

## TENACIDADE À FRATURA DE UM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX DO TIPO 2205

### TÁCITO BRANDÃO PINTO

Universidade Estadual de Campinas

UNICAMP/FEM/DEMA

Cidade Universitária “Zeferino Vaz” S/Nº, 13.083-970, Barão Geraldo, Campinas – São Paulo

(19) 3355-4003

tacitobp@brfree.com.br

### JORGE TEÓFILO DE BARROS LOPES

Universidade Federal do Pará

Av. Governador José Malcher, 960, Apto. 403, 66.055-260, Nazaré, Belém – Pará

(91) 225-4219

tjorpes@fem.unicamp.br

### ITAMAR FERREIRA

Universidade Estadual de Campinas

UNICAMP/FEM/DEMA

Cidade Universitária “Zeferino Vaz” S/Nº, 13.083-970, Barão Geraldo, Campinas – São Paulo

(19)3355-4003

itamar@fem.unicamp.br

**Resumo.** Em virtude da boa combinação de propriedades mecânicas e resistência à corrosão sob condições críticas de trabalho, os aços inoxidáveis duplex são uma alternativa disponível aos aços inoxidáveis austeníticos em um vasto campo de aplicações. No entanto, esses aços são menos apropriados que os austeníticos para aplicações acima de 523K, devido à precipitação de fases frágeis, e abaixo de 223K, em virtude da fragilidade associada à fase ferrita. Em vista dessas limitações o presente trabalho objetiva estudar a tenacidade à fratura de um aço inoxidável duplex do tipo 2205 em meio neutro, sob influência da temperatura e da precipitação de fases frágeis. Para tal, foram feitos ensaios de tenacidade à fratura em várias temperaturas e em condições com crescentes frações de fases precipitadas. Os resultados obtidos mostraram que a tenacidade à fratura diminuiu com a redução da temperatura e com a precipitação das fases frágeis. Em relação aos mecanismos de fratura, observou-se a fratura do tipo alveolar com tendência para clivagem pelo abaixamento da temperatura ou aumento da porcentagem de fases frágeis.

**Palavras-chave:** Tenacidade à fratura, Aço inoxidável duplex, Precipitação de fases intermetálicas.

## 1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex ("duplex stainless steel - DSS") podem ser definidos como uma família de aços que possui uma microestrutura composta das fases ferrita e austenita, sendo ambas inoxidáveis, isto é, contendo mais que 13% de Cr. Contudo, combinações não muito comuns de ferrita e martensita ou austenita e martensita também podem ser encontradas. A exata percentagem de cada fase é função da composição química e do tratamento termomecânico, sendo que na maioria dos casos os duplex possuem frações volumétricas semelhantes para cada fase (50% de cada),

devido principalmente ao balanço de elementos estabilizadores da austenita (carbono, nitrogênio, níquel, cobre e manganês) e da ferrita (cromo, molibdênio e silício). A resistência à corrosão do duplex é semelhante à dos austeníticos com similar quantidade total de elementos de liga. Entretanto, os aços inoxidáveis duplex possuem maior resistência mecânica (limites de escoamento e de resistência à tração) e melhor resistência à corrosão sob tensão que os austeníticos. A tenacidade dos duplex está entre a dos austeníticos e dos ferríticos (Nilsson, 1992 e Washko & Aggen, 1990).

Comparando-se os duplex com os austeníticos, os duplex apresentam algumas vantagens, como maior resistência mecânica, maior resistência à corrosão, menor preço devido à baixa percentagem de níquel e um menor coeficiente de expansão térmica. A maior resistência pode ser usada para redução da espessura de tubos, e o menor coeficiente de expansão térmica é uma vantagem quando o aço duplex é usado juntamente com aço carbono (Nilsson, 1992 e Widmark, 1993). Nas várias aplicações existentes, o uso dos duplex é mais observado onde a resistência mecânica é de fundamental importância (Olsson & Liljas, 1996). Eles são utilizados em equipamentos como vasos de pressão, trocadores de calor, tubulações, válvulas, entre outros (Davison & Redmond, 1990).

Os aços inoxidáveis duplex oferecem uma atrativa combinação de resistência à corrosão e propriedades mecânicas na faixa de temperatura de 223K até 523K sendo, por exemplo, as resistências à corrosão sob tensão e à corrosão por pite ("pitting corrosion") excelentes, e em muitos casos superiores às dos austeníticos de custo equivalente. Os valores de limite de escoamento dos duplex no estado recozido são até duas vezes superiores aos dos tipos austeníticos de custo similar, sem uma substancial perda de tenacidade, devido em grande parte ao refino da estrutura duplex. Pode-se também considerar que as propriedades de tração são governadas pela ferrita, enquanto que a boa tenacidade pode ser atribuída em parte à presença da fase austenítica. Devido à orientação preferencial da microestrutura exibida pelos duplex, principalmente na condição trabalhada, verifica-se uma grande anisotropia das propriedades mecânicas (Nilsson, 1992).

