

INFLUÊNCIA DA TAXA DE DEFORMAÇÃO E DA TEMPERATURA NA DUCTILIDADE A QUENTE DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX 2304¹

*Emiliana Cristina Marques Arthuso²
Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa³
Tarcisio Reis de Oliveira⁴
Ricardo Augusto Faria⁵*

Resumo

Aços inoxidáveis duplex (AID) tem duas fases dúcteis, isto é, ferrita e austenita, com uma proporção de cada fase de cerca de 50%. A principal vantagem em comparação com outros aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos é a excelente combinação de alta resistência mecânica e resistência à corrosão com boa conformabilidade e soldabilidade. Infelizmente, AID apresentam em geral, uma baixa ductilidade a quente e como consequência, defeitos superficiais como trincas de bordas e lascas são sempre suscetíveis, o que torna o processo de fabricação do AID complexo na etapa de laminação a quente. O ensaio de torção a quente foi utilizado neste estudo para avaliar a influência da temperatura e da taxa de deformação na ductilidade a quente do AID 2304 numa faixa de temperatura entre 1000 e 1200°C e taxas de deformação entre 0.1 a 5s⁻¹. A baixa ductilidade foi devida à formação de trincas na interface entre a ferrita e a austenita e está relacionada, principalmente a diferença de comportamento mecânico entre as fases austenita e ferrita durante a deformação. O aumento na taxa de deformação resultou na diminuição da ductilidade a quente. O aumento da temperatura resultou no aumento da ductilidade a quente.

Palavras-chave: Aço inox duplex; Ductilidade a quente; Torção a quente.

INFLUENCE OF DEFORMATION RATE AND TEMPERATURE ON HOT DUCTILITY OF DUPLEX STAINLESS STEEL 2304

Abstract

Duplex stainless steels (DSS) have two ductile phases, i.e. ferrite and austenite, with a balance around 50% of each phase. The main advantage in comparison with other austenitic and ferrite stainless steels is the excellent combination of high strength and corrosion resistance together with good formability and weldability. Unfortunately, DSS present in general a poor hot workability and as a consequence, surface defects as edge cracks and slivers are always susceptible, what became complex the fabrication process of the DSS during the stage of hot rolling. Hot torsion tests were subjected in this study to evaluate the hot ductility of DSS 2304 at a temperature range of 1000 to 1200°C and strain rate from 0,1 to 5s⁻¹. The low ductility was attributed to the crack formation at the austenite and ferrite interface and is mainly related to the difference in mechanical behavior between austenite and ferrite phases during deformation. The increase in temperature resulted in higher ductility. The increase in the deformation rate resulted in lower ductility.

Keywords: Duplex stainless steel; Hot ductility; Hot torsion.

¹ *Contribuição técnica ao 50º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 18 a 21 de novembro de 2013, Ouro Preto, MG, Brasil.*

² *Engenharia de materiais. MsC. Metalurgista. Aperam South America. Timóteo, MG, Brasil.*

³ *Engenharia mecânica. Phd, Professor. Universidade Federal de Minas. Belo Horizonte, MG, Brasil.*

⁴ *Engenharia mecânica. Dr. Aperam South America. Timóteo, MG, Brasil.*

⁵ *Engenheira metalúrgica. Dr. Aperam South South America. Timóteo, MG, Brasil.*

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são definidos como uma família de aços inoxidáveis formados por duas fases dúcteis: ferrita e austenita com uma proporção de cada fase em torno de 50%. Estes aços apresentam uma atrativa combinação de excelentes propriedades mecânicas com excelente resistência à corrosão adequadas para aplicações em ambientes marinhos, indústrias de papel, celulose e petroquímicas.

Historicamente a fabricação do aço inoxidável duplex apresenta como principal problema a baixa ductilidade a quente deste material, como consequência direta da sua microestrutura austeno-ferrítica. A presença de duas fases dúcteis na microestrutura, mas que se comportam de forma muito diferente em relação à deformação a quente, leva facilmente a condições de produzir defeitos graves que só podem ser evitados dentro de uma estreita janela de processamento. O objetivo deste estudo é avaliar a influência da temperatura e da taxa de deformação na ductilidade a quente do aço inoxidável duplex 2304 na faixa de temperatura entre 1000 e 1200°C.

1.1 Revisão de Literatura

Durante a deformação a quente, a ferrita efetivamente passa por recuperação dinâmica, portanto, a sua sub-estrutura consiste de subgrãos bem poligonizados. Em contraste, o processo de restauração dinâmica é suprimido na fase austenita. A subestrutura da austenita contém redes de deslocamentos densas e irregulares e a recristalização dinâmica é observada apenas em temperaturas muito altas. A ductilidade a quente do AID é limitada pela ocorrência de trinca na interface ferrita/austenita. Estudos publicados na literatura nos permitem esclarecer um pouco os motivos deste comportamento.

