

ATRASO NA CINÉTICA DE AMACIAMENTO ESTÁTICO DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO MICROLIGADO AO Nb- E N

Sebastião Raimundo de Jesus Belém Leitão Filho¹

Eden Santos Silva²

Samuel Filgueiras Rodrigues³

Gedeon Silva Reis⁴

Resumo

Nesse trabalho estudou-se o retardo na cinética de amaciamento estático do aço inoxidável austenítico ASTM F-1586 (ISO 5832-9) usado na confecção de implantes ortopédicos, por meio de ensaios de torção a quente isotérmico em duplo passe. Inicialmente as amostras foram aquecidas por indução até a temperatura de 1250 oC e mantidas por 300 s para solubilização, em seguida resfriadas até a temperatura de deformação (T_{def}), que variou de 1000 a 1200 oC, com passes de deformações de $\epsilon_1 = \epsilon_2 = 0,30$, taxa de deformação de 1,0 s⁻¹ e tempo entre passes (t_p) variando entre 0,1 – 1800 s, simulando um processo de forjamento a quente industrial de um dispositivo ortopédico. Os resultados da simulação física do processamento termomecânico indicaram que 60 % do amaciamento dá-se por recuperação estática (SRV), com moderado valor de energia de falha de empilhamento ($\gamma_{EFE} \sim 69$ mJ/m²) do aço e tempo de encubação pra iniciar a recristalização estática (SRX) maior que 10 s abaixo de 1100 oC com formação de patamares nas curvas de amaciamento X_s vs t_p , indicando atraso na cinética de recristalização estática (SRX) resultante do efeito dos precipitados da fase Z (NbCrN) induzidos por deformação nos contornos dos grãos austeníticos.

Palavras-chave: Processamento Termomecânico; Mecanismos de Amaciamento Estático; Precipitação Induzida por Deformação.

DELAY IN STATIC SOFTENING KINETICS OF Nb- AND N- BEARING AUSTENITIC STAINLESS STEEL

Abstract

In this work, the retardation in the static softening kinetics of an austenitic stainless steel ASTM F-1586 (ISO 5832-9) used in the manufacture of orthopedic implants is investigated. Double-pass deformations were applied by means of torsion testing under isothermal conditions. The samples were initially heated to 1250 oC using an induction furnace and were held for 300 s to allow for complete solubility. This was followed by cooling down to the deformation temperatures (T_{def}) in the range 1000 to 1200 oC. Pass strains of 0.30, strain rate of 1.0 s⁻¹ and interpass times ranging from 0.1-1800 s were employed. These process parameters were selected to simulate the industrial-scale hot forging of this alloy to produce orthopedic implants. The results of the thermomechanical physical simulations indicated that 60% of the softening mechanisms occurred by means of static recovery (SRV). The calculated stacking fault energy (γ_{SFE}) of the present material is around 69 mJ/m², which explains the incubation time for the onset of static recrystallization (SRX) to be greater than 10 s at temperatures below 1100 oC. The static softening curves, i.e. softening fraction (X_s) versus time (t_p) plots, indicate that the delay in the static recrystallization (SRX) kinetics probably resulted from the effect of Z-phase precipitates (NbCrN) located in the grain boundaries which were induced by deformation.

Keywords: Thermomechanical Processing; Static Softening mechanisms, Deformation-Induced Precipitation.

- ¹ *Engenheiro Mecânico, Mestrando em Engenharia de Materiais, PPGEM, IFMA, São Luís, Maranhão, Brasil.*
- ² *Físico, Doutor em Engenharia de Materiais, Professor EBTT, PPGEM, IFMA, São Luís, Maranhão, Brasil.*
- ³ *Físico, Doutor em Engenharia de Materiais, Professor EBTT, PPGEM, IFMA, São Luís, Maranhão, Brasil.*
- ⁴ *Engenheiro Mecânico, Doutor em Engenharia de Materiais, Professor EBTT, PPGEM, IFMA, São Luís, Maranhão, Brasil.*

1 INTRODUÇÃO

Existem basicamente dois enfoques convencionais para o processamento termomecânico de aços inoxidáveis com adição de elementos microligantes, cujo objetivo seja obter uma microestrutura de grãos finos e homogêneos. O primeiro deles, laminação controlada por recristalização, envolve o processamento a quente em temperaturas onde o material recristaliza completamente ($T > T_{95\%}$) [1-5]. O outro enfoque é direcionado ao refino dos grãos através de tratamento termomecânico, laminação controlada convencional, onde o trabalho a quente no material é conduzido em temperaturas que não ocorre recristalização ($T < T_{5\%}$), onde a microestrutura austenítica deformada (encruada) resultante é refinada através da transformação de fase durante o resfriamento subsequente do aço [6,8].

O processamento sob múltiplos estágios é comum na deformação a quente na planta industrial de laminados e forjados a quente, como na manufatura dos materiais de implantes ortopédicos usados em fixação de fraturas. O controle de tais operações é possível somente quando se domina o aspecto microestrutural e os mecanismos de amaciamento durante e entre os passes de deformação. Quando a deformação do material é interrompida, o amaciamento ocorre por recuperação dinâmica (DRV) até a deformação crítica (ϵ_c), na curva de escoamento isotérmico contínuo [9-12]. Após o pico de tensão (σ_p), a recuperação dinâmica é acompanhada da recristalização dinâmica (DRX), ambas dependentes das condições de deformação [13,14].

Aperfeiçoar o processamento de aços inoxidáveis é um dos principais focos da indústria metalúrgica devido à necessidade de materiais mais resistentes, além de atender as especificações mais rigorosas impostas. Assim, a produção de aços com elevada resistência mecânica sem grandes adições de elementos de liga só se tornou possível com o entendimento da metalurgia física [15-18]. Por outro lado, a combinação com os fenômenos metalúrgicos, mecânicos e microestruturais provocam mudanças significativas nos aços, influenciando na forma do processo. Dessa forma, durante o processamento de aços não se pode eliminar completamente o encruamento, pois resultaria na instabilidade da microestrutura [19,20]. Consequentemente, após a deformação no tempo entre passe (t_p), a microestrutura continua a se desenvolver, com alívio do encruamento, estabilidade do estado estacionário e reorganização microestrutural no material, com predominância dos mecanismos de amaciamento.