Contudo, apesar da combinação de resistência à corrosão e propriedades mecânicas, os aços inoxidáveis duplex são menos apropriados que os austeníticos para aplicações acima de 523K e abaixo de 223K, por causa do comportamento frágil associado à fase ferrita nessas temperaturas. Isto se deve ao fato de, em baixas temperaturas, a ferrita absorver pouca energia na fratura, e em temperaturas acima de 523K, ocorrer a precipitação de fases que fragilizam a ferrita. Erauzkin & Irisarri (1991), estudando o comportamento da tenacidade à fratura de um aço inoxidável duplex do tipo UNS S31803, observaram uma grande influência da temperatura de realização do ensaio nos valores do parâmetro CTOD, variando para amostras com orientação L-T de 1,6 mm a 293K para menos de 0,2 mm a 213K, além da mudança do micromecanismo de fratura. Com relação à precipitação de fases nos duplex, observa-se que uma grande variedade de fases não desejáveis pode ser formada em temperaturas na faixa de 573K a 1273K, durante recozimento isotérmico ou tratamento térmico incorreto. Isso é essencialmente uma consequência da instabilidade da ferrita, sendo que as seguintes fases têm sido observadas: fase  $\sigma$ ,  $\text{Cr}_2\text{N}$ ,  $\text{CrN}$ , austenita secundária, fase  $\chi$ , fase R, fase  $\pi$ ,  $\text{M}_7\text{C}_3$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , fase  $\tau$ . Além disso, na faixa de 573K a 773K pode ocorrer a decomposição "spinodal" da ferrita. Das fases listadas, a fase  $\sigma$  é muito importante porque influencia tanto a tenacidade quanto o comportamento à corrosão. Devido a essas precipitações, os tratamentos térmicos, assim como os processos de soldagem dos aços duplex, exigem cuidados especiais e conhecimento prévio dos processos de precipitação, visto que elas causam diminuição da tenacidade, o que pode resultar em problemas durante a utilização de componentes tratados ou soldados (Nilsson, 1992 e Reick et al, 1992). Observa-se também que os aços inoxidáveis duplex modernos possuem boa soldabilidade, similar a certos tipos austeníticos comuns, sendo que a perda de resistência à corrosão e a fragilização podem ocorrer se não forem seguidos os procedimentos de soldagem recomendados (Karlsson et al, 1995).

Os aços inoxidáveis duplex são, portanto, uma alternativa ao uso de outros aços inoxidáveis, como o AISI 316 e os superausteníticos, no intervalo de temperatura de 223K até aproximadamente 573K. As principais vantagens dos aços duplex são, segundo Charles (1995), o baixo custo devido à baixa porcentagem de níquel, o alto limite de escoamento (que possibilita redução de espessura e

conseqüentemente peso), o baixo coeficiente de expansão térmica (vantagem de projeto) e a alta resistência à corrosão (devido aos altos teores de Cr, Mo e N). Sendo assim, os duplex possuem uma grande faixa de aplicação, mas não a versatilidade dos tipos austeníticos. Devido ao fato de exibir uma gradual transição dúctil-frágil ele pode ser utilizado em ambientes árticos, mas não em aplicações criogênicas. No outro extremo, os duplex devem ser considerados em aplicações abaixo de 588K, pois acima dessas temperaturas podem ocorrer precipitações na ferrita (Davison & Redmond, 1990).

De acordo com o exposto, este trabalho tem por objetivo estudar a tenacidade à fratura de um aço inoxidável duplex do tipo 2205, especificação UNS S31803, em meio neutro, sob o ponto de vista da influência da temperatura de ensaio e da precipitação de fases fragilizantes, como também avaliar os mecanismos de fratura em função das temperaturas de ensaio e condições microestruturais.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado para estudo neste trabalho foi um aço inoxidável duplex do tipo 2205, especificação UNS S31803, adquirido na forma de uma chapa laminada com dimensões de 1500 mm x 500 mm x 15 mm. Sabe-se pelo certificado do produto que ele foi solubilizado a 1333K e resfriado rapidamente em água. A composição química e as propriedades mecânicas de tração constantes no certificado do produto, além dos valores normalizados e dos encontrados nas análises efetuadas com o intuito de confirmar as características do material adquirido, encontram-se na Tab. (1) e na Tab. (2), respectivamente. A análise da composição química constante na Tab. (1) foi feita principalmente para a verificação do teor de nitrogênio do material, já que esse não constava no certificado do produto, e pelo fato dele ser importante quando se analisa o comportamento mecânico. Por meio dessas análises foi considerado que o material atende aos requisitos de composição e propriedades estabelecidos para o aço UNS S31803.

