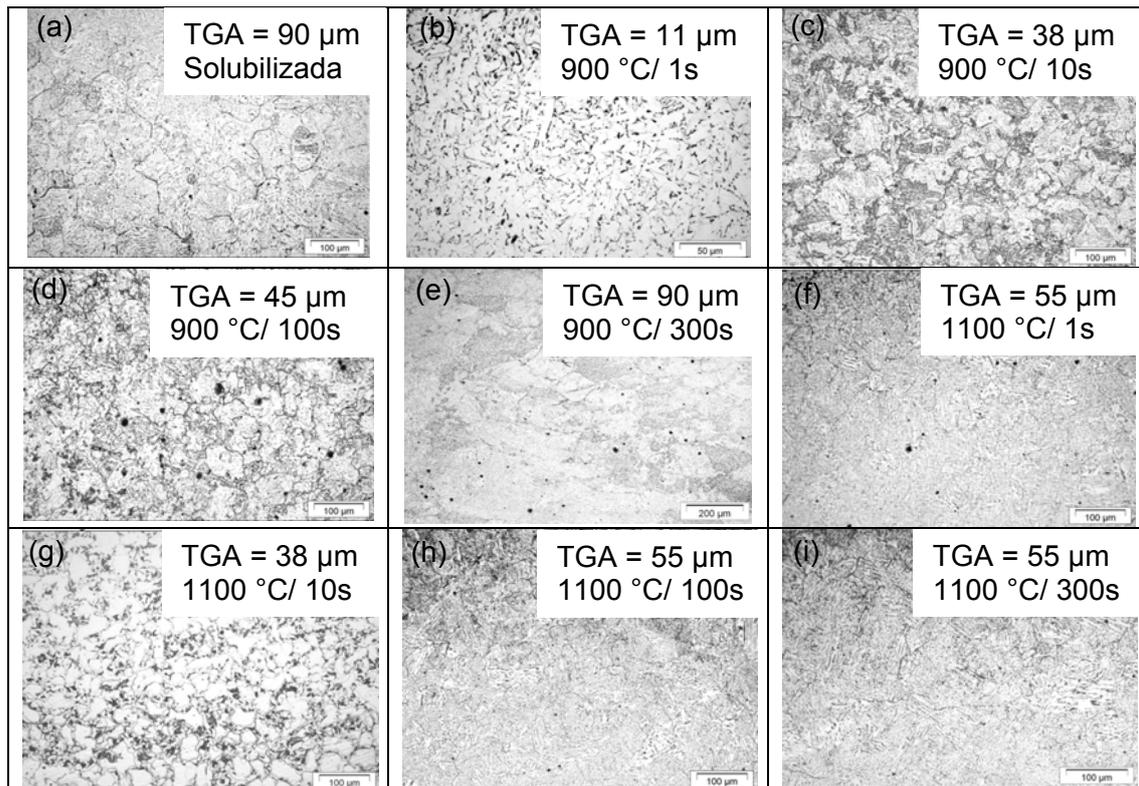


Figura 4. Microestrutura do aço API 5L X70 deformado em ensaio isotérmico interrompido com 2 deformações e temperada em CO₂. Taxa de deformação 0,2 s⁻¹: (a) Amostra após solubilização 1200 °C e 300 s. (b) 900 °C/t_{ip} de 1 s. (c) 900 °C/t_{ip} de 10 s. (d) 900 °C/ t_{ip} de 100s. (e) 900 °C/ t_{ip} de 300 s. (f) 1100 °C/ t_{ip} de 1 s. (g) 1100 °C/ t_{ip} de 10 s. (h) 1100 °C/ t_{ip} de 100 s. (i) 1100 °C/ t_{ip} de 300 s. ⁽⁷⁾

3.4 Modelo Microestrutural

Conforme visualizado na Tabela 4, a deformação crítica (ϵ_c) estimada através da equação proposta por Fernández et al.⁽¹¹⁾ e da relação obtida por Rosa⁽⁷⁾, indica que para a deformação de 0,6 imposta nos ensaios, a 1.100°C e 1.000°C é previsto a ocorrência de recristalização dinâmica enquanto que para 900°C esta deformação não é suficiente para iniciar este processo.

Nas condições onde foi verificado a ocorrência de recristalização no 1º passe nos ensaios isotérmicos interrompidos com duas deformações (1.100°C e 1.000°C), foram realizadas estimativas através do modelo matemático proposto para descrever a cinética de recristalização. Nas Tabelas 5 e 6 estes resultados estão apresentados para as temperaturas de 1.100°C e 1.000°C respectivamente.

