



INFLUÊNCIA DA GEOMETRIA DE CORPOS-DE-PROVA NA PREVISÃO DE VIDA EM FADIGA DE BAIXO CICLO DE CHAPAS DE AÇO (ARBL) BIFÁSICOS¹

William Naville
Rodrigo Magnabosco
Carlos de Moura Neto

Resumo

A principal causa das falhas mecânicas está relacionada à fadiga. Chapas de aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) bifásicas são de grande interesse para a indústria dos transportes por causa de suas propriedades únicas, as quais permitem produtividade e redução de peso. Dados sobre o comportamento cíclico desses aços são escassos, no entanto esses dados são extremamente importantes para o projeto mecânico. O teste de fadiga por controle de deformação em corpos-de-prova submetidos a forças uniaxiais é um método poderoso para determinação do comportamento cíclico e da vida em fadiga. Foram estudados testes de fadiga por controle de deformação a temperatura ambiente de chapas de aço ARBL bifásicas, e os experimentos com dois corpos-de-prova: um com seção retangular e outro com seção circular lenticular. O comportamento cíclico e a vida em fadiga de uma chapa de aço DP600 foram determinados em ciclos totalmente reversos ($R = -1$). Uma caracterização completa do material foi realizada por meio de análise química, metalografia óptica, ensaio de tração monotônico e teste de dureza. Os resultados de fadiga de baixo ciclo comprovam que os corpos-de-prova de seção retangular superestimam a vida em fadiga em baixo ciclo em relação aos corpos-de-prova de seção circular lenticular. Em fadiga de alto ciclo não há diferenças significativas para os resultados de ambos os corpos-de-prova.

Palavras-chave: Aços ARBL; Teste por controle de deformação; Influência de corpos-de-prova.

SPECIMEN GEOMETRY INFLUENCE ON LOW CYCLE FATIGUE DETERMINATION OF HIGH STRENGTH LOW ALLOY (HSLA) DUAL PHASE STEEL SHEETS

Abstract

The main causes of mechanical failures are related to fatigue. Dual phase high strength low alloy (HSLA) steel sheets are interesting to transportation industries because their unique properties, which permit productivity and weight reduction. Data about the cyclic behavior of these steels are scarce, however these data are extremely important in mechanical design. Strain controlled fatigue testing of test specimens subjected to uniaxial forces is a powerful method to determine the cyclic behavior and fatigue life. Room temperature strain-controlled fatigue (SCF) tests of HSLA dual phase steel sheet have been studied, and experiments were conducted with two specimens: one with rectangular cross section (RCS) and other with circular hourglass cross section (CHCS). The cyclic behavior and fatigue life of DP 600 steels sheet are determined for full reverse cycles ($R = -1$). A complete characterization of the material was performed through chemical analysis, optical metallographic technique, monotonic tension test and hardness test. SCF results show that RCS specimens overestimate lifetime at low cycle fatigue when compared to CHCS specimens. At high cycle fatigue there are no significant differences between RCS and CHCS fatigue life-estimated results.

Keywords: HSLA steels; Strain-controlled fatigue test; Specimen influence.

- ¹ Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- ² Mestrado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica e Eng. Mecânico do Instituto de Pesquisas do Centro Universitário da FEI.
- ³ Doutorado em Engenharia Metalúrgica e Prof. titular do Centro Universitário da FEI.
- ⁴ Doutorado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica e Prof. do Instituto Tecnológico de Aeronáutica - ITA.

1 INTRODUÇÃO

Os aços chamados bifásicos são uma classe de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) que apresentam uma microestrutura com duas fases presentes à temperatura ambiente, aproximadamente 20% de martensita em uma matriz ferrítica. O termo **aço bifásico** refere-se à presença das duas fases: ferrita e martensita. Pequenas quantidades de outros microconstituintes, como bainita, perlita e austenita retida, podem estar presentes. Esses aços possuem propriedades únicas, que incluem um escoamento contínuo, uma baixa tensão para o limite de escoamento, uma alta tensão para o limite de resistência, uma alta taxa de encruamento e um alto alongamento uniforme. Sua alta taxa de encruamento garante um significativo aumento na tensão limite de escoamento mesmo após pouca deformação (3% - 5%). Essa característica, combinada com o alto alongamento uniforme, confere-lhes, na forma de chapas, uma capacidade de conformação equivalente a outros aços de menor resistência. Assim, esses aços são de grande interesse para aplicações que requerem redução de peso, por exemplo, fabricação de automóveis.⁽¹⁾

A principal causa das falhas mecânicas está associada à fadiga.⁽²⁾ Alguns trabalhos foram publicados sobre o comportamento à fadiga de aços bifásicos, de onde se concluiu que os aços bifásicos apresentam uma maior vida em fadiga se comparados aos aços ferríticos-perlíticos em qualquer variação de carregamento que causa fadiga de alto ciclo.^(3,4)

No entanto, dados do comportamento em fadiga dos aços bifásicos são escassos, apesar do fato que toda a informação sobre o comportamento cíclico é necessária na fase inicial do projeto para prever a vida em fadiga de um componente. A curva $\epsilon-N$, onde a amplitude de deformação (ϵ_a) é traçada em função do número de ciclos até a falha (N_f), é considerada a melhor ferramenta para obter dados experimentais durante o carregamento cíclico em materiais metálicos, quando a deformação média é nula.⁽⁵⁾

O objetivo deste trabalho é caracterizar uma chapa de aço DP600 no estado de recebimento por meio do ensaio de fadiga com controle de deformação e ciclos totalmente reversos ($R=-1$). O experimento foi realizado de acordo com a norma ASTM E 606⁽⁶⁾ com duas geometrias de corpos-de-prova: uma de seção retangular (CDPSR) e outra com seção circular lenticular (CDPSCL), as quais podem ser usadas em chapas automotivas de pequena espessura. Esta limitação geométrica não permite o uso de corpos-de-prova convencionais com seção circular de 6,35 mm de diâmetro, os quais são dominantes na geração de dados de fadiga por controle de deformação existentes na literatura aberta.

