

AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO EM FADIGA DE AÇOS PARA APLICAÇÃO EM RODAS AUTOMOTIVAS NA ARCELOR MITTAL TUBARÃO¹

Charles de Abreu Martins²
Vanessa Gomes Santana²
Júlio Cezar Bellon³
Leonardo Barbosa Godefroid⁴

Resumo

A ArcelorMittal Tubarão iniciou o desenvolvimento de aços para rodas em 2002 com a partida do Laminador de Tiras a Quente. Primeiramente, foram os aços para rodas pesadas utilizando aços carbono-manganês e depois partiu para rodas finas, necessitando de um aprimoramento tanto no projeto de liga quanto nos parâmetros de processo, visando obter microestrutura cada vez mais refinada. O mercado de autopeças, assim como todo o mercado automobilístico, vem exigindo das indústrias um grande desenvolvimento, visando obter materiais com resistência mecânica cada vez mais elevada e com espessuras menores, sem perda de desempenho, especialmente segurança e conforto do passageiro. Essa estratégia gera melhor eficiência no consumo de combustível, trazendo ganho de energia e atendimento às restrições ambientais. Este trabalho apresenta os resultados da avaliação do comportamento em fadiga de três aços, sendo dois com estrutura ferrita-perlita, diferenciando teores de manganês e nióbio, e um terceiro aço com estrutura ferrita-bainita. Os resultados mostraram que os três aços apresentaram desempenho diferenciado, sendo todos aprovados para os requisitos da aplicação.

Palavras-chave: Rodas automotivas; Fadiga; Aços alta resistência baixa liga.

EVALUATION OF THE FATIGUE PERFORMANCE OF STEEL FOR WHEELS AT ARCELORMITTAL TUBARÃO

Abstract

ArcelorMittal Tubarão started the development of steels for wheels in 2002, when the hot strip mill started operating. Initially, with steels for heavy wheels with carbon-manganese and later with the development of steels for light wheels, requiring adjustments in the chemical composition as well as in the process parameters in order to obtain a controlled microstructure. The autoparts segment, as well as all the automotive market, have been demanded a developing to obtain high strength and low thickness in these steels, without loss performance, especially security and comfort of the passenger. This strategy obtains a better efficiency in the fuel consumption, bringing profit of energy and attendance to the ambient restrictions. This paper shows the fatigue test results from three steels, two ferrite-perlite, with manganese and niobium in different percentage and one ferrite-bainite. The results showed different performances for each steel, which were approved for the customer's requirements.

Key words: Automotive wheels; Fatigue; High strength and low alloy steels.

¹ *Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil*

² *Especialistas do Departamento de Metalurgia e Planejamento da Produção da ArcelorMittal Tubarão.*

³ *Especialista do Departamento de Placas, Bobinas a Quente e Chapas da ArcelorMittal Tubarão.*

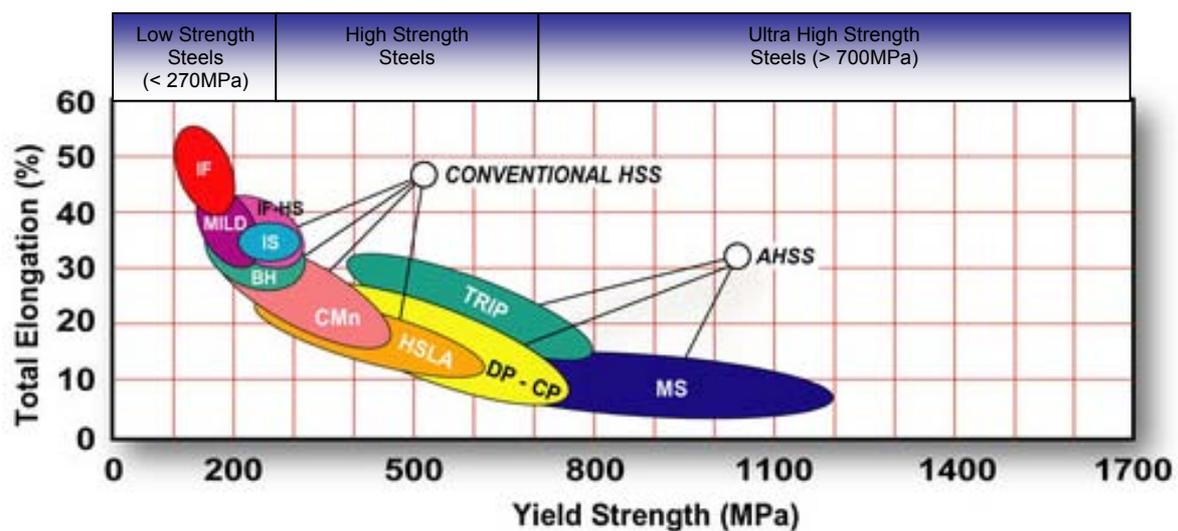
⁴ *Engenheiro Metalúrgico, M.Sc., D.Sc., Professor da REDEMAT/UFOP- MG.*

1 INTRODUÇÃO

As preocupações com a questão da crise energética e a crescente conscientização ecológica mundial forçaram a indústria automobilística a aperfeiçoar o projeto de seus veículos no sentido de reduzir o consumo de combustível tornando-os mais econômicos e menos poluentes.

