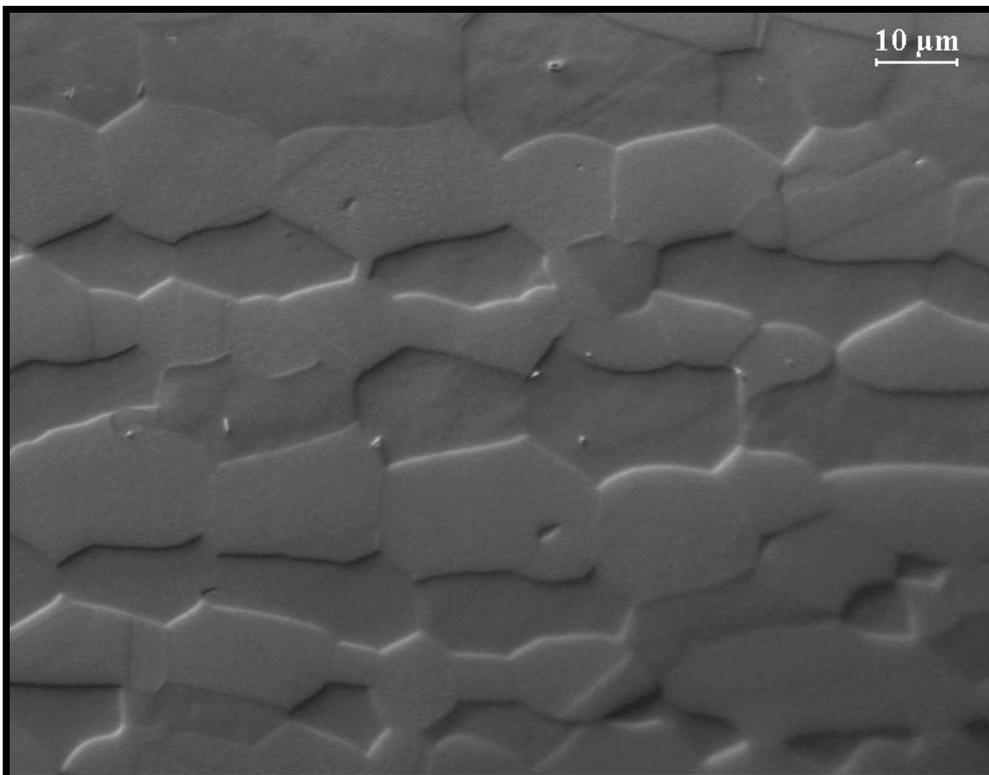


Micrografia 4.29: Amostra longitudinal SAF2507. Área de superfície.
Polimento OPS/DP-NAP.



Micrografia 4.30: Amostra longitudinal SAF2507. Área de núcleo.
Polimento OPS/DP-NAP.

4.2-Análise da fração volumétrica de ferrita:

Os gráficos 4.1 a 4.4 representam os resultados obtidos para a fração volumétrica de ferrita analisada em ferritoscópio, para dez medições realizadas ao longo de todo o comprimento útil das secções transversais e longitudinais analisadas para ambas as ligas.

Nota-se, de maneira geral, uma menor fração volumétrica de ferrita na superfície das amostras analisadas, principalmente nas secções longitudinais (gráficos 4.2 e 4.4).

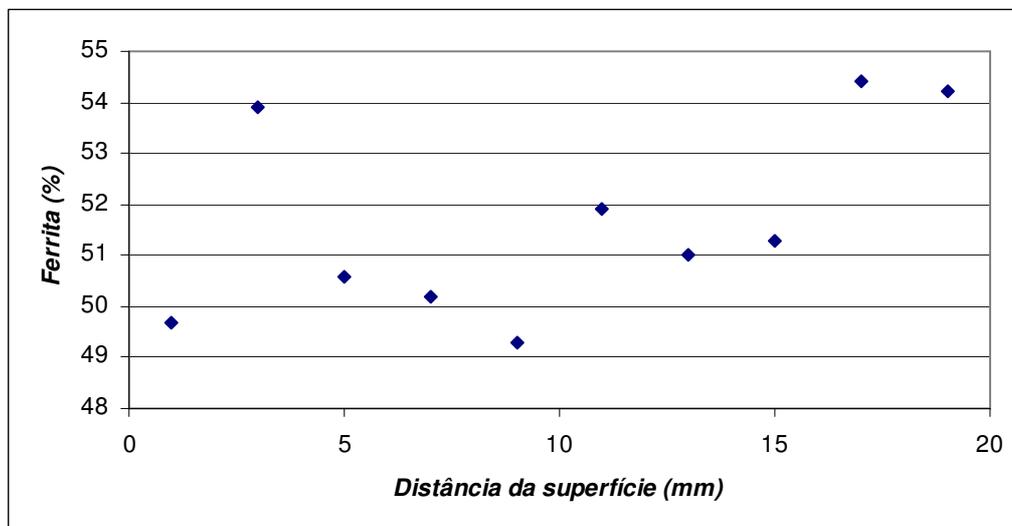


Gráfico 4.1: Fração volumétrica de ferrita medida por ferritoscópio ao longo da secção transversal de uma amostra de aço inoxidável dúplex SAF2205.

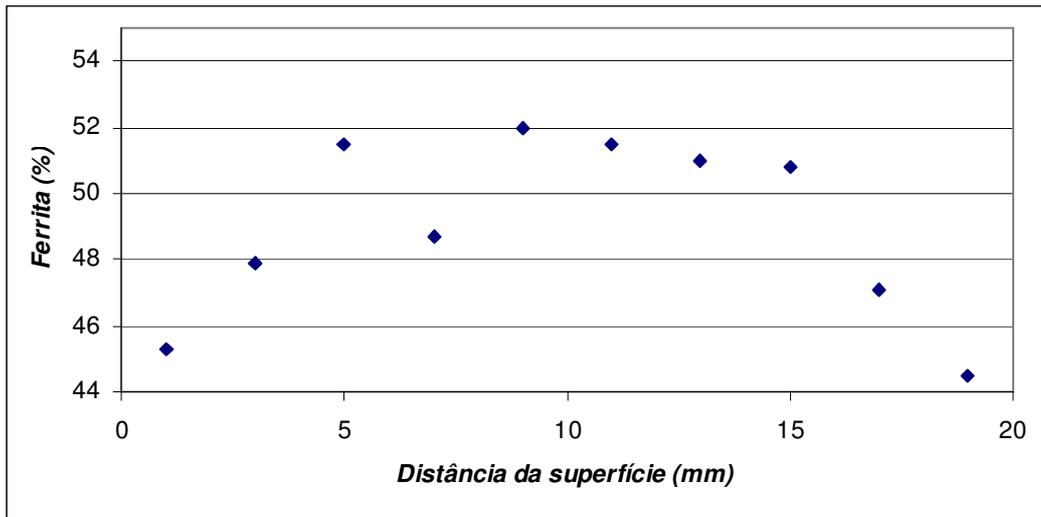


Gráfico 4.2: Fração volumétrica de ferrita medida por ferritoscópio ao longo da secção longitudinal de uma amostra de aço inoxidável duplex SAF2205.

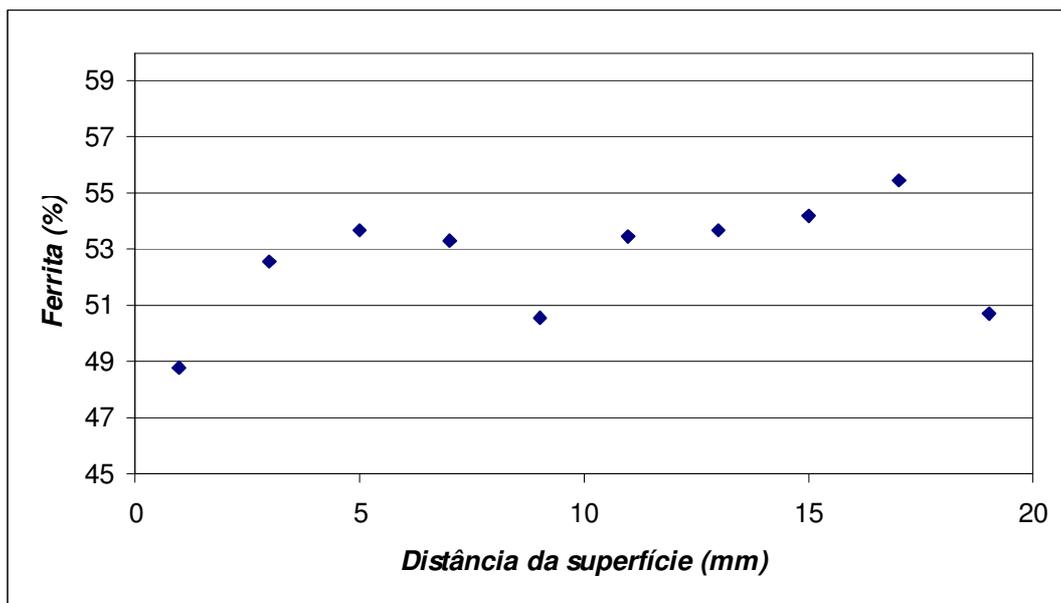


Gráfico 4.3: Fração volumétrica de ferrita medida por ferritoscópio ao longo da secção transversal de uma amostra de aço inoxidável duplex SAF2507.

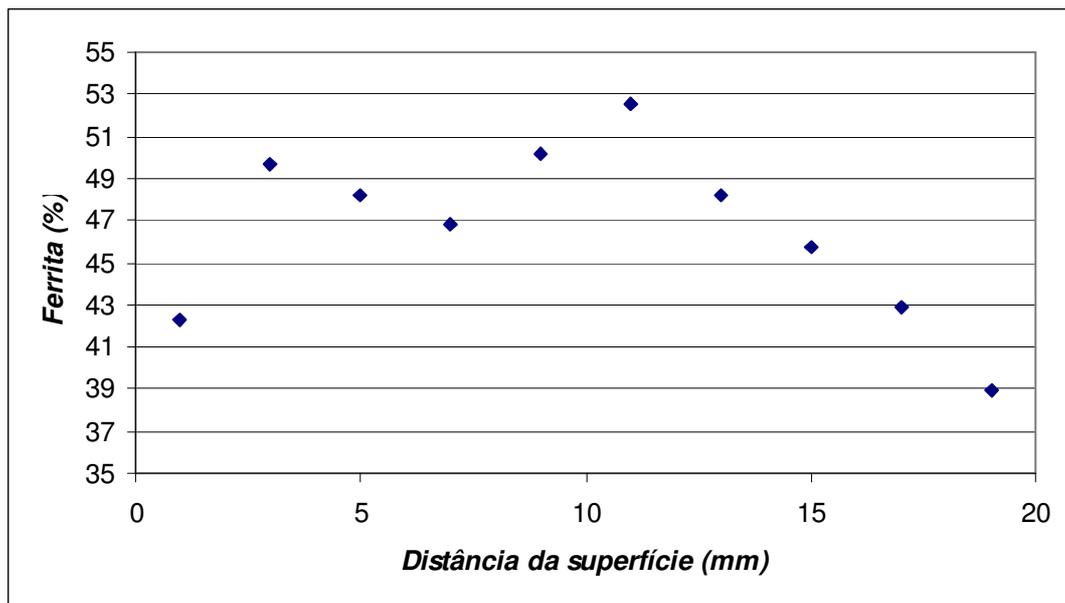


Gráfico 4.4: Fração volumétrica de ferrita medida por ferritoscópio ao longo da secção transversal de uma amostra de aço inoxidável duplex SAF2507.

Além dos perfis de fração volumétrica de ferrita mostrados nos gráficos 4.1 a 4.4 foram realizadas 40 medições em campos aleatoriamente selecionados para boa definição das médias e desvios-padrão associados à fração volumétrica de ferrita. A tabela 4.1 representa as médias e desvios-padrão obtidos para as amostras ensaiadas.

Tabela 4.1: frações volumétricas de ferrita medidas por ferritoscópio.

	<u>2205</u>	<u>2507</u>
Longitudinal	50,4±2,5	48,8±3,7
Transversal	50,7±3,6	51,4±2,1

4.3-Análise quantitativa da microestrutura:

Além da análise da fração volumétrica de ferrita por ferritoscópio, foi realizada a análise quantitativa da microestrutura através de estereologia quantitativa realizada com ataque de Behara modificado para a quantificação das fases ferrita e austenita do material em estudo. Foram analisadas amostras transversais e longitudinais de ambas as ligas. A tabela 4.2 apresenta todos os resultados obtidos.

Tabela 4.2: Frações volumétricas de ferrita e austenita medidas por estereologia quantitativa em amostras transversais e longitudinais de aços inoxidáveis SAF 2205 e SAF 2507.

Liga	<u>2205</u>		<u>2507</u>	
	%ferrita	%austenita	%ferrita	%austenita
Transv.	48,11 ± 3,43	50,5 ± 2,90	49,26 ± 5,52	50,04 ± 6,13
Long.	47,39 ± 7,68	52,84 ± 8,34	45,11 ± 6,88	53,82 ± 6,88

4.4-Microdureza Vickers:

A tabela 4.3 representa os resultados de microdureza Vickers obtidos com carga de 500g em amostras transversais e longitudinais de ambas as ligas em estudo. Já os gráficos de 4.5 a 4.8 representam os perfis de dureza ao longo das secções analisadas sob estas condições. Nota-se gradiente de

dureza apenas nos perfis longitudinais (gráficos 4.6 e 4.8), indicando a influência do bandejamento da estrutura no comportamento mecânico.

Tabela 4.3: Resultados de microdureza HV 0,5.

<u>Microdureza HV 0,5</u>	
2205T	223 ± 8,4
2205L	230 ± 18,47
2507T	242 ± 5,21
2507L	266 ± 27,28

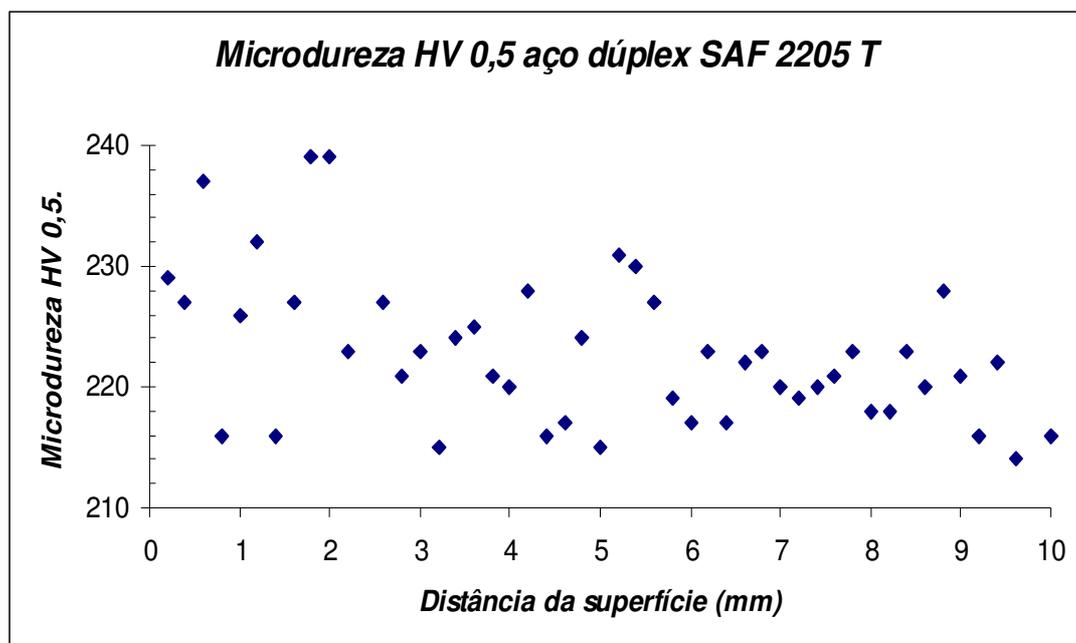


Gráfico 4.5: perfil de dureza HV 0,5 em amostra transversal de aço inoxidável SAF 2205.

