UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

TACIANA REZENDE PEREIRA

**Estudo do efeito do boro na microestrutura e propriedades mecânicas do
aço 10B06 utilizado na produção de fios máquina e arames trefilados**

Lorena - SP
2017

TACIANA REZENDE PEREIRA

Estudo do efeito do boro na microestrutura e propriedades mecânicas do aço 10B06 utilizado na produção de fios máquina e arames trefilados

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo como parte das exigências para a obtenção do título de Mestre em Ciências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais na Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos.

Orientador: Prof. Dr. Miguel Justino Ribeiro Barboza.

Edição reimpressa e corrigida

Lorena - SP
Outubro, 2017

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE

Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema Automatizado
da Escola de Engenharia de Lorena,
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

Pereira, Taciana Rezende

Estudo do efeito do boro na microestrutura e propriedades mecânicas do aço 10B06 utilizado na produção de fios máquina e arames trefilados / Taciana Rezende Pereira; orientador Miguel Justino Ribeiro Barboza - ed. reimp., corr. - Lorena, 2017. 117 p.

Dissertação (Mestrado em Ciências - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais na Área de Materiais Convencionais e Avançados) - Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo. 2017

Orientador: Miguel Justino Ribeiro Barboza

1. Aço ao boro. 2. Fio máquina. 3. Laminação a quente. 4. Trefilação. I. Título. II. Barboza, Miguel Justino Ribeiro, orient.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Miguel Justino Ribeiro Barboza, por aceitar ser meu orientador, por toda compreensão, apoio e incentivo, essenciais para realização dessa dissertação.

À Votorantim Siderurgia por me proporcionar a possibilidade de conciliar o mestrado com o meu trabalho, além de contribuir com o material e tema utilizados.

À minha amiga Karen Palma, que desde o início do curso sempre mostrou-se prestativa e disponível para me ajudar.

Ao Iran Oliveira de Medeiros por me incentivar a sempre continuar me aperfeiçoando tecnicamente, pela valorização do meu esforço e pelo suporte fornecido no desenvolvimento da dissertação.

Ao Senhor Hélio Fidêncio Linhares, Giuliane Meireles Casali e Gustavo Sena de Carvalho, do laboratório metalográfico da Votorantim Siderurgia, que me apoiaram fortemente na obtenção das imagens de microscopia óptica, contribuindo de forma ativa no desenvolvimento desse trabalho.

Aos meus colegas de trabalho que me ajudaram na obtenção das amostras, realização de ensaios e forneceram toda ajuda e suporte possível.

A todos os colaboradores da USP Lorena, em especial ao Bento Ferreira, que sempre me atenderam com muito carinho e dedicação.

Ao Professor Fernando Vernilli pelo grande auxílio nas análises de teor de nitrogênio.

Dedico esse trabalho aos meus pais, Maria Auxiliadora e José Geraldo, e à minha irmã, Larissa, que sempre me apoiaram em todos os momentos importantes da minha vida.

“Tenho em mim todos os sonhos do mundo.”

Fernando Pessoa

RESUMO

PEREIRA, T. R. **Estudo do efeito do boro na microestrutura e propriedades mecânicas do aço 10B06 utilizado na produção de fios máquina e arames trefilados**. 2017. 117 p. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2017.

O aço 10B06 é utilizado na produção de fio máquina para trefilação. Por ser produzido em aciaria elétrica, o teor de nitrogênio desse aço tende a ser elevado, o que pode causar o fenômeno de envelhecimento, resultando em aumento de resistência e queda de ductilidade. Reduzir o teor de nitrogênio livre é uma forma de minimizar esse efeito, o que é realizado pela adição de boro. Dessa forma, o presente trabalho teve como objetivo estudar o efeito do boro no aço 10B06. Foram utilizadas amostras de fio máquina, diâmetro 5,50mm, e arame trefilado com teores de boro variando de 55 a 112ppm. Os dois principais fatores que influenciam a microestrutura e propriedades mecânicas do material são a composição química e o processo produtivo. Por esse motivo, inicialmente foi avaliada a etapa de resfriamento durante a laminação do fio máquina, por meio de uma análise termográfica. Foi encontrada a temperatura de 767°C no início do resfriamento do material, valor próximo de A_{c1} , limite inferior do intervalo intercrítico. Esse fato favorece o enriquecimento da austenita em carbono, facilitando a formação de martensita e/ou austenita retida. Os resultados da análise metalográfica com Nital revelaram microestrutura composta de aproximadamente 88% de ferrita e 12% de perlita. Já o reagente Le Pera identificou ilhas de martensita e/ou austenita retida (MA), o que foi comprovado por análises de microscopia eletrônica de varredura. Os resultados de microdureza mostraram uma tendência de queda com o aumento do teor de boro. As medições de nanodureza confirmaram a presença do microconstituente MA. A ferrita apresentou dureza na faixa de 280 – 320 HV, enquanto o MA ficou no intervalo de 349 – 424 HV. Comparando-se o limite de resistência obtido no fio máquina com menor teor de boro (55ppm – 434MPa) com o de maior (112ppm – 394MPa), observa-se uma redução de 40MPa para um acréscimo de 57ppm de boro, confirmando o efeito esperado para esse elemento pela formação de BN. Utilizando os dados da curva tensão *versus* deformação foram obtidos os coeficientes de encruamento dos fios máquina, que apresentaram uma tendência de crescimento com o teor de boro, sendo que o material com 101ppm de boro mostrou o melhor valor para aplicação em processos de conformação. As análises fractográficas revelaram que os mecanismos de fratura presentes em todos os materiais foram a formação e coalescimento de microvidades. Considerando-se todas as análises realizadas nesse trabalho foi possível evidenciar o efeito do boro na redução do efeito do envelhecimento provocado pelo nitrogênio. Entre os testes realizados, os que apresentaram as melhores relações B/N foram os de teores 109 e 112ppm de boro. Essas relações estão próximas do valor máximo indicado de 0,8.

Palavras-chave: Aço ao boro. Fio máquina. Laminação a quente. Trefilação.

ABSTRACT

PEREIRA, T. R. **Study of boron effect in the microstructure and mechanical properties of 10B06 steel grade used in the production of wire rod and cold-drawn wire rod.** 2017. 117 p. Dissertation (Master of Science) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2017.

The 10B06 steel grade is applied to the production of wire rod for drawing. The steel is produced in an Electric Arc Furnace and this process can lead to higher nitrogen levels that cause strain aging resulting in an increase of the strength and ductility loss. The reduction of free nitrogen content through boron addition is one way to minimize this effect that can be done through boron addition. In this way, the present work aims to study boron effect on 10B06 steel. It was used wire rod, diameter 5,50mm and a cold-drawn wire rod with chemical composition from 55 to 112ppm of boron. The main factors that influence the microstructure and mechanical properties of the material are the chemical composition and the productive process. For this reason, initially, the cooling treatment was analyzed using thermography and it was found at the beginning of the cooling process a temperature of 767°C in the material, close to Ac1, lower limit of the intercritical interval. This temperature can facilitate the enrichment of carbon in the austenite, making easier martensite and/or retained austenite formation. The metallographic analysis with Nital etchant showed a microstructure composed of about 88% ferrite and 12% perlite, and Le Pera etchant identified martensite and/or retained austenite (MA), what was confirmed by scanning electron microscope analysis. Furthermore, nanohardness measurements confirmed the presence of the microconstituent MA, as ferrite presented hardness from 280 to 320 HV and MA from 349 to 424 HV. Microhardness results decreased with increasing boron content. A decrease of 40MPa in the tensile strength was observed between the wire rod with boron content of 55ppm (434MPa) and the one with 112ppm (394MPa), in agreement with the expected effect of the BN formation. It was possible to obtain hardening coefficient of the wire rod using the data of the stress *versus* strain curve, which increased with boron content, and the material with 101ppm of boron showed the best value for forming application. Fractographic analysis revealed that the fracture mechanisms in all the materials were the development and coalescing of microcavity. Considering all the analysis of this study it was possible to confirm boron's effect to reduce strain aging caused by nitrogen. Materials with 109 and 112ppm of boron presented the best B/N ratio, with values close to the maximum indicated, 0,8.

Keywords: Boron Grade. Wire rod. Hot rolling. Drawing.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Produção mensal de 2015 e 2016, de janeiro a junho, de aços a) Planos e b) Longos.	19
Figura 2 - Fluxo esquemático típico de uma aciaria elétrica.	22
Figura 3 – Gráfico mostrando o efeito da temperatura na concentração e boro no contorno de grão austenítico.	28
Figura 4 - Efeito do Boro no Diagrama Fe-C.....	29
Figura 5 - Diagrama de fases Fe-C criado do aço 10B06 com 70ppm de nitrogênio e boro nas seguintes quantidades a) 5ppm, b) 25ppm, c) 50ppm, d) 70ppm, e) 90ppm e f)130ppm.	31
Figura 6 – Efeito da relação B/N no limite de resistência do aço.....	32
Figura 7 - Desenho esquemático típico de um laminador de bobinas de fio máquina.	34
Figura 8 - Desenho esquemático dos esforços envolvidos no processo de trefilação.	37
Figura 9 - Desenho esquemático da deformação durante o processo de trefilação.	38
Figura 10 – Fio máquina na área de estocagem.....	40
Figura 11 - Câmera utilizada na análise termográfica.	43
Figura 12 - Foto do nanoindentador utilizado nas análises.	46
Figura 13 – Desenho esquemático com visão lateral do STELMOR®.....	48
Figura 14 – Foto com a visão superior de um equipamento STELMOR®.....	49
Figura 15 – Perfil Térmico do STELMOR® com todos os pontos avaliados.....	49
Figura 16 – Fotos reais mostrando o processo desde o formador de espiras até a produção das bobinas.....	57
Figura 17 – Diagrama Ferro-6,67% Carbono: A, austenita; F, ferrita; P, perlita.	58
Figura 18 – Microestruturas do teste 1 com ataque Nital observadas no MO com ampliação original de 1000X do a) Fio Máquina, b) 4º passe, c) 8º passe d) Passe final.....	60
Figura 19 - Microestrutura do teste 1 com ataque Nital com ampliações de a) 200X no MO, b) 500X no MO e c) 2.000X no MEV.	61
Figura 20 - Microestrutura do teste 2 com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.....	61
Figura 21 - Microestrutura do teste 3 com ataque Nital com ampliações de a) 200X no MO, b) 500X no MO e c) 2.000X no MEV.	62
Figura 22 - Microestrutura do teste 4 com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.....	62
Figura 23 -Microestrutura do teste 5 com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.....	63
Figura 24 - Microestrutura do teste 6 com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.....	63
Figura 25 - Microestrutura do teste 7 com ataque Nital com ampliações de a) 200X no MO, b) 500X no MO e c) 2.000X no MEV.	64
Figura 26 - Microestruturas com ataque Nital observadas no MO com ampliação de 1000X dos testes a) 1, b) 2, c) 3, d) 4, e) 5, f) 6 e g) 7.	65
Figura 27 - Microestrutura do teste 2 com ataque Nital + Le Pera observada no MO com ampliação original de 2000X.....	67
Figura 28 - Comparação da microestrutura do teste 1 com ampliação de 1000x no MO com ataque a) Nital e b) Le Pera.	67

Figura 29 - Microestruturas com ataque Le Pera observada no MO com ampliação de 400X dos testes a) 1 e b) 7.	68
Figura 30 – Microestrutura do Teste 1 (55ppm B) observada no MEV com ampliação de a) 5.000X e b) 20.000X.	69
Figura 31 – Microestrutura do Teste 1 (55ppm B) observada no MEV com ampliação de a) 5.000X e b) 20.000X.	70
Figura 32 - Microestrutura do Teste 3 (89ppm B) observada no MEV com ampliação de a) 5.000X e b) 10.000X.	71
Figura 33 - Microestrutura do Teste 7 (112ppm B) observada no MEV com ampliação de a) 5.000X e b) 10.000X.	72
Figura 34 – Microestrutura de MEV de aço a) Dualphase - DP e b) Multiphase - MP.	73
Figura 35 - Microestrutura do teste 2 do 4º passe de trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.	74
Figura 36 - Microestrutura do teste 2 do 4º passe de trefilação com ataque Nital + Le Pera observada no MO com ampliação de 1000X.	74
Figura 37 - Microestrutura do teste 3 do 4º passe de trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.	75
Figura 38 - Microestrutura do teste 3 do 4º passe de trefilação com ataque Nital + Le Pera observada no MO com ampliações de a) 1000X e b) 2000X.	75
Figura 39 - Microestrutura do teste 4 do 4º passe de trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.	75
Figura 40 - Microestrutura do teste 4 do 4º passe de trefilação com ataque Nital + Le Pera observada no MO com ampliações de a) 1000X e b) 2000X.	76
Figura 41 - Microestrutura do teste 5 do 4º passe de trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.	76
Figura 42 - Microestrutura do teste 5 do 4º passe de trefilação com ataque Nital + Le Pera observada no MO com ampliações de a) 500X e b) 1000X.	76
Figura 43 - Microestruturas do 4º Passe com ataque Nital observadas no MO com ampliação de 1000X dos testes a) 2, b) 3, c) 4 e d) 5.	77
Figura 44 - Microestrutura do teste 2 do 8º passe de trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.	78
Figura 45 - Microestrutura do teste 3 do 8º passe de trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.	78
Figura 46 - Microestrutura do teste 4 do 8º passe de trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.	78
Figura 47 - Microestrutura do teste 5 do 8º passe de trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.	79
Figura 48 - Microestruturas do 8º Passe com ataque Nital observadas no MO com ampliação de 1000X dos testes a) 2, b) 3, c) 4 e d) 5.	79
Figura 49 - Microestrutura do teste 2 do produto final da trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.	80
Figura 50 - Microestrutura do teste 3 do produto final da trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.	81
Figura 51 - Microestrutura do teste 4 do produto final da trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.	81
Figura 52 - Microestrutura do teste 5 do produto final da trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.	81