A microestrutura e as propriedades mecânicas influenciam a vida em fadiga, e por esta razão estas características foram investigadas, permitindo assim, comparações dos dados obtidos neste trabalho com pesquisas futuras.

2 MATERIAL E MÉTODOS

O material usado neste estudo é uma chapa de aço DP600 de 4,2 mm de espessura. A composição química é apresentada na Tabela 1. Trata-se de um aço de baixo teor de C, médios teores de Mn e Si e pequenas adições de outros elementos.

Tabela 1: Composição química do aço analisado (%m)

C	Si	S	Mn	P	Cr	Ni	Mo	Al	Nb	Ti
0,110	0,800	0,003	1,050	0,018	0,068	0,019	0,008	0,035	0,001	0,002

O ensaio de tração monotônico foi realizado de acordo com a norma ASTM E8M,⁽⁷⁾ usando-se seis corpos-de-prova planos retirados no sentido longitudinal da chapa. Foi determinado o limite de escoamento S_e , o limite de resistência S_r , o módulo de elasticidade E , e o alongamento percentual A . O coeficiente de resistência H e o expoente de encruamento n foram determinados por meio da equação de Ramberg-Osgood,^(8,9) apresentada na eq.1:

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \sigma/E + (\sigma/H)^{1/n} \quad (1)$$

A dureza Vickers foi determinada de acordo com a norma ASTM E 384,⁽¹⁰⁾ utilizando um durômetro HMV-2 Shimadzu e carga de 9,81 N. Três corpos-de-prova foram medidos por toda a extensão da espessura e traçado o perfil médio da dureza.

A análise metalográfica foi realizada por meio de um microscópio óptico Leica. O teor de inclusões foi determinado de acordo com a norma ASTM E 45.⁽¹¹⁾ O tamanho de grão médio foi determinado conforme a norma ASTM E 112.⁽¹²⁾ O tamanho de grão médio, G , para 100 campos com aumento de 100X foi medido por meio do *software* Leica - *Metallurgical Imaging Analysis*. A fração volumétrica da fase martensítica também foi determinada por meio do *software* Leica - *Metallurgical Imaging Analysis* em 100 campos com aumento de 200X e em três regiões diferentes: superfície, núcleo e o ponto médio entre a superfície e o núcleo.

Foi realizado o ensaio de fadiga de baixo ciclo com razão de carregamento ($R=-1$). O experimento foi realizado com duas geometrias de corpos-de-prova: uma com seção retangular (CDPSR) e outra com seção circular lenticular (CDPSCL), como mostrado nas Figuras 1 e 2, respectivamente. Foram usinados e ensaiados quinze corpos-de-prova para cada geometria de corpo-de-prova, retirados no sentido longitudinal.

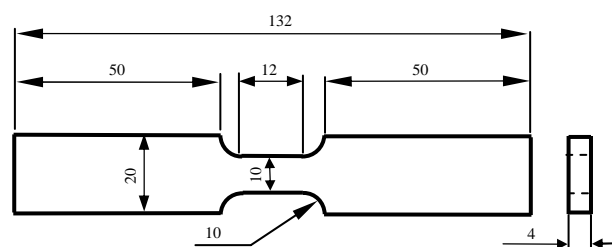


Figura 1: Desenho do corpo-de-prova de seção retangular (CDPSR) utilizado no ensaio cíclico para determinação da vida em fadiga de baixo ciclo. Dimensões em mm.

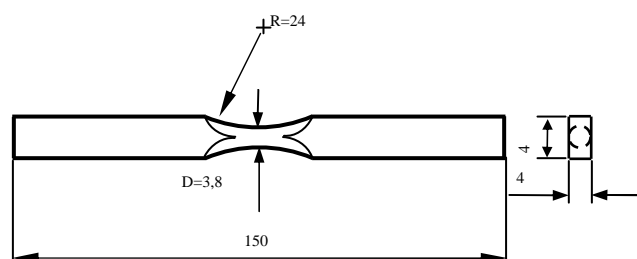


Figura 2: Desenho do corpo-de-prova de seção circular lenticular (CDPSCL) utilizado no ensaio cíclico para determinação da vida em fadiga de baixo ciclo. Dimensões em mm.

O teste cíclico foi realizado em uma máquina universal de ensaios MTS, com ambos os corpos-de-prova CDPSR e CDPSCL, como mostrado nas Figuras 3 e 4, respectivamente. O ensaio foi realizado em cinco níveis de amplitude de deformação total ϵ_a , 0,003, 0,004, 0,005, 0,006 e 0,007. Foram testados três corpos-de-prova em cada nível de carregamento. Os resultados e o controle do ensaio foram obtidos por meio do *software* MTS *cyclic fatigue TestWare*.