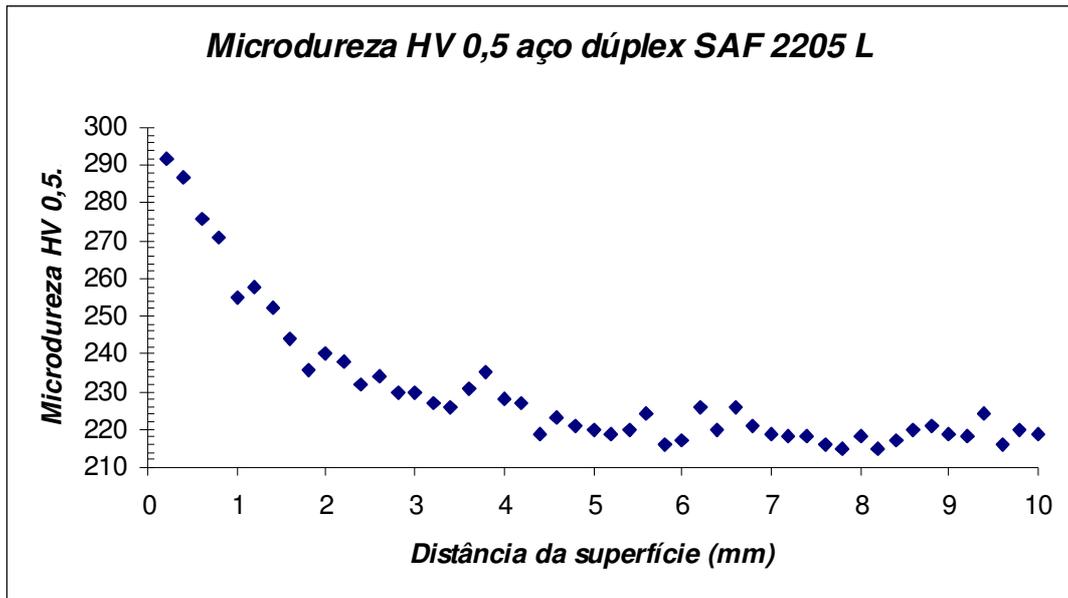


Gráfico 4.6: perfil de dureza HV 0,5 em amostra longitudinal de aço inoxidável SAF 2205.

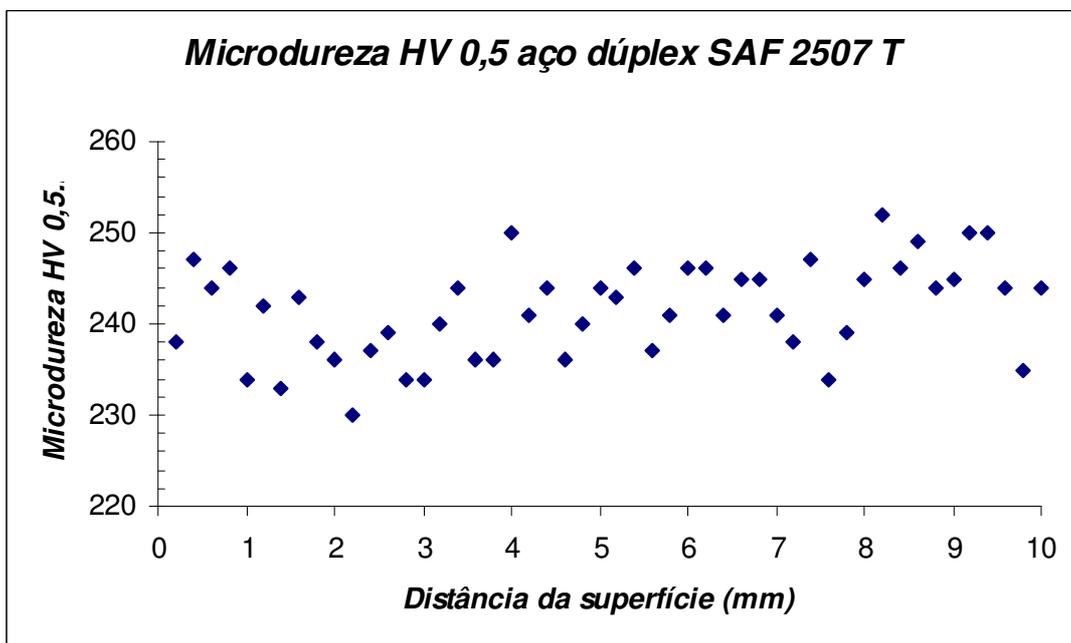


Gráfico 4.7: perfil de dureza HV 0,5 em amostra transversal de aço inoxidável SAF 2507.

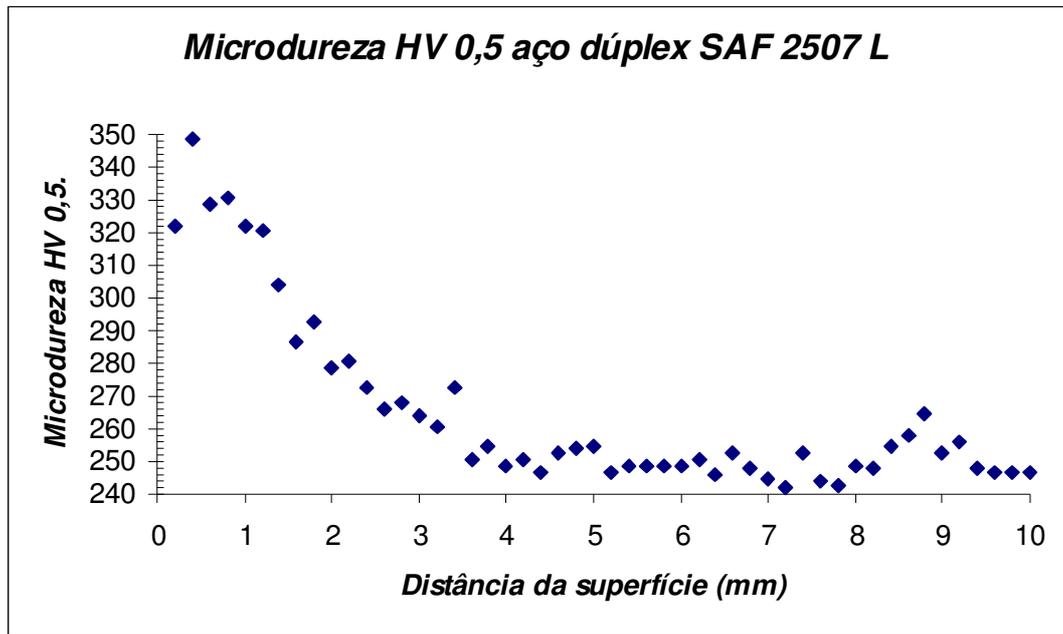


Gráfico 4.8: perfil de dureza HV 0,5 em amostra longitudinal de aço inoxidável SAF 2507.

A tabela 4.4 representa os resultados de microdureza Vickers obtidos com carga de 50g em amostras transversais e longitudinais de ambas as ligas em estudo. Os gráficos de 4.9 a 4.12 representam o perfil de dureza ao longo das secções analisadas sob estas condições. Mais uma vez nota-se o efeito do bandeamento da estrutura na direção longitudinal (gráficos 4.10 e 4.12).

Tabela 4.4: Resultados de microdureza HV 0,05.

Microdureza HV 0,05	
2205T	187 ± 10,2
2205L	194 ± 14,28
2507T	289 ± 13,9
2507L	278 ± 27,04

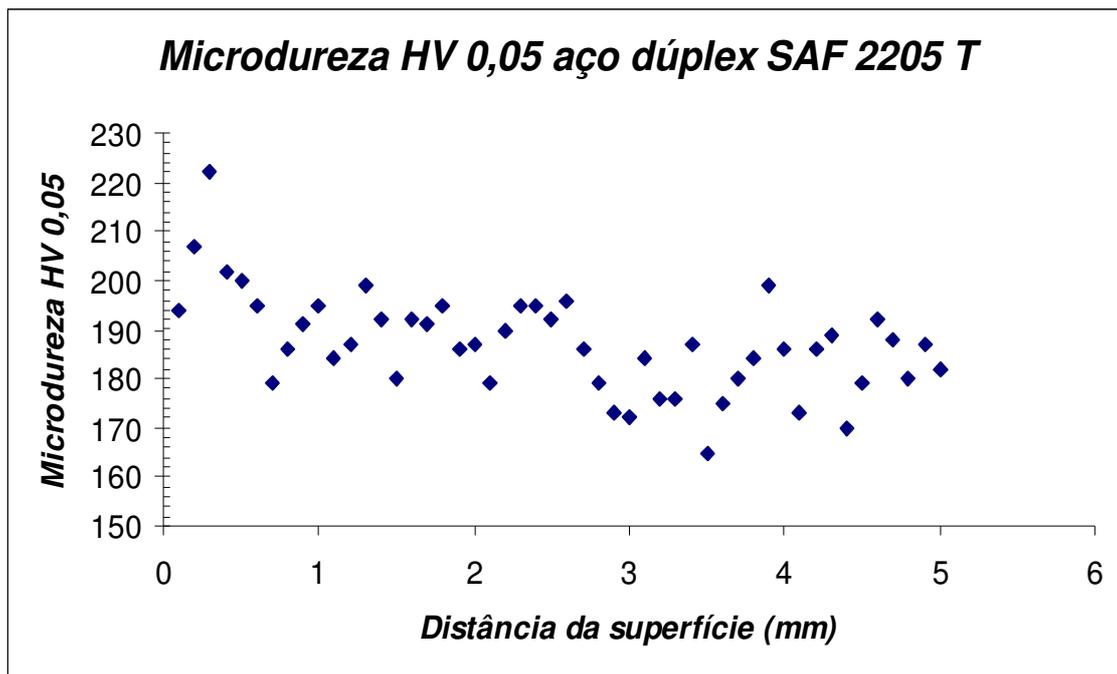


Gráfico 4.9: perfil de dureza HV 0,05 em amostra transversal de aço inoxidável SAF 2205.

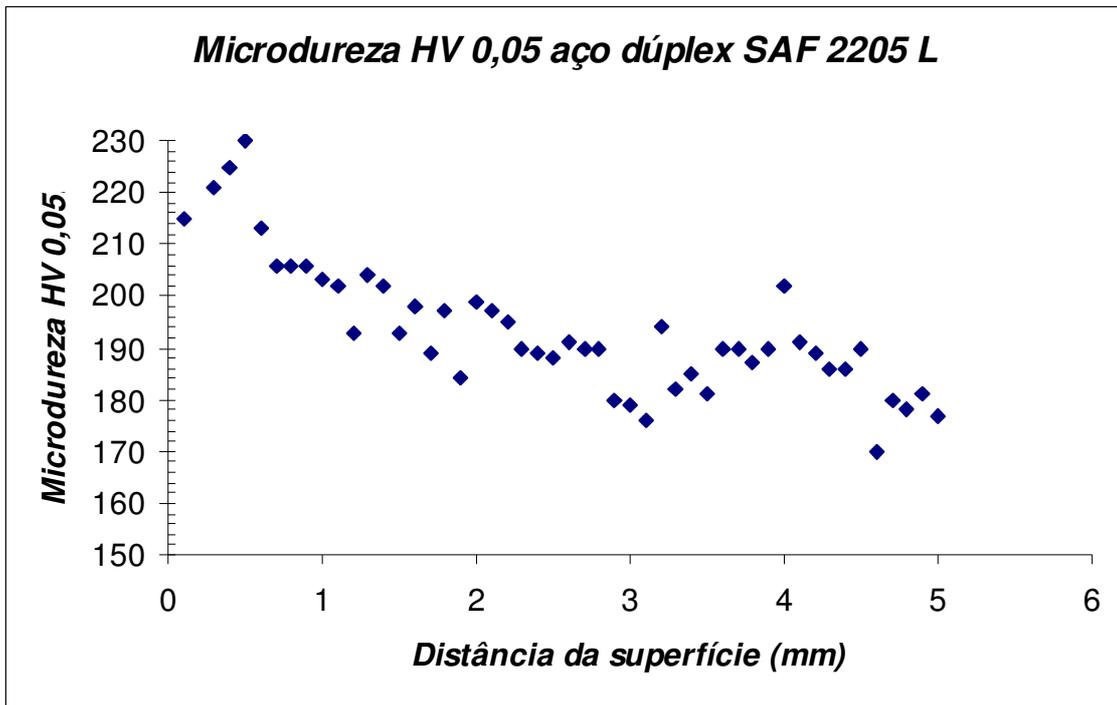


Gráfico 4.10: perfil de dureza HV 0,05 em amostra longitudinal de aço inoxidável SAF 2205

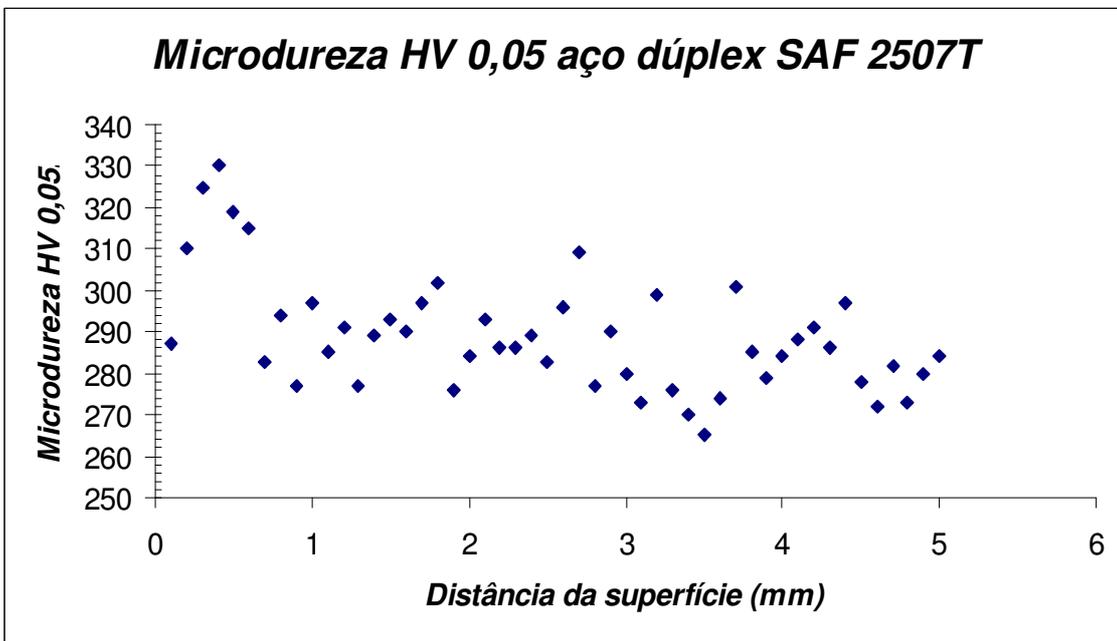


Gráfico 4.11: perfil de dureza HV 0,05 em amostra transversal de aço inoxidável SAF 2507.

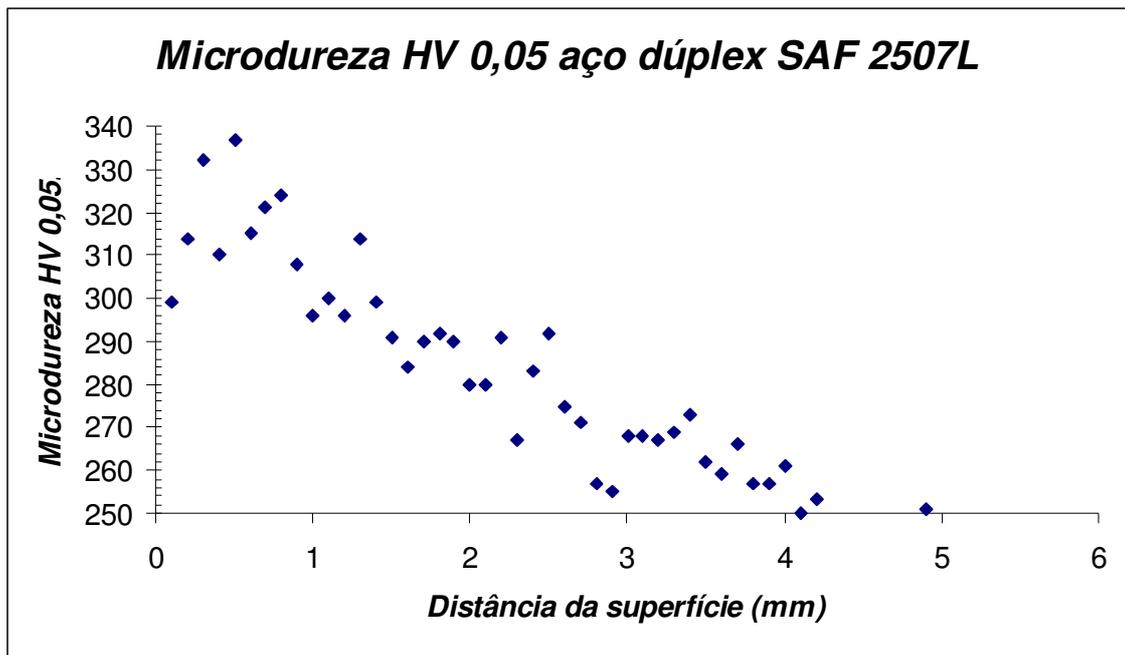
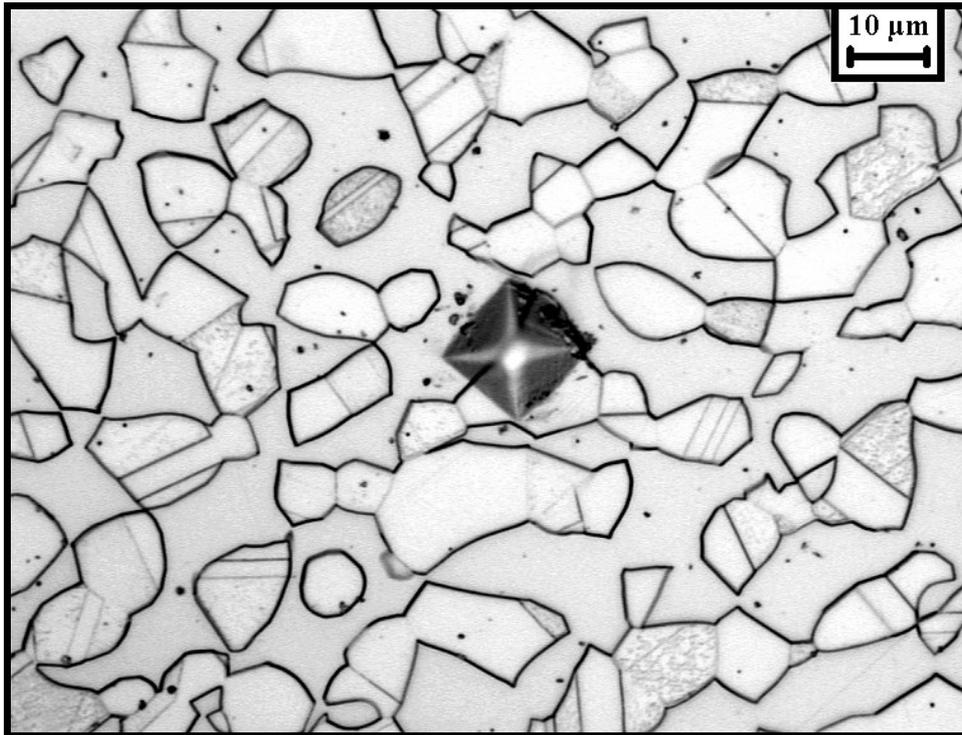


Gráfico 4.12: perfil de dureza HV 0,05 em amostra longitudinal de aço inoxidável SAF 2507.