Uma forma de se estudar o comportamento mecânico e microestrutural dos aços inoxidáveis em linha industrial são por meio de simulações físicas em escala laboratorial, replicando os ciclos térmicos industriais [20-22]. Em seguida, o comportamento plástico dos mecanismos de endurecimento e amaciamento é parametrizado por equações constitutivas [23-25]. Dentre a classe de aços inoxidáveis, os que apresentam alto teor N têm sido usados como biomateriais, o aço ASTM F-1586 (ISO 5832-9: 2013) que apresenta um balanço entre resistência mecânica e de corrosão com aplicação na manufatura de próteses ortopédicas (cabeça femoral, articulação de joelho e placa de articulação mandibular) [26,27]. Pesquisas têm reportado o comportamento termomecânico dessa classe de aços austeníticos quanto aos fenômenos metalúrgicos sob deformação a quente na obtenção de melhores resistência mecânica e de corrosão [28-30]. Nesse trabalho investiga-se o retardo na cinética de amaciamento estático do aço ASTM F-1586, simulando parâmetros da laminação a quente industrial.

2 DESENVOLVIMENTO

O aço inoxidável austenítico AISI F-1586 sob a forma de barras laminadas foi investigado nessa pesquisa, cuja composição química está listada na Tabela 1. O retardo na cinética de amaciamento estático foi conduzido através de ensaios de torção a quente de duplo passe isotérmico, onde se determinou a fração de amaciamento estática (X_s) em diferentes temperaturas e tempos entre passes (t_p). Para a realização dos ensaios de torção, os corpos de prova com formato cilíndrico ($l = 12 \text{ mm}$ e $\Phi = 8,0 \text{ mm}$) foram aquecidos por indução, com taxa de $5,5 \text{ }^\circ\text{C/s}$, até temperatura de encharque de $1250 \text{ }^\circ\text{C}$. Foram mantidos nessa temperatura por 300 s , resfriados até a temperatura de ensaio (Tens) de $1000, 1050, 1100$ e $1200 \text{ }^\circ\text{C}$, com taxa de resfriamento de $5,5 \text{ }^\circ\text{C/s}$, mantido na temperatura por 30 s e então deformados por torção a quente com duplo passe, ($\epsilon_1 = \epsilon_2 = 0,30$) e taxa de deformação de $1,0 \text{ s}^{-1}$. Após o 1º passe, os corpos de prova eram mantidos na temperatura de ensaio, sem aplicação de carga, com tempo entre passes variando de $1,0 - 1800 \text{ s}$. Ao final desse período era aplicado o 2º passe de deformação.

Tabela 1. Composição química do aço inoxidável ASTM F-1586, (%massa)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	S	P	N	Cu	Nb	Fe
0,017	0,16	3,62	10,6	21,06	2,44	0,0018	0,013	0,37	0,06	0,42	bal.

O controle e aquisição da temperatura foram feitos com o uso de um termopar introduzido em um furo localizado ao lado da seção útil dos corpos de prova. Para verificar a precisão dessas medidas, um pirômetro ótico, calibrado para o material, também foi utilizado. A partir das curvas tensão vs deformação obtidas nos ensaios interrompidos determinou-se a fração de amaciamento (X_s) segundo a Equação 1.

$$X_s = \frac{\sigma_m - \sigma_{y2}}{\sigma_m - \sigma_{y1}} \quad (1)$$

onde σ_m é a tensão de escoamento máxima no primeiro passe de deformação e σ_{y1} e σ_{y2} são os limites de escoamento (em $0,2\%$ de deformação plástica) do primeiro e segundo passes de deformação, respectivamente [31,32]. Quando não ocorre recuperação ou recristalização, então σ_{y2} é igual a σ_m e a fração de amaciamento (X_s) é igual a zero. Por outro lado, quando ocorre recristalização total, a fração de amaciamento assume valores próximos de 100% ($X_s \geq 95 \%$). Desta forma, a fração de amaciamento varia de 0 a 100% dependendo da evolução dos processos estáticos de amaciamento do material.

Para investigar o comportamento microestrutural durante a deformação a quente foram realizados alguns ensaios de torção a quente interrompidos, seguida de resfriamento brusco em água. A ocorrência ou não da recristalização estática (SRX) foi investigada utilizando as seqüências de micrografias em diferentes condições de deformação via microscopia óptica (MO).

A fração recristalizada (X_{SRX}) foi determinada a partir de micrografias de amostras retiradas dos corpos de prova, resfriados em água imediatamente após o tempo entre passe (t_p). As amostras para análise metalográfica foram seções úteis que depois de separadas do resto dos corpos de prova, eram embutidas em baquelite, seguidas de lixamento, polimento e ataque eletrolítico com ácido nítrico a 65% , sob um potencial de $1,0 \text{ mV d.c}$, para revelar os contornos de grãos.

2.1 Curvas de escoamento plástico isotérmico com duplo passe

A Figura 1 apresenta as curvas tensão vs deformação obtidas a partir dos ensaios de torção a quente em duplo passe realizados nas temperaturas de 1000, 1050, 1100 e 1200 °C com deformação de 0,30 ($\varepsilon_1 = \varepsilon_2 = 0,30$), taxa de deformação de 1,0 s⁻¹ e tempo entre passe (t_p) de 10 s. Nota-se que durante o primeiro passe de deformação (ε_1), o material apresenta aumento contínuo da tensão (σ) em função da deformação, indicando alta taxa de encruamento (θ), seguida de encurvamento quanto maior a deformação, como reflexo da recuperação dinâmica (DRV) [17]. Entretanto, os mecanismos de amaciamento preponderantes foram de natureza estática, recuperação estática (SRV) e recristalização estática (SRX), com aumento da fração de amaciamento (X_s) com a temperatura e o tempo entre passe (t_p).