Tabela 1. Composição química do aço inoxidável duplex utilizado neste trabalho (% em peso).

Descrição	Fe	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Mo	Nb	N
UNS S31803 / 2205 (1)	bal.	0,030 máx.	2,0 máx.	1,0 máx.	21-23	4,5-6,5	0,030 máx.	0,020 máx.	2,5-3,5	-	0,08-0,20
Certificado	-	0,017	1,56	0,40	22,59	5,32	0,021	0,0005	2,85	0,013	-
Análise	-	0,0224	1,71	0,27	22,43	5,55	<0,020	0,0007	3,36	<0,010	0,1694

Obs: (1) Washko & Aggen (1990) e ASTM A 790 (1995).

Tabela 2. Propriedades mecânicas de tração do aço inoxidável duplex utilizado neste trabalho.

Descrição	Limite de escoamento (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Alongamento (%)
2205 / UNS S31803 (1)	≥ 450	≥ 620	≥ 25
2205 (2)	≥ 450	680 / 880	≥ 25
Certificado	614	772	36
Ensaio realizado	541	764	33,6

Obs: (1) Washko & Aggen (1990) e ASTM A 790 (1995); (2) Nilsson (1992).

Os tratamentos térmicos para a precipitação das fases fragilizantes, nas diversas condições, consistiram de um aquecimento a 1123K pelos tempos descritos na Tab. (3), seguidos de um resfriamento em água. A temperatura de 1123K foi adotada pois sabe-se que o pico de precipitação de fase Sigma para esse material situa-se entre 1123K e 1173K. A adoção de cinco tempos de tratamento foi feita para se ter uma maior gama de condições, desde pequenas até grandes percentagens de fases fragilizantes, já que pelas referências pequenas quantidades de fase precipitada já ocasionariam sensíveis alterações no comportamento mecânico do material. Para os tratamentos, utilizou-se um forno de resistência elétrica da marca EDG modelo FC-1 com controlador EDGCON 5P. Para o resfriamento em água, utilizou-se um recipiente com 100 litros de água. Monitorizou-se a temperatura da água, verificando-se que ela se manteve praticamente constante nos tratamentos. Com o rápido resfriamento dos corpos de prova, procurou-se evitar a precipitação de outras fases no resfriamento. Após os tratamentos térmicos os corpos de prova foram usinados. Vale observar que os corpos de prova foram cortados da chapa com sobremetal, tratados isotermicamente para precipitação das fases fragilizantes e depois usinados com as dimensões finais.

Tabela 3. Tratamento térmico das condições microestruturais do aço utilizado no trabalho e a respectiva simbologia adotada.

Condição	Temperatura (K)	Tempo total (s)	Aquecimento (s)	Patamar (s)
C1	1123	1800	± 1500	± 300
C2	1123	2700	± 1500	± 1200
C3	1123	3600	± 1500	± 2100
C4	1123	4500	± 1500	± 3000
C5	1123	7500	± 1500	± 6000
C0	Condição solubilizada a 1333K conforme fornecido pelo fabricante.			

Para a análise microestrutural, nas diversas condições, foram utilizadas as técnicas de Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). As análises das superfícies de fratura dos corpos de prova foram feitas em um microscópio eletrônico de varredura JEOL modelo JXA 840A, por meio da observação direta da superfície de fratura e da utilização da imagem obtida com a detecção dos elétrons secundários. Fez-se, quando possível, uma verificação pontual por meio da análise de energia dispersiva (AED) para a determinação da composição química de algum precipitado, inclusão ou região específica da superfície da amostra.

Os ensaios de tenacidade à fratura foram feitos em quatro temperaturas diferentes com os objetivos de se cobrir uma ampla faixa de temperatura de ensaio e de se obter razoáveis alterações nas propriedades mecânicas. As temperaturas de ensaio foram definidas em 297K, 253K, 223K e 183K. As duas primeiras temperaturas definidas foram a ambiente (297K), estabelecida como padrão, e a de 223K, por ser a indicada nas referências como o limite inferior para utilização do material. Para as outras duas temperaturas, optou-se por uma (253K) entre as já definidas e outra (183K) abaixo de 223K. A temperatura de 253K é uma temperatura de ensaio muito utilizada, principalmente em análises com relação à soldagem.

Os ensaios de tenacidade à fratura foram conduzidos de acordo com as recomendações da norma ASTM E 1290 (1993), que dispõem sobre o ensaio CTOD, sendo os corpos de prova do tipo flexão apoiado em três pontos, com as medidas W e B igual a 10 mm. Foi estabelecido o plano de fratura L-T para a retirada dos corpos de prova. Após o corte dos corpos de prova por meio de eletroerosão a fio, eles foram tratados termicamente conforme cada condição, sendo em seguida feito o resto do entalhe. Por fim, os corpos de prova foram fresados na largura para as dimensões finais (B = 10

mm), e o acabamento nas laterais foi feito por retífica. Foram confeccionados 24 corpos de prova para cada condição, exceto para a condição C5 que teve 11 corpos de prova.