A ductilidade a quente baixa dos AID pode ser devida a diferentes fatores como: a proporção de fases,⁽¹⁻³⁾ a distribuição,⁽¹⁻³⁾ o tamanho e a forma da segunda fase,^(2,4,5) o tipo de interface entre as fases^(3,4) e possivelmente também na diferença na reologia entre ferrita e austenita.⁽⁶⁻⁹⁾ A ductilidade a quente também é afetada pelas condições de processamento como temperatura e taxa de deformação de forma que, melhora com o aumento da temperatura e com a diminuição da taxa de deformação.^(1,2,5,9-11)

Foi evidenciado por Pinol-Juez, Iza-Mendia e Gutiérrez⁽⁴⁾ que as interfaces entre as fases ferrita e a austenita são as partes mais fracas do aço inox duplex devido ao fato de serem os sítios de formação das trincas. A trinca na interface entre as fases austenita e ferrita é uma falha significativa que ocorre na microestrutura dos aços inoxidáveis duplex em elevadas deformações. Ela aparece rapidamente para as condições de deformação onde são aplicadas elevadas taxas de deformação e também em baixas temperaturas. Uma inspeção microscópica neste aço mostra que as trincas sempre se iniciam na interface entre as fases austenita e ferrita como um resultado da elevada concentração de tensão e confirma isto como a primeira causa para a baixa ductilidade do aço inox duplex.^(1,3,4,12-15) O fenômeno responsável pela iniciação da trinca é o crescimento e o coalescimento de vazios resultantes do alívio das tensões internas provocadas por deformações diferenciadas entre as fases austenita e ferrita.⁽¹⁶⁾ Estas trincas aparecem bem antes da fratura final do corpo de prova.

2 MATERIAL E MÉTODOS

O material utilizado neste estudo é o aço inoxidável duplex 2304 fornecido pela Aperam South América. Sua composição química típica é dada pela tabela 1, sendo todos os números em percentuais do peso. Os corpos de prova para o ensaio de torção a quente foram preparados a partir de amostra de Chapa Grossa de 21mm de espessura, recozida e com fração volumétrica de austenita em torno de 48% à temperatura ambiente. Os corpos de prova de torção foram confeccionados por usinagem e com o eixo de torção paralelo à direção longitudinal de laminação sendo o diâmetro útil de 6mm e o comprimento útil de 50 mm.

Tabela 1. Composição química (%)

Aço	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Si	C	Nb
2304	22.5	3.5	0.43	0.11	1.35	0.39	0.02	0.016

Os ensaios de torção foram realizados no Centro de Pesquisa da Aperam South América, em máquina de torção Servo Motor Moog com capacidade de rotação de 3000rpm. Este equipamento tem controle e aquisição de dados por controlador. O aquecimento e resfriamento foi realizado por indução utilizando uma máquina modelo LSS – 7.5 da Inductotherm Brasil, possuindo esta, um controle de temperatura digital. Durante o ensaio de torção, o corpo de prova ficou protegido da oxidação pela injeção de argônio dentro do tubo de quartzo que envolve o mesmo. Foram realizados ensaios de torção a quente isotérmicos e a rotina experimental apresentada a seguir foi a utilizada em todos os ensaios. Os corpos de prova foram aquecidos a uma taxa de 180°C/minuto até atingir a temperatura de 1250°C, permaneceram nesta temperatura por um tempo de encharque de 5 minutos, posteriormente foi resfriado a uma taxa de 180°C/minuto até a temperatura de ensaio (1000°C, 1100°C e 1200°C) sem tempo de encharque nesta temperatura e em seguida deformado até a ruptura com diferentes taxas de deformação (0,1s⁻¹, 1s⁻¹ e 5s⁻¹). Após a ruptura, o corpo de prova foi resfriado rapidamente com água até a temperatura ambiente para manter a microestrutura. Foram retiradas amostras para análise da microestrutura na região localizada a 95% do raio e após os procedimentos metalográficos padrões, as amostras foram atacadas com reativo Behara (80mL de água destilada, 40mL de ácido clorídrico, 4,8g de bifluoreto de amônio e 1g de bissulfito de potássio), com o tempo de imersão de 8 segundos. Para finalizar, a amostra foi lavada com água, álcool e secada ao ar quente. A tensão de pico σ_p foi obtida diretamente na máquina de torção e a deformação equivalente total ε_t foi calculada através da equação 1, onde R é o raio do corpo de prova, L o comprimento útil do corpo de prova e θ a deformação angular em radianos.

$$\varepsilon_t = \frac{R \theta}{L} \quad (1)$$

3 RESULTADOS

Inicialmente foram observadas as microestruturas das amostras reaquecidas até 1250°C e resfriadas até a temperatura de ensaio. Vale lembrar que a austenita se apresentava inicialmente como lamelas alinhadas com a direção de laminação do

processo anterior. A Tabela 2 mostra os valores medidos das proporções de austenita na matriz ferrítica em função da temperatura de ensaio antes da torção. A Figura 1 ilustra a microestrutura inicial como fornecida.

Tabela 2 – Variação da fração volumétrica (em %) de austenita em função da temperatura de ensaio

Inicial	1000°C	1100°C	1200°C	1250°C
48	29	23	20	17

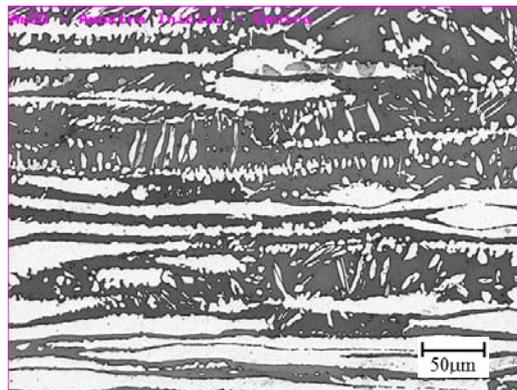


Figura 1. Microestrutura na condição como fornecido. 48% de austenita.

3.1 Curvas de Escoamento Plástico

O comportamento plástico nos ensaios de torção a quente foi avaliado determinando-se a evolução da tensão com a deformação. Tanto o nível de tensão quanto a forma da curva de escoamento plástico dependem de cada uma das condições de temperatura e taxa de deformação testadas. Para os ensaios realizados, a curva tensão versus deformação assumiu as curvas ilustradas nas Figuras 2, 3 e 4.