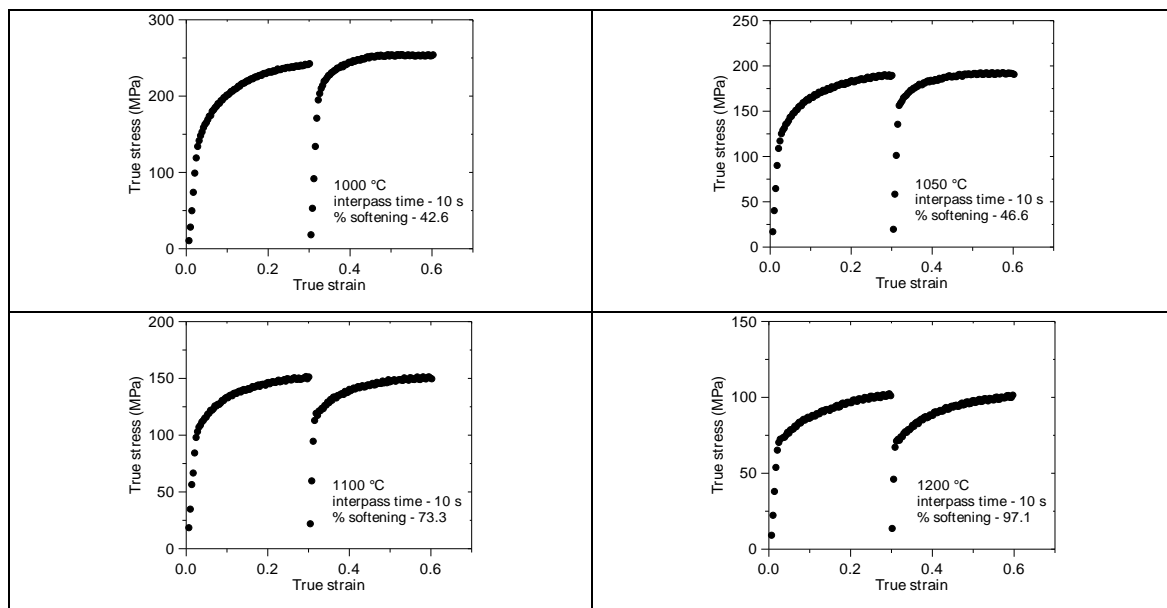
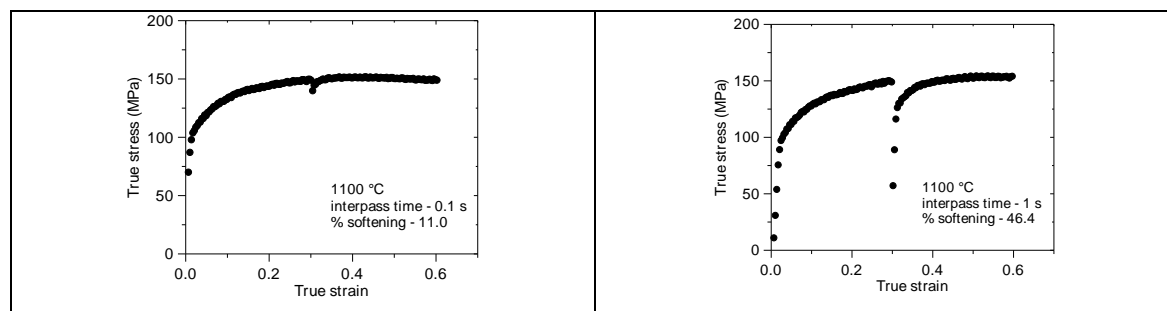


Figura 1. Curvas tensão vs deformação obtidas nos ensaios de duplo passe: $\varepsilon = 0,30$, 1,0s⁻¹ e $t_p = 10$ s, nas temperaturas: (a) 1000 °C, (b) 1050 °C (c), 1100 °C, e (d) 1200 °C.

A Figura 2 apresenta as curvas tensão vs deformação obtidas a partir dos ensaios de torção em duplo passe realizados na temperatura de 1100 °C com deformação de 0,30 ($\varepsilon_1 = \varepsilon_2 = 0,30$), taxa de deformação de 1,0 s⁻¹ e tempo entre passe (t_p) variando de 0,1 a 200 s. Nota-se um aumento da fração de amaciamento (X_s) com o tempo entre passes (t_p). Pesquisas [34] reportam que o amaciamento estático é responsável pela redução de carregamento nas curvas e refinamento dos grãos.