A micrografia 4.31 apresenta o aspecto de uma impressão de microdureza Vickers em amostra transversal de aço inoxidável duplex SAF2205, indicando que a impressão pode determinar a dureza de combinação das duas fases, não sendo tão localizada quanto a impressão de 0,05 Kgf.



Micrografia 4.31: Impressão de microdureza Vickers (0,5 kgf) em amostra transversal de aço SAF2205. Ataque: ácido oxálico.

4.5-Ensaio de tração:

Foram realizados ensaios de tração em dez corpos-de-prova, sendo cinco de cada liga. Os resultados obtidos foram bastante satisfatórios e apresentaram para ambos os materiais grande resistência mecânica aliada às grandes ductilidade e tenacidade.

As figuras 4.1, 4.2 e 4.3 representam fraturas características do ensaio de tração realizado em corpos-de-prova da liga SAF 2205. Nota-se a grande estrição gerada no corpo de prova, caracterizando fratura do tipo taça cone, o que mostra sua grande ductilidade.

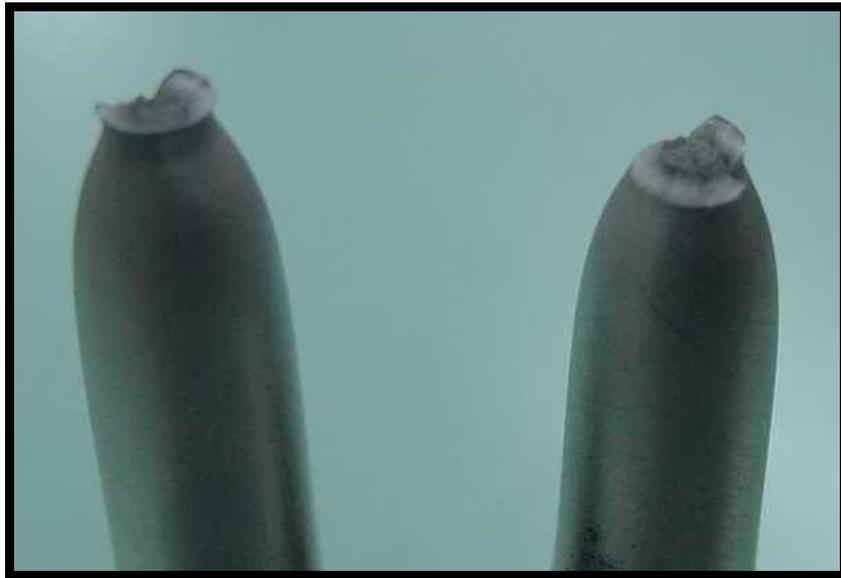


Figura 4.1: Fratura do tipo taça cone resultado de ensaio de tração em aço inoxidável dúplex SAF 2205.



Figura 4.2: Visão geral da fratura do tipo taça cone em aço inoxidável dúplex SAF 2205.

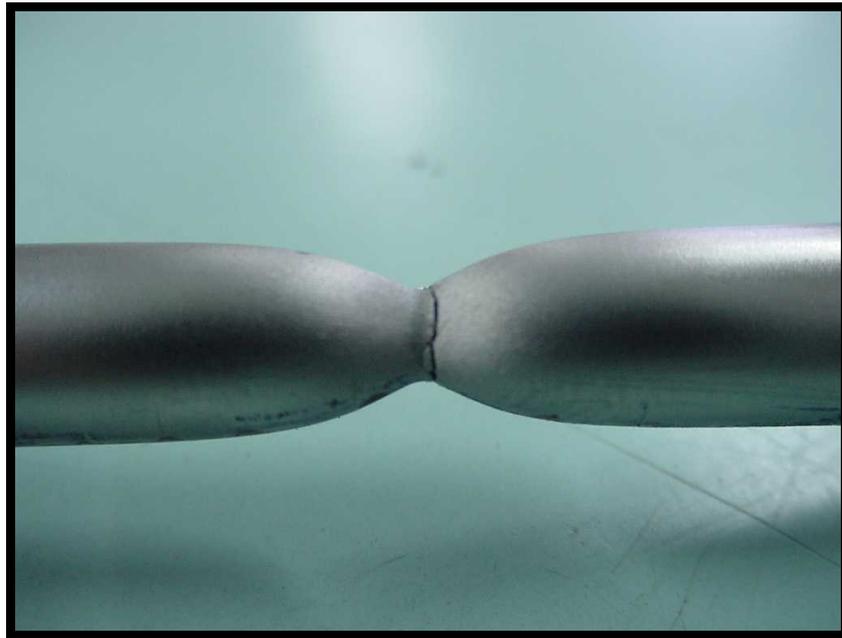


Figura 4.3: Detalhe da fratura dúctil tipo taça cone em aço SAF 2205.

Os gráficos 4.13 e 4.14 apresentam as curvas tensão-deformação de engenharia e real para ensaios de tração em aço inoxidável duplex SAF2205. O gráfico 4.15 representa a curva tensão real em função da deformação plástica real deste material na região entre a tensão limite de escoamento de engenharia e 3% de deformação de engenharia. Esta curva possibilita a determinação dos valores dos coeficientes H e n referentes à equação de Ramberg-Osgood (eq. 2.9). Fica visível nos gráficos 4.13 e 4.14 uma descontinuidade exatamente no ponto de 3% de deformação. Este fato é devido à retirada do extensômetro neste instante e posterior alteração na velocidade de ensaio.

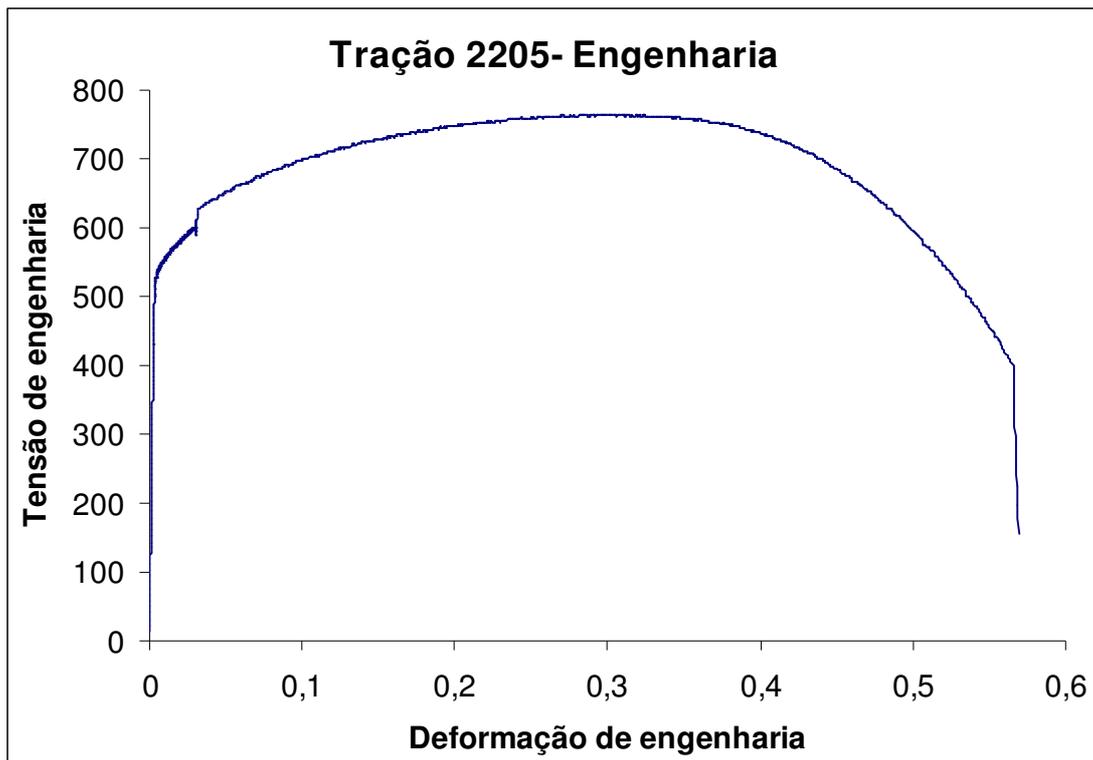


Gráfico 4.13: Curva tensão-deformação de engenharia para ensaio de tração em uma amostra de aço SAF2205.

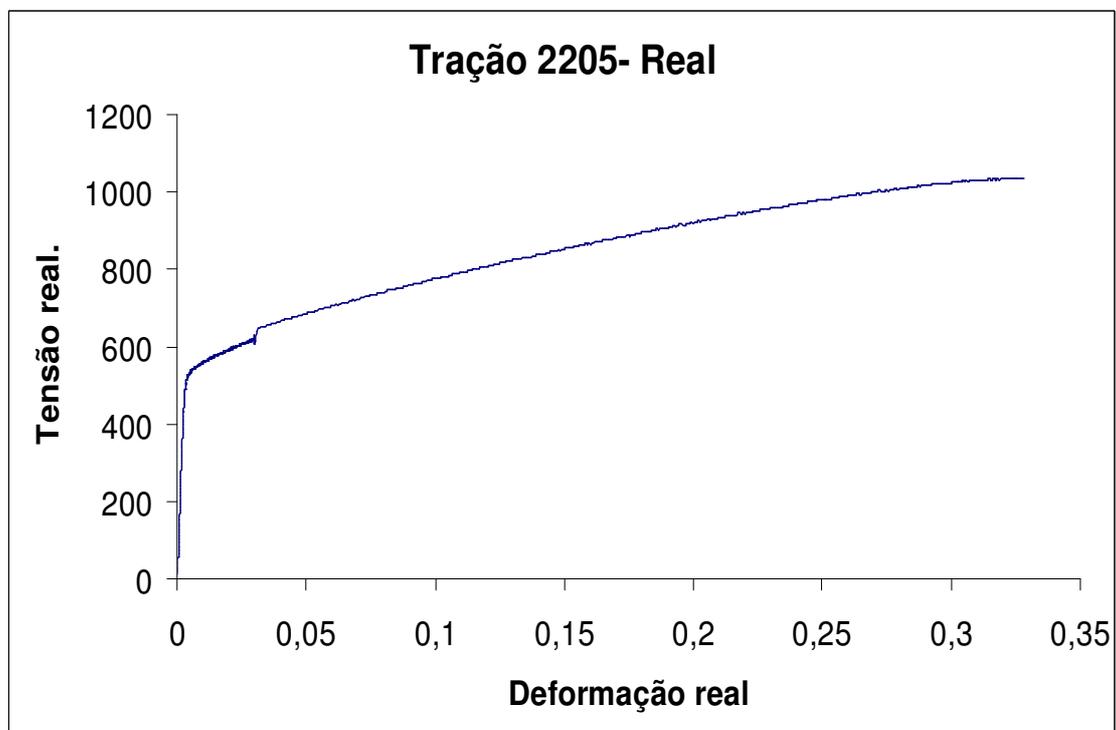


Gráfico 4.14: Curva tensão-deformação real para ensaio de tração em uma amostra de aço SAF2205.

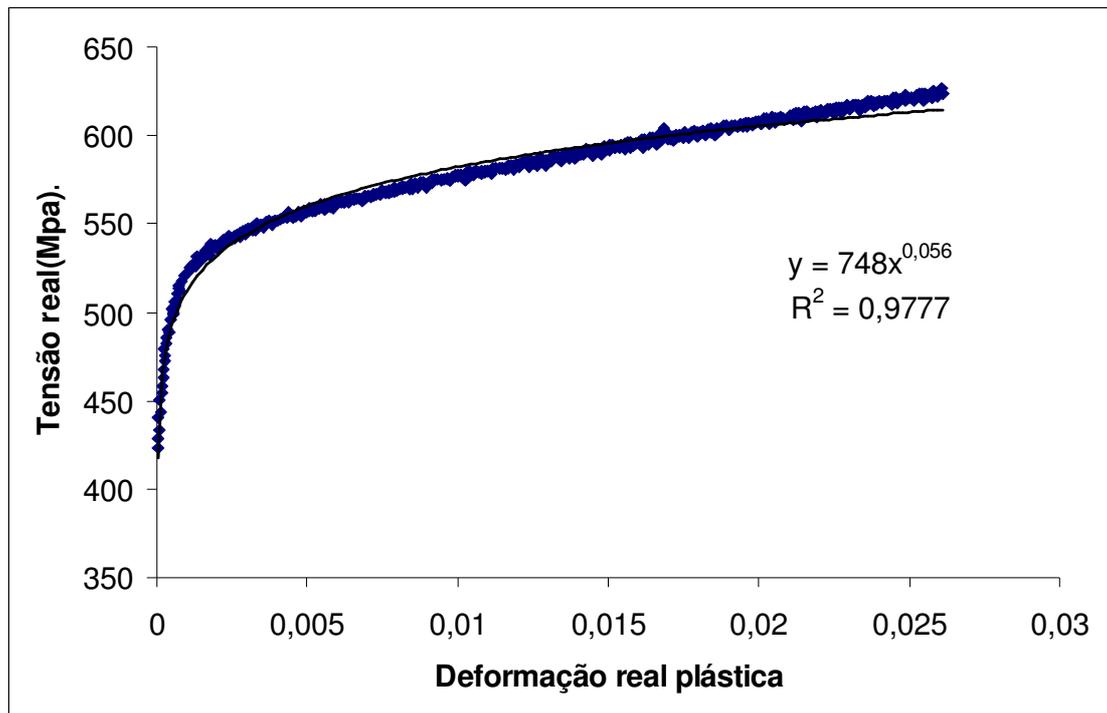


Gráfico 4.15: Curva tensão real-deformação plástica real para ensaio de tração em uma amostra de aço SAF2205.

A tabela 4.5 apresenta os resultados médios obtidos com os ensaios de tração para o aço inoxidável duplex SAF 2205.

Tabela 4.5: Resultados médios para ensaio de tração em corpos-de-prova de aço inoxidável SAF2205.

<u>Parâmetro</u>	<u>Média</u>	<u>Desvio</u>
Módulo E (GPa):	179	6
Limite de escoamento σ_{le} (MPa):	532	10
Limite de resistência σ_{lr} (MPa):	767	8
Limite de ruptura σ_f (MPa):	389	5
Tensão real na fratura $\tilde{\sigma}_f$ (MPa): Corrigida (eq. 2.10)	1943	70
Alongamento em 25mm (%):	58,54	2,83
Estricção (%):	84,14	1,22
Deformação real uniforme $\tilde{\epsilon}_u$:	0,353	0,022
Deformação real na fratura $\tilde{\epsilon}_f'$: (eq. 2.11)	1,84	0,01
H (MPa):	748	12
n :	0,056	0,00029

Portanto para o aço inoxidável SAF2205, a equação de Ramberg-Osgood característica resultaria:

$$\rightarrow \tilde{\epsilon} = \frac{\tilde{\sigma}}{179000} + \left(\frac{\tilde{\sigma}}{748} \right)^{0,056} \quad (\text{eq. 4.1})$$

As figuras 4.4, 4.5 e 4.6 representam fraturas características do ensaio de tração realizado em corpos-de-prova da liga SAF 2507. Nota-se a grande estricção gerada no corpo de prova, caracterizando fratura do tipo taça cone, o que mostra sua grande ductilidade.