Figura 53 - Microestruturas do Produto Acabado (PA) com ataque Nital observadas no MO com ampliação de 1000X dos testes a) 2, b) 3, c) 4 e d) 5.	82
Figura 54 – Microestrutura do Teste 3 observada no MEV com ampliação de a) 2.000X e b) 10.000X.	83
Figura 55 – Microestrutura do Teste 4 observada no MEV com ampliação de a) 2.000X, b) 5.000X e c) 10.000.	84
Figura 56 - Difratoograma de raios X do teste 1 com intensidade máximo no eixo Y de a) 10.000cps e b) 500cps.	85
Figura 57 - Difratoograma de raios X do teste 4.	86
Figura 58 - Difratoograma de raios X do teste 7.	86
Figura 59 – Micrografias com ataque Nital e ampliação de 200X utilizadas para medição do tamanho de grão austenítico dos testes a) 1 (55ppm B), b) 3 (89ppm B) e c) 7 (112ppm B).	88
Figura 60 – Gráficos com a distribuição dos tamanhos de grão austenítico dos testes a) 1 (55ppm B), b) 3 (89ppm B) e c) 7 (112ppm B).	89
Figura 61 - Estrutura de heterogênea de grão austenítico em aço baixo carbono.	91
Figura 62 – Gráfico do tamanho de grão austenítico médio com o respectivo desvio padrão em função do teor de boro.	91
Figura 63 – Gráfico com as microdurezas para os diferentes teores de boro.	93
Figura 64 - Microdurezas em função do teor de boro do a) Fio Máquina, b) Arame 4º Passe, c) Arame 8º Passe e d) Arame Passe final.	94
Figura 65 - Indentações no fio máquina do teste 1 (55ppm de boro) com ataque Le Pera.	95
Figura 66 - Indentações no fio máquina do teste 7 (112ppm de boro) com ataque Le Pera.	96
Figura 67 - Gráfico com os Limites de Resistência para os diferentes teores de boro.	98
Figura 68 – Limite de Resistência em função do teor de boro do a) Fio Máquina, b) Arame 4º Passe, c) Arame 8º Passe e d) Arame Passe final.	99
Figura 69 – Efeito do boro no limite de resistência.	100
Figura 70 – Curva tensão versus deformação dos testes com 55, 70, 89, 101 e 112ppm de boro.	101
Figura 71 – Gráfico com os índices de encruamento dos testes com 55, 70, 89, 101 e 112ppm de boro.	102
Figura 72 – Gráfico com a relação do coeficiente de encruamento com o teor de boro do aço 10B06.	103
Figura 73 – Imagens obtidas por MEV com ampliação de 500X da região central das fraturas do fio máquina dos testes a) 1 (55ppm B), b) 4 (90ppm B), c) 7 (112ppm B) e do arame dos testes d) 2 (70ppm B) e e) 5 (101ppm B).	104
Figura 74 – Fratura do Fio Máquina do Teste 1 com ampliações de a) 70X, b) lado direito 500X e c) lado direito 2.000X.	105
Figura 75 - Fratura do Fio Máquina do Teste 4 com ampliações de a) 70X, b) centro 500X, c) centro 2.000X, d) centro 4.000X e e) centro 10.000X.	106
Figura 76 - Fratura do Fio Máquina do Teste 7 com ampliações de a) 70X, b) centro 500X, c) centro 2.000X, d) centro 4.000X e e) centro 10.000X.	107
Figura 77 - Fratura do Arame do Teste 2 com ampliações de a) 180X, b) 500X, c) 2.000X, d) 4.000X e e) 7.000X.	108
Figura 78 - Fratura do Arame do Teste 5 com ampliações de a) 180X, b) 500X, c) 2.000X, d) 4.000X e e) 7.000X.	109

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composições químicas do aço 10B06 utilizadas nesse trabalho.	41
Tabela 2 - Passes de redução utilizados na trefilação do material.	41
Tabela 3 - Detalhamento das amostras utilizadas no presente trabalho.	42
Tabela 4 – Termografia com a temperatura do Fio Máquina ao longo do STELMOR®.	50
Tabela 5 – Composição química (% peso) representativa do aço 10B06 com os elementos utilizados para cálculo de Ac1 e Ac3.	58
Tabela 6 – Tamanho de Grão austenítico dos testes 1, 3 e 7.	90
Tabela 7 – Resultados de Microdureza Vickers (HV) para cada teste.	92
Tabela 8 – Resultados de nanodureza encontrados nos Testes 1 e 7.	95
Tabela 9 – Resultado do Limite de Resistência (LR) e Limite de Escoamento (LE) em MPa, Estricção e Alongamento (Al.) em %.	98

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	19
2 OBJETIVOS	21
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
3.1 ACIARIA ELÉTRICA	22
3.1.1 EFEITO DO NITROGÊNIO	23
3.1.2 FENÔMENO DE ENVELHECIMENTO	24
3.2 EFEITO DO BORO	26
3.2.1 NAS PROPRIEDADES DO AÇO	26
3.2.2 NO DIAGRAMA FERRO-CARBONO	29
3.3 RELAÇÃO B/N	32
3.4 LAMINAÇÃO A QUENTE	33
3.4.1 RESFRIAMENTO CONTROLADO: STELMOR®	34
3.4.2 APLICAÇÃO DO FIO MÁQUINA	36
3.5 PROCESSO DE TREFILAÇÃO	36
4 MATERIAIS E MÉTODOS	40
4.1 AMOSTRAS	40
4.1.1 FIO MÁQUINA	40
4.1.2 ARAME	41
4.1.3 AMOSTRAS ANALISADAS	42
4.2 TERMOGRAFIA	42
4.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	43
4.3.1 MICROSCÓPIO ÓPTICO	44
4.3.2 MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA	45
4.4 CARACTERIZAÇÃO POR DIFRATOMETRIA DE RAIOS X	45
4.5 MICRODUREZA	46
4.6 NANODUREZA	46
4.7 ENSAIO DE TRAÇÃO	47
4.8 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA	47
5 RESULTADOS	48
5.1 TERMOGRAFIA	48
5.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	60
5.2.1 FIO MÁQUINA	60
5.2.2 ARAME - 4º PASSE	73

5.2.3 ARAME - 8° PASSE.....	77
5.2.4 PRODUTO FINAL	80
5.2.5 DIFRATOMETRIA DE RAIOS X.....	85
5.2.6 TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO	87
5.3 MICRODUREZA	92
5.4 NANODUREZA	95
5.5 PROPRIEDADES OBTIDAS EM TRAÇÃO UNIAXIAL.....	97
5.5.1 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA	103
6 CONCLUSÕES	110
7 PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS	113
REFERÊNCIAS.....	114

1 INTRODUÇÃO

O aço tem grande presença no mundo atual e é utilizado nas mais diversas aplicações. Em 2012, mais de 1,4 bilhões de toneladas de aço foram produzidos, sendo 45% na China, 28% nos países em desenvolvimento (exceto China) e 26% nos desenvolvidos. (OLIVEIRA et al., 2015)

Segundo os dados estatísticos de desempenho mensal do setor siderúrgico do Instituto Aço Brasil, mostrados na Figura 1, entre os meses de janeiro e junho de 2016, a produção brasileira de aços laminados ficou em 10,21 milhões de toneladas. Do total de laminados produzidos, 56% são aços planos e 44% longos. Apesar da produção de planos ainda ser maior do que a de longos, a primeira sofreu uma queda maior em seu volume entre 2015 e 2016. Comparando-se as produções, de janeiro a junho, observa-se uma redução de aproximadamente 20% nos aços planos contra 8% nos aços longos. Conforme pode ser verificado na Figura 1, a produção de aços planos variou muito entre os meses de 2016, enquanto a de aços longos só cresceu. (INSTITUTO AÇO BRASIL, 2016)

Figura 1 - Produção mensal de 2015 e 2016, de janeiro a junho, de aços a) Planos e b) Longos.

Fonte: (Instituto Aço Brasil, 2016.)

O mercado de aços longos no Brasil vem se tornando cada vez mais competitivo com o surgimento de novos entrantes com capacidade produtiva no segmento de fio máquina e vergalhão. Por esse motivo, torna-se cada vez mais necessária a redução de custos e o aumento da qualidade, com o objetivo de manter as indústrias competitivas.

Aços perlíticos constituídos de ferrita e cementita de estruturas laminadas são amplamente utilizados em aplicações industriais devido à sua resistência e ductilidade. Nos últimos anos, a evolução da microestrutura e os mecanismos de endurecimento têm sido intensamente estudados (HE et al., 2017).

Esse é o caso do fio máquina produzido em Aciaria Elétrica, que possui teores mais elevados de nitrogênio, devido ao maior contato do banho metálico com a atmosfera.

O fio máquina possui diversas aplicações, entre elas pregos, parafusos, molas e arames em geral. Todos esses subprodutos são obtidos pelo processo de trefilação, no qual o fio máquina é deformado a frio em diversos passes até obter-se o diâmetro final desejado. Quanto menor o diâmetro do arame e mais crítica a sua aplicação, melhor trefilabilidade é exigida do fio máquina, isto é, menor índice de arrebatamento. Para isso, algumas características são importantes na produção desse item, como baixo teor de elementos residuais, nível inclusionário adequado e isenção de defeitos superficiais.

Nesse sentido, o nível de nitrogênio presente no material é um fator importante para qualidade do fio máquina. O nitrogênio é um elemento prejudicial à trefilabilidade do fio máquina, pois quando encontra-se em estado livre no aço funciona como uma barreira ao movimento de discordâncias, o que aumenta a resistência do aço e reduz sua conformabilidade. Uma forma de minimizar esse efeito é adicionar elementos de elevada afinidade com o nitrogênio, o que pode ser feito pela adição de boro, elemento de baixo custo e que contribui melhora a trefilabilidade do fio máquina.

A adição de boro diminui os efeitos do envelhecimento pela formação dos nitretos de boro. Os nitretos capturam boa quantidade do nitrogênio livre na matriz e se alocam no contorno dos grãos reduzindo o encruamento e promovendo maior conformabilidade. Devido ao local de precipitação, os nitretos também afetam a capacidade de crescimento de grãos após a recristalização.

Com base nessas informações, os objetivos deste trabalho estão destacados no item 2.

2 OBJETIVOS

Validar o efeito do boro, no fio máquina 10B06 e no arame trefilado, na redução do envelhecimento provocado pelo nitrogênio através da realização de testes com teores de 55 a 112 ppm.

Analisar o efeito da temperatura do processo de resfriamento forçado na microestrutura e propriedades mecânicas do fio máquina.

Caracterizar as microestruturas obtidas e realizar análise comparativa entre os resultados obtidos com diferentes teores de boro utilizando técnicas de preparação metalográfica, microscópio óptico com ataque de reagentes Nital e Le Pera, microscópio eletrônico de varredura e difratometria de raios X.

Determinar o teor ótimo de boro e a melhor relação B/N para obtenção das melhores características de trefilabilidade.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 ACIARIA ELÉTRICA

As características finais dos produtos originados do aço são definidas por uma combinação de composição química e estrutura cristalina. A composição química dos produtos siderúrgicos é definida praticamente na aciaria, nos processos de refino (SILVA; MEI, 2011).

A aciaria elétrica da unidade de Resende da Votorantim Siderurgia é composta pelo forno elétrico a arco (FEA), forno panela e lingotamento contínuo, conforme mostra o esquema da Figura 2.

Figura 2 - Fluxo esquemático típico de uma aciaria elétrica.

Fonte: (VOTORANTIM SIDERURGIA, 2015.)

O FEA tem a função de fundir a carga metálica e remover parte de suas impurezas realizando o refino primário. As matérias primas utilizadas no FEA para preparo do aço líquido são: sucata, cal, ferro-gusa e coque injetado.

O processo inicia-se no FEA com a fusão da matéria-prima por meio da energia liberada pelo arco elétrico estabelecido entre os eletrodos e a carga metálica, fundindo-a e mantendo o banho de metal líquido em temperaturas elevadas (SILVA, 2005).

O forno panela é responsável pelo refino secundário dos aços. Nessa etapa é feito o ajuste químico do aço e o controle térmico por meio de eletrodos de grafita fixados na abóbada da parte superior do forno que formam um arco elétrico com o banho.

O aquecimento do aço no forno-panela ocorre de cima para baixo, fazendo com que o aço em contato com a escória apresente uma tendência a ficar com temperatura mais elevada. Dessa forma, é necessário injetar um gás de agitação (argônio ou nitrogênio), com o objetivo de homogeneizar a temperatura do aço no forno-panela. É necessário controlar a agitação causada pela injeção de argônio ou nitrogênio, pois uma agitação excessiva pode provocar uma exposição do aço à atmosfera, ocasionando forte oxidação do banho e deterioração da qualidade do aço (BRUCH, 2012).

Em alguns processos, antes de seguir para o lingotamento contínuo, o aço passa por uma etapa de degaseificação a vácuo, onde são reduzidos os teores de gases oxigênio, hidrogênio e nitrogênio do banho. Na Aciaria da Votorantim Siderurgia essa etapa não existe, considerando os tipos de produtos que são produzidos nessa unidade.

Dessa forma, considerando o elevado contato do banho metálico com a atmosfera existente tanto no forno elétrico quanto no forno panela, os aços produzidos por Aciaria Elétrica possuem uma tendência a teores de nitrogênio mais elevados.

A última etapa desse processo é o lingotamento contínuo, no qual o aço líquido é solidificado em moldes de seção 150 x 150mm, produzindo tarugos com 12m de comprimento e aproximadamente 2t.

3.1.1 EFEITO DO NITROGÊNIO

O nitrogênio é um elemento nocivo aos aços por causar fragilidade aos mesmos e pode ser eliminado por meio da formação de nitretos com outros elementos adicionados com essa finalidade devido à sua afinidade (SOUZA, 1989).

3.1.2 FENÔMENO DE ENVELHECIMENTO

O envelhecimento estático em aços perlíticos têm sido o objetivo de vários estudos devido à sua influência no processo de trefilação e nas propriedades do arame trefilado. Já é bem estabelecido que aços perlíticos apresentam um mecanismo de envelhecimento adicional além do clássico existente, o qual acontece em aços baixo carbono e está relacionado pelo bloqueio das discordâncias pelos átomos de N e C dissolvidos na ferrita. Esse mecanismo não clássico, conhecido como o segundo estágio do envelhecimento estático, acontece em temperaturas elevadas e causa alterações mais significativas na resistência e na ductilidade. A energia aparente para ativação do segundo estágio do envelhecimento estático indica que o fenômeno está associado com o bloqueio de discordâncias na interface ferrita-cementita por átomos de carbono liberados durante a decomposição da cementita, o qual segue a deformação plástica em aços perlíticos (GONZALEZ et al., 2003).