Os ensaios foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS. Foram utilizados uma célula de carga de 1.000 kgf e um extensômetro (“clip-on-gauge”) MTS modelo 632.02C-20 com comprimento inicial de 5 mm e uma abertura de 3 mm. A faixa de utilização desse extensômetro, em termos de temperatura, vai de 173K a 423K. Primeiramente, foram nucleadas as pré-trincas de fadiga, utilizando-se cargas máximas de nucleação ( $P_f$ ) de aproximadamente 2940 N no início da nucleação e de 1666 N no final, com uma razão de carga de 0,1 e uma frequência de 20 Hz. Foram registrados de 28.000 a 70.000 ciclos para a nucleação das pré-trincas de fadiga, as quais foram feitas à temperatura ambiente. A velocidade adotada para o deslocamento do pistão no ensaio foi de 0,005 mm/segundo. O espaçamento entre roletes (“Span”) utilizado foi de 40mm. Foi registrada a curva da carga (P) em função da abertura do extensômetro (COD). Nos ensaios em temperaturas abaixo da ambiente utilizou-se a câmara climática da MTS, com o termopar do controlador da mesma colocado em contato com o corpo de prova. Um termopar de controle, modelo Salvterm 1200 K, foi colocado próximo da região dos roletes. A variação da temperatura durante o ensaio foi de  $\pm 275K$ . Nos ensaios à temperatura ambiente, foram observados os registros do termopar controlador da câmara climática e do termopar de controle, sendo que a temperatura de  $297K \pm 275K$  foi observada.

Após a colocação dos corpos de prova na câmara climática e o posicionamento do extensômetro e dos termopares, a câmara era fechada e esperava-se um certo tempo até a estabilização da temperatura do registrador do controlador da câmara, sendo esse tempo de aproximadamente sete minutos para ensaios a 183K, cinco minutos para ensaios a 223K e três minutos para ensaios a 253K. Após essa estabilização, ainda eram esperados mais cinco minutos até o início dos ensaios, para garantir que todo o corpo de prova atingisse a temperatura determinada. Não foram observadas, durante os ensaios, oscilações na temperatura dos corpos de prova. Vale ressaltar que pelo menos três corpos de prova, que seriam ensaiados na sequência, já estavam dentro da câmara climática. Somente a condição C5 não foi ensaiada a 183K devido ao menor número de corpos de prova.

Para obtenção da carga P e da abertura  $V_p$ , para o cálculo do parâmetro CTOD, utilizou-se um software gráfico para plotar a curva P em função do COD (deslocamento de abertura da trinca), sendo adotados os critérios definidos na norma ASTM E 1290 (1993) para definição desses pontos. As descontinuidades apresentadas em algumas curvas foram testadas pelo critério de aceitação ou não de Pop-in, como definido na mesma norma. Os comprimentos das pré-trincas ( $a_0$ ) foram medidos em um microscópio da marca CARL ZEISS-JENA modelo ZKM01-250C. Foram feitas seis medições por corpo de prova para a determinação de  $a_0$ . Todas as restrições para as pré-trincas de fadiga foram observadas.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Tab. (4) apresenta os valores para a fração volumétrica (FV) das fases intermetálicas precipitadas (Sigma e Chi) nas condições microestruturais analisadas neste trabalho. A Fig. (1) mostra, como exemplo, a microestrutura da condição envelhecida C2 obtida por ataque com KOH eletrolítico e observação por microscopia ótica, onde a fase mais clara é a austenita, a fase intermediária a ferrita, sendo as fases precipitadas Sigma ( $\sigma$ ) e Chi ( $\chi$ ) reveladas na cor escura.

Tabela 4. Fração volumétrica média das fases precipitadas nas diversas condições (%).

Condição	C0	C1	C2	C3	C4	C5
FV ( $\sigma + \chi$ )	0	0,88	1,71	3,49	5,30	10,70

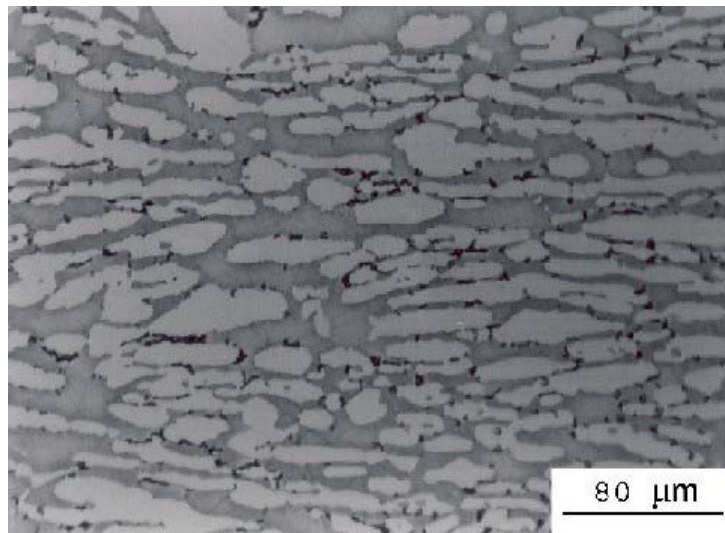


Figura 1. Microestrutura do material na condição C2 (Observação do plano L, ataque KOH eletrolítico).