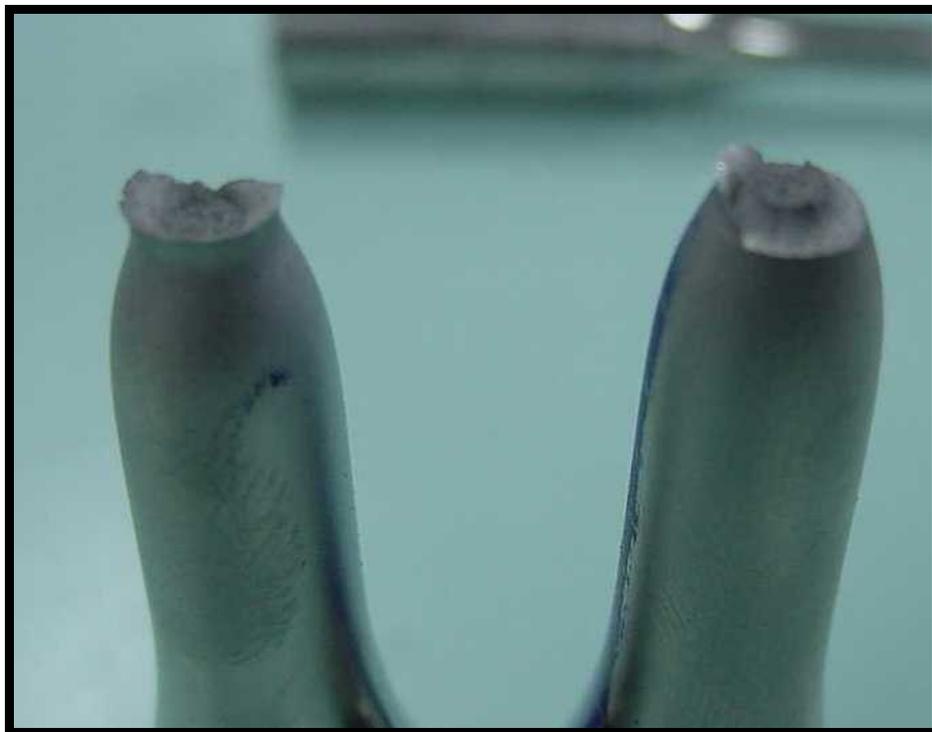


Figura 4.4: Fratura do tipo taça cone resultado de ensaio de tração em aço inoxidável dúplex SAF 2507.



Figura 4.5: Visão geral da fratura do tipo taça cone em aço inoxidável duplex SAF 2507.

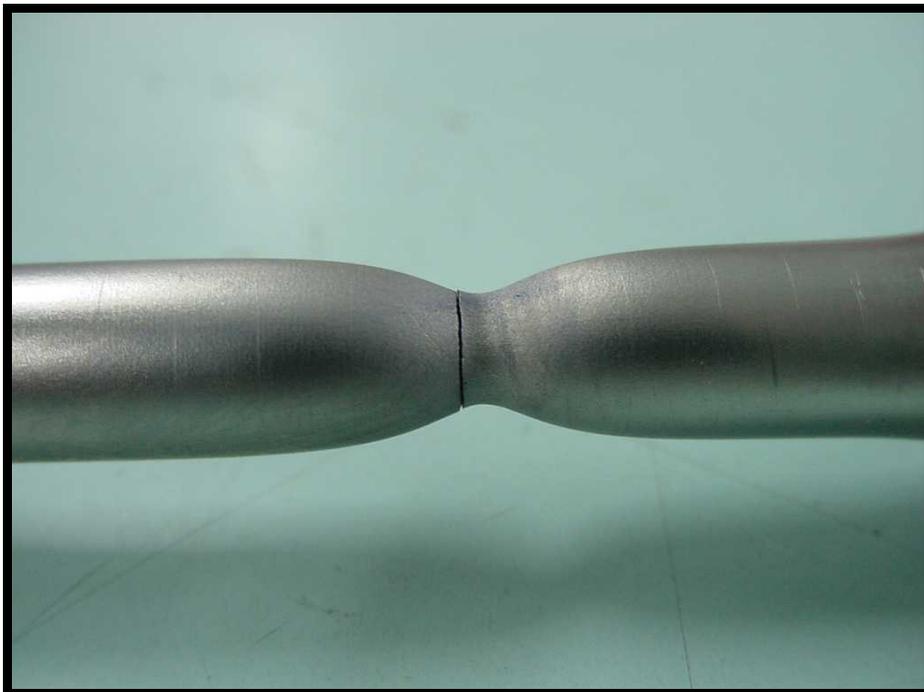


Figura 4.6: Detalhe da fratura dúctil tipo taça cone em aço SAF 2507.

Os gráficos 4.16 e 4.17 apresentam as curvas tensão-deformação de engenharia e real para ensaios de tração em aço inoxidável dúplex SAF 2507. O gráfico 4.18 representa a curva tensão real em função da deformação plástica real deste material na região entre a tensão limite de escoamento de engenharia e 3% de deformação de engenharia. Fica visível mais uma vez, agora nos gráficos 4.16 e 4.17, uma descontinuidade exatamente no ponto de 3% de deformação. Este fato é devido à retirada do extensômetro neste instante e posterior alteração na velocidade de ensaio.

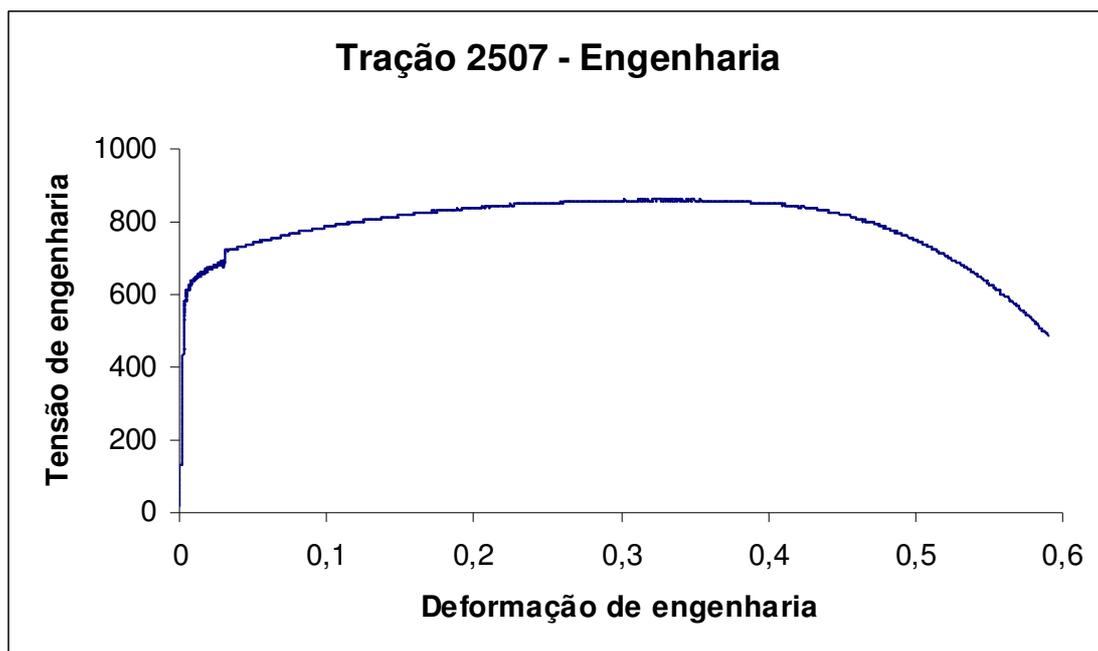


Gráfico 4.16: Curva tensão-deformação de engenharia para ensaio de tração em uma amostra de aço SAF2507.

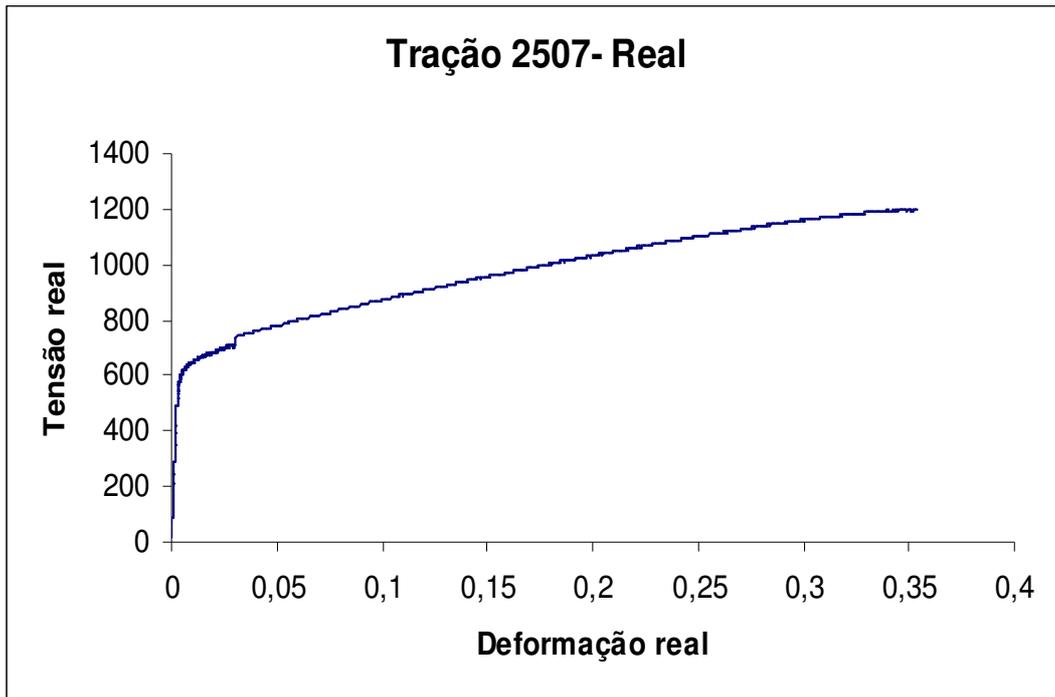


Gráfico 4.17: Curva tensão-deformação real para ensaio de tração em uma amostra de aço SAF2507.

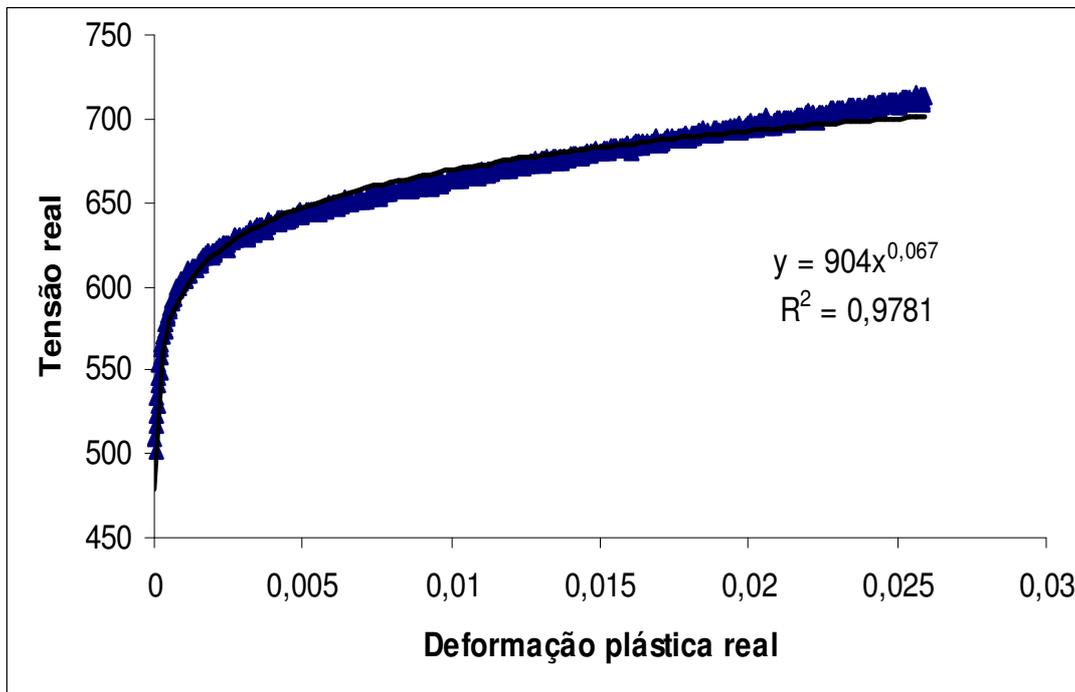


Gráfico 4.18: Curva tensão real-deformação plástica real para ensaio de tração em uma amostra de aço SAF2507.

A tabela 4.6 apresenta os resultados médios obtidos com os ensaios de tração para o aço inoxidável dúplex SAF 2205.

Tabela 4.6: Resultados médios para ensaio de tração em corpos-de-prova de aço inoxidável SAF2507.

<u>Parâmetro</u>	<u>Média</u>	<u>Desvio</u>
Módulo E (GPa):	198	1
Limite de escoamento σ_{le} (MPa):	613	3
Limite de resistência σ_{lr} (MPa):	862	3
Limite de ruptura σ_f (MPa):	489	4
Tensão real na fratura $\tilde{\sigma}_f$ (MPa): Corrigida (eq. 2.10)	1633	67
Alongamento em 25mm (%):	55,58	1,45
Estricção (%):	75,40	1,11
Deformação real uniforme $\tilde{\epsilon}_u$:	0,356	0,008
Deformação real na fratura $\tilde{\epsilon}_f'$: (eq. 2.11)	1,40	0,01
H (MPa):	904	5
n :	0,067	0,001

Portanto para o aço inoxidável SAF2507, a equação de Ramberg-Osgood característica resultaria:

$$\rightarrow \tilde{\epsilon} = \frac{\tilde{\sigma}}{198000} + \left(\frac{\tilde{\sigma}}{904} \right)^{0,067} \quad (\text{eq. 4.2})$$

O gráfico 4.19 representa a superposição das curvas de tração de engenharia características de ambos os materiais em estudo, possibilitando a comparação em termos de comportamento mecânico monotônico.

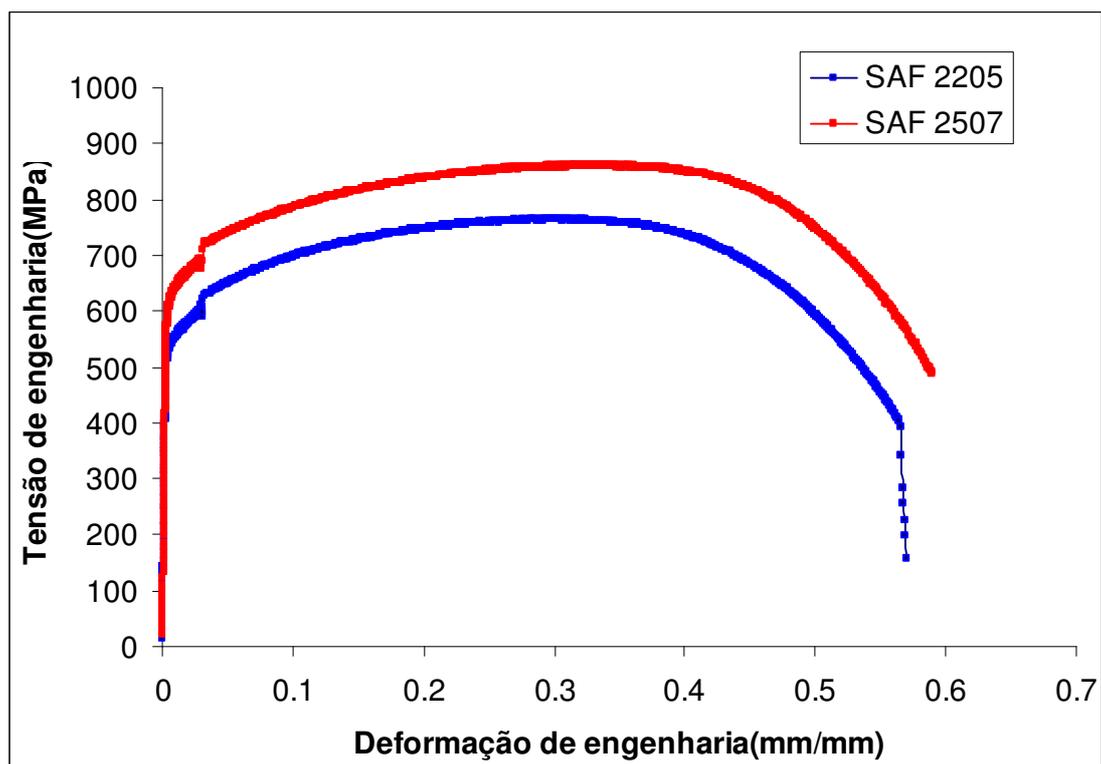


Gráfico 4.19: Curvas tensão-deformação de engenharia para ensaios de tração em amostras dos aços SAF 2205 e SAF2507.