O envelhecimento por deformação é definido como um conjunto de variações de propriedades decorrentes da interação entre átomos de soluto intersticiais e discordâncias durante ou após a deformação plástica, que implicam no aumento de resistência e na queda da ductilidade do material. Um dos principais elementos intersticiais é o nitrogênio, de pequeno raio atômico, que pode causar envelhecimento pelo obstáculo ao movimento de discordâncias devido ao ancoramento destas pelos átomos de nitrogênio. Dessa forma, reduzir o teor de nitrogênio livre é uma forma efetiva de fazer com que as discordâncias possam se mover mais facilmente, reduzindo o efeito do envelhecimento. Dependendo de algumas variáveis como tempo e temperatura, pode ocorrer o fenômeno da decomposição da cementita presente na perlita, fazendo com que haja o envelhecimento relacionado ao carbono. Uma das formas de se controlar o envelhecimento causado pelo nitrogênio livre é por meio da adição de elementos que possuam alta afinidade com o nitrogênio. O boro adicionado ao aço irá reagir com o nitrogênio livre e formar nitreto de boro, por meio da reação química: $B + N = BN$. Esse composto, além de ajudar na diminuição da quantidade de ferrita pró-eutetóide, reduz a quantidade de nitrogênio livre, minimizando os efeitos do envelhecimento (REIS, 2009).

Do ponto de vista da cinética do envelhecimento associado à presença de solutos intersticiais, como no caso de aço baixo carbono, o modelo proposto por Cottrell e Bilby é normalmente aceito como conceitualmente correto. De acordo com esse modelo, o processo

de envelhecimento se inicia com a formação de atmosferas de átomos intersticiais em torno das discordâncias. A migração desses átomos na direção das discordâncias acontece pela ação do campo potencial elástico. Durante o estágio inicial de formação das atmosferas, o número de átomos chegando nas discordâncias por unidade de tempo (t), por tamanho unitário da discordância, é proporcional à $t^{2/3}$. A equação proposta por Cottrell e Bilby foi modificada por Harper, com o objetivo de expandir sua aplicabilidade, assumindo que a taxa de migração de solutos é proporcional à fração de átomos que ainda estão em solução. Essa consideração é devido ao efeito de esgotamento de solutos durante o processo e conduz a equação de Harper:

$$W = 1 - \exp \left[- 3 L \left(\frac{\pi}{2} \right)^{1/3} \left(\frac{ADt}{kT} \right)^{2/3} \right] \quad (1)$$

Na Equação 1, W corresponde à quantidade de soluto segregado nas discordâncias no período de tempo t , com a densidade de discordâncias (L), coeficiente de difusão de intersticial na matriz (D), tempo de envelhecimento (t), e temperatura de envelhecimento (T), em graus Kelvin. O termo k é a constante de Boltzmann, e A é a constante que define a intensidade da interação do soluto-discordância (BUONO; ANDRADE; GONZALEZ, 1998).

Como citado anteriormente, o efeito de envelhecimento no aço ocorre devido à presença de solutos intersticiais, normalmente carbono e nitrogênio, os quais restringem o movimento das discordâncias. Entretanto, devido à maior solubilidade do nitrogênio do que a do carbono, o nitrogênio é o principal responsável pelo envelhecimento, apesar do soluto carbono também poder contribuir para esse fenômeno em altas temperaturas. Dessa forma, normalmente é reconhecido que o soluto nitrogênio é prejudicial às propriedades de conformação a frio do aço (CHANADA, 2010).

3.2 EFEITO DO BORO

3.2.1 NAS PROPRIEDADES DO AÇO

O boro adicionado no aço pode ter os seguintes efeitos (BOGDANOV et al., 1999):

- Aumentar a ductilidade;
- Minimizar o efeito negativo do nitrogênio se ligando a ele formando componentes que contém boro e boro com carbono, o que aumenta a ductilidade e deformabilidade do produto laminado durante a deformação a frio;
- Melhorar a deformabilidade de inclusões não metálicas;
- Neutralizar o efeito negativo de elementos como Cr, Ni e Cu na taxa de decomposição da austenita durante o tratamento de patenteamento;
- Refinar os cristais colunares na seção transversal do tarugo, o que reduz a incidência de segregação (particularmente nos aços com alto teor de carbono) e aumenta a deformabilidade do material sem necessidade de tratamento térmico.

Quando comparado com aços sem boro de igual temperabilidade, estes aços C-Mn-B têm conformabilidade superior, igual ou melhor usinabilidade e menor tendência à formação de trincas de têmpera (SUSKI, 2007).

Considerando que pequenas quantidades de boro aumentam consideravelmente a temperabilidade do aço, diversos estudos vêm sendo desenvolvidos com o objetivo de substituir elementos de liga de alto custo, como Cr, Mo e Ni pelo boro. Já foi estabelecido que o soluto de boro segregado no contorno de grão da austenita reduz consideravelmente a nucleação de ferrita pró-eutetóide no contorno de grão da austenita pela redução da energia de interface entre os grãos adjacentes, resultando em uma melhora da temperabilidade. Entretanto, excesso de átomos de boro no contorno de grão da austenita pode reduzir a temperabilidade pela precipitação de borocarbonetos $M_{23}(C,B)_6$ no interior dos grãos, que podem atuar como sítios preferenciais para ferrita. Dessa forma, a concentração e forma do boro presente no contorno de grão da austenita tem um papel essencial na temperabilidade do material (HWANG; SUH; KIM, 2011).

Verificou-se que adições de boro entre 0,006% e 0,020% tornam não envelhecíveis os aços de baixo destinados a estampagem profunda (SOUZA, 1989).

Também é observado que em altas temperaturas, exceto em casos especiais, o boro melhora a ductilidade a quente de aços com teores similares ou maiores de elementos como

Ti, Ca, Zr e Y. Essa melhora pode ser associada a diversos fatores como a precipitação de $\text{Fe}_{23}(\text{B,C})_6$ na matriz a temperaturas relativamente baixas (700°C a 900°C), nas quais austenita e ferrita coexistem. Esses precipitados agem como sítios preferenciais para nucleação intragranular da ferrita. Como resultado, uma menor quantidade de ferrita está disponível para se formar nos contornos de grão. A distribuição da ferrita não só diminui a quantidade de micro cavidades formadas nos contornos de grão, como também faz com que os grãos austeníticos fiquem mais deformáveis em função da ferrita macia formada. Outras pesquisas mostraram claramente que essa melhora também pode estar relacionada com a precipitação preferencial de BN e o atraso na transformação austenita/ferrita, que evita a formação de uma camada de ferrita nos contornos de grão da austenita (MEJÍA et al., 2013).

O resultado final é uma ductilidade maior do material com boro quando comparada a de um produto sem a presença desse elemento. Adicionalmente, já foi reportado que o boro também possui uma forte tendência de segregar no contorno de grão e não em áreas livres, fortalecendo a ligação dos contornos de grão (MEJÍA et al., 2011).

O enriquecimento de átomos de boro no contorno de grão pode acontecer em um fenômeno de segregação em equilíbrio ou não equilíbrio. A segregação em equilíbrio ocorre pela difusão dos átomos de soluto pelas camadas atômicas do contorno de grão na temperatura de austenitização. A absorção dos átomos de soluto pelo contorno de grão reduz a energia livre interfacial. A segregação em não-equilíbrio é um processo dinâmico que ocorre durante o resfriamento a partir de altas temperaturas, resultando em uma zona mais enriquecida de solutos, cujo tamanho depende da velocidade de resfriamento. Esse enriquecimento é um resultado de complexos soluto-lacuna se difundindo na direção dos gradientes de lacunas. A concentração de equilíbrio das lacunas no aço aumenta com a temperatura, e o resfriamento rápido forma o gradiente de lacunas necessário para o boro segregar no contorno de grão da austenita. A segregação em equilíbrio e não-equilíbrio pode ocorrer simultaneamente, entretanto, o perfil de concentração e a dependência do tempo e temperatura são bem diferentes, o que permite que seus efeitos sejam distinguidos. A segregação do boro em aços baixo carbono possui um comportamento similar ao mostrado na Figura 3. Nesse diagrama pode ser observado que a segregação em equilíbrio diminui à medida que a temperatura aumenta (curva A), enquanto a segregação em não-equilíbrio possui o comportamento oposto (curva B). A segregação total de boro (curva C) possui uma temperatura de transição, abaixo da qual a segregação em equilíbrio predomina e acima prevalece a segregação em não-equilíbrio (SUSKI; OLIVEIRA, 2013).

Figura 3 – Gráfico mostrando o efeito da temperatura na concentração e boro no contorno de grão austenítico.

Fonte: (HUANG et al, 1997.)

A segregação do boro reduz a sua energia livre, evitando a nucleação de ferrita (SUSKI; OLIVEIRA, 2013).

A segregação de boro e a precipitação de borocarbonetos, portanto, devem ser controladas para evitar a nucleação da ferrita. Este fato distingue o efeito do boro de outros elementos como Mn, Cr e Mo que também aumentam a temperabilidade, porém isto ocorre devido à redução da taxa de crescimento da ferrita (SUSKI; OLIVEIRA, 2013; SUSKI, 2007).

O efeito maior do boro acontece quando o tamanho de grão da austenita é fino, para isso, a austenitização deve ser conduzida em temperaturas baixas no campo γ , para não haver perda do efeito do boro (SOUZA, 1989).

Em geral, o efeito do boro na temperabilidade é restrito aos aços contendo até 0,40% de carbono, pois foi reportado que quando o teor de carbono aumenta, há uma redução do efeito do boro e, acima de um teor crítico de carbono, o boro possui um efeito limitado na temperabilidade (LANIER; METAUER; MOUKASSI, 1994).

Não é indicada a adição de boro no aço em valores acima de 50ppm (0,0050% em peso) devido à perda de tenacidade provocada pela precipitação de boreto de ferro nos contornos de grão da austenita (REIS, 2009).

Entretanto, a quantidade exata de boro presente no contorno de grão da austenita ainda não foi claramente mensurada devido às dificuldades em identificar e quantificar os átomos de boro em teores abaixo de 50ppm (SEOL et al., 2011).

3.2.2 NO DIAGRAMA FERRO-CARBONO

Pequenas adições de boro possuem forte influência nas alterações que ocorrem no diagrama de fases das ligas a base de ferro, comparados com o diagrama Fe-C (SILVA, 2016).

Com base na Figura 4, verifica-se que o boro possui influências no diagrama Fe-C, deslocando o ponto eutético para esquerda. Além disso, ocorre um aumento da temperatura de transformação eutetóide com redução do teor de carbono necessário para formação de estrutura perlítica. O acréscimo de boro reduz o campo austenítico com a consequente expansão do campo ferrítico.

Figura 4 - Efeito do Boro no Diagrama Fe-C

Fonte: (SHEN; PRIESTNER, 1990.)

A partir de dados coletados na Aciaria Elétrica da Votorantim Siderurgia, unidade de Resende, Silva (2016) elaborou diagramas de fases Fe – C – B utilizando o software Thermo-Calc para avaliar a influência do boro no aço 10B06.

Conforme mostra a Figura 5, Silva (2016) gerou diagramas de equilíbrio de fases com teor de nitrogênio fixado em 70ppm e boro de 5 (Figura 5.a), 25 (Figura 5.b), 50 (Figura 5.c), 70 (Figura 5.d), 90 (Figura 5.e) e 130ppm (Figura 5.f).

Nos diagramas foram traçadas linhas com diversas cores delimitando as regiões de existências das principais fases presentes: aço líquido (LIQUID), ferrita (BCC_A2), austenita (FCC_A1), borocarboneto (M₂₃C₆), cementita (CEMENTITE), boreto de ferro (M₂B_TETR) e nitreto de boro (BN_HP4). As cores das linhas de cada fase variaram entre os diagramas e estão identificadas nas legendas.

Na Figura 5.a, com 5ppm de boro, não são observadas mudanças significativas em relação ao diagrama binário Fe-C, exceto que, em temperaturas abaixo de 1250°C, ocorreu o início da precipitação do nitreto de boro (SILVA, 2016). Já nos diagramas com 25 (Figura 5.b) e 50ppm de boro (Figura 5.c), a precipitação de nitreto de boro ocorreu na faixa de temperatura de 1350°C. O diagrama com 70ppm de boro apresentou precipitação de nitreto de boro em temperaturas ligeiramente maiores. Aumento o teor de boro para 90ppm, observou-se a formação de um novo composto, o boreto de ferro, o qual possui baixo ponto de fusão.

Além das formações de nitreto de boro e boreto de ferro, também foi possível observar um aumento gradativo da região em que a fase líquida é estável, com a adição de boro. A temperatura de solidificação do líquido remanescente variou de 1490°C para 5ppm de boro à 1180°C para 90ppm. O diagrama do aço com 130ppm de boro (Figura 5.f) apresentou poucas alterações quando comparado com o de 90ppm (Figura 5.e), entretanto foi constatada uma perfuração da casca solidificada do tarugo, o que ocorreu devido ao elevado teor de boro, que foi suficiente para formar um filme líquido de metal rico em boro, levando a pontos de ductilidade zero.

Figura 5 - Diagrama de fases Fe-C criado do aço 10B06 com 70ppm de nitrogênio e boro nas seguintes quantidades a) 5ppm, b) 25ppm, c) 50ppm, d) 70ppm, e) 90ppm e f) 130ppm.

Fonte: SILVA, 2016

3.3 RELAÇÃO B/N

A tendência do boro de reduzir as propriedades mecânicas do fio máquina baixo carbono pode ser explicada. A formação de nitreto de boro BN na ausência de outro elemento que se ligue ao nitrogênio reduz o efeito positivo de micro adições de boro na temperabilidade do aço e aumenta o seu efeito na tenacidade. Pode-se concluir que, ao contrário do efeito de aumento de resistência do boro em aços contendo solução sólida ou borocarbonetos (nos quais o boro aumenta a temperabilidade do aço), o nitreto de boro possui um efeito de redução da resistência do material, especialmente em fio máquina baixo carbono. Adicionalmente, o nitreto de boro previne o envelhecimento de acontecer pelo aprisionamento completo do nitrogênio do aço. (PARUSOV et al., 2004)

Figura 6 – Efeito da relação B/N no limite de resistência do aço.