A Tab. (5) apresenta os valores obtidos para o parâmetro  $\delta_m$ , e também para suas componentes elástica ( $\delta_e$ ) e plástica ( $\delta_p$ ), para as condições microestruturais e temperaturas de ensaio analisadas. O parâmetro  $\delta_m$  representa o CTOD (deslocamento de abertura da ponta da trinca) calculado na carga máxima. Pode-se observar por esses valores que a tenacidade à fratura do material foi sensível ao aumento da fração de fases frágeis e à redução da temperatura de ensaio, conforme verificado por Erauzkin & Irisarri (1991 e 1992).

A Fig. (2) apresenta a influência da temperatura de ensaio e da precipitação de fases frágeis no parâmetro de tenacidade à fratura  $\delta_m$ . Observa-se que nas condições C3, C4 e C5, a influência da temperatura de ensaio foi menor do que nas outras condições com menor FV das fases Sigma e Chi, pelo fato dessas condições já estarem fragilizadas mesmo na temperatura ambiente. Observa-se também, que 3% a 4% de fases fragilizantes (Sigma + Chi) são suficientes para uma significativa fragilização do material na temperatura ambiente.

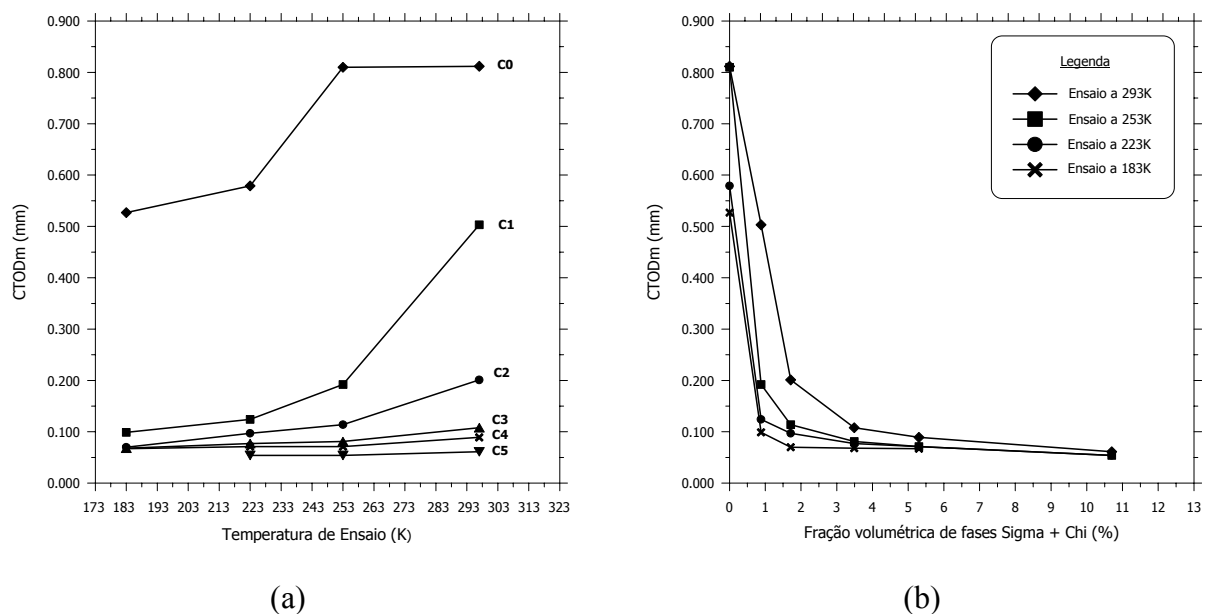


Figura 2. Parâmetro  $\delta_m$  em função da temperatura de ensaio (a) e da fração volumétrica de fases frágeis (b).

Tabela 5. Parâmetros obtidos no ensaio de tenacidade à fratura para o aço inoxidável duplex 2205.