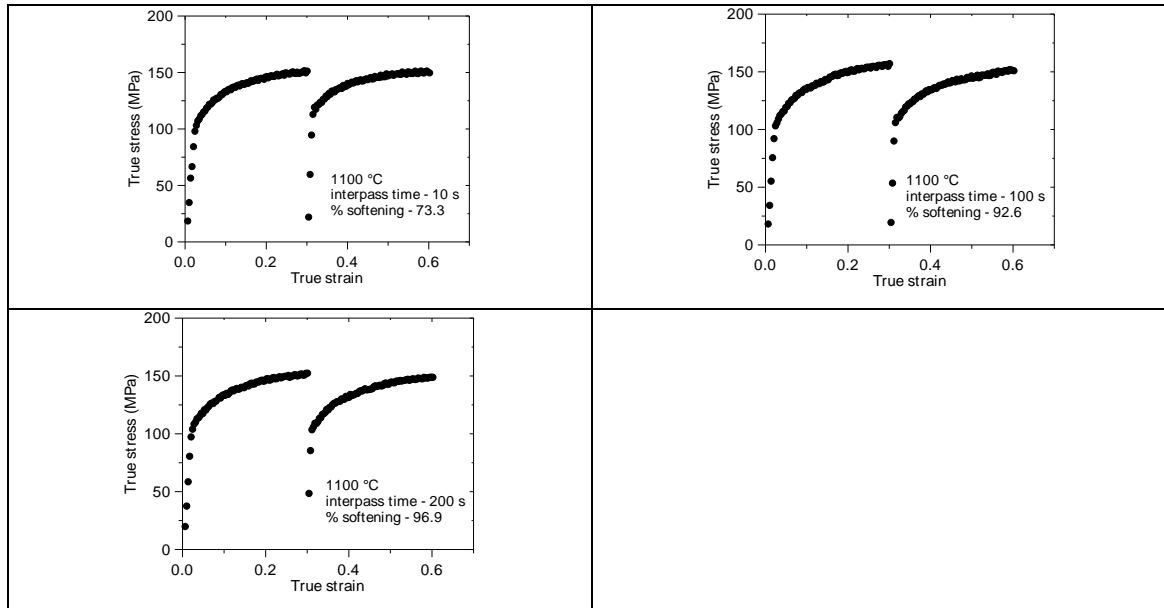


Figura 2. Curvas tensão vs deformação nos ensaios de duplo passes conduzidos a 1100 °C, com $\epsilon = 0,30$, taxa de deformação de 1,0 s⁻¹ e tempo entre passes (t_p) variável.

2.2 Dependência da fração de amaciamento (X_s) com o tempo entre passe (t_p)

A Figura 3 sintetiza a dependência da fração de amaciamento (X_s) com o tempo entre passes (t_p). De forma geral, as curvas evidenciam dois comportamentos distintos segundo as condições de deformação, cuja transição ocorre próxima a temperatura de 1100 °C. Para temperaturas maiores, as curvas são tipo sigmoidal obedecendo a lei de Avrami, com amaciamento total. Enquanto que em temperaturas menores que 1100 °C tem-se a formação dos patamares que retardam o amaciamento consideravelmente em menos de 1,0 s de tempo entre passe (t_p) e pouco se altera até aproximadamente 50 s de tempo entre passe (t_p). A partir daí, a fração de amaciamento (X_s) retoma seu crescimento com o tempo entre passes (t_p), sugerindo que o amaciamento estático inicialmente dá-se por recuperação estática (SRV), aproximadamente $X_s = 40\%$ em $t_p = 1,0$ s, sem tempo de incubação para iniciar a precipitação efetiva e retardar a cinética de recristalização.

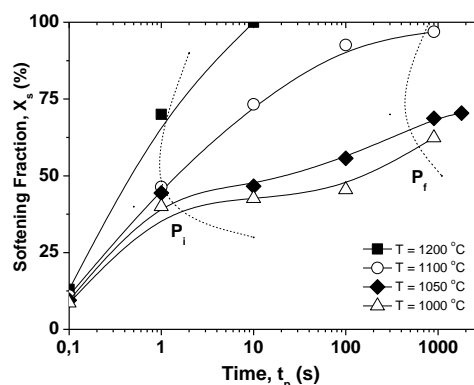


Figura 3. Dependência da fração de amaciamento (X_s) em função do tempo entre passes (t_p) nos ensaios de torção a quente em duplo passe isotérmico com deformação de 0,30.

A partir do $t_p = 1,0$ s, ocorre supressão dos mecanismos de amaciamento, principalmente da recristalização estática (SRX). Esta supressão do amaciamento

estático pode estar ocorrendo pela precipitação de partículas induzidas por deformação, inibindo a nucleação e crescimento dos grãos recristalizados estaticamente, como reportado por Medina [18] estudando aços microligados com Nb-V, que afirma que nessa faixa de temperatura surge o patamar nas curvas X_s vs t_p e também ocorre a supressão da recristalização estática (SRX). Dessa forma, pode-se especular que a faixa de temperatura onde ocorre a formação do patamar deve aumentar, quanto maior a temperatura e que se pode controlar a dissolução dos precipitados induzidos no tempo entre passe (t_p) e assim, a concentração de Nb e N em solução na matriz, que aumenta com a dissolução de uma maior quantidade de partículas em temperaturas maiores.

Já para tempo entre passe (t_p) maiores que 10 s, o coalescimento dos precipitados induzidos por deformação poderia estar desbloqueando os contornos dos grãos, favorecendo a ocorrência de uma maior fração amaciamento estática. Entretanto, para tempo entre passe (t_p) maiores que 900 s a fração de amaciamento (X_s) para a temperatura de 1050 °C permanece praticamente constante, sugerindo que a recristalização estática (SRX) não avançou. Por fim, para temperaturas maiores ($T \geq 1100$ °C), esse patamar não é mais observado, o que indica que as relações entre tamanho e fração volumétrica dos precipitados induzidos nessas temperaturas são insuficientes para suprimir a recristalização estática no material.

2.3 Estimativa do expoente de Avrami a partir das curvas (X_s) vs (t_p)

Na Figura 4 tem-se a aplicação da metodologia baseada no formalismo de Avrami para estimar o valor do expoente de Avrami (n) no tempo entre passe (t_p), aplicando-se a linearização da fração de amaciamento (X_s) e do tempo entre passe (t_p). Nota-se que o valor de n variou entre $0,096 < n < 0,583$. Esse valor do expoente de Avrami (n) é reportado na literatura abaixo de 1,0 para aços inoxidáveis [35,36]. O surgimento dos diferentes valores de n deve à sua dependência com as condições de deformação (temperatura, deformação, tempo entre passe e taxa de deformação) e as respostas microestruturais do material com alta taxa de recuperação estática (SRV), atrasando o desenvolvimento da recristalização estática (SRX).