Ficam evidentes as ótimas propriedades mecânicas associadas a ambos os materiais, porém nota-se aí claramente uma leve superioridade do aço inoxidável dúplex SAF 2507 em relação ao SAF 2205 em termos de tensão limite de escoamento, tensão limite de resistência, e tenacidade.

4.6-Ensaio de fadiga:

Para ambas as ligas, foram realizados ensaios de fadiga de baixo ciclo controlados por deformação. As amplitudes de deformação aplicadas foram 0,6%, 0,7%, 0,8%, 0,9%, 1,0%, 1,1% e 1,2%. Todos os ensaios foram repetidos pelo menos duas vezes para maior confiabilidade dos resultados.

SAF 2205

O gráfico 4.20 apresenta os resultados obtidos para os ensaios de fadiga de baixo ciclo em liga SAF 2205 em forma de curva ϵ -n (Amplitude de deformação x Número de ciclos até a fratura-Nf).

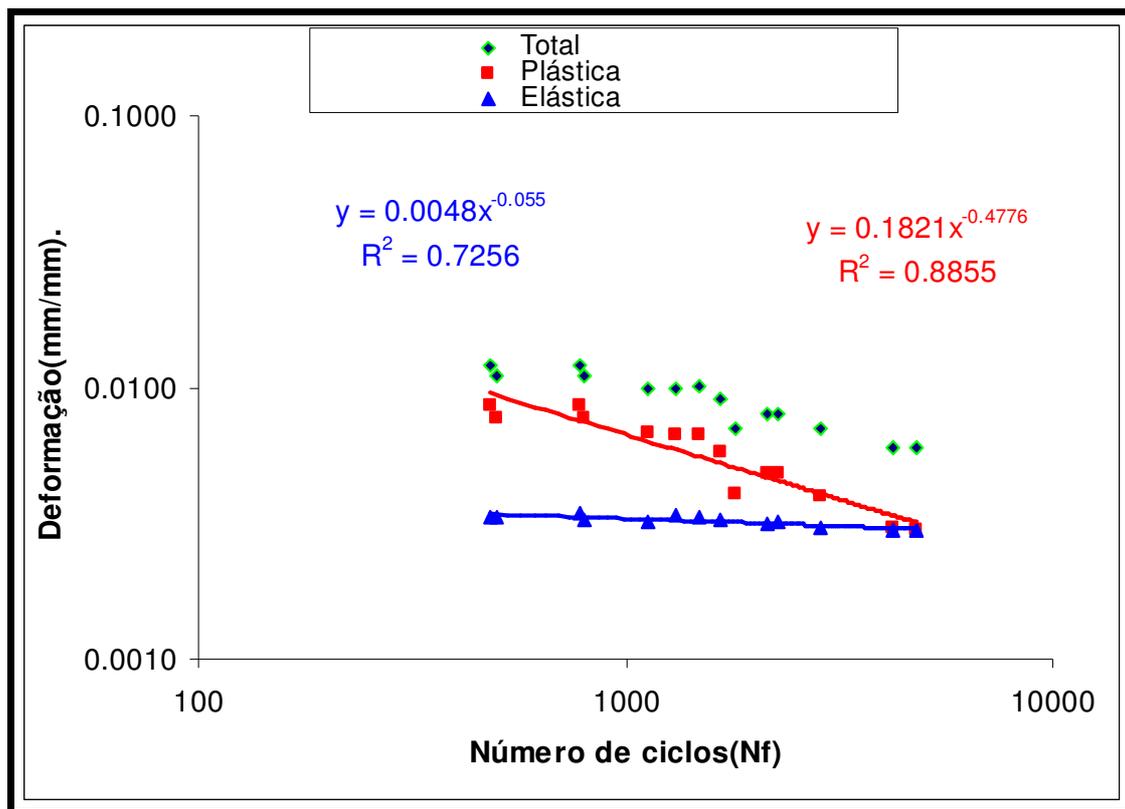


Gráfico 4.20: curva ϵ -n para aço inoxidável dúplex SAF 2205.

Nota-se no gráfico 4.20 as frações elástica, plástica e total referentes ao fenômeno da fadiga de baixo ciclo do SAF 2205. Com isso é possível se determinar a equação regente da curva ϵ -n total para este aço, como segue:

$$\epsilon a = 0,0048 \times (2 \times Nf)^{-0,055} + 0,1821 \times (2 \times Nf)^{-0,4776}$$

(eq. 4.3)

O gráfico 4.21 apresenta a curva Tensão Real x Deformação Total Real para o aço SAF 2205. Nota-se o aumento das tensões médias reais com o aumento nas amplitudes de deformação.

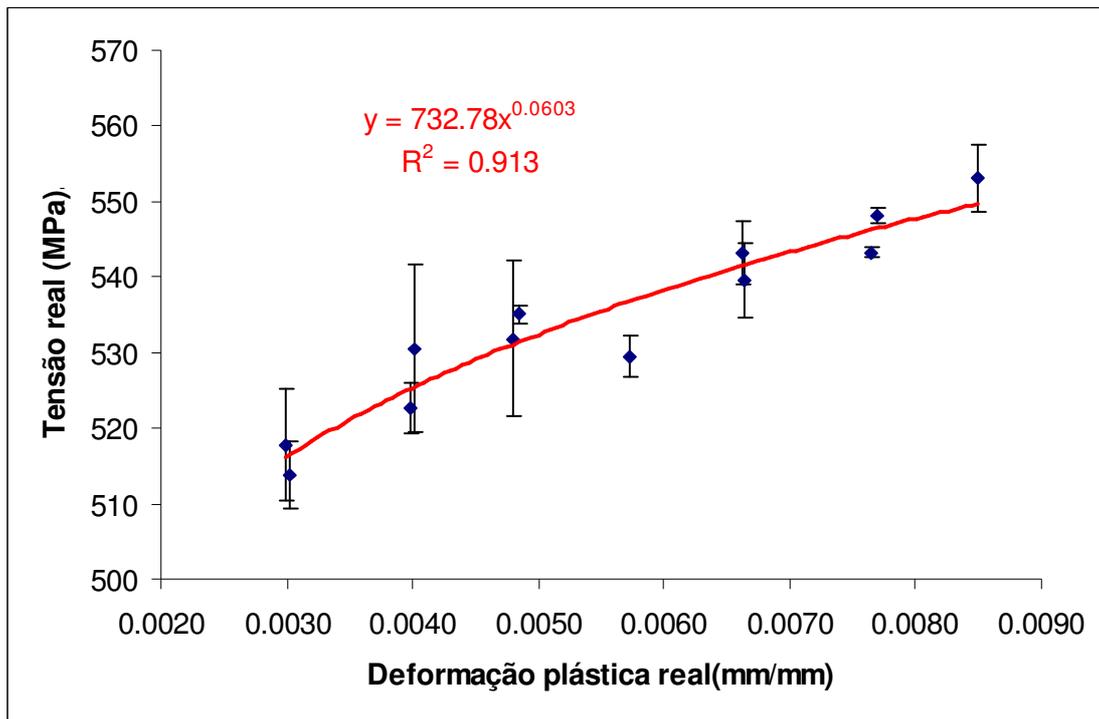


Gráfico 4.21: tensão real x deformação plástica real para o aço SAF 2205.

As variações de temperatura do corpo-de-prova de acordo com as amplitudes de tensão utilizadas nos ensaios de fadiga podem ser vistas no gráfico 4.22. Nota-se aí claramente o aumento de temperatura do corpo-de-prova com o aumento nas amplitudes de deformação impostas. Porém, não foram atingidas durante os ensaios temperaturas que pudessem comprometer a estrutura física e metalúrgica dos materiais, o que invalidaria os resultados.

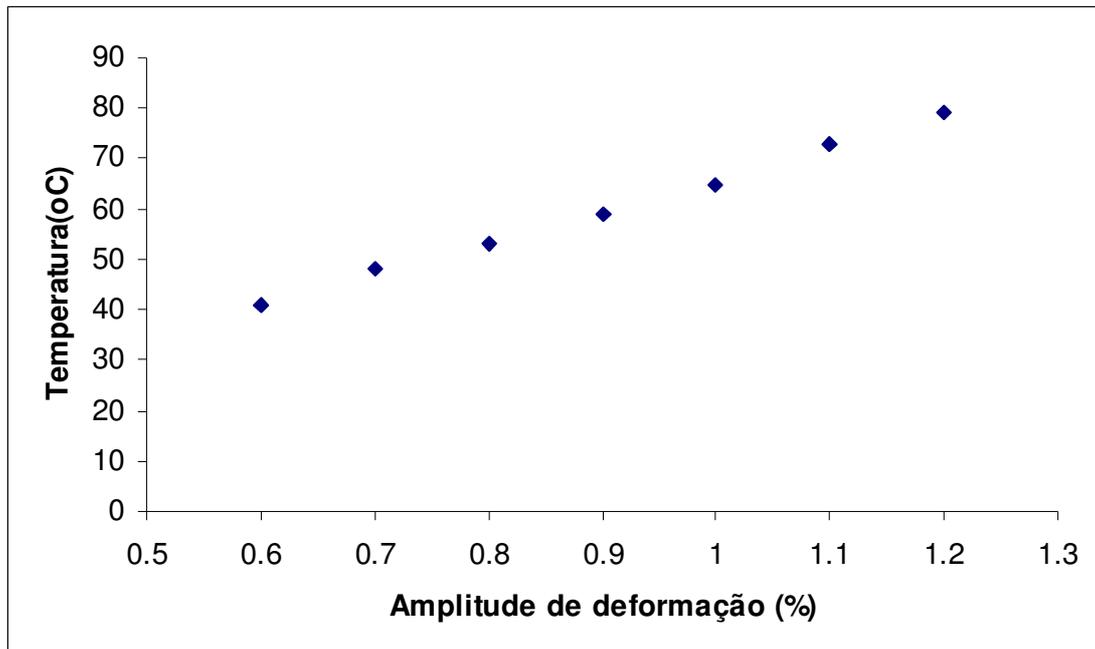


Gráfico 4.22: evolução da temperatura de acordo com as amplitudes de deformação impostas nos ensaios em aço inoxidável duplex SAF 2205.

A tabela 4.7 apresenta os resultados numéricos das principais constantes, expoentes e coeficientes característicos do ensaio de fadiga, retirados dos gráficos 4.20 e 4.21.

Tabela 4.7: parâmetros numéricos dos ensaios de fadiga em aço inoxidável duplex SAF 2205.

H'(MPa)	733
n'	0.0603
$\sigma f'$(MPa)	877
b	-0.057
$\epsilon f'$(mm/mm)	0.2536
c	-0.4776

SAF 2507:

O gráfico 4.23 apresenta os resultados obtidos para os ensaios de fadiga de baixo ciclo em liga SAF 2507 em forma de curva ϵ -n (Amplitude de deformação x Número de ciclos até a fratura-Nf).

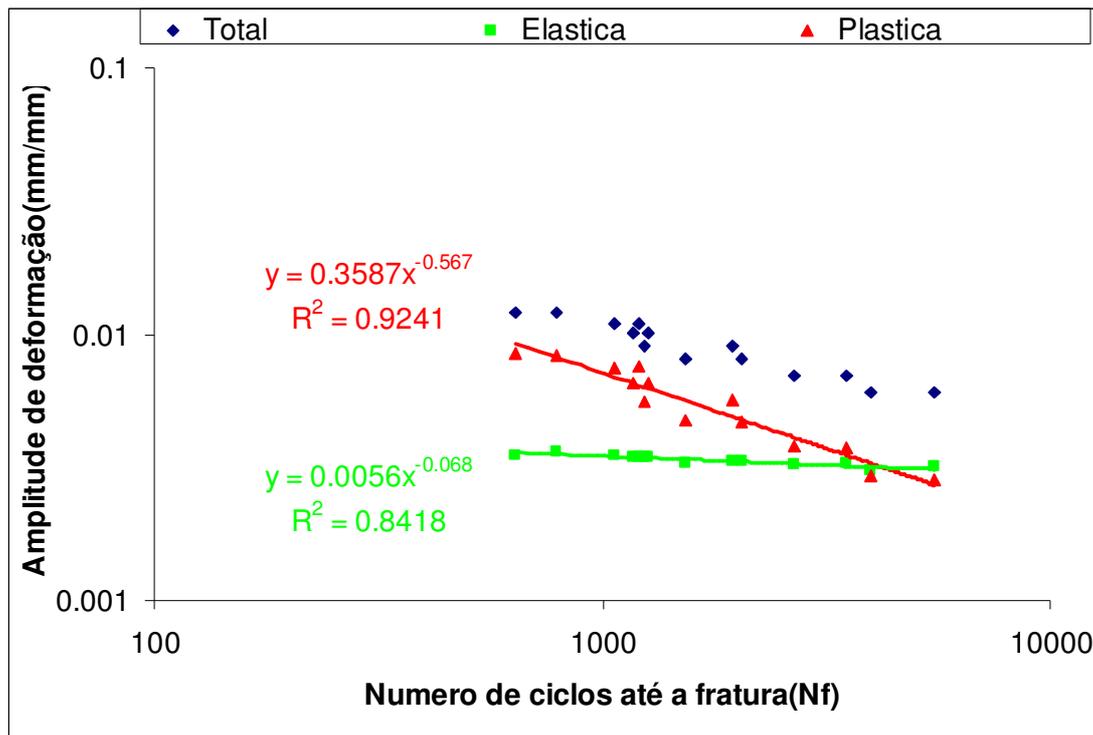


Gráfico 4.23: curva ϵ -n para aço inoxidável duplex SAF 2507.

Nota-se no gráfico 4.23 as frações elástica, plástica e total referentes ao fenômeno da fadiga de baixo ciclo do SAF 2507. Com isso é possível se determinar a equação regente da curva ϵ -n total para este aço, como segue:

$$\epsilon a = 0,0056 \times (2 \times Nf)^{-0,068} + 0,3587 \times (2 \times Nf)^{-0,567}$$

(eq. 4.4)

O gráfico 4.24 apresenta a curva Tensão Real x Deformação Real Plástica para o aço SAF 2507. Nota-se aí o aumento das tensões médias reais com o aumento nas amplitudes de deformação.

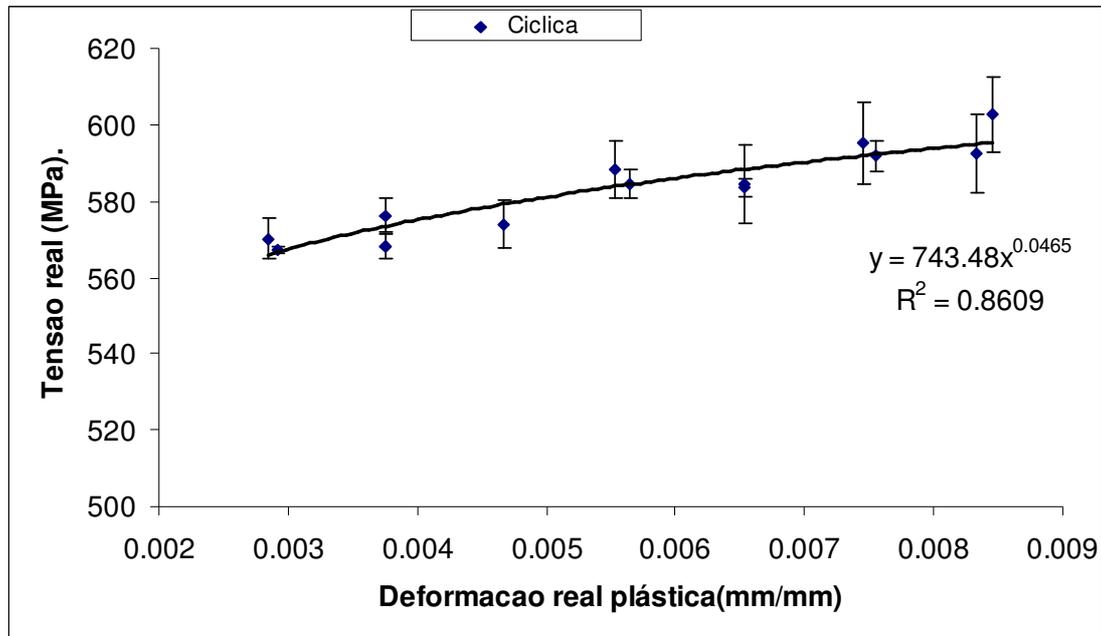


Gráfico 4.24: tensão real x deformação real plástica para o aço SAF 2507.