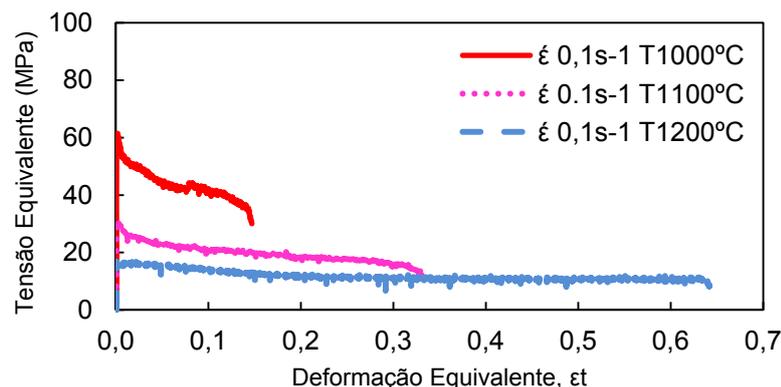


Figura 2. Deformação a uma taxa de $0,1s^{-1}$.

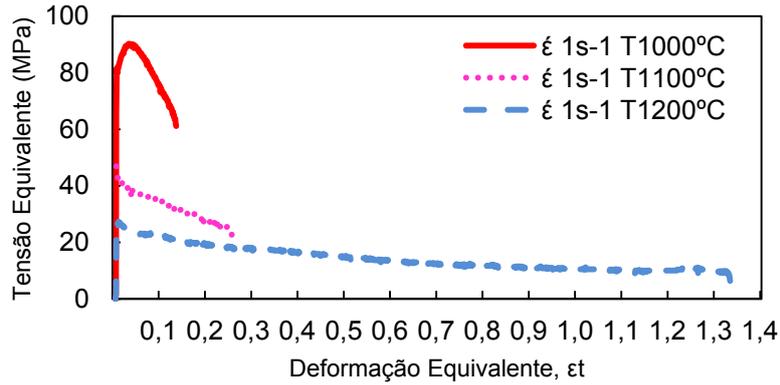


Figura 3. Deformação a uma taxa de $1s^{-1}$.

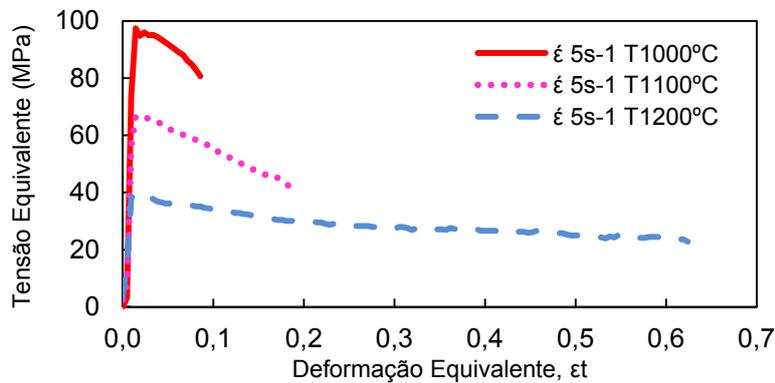


Figura 4. Deformação a uma taxa de $5s^{-1}$.

De uma forma geral, nota-se nestas curvas que a tensão já atinge um máximo logo no início da deformação imposta decrescendo em seguida e podendo ou não alcançar o estado estacionário. Este comportamento é típico de materiais metálicos, onde as curvas apresentam uma região de amaciamento após um pico de tensão. Para as temperatura de $1000^{\circ}C$ e $1100^{\circ}C$ a queda na tensão com a deformação é maior que para a temperatura de $1200^{\circ}C$.

Observa-se nestas curvas de escoamento que as mesmas assumem duas formas distintas. Uma das formas torna-se visível quando o aço é deformado em altas temperaturas e as curvas de escoamento plástico assumem formas similares às de materiais que amaciam extensamente por recuperação dinâmica ou por recristalização dinâmica. Para a temperatura de $1200^{\circ}C$, observa-se que as curvas apresentam também um estado estacionário. Por outro lado, quando deformado em baixas temperaturas, tem-se um encruamento rápido até a tensão de pico, seguido de uma região extensa de amaciamento sem apresentar um estado estacionário.

Para facilitar a interpretação dos resultados obtidos, os valores das tensões de pico e deformações na fratura dos gráficos das Figuras 2 a 4 são apresentados nos gráficos da figura 5 em função das temperaturas de teste e taxas de deformação. De uma forma geral, a tensão de pico, ou a resistência mecânica máxima a quente, aumenta com o decréscimo da temperatura de teste (Figura 5a), enquanto que a deformação total na fratura, ou a ductilidade a quente, diminui (Figura 5b). Pode-se ver na Figura 5b que, para as temperaturas de teste $1000^{\circ}C$ e $1100^{\circ}C$, a ductilidade é pouco sensível à taxa de deformação imposta. No entanto para a temperatura de teste de $1200^{\circ}C$ a taxa de deformação apresenta maior influência na ductilidade.

Nesta condição, para a taxa de deformação de $0,1s^{-1}$, a ductilidade a quente foi inferior à apresentada pela taxa de $1s^{-1}$ tornando esta condição diferente da tendência apresentada pelas temperaturas de $1000^{\circ}C$ e $1100^{\circ}C$.