Condição	Temperatura (K)	Número de corpos de prova CTOD	Parâmetros analisados		
			$\delta_e$ (mm)	$\delta_p$ (mm)	$\delta_m$ (mm)
C0	297	5	$0,028 \pm 0,001$	$0,785 \pm 0,079$	$0,812 \pm 0,080$
	253	6	$0,029 \pm 0,002$	$0,781 \pm 0,020$	$0,810 \pm 0,020$
	223	6	$0,027 \pm 0,001$	$0,552 \pm 0,025$	$0,579 \pm 0,026$
	183	5	$0,026 \pm 0,001$	$0,501 \pm 0,074$	$0,527 \pm 0,074$
C1	297	7	$0,021 \pm 0,001$	$0,482 \pm 0,021$	$0,503 \pm 0,021$
	253	6	$0,018 \pm 0,001$	$0,174 \pm 0,057$	$0,192 \pm 0,057$
	223	6	$0,014 \pm 0,001$	$0,110 \pm 0,057$	$0,124 \pm 0,057$
	183	5	$0,013 \pm 0,001$	$0,086 \pm 0,012$	$0,099 \pm 0,012$
C2	297	6	$0,016 \pm 0,001$	$0,186 \pm 0,038$	$0,201 \pm 0,038$
	253	6	$0,014 \pm 0,001$	$0,100 \pm 0,021$	$0,114 \pm 0,020$
	223	6	$0,013 \pm 0,001$	$0,084 \pm 0,020$	$0,097 \pm 0,020$
	183	5	$0,013 \pm 0,001$	$0,057 \pm 0,011$	$0,070 \pm 0,011$
C3	297	7	$0,014 \pm 0,001$	$0,094 \pm 0,013$	$0,108 \pm 0,014$
	253	6	$0,013 \pm 0,001$	$0,068 \pm 0,020$	$0,081 \pm 0,021$
	223	6	$0,013 \pm 0,001$	$0,064 \pm 0,013$	$0,077 \pm 0,014$
	183	5	$0,013 \pm 0,001$	$0,055 \pm 0,007$	$0,068 \pm 0,007$
C4	297	7	$0,013 \pm 0,001$	$0,076 \pm 0,013$	$0,089 \pm 0,012$
	253	6	$0,012 \pm 0,001$	$0,059 \pm 0,006$	$0,071 \pm 0,007$
	223	6	$0,012 \pm 0,001$	$0,059 \pm 0,005$	$0,071 \pm 0,005$
	183	5	$0,013 \pm 0,001$	$0,053 \pm 0,005$	$0,067 \pm 0,005$
C5	297	4	$0,011 \pm 0,001$	$0,051 \pm 0,004$	$0,061 \pm 0,004$
	253	3	$0,011 \pm 0,001$	$0,043 \pm 0,001$	$0,054 \pm 0,001$
	223	3	$0,012 \pm 0,001$	$0,042 \pm 0,002$	$0,054 \pm 0,003$

Observação: Estão apresentados os valores para a média  $\pm$  o desvio padrão.

Esse percentual de aproximadamente 4% de fases intermetálicas para uma significativa fragilização do material na temperatura ambiente está de acordo com os relatados por Nilsson (1992) e Karlsson et al (1995). Conforme pode ser observado na Fig. (1b), com a redução da temperatura de ensaio, menores frações de fases frágeis ( $\approx 1\%$ ) já são suficientes para uma grande fragilização do material. Em relação ao parâmetro  $\delta_m$ , observa-se na Tab. (5) que sua componente elástica ( $\delta_e$ ) é desprezível para a condição microestrutural sem fragilização (C0), contudo, passa a ser significativa com a fragilização do material, visto a menor tenacidade à fratura apresentada pelo material com a presença das fases Sigma e Chi.

Vale ressaltar que os ensaios foram interrompidos somente após a carga máxima ser ultrapassada, sendo que para a definição do parâmetro CTOD a ser calculado nos casos em que a curva apresentou descontinuidades foi aplicado o critério para validade de “pop-in”, conforme descrito na norma ASTM E 1290 (1993). Todas as descontinuidades apresentadas nas curvas dos ensaios realizados não foram consideradas “pop-in”, motivo pelo qual calculou-se o parâmetro  $\delta_m$ , que é definido na carga máxima.

Foi observado que os micromecanismos de fratura tendem a adquirir características frágeis, passando de completamente dúcteis (“dimples”) para com aspectos de fragilização (alvéolos e clivagem), com a diminuição da temperatura ou com o aumento da fração de fases intermetálicas, como mostra a Fig. (3). Essas observações estão de acordo com o apresentado por Erauzkin & Irisarri (1991) e Dholhý et al (1996) para o efeito da temperatura e por Verhaeghe et al (1997) e

Wilms et al (1991) para o efeito das fases intermetálicas precipitadas. Esses pesquisadores associam a clivagem à fase ferrita.