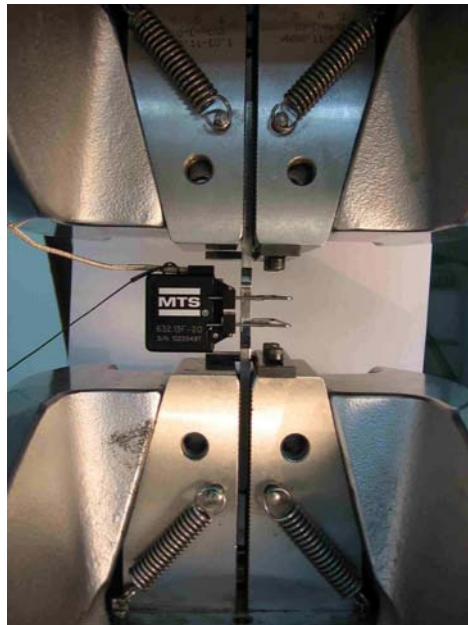


Figura 3: Montagem do CDPSR na máquina de ensaio.



Figura 4: Montagem do CDPSCL na máquina de ensaio.

O coeficiente de resistência cíclico H' e o expoente de encruamento cíclico n' foram calculado pela relação de Ramberg-Osgood modificada,^(2,8,9) mostrada na eq. 2. O valor médio da amplitude de tensão estabilizada para cada nível de deformação plástica foi utilizado para calcular esses parâmetros:

$$\epsilon_a = \sigma_a / E + (\sigma_a / H')^{1/n'} \quad (2)$$

A amplitude de tensão ϵ_a foi traçada em função do número de ciclos até a falha N_f , para cada nível de deformação, resultando em uma curva $\epsilon-N$, permitindo o cálculo do expoente de ductilidade à fadiga c e do coeficiente de ductilidade à fadiga ϵ'_f , bem como do expoente de resistência à fadiga b e do coeficiente de

resistência à fadiga σ'_f , os quais podem ser utilizados na eq. (3) para determinar a vida em fadiga em uma dada deformação.^(2,8,9)

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c. \quad (3)$$

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

As propriedades monotônicas à tração do material são apresentadas na Tabela 2, e o perfil de dureza ao longo da espessura é mostrado na Figura 5.

Tabela 2: Dados de tração obtidos na direção da laminação

E (GPa)	S_e (MPa)	S_r (MPa)	%A
213,0 ± 3,4	415,0 ± 8,7	603,0 ± 11,7	26,7 ± 2,8

As inclusões encontradas no aço puderam ser classificadas como inclusões finas tipo D – Óxido globular série 2 e tipo B - Alumina série 1 ½. O resultado para o tamanho de grão médio, G, foi de 9,7 a 9,9. (entre 12,4 µm e 11,6 µm). A Figura 6 apresenta a estrutura de grãos equiaxiais, levemente encruados, próximo à superfície. O resultado médio do volume da fase martensítica foi de 11%, 13% e 17% na superfície, no ponto intermediário entre a superfície e o núcleo, e no núcleo da chapa, respectivamente. Nota-se que o material estudado apresenta uma típica estrutura de chapas de aço bifásico; um passe de acabamento durante a etapa final de laminação pode explicar o perfil de dureza mostrado na Figura 5, apesar do fato do maior volume da fase martensítica encontrado no núcleo da chapa. Tal caracterização metalográfica é essencial para que os dados de fadiga obtidos neste trabalho possam ser comparados a outros em trabalhos futuros, e foi realizada pois nem sempre na literatura^(13,14) tal caracterização é realizada, dificultando comparações.

Há vários métodos para determinação do comportamento cíclico de materiais de engenharia. Os materiais podem exibir endurecimento ou amolecimento cíclico,^(2,8,9,15) e no ensaio de fadiga por controle de deformação há dados de amplitudes de deformação e de tensão para cada corpo-de-prova. Assim, o método de amplitude de deformação constante foi utilizado para determinar o comportamento cíclico na faixa de deformação total entre 0,003 e 0,007. Esses resultados e o comportamento monotônico nessa faixa de deformação total estão traçados na Figura 7 para ambos os tipos de corpos-de-prova. Nota-se que o material apresenta endurecimento cíclico para os dois tipos de geometrias de corpos-de-prova. Esse resultado está de acordo com o observado na literatura.⁽¹⁶⁾

A Tabela 3 mostra o coeficiente de resistência H' e o expoente de encruamento cíclico n' para ambos os corpos-de-prova, bem como o coeficiente de resistência H e o expoente de encruamento n obtidos no ensaio monotônico. Nota-se que o CDPSCL apresenta maiores valores de H' e n' se comparado ao CDPSR. Observa-se também que H' e n' apresentam maiores valores que H e n , confirmando o encruamento cíclico. A Figura 8 mostra a amplitude de tensão em função do número de ciclos para uma deformação total de 0,005. Nota-se um rápido aumento da tensão nos primeiros ciclos de ensaio para ambos os corpos-de-prova bem como a dispersão na resposta de tensão observada.