Fonte: (PARUSOV et al., 2004.)

Conforme pode ser visto na Figura 6, a adição de boro no aço só possui efeito de redução do limite de resistência quando está presente somente na forma de nitreto de boro. O valor máximo de boro que pode ser adicionado para esse efeito deve ser determinado em função do teor de nitrogênio no aço, sendo a relação B/N máxima 0,8. Acima dessa relação, o boro pode formar solução sólida ou borocarbonetos, o que pode aumentar a temperabilidade do aço pela segregação no contorno de grão da austenita e, conseqüentemente, elevar a resistência do material.

3.4 LAMINAÇÃO A QUENTE

A laminação é o processo de transformação mecânica mais utilizados pois apresenta elevada produtividade e um controle dimensional do produto final bastante preciso. Durante a laminação o material é submetido a tensões compressivas, resultantes da ação de prensamento dos rolos, e a tensões cisalhantes superficiais, como consequência da fricção entre os rolos e o material. As forças de fricção são também responsáveis pelo ato de puxar o metal (DIETER, 1981).

A Figura 7 mostra esquematicamente o laminador a quente utilizado na produção dos fios máquina utilizados nesse trabalho, instalado na Votorantim Siderurgia. O processo produtivo desse laminador se inicia em um forno de reaquecimento dos tarugos, com o objetivo de uniformizar e elevar a temperatura das peças até a austenitização do material. Em seguida, o tarugo é retirado do forno e inicia-se o processo de conformação mecânica a quente.

Conforme descrito por Rodrigues (2012), no processo de laminação destacam-se três fases:

- Desbaste: parte inicial do processo onde ocorrem as primeiras deformações no tarugo, preparando-o para iniciar os passes nos cilindros intermediários realizando o refinamento da estrutura bruta de fusão.
- Intermediário: parte do processo onde prepara-se progressivamente a forma e dimensões para obtenção do perfil desejado na etapa final.
- Acabador: as gaiolas dessa etapa têm a função de atingir a forma do produto final e sua respectiva tolerância dimensional.

No presente trabalho, a fase acabadora atingiu um diâmetro final do fio máquina de 5,50mm.

A partir desse ponto, ocorre o resfriamento a água, onde a temperatura é reduzida (mantendo-se no campo austenítico, no caso do fio-máquina), seguida pela formação de espiras e posterior resfriamento a ar forçado, realizado durante a condução por meio de um caminho de rolos, onde finalmente ocorre a transformação de fase. O equipamento onde ocorre o resfriamento a ar, denominado STELMOR®, possui ventiladores com vazão de ar variável ocorre a formação das espiras e o material é descartado em uma esteira de resfriamento forçado, designada STELMOR®. O STELMOR® possui ventiladores para resfriamento do material, que possuem sua abertura flexível para ajuste de acordo com a

necessidade de cada produto. Essa etapa é de extrema importância para obtenção da microestrutura e propriedades mecânicas desejadas para o produto. O processo de laminação a quente termina após essa etapa, onde a bobina é formada, compactada e embalada.

Figura 7 - Desenho esquemático típico de um laminador de bobinas de fio máquina.

Fonte: (VOTORANTIM SIDERURGIA, 2014.)

3.4.1 RESFRIAMENTO CONTROLADO: STELMOR®

Desenvolver novos produtos e estabilizar a qualidade dos já existentes tornou-se a maior preocupação dos fabricantes de aço. A elevação das propriedades mecânicas do fio máquina para perto do limite máximo tecnicamente possível, tem aumentado continuamente a demanda de uma técnica de controle do processo de resfriamento STELMOR® mais confiável e previsível. O STELMOR®, é o processo de resfriamento controlado mais popular para produção de fio máquina devido a sua elevada produtividade e obtenção de propriedades mecânicas homogêneas ao longo da extensão da bobina (YU WAN-HUA et al, 2009).

O resfriamento a ar convencional leva a formação de perlita grossa na microestrutura, enquanto o resfriamento controlado resulta em perlita fina. A microestrutura de perlita fina é desejável pois possibilita um maior grau de redução sem arrebentamentos. Por outro lado, o fio máquina com estrutura de perlita grosseira não é adequada para grandes reduções, além de ser inferior em termos de trefilabilidade a frio. O resfriamento convencional requer posterior tratamento de patenteamento no fio máquina para desenvolver estruturas de perlita fina adequadas a trefilação a frio.

Segundo Bowering¹ (1968 apud KAZEMINEZHAD; TAHERI, 2003, p. 415), a introdução de um resfriamento forçado a ar na produção do fio máquina trouxe uma melhora significativa das propriedades mecânicas de aços alto carbono, a um nível aproximado dos aços patenteados. (DHUA; SINGH; RAY, 2005)

De acordo com Morales² (1991 apud KAZEMINEZHAD; TAHERI, 2003, p. 415), um dos sistemas de resfriamento forçado a ar é o STELMOR®, sistema de resfriamento controlado popular entre os produtores de fio máquina, já que ele pode fornecer um resfriamento controlado para o fio máquina sair pronto do laminador.

Segundo Kazeminezhad (2003), o STELMOR® possui as seguintes vantagens:

- Elimina a necessidade de tratamento térmico antes da trefilação;
- Em alguns casos fornece melhor qualidade ao fio máquina do que a obtida em tratamentos térmicos off-line;
- É mais econômico;
- Reduz problemas de poluição causados por tratamentos de superfície.

Kazeminezhad (2003) também citou os principais parâmetros que influenciam nas propriedades mecânicas finais do fio máquina:

- Temperatura de reaquecimento do tarugo (tamanho do grão austenítico);
- Taxa de deformação;
- Temperatura de laminação;
- Velocidade de resfriamento após o término da laminação a quente.

¹ BOWERING RE. The microstructure and mechanical properties of rolled wire rods controlled cooled on a moving conveyor. **Mechanical working and steel processing**. V. Gordon and Breach, 1968. p. 65.

² MORALES, RD; LOPEZ, AG; OLIVARES, IM. Mathematical simulation of Stelmor process. **Ironmak Steelmak**, v. 18, n 2, p. 128, 1991.

Entre os parâmetros acima, a velocidade de resfriamento pode afetar consideravelmente as propriedades mecânicas do fio máquina.

3.4.2 APLICAÇÃO DO FIO MÁQUINA

Aços baixo carbono com adição de boro temperados e revenidos têm sido usados para diferentes aplicações, como indústria automotiva, eletrodomésticos, construção, indústria petrolífera, agricultura e indústria de transporte. (SUSKI, 2013)

Especificamente o fio máquina baixo carbono com boro tem seu uso em muitas aplicações, incluindo pregos, arames, grades, entre outros. Esses produtos são fabricados a frio por meio de deformações elevadas durante o processo de trefilação. O boro tem como principais efeitos nesses casos, aumentar a temperabilidade do aço e reduzir o efeito do envelhecimento (REIS, 2009).

O fio máquina é uma matéria prima utilizada na indústria de trefilação e normalmente é comercializado para as indústrias de fios, cabos, parafusos, pregos e arames farpados (FERREIRA, 2010).

Um maior incremento das propriedades mecânicas e estruturais do metal depende da densidade de discordâncias, do tamanho de grão e da orientação do grão. Os grãos alongados no material deformado, devido ao processo de trefilação, resultam em uma estrutura instável (LAROUK; BOUHALAIS, 2009).

Equipamentos industriais modernos requerem a utilização de fio máquina baixo carbono com boa ductilidade para trefilação direta (sem recozimento inicial ou intermediário para reduzir a resistência do material) para reduções de 99% ou mais (PARUSOV et al., 2004).

3.5 PROCESSO DE TREFILAÇÃO

A trefilação é um processo de conformação plástica utilizado para produção de fios, cabos e arames. Este processo também é utilizado para acabamento superficial ou ajuste dimensional de tubos, barras ou arames. Uma parte da deformação plástica é produzida pela reação da matriz no material e outra parte pela estrição, conforme mostrado pela Figura 8.

Quanto mais dúctil for o material maior será a contribuição da estrição para a redução (FERREIRA, 2010).

Figura 8 - Desenho esquemático dos esforços envolvidos no processo de trefilação.

Fonte: (FERREIRA, 2010.)

O processo de trefilação consiste em puxar o metal por uma matriz, por meio de uma força de tração aplicada na saída da matriz. O escoamento plástico é causado, em sua maior parte, por esforços de compressão obtidos da reação do metal com a matriz. Na maior parte dos casos os processos de trefilação são realizados à temperatura ambiente, porém, como as deformações envolvidas são elevadas, ocorre um aumento considerável de temperatura durante o processo (DIETER, 1981).

O correto sequenciamento das reduções por passe é uma condição necessária para a produção de fios ou arames sem defeitos. Quando a redução por passe é corretamente especificada e distribuída ($17\% < \text{redução por passe} < 22\%$), a deformação é homogênea e todo o material alonga-se uniformemente na direção do estiramento. A Figura 9 mostra que a estrutura de grãos equiaxiais, antes da redução, é substituída por uma estrutura de grãos alongados produzidos pela trefilação com deformação homogênea (FERREIRA, 2010).

O processo de deformação a frio induz a reorientação das lamelas de cementita na direção de trefilação (LAMONTAGNE et al., 2015).

Figura 9 - Desenho esquemático da deformação durante o processo de trefilação.

Fonte: (FERREIRA, 2010.)

Durante o processo de trefilação pode ocorrer arrebentamento do material, o que não é desejado. Esses arrebentamentos podem ocorrer por diversos motivos, seja por parâmetros de processo inadequados (lubrificação, reduções dos passes, velocidade) ou por defeitos na matéria-prima (segregação, defeito superficial, microestrutura frágil).

Estudos recentes sugerem que, durante a trefilação fio máquina baixo carbono comercial, arrebentamentos que não estão relacionados à presença de inclusões grosseiras, defeitos de laminação ou parâmetros inadequados de trefilação podem ser atribuídos à deformação localizada induzida pelo envelhecimento dinâmico durante à trefilação (TAHERI; MACCAGNO; JONAS, 1995).

Durante a trefilação de fio máquina, o efeito combinado de deformação e calor gerado pela fricção do metal pode levar a um envelhecimento do material, o que é conhecido por apresentar grande influência tanto na trefilabilidade do material quanto nas propriedades finais do arame (BUONO; ANDRADE; GONZALEZ, 1998).

Arames com estrutura perlítica severamente trefilados são normalmente usados como materiais estruturais devido elevada resistência. Sua microestrutura tem sido amplamente estudada ao longo das últimas décadas com o objetivo de explicar seu comportamento de endurecimento por deformação a frio (LAMONTAGNE et al., 2015).

Os materiais encruados são trabalhados a frio, ou seja, conformados mecanicamente em uma temperatura inferior à temperatura de recristalização, o que acontece no processo de trefilação. Esse endurecimento ocorre devido ao aumento do número de discordâncias e imperfeições promovidas pela deformação, que impedem o escorregamento dos planos

atômicos. A medida que se aumenta o encruamento maior é a força necessária para se produzir uma deformação (RODRIGUES, 2012).

Os arames trefilados possuem uma aplicação bastante ampla, podendo ser utilizados em grades, molas, grampos, entre outros.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 AMOSTRAS

4.1.1 FIO MÁQUINA

Para a realização deste trabalho foi utilizado fio máquina (FM) 10B06 5,50mm, produzido na Votorantim Siderurgia, unidade de Resende - RJ. O fio máquina é fabricado pelo processo de laminação a quente e fornecido em bobinas de aproximadamente 2t, como pode ser visto na Figura 10.

Figura 10 – Fio máquina na área de estocagem.

Fonte: Arquivo pessoal.

A composição química especificada para este aço encontra-se na Tabela 1. Observa-se que os teores de carbono dos testes 5 e 6 ficaram acima do máximo especificado, e que os valores de boro dos testes 1, 5, 6 e 7 ficaram fora do limite estabelecido para esse elemento. Optou-se por considerar todos esses testes na análise do trabalho, pois essas extrapolações permitem uma análise mais abrangente do efeito dos elementos nas propriedades do material. Os teores de manganês, elemento de grande influência nos resultados, ficaram dentro do limite especificado e apresentaram pouca variação entre os testes.

Dessa forma, foram considerados sete testes com composições químicas diferentes. Foram realizadas nove análises químicas por espectrometria para cada teste e as médias obtidas para cada elemento (exceto nitrogênio), bem como o desvio padrão estão

descritos na Tabela 1. Os teores do elemento nitrogênio foram obtidos pelo equipamento LECO, que fornece um resultado mais preciso para gases. A Tabela 1 mostra os elementos (% peso) fornecidos no Certificado de Qualidade da Votorantim Siderurgia.

Tabela 1 - Composições químicas do aço 10B06 utilizadas nesse trabalho.

		C	P	S	Mn	B	N	B/N
Especificado		Máx. 0,08	Máx. 0,03	Máx. 0,04	0,30 - 0,45	0,0060 - 0,0090	Máx. 0,0090	
TESTE	1	0,085 ± 0,006	0,013 ± 0,001	0,021 ± 0,002	0,404 ± 0,005	0,0055 ± 0,0002	0,0186	0,296
	2	0,085 ± 0,019	0,014 ± 0,002	0,012 ± 0,001	0,374 ± 0,005	0,0070 ± 0,0006	0,0165	0,424
	3	0,080 ± 0,012	0,014 ± 0,001	0,014 ± 0,002	0,398 ± 0,012	0,0089 ± 0,0004	0,0177	0,503
	4	0,082 ± 0,006	0,016 ± 0,004	0,019 ± 0,004	0,410 ± 0,017	0,0090 ± 0,0007	0,0156	0,577
	5	0,114 ± 0,018	0,015 + 0,005	0,006 + 0,002	0,415 ± 0,016	0,0101 ± 0,0008	0,0155	0,652
	6	0,093 ± 0,009	0,018 ± 0,003	0,011 ± 0,002	0,365 ± 0,007	0,0109 ± 0,0010	0,0177	0,616
	7	0,078 ± 0,006	0,013 ± 0,003	0,013 ± 0,003	0,395 ± 0,007	0,0112 ± 0,0005	0,0154	0,727

Fonte: Arquivo pessoal.