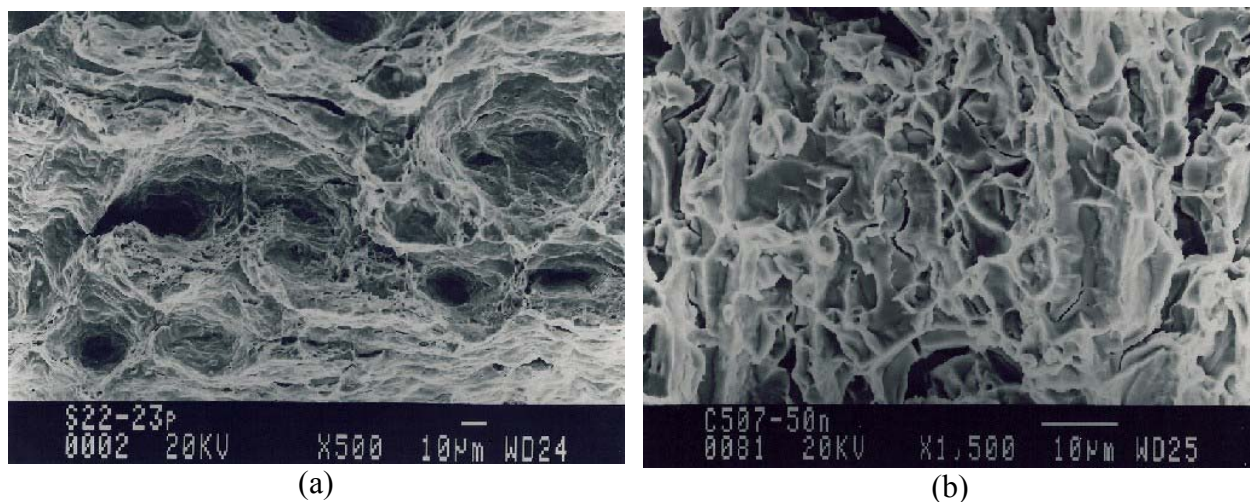


Figura 3. Superfícies de fratura dos corpos de prova: para a condição C0 ensaiada a 297K (a) e para a condição C5 ensaiada a 223K (b). Observação do plano L, com direção de propagação da trinca (T) na vertical.

As pequenas trincas observadas na Fig. (3b) foram relacionadas às fases intermetálicas, especialmente fase Sigma, por meio de análises pontuais por AED, sendo o teor de Mo utilizado nessa identificação. A Fig. (4) mostra uma fractografia para um corpo de prova de tenacidade à fratura da condição C5 ensaiado a 297K em que se observa uma dessas fases intermetálicas trincadas, sendo que nesse caso específico a análise por AED apresentou, para porcentagem em peso, 30,6%Cr, 56,1%Fe, 8,0%Mo e 5,3% para os outros (Ni, Mn e Si). Essas fases trincadas confirmam o efeito de concentradores internos de tensões, responsáveis pela redução da tenacidade do material com presença de fase Sigma.

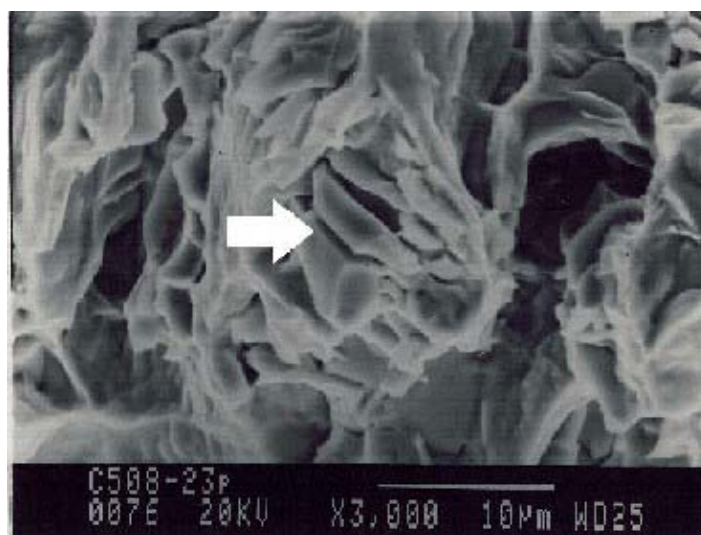


Figura 4. Superfícies de fratura dos corpos de prova para a condição C5 ensaiada a 297K. Observação do plano L, com direção de propagação da trinca (T) na vertical.



#### 4. CONCLUSÕES

Pode-se concluir, para o aço inoxidável duplex do tipo 2205 nas condições microestruturais e temperaturas de ensaio analisadas neste trabalho, que:

A tenacidade à fratura do material diminui tanto pela precipitação das fases Sigma e Chi como pela diminuição da temperatura de ensaio, porém, tendo a precipitação maior influência;

As superfícies de fratura dos corpos de prova de tenacidade à fratura apresentaram o micromecanismo de fratura alveolar com tendência para clivagem com a diminuição da temperatura de ensaio e o aumento da fração de fases frágeis.