A vida em fadiga é apresentada na Figura 9 por meio da amplitude de deformação em função do número de ciclos até a falha N_f usando-se como critério



de falha uma redução de 50% na tensão de tração ou a ruptura do corpo-de-prova, aquilo que ocorrer primeiro. São apresentados os dados de vida em fadiga para ambos os corpos-de-prova em função da deformação plástica e elástica. A Tabela 4 apresenta o expoente de ductilidade à fadiga c e o coeficiente de ductilidade à fadiga ϵ'_f bem como o expoente de resistência a fadiga b e o coeficiente de resistência à fadiga σ'_f para ambos os corpos-de-prova. Nota-se que os corpos-de-prova apresentam diferentes equações para estimar a vida em fadiga. Uma melhor comparação entre estes dados pode ser feita traçando-se um indicador da variação da deformação admissível (eq.4) em função de N_f (Figura 10):

$$\% \text{ variação} = \frac{\epsilon_{a-CDPSR} - \epsilon_{a-CDPSCL}}{\epsilon_{a-CDPSR}} \quad (4)$$

Tabela 3: Coeficiente de resistência e expoente de encruamento

Ensaio	H' (MPa)	n'	H (MPa)	n
CDPSR	825	0,09	--	--
CDPSCL	928	0,10	--	--
Monotônico	--	--	462	0,016

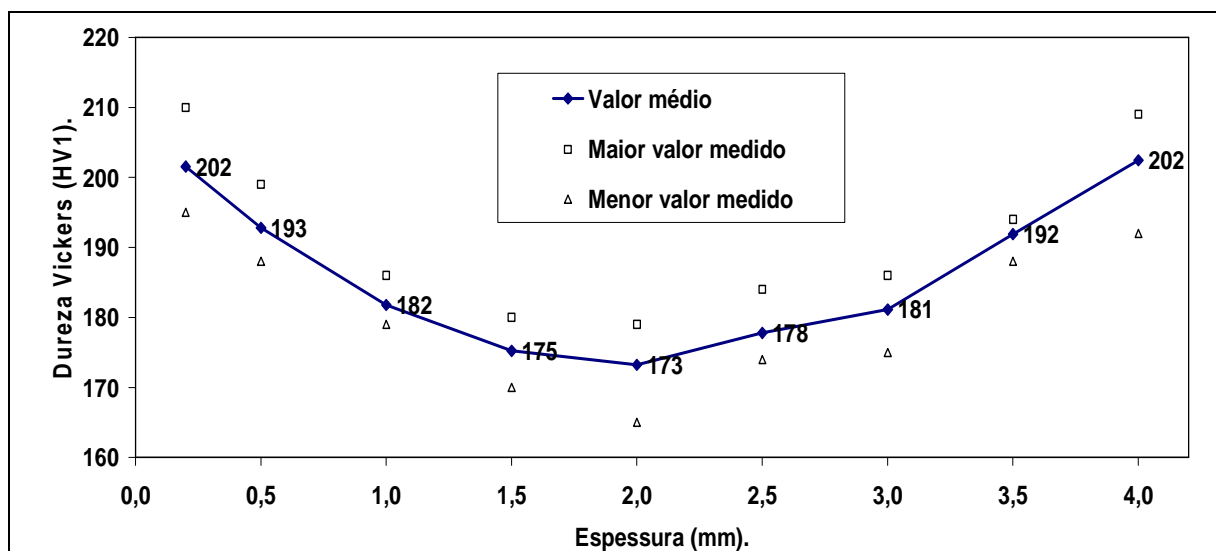


Figura 5: Perfil de dureza Vickers medido ao longo da espessura da chapa.

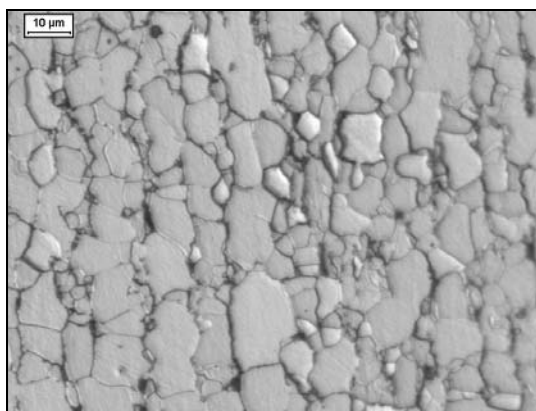


Figura 6: Estrutura de grãos equiaxiais, levemente encruados, próximo à superfície da chapa. Ataque: Nital 2%. Microscópio óptico.

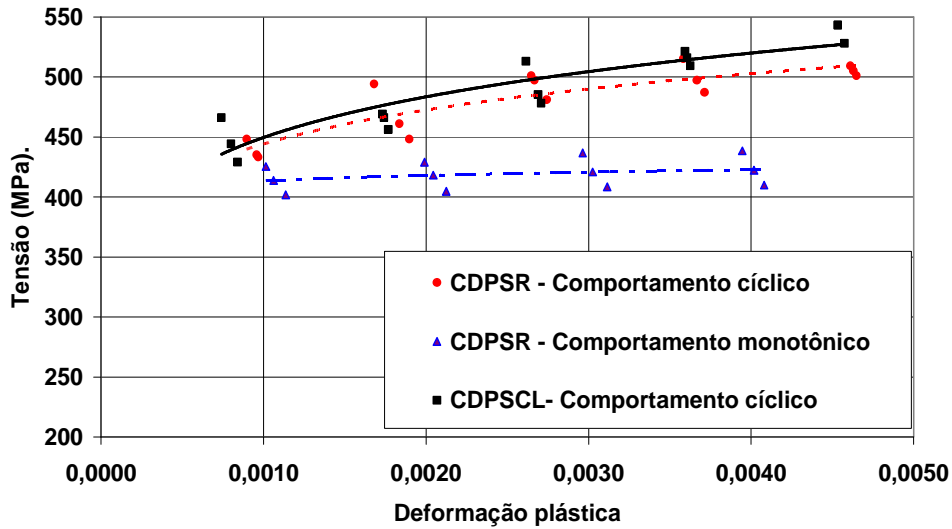


Figura 7: Curva cíclica para valores médios de tensão e deformação cíclica obtidos para cada corpo-de-prova até o início da falha e comportamento monotônico para a faixa de deformação entre 0,003 e 0,007.