O gráfico 4.25 representa o aumento da temperatura dos corpos-de-prova de aço inoxidável dúplex SAF 2507 de acordo com a amplitude de deformação imposta nos ensaios, num comportamento semelhante ao dado no gráfico 4.22 para o aço SAF 2205.

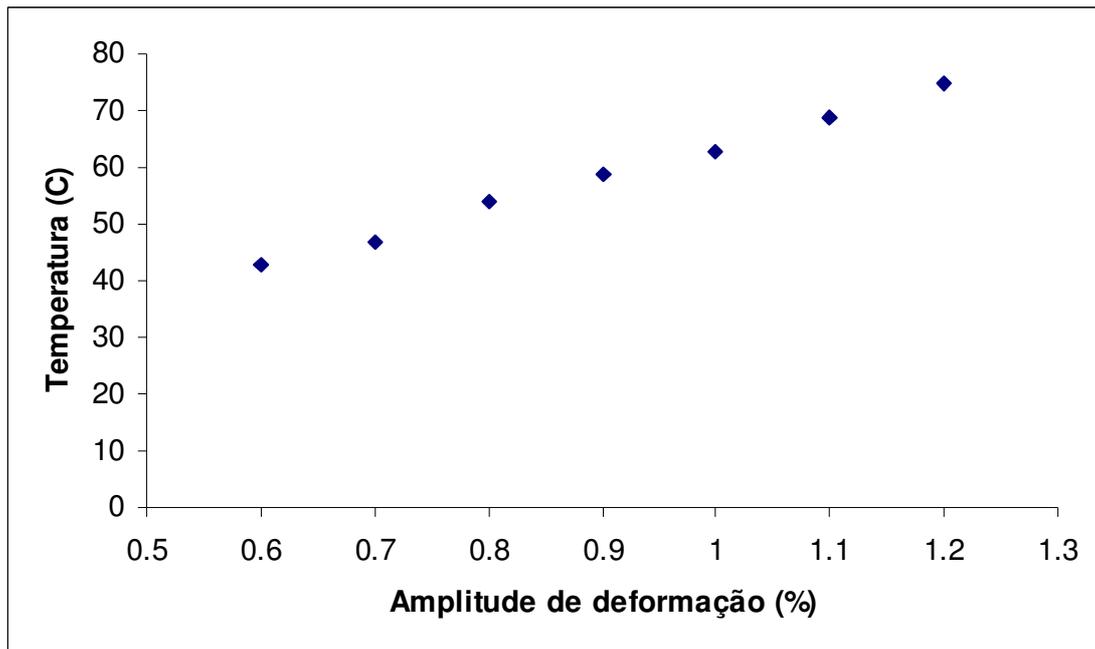


Gráfico 4.25: evolução da temperatura de acordo com as amplitudes de deformação impostas nos ensaios em aço inoxidável dúplex SAF 2507.

A tabela 4.8 apresenta os resultados numéricos das principais constantes, expoentes e coeficientes característicos do ensaio de fadiga, retirados dos gráficos 4.23 e 4.24.

Tabela 4.8: parâmetros numéricos dos ensaios de fadiga em aço inoxidável dúplex SAF 2507.

H'(MPa)	743
n'	0.0465
σ_f'(MPa)	1162
b	-0.068
ϵ_f'(mm/mm)	0.5314
c	-0.567

Os gráficos 4.26 e 4.27 apresentam uma comparação entre as curvas de amplitude de deformação em função do número de ciclos para o colapso da estrutura e para a fratura dos corpos de prova em estudo para ambas as ligas em toda a gama de amplitudes de deformação. Entende-se neste contexto o colapso como sendo o instante anterior à fratura a partir do qual a estrutura mostra-se incapaz de transferir os níveis de tensão correspondentes à solicitação aplicada. Levar em conta este tipo de diferenciação é muito favorável a fim de tornar os parâmetros de projeto cada vez mais precisos, considerando como fator limitador de solicitação o instante em que a integridade estrutural do sistema está comprometida, e não quando se dá a fratura completa da estrutura.

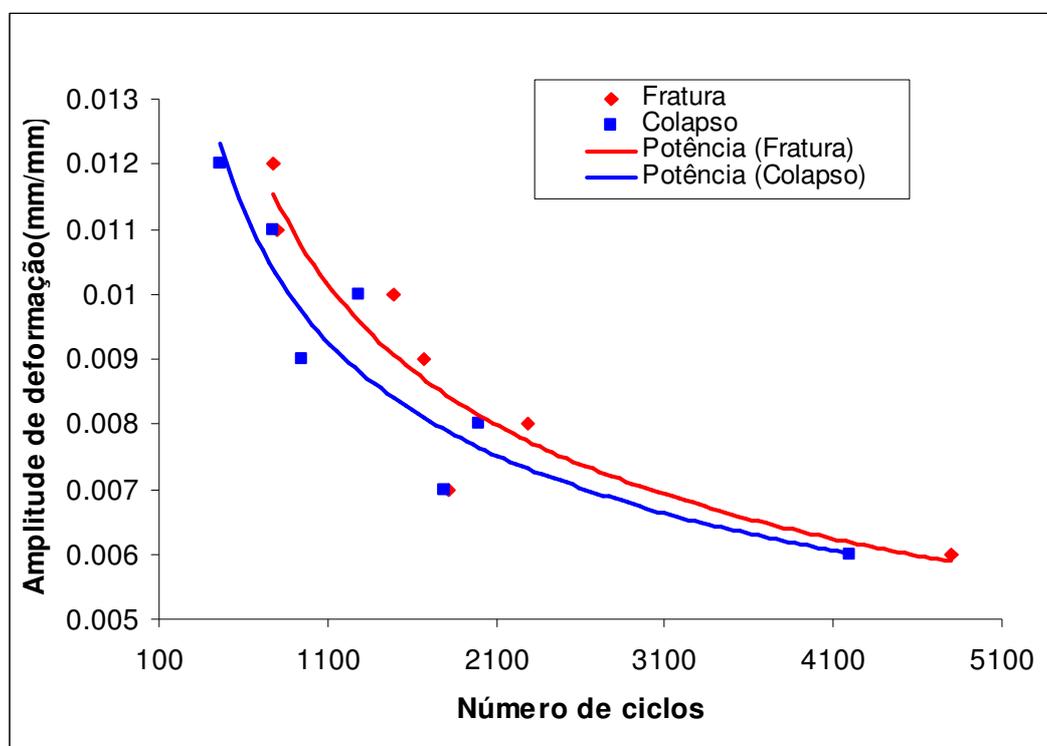


Gráfico 4.26: Comparação entre as curvas amplitude de deformação em função do número de ciclos para o colapso e para a fratura do aço SAF 2205.

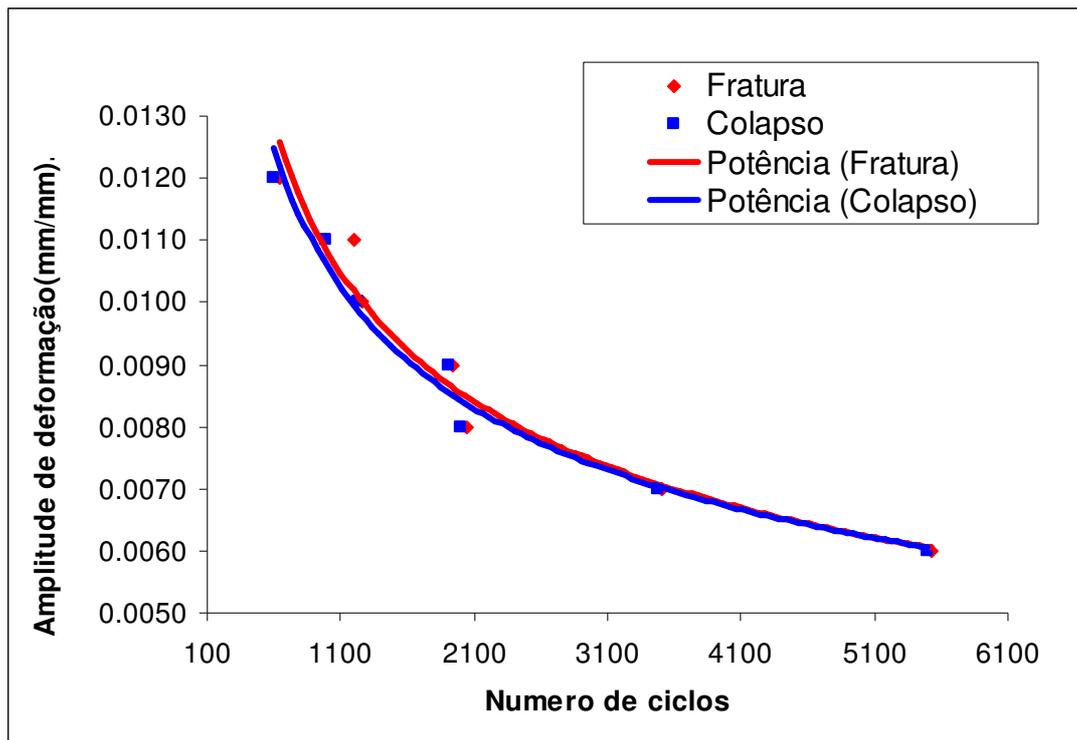


Gráfico 4.27: Comparação entre as curvas amplitude de deformação em função do número de ciclos para o colapso e para a fratura do aço SAF 2507.

5-Discussão dos resultados:

Realizando a análise das micrografias obtidas com os ataques de ácido oxálico (micrografias 4.1 a 4.6) e Behara modificado (micrografias 4.7 a 4.22), pode se observar uma microestrutura bastante homogênea, sem a presença de fases indesejáveis fora austenita e ferrita. Analisando-se as amostras transversais de ambos os materiais nota-se uma distribuição uniforme das fases ferrita e austenita. Já na análise das amostras longitudinais, nota-se claramente o bandeamento das fases no sentido da laminação. Quanto à fração volumétrica de ferrita, analisada por meio de ferritoscópio (tabela 4.1), amostras de ambos os materiais apresentaram frações volumétricas da ordem de 50% com desvios padrões da ordem de 3 unidades. São valores que cabem na classificação dos aços inoxidáveis como dúplex. Já os valores obtidos para a fração volumétrica de ferrita através da análise quantitativa da microestrutura após ataque de Behara modificado (tabela 4.2) apresentaram valores um pouco inferiores aos obtidos com ferritoscópio, porém coerentes e dentro dos desvios padrões obtidos com a análise por ferritoscópio, fato este que valoriza os resultados obtidos.

A análise por ferritoscópio mostra-se mais confiável, já que é uma análise magnética e que não depende de ataques de revelação de microestrutura, nem de técnicas de análise computacional de imagens. Não foram obtidas medições discrepantes de frações volumétricas de fases em nenhuma das amostras analisadas. Foram notados valores um pouco

inferiores na fração volumétrica de ferrita na superfície de todas as amostras, e também no centro de algumas, como pode ser visto no item 4.2.

A análise da microdureza Vickers foi realizada com cargas de 50 gramas e 500 gramas. A alteração das escalas gerou alteração significativa dos valores de dureza, especificadas no item 4.4. Em todas as amostras analisadas, foi constatada uma maior dureza na região da superfície, sendo mais aparente no material SAF2507. Por exemplo, para a medição com 50 gramas, houveram variações de até 60 HV para o SAF 2205, enquanto para o SAF 2507 as variações atingiram 110 pontos entre superfície e núcleo. Este perfil de dureza crescente do núcleo para a superfície é resultado provavelmente do bandeamento da estrutura e de possível pequeno encruamento resultante da última etapa de acabamento das barras (trefilação a frio). Isso acarreta melhores propriedades quando se analisam dureza e resistência mecânica. Porém, este acontecimento não se mostrou significativo nas medidas das amostras transversais, devido à maior homogeneidade entre as fases e da impossibilidade de se constatar o bandeamento.

Já nas amostras longitudinais, onde há forte bandeamento entre as fases, o perfil de dureza variou bastante (gráficos 4.6, 4.8, 4.10 e 4.12), o que nos demonstra a grande importância deste bandeamento nas propriedades mecânicas dos materiais, inclusive na determinação de caráter anisotrópico para as ligas. Para o material em bruto, na forma de barras, é de se esperar um melhor comportamento à fadiga de ambos os materiais, principalmente do SAF2507, devido à maior dureza na superfície. Porém, neste projeto de pesquisa, devido à usinagem dos corpos-de-prova para adequação à norma

ASTM E606-92, esta fração do material acaba sendo descartada e esta influência positiva deixa de existir.

Com relação aos ensaios de tração, os valores obtidos para ambas as ligas demonstraram materiais de elevada resistência mecânica aliada a grande ductilidade, como pode ser visto na tabela 5.1.

Tabela 5.1: resultados de ensaio de tração para os aços SAF 2205 e SAF 2507.

Parâmetro	SAF 2205	SAF 2507
σ_{le} (MPa)	532	613
σ_{lr} (MPa)	767	862
Alongamento em 25mm (%)	58,54	55,58
$\tilde{\sigma}_f$ (MPa)	1943	1633
$\tilde{\epsilon}_f$	1,84	1,40

Estes valores provam a nobreza de propriedades relativas à estes materiais. Juntamente com os altos níveis de resistência mecânica, o material mostrou-se extremamente dúctil, apresentando fratura do tipo taça-cone bem definida.

Quanto aos ensaios de fadiga, é possível observar claramente a ocorrência do fenômeno de amolecimento cíclico em ambas as ligas. Este comportamento pode ser visto nos gráficos 5.1 e 5.2 para o aço SAF 2205 e nos gráficos 5.3 e 5.4 para o aço SAF 2507.

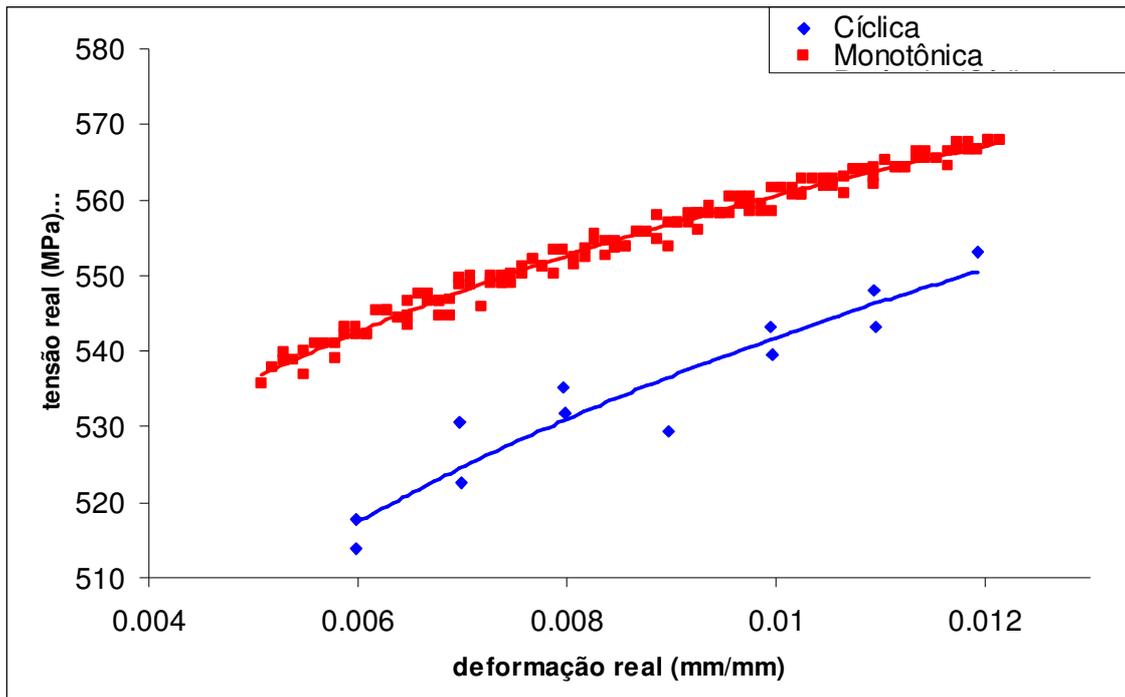


Gráfico 5.1: curvas tensão real x deformação real monotônica (vermelha) e cíclica (azul) para o aço SAF 2205. Nota-se amolecimento cíclico.