4.1.2 ARAME

A partir do fio máquina 10B06 5,50mm foram produzidos arames de diâmetro 1,50mm por meio do processo de trefilação, em 12 passes. Apenas os fios máquinas dos testes 2, 3, 4 e 5 passaram por essa etapa em função de restrições operacionais para trefilação dos fios máquina dos sete testes.

A Tabela 2 descreve as reduções de diâmetro utilizadas no processo de trefilação. A distribuição das reduções é feita de forma a obter uma deformação a frio homogênea durante os passes e minimizar a ocorrência de arrebentamentos no processo. A redução mínima indicada por passe para obtenção de arames com boas propriedades é da ordem de 8%.

Tabela 2 - Passes de redução utilizados na trefilação do material.

Passe	Início	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Diâmetro (mm)	5,50	4,70	4,02	3,48	3,05	2,70	2,39	2,14	1,92	1,72	1,65	1,57	1,50
Redução (%)		27	27	25	23	22	22	20	20	20	8	9	9

Fonte: Arquivo pessoal.

4.1.3 AMOSTRAS ANALISADAS

Durante a trefilação do fio máquina (FM) foram retiradas amostras do 4º (diâmetro 3,03mm) e 8º (diâmetro 2,02mm) passes, além do produto final (diâmetro 1,50mm). O 4º e 8º Passes foram escolhidos para retirada de amostras, para avaliar a microestrutura do arame em etapas intermediárias da trefilação. Dessa forma, o presente trabalho possui 19 amostras diferentes para análise, entre os diâmetros 1,50mm e 5,50mm e com composições químicas variando com teor de boro de 55 a 112ppm. As configurações de amostras (diâmetro x composição química) estão dispostas na Tabela 3.

Tabela 3 - Detalhamento das amostras utilizadas no presente trabalho.

Teste	Teor de Boro (ppm)	FM 5,50mm	Arame 4º Passe 3,03mm	Arame 8º Passe 2,02mm	Produto final 1,50mm
1	55	X			
2	70	X	X	X	X
3	89	X	X	X	X
4	90	X	X	X	X
5	101	X	X	X	X
6	109	X			
7	112	X			

Fonte: Arquivo pessoal.

4.2 TERMOGRAFIA

Os dois principais fatores que influenciam na microestrutura e propriedades mecânicas do material são a composição química e o processo produtivo. Por esse motivo foi analisado também a etapa de resfriamento durante a laminação a quente do fio máquina, por meio de uma análise termográfica, com o objetivo de correlacionar os dados obtidos e a composição química, com a caracterização microestrutural.

A termografia consiste na medição da temperatura do fio máquina durante o processo de laminação a partir do ponto em que se inicia o resfriamento forçado no STELMOR®. Foi realizada a medição da temperatura do fio máquina 10B06 em 16 pontos do STELMOR®, iniciando-se na formação das espiras e finalizando no bobinamento.

A análise termográfica foi realizada utilizando-se a câmera FLIR FLIR P620, conforme mostra a Figura 11. Os parâmetros utilizados para medição foram: emissividade de 0,90, temperatura refletida de 20°C e distância do objeto de 1m.

Figura 11 - Câmera utilizada na análise termográfica.

Fonte: Arquivo pessoal.

4.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

As amostras utilizadas na caracterização metalográfica, foram retiradas das seções transversal dos fios máquina e longitudinal dos arames. A preparação das amostras envolveu as etapas de corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico.

O corte das amostras foi realizado em uma máquina de corte metalográfica Arocor 80 da marca Arotec, utilizando-se um disco de 300mm de carbeto de silício.

Em seguida, as amostras foram embutidas a quente com baquelite, em uma embutidora modelo Pré.40 Mi da Arotec.

As amostras foram lixadas em uma máquina manual, modelo Aropol 2V da Arotec. Na lixadeira as amostras foram preparadas em lixas d'água à base de SiC com granulometria de 180, 240, 320, 400, 600, 1000, 1200, 1500, 2000 e 2400 mesh. A cada troca de lixa, as amostras eram rotacionadas em 90°.

O polimento foi realizado em uma politriz manual, modelo Aropol 2V da Arotec, com rotação de 600 RPM, pano auto-adesivo para polimento metalográfico, modelo TWI. O agente polidor utilizado foi a pasta de diamante 3 μ m da marca Arotec.

Com o objetivo de caracterizar as microestruturas presentes no material, foram utilizados dois ataques diferentes: Nital e Le Pera.

O ataque Nital 2% (2 ml de ácido nítrico e 98 ml de álcool etílico) foi feito por imersão, com a face da amostra voltada para baixo durante 20s. Em seguida, a amostra foi lavada em água corrente e seca em jato de ar quente.

O ataque Le Pera (1g de Metabissufito de sódio dissolvido em 100 ml de água destilada + 4g de ácido pícrico dissolvido em 100ml de álcool etílico, na concentração de 1:1) foi realizado seguindo o mesmo procedimento, porém a imersão foi feita por 3 minutos.

Para análise do tamanho de grão austenítico, foram retiradas amostras do fio máquina com aproximadamente 10 cm de comprimento. Em seguida, as amostras foram colocadas na estufa por 3h a uma temperatura de 950°C. Os parâmetros de temperatura e tempo foram definidos a partir da temperatura de austenitização deste aço e de forma a simular as condições oferecidas do forno de reaquecimento do laminador no qual o fio máquina foi produzido.

Após o aquecimento, as amostras foram resfriadas rapidamente por imersão em água, com o objetivo de provocar uma transformação alotrópica, preservando o tamanho de grão austenítico. Em seguida as amostras foram embutidas e foi realizado um leve lixamento, a fim de não danificar o contorno do grão. O método para revelar o tamanho de grão austenítico e as técnicas metalográficas utilizadas seguiram a norma ABNT NBR 7555 - 1990. Os resultados encontrados foram analisados de acordo com a norma ASTM E112 - 2013.

A medição do tamanho dos grãos foi feita no software Image Pro Plus 4.5 e análise dos dados foi realizada no software Minitab.

4.3.1 MICROSCÓPIO ÓPTICO

Após os ataques químicos as amostras foram fotografadas em microscópio ótico, OLYMPUS BX51M, nas ampliações de 200, 400, 500, 1000 e 2000X. As imagens foram obtidas em diferentes regiões das amostras, com o objetivo de verificar a microestrutura do material em toda a sua extensão.

4.3.2 MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA

Foram realizadas análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) para confirmação e detalhamento das microestruturas identificadas nas análises de microscopia ótica. As imagens obtidas no MEV permitem uma visualização com ampliações maiores e resolução mais adequada para caracterização, por meio da morfologia, de microconstituintes presentes em pequenas quantidades na microestrutura do material. As imagens foram obtidas no microscópio eletrônico de varredura da marca Zeiss, modelo EVO MA10 EDS Oxford x-Stream 2, instalado no laboratório de Qualidade da MAN Latin America, em Resende, Rio de Janeiro.

Foram realizadas análises nas amostras de fio máquina dos testes 1 (55ppm), 3 (89ppm) e 7 (112ppm), testes com menor, intermediário e maior teores de boro, respectivamente, representativas da microestrutura do aço 10B06. Para obter maior contraste as amostras foram previamente atacadas com Nital 2%. Foram obtidas imagens com ampliações originais de 2.000, 5.000, 10.000 e 20.000X.

4.4 CARACTERIZAÇÃO POR DIFRATOMETRIA DE RAIOS X

Foi realizada a caracterização por difratometria de raios X nas amostras 1 (55ppm B), 4 (90ppm B) e 7 (112ppm B) de fio máquina com o objetivo de identificar das fases e compostos presentes, e realizar uma análise comparativa entre o resultado obtido nas três amostras.

As análises foram feitas em um difratômetro da marca Shimadzu, modelo XRD 6000, instalado na Escola de Engenharia de Lorena- USP. Foram utilizados os seguintes parâmetros: radiação de Mo-K α , ângulo inicial de 10° e final de 70°, ângulo de passo de 0,05° e tempo de 20s em cada passo.

A análise dos resultados foi realizada utilizando-se o *software* PANalytical HighScore Plus e base de dados PDF2-03DB_cv.

4.5 MICRODUREZA

As análises de microdureza foram realizadas na seção longitudinal das amostras de fio máquina e arames em um microdurômetro da marca BUEHLER modelo MICROMET 2004 instalado no laboratório de metalografia da USP - EEL. Foram realizadas 20 medições em cada amostra, utilizando-se uma carga de 2kgf, durante 30s.

4.6 NANODUREZA

As medições de nanodureza foram realizadas em um nanoindentador NHT2 da Anton Paar instalado no laboratório de micro e nanoindentação do Instituto de Estudos Avançados da Aeronáutica conforme mostrado na Figura 12. O indentador utilizado foi do tipo Vickers. As medições foram realizadas utilizando-se uma carga de 10mN, durante 10s.

Figura 12 - Foto do nanoindentador utilizado nas análises.

Fonte: Arquivo pessoal.

4.7 ENSAIO DE TRAÇÃO

Foram realizados três ensaios de tração para cada condição testada (diâmetro x composição química), totalizando 57 ensaios, realizados conforme a norma ASTM E8/E8M - 2016. Foi utilizada a média dos três ensaios como resultado final.

Os ensaios de tração do fio máquina foram realizados na máquina de tração Tinius Olsen Super L602 30.000kgf do Laboratório de Ensaios Mecânicos da Votorantim Siderurgia de Resende.

Já os testes dos arames foram realizados na máquina Metrocon, modelo MVN 10.000kgf do Laboratório de Ensaios Mecânicos da Votorantim Siderurgia de Barra Mansa.

4.8 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

Após ensaio de tração, amostras selecionadas foram submetidas à análise fractográfica para avaliação do mecanismo de fratura e identificação de eventuais diferenças de comportamento entre as composições químicas. Foram realizadas análises nas amostras 1 (55ppm B), 4 (90ppm B) e 7 (112ppm B) do fio máquina e, no arame trefilado de diâmetro 1,50mm, amostras 2 (70ppm B) e 5 (101ppm B).

As análises foram realizadas no microscópio eletrônico de varredura LEO modelo 1450VP, instalado no laboratório de microscopia da USP – EEL.

5 RESULTADOS

5.1 TERMOGRAFIA

Foi realizada a medição da temperatura do fio máquina em 16 pontos do STELMOR®, iniciando na formação das espiras até o bobinamento do material, conforme indicado na Figura 13 por bolas vermelhas, no desenho esquemático do STELMOR®.

Figura 13 – Desenho esquemático com visão lateral do STELMOR®.

Fonte: (Votorantim Metais, 2008.)

A Figura 14 mostra uma foto real, com visão superior de um equipamento STELMOR®, com o fio máquina sendo laminado. É possível observar a alteração da coloração das espiras do fio máquina em função do resfriamento sofrido pelo material ao longo do STELMOR®.

Figura 14 – Foto com a visão superior de um equipamento STELMOR®.

Fonte: Arquivo pessoal.

A Figura 15 mostra graficamente todos os pontos medidos ao longo do STELMOR®, no qual é possível observar uma queda de 393°C entre os pontos 1 (767°C) e 16 (374°C), em função do resfriamento sofrido pelo material. Nos pontos 10 e 14 foram observados um aumento de temperatura em função da dissipação de calor do núcleo em direção à superfície do fio máquina.

Figura 15 – Perfil Térmico do STELMOR® com todos os pontos avaliados.

Fonte: Arquivo pessoal.

A Tabela 4 mostra todas as imagens obtidas pela câmera de termografia em cada ponto de medição. Em cada imagem da termografia foram realizadas medições de temperatura em dois pontos do material considerados significativos, sendo considerado para análise a temperatura máxima encontrada. A variação de cores nas espiras do fio máquina indicam diferentes temperaturas em regiões próximas. Dessa forma, pode-se concluir que existe uma variação de temperatura ao longo do material, indicando um resfriamento heterogêneo das espiras, influenciado também pela troca de calor que acontece no próprio material.

Tabela 4 – Termografia com a temperatura do Fio Máquina ao longo do STELMOR®.

PONTO	TERMOGRAFIA	TEMPERATURA MÁXIMA
1		767°C
2		745°C

(continua)

(continuação)

Tabela 4 - Termografia com a temperatura do Fio Máquina ao longo do STELMOR®.

3		670°C
4		675°C
5		642°C

(continua)

(continuação)

Tabela 4 – Termografia com a temperatura do Fio Máquina ao longo do STELMOR®.

6		601°C
7		577°C

(continua)

(continuação)

Tabela 4 – Termografia com a temperatura do Fio Máquina ao longo do STELMOR®.

8		536°C
9		556°C

(continua)

(continuação)

Tabela4 – Termografia com a temperatura do Fio Máquina ao longo do STELMOR®.

10		571°C
11		530°C

(continua)

(continuação)

Tabela 4 – Termografia com a temperatura do Fio Máquina ao longo do STELMOR®.

12		469°C
13		479°C

(continua)

(conclusão)

Tabela 4 – Termografia com a temperatura do Fio Máquina ao longo do STELMOR®.

14		511°C
15		453°C
16		374°C

Fonte: Arquivo pessoal.

A Figura 16 mostra fotos reais do STELMOR®, no qual foi realizada a termografia. A Figura 16.a mostra a formação das espiras, correspondente ao ponto 1 da termografia. A Figura 16.b mostra o início do STELMOR®, onde ocorre o resfriamento forçado por meio de ventiladores e a Figura 16.c mostra todo o STELMOR®. A Figura 16.d. mostra o início da formação da bobina, correspondente ao ponto 16 da termografia. As Figuras 16.e e 16.f mostram a bobina sendo formada e suas condições finais, com peso aproximado de 2t.

Figura 16 – Fotos reais mostrando o processo desde o formador de espiras até a produção das bobinas.

Fonte: Arquivo pessoal.