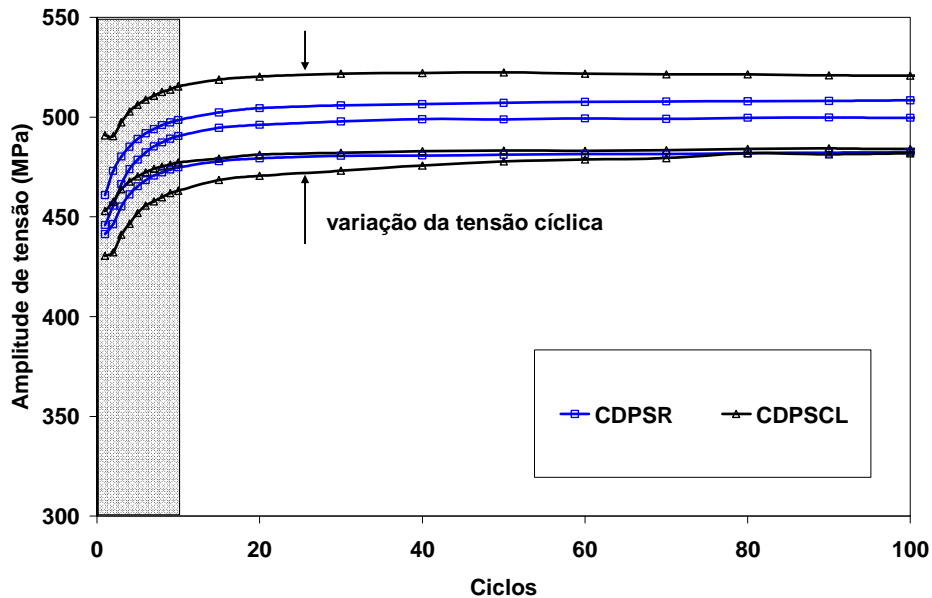


Figura 8: Rápido endurecimento cíclico ocorrido nos primeiros dez ciclos. Amplitude de deformação total de 0,005.

Valores positivos de variação indicam que o corpo-de-prova de seção retangular superestima a vida em fadiga. A análise do resultado revela que não há diferenças significativas para a estimativa de vida por meio da deformação total (variação de $\pm 4\%$) e elástica (variação de -2%); a maior diferença é na estimativa de vida por meio da deformação plástica, em regime de baixo ciclo (variação de 7%). Em uma análise preliminar este resultado parece contraditório, já que o corpo-de-prova retangular teria uma probabilidade maior para o aparecimento de defeitos, uma vez que há um maior volume de material sendo solicitado com a mesma tensão, uma maior superfície para a ocorrência de defeitos e também a presença dos cantos vivos que poderiam agir como concentradores de tensão. No entanto, sob intensa deformação plástica não há tempo para que esta probabilidade se manifeste e, como há um maior volume de material sendo solicitado, há mais fontes



de movimentação de discordâncias permitindo uma melhor tolerância à deformação plástica.

Traçando-se curvas ε - N para uma vida em fadiga de baixo ciclo entre 2.000 ciclos e 4.500 ciclos (Figura 11), fica claro que os dados obtidos para o corpo-de-prova de seção retangular superestimam a vida em fadiga e os corpos-de-prova de seção circular lenticular subestimam a vida em fadiga, ou seja, para uma determinada deformação plástica (0,003) e, utilizando-se os resultados do CDPSR, encontra-se uma estimativa de vida de 3.236 ciclos, e para os resultados do CDPSCL encontra-se uma estimativa de vida de 3.000 ciclos. Como visto na figura, a variação máxima é de aproximadamente 7% e diminui com o aumento do número de ciclos. Assim, o corpo-de-prova de seção retangular pode suportar uma deformação 7% maior que o corpo-de-prova de seção circular lenticular, para uma estimativa de vida de 2.000 ciclos. Analisando-se a Tabela 4 nota-se um bom coeficiente de correlação para os resultados encontrados 0,89 (CDPSR) e 0,96 (CDPSCL). Contudo, há uma menor dispersão dos resultados para o CDPSCL.

Em fadiga de alto ciclo, figura 12, em que a deformação elástica predomina, os coeficientes de correlação para os resultados encontrados foram 0,76 (CDPSR) e 0,81 (CDPSCL); a maior dispersão dos resultados ocorre para o CDPSR. As diferenças geométricas entre os dois corpos-de-prova não influenciam consideravelmente no comportamento à fadiga de alto ciclo, já que os coeficientes de correlação são próximos, e a variação na estimativa da vida em fadiga é pequena (-2%) no ponto de transição baixo/alto ciclo e 1% para 10^6 ciclos.

Em geral, os resultados para o CDPSCL demonstram um melhor coeficiente de correlação para o modelo proposto na eq. 3.