Uma das maneiras de se aumentar o rendimento energético dos automóveis, sem comprometer seu desempenho, foi a redução de seu peso. Isso motivou a utilização de materiais mais leves nos veículos. Desse modo, novos tipos de aços vêm sendo desenvolvidos, com o objetivo de se aliar elevada resistência mecânica, garantindo o desempenho e segurança do veículo, e conformabilidade.

A nível internacional, o consórcio chamado de “ULSAB-AVC – UltraLight Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concepts”,^(1,2) reuniu na última década importantes empresas siderúrgicas, com o objetivo de se proporem novos aços para aplicações automotivas. Um documento publicado a partir deste consórcio (ULSAB-AVC), mostra a existência de inúmeros aços capazes de atender às especificações para a indústria automotiva. Nota-se também que, para este setor, o conceito de elevada resistência mecânica se estende a um limite de escoamento entre 270 MPa a 700 MPa. A Figura 1 apresenta alguns dos aços propostos pelo referido consórcio, correlacionando a sua resistência mecânica com a sua formabilidade.



Low Strength steels: aços de baixa resistência; High Strength steels: aços de alta resistência; Ultra High Strength steels: aços de ultra alta resistência; Elongation: alongamento total; Yield Strength: limite de escoamento

Figura 1 – Relação entre alongamento e Limite de Escoamento dos aços de baixa Resistência, aços convencionais e avançados de alta resistência.

O desenvolvimento de aços para rodas torna-se atrativo devido ao fato de ter alto consumo anual, além de possuírem alto valor agregado.

A partir disso, a ArcelorMittal Tubarão decidiu dar continuidade ao desenvolvimento de aços para rodas leves seguindo a linha dos aços com microestrutura controlada.

A avaliação das características comportamentais de peças que constituem componentes estruturais de automóveis, como rodas, é fundamental para se estimar a vida útil das mesmas, bem como para se estabelecer as condições de manutenção e reposição das partes danificadas.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia estabelecida seguiu a complexidade dos projetos de qualidade, iniciando com os aços carbono-manganês. Em seguida partiu para o carbono-manganês-nióbio, ambos com microestrutura ferrita-perlita. Por fim seguiu-se para o aço com microestrutura ferrita-bainita. As composições químicas estão apresentadas na Tabela 1.

O desenvolvimento de cada uma das especificações citadas na Tabela 1 iniciou-se com a produção na ArcelorMittal Tubarão de um lote experimental, análises internas, seguido de processamento no cliente e análise dos resultados finais obtidos. As análises do comportamento em fadiga foram realizadas junto à REDEMAT e em paralelo ao desenvolvimento na escala industrial.

Os ensaios mecânicos foram compostos por ensaios de tração, (corpo de prova de acordo com NBR6673, base 50mm)⁽³⁾ longitudinal à direção de laminação, determinando-se os valores de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e alongamento (AL) e testes de dobramento a 180°, transversal à direção de laminação. Os corpos de prova das especificações analisadas foram avaliados na espessura de 3,6 mm.

Os ensaios metalográficos foram compostos de análise via microscopia ótica e eletrônica de varredura.

Os ensaios de fadiga foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS de 10t, com aquisição de dados por computador, de acordo com Normas da ASTM,⁽⁴⁾ com uma frequência de 30 Hz, na temperatura de 25°C, numa razão R entre tensões de 0,1. Foram utilizados três corpos-de-prova para cada nível de carregamento cíclico. As superfícies de fratura foram analisadas em um microscópio eletrônico de varredura JEOL, com analisador EDS.

Tabela 1 – Composições químicas estabelecidas para os aços desenvolvidos para rodas com microestrutura controlada (% em peso).

Aço	Aplicação	Composição Química (%)						
		C	Mn	Si	P	S	Al	Nb
carbono-manganês (ferrita-perlita)	Aro/Disco Passeio e Utilitário	0,18 Máx	0,80 Máx	0,10 Máx	0,025 Máx	0,025 Máx	0,010 ~ 0,060	
carbono-manganês- nióbio (ferrita-perlita)	Aro/Disco Passeio e Utilitário	0,12 Máx	1,10 Máx	0,15 Máx	0,025 Máx	0,010 Máx	0,010 ~ 0,060	0,090 Máx
carbono-manganês- nióbio (ferrita-bainita)	Aro/Disco Passeio e Utilitário	0,14 Máx	1,60 Máx	0,18 Máx	0,025 Máx	0,006 Máx	0,010 ~ 0,060	0,070 Máx

Os projetos de liga estabelecidos na Tabela 1 visaram o atendimento dos valores definidos para estas especificações, que se encontram na Tabela 2.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas exigidas para aços desenvolvidos para rodas com microestrutura controlada.