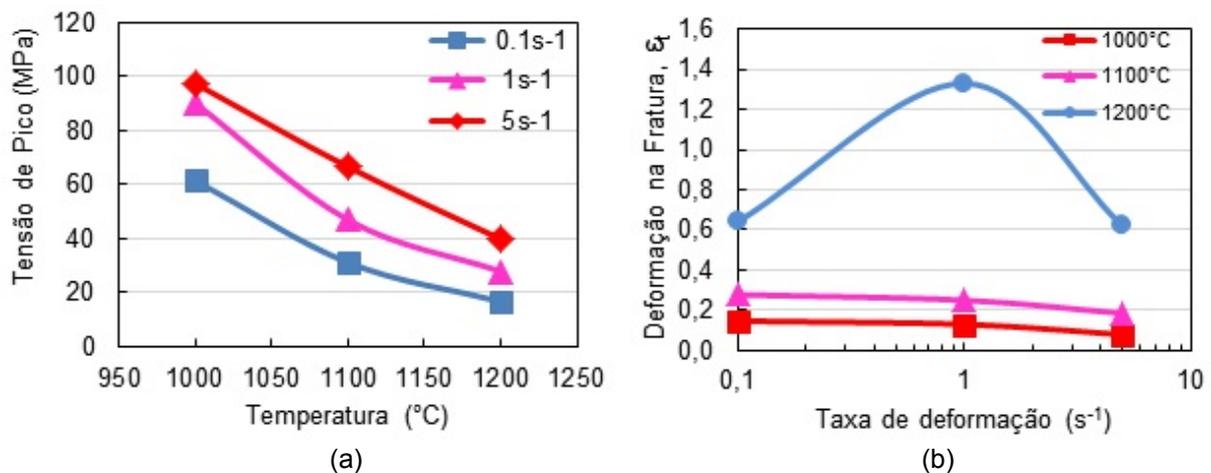


Figura 5. (a) variação da tensão de pico e (b) variação da deformação total na fratura.

3.2 Microestruturas após Torção a Quente

Nas Figuras 6 a 8 apresentam-se as microestruturas das amostras após torção a quente. As amostras foram examinadas na seção longitudinal do eixo de torção. As micrografias apresentam a direção de laminação no sentido horizontal e a direção de deformação da torção no sentido vertical.

Observam-se, nas micrografias das Figuras 6a, 7a e 8a deformadas à temperatura de $1000^{\circ}C$, grandes quantidades da fase austenítica sob a forma de lamelas na matriz ferrítica. Nas Figuras 8a, 8b e 8c, todas deformadas a uma taxa de $5s^{-1}$, percebe-se uma grande quantidade de lamelas de austenitas alongadas e também uma grande quantidade destas sendo nucleada nos contornos de grão com a ferrita.

4 DISCUSSÃO

As curvas de escoamento plástico obtidas com a realização deste estudo mostradas pelas Figuras 2, 3 e 4 apresentaram as mesmas tendências das curvas apresentadas na literatura por Evangelista et al.⁽³⁾ e Iza-Mendia et al.⁽¹²⁾ tanto para a tensão de pico quanto para a deformação total na fratura. O aumento da temperatura implica na redução da tensão de pico e no aumento da deformação total na fratura. O aumento da taxa de deformação implica no aumento da tensão de pico e na diminuição da deformação total na fratura. No entanto, os resultados apresentam valores inferiores aos da literatura para o mesmo aço, tanto para a tensão de pico quanto para a deformação total na fratura.

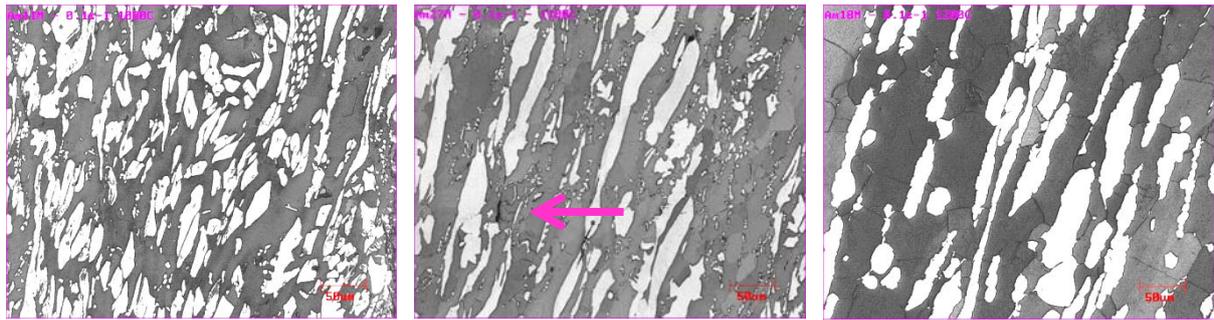


Figura 6. Microestrutura após torção a uma taxa de $0.1s^{-1}$. (a) $1000^{\circ}C$, (b) $1100^{\circ}C$ e (c) $1200^{\circ}C$.