Tabela 4: Expoente de ductilidade à fadiga c , coeficiente de ductilidade à fadiga ε'_f , expoente de resistência à fadiga b e coeficiente de resistência a fadiga σ'_f

Corpos-de-prova	σ'_f (MPa)	b	R^2	ε'_f (mm/mm)	c	R^2
CDPSR	894	-0,0687	0,76	1,78	-0,7277	0,89
CDPSCL	940	-0,0719	0,81	1,04	-0,6714	0,96

A Tabela 5 apresenta os valores calculados para H' e n' e para o ponto de transição, N_t calculados de acordo com as equações 5, 6 e 7, respectivamente.^(7,8) Nota-se que os resultados calculados para o coeficiente de resistência cíclico H' e expoente de encruamento cíclico n' para ambos os corpos-de-prova estão de acordo com os resultados experimentais. O ponto de transição (Figura 13), está de acordo com o indicado por outras referências (4.455 ciclos).^(17,18)

Em geral, os resultados indicam que em baixo ciclo, onde a deformação plástica é alta, os dados provenientes de cada geometria de corpo-de-prova apresentam diferenças. Em alto ciclo, onde a deformação plástica é mínima, as diferenças entre os dados provenientes de cada geometria de corpo-de-prova são menores.

$$N_t = \frac{1}{2} \left(\frac{\sigma'_f}{\varepsilon'_f E} \right)^{\frac{1}{c-b}} \quad (5)$$

$$n' = \frac{b}{c}, \quad (6)$$

$$H' = \frac{\sigma'_f}{(\epsilon'_f)^{b/c}} \quad (7)$$

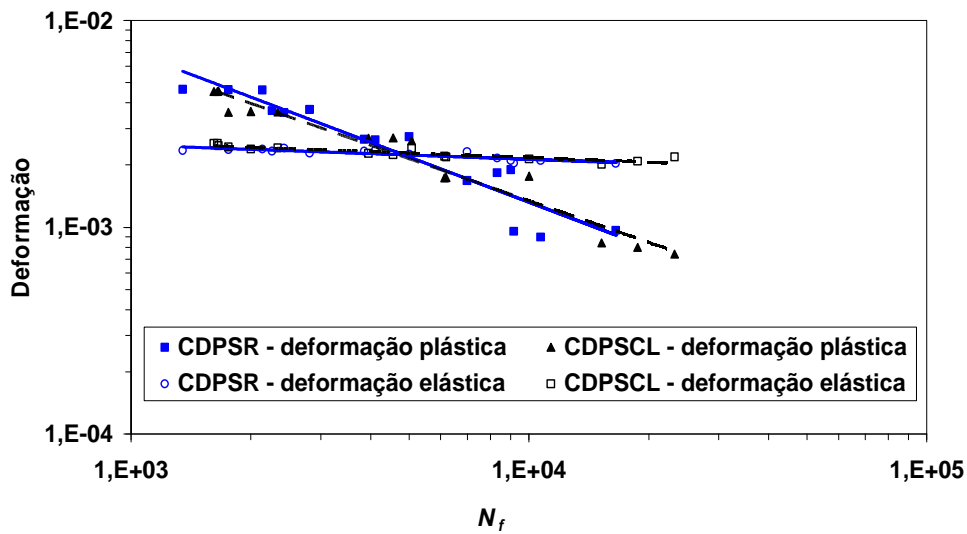


Figura 9: Dados de fadiga de baixo ciclo para ambos os corpos-de-prova em função do número de ciclos até a falha. Deformações plástica e elástica.

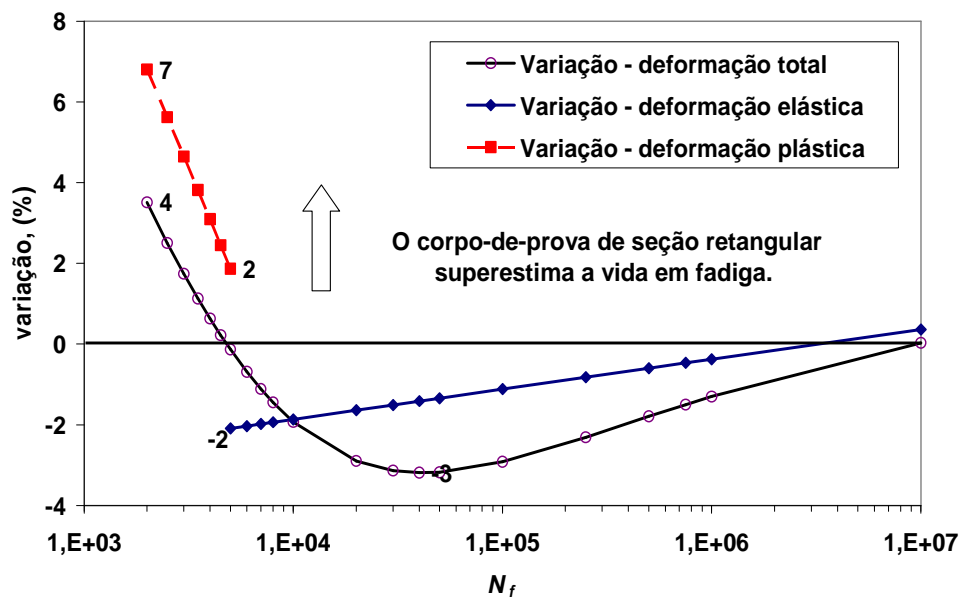


Figura 10: Variação da estimativa de vida em fadiga em termos de variação de deformações admissíveis entre os corpos-de-prova.