Aço	Propriedade Mecânica			Dobramento (180°)
	LE (Mpa)	LR (Mpa)	Along (%)	
			Min b50	
carbono-manganês (ferrita-perlita)	240 ~ 340	390 ~ 520	24	1,5e
carbono-manganês- nióbio (ferrita-perlita)	410 ~ 510	480 ~ 580	22	0,5e
carbono-manganês- nióbio (ferrita-bainita)	450 ~550	550~650	23	1,0e

Para atender aos requisitos da aplicação, utiliza-se aços microligados e, de acordo com o projeto, a ArcelorMittal Tubarão optou por utilizar o nióbio como um elemento endurecedor principalmente por refino de grãos e precipitação.

O nióbio tem um produto de solubilidade que admite dissolução substancial de carbonitreto de nióbio somente em temperaturas elevadas. Em baixas temperaturas, na faixa austenítica, mostram uma solubilidade restrita, de tal sorte que o endurecimento por precipitação não é observado. Os carbonitreto não dissolvidos nestas temperaturas atuam como um efetivo refinador de grão. A mudança significativa na dissolução dos carbonitreto entre elevadas e baixas temperaturas (1.300°C e 900°C) na faixa de temperatura austenítica, provoca substancial precipitação induzida por deformação em temperaturas abaixo de 1.000°C, e produz o que é argumentado como sendo o efeito mais peculiar do nióbio nos aços, isto é, o significativo retardamento da recristalização nestas temperaturas.⁽⁵⁾

Os aços ferrita-bainita possuem como microestrutura uma matriz ferrítica contendo como segunda fase a bainita (agregados finos de ripas de ferrita e partículas de cementita). A bainita nos aços apresenta uma resistência mecânica excelente associada à uma boa ductilidade. Esta resistência mecânica é devida, em particular, ao estado muito disperso dos precipitados de carboneto. A bainita pode ser formada durante tratamentos anisotérmicos com altas taxas de resfriamento para impedir a formação de perlita, sem no entanto formar martensita.⁽⁶⁻¹⁰⁾

Demandas para o projeto de qualidade do aço ferrita-bainita:⁽⁶⁻¹⁰⁾

- ✓ Adição de elementos de liga que aumentem a temperabilidade. Em geral, manganês e nióbio, pela excelente relação custo / benefício. O aumento da temperabilidade permite a obtenção da bainita, utilizando a taxa de resfriamento usual em um LTQ (da ordem de 40 °C/s);
- ✓ Temperatura de bobinamento baixa. Em geral, entre 400 e 500 °C. A temperatura de bobinamento precisa ser abaixo da temperatura de início de transformação bainítica (função da composição química). Em geral da ordem de 500 °C;

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

As Figuras 2, 3 e 4 apresentam as microestruturas dos aços estudados, nas três direções. Pode-se observar que o aço bainítico possui um tamanho de grão menor do que os outros aços, devido ao processamento termo-mecânico adotado para sua produção. Observa-se também que o aço C-Mn-Nb apresenta um tamanho de grão menor do que o aço C-Mn, confirmando a ação do elemento nióbio no refino de grão da microestrutura.

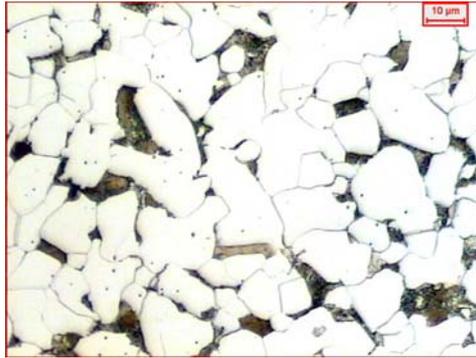


Figura 2 – Aço C-Mn. Aumento 1000X – ataque Nital 2% - seção transversal

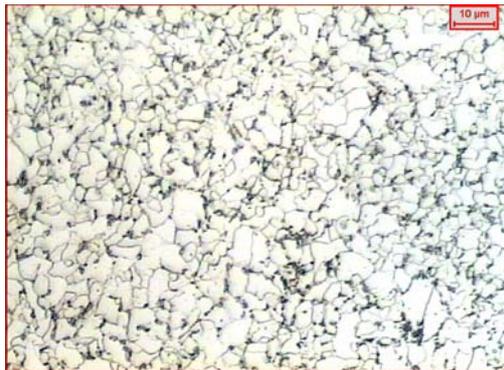


Figura 3 – Aço C-Mn-Nb. Aumento 1000X – ataque Nital 2% - seção transversal



Figura 4 – Aço ferrita-bainita. Aumento 1000X – ataque Nital 2% - seção transversal

Uma vez que o microscópio óptico não conseguiu revelar de forma adequada a microestrutura bainítica, utilizou-se o MEV para esta caracterização. A Figura 5 mostra os resultados obtidos. Observa-se uma microestrutura ferrita-bainita com aproximadamente 15% de bainita na matriz. As regiões circuladas em vermelho mostram algumas regiões com a formação da bainita.