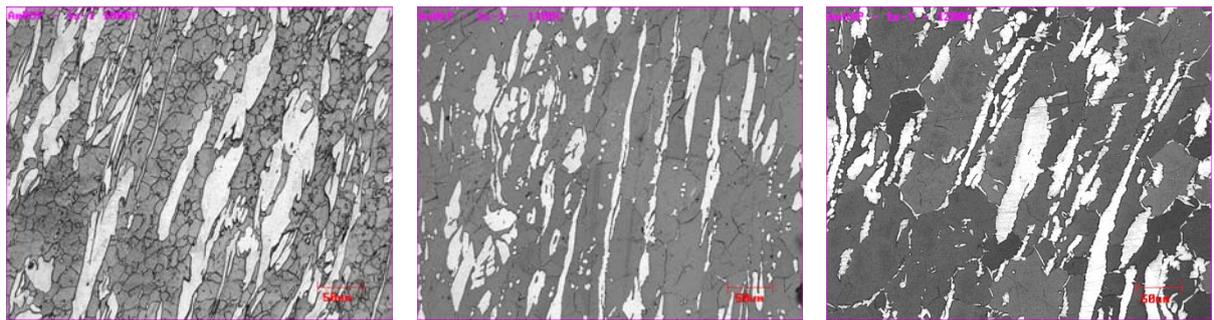


Figura 7. Microestrutura após torção a uma taxa de $1s^{-1}$. (a) $1000^{\circ}C$, (b) $1100^{\circ}C$ e (c) $1200^{\circ}C$.

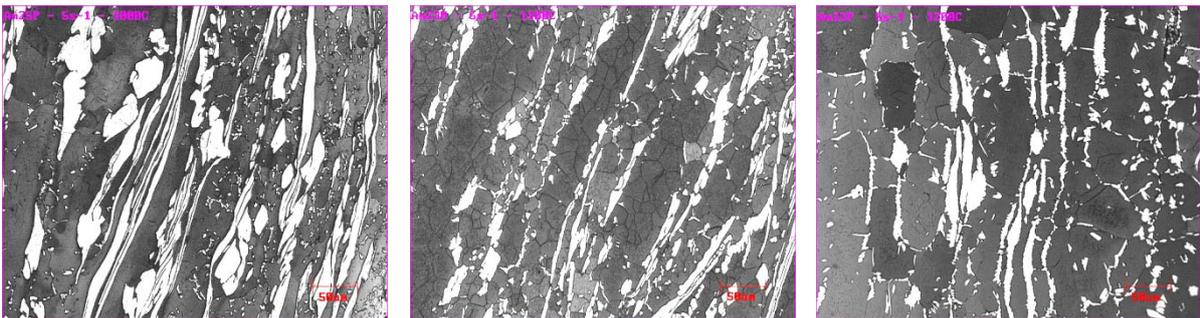


Figura 8. Microestrutura após torção a uma taxa de $5s^{-1}$. (a) $1000^{\circ}C$, (b) $1100^{\circ}C$ e (c) $1200^{\circ}C$.

A trinca na interface entre as fases austenita e ferrita é uma falha significativa que ocorre na microestrutura dos aços inoxidáveis duplex em elevadas deformações. Ela aparece rapidamente para as condições de deformação onde são aplicadas elevadas taxas de deformação e também em baixas temperaturas. Foi evidenciado por Pinol-Juez, Iza-Mendia e Gutiérrez⁽⁴⁾ que as interfaces entre as fases ferrita e a austenita são as partes mais fracas do aço inox duplex devido ao fato de serem os sítios de formação das trincas.

As inspeções microscópicas neste aço mostram que as trincas sempre se iniciam na interface entre as fases austenita e ferrita como um resultado da elevada concentração de tensão. Estas trincas aparecem bem antes da fratura final do corpo de prova. Diversos autores como Iza-Mendia e Gutierrez,⁽¹⁾ Evangelista et al.,⁽³⁾ Pinol-Juez, Iza-Mendia e Gutierrez,⁽⁴⁾ Iza-Mendia et al.,⁽¹²⁾ Reis, Jorge e Balancin,⁽¹³⁾ McQuenn, Evangelista e Ryan⁽¹⁴⁾ e Balancin, Hoffmann e Jonas⁽¹⁵⁾ confirmam isto como a primeira causa para a baixa ductilidade a quente do aço inox duplex.

A Figura 9a ilustra uma ampliação da trinca indicada na Figura 6b por uma seta. Para confirmar se era realmente uma trinca, foi feito um polimento para remover o ataque. O resultado confirmou a presença da trinca conforme ilustrado na Figura 9b.

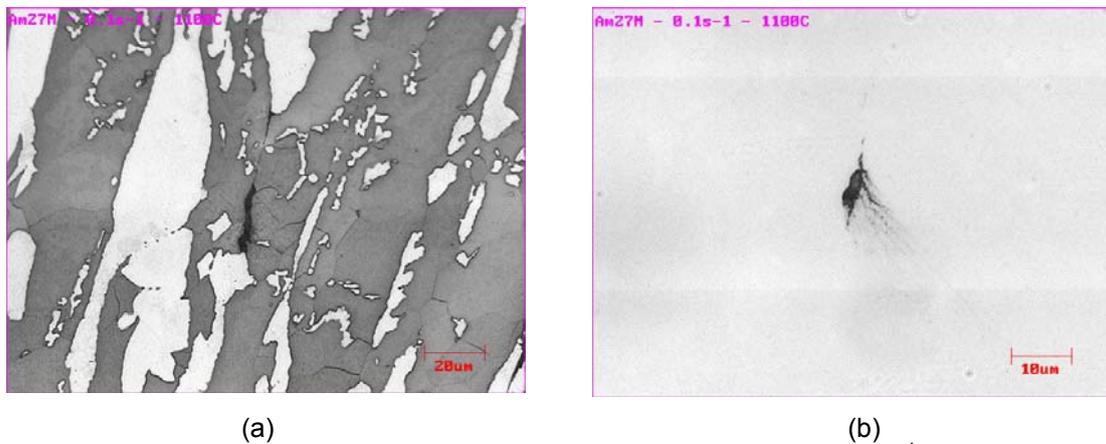


Figura 9. (a) Microtrinca na amostra deformada a 1100°C a uma taxa de $0.1s^{-1}$. (b) mesma amostra sem ataque.