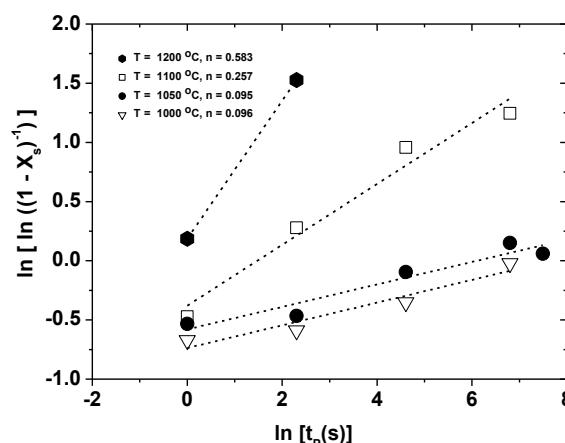


Figura 4. Determinação do expoente de Avrami (n) nos ensaios de duplo passe: $\varepsilon = 0,30$, com temperatura entre 1000 a 1200 °C com taxa de $1,0 \text{ s}^{-1}$ e t_p entre $1,0 < t_p < 1000$ s.

2.4 Aspecto microestrutural no amaciamento estático do aço ASTM F-1586

A Figura 5 mostra as micrografias de partida para os ensaios de torção a quente

isotérmico de duplo passe, ou seja, o corpo de prova foi reaquecido a 1250 °C e mantido nessa temperatura por 300 s para solubilização. Entretanto, observou-se a presença de grãos equiaxiais com tamanho médio de 55 μm . Observa-se também a presença de uma grande quantidade de partículas de precipitados (finos e grosseiros) dispersos na matriz austenítica do aço. Este fato evidencia a baixa solubilidade desses precipitados, principalmente os maiores. Estudos preliminares indicam que esses precipitados não se dissolvem, mesmo para maiores tempos de exposição [37].

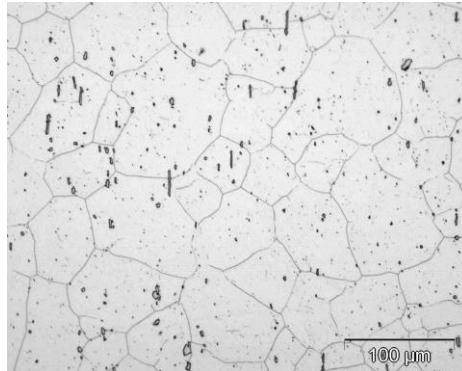


Figura 5. Microestrutura do aço ASTM F-1586 na condição de partida para os ensaios isotérmicos interrompidos de torção a quente – reaquecido a 1250 °C por 300 s.

A Figura 6 mostra microestruturas dos corpos de prova submetidos a duplo passe de torção a quente a 1050 °C com tempo entre passe (t_p) de 1,0, 100 e 1000 s. Nessa temperatura de deformação, o tempo de 1,0 s se mostrou insuficiente para o início da recristalização estática (SRX). Desta forma, a microestrutura resultante apresenta-se composta por grãos deformados. Essas observações confirmam a ocorrência do mecanismo de amaciamento por recuperação estática (SRV), tendo em vista que o material apresentou fração de amaciamento (X_s) de 44,4 % nessa condição. Para tempo entre passe (t_p) maiores, a microestrutura apresentou um avanço na cinética de recristalização estática (SRX), atingindo uma fração volumétrica dos grãos recristalizados de 16,2 % para o tempo entre passe de 1000 s não prosseguindo além, sendo ligeiramente menor para tempo entre passe (t_p) de 2000 s.

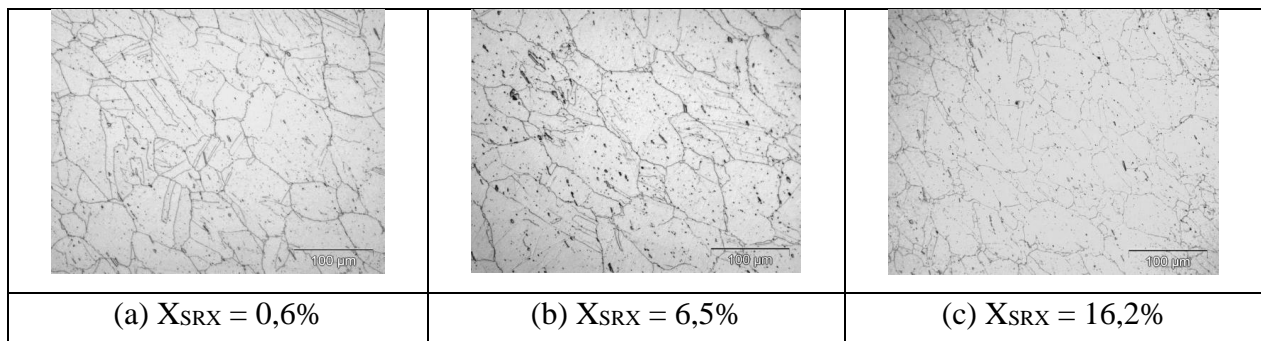


Figura 6. Microestrutura óptica das amostras submetidas a ensaios de torção a quente em duplo passe a 1050 °C com t_p de 1,0 s, 100 s, e 1000 s.

A Figura 7 mostra as microestruturas de corpos de prova submetidos a ensaios de duplo passe isotérmico a 1100 °C com tempo entre passe de 1,0 s, 10 s e 1000 s.

Nessa temperatura, a recristalização estática (SRX) se mostra bem mais rápida. A Figura 7(a) mostra uma estrutura deformada praticamente não recristalizada para $t_p = 1,0$ s, enquanto a Figura 7(b) para $t_p = 10$ s apresenta uma estrutura mista, composta de grãos recristalizados ($X_{SRX} = 33,9\%$) e grãos deformados. Já a Figura 7(c) mostra uma microestrutura recristalizada com grãos equiaxiais com tamanho médio de $30\ \mu\text{m}$.