Considerando os dados de temperatura encontrados na termografia, foi realizada uma análise, com base na literatura, para avaliar a influência do processo produtivo do fio máquina com a microestrutura e propriedades mecânicas encontradas no material.

Segundo Andrews³ (1965 apud ELISEI, 2008, p. 98) as temperaturas Ac_3 ou Ae_3 representam a temperatura mínima de austenização ou limite superior de um intervalo crítico. As temperaturas Ac_1 ou Ae_1 , representam o início do intervalo de transformação ou a temperatura eutetóide.

Figura 17 – Diagrama Ferro-6,67% Carbono: A, austenita; F, ferrita; P, perlita.

Fonte: (USTINOVSHCHIKOV, 2007.)

A Figura 17 representa a temperatura Ac_3 pela linha GS , onde pode-se observar que quanto maior o teor de carbono, menor a temperatura Ac_3 . Já a temperatura Ac_1 é representada pela linha de 727°C .

Tabela 5 – Composição química (% peso) representativa do aço 10B06 com os elementos utilizados para cálculo de Ac_1 e Ac_3 .

C	P	Cu	Ni	Cr	Mn	Si	Mo	Al
0,07	0,018	0,26	0,08	0,10	0,37	0,07	0,026	0,005

Fonte: Arquivo pessoal.

Aplicando-se as fórmulas de Andrews³ (1965 apud ELISEI, 2008, p. 98-99) para A_{c1} , A_{c3} e M_s para composição química do aço 10B06 representada na Tabela 5, obtêm-se:

$$A_{c1} = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad (2)$$

$$A_{c1} = 723 - 10,7 (0,37) - 16,9 (0,08) + 29,1 (0,07) + 16,9 (0,10)$$

$$A_{c1} = 721,4^{\circ}\text{C}.$$

$$A_{c3} = 910 - 203\sqrt{C} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W - (+ 30Mn + 11Cr + 20Cu - 700P - 400Al - 120As - 400Ti) \quad (3)$$

$$A_{c3} = 910 - 203\sqrt{0,07} - 15,2 (0,08) + 44,7 (0,07) + 31,5 (0,026) - 30 (0,37) - 11 (0,10) - 20 (0,26) + 700 (0,018) + 400 (0,005)$$

$$A_{c3} = 856,2^{\circ}\text{C}.$$

$$M_s (^{\circ}\text{C}) = 539 - 453C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr \quad (4)$$

$$M_s (^{\circ}\text{C}) = 539 - 423 (0,07) - 30,4 (0,37) - 17,7 (0,08) - 12,1 (0,10)$$

$$M_s (^{\circ}\text{C}) = 493,4^{\circ}\text{C}.$$

O resfriamento forçado do fio máquina foi iniciado a temperatura de 767°C , que encontra-se dentro do intervalo intercrítico, isto é, entre A_{c1} ($721,4^{\circ}\text{C}$) e A_{c3} ($856,2^{\circ}\text{C}$). Nessa região estão presentes duas fases, ferrita (α) e austenita (γ).

A ferrita possui estrutura CCC, dessa forma dissolve pouco carbono e, por esse motivo, não se transformará após o resfriamento. Entretanto, a austenita (CFC) é rica em carbono e deverá ser o constituinte responsável pela transformação em bainita (ferrita + cementita), austenita retida e martensita (ELISEI, 2008).

Dessa forma, o resfriamento forçado a partir da temperatura intercrítica 767°C pode levar à formação de microconstituintes frágeis.

³ ANDREWS, K. W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. **Journal of the Iron and Steel Institute**, p. 721-727, 1995.

5.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Comparando-se as microestruturas do fio máquina e dos arames, obtidas em microscópio óptico (MO), observa-se a transformação do grão equiaxial em grão encruado, consequência do processo de trefilação, conforme já havia sido mostrado esquematicamente na Figura 9. Quanto maior a redução (número de passes) maior é o encruamento (deformação) dos grãos, como pode ser observado na Figura 18 nas micrografias do fio máquina e arame trefilado. O fio máquina foi trefilado do diâmetro 5,50mm (Figura 18.a) para 1,50mm (Figura 18.d), tendo sofrido uma redução total de 89% de área. As Figura 18.b e 18.c mostram a microestrutura do material com diâmetros de 3,05 e 1,92mm, respectivamente.

Figura 18 – Microestruturas do teste 1 com ataque Nital observadas no MO com ampliação original de 1000X do a) Fio Máquina, b) 4º passe, c) 8º passe d) Passe final.

Fonte: Arquivo pessoal.

5.2.1 FIO MÁQUINA

Foi realizada análise utilizando microscopia óptica em todas as amostras de fio máquina e, em microscópio eletrônico de varredura (MEV), nos testes 1, 3 e 7, com 55, 89 e 112ppm de boro.

As Figuras 19 a 25 mostram que todos os testes apresentaram microestrutura composta de ferrita e perlita nos contornos de grão. As imagens de MEV com ampliação de 2.000X (Figura 19.c, Figura 21.c e Figura 25.c) também evidenciaram microestrutura predominante de ferrita com perlita nos contornos de grão.

Figura 19 - Microestrutura do teste 1 com ataque Nital com ampliações de a) 200X no MO, b) 500X no MO e c) 2.000X no MEV.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 20 - Microestrutura do teste 2 com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 21 - Microestrutura do teste 3 com ataque Nital com ampliações de a) 200X no MO, b) 500X no MO e c) 2.000X no MEV.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 22 - Microestrutura do teste 4 com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 23 -Microestrutura do teste 5 com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 24 - Microestrutura do teste 6 com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 25 - Microestrutura do teste 7 com ataque Nital com ampliações de a) 200X no MO, b) 500X no MO e c) 2.000X no MEV.

Fonte: Arquivo pessoal.

Fazendo uma análise comparativa entre as imagens das microestruturas dos sete testes realizados, obtidas com Nital, não foi possível observar diferença significativa, como pode ser visto nas Figuras 26.a -f, onde todas apresentaram uma proporção aproximada de 88% de ferrita e 12% de perlita.

Figura 26 - Microestruturas com ataque Nital observadas no MO com ampliação de 1000X dos testes a) 1, b) 2, c) 3, d) 4, e) 5, f) 6 e g) 7.

Fonte: Arquivo pessoal.

Também foram obtidas imagens da microestrutura do fio máquina com ataque Le Pera, com o objetivo de observar a presença das microestruturas não identificadas com o reagente Nital.

No presente trabalho, a ferrita apareceu marrom claro quando o ataque Nital foi realizado previamente ao Le Pera, conforme apresentado na Figura 27. Já nas imagens obtidas somente com Le Pera, a ferrita apresentou coloração azul, como pode ser visto na Figura 28.b. O reagente Nital é utilizado em complemento ao Le Pera para ressaltar os contornos de grão do material. No aço 10B06 utilizado nesse trabalho, observou-se um bom contraste entre a ferrita e o microconstituente MA somente com o reagente Le Pera, porém a perlita (P) não foi revelada nesse caso.

Comparando-se a imagem da microestrutura obtida com ataque Nital com a alcançada com Le Pera, observa-se que as regiões branca e escura na Figura 28.a aparecem azul e branca, respectivamente, na Figura 28.b.

O reagente Le Pera mostrou que o que foi identificado somente como perlita (região escura) no ataque Nital, microconstituente comum em aços baixo carbono é, em parte, martensita e/ou austenita retida. A fase composta de martensita e austenita retida é chamada de constituinte MA, e sua presença pode aumentar a dureza do fio máquina e causar fraturas durante a trefilação do arame. Essa fase também pode aumentar a resistência final para valores acima do desejado (FERREIRA; BORATTO; BUONO, 2015).

Esse resultado não era esperado para um aço baixo carbono, considerando que o microconstituente MA é rico em carbono e habitualmente não é encontrado nesse tipo de aço em temperatura ambiente.

A análise do processo produtivo do fio máquina realizada no item 5.1 mostrou que o resfriamento forçado foi iniciado a partir da temperatura intercrítica de 767°C, o que pode contribuir para formação do constituinte MA por meio da transformação de parte da austenita.

Conforme evidenciado por Jacques (2001) em um aço baixo carbono com estrutura multifásica, o tratamento a uma temperatura intercrítica mais baixa é preferencial, pois favorece um maior enriquecimento de carbono na austenita, o que, conseqüentemente, reduz a temperatura de formação da martensita. Fazendo uma comparação desse caso com o aço 10B06 utilizado nesse trabalho, pode-se concluir que quanto mais próximo de A_{c1} (721,4°C) for a temperatura do material antes do resfriamento forçado (temperatura no formador de espiras = 767°C), mais baixa será M_s , a temperatura de formação da martensita.

Dessa forma, apesar da M_s encontrada para o aço 10B06 ser de 493,4°C, valor acima do verificado no material ao final do STELMOR® (374°C), a M_s pode ser mais baixa nos pontos de austenita com carbono mais elevado. Como pode ser observado na Equação 3, o carbono possui grande influência na redução da temperatura M_s . Convertendo para valores práticos, a cada 0,01% de enriquecimento de carbono, há uma redução de 4,5°C na M_s .

Figura 27 - Microestrutura do teste 2 com ataque Nital + Le Pera observada no MO com ampliação original de 2000X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Conforme descrito por Elisei (2008), o reagente Le Pera colore de marrom escuro a bainita, de branco a palha a martensita e/ou austenita retida (MA) e de tons de verde a azul, ou ainda marrom claro, a ferrita (F).

Figura 28 - Comparação da microestrutura do teste 1 com ampliação de 1000x no MO com ataque a) Nital e b) Le Pera.

Fonte: Arquivo pessoal.

Comparando-se as microestruturas obtidas com ataque Le Pera nos fios máquina com menor (55ppm – Teste 1) e maior (112ppm – Teste 7) teor de boro, observa-se uma diferença na quantidade de martensita e/ou austenita retida (parte branca), mostrado na Figura 29.

A diferença na quantidade de MA verificada qualitativamente entre as duas imagens da Figura 29 pode ser justificada por um possível aumento na temperabilidade do teste 7 (Figura 29.b) em função do maior teor de boro contido nesse aço (112ppm). O contraste das cores branco e azul das imagens obtidas com reagente Le Pera não foi suficiente para quantificar os percentuais de cada microconstituente no software Image Pro Plus 4.5.

Segundo Shigesato (2014), o boro aumenta consideravelmente a temperabilidade do aço em pequenas quantidades, por esse motivo a sua adição é uma forma desejada para fabricação de produtos de alta resistência sem utilizar elementos de custo elevado. Entretanto, é necessário bastante atenção ao processo produtivo para controlar o efeito do boro na temperabilidade, que é muito elevado.

Figura 29 - Microestruturas com ataque Le Pera observada no MO com ampliação de 400X dos testes a) 1 e b) 7.

Fonte: Arquivo pessoal.

Nas análises realizadas no MEV com ampliações de 5.000, 10.000 e 20.000X, (Figuras 30 a 33) foi possível observar a presença de ferrita, perlita e constituinte MA, confirmando os resultados obtidos com microscópio óptico utilizando os reagentes Nital e Le Pera. Dessa forma, não foi observada diferença entre as microestruturas considerando uma análise qualitativa das imagens.

A Figura 30.b evidencia a presença de um grão multifásico, composto parcialmente de perlita, com lamelas bem definidas, e parcialmente do microconstituente MA, localizado no contorno de um grão de ferrita.

A Figura 31.b mostra a presença de um constituinte MA, que fica evidente com ampliação de 20.000X, pois observa-se a ausência de lamelas bem definidas, morfologia característica da perlita. É possível observar que essa estrutura aparenta ter sofrido um desprendimento, típico de microconstituintes frágeis.

As Figuras 32 e 33, referentes aos testes 3 e 7, também evidenciam a presença de perlita, microconstituente MA e grãos multifásicos nos contornos de grão, conforme observado na microestrutura do teste 1.

Figura 30 – Microestrutura do Teste 1 (55ppm B) observada no MEV com ampliação de a) 5.000X e b) 20.000X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 31 – Microestrutura do Teste 1 (55ppm B) observada no MEV com ampliação de a) 5.000X e b) 20.000X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 32 - Microestrutura do Teste 3 (89ppm B) observada no MEV com ampliação de a) 5.000X e b) 10.000X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 33 - Microestrutura do Teste 7 (112ppm B) observada no MEV com ampliação de a) 5.000X e b) 10.000X.

Fonte: Arquivo pessoal.

O microconstituente MA não era esperado na microestrutura do aço 10B06 utilizado nesse trabalho e produzido em um processo de laminação com resfriamento controlado. A microestrutura desejada nesse caso seria de ferrita e perlita lamelar (fina), conforme descrito por Kazeminezhad (2003), objetivando uma melhor trefilabilidade do fio máquina.

Entretanto, a morfologia observada em alguns pontos das imagens obtidas por MEV confirma a presença desse microconstituente, conforme também pode ser observado na Figura 34 para as indicações M (martensita), obtida por Jacques et al. (1998).

Figura 34 – Microestrutura de MEV de aço a) Dualphase - DP e b) Multiphase - MP.

Fonte: (Jacques et al., 1998.)

A presença de MA, microconstituente frágil, nessa microestrutura, pode ter influência no número de arrebentamentos durante o processo de trefilação, pois é uma fase com menor deformabilidade, o que pode facilitar o início de ruptura nesse ponto.

Entretanto, os microconstituintes MA encontrados no material são pequenos, na ordem de 3µm, não inviabilizando a trefilação do material, já que a maior parte da microestrutura é constituída de ferrita, que possui elevada deformabilidade.

5.2.2 ARAME - 4º PASSE

As Figuras 35 a 44 mostram as microestruturas obtidas no arame do 4º Passe com ataque Nital e Nital + Le Pera no microscópio óptico.

As Figuras 35, 37, 39 e 41 mostraram microestrutura composta de ferrita e perlita com grãos alongados em função do processo de trefilação sofrido pelo material.

As Figuras 36, 38, 40 e 42 obtidas no MO com ataques Nital + Le Pera também evidenciaram a presença do microconstituente MA nas amostras do 4º Passe.

A Figura 43.a - d mostra que não existe diferença qualitativa na microestrutura dos materiais do 4º Passe, entre os testes 2, 3, 4 e 5 com ataque Nital.