Nas Figuras 10a e 10b obtidas na seção transversal do corpo de prova de torção fica clara a influência da temperatura na formação das trincas internas durante a deformação para uma mesma taxa de deformação de $1s^{-1}$. Há uma maior incidência de trincas na região próxima à superfície que é a região de maior deformação, no entanto há trincas no centro também. A diminuição na temperatura de deformação aumenta significativamente a quantidade de trincas e favorece o coalescimento das mesmas gerando trincas de vários tamanhos.

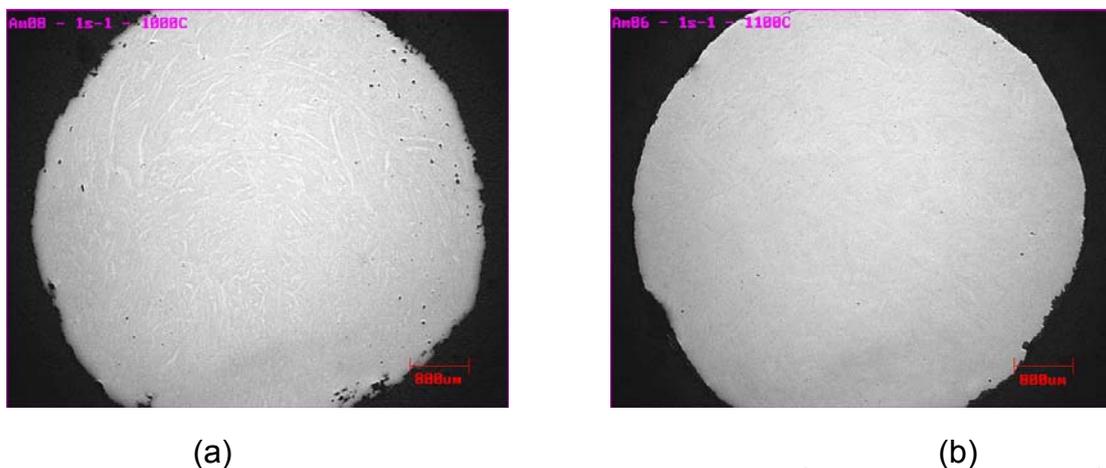


Figura 10. (a) microtrinca na amostra deformada na Tt 1000°C e $\dot{\epsilon} 1s^{-1}$ e b) Tt 1100°C e $\dot{\epsilon} 1s^{-1}$. sem ataque. Seção transversal.

Neste estudo, as curvas apresentam características de amaciamento sem a ocorrência de um patamar de encruamento, o que pode vir a caracterizar a deformação apenas da fase ferrita por ser mais macia e em elevada fração volumétrica. Uma possível explicação para que isso tenha ocorrido é o fato de não ter sido utilizado tempo de encharque após chegar na temperatura de teste antes da torção. Nesta condição, não há tempo para que a microestrutura atinja a condição de equilíbrio das fases. Esta opção foi tomada visando evitar o crescimento excessivo dos grãos ferríticos que tornam a torção instável e não representativa.

Uma forma de validar esta possibilidade é através da lei das misturas dada pela equação 3, onde são levadas em consideração, a contribuição de cada fase nas propriedades finais do aço duplex. O gráfico da Figura 11 ilustra os resultados obtidos neste estudo e o resultado calculado pela lei da mistura. Percebe-se uma boa relação entre o resultado obtido neste estudo e o calculado pela lei da mistura. Com o aumento da temperatura, aumenta-se a proximidade entre as duas curvas, assim como relatado por Iza-Mendia et al.⁽¹²⁾

$$\sigma_{duplex} = f_{\gamma}\sigma_{\gamma} + f_{\alpha}\sigma_{\alpha} \quad (3)$$

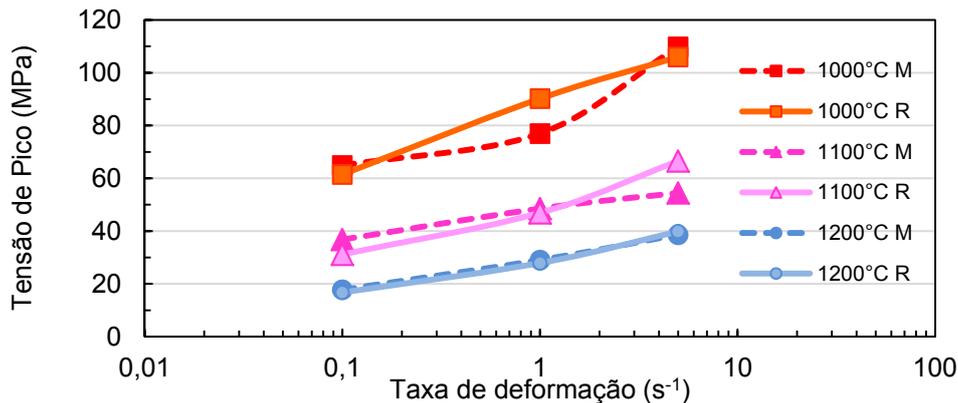


Figura 11. Comparação da tensão de pico deste estudo (R) e o resultado levando se em conta a lei das misturas (M).