Tabela 4. Deformação crítica e deformação de pico estimadas através de modelamento matemático considerando a equação de Fernández et al. (equação 8) e relação proposta por Rosa (equação 7)⁽⁷⁾

Temperatura (°C)	d ₀ (μm)	ε̇ (s ⁻¹)	Z	ε _c	ε _p
900	90	0,2	6,01 E+13	0,692	1,010
1000	90	0,2	4,39 E+12	0,514	0,744
1100	90	0,2	4,68 E+11	0,363	0,526

Tabela 5. Resultados obtidos através de modelamento matemático para ensaios de deformação isotérmicos interrompidos para tempo entre passas (tip) de 1 s, 10 s, 100 s e 300 s, temperatura de 1.100°C e taxa de deformação de 0,2 s⁻¹⁽⁷⁾

Passe	Temperatura (°C)	d ₀ (μm)	t _{ip} (s)	ε	ε _a	t _{0,5} (s)	RD	X	d _f (μm)
1	1100	90	1,0	0,6	0,6	2,39	S	0,25	56
2	1100	56	2,0	0,6	1,05	2,39	S	0,44	33
1	1100	90	10,0	0,6	0,6	2,39	S	0,94	31
2	1100	31	2,0	0,6	0,63	2,39	S	0,44	20
1	1100	90	100,0	0,6	0,6	2,39	S	1,00	103
2	1100	103	2,0	0,6	0,6	2,39	S	0,44	43
1	1100	90	300,0	0,6	0,6	2,39	S	1,00	131
2	1100	131	2,0	0,6	0,6	2,39	S	0,44	52

Tabela 6. Resultados obtidos através de modelamento matemático para ensaios de deformação isotérmicos interrompidos para tempo entre passas (tip) de 1 s, 10 s, 100 s e 300 s, temperatura de 1.000°C e taxa de deformação de 0,2 s⁻¹⁽⁷⁾

Passe	Temperatura (°C)	d ₀ (μm)	t _{ip} (s)	ε	ε _a	t _{0,5} (s)	RD	X	d _f (μm)
1	1000	90	1,0	0,6	0,6	2,19	S	0,10	73
2	1000	73	2,0	0,6	1,14	2,19	S	0,47	29
1	1000	90	10,0	0,6	0,6	2,19	S	0,96	24
2	1000	24	2,0	0,6	0,63	2,19	S	0,47	15
1	1000	90	100,0	0,6	0,6	2,19	S	1,00	53
2	1000	53	2,0	0,6	0,6	2,19	S	0,47	24
1	1000	90	300,0	0,6	0,6	2,19	S	1,00	68
2	1000	68	2,0	0,6	0,6	2,19	S	0,47	28

4 DISCUSSÃO

Através da análise do parâmetro de amaciamento (PA) (Figuras 5 e 6), calculado através dos parâmetros obtidos pelas curvas de escoamento plástico dos ensaios de torção a quente, observa-se que o amaciamento aumenta com o tempo entre passas e com o aumento da temperatura de deformação. O aumento do tempo entre passas aumenta o tempo para os mecanismos de amaciamento restaurarem o material enquanto o aumento na temperatura de deformação facilita o processo de aniquilação de discordâncias. Em todos os ensaios, não é observado no cálculo do parâmetro de amaciamento (PA), valores negativos, que indica que houve endurecimento do material.

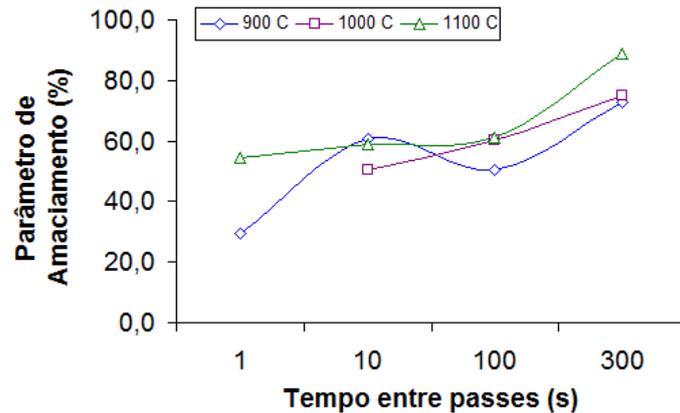


Figura 5. (a) Variação do parâmetro de amaciamento em função do tempo entre passes (T_{ip}).⁽⁷⁾