Figura 35 - Microestrutura do teste 2 do 4º passe de trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 36 - Microestrutura do teste 2 do 4º passe de trefilação com ataque Nital + Le Pera observada no MO com ampliação de 1000X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 37 - Microestrutura do teste 3 do 4º passe de trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 38 - Microestrutura do teste 3 do 4º passe de trefilação com ataque Nital + Le Pera observada no MO com ampliações de a) 1000X e b) 2000X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 39 - Microestrutura do teste 4 do 4º passe de trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 40 - Microestrutura do teste 4 do 4º passe de trefilação com ataque Nital + Le Pera observada no MO com ampliações de a) 1000X e b) 2000X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 41 - Microestrutura do teste 5 do 4º passe de trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 42 - Microestrutura do teste 5 do 4º passe de trefilação com ataque Nital + Le Pera observada no MO com ampliações de a) 500X e b) 1000X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 43 - Microestruturas do 4º Passe com ataque Nital observadas no MO com ampliação de 1000X dos testes a) 2, b) 3, c) 4 e d) 5.

Fonte: Arquivo pessoal.

5.2.3 ARAME - 8º PASSE

As Figura 44 a 47 mostram as microestruturas apresentadas no arame do 8º Passe com ataque Nital obtidas no microscópio óptico. É possível observar microestrutura composta por ferrita e perlita com grãos ainda mais alongados do que os observados do 4º Passe em função do maior grau de redução sofrido pelo material.

A Figura 48 confirma que não existe diferença entre as microestruturas dos testes 2, 3, 4 e 5 com ataque Nital, conforme observado nas amostras do fio máquina e arame do 4º Passe.

Figura 44 - Microestrutura do teste 2 do 8º passe de trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 45 - Microestrutura do teste 3 do 8º passe de trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 46 - Microestrutura do teste 4 do 8º passe de trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 47 - Microestrutura do teste 5 do 8º passe de trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 48 - Microestruturas do 8º Passe com ataque Nital observadas no MO com ampliação de 1000X dos testes a) 2, b) 3, c) 4 e d) 5.

Fonte: Arquivo pessoal.

5.2.4 PRODUTO FINAL

As Figuras 49 a 52 mostram as microestruturas obtidas no Produto Final com ataque Nital no microscópio óptico. Foi observada microestrutura composta de ferrita e perlita, assim como identificado nos passes 4 e 8, com grãos mais alongados em função da redução total de 93% sofrida pelo fio máquina, partindo do diâmetro 5,50mm para 1,50mm. O forte encruamento sofrido pelo material justifica a necessidade de utilização de um aço baixo carbono com microestrutura predominantemente ferrítica com perlita lamelar. Essa microestrutura apresenta boa trefilabilidade, permitindo reduções maiores na seção do fio máquina.

A Figura 53 confirma que não existe diferença aparente entre as microestruturas dos testes 2, 3, 4 e 5 com ataque Nital.

Figura 49 - Microestrutura do teste 2 do produto final da trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 50 - Microestrutura do teste 3 do produto final da trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 51 - Microestrutura do teste 4 do produto final da trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 52 - Microestrutura do teste 5 do produto final da trefilação com ataque Nital observada no MO com ampliações de a) 200X e b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 53 - Microestruturas do Produto Acabado (PA) com ataque Nital observadas no MO com ampliação de 1000X dos testes a) 2, b) 3, c) 4 e d) 5.

Fonte: Arquivo pessoal.

Foi realizada análise em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) na microestrutura do produto final (diâmetro 1,50mm) nos testes 3 (89ppm B) e 4 (90ppm B), representativos do aço 10B06. As Figura 54 e 55 mostram o resultado obtido, onde é possível observar a presença predominante de ferrita com ilhas de perlita e MA. Todos os microconstituintes estão alongados em função do encruamento sofrido.

Figura 54 – Microestrutura do Teste 3 observada no MEV com ampliação de a) 2.000X e b) 10.000X.

Fonte: Arquivo pessoal.

A Figura 54.b mostra a presença do microconstituente MA, identificado pela morfologia, assim como foi encontrado no fio máquina. Comparativamente com a perlita, é possível observar que o alongamento sofrido pela MA inferior, e sua geometria apresenta característica mais arredondada mesmo depois de trefilada, em função da resistência mais elevada desse microconstituente.

A Figura 55.b evidencia novamente a presença de um grão multifásico, composto parcialmente de perlita, com lamelas bem definidas, e parcialmente do microconstituente MA, assim como encontrado no fio máquina.

Figura 55 – Microestrutura do Teste 4 observada no MEV com ampliação de a) 2.000X, b) 5.000X e c) 10.000.

Fonte: Arquivo pessoal.

5.2.5 DIFRATOMETRIA DE RAIOS X

As Figuras 56 - 58 apresentam os resultados obtidos por difratometria de raios X nos testes 1 (55ppm B), 4 (90ppm B) e 7 (112ppm B).

Figura 56 - Difratograma de raios X do teste 1 com intensidade máximo no eixo Y de a) 10.000cps e b) 500cps.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 57 - Difratoograma de raios X do teste 4.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 58 - Difratoograma de raios X do teste 7.

Fonte: Arquivo pessoal.

Com base nos difratogramas obtidos foram identificadas as fases α e cementita com manganês em solução sólida do ferro. Não foi observada diferença significativa entre os difratogramas dos 3 testes, exceto pela intensidade do pico presente em $2\theta = 20,2^\circ$, referente aos planos (110) e (031), que apresentou valores de 9092, 3834 e 4980cps para os testes 1, 2 e 3, respectivamente. A Figura 56.b mostra o difratograma do teste 1 com intensidade máxima de 500cps, onde é possível observar com maior facilidade os picos de menor intensidade.

A fase α representa a estrutura CCC (cúbica de corpo centrado), a qual, no presente trabalho é representada predominantemente pela ferrita. Corroborando com as análises microestruturais do aço 10B06, a fase α também pode representar a martensita de estrutura CCC com pouco carbono na rede. Entretanto não é possível diferenciar essa microestrutura da ferrita no difratograma de raios X, pois as duas possuem a mesma estrutura cristalográfica.

A presença de austenita retida (γ) não foi identificada nos difratogramas. Os métodos convencionais de quantificação de austenita retida em aço podem apresentar dificuldades para detectar e quantificar pequenas quantidades de austenita, e uma análise crítica dos métodos comumente utilizados, como microscopia, difração de raios X e medições de saturação magnética, ainda não foram realizadas para esse tipo de material (FERREIRA; BORATTO; BUONO, 2015).

Pela análise dos difratogramas, também foi possível identificar a presença de manganês e cementita em solução sólida. Os raios atômicos do ferro e do manganês possuem valores próximos, dessa forma esses dois elementos podem formar soluções sólidas substitucionais. Além disso, o manganês possui alta afinidade com o carbono, sendo o único elemento com possibilidade de se combinar com a cementita em solução sólida, assim como identificado nas análises de difratometria de raio x realizadas nesse trabalho.

5.2.6 TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO

Foi realizada a análise de tamanho de grão austenítico nos testes 1, 3 e 7, com 55, 89 e 112ppm B, respectivamente.

Esses três testes foram escolhidos para análise pois possuem o menor, intermediário e maior teores de boro, permitindo a avaliação da influência desse elemento no tamanho de grão austenítico em toda a faixa estudada no presente trabalho.

A Figura 59.a - c mostra uma das micrografias utilizadas para medição do tamanho de grão austenítico em cada teste. É possível observar uma distribuição heterogênea no tamanho médio de grão dos materiais.

Figura 59 – Micrografias com ataque Nital e ampliação de 200X utilizadas para medição do tamanho de grão austenítico dos testes a) 1 (55ppm B), b) 3 (89ppm B) e c) 7 (112ppm B).

Fonte: Arquivo pessoal.

Em cada teste analisado foram realizadas aproximadamente 320 medições de tamanho de grão, em diferentes áreas das amostras. A Figura 60 mostra a distribuição dos dados de medição em cada teste, onde é possível observar grãos variando de 5μm a 100μm, sendo que a maior frequência de dados está na faixa de 20 a 30μm em todos os testes analisados. Esses valores estão de acordo com o encontrado por Mejía (2011), em um aço com composição química semelhante e boro variando de 0 e 112ppm. Nessas condições o material analisado por Mejía (2011) apresentou tamanho de grão austenítico variando de 30,8 a 40,1μm.

Figura 60 – Gráficos com a distribuição dos tamanhos de grão austenítico dos testes a) 1 (55ppm B), b) 3 (89ppm B) e c) 7 (112ppm B).

Fonte: Arquivo pessoal.

A Tabela 6 mostra a média e os desvios padrão em cada teste. É possível observar um desvio padrão elevado, na faixa de 18μm, em função da heterogeneidade presente no tamanho dos grãos

Tabela 6 – Tamanho de Grão austenítico dos testes 1, 3 e 7.

Teste	Nº Dados	Tamanho de Grão (μm)
1	319	$28,36 \pm 18,17$
3	321	$29,50 \pm 18,80$
7	311	$29,65 \pm 18,66$

Fonte: Arquivo pessoal.

O boro é caracterizado como um elemento de elevada difusibilidade na austenita, segregando rapidamente no contorno de grão da austenita antes da transformação da austenita em ferrita durante o resfriamento. É bastante conhecido que uma pequena quantidade de boro aumenta significativamente a temperabilidade dos aços. Esse efeito é atribuído a segregação em contorno de grão mencionada, a qual retarda a transformação difusional da austenita em ferrita pela diminuição da energia interfacial do contorno de grão da austenita. Entretanto, há uma quantidade limite de boro, o excesso desse elemento induz a precipitação no contorno de grão da austenita como borocarbonetos, $\text{M}_{23}(\text{C},\text{B})_6$, que age como sítios preferenciais para nucleação da ferrita, o que piora a temperabilidade do aço (HAN et al., 2008).

Uma possível justificativa para heterogeneidade no tamanho de grão austenítico do material é que o boro pode ter segregado no contorno do grão da austenita de forma heterogênea, fazendo com que alguns grãos tivessem seu crescimento bloqueado.

A dissolução de carbeto e carbonitretos acontece de forma heterogênea e demanda tempo, alguns grãos podem ficar livres do efeito das barreiras e adquirir a possibilidade de crescimento predominante (KHLUSOVA; KRUGLOVA; ORLOV, 2007).

A Figura 61 mostra uma estrutura de grãos heterogêneos similar à encontrada no aço 10B06.

Figura 61 - Estrutura de heterogênea de grão austenítico em aço baixo carbono.

Fonte: Khlusova, 2007.

Figura 62 – Gráfico do tamanho de grão austenítico médio com o respectivo desvio padrão em função do teor de boro.

Fonte: Arquivo pessoal.

Pelos resultados mostrados na Figura 62 não foi possível observar diferença significativa no tamanho de grão austenítico médio entre os materiais com diferentes teores de boro.

O tamanho de grão austenítico médio encontrado no aço 10B06 está similar ao encontrado por Khlusova (2007) em material baixo carbono (0,08%), onde o material austenitizado em temperatura no intervalo de 1000 – 1150°C apresentou tamanho de grão entre 30 e 40 μm, o que é considerado um valor baixo, uma das características dos

tratamentos termomecânicos, com o objetivo de aumentar a resistência e melhorar ductilidade.

Uma característica importante do tratamento termomecânico é a possibilidade de regulação precisa de todos os parâmetros de processo com o objetivo de produzir estruturas homogêneas e obter o menor tamanho de grão austenítico possível, buscando melhorar resistência, ductilidade e resistência à deformação a frio do aço. O tamanho do grão austenítico em tratamentos termomecânicos depende dos parâmetros de aquecimento antes da laminação, deformação e condições de resfriamento (KHLUSOVA; KRUGLOVA; ORLOV, 2007).

5.3 MICRODUREZA

A Tabela 7 mostra os resultados de microdureza e respectivos desvios padrão para cada teste realizado. Observa-se uma redução da microdureza com o aumento do teor do boro.

O fio máquina apresentou microdureza variando de 146,7HV no teste 1 (55ppm B) a 134HV no teste 7 (112ppm B). Já nos 4º, 8º e passe final, os valores de microdureza caíram, entre os testes 2 e 5, de 263,8 para 238,5HV, de 270,9 para 267,2HV, de 281,9 para 279,6HV, respectivamente. Foi observado um aumento de 64% entre a microdureza do fio máquina e do 4º Passe, bem acima do incremento entre o 4º Passe e 8º, e 8º e passe final. Esse fato pode ser justificado pela redução de 69% existente entre o fio máquina e o 4º Passe, levando a um maior encruamento do material. Já a redução entre o 4º e 8º Passe, e 8º e Passe final foi de 40 e 39%, respectivamente.

Tabela 7 – Resultados de Microdureza Vickers (HV) para cada teste.

TESTE	PPM BORO	Microdureza Vickers (HV)			
		Fio Máquina	4º Passe	8º Passe	Passe final
1	55	146,7 ± 4,4			
2	70	140,0 ± 6,7	263,8 ± 10,7	270,9 ± 3,8	281,9 ± 5,8
3	89	138,3 ± 12	268,8 ± 11,3	269,2 ± 3,5	299,0 ± 11,0
4	90	135,7 ± 1,6	252,7 ± 2,2	271,8 ± 4,5	282,5 ± 15,5
5	101	145,9 ± 8,5	238,5 ± 18,8	267,2 ± 8,9	279,6 ± 10,2
6	109	134,2 ± 3,4			
7	112	134,0 ± 5,0			

Fonte: Arquivo pessoal.

A Figura 63 mostra os resultados em forma gráfica, onde fica evidente o encruamento sofrido pelo material entre os passes, de forma mais acentuada entre o fio máquina e o 4º Passe, conforme pode ser visto pelo coeficiente de inclinação das retas do gráfico.

Figura 63 – Gráfico com as microdurezas para os diferentes teores de boro.

Fonte: Arquivo pessoal.

A dureza do fio máquina do teste 5 (101ppm de boro) apresentou resultado acima do esperado, o que fica evidente na Figura 64. Esse resultado pode ser justificado pelo teor de carbono do teste 5 (0,11%), acima do encontrado nos outros testes (0,08 – 0,09%), conforme mostrado na Tabela 1. Esse comportamento mostra a forte influência do carbono nas propriedades mecânicas do material, que ficou mais evidenciada na dureza do que no limite de resistência.