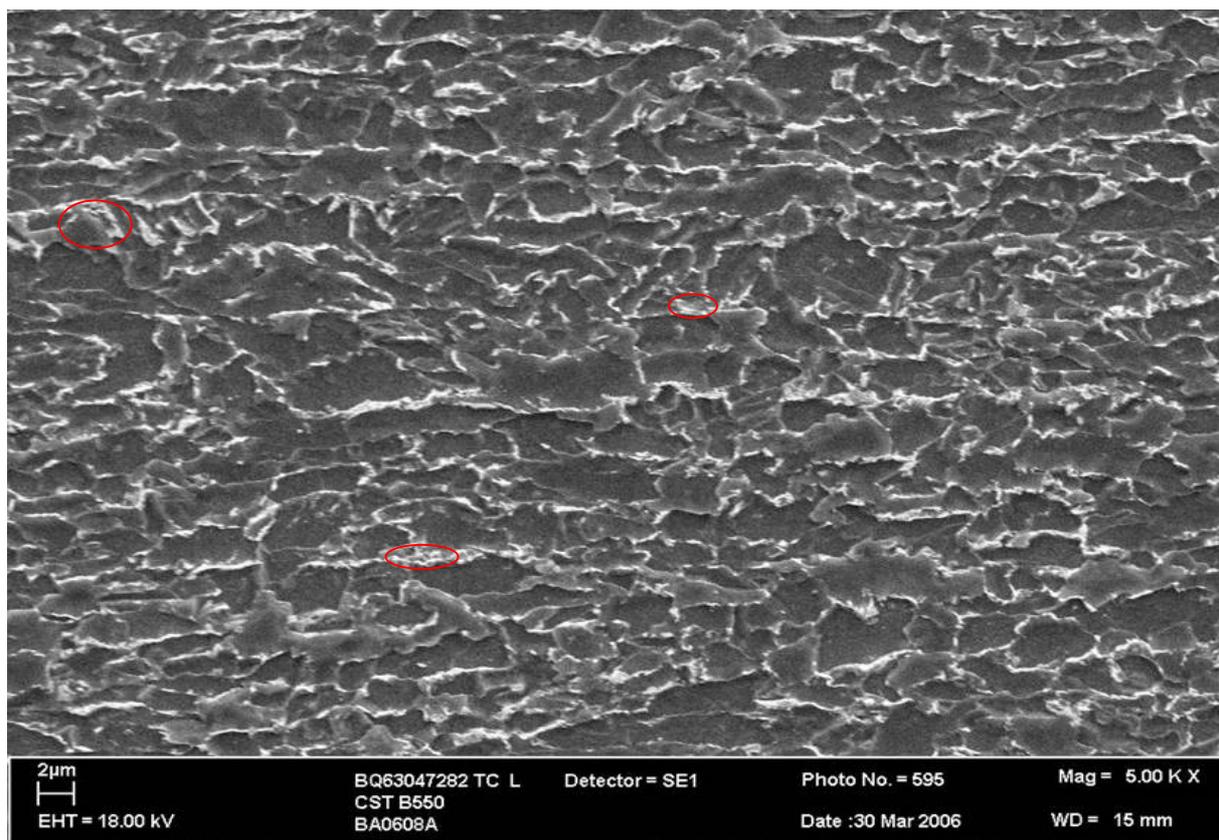


Figura 5 – Aço ferrita-bainita. Aumento 5000X – ataque Picral 4% e Nital 2% - seção transversal

A Tabela 3 mostra algumas propriedades importantes retiradas das curvas de tração. Observa-se a maior resistência mecânica e menor ductilidade do aço bainítico, em comparação com os outros aços. O aço bainítico tem maior resistência mecânica em função dos mecanismos de endurecimento por solução sólida, precipitação, refino de grão e transformação de fase.

Tabela 3: Propriedades mecânicas de tração dos aços estudados.

Amostra	Escoamento (MPa)	Resistência (MPa)	Escoamento/Resistência	Deformação (%)
C-Mn	358	427	0,84	50,0
Microligado	411	542	0,76	42,5
Bainítico	470	598	0,79	40,0

O comportamento em fadiga está apresentado na Figura 6. As linhas horizontais tracejadas superiores referem-se aos respectivos limites de resistência em tração dos aços estudados. A linha vertical correspondente a um valor de número de ciclos igual a 10^7 que indica o valor do limite de fadiga, de acordo com a Norma ASTM E-466. As curvas são tendências de comportamento, na forma de decaimento exponencial.

Observa-se que o aço ferrita-bainita apresentou uma resistência por fadiga superior à dos outros aços. No regime de fadiga de alto ciclo, conforme mostra a Figura 6, existe uma tendência da resistência por fadiga do aço ferrita-bainita se igualar ao aço microligado ferrita-perlita. Esta ocorrência será foco dos próximos estudos.