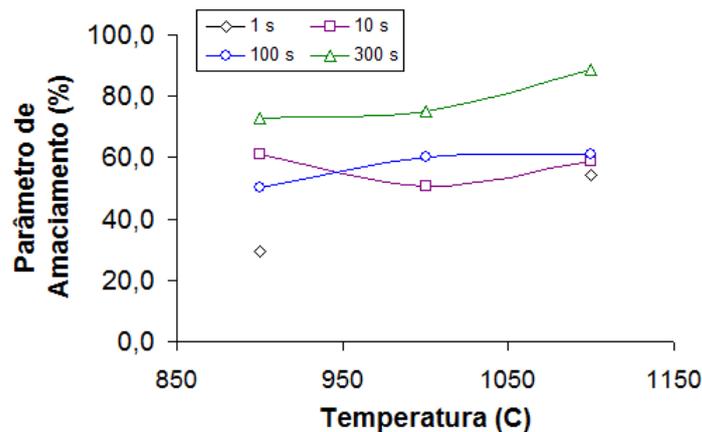


Figura 6. Variação do parâmetro de amaciamento em função da temperatura de deformação.⁽⁷⁾

Nos ensaios isotérmicos interrompidos com duas deformações realizados a 900°C, conforme Figura 3-a, não há evidência da ocorrência de recristalização dinâmica no 1º passe. Este resultado também está coerente com a estimativa de deformação crítica (ϵ_c) realizada pelo modelamento matemático, que indicou que na temperatura de 900 °C este parâmetro não é alcançado. Correlacionando ainda estes resultados com os ensaios metalográficos, Figura 4b-e e com o cálculo do parâmetro de amaciamento (PA), Figuras 5 e 6, percebe-se que com o aumento do tempo entre passes, ocorre o crescimento dos grãos e do parâmetro de amaciamento (PA), exceção para o tempo entre passes de 100 s, que foi inferior ao observado para tempo entre passes de 10 s, apesar de ter-se verificado o crescimento de grãos. Utilizando os resultados obtidos do modelamento matemático proposto e apresentados nas Tabelas 5 e 6, para descrever a cinética de recristalização nos ensaios com ocorrência da recristalização dinâmica (1.100°C e 1.000°C) no 1º passe, percebe-se que com o aumento do tempo entre passes (t_{ip}), de 1 até 10 s, há uma diminuição do tamanho do grão austenítico. Nestas condições o processo de recristalização é incompleto, e ocorre um processo de refino de grão gradual à medida que a recristalização avança. Em tempo entre passes (t_{ip}) acima de 100 s, ocorre o crescimento de grão. Nessa condição, o tempo necessário para a ocorrência do processo de amaciamento se completar é menor que o tempo entre passes (t_{ip}), ocorrendo o crescimento de grão após este período. Desta forma, há um progressivo aumento do tamanho de grão com o aumento do tempo entre passes de 100 s para 300 s. Percebe-se também que a fração de grãos recristalizados, X , aumenta com o aumento do tempo entre passes, t_{ip} : o aumento de t_{ip} de 1s para

100s faz com que X de 25% e 10%, respectivamente para 1.100°C e 1.000°C passe para 100%.

A 1.100°C, não houve grande variação do TGA com o aumento do tempo interpasse (t_{ip}), apesar do aumento contínuo do PA. Nesta temperatura, em curtos tempos entre passes ($t_{ip}=1s$ e 10s), os valores de tamanho de grão (d_f) calculados por intermédio do modelo microestrutural estão subestimados em 40-50% enquanto para tempos mais longos ($t_{ip}=100s$ e 300s), a aproximação do tamanho de grão austenítico, d_f , já melhora sensivelmente.

5 CONCLUSÃO

1) Em condições em que não se verificou a recristalização dinâmica no 1º passe (900°C), acréscimos de t_{ip} em até 300 s provocam o crescimento dos grãos autênticos, resultando em d_f com cerca de 90 μm e um progressivo aumento do PA.