Tabela 5: Coeficiente de resistência cíclico, expoente de encruamento cíclico e o ponto de transição, N_t calculados para ambos os corpos-de-prova

Corpos-de-prova	Calculado		
	H' (MPa)	n'	N_t (ciclos)
CDPSR	847	0,09	4.853
CDPSCL	936	0,11	4.530

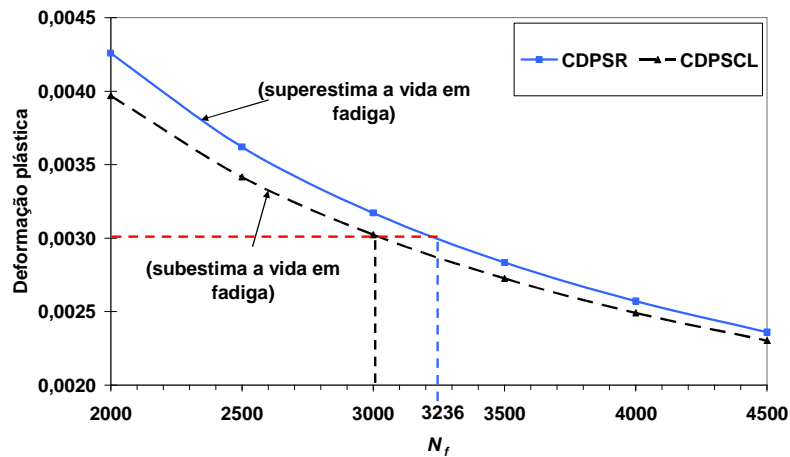


Figura 11: Comparação da estimativa de vida em fadiga para ambos os corpos-de-prova entre 2.000 e 4.000 ciclos.

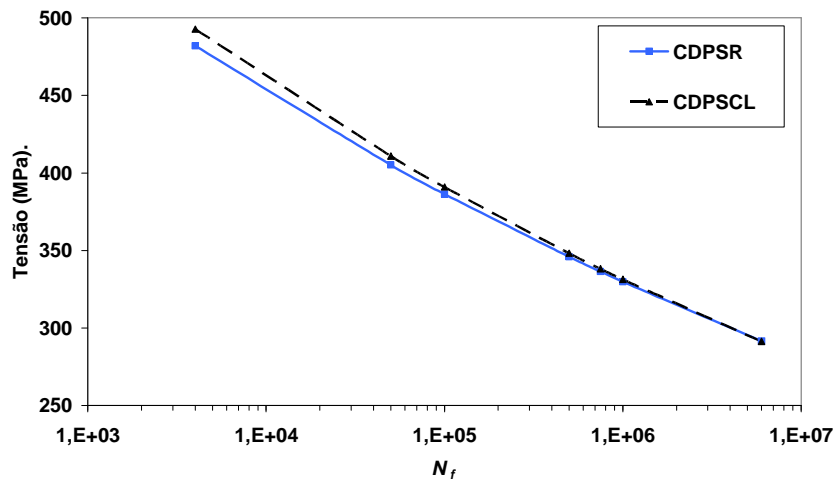


Figura 12: Comparação da estimativa de vida em fadiga para ambos os corpos-de-prova. Alto ciclo.

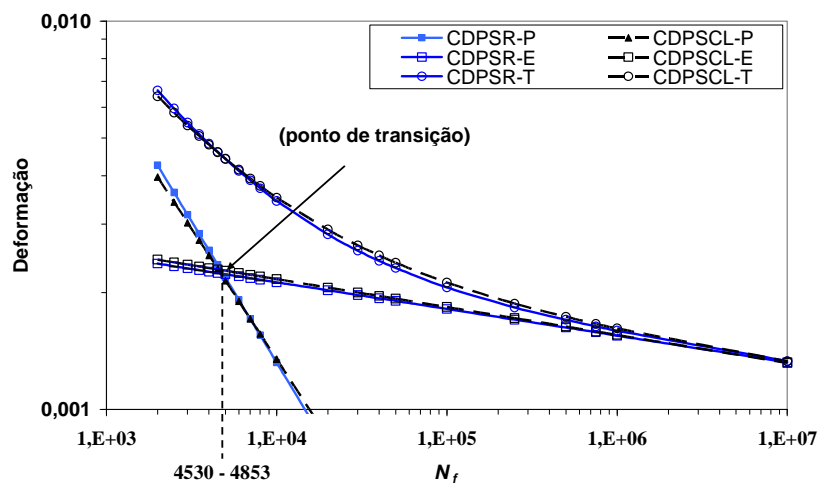


Figura 13: Ponto de transição entre fadiga de baixo ciclo (predominância de deformações plásticas) e de alto ciclo (predominância de deformações elásticas).