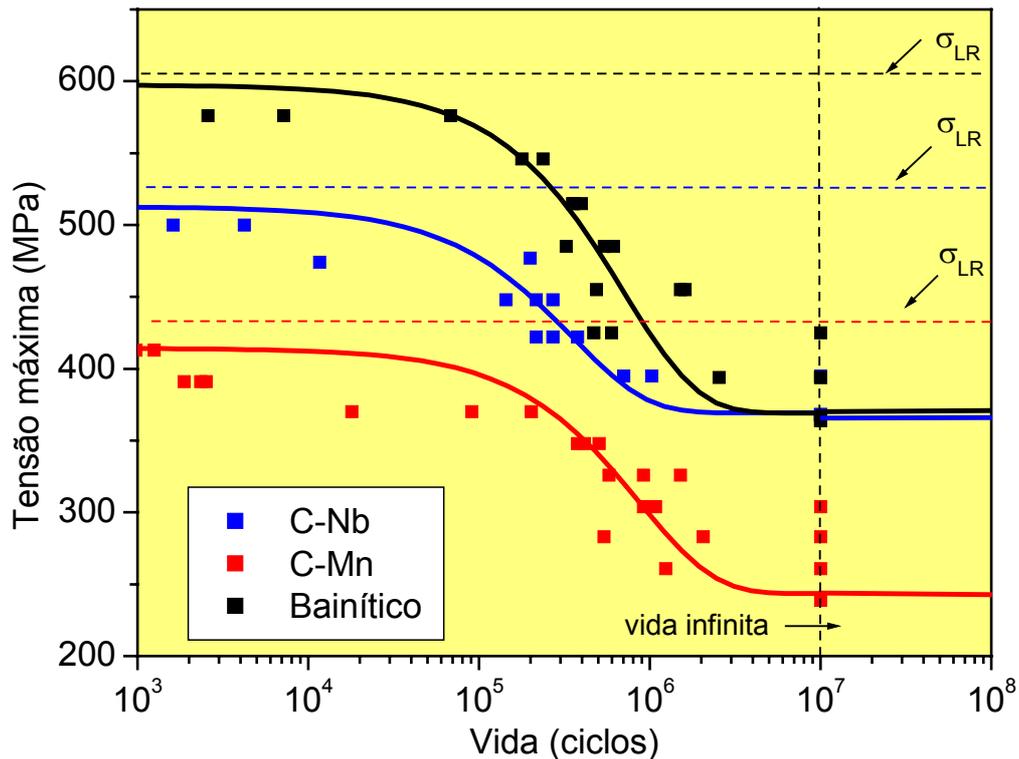
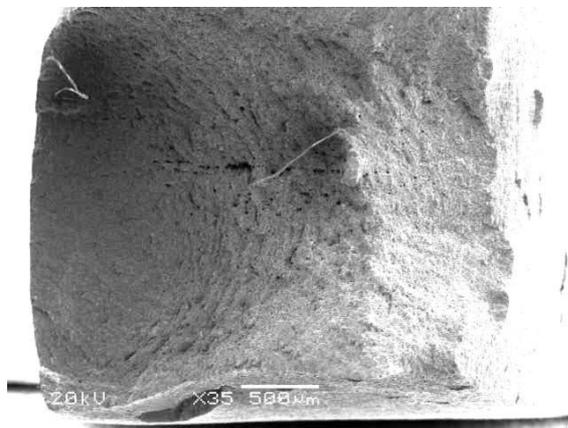
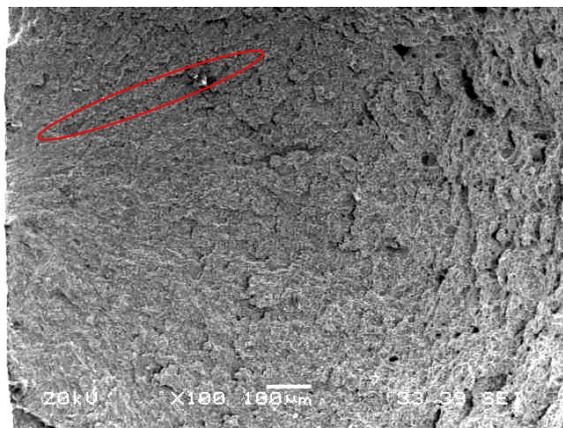


Figura 6: Curvas tensão máxima de fadiga versus número de ciclos para fratura dos aços estudados.