2) Em condições em que ocorre recristalização dinâmica no 1º passe (1.000°C e 1.100°C) observou-se que:

a – Em temperaturas de 1.000°C e 1.100°C, o amaciamento do material aumenta com a temperatura e com o tempo entre passes (t_{ip}). Isso denota que a restauração estática e a metadinâmica tiveram papel importante nesse processo. Nestas condições, o refino do grão é maior com o aumento do tempo entre passes até o amaciamento se completar. A partir daí, há um aumento do grão à medida que se aumenta o tempo entre passes, ocasionado pelo processo de crescimento de grão.

b - A fração de grãos recristalizados, X , aumenta com o aumento do tempo entre passes, t_{ip} .

c – Para a temperatura de 1.100°C em curtos tempos entre passes, os valores de tamanho de grão (d_f) calculados por intermédio do modelo microestrutural estão subestimados em 40-50%. Já para tempos mais longos, o dito modelo dá uma boa aproximação do tamanho de grão austenítico, d_f .

Agradecimentos

Aos Professores Dr. Adonias Ribeiro Franco Jr., Dr. Estéfano Aparecido Vieira e Dr. Marcelo Lucas Pereira Machado pela orientação e discussões, ao FUNCEFETES pelo apoio financeiro para confecção dos corpos de prova utilizados no estudo e aos colegas do Mestrado do PROPEMM-IFES, Mariana, Cristiano e Rafael, pelo apoio na realização dos ensaios de torção a quente.

REFERÊNCIAS

- 1 RAMÍREZ, M. F. G.; Estudo da Transformação Durante o Resfriamento Contínuo e da Microestrutura do Aço Microligado X80 Utilizado na Construção de Tubos para Transporte de Gás Natural e Petróleo. **Dissertação de Mestrado**. USP, São Paulo, SP, 2008.
- 2 VIEIRA, A. A. H.; Avaliação Microestrutural de Aços da Classe API5LX80 Submetidos a Diferentes Ciclos Térmicos. **Dissertação de Mestrado** - PUC-Rio, Rio de Janeiro, RJ, 2007.
- 3 PADILHA, Â. F., SICILIANO JR, F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3ª ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.
- 4 REGONE, W.; Simulação da Laminação a Quente de um Aço Livre de Intersticiais (IF) Através de Ensaios de Torção. **Tese de Doutorado**. UFSCar, São Carlos, SP, 2001.

- 5 LOURENÇO, N. J.; Estudo da Deformação de um Aço Microligado ao Vanádio na Região de Transição de Fase. **Tese de Doutorado**. UFSCar, São Carlos, SP, 2001.
- 6 ANDRADE, H. AKBEN, M.G. and JONAS, J.J. Effect of Molybdenum, Niobium, and Vanadium on Static Recovery and recrystallization and on Solute Strengthening in Microalloyed Steels. **Metallurgical Transaction**. A. v14. p.1967-1977. 1983.
- 7 ROSA, L. B.; Estudo do comportamento termomecânico do aço API 5L microligado ao Nb-V-Ti por ensaios de torção a quente. **Dissertação de Mestrado**. IFES, Vitória, ES, 2011.
- 8 ROUCOULES, Christine. Dynamic and Metadynamic Recrystallization in HSLA Steels.: **PhD Thesis and Metallurgical Engineering**. 269pp. Montreal, Canada. 1992.
- 9 HODGSON, P. D., GIBBS, R. K. A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels. **ISIJ International**, vol. 32, nº 12, pp. 1329-1338, set. 1992.
- 10 MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J., HODGSON, P. D. Spreadsheet Modelling of Grain Size Evolution during Rod Rolling. **ISIJ International**, vol. 36, nº 6, pp. 720-728, jan. 1996.
- 11 FERNÁNDEZ, A. I. et al; Dynamic recrystallization behavior covering a wide austenite grain size range in Nb and Nb-Ti microalloyed steels. **Materials Science Engineering**. A361 (2003), p 367-376.
- 12 BORATTO, F. J. M. et al.; Effect of chemical composition on the critical Temperature of microalloyed steels. **ISIJ**, Tokyo, Japan, 1988. In (pp 383-390).
- 13 OUCHI, C.; SAMPEI, T.; KOZASU, I. The effect of hot rolling condition and chemical composition on the onset temperature of transformation after hot rolling. **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**, v. 22, n. 03, p. 214- 222, 1982.
- 14 SHIAVO, C. P. et al; Influência dos parâmetros de solubilização, temperatura e tempo de encharque na T_{nr} em um aço microligado ao Nb, V e Ti. In: **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, São Paulo, v.8, n.1, p. 14-18, jan.-mar. 2011.