Como resultado, o parâmetro chave que afeta o comportamento da falha é a diferença no comportamento mecânico entre as fases austenita e ferrita. Tem sido sugerido na literatura^(2,4,12,13,17) que, a baixa ductilidade a quente dos aços inoxidáveis duplex pode ser explicada em parte pela partição da deformação entre a ferrita, mais macia e a austenita mais dura.

As observações microestruturais após torção a quente mostram que tanto a ferrita quanto a austenita desenvolvem uma complexa e heterogênea microestrutura. Esta heterogeneidade parece ser ainda maior na fase austenita. Observa-se nas figuras 6 a 8 três morfologias distintas da fase austenita: lamelas contíguas, partículas finas e grosseiras no contorno de grão e/ou dispersas na matriz ferrítica. A morfologia das partículas da fase austenita varia em função da temperatura de teste, da taxa de deformação aplicada e da deformação total até a fratura.

4.1 Influência da Temperatura

Nas temperaturas de teste a 1000°C e 1100°C, prevalece a morfologia de partículas de austenita grosseiras. No entanto, apresentam também uma grande quantidade de partículas finas sendo nucleadas e algumas lamelas contíguas remanescentes. Nas temperaturas a 1200°C, prevalece a morfologia de lamelas contíguas. No entanto, à medida que se aumenta a taxa de deformação, percebe-se um aumento de partículas finas entre os grãos ferríticos e uma redução na espessura das lamelas contíguas. Observa-se também que as partículas de austenita ao serem deformadas, vão se alinhando com a direção de deformação na torção. Observa-se na Figura 6a que a austenita pouco deformada aparece como grãos mais grosseiros e parece se comportar como inclusões e o resto do material flui ao redor dela. Este comportamento foi relatado também por Iza-Mendia et al.⁽¹²⁾

O aumento na temperatura aumenta a fração volumétrica da fase ferrita mais dúctil e diminui a área de interface ferrita/austenita, reduzindo assim os sítios de formação de trincas e aumentando a ductilidade a quente.

4.2 Influência da Taxa de Deformação

O aumento na taxa de deformação propicia uma maior quantidade de partículas finas da fase austenita. Isto se deve a dois fatores: taxas de deformação maiores, favorecem a nucleação da fase austenita. Em contrapartida, as taxas de deformação maiores levam a uma fratura mais rápida do corpo de prova de torção porque não há tempo suficiente para que ocorra a recuperação dinâmica e conseqüentemente o alívio das tensões internas que levam à formação das trincas. Sendo assim, não há muito tempo para o crescimento das partículas de austenita nucleadas durante a deformação. Portanto, a presença de partículas de austenita de diferentes tamanhos, indica que durante a torção, ocorreu tanto a nucleação de novos grãos, favorecida por taxas de deformação elevadas e temperaturas menores quanto o crescimento dos grãos já existentes antes da deformação por torção, favorecida por taxas menores e temperaturas elevadas.

A taxa de deformação também interfere na morfologia da fase austenita que se apresenta em forma de lamelas contíguas. O aumento da taxa de deformação propicia o afinamento na espessura e o alongamento no comprimento das lamelas contíguas de austenita. Isto ocorre, porque, aumentando-se a taxa de deformação, aumenta-se e muito a quantidade de deslocamentos na ferrita e diminui-se a recuperação dinâmica nesta fase, o que leva a um aumento na dureza da fase ferrita. Assim, a ferrita passa a se deformar menos e permite que uma maior quantidade de grãos da austenita se deformem. Este comportamento reflete as diferenças nas microestruturas de torção principalmente para as taxas de $1s^{-1}$ e $5s^{-1}$ nas temperaturas de $1000^{\circ}C$ e $1100^{\circ}C$ e conseqüentemente no formato das curvas.

4.3 Influência da Deformação

A aceleração da transformação da ferrita em austenita pode estar relacionada com o aumento da energia de deformação armazenada produzida pela deformação. Quando as duas fases austenita e ferrita são deformadas juntas, a distribuição da deformação não é mais uniforme. Deformações concentradas ocorrem na fase ferrita mais macia e a recuperação dinâmica é mais efetiva nesta fase. Uma estrutura de subgrãos se desenvolve então na ferrita no início da deformação resultando na presença de subgrãos dentro dos grãos ferríticos deformados.⁽¹⁵⁾ Os contornos de subgrão são sítios favoráveis para a nucleação da austenita por possuírem grande quantidade de energia armazenada. A nucleação da austenita ocorre então como uma forma de reduzir esta energia e assim reduzir a energia interna armazenada do sistema. Este processo de nucleação intragranular acelera a dinâmica de transformação de fase durante a deformação.

No entanto, em algumas condições do teste de torção, o percentual de austenita ficou bem abaixo do obtido com o tratamento térmico. Este mesmo comportamento é relatado na literatura por Napolião e Balancin.⁽¹⁸⁾ Uma possível explicação para este fato é o aumento da temperatura da amostra causado pela deformação. O aumento da temperatura devido ao aquecimento adiabático pode levar a uma quantidade significativa de transformações de fase durante a deformação no domínio intercrítico.

Este aumento de temperatura pode chegar a 30°C ao final da deformação, neste caso, diminuindo o potencial de transformação da fase ferrita em austenita. Este mecanismo está de acordo com o relatado na literatura por Oliveira, Jorge e Balancin.⁽¹⁹⁾

5 CONCLUSÃO

A baixa ductilidade do aço inox duplex 2304 é devida a formação de trincas na interface entre a ferrita e a austenita a qual se propaga através da matriz e leva o corpo de prova à fratura em deformações baixas.