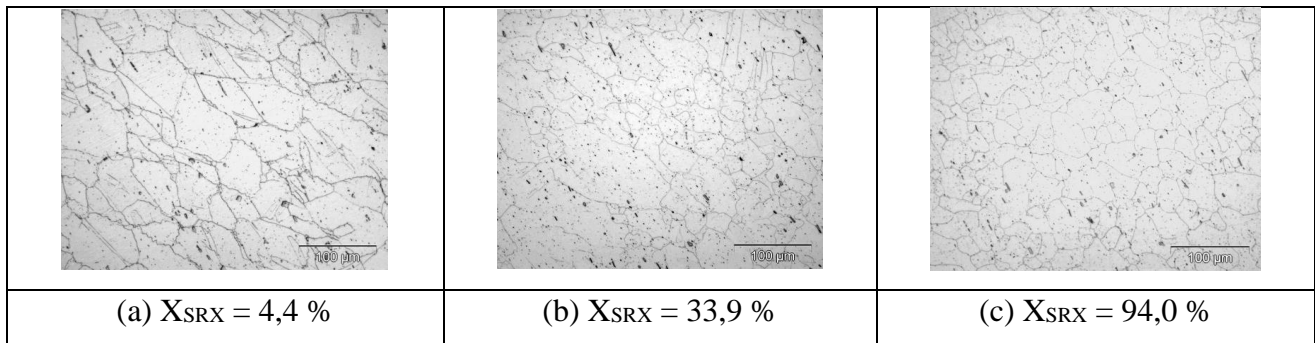
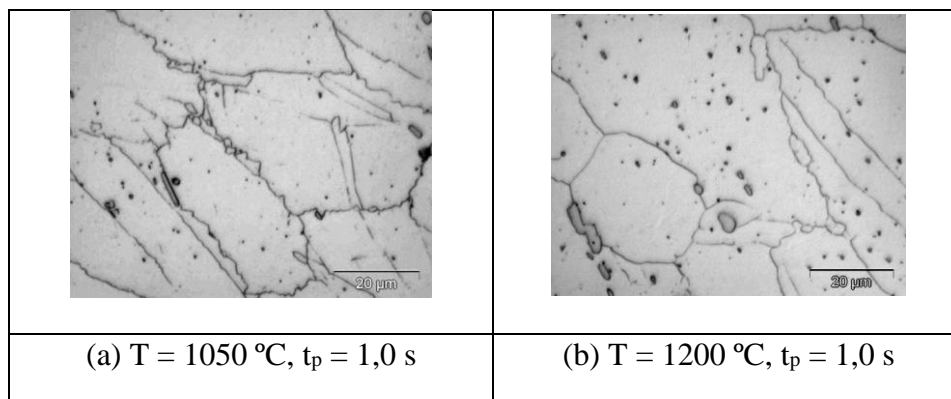


Figura 7. Microestrutura óptica das amostras submetidas a ensaios de torção a quente em duplo passe a $1100\ \text{°C}$, com t_p de 1,0 s, 100 s e 900 s: (a) 4,4 %, (b) 33,9 % (c) 94 %.

Uma característica comum às condições observadas na análise microestrutural é a presença de contornos de grãos com aparências serrilhadas, particularmente os grãos não recristalizados, Figura 8. Este aspecto sugere o mecanismo de nucleação por *migração de contornos de grãos induzida por deformação*, como reportado por Belyakov [38] estudando o aço ASTM 304. Dessa forma, ficam evidentes que os sítios preferenciais para a nucleação da recristalização estática (SRX) são os contornos dos grãos. Entretanto, a possível presença de precipitados, principalmente os mais grosseiros, atua como sítios nucleadores para a recristalização estática (SRX). Esse aspecto também foi observado por Mataya [39] estudando um aço de composição similar que apresentou precipitados da fase Z atuando como sítios de recristalização.



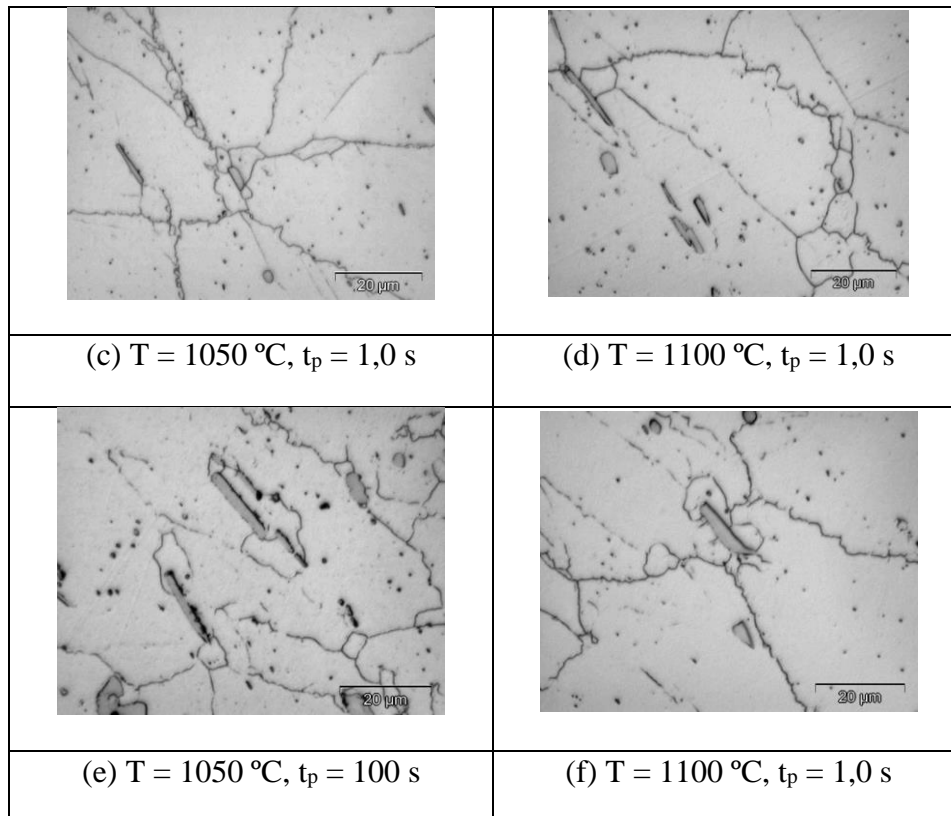


Figura 8. Aspecto microestrutural: (a) Contornos de grãos serrilhados; (b) Nucleação em contornos de grãos; (c) Nucleação em precipitados da fase Z.