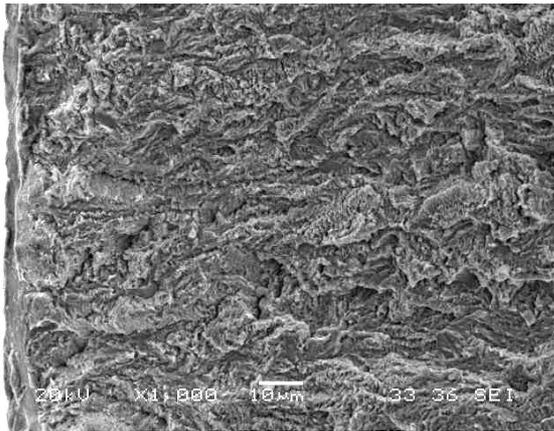
A análise fraturográfica realizada nos três aços revelou a iniciação de trinca sempre em uma das bordas dos corpos-de-prova, com mecanismo cristalográfico. A propagação de trinca por fadiga mostrou, ainda que levemente, a presença de estrias (para melhor visualização foram circuladas em vermelho algumas regiões com a ocorrência das estrias de fadiga, Figuras 7b, 8b e 9b). Estas características são apresentadas nas Figuras 7-9, para alguns níveis de carregamento particulares. Para o aço C-Mn, observa-se que o nível de carregamento maior induz a uma fratura semelhante ao verificado no ensaio de tração, uma vez que o carregamento é relativamente elevado. Por outro lado, para o nível de carregamento menor, a fratura apresenta uma região típica de fadiga, seguindo ao rasgamento por tração. Já para os outros aços, observa-se nos dois níveis de carregamento, a região de fadiga e a região de tração, uma vez que eles são mais resistentes à fadiga do que o aço C-Mn.



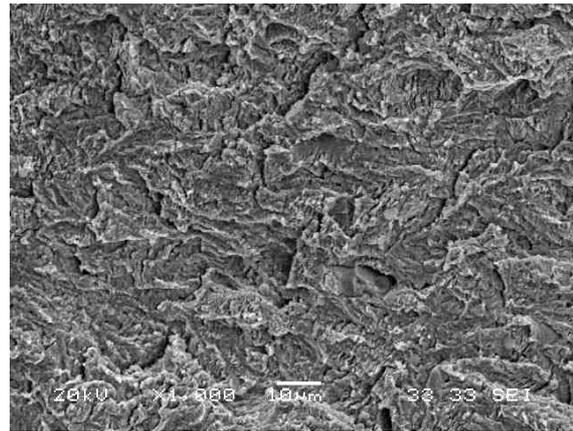
(a)



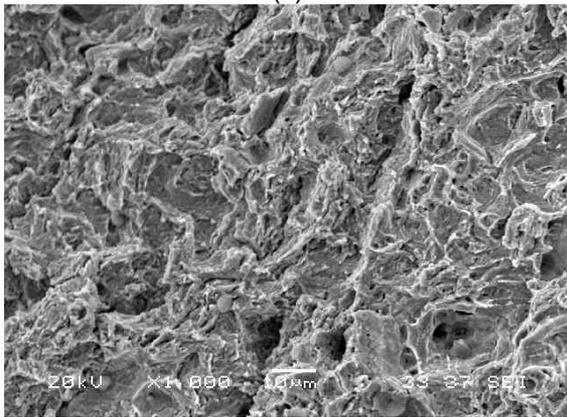
(b)



(c)

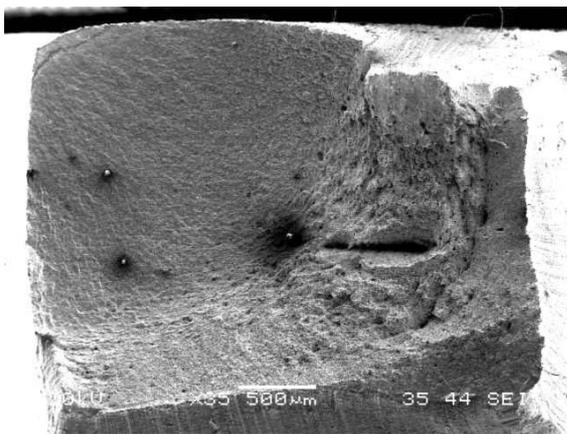


(d)

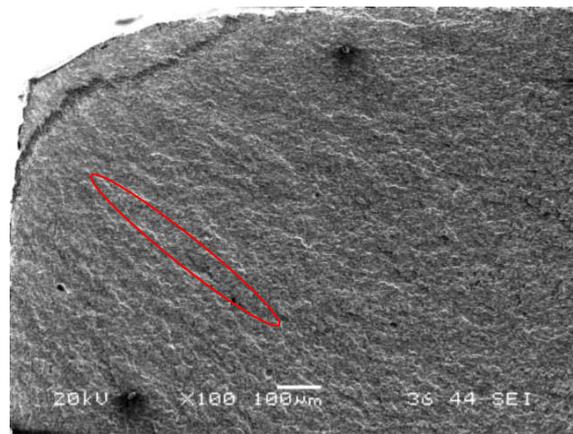


(e)

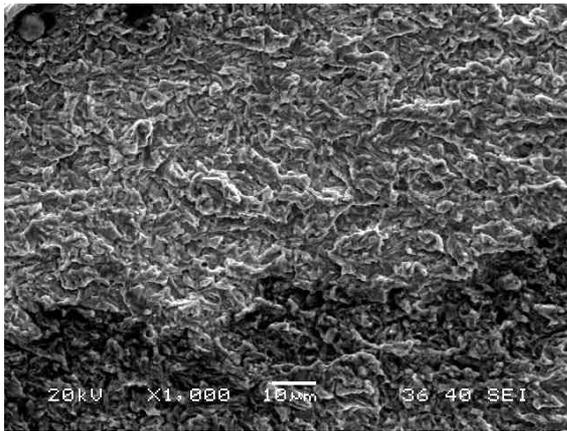
Figura 7: Fratografias de um corpo-de-prova de aço C-Mn, ensaiado em fadiga com uma carga máxima de 80% do limite de resistência em tração. MEV. a) vista geral da superfície de fratura, 35X; b) vista geral da superfície de fratura, 100X; c) detalhe da região de iniciação de trinca de fadiga, 1000X; d) detalhe da região de propagação de trinca por fadiga, 1000X; e) detalhe da região de rasgamento por tração, 1000X.