O mecanismo chave que afeta o comportamento da falha, ou seja, a formação de trincas, é a diferença no comportamento mecânico e microestrutural entre as fases austenita e ferrita.

As diferenças na ductilidade a quente do aço inox duplex em função da taxa de deformação e da temperatura estão relacionados com as variações na fração volumétrica, na distribuição, no tamanho e forma da fase austenita em relação a matriz ferrítica e também com os mecanismos de amaciamento operantes nestas fases.

O aumento na temperatura aumenta a fração volumétrica da fase ferrita mais dúctil e diminui a área de interface entre a ferrita e a austenita, reduzindo assim os sítios de formação de trincas e aumentando a ductilidade a quente.

A diminuição da taxa de deformação favorece a recuperação dinâmica na ferrita, a qual reduz as tensões internas responsáveis pela nucleação das trincas e conseqüentemente aumenta a ductilidade a quente.

Agradecimentos

Agradecemos à Aperam South América pela disponibilidade das amostras e equipamentos de torção e análise metalográfica.

REFERÊNCIAS

- 1 IZA-MENDIA, A. e GUTIERREZ, I. Factors affecting the hot workability of duplex stainless steels. Duplex Stainless Steel 2007. Grado Italy : s.n., 2007.
- 2 PINOLJUEZ, A. et al. Influence of phase morphology and deformation mode on the behavior during hot working of a two-ductile phase composite. *In: 1st International Conference on Ceramic and Metal Matrix Composites (CMMC 96)*. San sebastian, Spain : s.n., 1996. pp. 1025 - 1032. .
- 3 EVANGELISTA, E., et al., Hot Workability of 2304 and 2205 duplex stainless steel. *Canadian Metallurgical Quarterly*. Canadian : s.n., 2004. Vol. 43. No 3 Page 339-354.
- 4 PINOL-JUEZ, A. e IZA-MENDIA, A. e GUTIÉRREZ, I. Interface Boundary Sliding as a Mechanism for Strain Accommodatin During Hot Deformation in a Duplex Stainless Steel. *Metallurgical and Materials Transsactions A*. June de 2000. Vol. 31A, pp. 1671-1677.
- 5 DUPREZ, L. et al. High-temperatura stress and strain partitioning in duplex stainless steel. *Zeitschrift Fur Metallkunde [S.I.]*. v. 93. n 3 p. 236-243 (Mar 2002).
- 6 HERNANDEZ-CASTILHO, L. E. et al. Micro-scale strain distribution in hot-worked duplex stainless steel. *Steel Research International [S.I.]*. v. 76, n 2-3, p 137-141.(Feb-Mar 2005).
- 7 Association, IMO - International Molibdenum Association. Pratical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels. 2001. p. 48.

- 8 Association, IMO - International Molybdenum Association. Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels. London, UK : s.n., 2009. 2ª ed. ISBN 978-1-9074470-00-4.
- 9 GUN, R.N. Duplex Stainless Steel. Cambridge England : Abington Publishing, 1997. p. 204.
- 10 REICK, W., POHL, M. e PADILHA, A.F. *I Seminário Brasileiro Sobre Aços*. São Paulo : ABM, 1989. pp. 123-140.
- 11 ENLEM, J. e MATTHEWS, L.M. Proc of International Conference on Stainless Steels. Chiba : ISIJ, 1991. pp. 730-737.
- 12 IZA-MENDIA, A., PINÖL-JUEZ, A. e URCOLA, J. J. e GUTIÉRREZ, I. Microstructural and Mechanical Behavior of a Duplex Stainless Steel under Hot Working Conditions. s.l. : Metallurgical and Materials Transactions A, Dezembro 1998. Vol. 29A, pp. 2975-2986.
- 13 REIS, G. S. e JORGE, A. M. e BALANCIN, O. Influence of the Microstructure of Duplex Stainless Steel on their Failure Characteristics During Hot Deformation. *Materials Research*. São Carlos : s.n., 2000. Vol. 3, 2, pp. 31-35.
- 14 McQUENN, H.J e EVANGELISTA e RYAN, N. D. Termomechanical Processing: Mechanisms, Microstructure Control. Sheffield : s.n., 2002.
- 15 BALANCIN, O., HOFFMANN, W., JONAS, J.J. Influence of microstructure on the flow behavior of duplex stainless steel at high temperatures. *Metall Mater Transactions A*. Mayo de 2000. Vol. 31A, pp. 1353-1364.
- 16 MARTIN, G., YERRA, S. K. e BRECHET, Y. et al. A macro-and micromechanics investigation of hot cracking in duplex steels. *Acta Materialia*. May de 2012. Vol. 60, pp. 4546-4660.
- 17 IZA-MENDIA, A., PINOL-JUEZ, A. e GUTIÉRREZ, I. Study of the effect of the microstructure on the hot deformability of a duplex stainless steel. *In: Rev. Metal*. Madrid, 34, (mayo 1998).
- 18 NAPOLIÃO, M. E. F. e BALANCIN, O. Efeito da Formação de Partículas de Austenita sobre as Curvas de Escoamento Plástico de um Aço Inoxidável Duplex din W. Nr. 1.4460 Deformado por Torção a Quente. Jornadas SAM/CONAMET/SIMPOSIO MATERIAIS. São Carlos : s.n., 2003. pp. 313-316. 04-41.
- 19 OLIVEIRA, M.A.F., JORGE JR, A.M., BALANCIN, O. Influence of strain-induced nucleation on the kinetics of phase transformation in a forging steel during warm working. *Scripta Materialia*. s.l. : Elsevier, 2004. Vol. 50. 1157-1162