A Figura 9 sintetiza a cinética de recristalização estática (SRX) determinada por microscopia óptica (MO). Com base nessas curvas, pode-se afirmar que uma microestrutura final completamente deformada pode ser obtida para tempo entre passes (t_p) menor que 10 s ou para temperatura menor que 1050 °C. Entretanto, uma microestrutura completamente recristalizada pode ser obtida em temperaturas maiores. Assim, o processamento final do aço nas condições intermediárias gera uma estrutura final mista, formada por uma distribuição não homogênea de grãos grosseiros deformados e grãos refinados recristalizados, com prejuízos às propriedades do aço.

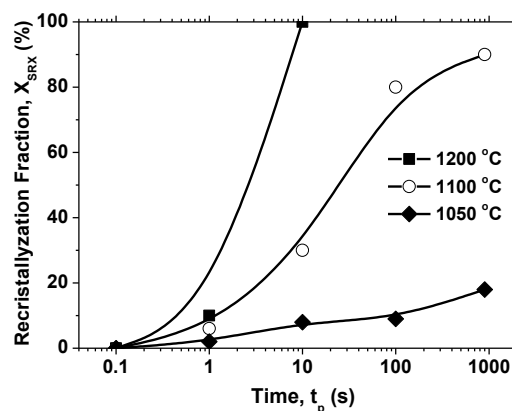


Figura 9. Dependência da fração recristalizada (X_s) em função do tempo entre passes (t_p) nos ensaios de torção a quente em duplo passe isotérmico com deformação de 0,30.

Com base na evolução da fração de amaciamento estático (X_s) e a fração de recristalização estática (X_{SRX}) (Fig 10) é possível idealizar, em função da temperatura e do tempo entre passes (t_p), as condições de processamento termomecânico que levam a completa supressão da recristalização ($T_{5\%}$) e a recristalização total ($T_{95\%}$) do aço ASTM F-1586, Figura 10. Entretanto, ressalta-se que esse limite pode ser deslocado para deformações e taxas de deformação diferentes.

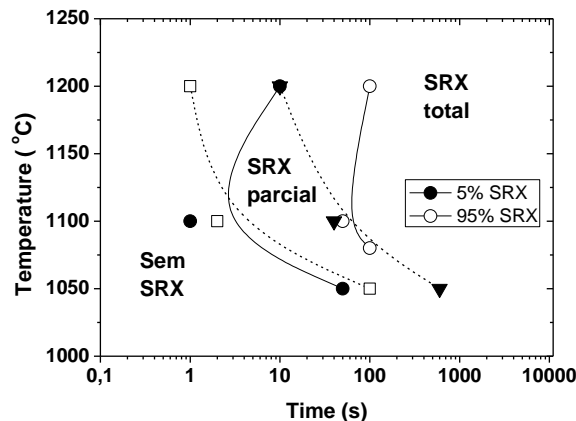


Figura 10. Limites para recristalização estática (SRX) em função da temperatura e do tempo entre passes (t_p) para o aço ASTM F 1586 deformado a quente.

Ao analisar as Figuras 3 e 9, pode-se verificar que não existe uma concordância entre a fração de amaciamento (X_s) e a fração recristalizada (X_{SRX}) nas condições impostas, principalmente para tempo entre passes (t_p) menores. O material apresentou fração de amaciamento (X_s) de aproximadamente 40 % já com 1,0 s para temperaturas abaixo de 1050 °C, com microestrutura totalmente encruada, com amaciamento por recuperação estática (SRV).

Esses resultados evidenciam que a recristalização estática (SRX) no aço ASTM F-1586 é lenta e somente ocorre, mesmo que parcialmente, em temperaturas elevadas ($T \geq 1100$ °C). Certamente a precipitação de partículas da fase Z induzidas por deformação contribuem significativamente com esse comportamento, inibindo o desenvolvimento da recristalização até que ocorra o coalescimento dos precipitados e a liberação das frentes de recristalização. Isto sugere que para $T \leq 1050$ °C a recristalização estática pode ocorrer após longos períodos ($t_p > 100$ s), mas com fração de recristalização reduzida, como visto na Figura 9. Entretanto, para temperaturas acima de 1100 °C, a recristalização estática (SRX) se completa antes que o estágio de precipitação se inicie efetivamente, sendo que a cinética de recristalização é mais rápida que a de precipitação nessa temperatura, Figura 10. Neste caso, a precipitação induzida por deformação poderia ocorrer para tempos maiores, sem a influência da deformação.

3 CONCLUSÃO

O amaciamento entre deformações no comportamento termomecânico do aço inoxidável austenítico ASTM F-1586 foi determinado por testes de torção a quente isotérmico de duplo passe e por análise microestrutural M.O e MEV, alcançando alguns resultados pertinentes à linha industrial de fabricação dessas ligas metálicas:

O elevado nível de amaciamento de aproximadamente 60% foi promovido pela recuperação estática (SRV) durante curto tempo entre passe (tp), mesmo antes de iniciar a recristalização estática (SRX), resultante do valor moderado da energia de falha de empilhamento ($\gamma\text{EFE} = 69 \text{ mJ/m}^2$) que inibe o desenvolvimento dos mecanismos termicamente ativados, provocando diferenças marcantes entre a fração de amaciamento (Xs) e a fração de recristalização estática (XSRX), principalmente na temperatura de 1050 oC com menor tempo entre passe (tp); O retardo na cinética de recristalização estática (SRX) do aço inoxidável austenítico ASTM F-1586 deve-se efetivamente a formação de partículas de precipitados da fase Z (NbCrN) induzidos por deformação a quente nos contornos dos grãos austeníticos, responsável pela formação dos patamares nas curvas de amaciamento abaixo de 1100 °C até aproximadamente 100 s de tempo entre passe (tp).