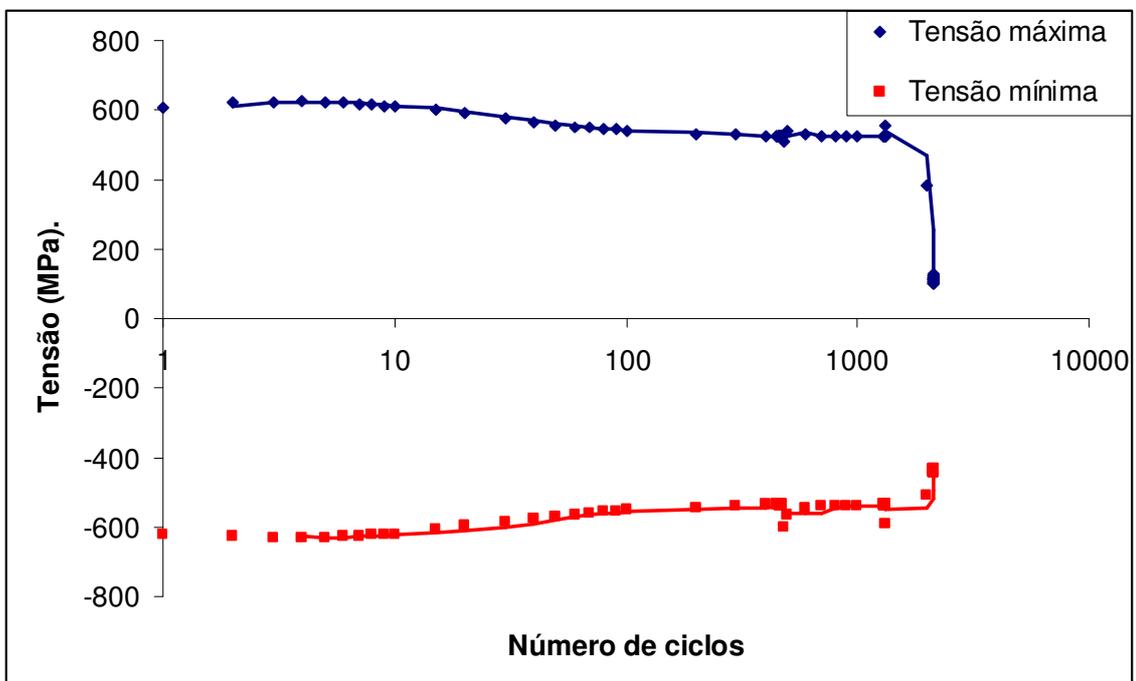


Gráfico 5.2: tensões máximas e mínimas em relação ao número de ciclos em ensaio de fadiga com 0,8% de amplitude de deformação em aço SAF 2205.

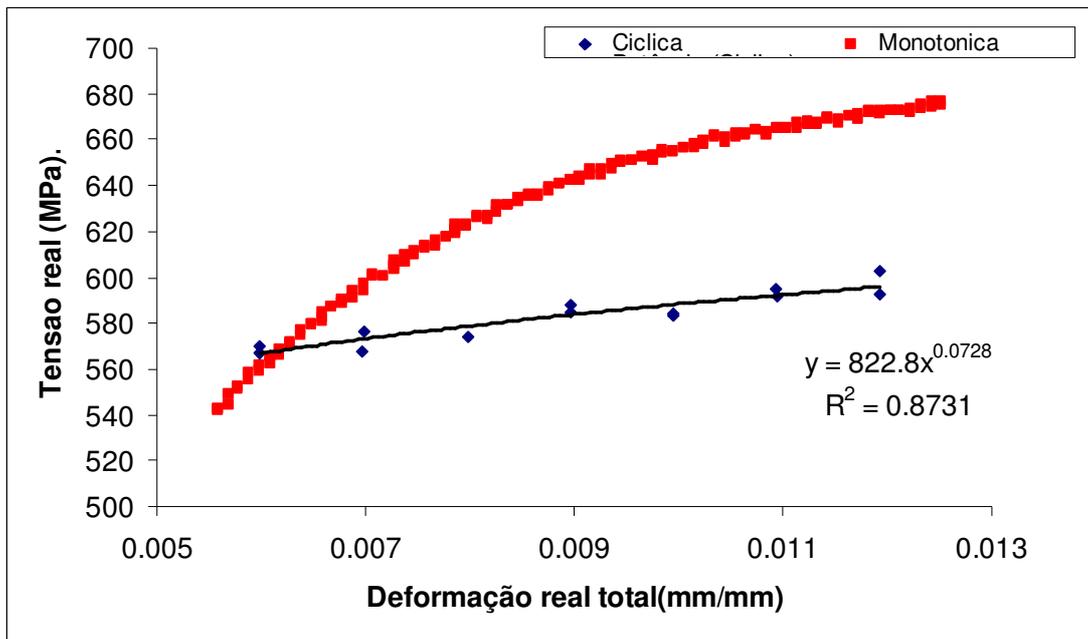


Gráfico 5.3: curvas tensão real x deformação real monotônica (vermelha) e cíclica (azul) para o aço SAF 2507. Nota-se amolecimento cíclico.

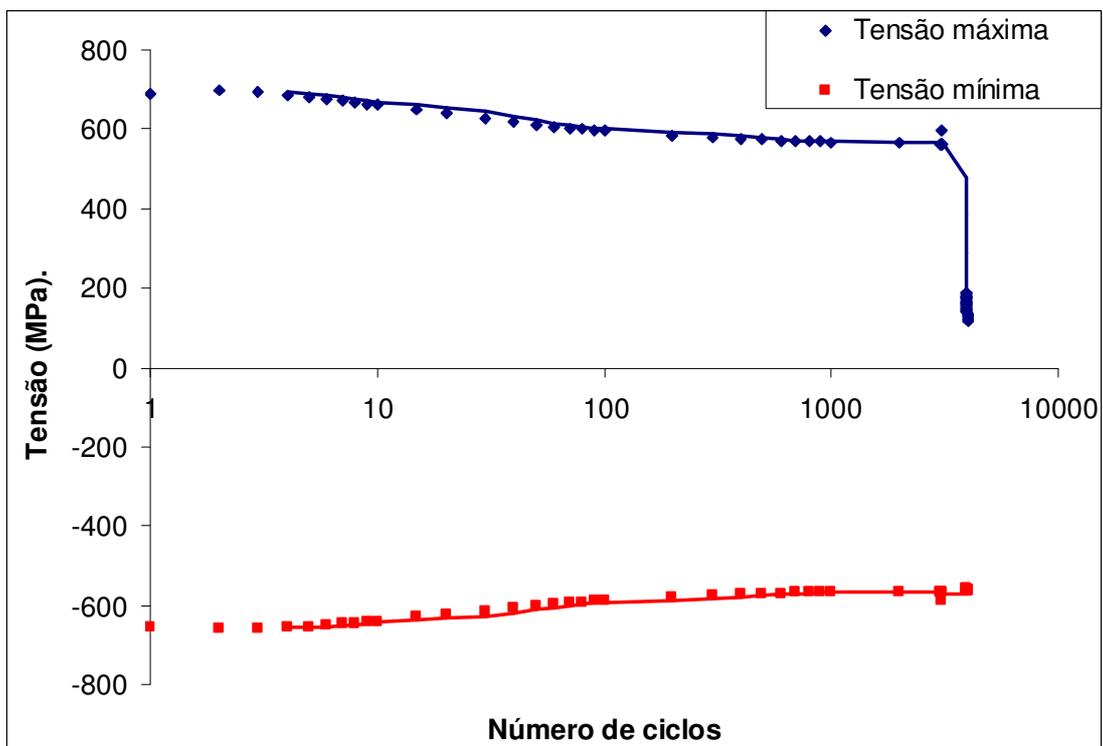


Gráfico 5.4: tensões máximas e mínimas em relação ao número de ciclos em ensaio de fadiga com 0,9% de amplitude de deformação em aço SAF 2507.

Para ambas as ligas, com o aumento da amplitude de deformação aplicada nos ensaios ocorre um aumento na temperatura dos corpos-de-prova durante o ensaio, como pode ser visto nos gráficos 5.5 e 5.6.

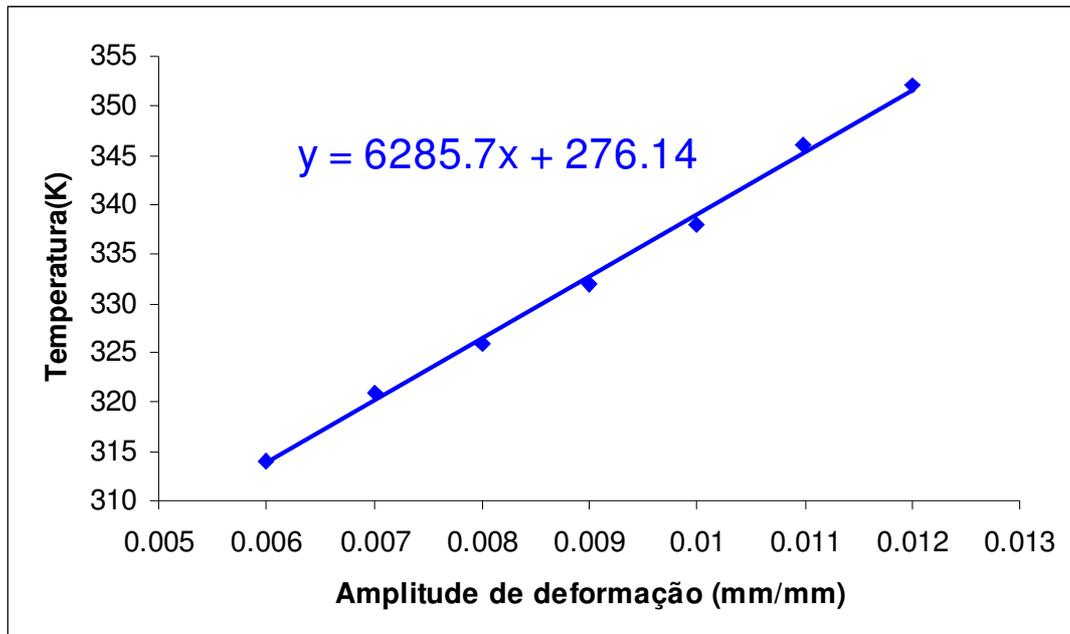


Gráfico 5.5: evolução da temperatura de acordo com as amplitudes de deformação impostas nos ensaios de fadiga em aço inoxidável duplex SAF 2205.

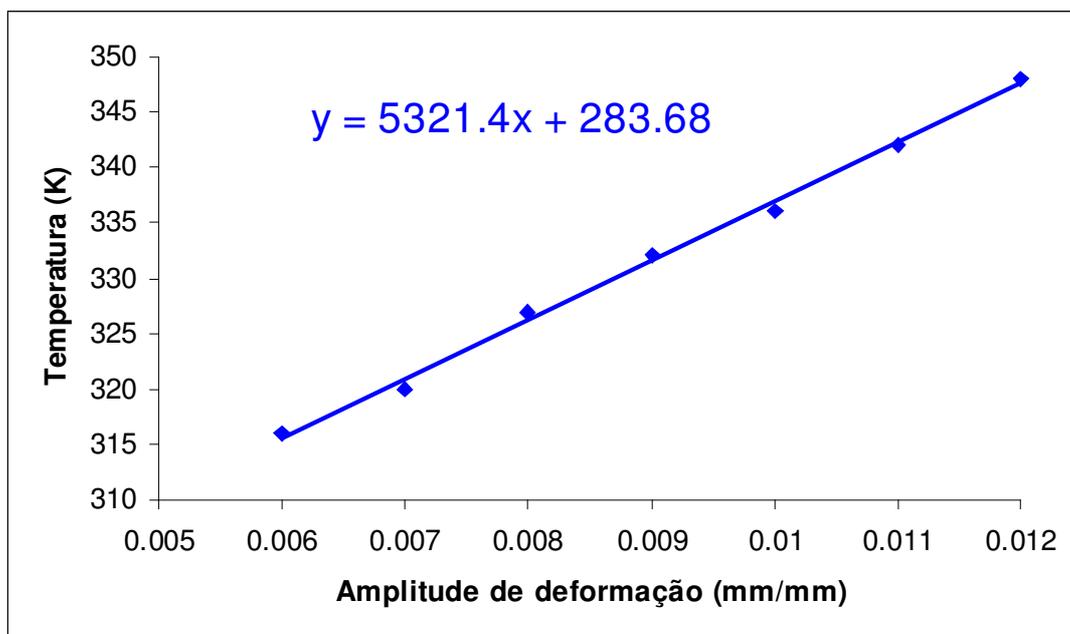


Gráfico 5.6: evolução da temperatura de acordo com as amplitudes de deformação impostas nos ensaios de fadiga em aço inoxidável duplex SAF 2507.

A variação da temperatura é linear e segundo as relações obtidas nos gráficos nota-se que, para amplitude de deformação igual a zero, a respectiva temperatura é próxima de zero, o que valida a hipótese de aplicação destas relações lineares para determinação de temperaturas para qualquer amplitude de deformação. Embora temperaturas da ordem de 79°C tenham sido alcançadas no aço SAF 2507, não ficaram comprometidas as características físicas, mecânicas e metalúrgicas dos materiais, o que manteve a validade dos ensaios realizados.

Devido aos resultados numéricos obtidos para ambas as ligas, é possível afirmar que estas ligas apresentam um terceiro tipo de comportamento para as grandes amplitudes de deformação em suas respectivas curvas ϵ -n. É conhecida na literatura a superioridade do aço SAF 2507 sobre o SAF 2205 com relação à resistência a corrosão e propriedades mecânicas. Porém, quando realizada a comparação de comportamento a fadiga, nota-se uma proximidade de resultados, o que não justifica qualquer tipo de diferenciação para projeto de um destes materiais em termos de vida em fadiga.

Tal proximidade de comportamento pode ser facilmente observada através da sobreposição das duas curvas ϵ -n características de cada um destes materiais, como pode ser visto no gráfico 5.7. Nota-se que mesmo o SAF 2507 apresentando significativa superioridade em termos de resistência mecânica, o comportamento sob fadiga de ambas as ligas é muito semelhante, não servindo portanto como fator de priorização na seleção destes materiais.

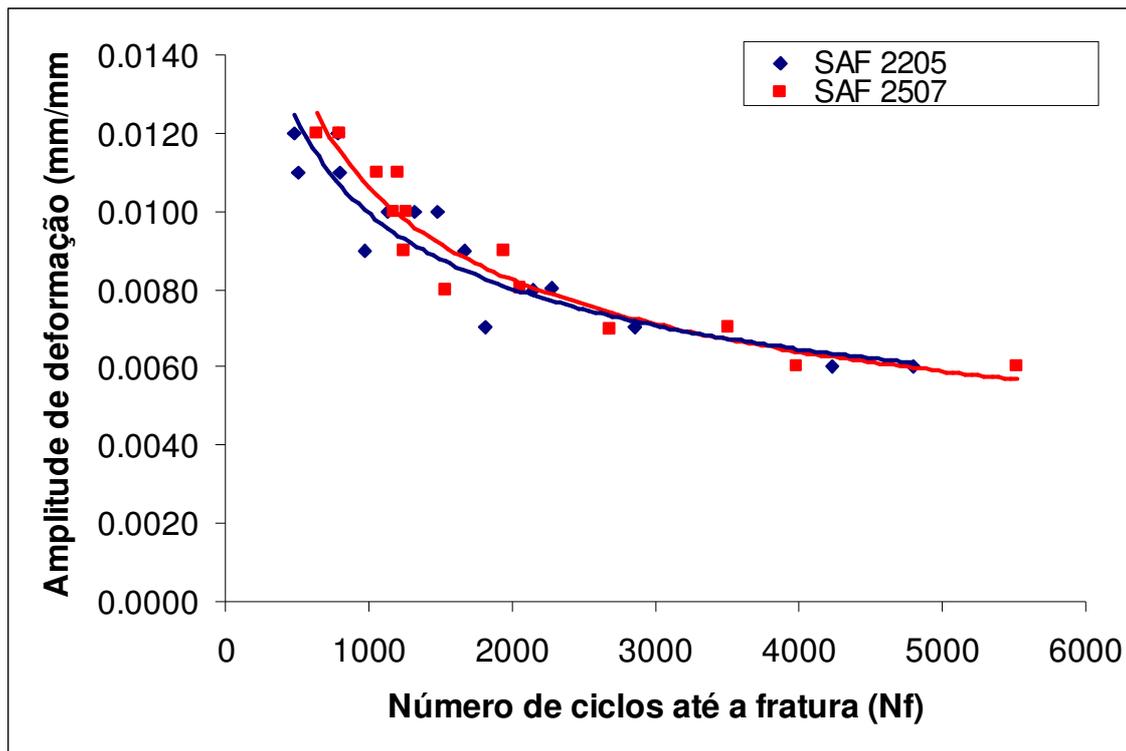


Gráfico 5.7: Comparação entre os resultados de fadiga para as duas ligas SAF 2205 e SAF 2507.