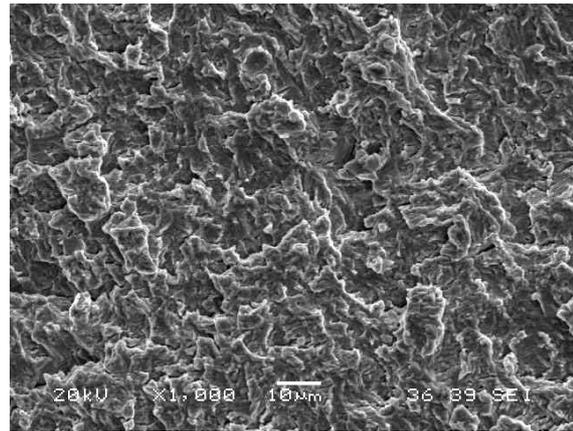
(a)



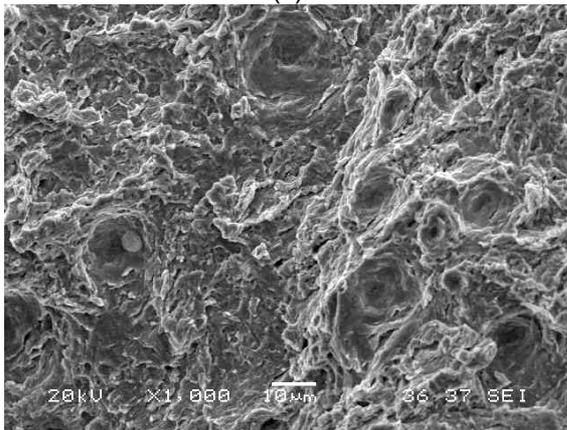
(b)



(c)



(d)



(e)

Figura 8: Fratografias de um corpo-de-prova de aço C-Nb, ensaiado em fadiga com uma carga máxima de 75% do limite de resistência em tração. MEV. a) vista geral da superfície de fratura, 35X; b) vista geral da superfície de fratura, 100X; c) detalhe da região de iniciação de trinca de fadiga, 1000X; d) detalhe da região de propagação de trinca por fadiga, 1000X; e) detalhe da região de rasgamento por tração, 1000X.