#### 5. REFERÊNCIAS

- American Society for Testing and Materials, 1995, "A 790/A 790M, Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Pipe", Philadelphia, 4p.
- American Society for Testing and Materials, 1993, "E-1290 Standard Test Methods for Crack-tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement, Philadelphia, 10p.
- Charles, J., 1995, "Duplex Stainless Steels from Theory to the Practice", La Metallurgia Italiana, Vol.87, n.2, p.83-91.
- Davison, R.M. & Redmond, J.D., 1990, "Practical Guide to Using Duplex Stainless Steels", Materials Performance, Vol.29, n.1, p.57-62.
- Dlouhý, I., Procházková, A., Kozák, V., Holzmann, M., 1996, "Characteristics of Fracture Behaviour of Duplex Steels in Transition Region", ECF 11 Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure, p.651-656.
- Erauzkin, E. & Irisarri, A.M., 1991, "Effect of the Testing Temperature on the Fracture Toughness of a Duplex Stainless Steel", Scripta Metallurgica et Materialia, Vol.25, p.1731-1736.
- Erauzkin, E. & Irisarri, A.M., 1992, "Influence of Microstructure on the Fracture Toughness and Fracture Topography of a Duplex Stainless Steel, Fatigue and Fracture Engineering Materials and Structures, Vol.15, n.2, p.129-137.
- Karlsson, L., Ryén, L., Pak, S., 1995, "Precipitation of Intermetallic Phases in 22% Cr Duplex Stainless Weld Metals, Welding Journal, p.28s-40s.
- Nilsson, J.O., 1992, "Overview – Super Duplex Stainless Steels", Materials Science and Technology, Vol.8, p.685-700.
- Olsson, J. & Liljas, M., 1996, "60 Years of Duplex Stainless Steel Applications". Acom., n.2, p.17-23.
- Verhaeghe, B., Louchet, F., Brechet, Y., Massoud, J.P., 1997, "Damage and Rupture Mechanisms in an Austenoferritic Duplex Steel", Acta Materialia, Vol.45, n.5, p.1811-1819.
- Washko, S.D. & Aggen, G., 1990, "Wrought Stainless Steels", Metals handbook. 10.ed., American Society for Metals, Vol.1, Ohio, pp.841-907.
- Widmark, H., 1993, "Thirty Years of Stainless Steel Development", Scandinavian Journal of Metallurgy, Vol. 22, p.156-164.
- Wilms, M.E., Gadgil, V.J., Krougman, J.M., Kolster, B.H., 1991, "The Effect of  $\sigma$ -phase Precipitation at 800 °C on the Mechanical Properties of a High Alloyed Duplex Stainless Steel", Materials at high Temperatures, Vol.9, n.3, p.160-166.

#### 6. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído no seu trabalho.

# FRACTURE TOUGHNESS OF A 2205 DUPLEX STAINLESS STEEL

## TÁCITO BRANDÃO PINTO

University of the State of Campinas

UNICAMP/FEM/DEMA

Cidade Universitária “Zeferino Vaz” S/Nº, 13.083-970, Barão Geraldo,

Campinas – São Paulo - Brazil

(19) 3355-4003

tacitobp@brfree.com.br

## JORGE TEÓFILO DE BARROS LOPES

Federal University of Pará

Av. Governador José Malcher, 960, Apto. 403, 66.055-260, Nazaré,

Belém – Pará – Brazil

(91) 225-4219

tjorpes@fem.unicamp.br

## ITAMAR FERREIRA

University of the State of Campinas

UNICAMP/FEM/DEMA

Cidade Universitária “Zeferino Vaz” S/Nº, 13.083-970, Barão Geraldo,

Campinas – São Paulo – Brazil

(19)3355-4003

itamar@fem.unicamp.br

**Abstract.** *By virtue of their good combination of mechanical properties and corrosion resistance under critical conditions of work, the duplex stainless steels are an available alternative to the austenitic stainless steels in a vast field of applications. However, those steels are less appropriate than the austenitic steels for applications above 523K, due to the precipitation of brittle phases, and below 223K, by virtue of the fragility associated to the ferrite phase. In view of those limitations the purpose of present work is to study the fracture toughness of a duplex stainless steel, type 2205, in an inert environment as a function of the temperature and brittle phases precipitation. For such, were made fracture toughness tests in several temperatures and in conditions with growing fractions of precipitate phases. The obtained results showed that the fracture toughness decreased with the reduction of the temperature and with the precipitation of the brittle phases. The fracture was dimples and cleavage was observed with decreasing the temperature or increased the fraction of brittle phases.*

**Keyword:.** *Fracture toughness, Duplex stainless steel, Intermetallic phase precipitation.*