Outro ponto de discussão importante é a diferenciação neste estudo, dos momentos de colapso e de ruptura por fadiga dos corpos-de-prova, fato este que pode ser de extrema importância para parâmetros de projeto. Pode ser mais favorável a realização dos projetos mecânicos levando em conta o instante (no caso número de ciclos) de colapso da estrutura, que é a incapacidade de transmissão de esforços de tração. Os gráficos 4.26 e 4.27 representam esta diferenciação e pode-se notar que a diferença entre o número de ciclos para colapso e fratura da estrutura é mais acentuada para o aço SAF 2205. Para o aço SAF 2507 nota-se que estes momentos estão mais próximos e que uma diferenciação, embora existente, fica dificultada devido aos próprios desvios de ensaio e variáveis associadas aos eventos.

6-Conclusões:

Do presente trabalho pode-se concluir que:

-as microestruturas associadas às ligas SAF 2205 e SAF 2507 são muito homogêneas e não apresentam a existência de defeitos, vazios, inclusões ou diferentes fases além de ferrita e austenita;

-a microestrutura do material mostra-se fortemente bandeadada no sentido da laminação;

-ambas as ligas apresentam frações volumétricas das fases ferrita e austenita da ordem de 50%, com desvios da ordem de 3 unidades;

-existe maior dureza superficial nas barras originais de ambos os materiais, como resultado do bandejamento da estrutura;

-ambos os materiais apresentam grande resistência mecânica, aliada a grandes ductilidade e tenacidade;

-em termos de resistência mecânica o aço inoxidável dúplex SAF 2507 mostra-se superior ao SAF 2205;



-com relação a fadiga, ambos os materiais apresentam nucleação de várias trincas e propagação destas por vários ciclos;

-ambas as ligas apresentam o fenômeno do amolecimento cíclico, resultado da elevação de temperatura durante o ensaio;

-quanto às propriedades em fadiga, não é possível estabelecer parâmetros de superioridade para nenhuma das ligas em estudo, já que apresentam um comportamento muito semelhante.

Apêndice A- Dano acumulado:

As considerações previamente feitas a respeito de fadiga levam em conta apenas condições estáveis de amplitudes de deformação e frequência constantes, porém na vida prática de engenharia, a maioria dos componentes estão sujeitos a carregamentos com variações nas cargas, nos níveis de tensões e frequências, fatores que vão influenciar na previsão da vida em fadiga deste componente. As teorias que abordam estes efeitos consideram que a fadiga é um processo de acúmulo de dano na estrutura até que se atinja o ponto crítico no qual ocorre a falha mecânica.[12]

A figura 1 esclarece o princípio de cumulatividade dos efeitos. Pode-se notar que se é mantida uma amplitude de tensão constante, o material apresenta uma determinada vida à fadiga. Por exemplo para a tensão σ_1 , o material suportaria 150 ciclos, já para σ_2 , menor que σ_1 , a vida seria de 300 ciclos. Os pontos A e C do gráfico representam 100% da vida útil do material, enquanto os pontos B e D representam a exaustão das propriedades mecânicas, degradadas pelo fenômeno da fadiga. Se houver variação nos níveis de tensão do carregamento, deve-se considerar o efeito percentual de cada nível de tensão nas propriedades para prever a vida em fadiga.

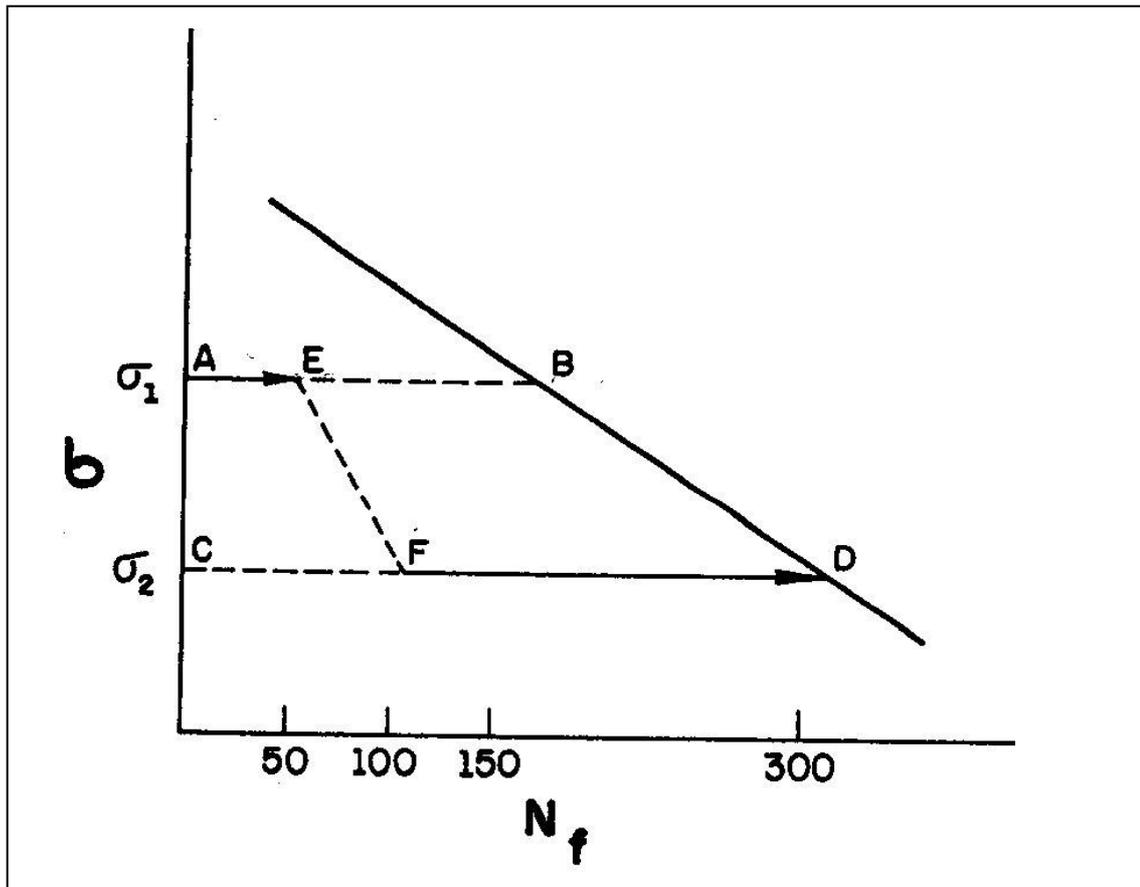


Figura A.1: Acúmulo dos efeitos em carregamentos variáveis.[12]

Por exemplo, como pode ser visto ainda na figura 1, se o carregamento está na tensão σ_1 durante o percurso de “A” a “E”, 30% da vida do material nesta tensão já é perdida. Se agora o carregamento passa a um nível de tensão σ_2 , os mesmos 30% da vida do material consideram-se perdidos, já levando-se como base a vida total que o material teria para um carregamento constante neste nível de tensão. No caso houve uma queda de tensão, porém o método pode ser aplicado também para aumento na tensão do carregamento. Esta regra é conhecida como regra de Palmgren-Miner, que funciona segundo a equação 1,



$$\frac{\sum n_i}{N_i} = 1 \quad (\text{Equação A.1})$$

onde N_i são as vidas a fadiga correspondentes para cada nível de tensões e n_i são os números de ciclos referentes a cada um destes níveis.[12]

Apêndice B- Efeitos da tensão média na componente elástica do comportamento em fadiga:

A tensão média aplicada no carregamento pode ter uma importante influência na resistência à fadiga de um material. Quanto maior é a tensão média aplicada ao material, conseqüentemente tem-se uma maior presença de tensões de tração, as quais são responsáveis pela nucleação e propagação das trincas, fazendo com que diminua a vida em fadiga do componente, como pode ser visualizado na figura B.1 [12].

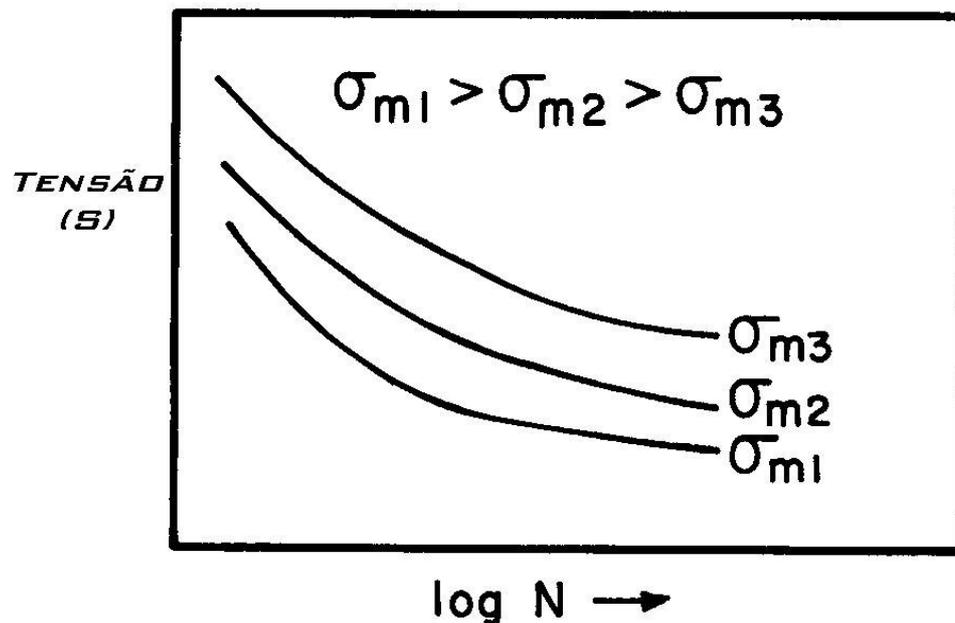


Figura B.1: Efeito da tensão média nas curvas S-N. Nota-se decréscimo na vida a fadiga com o aumento de σ_m . [12]

Sendo σ_f a tensão monotônica máxima para a fratura do material, a figura B.2 representa uma plotagem esquemática da relação “amplitude de

tensão” σ_a versus σ_m . Podemos notar que para $\sigma_m=0$, a amplitude de tensão (σ_a) é máxima e igual a σ_f . Ainda para $\sigma_a=\sigma_f$, a vida à fadiga passa a ser somente um quarto de um ciclo, já que no primeiro pico de amplitude de tensão, a tensão máxima já é atingida, levando o material à fratura.

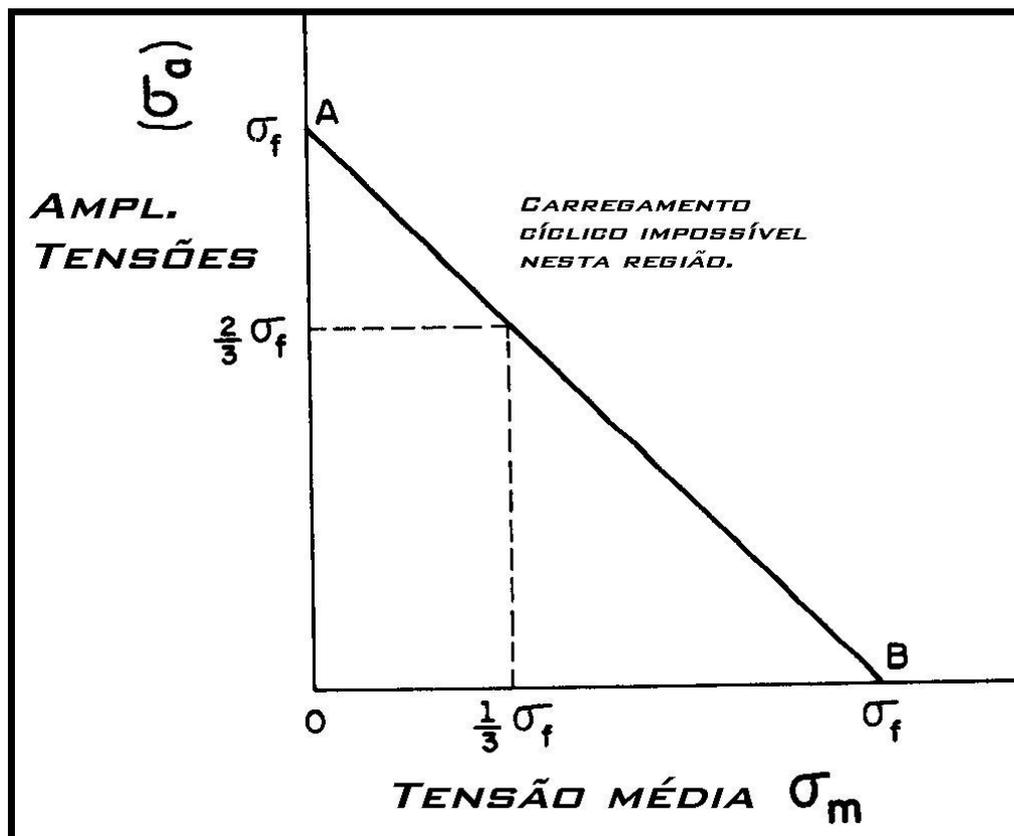


Figura B.2: efeito da tensão média na vida a fadiga.[12]

Para que o material não falhe imediatamente, é imprescindível que a soma $\sigma_m+\sigma_a$ seja menor ou igual a σ_f . Nota-se ainda na figura B.2 que, para a direita e acima da linha AB, não é possível a existência do carregamento



cíclico, já que a somatória das tensões média e amplitude ultrapassaria o limite de resistência do material.[12]

7-Referências Bibliográficas:

[1]- SEDRIKS, A. J. *Corrosion of stainless steels*. John Wiley : NY 1996
2. Ed. Cap. 1 e 2;

[2]-Página da internet- <http://www.nucleoinox.org.br> - consultada em
23/04/02;

[3]-POTGIETER, J. H. CORTIE, M. B. *Determination of the microstructure and alloy element distribution in experimental duplex stainless steels*.
Materials characterization v. 26 1991 p. 155-65;

[4]- LANGEORG, R. *The physical metalurgy of stainless steels*.
Proceedings of international conference on stainless steels, 1991, China,
Japan jun. 1991. p. 11-24.

[5]-MAGNABOSCO, R. *Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço SAF 2205*. Tese (Doutorado em engenharia) –
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de
São Paulo, 2001 p. 98-111;

[6]-“ASM HANDBOOK”- volume 9- “Metallography and Microstructures” p.
288-293.

[7]- ECKENROD, J. J. e PINNOW, K. E. “Effects of chemical composition and thermal history on the properties of alloy 2205 duplex stainless steel”, In: *New developments in stainless steel technology*. Detroit 1984 p.77-87.

[8]- RAYNOR, G. V. e RIVLIN, V. G. *Phase equilibria in iron ternary alloys*
The Institute of Metals, London, 1985 p.316-332;

[9]- SOLOMON, H. D. DEVINE Jr., T. M. *Duplex stainless steels – a tale of two phases*. In: *Duplex stainless steels – conference proceedings*. ASM
Metals Park : Ohio 1982 p. 693-756.



- [10]-AGARWAL, D.C. Duplex stainless steels "The cost effective answer to corrosion problems of major industries." Key Eng. Mater n.2 v.20-28 1988 p.1677-1692
- [11]- Página da internet- http://www.pipesystem.com.br/Artigos-Tecnicos/Aco-Inox/body-aco_inox.html - consultada em 26/04/02;
- [12]- MEYERS, M. A. CHAWLA, K. K. Mechanical Behavior of Materials, Prentice Hall, 1998 1.ed p. 592-636.
- [13]- SURESH, S. *Fatigue of materials* Cambridge Press: Boston 2. Ed. 1998 cap.7.
- [14]- DOWLING, N. E. *Mechanical Behaviour of materials*. Prentice Hall:NJ 1999 2. ed cap 14.
- [15]- MITCHEL, M.R. *Fatigue analysis for design*. 1º seminário internacional de fadiga-SAE Brasil 31 de Outubro de 2001 São Bernardo do Campo-SP p. 1-29.
- [16] ASM Handbook volume 19- "Fatigue and Fracture", 1996. ASM International- The Materials Information Society secção 3 p 227-249.
- [17] Garcia, A; Spim, J; Santos, A. Ensaios dos materiais, 2000. Livros Técnicos e Científicos Editora. p. 129-153.
- [18] <http://www.fei.edu.br/mecanica/LabMat/LabMat.htm>, Notas de aula de ME541-"tração"- 30.jul.2003.
- [19] Norma ASTM E606-92- "*Standard practice for Strain-Controlled Fatigue testing*". P 525-539.
- [20] Stephens, R. L. "*Metal Fatigue in Engineering*". 2.ed Wiley-Interscience Publication USA 2001, p. 95-96.