Agradecimentos

Os autores agradecem o apoio financeiro prestado pelos órgãos de fomento CAPES (Brasil) e pela FAPEMA (Maranhão), 2016-2018, BM-06303/16.

REFERÊNCIAS

6 References

- [1] Dutta B., Palmiere, E.J. Metallurgical and Materials Transactions A, v.34, June, p.1237-1247, 2003.
- [2] DeArdo A.J. In: Microalloying'95, The Mineral, Metals and Materials Society, p.15-33, 1995
- [3] Djaic, R.A.P. e Jonas, J.J. Journal of the Iron and Steel Institute **210**, p. 256–261, 1972.
- [4] Laasraoui, A. e Jonas, J.J. Metals Transactions, 22A, p.151, 1991.
- [5] Lo, KH.;Shek, CH. e Lai JKL. Materials Science and Engineering R, 2009 (65),39-104.
- [6] Palmiere, EJ. Microalloying '95 Conference Proceedings, 1995, 307.
- [7] Zhao, J., Jiang, Z. Progress in Materials Science 94 (2018) 174-242.
- [8] Palmiere E.J., Garcia C.I., DeArdo, A.J. Metallurgical and Materials Transactions A, v.27, April, p.951-960, 1996.
- [9] Kocks, UF, Mecking, H. Materials Science 48, 2003, 48:171–273.
- [10] Poliak, E.I.; Jonas, J.J. ISIJ International, v.43, No. 5, p. 685-691, 2003.
- [11] McQuenn, HJ. Materials Science and Engineering A, 2004; 387: 203-208.
- [12] Najafizadeh, A. e Jonas, J.J. ISIJ International, v. 46, No. 11, p. 1679–1684, 2006.
- [13] Cho, S.H.; Kang, K.B. e Jona, J.J. ISIJ International, v. 41, No. 7, p. 766–773, 2001.
- [14] Silva E.S., Sousa R.C., Jorge A.M. Jr and Balancin O. Materials Science & Engineering: A. 2012; 543:69-75.
- [15] Hansen S.S., Vander Sande J.B., Cohen M. Metall Trans., v. 11A, p. 387-402.1980.
- [16] Maruyama N., Smith G.D.W. Materials Science and Engineering A, v.327, p.34-39, 2002.
- [17] Roucoules, C, Hodgson, PD, Yue, S and Jonas , JJ. Metal. and Mater. Trans A 25A (1994) 389.
- [18] Medina S.F. Scripta Metallurgica et Materialia, v.32, n.1, p.43-48, 1995.
- [19] Ryan, N.D., McQueen, H.J. Journal of Materials Processing Technology. v.21, Issue 2, p.177-199, 1990.
- [20] McQuenn, H.J., Yue, S., Ryan, N.D. e Flye, E. Journal of Materials Processing Technology 53, p. 293-310, 1995.
- [21] Stewart, G.R.; Jonas, J.J. e Montheillet, F. ISIJ International, Vol. 44, No. 9, pp. 1581–1589, 2004.
- [22] Fields. D.S and Backofen. W.A. Proc. Amer. Soc. Test. Mater. v.57.p1263,1957.
- [23] Kwon O., DeArdo A.J. Acta Metallurgica et Materialia. v.39, n.4, p.529-538, 1991.
- [24] Hodgson, P.D. e Gibbs, R.K. ISIJ International, v. 32, No. 12, p. 1329-1338, 1992.
- [25] Medina, S.F. e Hernandez, C.A. Acta mater. v.. 44, No. 1, pp. 165-171, 1996.
- [26] International Organization for Standardization ASTM F-1586 (ISO 5832-9); Implants for surgery – Metallic materials – Part 9: Wrought high nitrogen stainless steel. Switzerland, 4p, 2013.
- [27] Hench, L.; Polak, J. Third Generation Biomedical Materials. Science 295, p. 1014-1017, 2002.
- [28] Giordani, EJ, Jorge JR, AM, Balancin, O. ScriptaMaterialia, 2006 (55), 743-746.
- [29] Sousa RC, Silva ES, Jorge AM Jr, Cabrera JM and Balancin O. Materials Science & Engineering: A. 2012; 582:96-107.

- [30] Navarro, M.; Michiardi, A.; Castanho, O.; e Planell, JA. Journal of the Royal Society Interface, 2008 (5), 1137-1158.
- [31] Medina, S.F. Scripta Metallurgica Materialia, v. 32, No. 1, p. 43-48, 1995.
- [32] Lin, Y.C., Chen, M.S., Zhong, J. Computational materials Science 44 (2008), 316-321
- [34] Giordani, E. J.; Jorge JR, A. M.; Balancin, O. Scripta Materialia, v.55, p. 743-746, 2006.
- [35] Ma, B., Peng Y. Jia, B. and Yun-fei, L. 2010. Static Recrystallization Kinetics Model After Hot Deformation of Low-Alloy Steel Q345B. Journal of Iron and Steel Research, International, 17 (8), 61-66.
- [36] Wang, J., and Xiao, H. 2008. Determination of the Kinetics for Dynamic and Static Recrystallization by Using the Flow Curves. In Materials Science Forum, 575, 904-909.
- [37] Kang K.B., Kwon O., Lee W.B., Park C.G. Scripta Materialia, v.36, n.11, p.1303-1308, 1997.
- [38] Belyakov A., Sakai T., Miura H., Kaibyshev R. ISIJ International, v.39, n.6, p.592-599, 1999.
- [39] Mataya M.C., Perkins C.A., Thompson S.W., Matlock D.K. Metallurgical and Materials Transactions A. v.27A, p.1251-1266, Maio 1996.