4 CONCLUSÕES

- O material estudado apresenta endurecimento cíclico para ambos os corpos-de-prova CDPSR e CDPSCL. Os corpos-de-prova de seção circular lenticular (CDPSCL) apresentam um maior endurecimento cíclico do que os corpos-de-prova de seção retangular (CDPSR). Assim, os resultados indicam que os fatores geométricos influenciam o comportamento cíclico.
- Em fadiga de baixo ciclo o corpo-de-prova de seção retangular superestima a vida em fadiga. Nota-se que a variação máxima é aproximadamente 7%. O corpo-de-prova de seção circular lenticular fornece uma estimativa mais conservadora na estimativa de vida em baixo ciclo.
- Em alto ciclo, não há diferenças significativas entre a estimativa da vida em fadiga para ambas as geometrias dos corpos-de-prova.
- Há boa correlação entre o coeficiente de resistência cíclico H' e o expoente de encruamento cíclico n' para ambas as geometrias de corpos-de-prova.
- Os corpos-de-prova de seção circular lenticular (CDPSCL) demonstram ser mais indicados para uma abordagem mais conservadora na previsão da vida em fadiga de um componente que trabalha no regime plástico ou apresenta uma geometria complexa com pontos de concentração de tensões, os quais em geral apresentam restrição à deformação. Destaca-se ainda o fato que estes corpos-de-prova apresentam menor dispersão nos resultados.

Agradecimentos

Esta pesquisa foi possível devido à dedicação em pesquisa e desenvolvimento de duas Instituições, ITA – Instituto Tecnológico de Aeronáutica e IPEI – Instituto de Pesquisas e Estudos Industriais da Fundação Educacional Inaciana Padre Sabóia de Medeiros – FEI, às quais os autores expressam os seus agradecimentos.

Referências

- 1 SPEICH, G. R. Physical metallurgy of dual-phase steels: **Fundamentals of Dual-Phase Steels**, TMS/AIME, New York, p. 3-45, 1981.
- 2 MANSON, S.S.; HALFORD, G.R. **Fatigue and durability of structural materials**. Ohio: ASM International, 2006.
- 3 MAGNABOSCO, Rodrigo. Comparativo da vida em fadiga de dois aços ARBL para estampagem de rodas automotivas. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM - INTERNACIONAL, 57. 2002. Belo Horizonte. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS. 57º Congresso Anual da ABM – Internacional. **Anais eletrônicos CD-ROM**, 22 a 25 de julho de 2002 - São Paulo. São Paulo: ABM, 2002.
- 4 OKAYASU, M. *et al.* Fatigue properties of ultra-fine grained dual phase ferrite/martensite low carbon steel. **International Journal of Fatigue**. Amsterdam: Elsevier, 2008. v. 30, p. 1358-1365. Disponível em: <www.sciencedirect.com>. Acesso em: 20 out. 2009.
- 5 SALERNO, G.; MAGNABOSCO, R.; MOURA NETO, C. Mean strain influence in low cycle fatigue behavior of AA7175-T1 aluminum alloy. **International Journal of fatigue**. v. 29, p. 829-835, 2007.
- 6 *American Society for Testing and Materials*, **E 606-04**: Standard practice for strain-controlled fatigue testing. Philadelphia, 2004.
- 7 *American Society for Testing and Materials*, **E 8M-04**: Standard test methods for tension testing of metallic materials [Metric]. Philadelphia, 2004.

- 8 STEPHENS, R. L. *et al.* **Metal fatigue in engineering**. 2 ed. New York: John Wiley, 2001.
- 9 DOWLING, N. E. Mechanical behavior of materials: **Engineering methods for deformation, fracture, and fatigue**. 2. ed. New Jersey: Prentice Hall, 1998.
- 10 *American Society for Testing and Materials*, **E 384-08**: Standard test method for microindentation hardness of materials, Philadelphia, 2008.
- 11 *American Society for Testing and Materials*, **E 45-05**: Standard test methods for determining the inclusion content of steel, Philadelphia, 2005.
- 12 *American Society for Testing and Materials*, **E 112-96**: Standard test method for determining average grain size. Philadelphia, 1996 (Reapproved 2004).
- 13 OKAYASU, M. *et al.* Fatigue properties of ultra-fine grained dual phase ferrite/martensite low carbon steel. **International Journal of Fatigue**. Amsterdam: Elsevier, 2008. v. 30, p. 1358-1365. Disponível em: <www.sciencedirect.com>. Acesso em: 20 out. 2009.
- 14 GUSTAVSSON, Anders; LARSSON, Mats; MELANDER, Arne. Fatigue life of pressed steel sheet components. **International Journal of Fatigue**. Great Britain, 1997. v. 19. Disponível em: <www.sciencedirect.com>. Acesso em 20 out. 2009.
- 15 SURESH, S. **Fatigue of materials**: 2. ed. Cambridge: Cambridge University, c1998.
- 16 HADIANFARD, M. J. Low cycle fatigue behavior and failure mechanism of a dual-phase steel. **Materials Science and Engineering**. Amsterdam: Elsevier, 2009. v. A499, p. 493–499. Disponível em: <www.elsevier.com/locate/msea>. Acesso em: 4 set. 2009.
- 17 LE, Q. *et al.* Effect of prestrain paths on mechanical behavior of dual phase sheet steel. **International Journal of Fatigue**. Amsterdam: Elsevier, 2009. v. 31, p. 607–615. Disponível em: <www.elsevier.com/locate/ijfatigue>. Acesso em 1 set. 2009.
- 18 CHAKRABORTI P. C.; MITRA M. K. Room temperature low cycle fatigue behaviour of two high strength lamellar duplex ferrite–martensite (DFM) steels. **International Journal of Fatigue**. Amsterdam: Elsevier, 2005. v. 27, p. 511-518. Disponível em: <www.elsevier.com/locate/ijfatigue>. Acesso em 1 set. 2009.