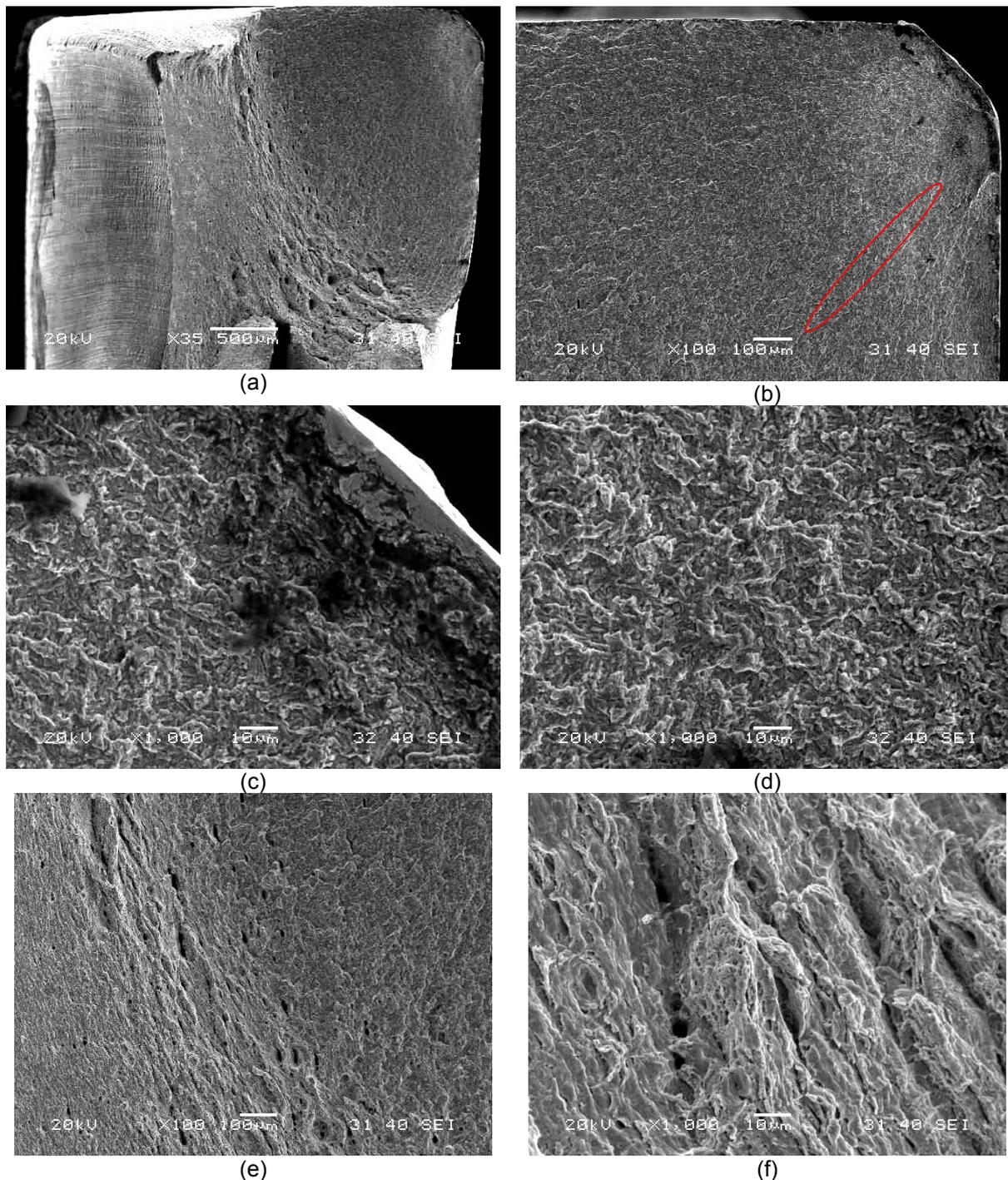


Figura 9: Fratografias de um corpo-de-prova de aço ferrita-bainita, ensaiado em fadiga com uma carga máxima de 80% do limite de resistência em tração. MEV. a) vista geral da superfície de fratura, 35X; b) vista geral da superfície de fratura, 100X; c) detalhe da região de iniciação de trinca de fadiga, 1000X; d) detalhe da região de propagação de trinca por fadiga, 1000X; e) detalhe da região de rasgamento por tração, 100X; f) detalhe da região de rasgamento por tração, 1000X.

5 CONCLUSÕES

- O aço ferrita-bainita apresentou o menor tamanho de grão entre os aços estudados, confirmando o efeito do tratamento termo-mecânico no refino da microestrutura.

- O aço C-Mn-Nb (ferrita-perlita) apresentou um tamanho de grão bem menor do que o aço C-Mn, confirmando o efeito do elemento nióbio no refino de grão da microestrutura.
- Observou-se maior resistência mecânica e menor ductilidade em tração do aço bainítico em comparação com os outros aços, decorrentes dos mecanismos de endurecimento por solução sólida, precipitação, refino de grão e transformação de fase.
- Verificou-se que o aço bainítico apresentou resistência por fadiga superior à dos outros aços, tanto no regime de fadiga de baixo ciclo quanto no regime de fadiga de alto ciclo, fato decorrente dos mesmos mecanismos relacionados na conclusão anterior.
- O limite de fadiga do aço bainítico foi ligeiramente superior ao do aço C-Nb e significativamente superior ao do aço C-Mn.

Agradecimentos

A ArcelorMittal Tubarão pela oportunidade de desenvolver esse trabalho e ao Professor Leonardo Godefroid e REDEMAT em todo o apoio nos ensaios e análises realizadas.

REFERÊNCIAS

- 1 The Auto/Steel Partnership. Material Uniformity of High-Strength Sheet Steels – Vol.2, (November 1, 1998). www.a-sp.org/database.
- 2 ULSAB-AVC Program, 2001. Technical Transfer Dispatch #6, 05-01-2001,
- 3 NBR6673 (1981) – Produtos Planos de Aço – Determinação das Propriedades Mecânicas a Tração
- 4 ASTM E468-90 (2004) Standard Practice for Presentation of Constant Amplitude Fatigue Test Results for Metallic Materials
- 5 Niobium – Science and Technology”, Proceedings of the International Symposium Niobium 2001, TMS, 2001.
- 6 BADESHIA, H.K.D.H.: Bainite in Steels. 2ªEd. Korea, 2001.
- 7 GORNI, A.A.: Efeito da Temperatura de Acabamento e Velocidade de resfriamento sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico. São Carlos, 1981.
- 8 DEARDO, A. J. et all. Thermomechanical Processing of Microalloyed Steels: From The Hot Mill Through the Cold Mill. Jamshedpur, India, Asia International Conference – 2003.
- 9 MARTINS, C. A. et all. Estudo do Efeito de Elementos Microligantes nas Propriedades Mecânicas de Aços para Roda Automotiva. São Paulo, Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais, 1994.
- 10 TAMURA, I., et all. Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels. London, Butterworths, 1988.