A Figura 64.a - d mostra graficamente os valores médios de microdureza e os desvios padrão para cada teor de boro, para amostras do fio máquina, arames do 4º, 8º e passe final, respectivamente, onde é possível evidenciar a tendência de queda da microdureza com o aumento do teor de boro. Os desvios padrões apresentados estão dentro do esperado e não influenciam na análise realizada, mostrando homogeneidade na microestrutura do material.

Figura 64 - Microdurezas em função do teor de boro do a) Fio Máquina, b) Arame 4º Passe, c) Arame 8º Passe e d) Arame Passe final.

Fonte: Arquivo pessoal.

5.4 NANODUREZA

As análises de nanodureza foram realizadas em amostras dos testes 1 (55ppm B) e 7 (112ppm B) atacadas com o reagente Le Pera. Para realização das medições foram selecionados pontos específicos na região branca e azul, conforme identificado nas Figuras 65 e 66, com o objetivo de confirmar a presença do microconstituente MA, por meio comparativo com dureza da ferrita. A Tabela 8 mostra os resultados das medições realizadas. Foram realizadas poucas medições em função da dificuldade de realizar as indentações dentro das regiões brancas, de pequena área.

Tabela 8 – Resultados de nanodureza encontrados nos Testes 1 e 7.

Amostra	Dureza (HV)	
	Região branca = Constituinte MA	Região azul = Ferrita
Teste 1 – 55ppm Boro	349	281
	422	301
	424	-
Teste 7 – 112ppm Boro	393	-
	423	306

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 65 - Indentações no fio máquina do teste 1 (55ppm de boro) com ataque Le Pera.

(continua)

(conclusão)

Figura 65 - Indentações no fio máquina do teste 1 (55ppm de boro) com ataque Le Pera.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 66 - Indentações no fio máquina do teste 7 (112ppm de boro) com ataque Le Pera.

Fonte: Arquivo pessoal.

Foi observada uma diferença de dureza entre as regiões branca e azul, confirmando a presença dos microconstituintes MA e ferrita, revelados pelo reagente Le Pera. A martensita e/ou austenita retida apresentou dureza na faixa de 349 – 424HV e a ferrita de 280 – 310HV, estabelecendo uma diferença de 70 – 115HV entre as duas fases. A diferença de dureza encontrada entre alguns pontos na região azul (ferrita), de 281HV a 306HV pode ser justificada por distorções na rede cristalina causadas pela formação do microconstituente MA. Analisando as medições realizadas não foi possível identificar diferença de dureza entre os testes 1 (55ppm B) e 7 (112ppm B).

5.5 PROPRIEDADES OBTIDAS EM TRAÇÃO UNIAXIAL

A Tabela 9 mostra os resultados de propriedades mecânicas obtidos para o fio máquina e arame para cada teste realizado. Comparando-se o limite de resistência obtido no fio máquina com menor teor de boro (55ppm – 434MPa) com o de maior (112ppm – 394MPa), observa-se uma redução de 40MPa para um acréscimo de 57ppm de boro, confirmando o efeito esperado para esse elemento. Nos arames do 4º e 8º Passes e do produto final também foi evidenciada redução do limite de resistência com o aumento do teor de boro. Assim como na análise de microdureza, foi observado um aumento mais significativo entre os resultados do fio máquina e do 4º Passe, no qual foi identificado um incremento aproximado de 53%. Esse fato pode ser justificado pelas maiores reduções existentes nos primeiros passes da trefilação levando ao encruamento do material.

O maior valor de resistência e menor estricção encontrados no fio máquina foram de 434MPa e 76,6%, respectivamente, no teste com 55ppm de boro. Segundo Ferreira (2015), em medições práticas realizadas em outra planta indicam que os melhores resultados para trefilação direta do fio máquina 5,50mm para arame 0,80mm, foram obtidas quando a redução de área no ensaio de tração é acima de 74,5% e o limite de resistência é inferior que 573MPa. Limite de resistência acima desse valor indica que a fração volumétrica de fases mais resistentes, como MA, estão em quantidade superior ao máximo indicado para o fio máquina suportar a deformação até o diâmetro final desejado (FERREIRA; BORATTO; BUONO, 2015).

A Figura 67 mostra os resultados graficamente, onde é possível verificar o aumento significativo que ocorre no limite de resistência do material à medida que é trefilado.

Tabela 9 – Resultado do Limite de Resistência (LR) e Limite de Escoamento (LE) em MPa, Estricção e Alongamento (Al.) em %.

Teor B (ppm)	Fio Máquina			4º Passe		8º Passe		Produto Final	
	LR	LE	Estricção	LR	Al	LR	Al	LR	Al
55	434 ± 0,5	321 ± 1,5	76,6 ± 0,7						
70	410 ± 6,0	326 ± 3,0	79,0 ± 0,5	820 ± 11,8	2,2 ± 0,1	943 ± 17,7	1,8 ± 0,1	1020 ± 19,9	1,5 ± 0,1
89	407 ± 2,0	316 ± 3,9	77,0 ± 0,3	823 ± 0,4	2,2 ± 0,1	924 ± 10,5	1,7 ± 0,2	1070 ± 6,9	2,0 ± 0,3
90	413 ± 5,9	317 ± 3,6	77,3 ± 0,4	800 ± 8,3	2,3 ± 0,2	925 ± 2,4	1,7 ± 0,2	1018 ± 6,1	2,0 ± 0,2
101	416 ± 0,6	295 ± 1,7	80,2 ± 0,8	789 ± 12,5	2,0 ± 0,1	920 ± 7,4	2,2 ± 0,1	1017 ± 5,5	2,3 ± 0,2
109	403 ± 4,7	285 ± 2,1	77,8 ± 0,7						
112	394 ± 10,1	280 ± 6,3	78,0 ± 0,9						

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 67 - Gráfico com os Limites de Resistência para os diferentes teores de boro.

Fonte: Arquivo pessoal.

A Figura 68 mostra as médias dos resultados de limite de resistência dos três ensaios realizados em todas as condições testadas (fio máquina e arames) juntamente com os respectivos desvios padrão. Os desvios encontrados foram baixos, mostrando uniformidade das propriedades do material. É possível observar graficamente a tendência de queda do limite de resistência com o aumento do teor de boro.

Figura 68 – Limite de Resistência em função do teor de boro do a) Fio Máquina, b) Arame 4º Passe, c) Arame 8º Passe e d) Arame Passe final.

Fonte: Arquivo pessoal.

Quando o aço contém boro em adições altas, o limite de escoamento diminui, e a ductilidade do material aumenta pela combinação do boro com o nitrogênio. Quando se

deseja essa condição, não se deve introduzir excesso de elementos formadores de nitreto (SOUZA, 1990).

Foi mostrado experimentalmente que a presença de boro no fio máquina somente na forma de BN garante que o fio máquina terá boa ductilidade independentemente do tipo de aço contanto que o tratamento térmico seja ótimo: o limite de resistência será reduzido 30 – 55MPa pela adição de 0,003 – 0,014% (30 – 140ppm) de boro no aço baixo carbono. (PARUSOV et al., 2004)

A Figura 69 apresentada por PARUSOV (2004) mostra uma redução de 33MPa para uma variação 41ppm de boro, de 0,0057% para 0,0098% de boro na composição química do aço. Esse resultado está bem próximo dos valores encontrados no presente trabalho, redução de 40MPa para uma variação de 57ppm de boro.

Figura 69 – Efeito do boro no limite de resistência.

Fonte: (PARUSOV et al., 2004.)

No 4º e 8º passes foi observada uma redução de 31 e 23MPa no limite de resistência, respectivamente, entre os arames de 70 e 101ppm de boro. Já no passe final não foi observada diferença significativa nessa propriedade.

Foi verificado um aumento aproximado de 250% entre os limites de resistência do fio máquina (400MPa) e do arame final (1000MPa), considerando uma redução do diâmetro inicial de 5,50mm para diâmetro final do arame de 1,50mm.

Os dados de deformação e tensão foram coletados nos ensaios de tração e foram construídas as curvas tensão *versus* deformação dos fios máquina dos testes com 55, 70, 89, 101 e 112 ppm de boro, como pode ser visto na Figura 70.

Figura 70 – Curva tensão *versus* deformação dos testes com 55, 70, 89, 101 e 112ppm de boro.

Fonte: Arquivo pessoal.

Nas curvas mostradas na Figura 70 é possível identificar o efeito do envelhecimento no material em função do patamar identificado apresentado na região de escoamento descontínuo, conforme identificado pelo círculo vermelho.

É sabido que a curva tensão *versus* deformação de aço baixo carbono pode apresentar serrilhamento na região de encruamento obtida no ensaio de tração. Esse comportamento, também conhecido como efeito Portevin-LeChatelier, é acompanhado pelo aumento das taxas de encruamento, dependência negativa da taxa de deformação com o escoamento da deformação, e redução da ductilidade. Em aços comerciais, esse fenômeno acontece em função da interação, durante a deformação, das discordâncias com os átomos de nitrogênio (TAHERI; MACCAGNO; JONAS, 1995).

A partir dos dados da curva tensão *versus* deformação foram calculadas as tensões (S) e deformações (e) reais utilizando-se as equações abaixo, conforme citadas por Xu et al. (2012):

$$S = (1 + \epsilon) * \sigma \quad (5)$$

$$e = \ln(1 + \epsilon) \quad (6)$$

A partir da equação de Hollomon (Equação 7) pode-se obter uma informação importante do material, o coeficiente de encruamento (n). Conforme descrito por Xu et al. (2012), o coeficiente de encruamento é um parâmetro que define a capacidade de

encruamento dos materiais metálicos, estabelecido no estágio de deformação plástica uniforme durante o ensaio de tração.

$$S = Ke^n \quad (7)$$

O coeficiente de encruamento do material pode ser calculado plotando-se uma curva duplamente logarítmica ($\log S \times \log e$) e linearizando-a na região de valores elevados de tensão. A inclinação da reta fornece o valor do coeficiente de encruamento e K consiste no coeficiente de resistência (AKBARPOUR, 2008).

Figura 71 – Gráfico com os índices de encruamento dos testes com 55, 70, 89, 101 e 112ppm de boro.

Fonte: Arquivo pessoal.

A Figura 71 mostra que quanto maior o teor de boro no material, maior o coeficiente de encruamento encontrado.

Um material com coeficiente de encruamento mais elevado é preferível para processos que envolvam deformação plástica. Quanto maior o valor do coeficiente, maior a deformação suportada pelo material antes da instabilidade plástica, e o material pode deformar mais antes do rompimento se iniciar (AKBARPOUR, 2008).

Figura 72 – Gráfico com a relação do coeficiente de encruamento com o teor de boro do aço 10B06.

Fonte: Arquivo Pessoal

Esse fato reforça o efeito do boro no material, que foi adicionado com o objetivo de reduzir o efeito de envelhecimento causado pelo nitrogênio e melhorar as características de trefilabilidade do material. A Figura 72 mostra que o material com teor de 101ppm de boro apresentou o melhor coeficiente de encruamento para aplicação em processos de deformação, com valor de 0,1077.

5.5.1 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

Com o objetivo de avaliar os principais modos de fratura das amostras submetidas à tração com os diferentes teores de boro, foi realizada análise fractográfica dos testes 1, 4 e 7 do fio máquina e 2 e 5 do arame trefilado de diâmetro 1,50mm.

Foram obtidas imagens no microscópio eletrônico de varredura, com o objetivo de analisar os micromecanismos de fratura, conforme pode ser visto nas Figuras 73 a 78.

Figura 73 – Imagens obtidas por MEV com ampliação de 500X da região central das fraturas do fio máquina dos testes a) 1 (55ppm B), b) 4 (90ppm B), c) 7 (112ppm B) e do arame dos testes d) 2 (70ppm B) e e) 5 (101ppm B).

Fonte: Arquivo pessoal.

A Figura 73 mostra imagens da região de fratura do fio máquina (testes 1, 4 e 7) e arame (testes 2 e 5). Comparativamente, as imagens dos arames (Figuras 73.d e 73.e) apresentaram dimples menores do que os observados no fio máquina (Figuras 73.a, 73.b e 73.c), em função da redução de diâmetro sofrida pelo material e consequente perda de ductilidade.

Figura 74 – Fratura do Fio Máquina do Teste 1 com ampliações de a) 70X, b) lado direito 500X e c) lado direito 2.000X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 75 - Fratura do Fio Máquina do Teste 4 com ampliações de a) 70X, b) centro 500X, c) centro 2.000X, d) centro 4.000X e e) centro 10.000X.

Fonte: Arquivo pessoal.

As Figura 74.b e d e 75.b mostraram a presença de pequenas regiões que apresentaram mecanismos diferentes de fratura, com aspecto frágil. Apesar de pequenos, esses microconstituintes frágeis podem ser prejudiciais ao material quando conformado mecanicamente, pois são menos deformáveis e podem funcionar como sítios preferenciais para nucleação de trincas. Já na Figura 76, com maior teor de boro (112ppm) não foi observada a presença de microconstituintes frágeis nas regiões nas quais foram obtidas imagens. Não foi possível caracterizar o microconstituente frágil identificado pela técnica de EDS.

Figura 76 - Fratura do Fio Máquina do Teste 7 com ampliações de a) 70X, b) centro 500X, c) centro 2.000X, d) centro 4.000X e e) centro 10.000X.

Fonte: Arquivo pessoal.

A Figura 76 mostra a fratura do fio máquina do Teste 7, onde é possível observar a presença de diversos dimples.

As Figura 74.a, 75.a e 76.a apresentam características de fraturas dúteis, com zona fibrosa no centro do corpo de prova e zona radial adjacente.

A ruptura de caráter dúctil tem início no centro da região estrita do corpo de prova, por meio de microcavidades que coalescem, e seu crescimento se dá na região onde será constituída a zona fibrosa. Nessa zona, a propagação da trinca ocorre gradualmente e de maneira estável. Quando a propagação se torna mais rápida, aparece a zona radial. Isso acontece quando a fratura se aproxima da superfície externa do corpo de prova. Daí ela segue a direção de 45° do eixo, devido ao cisalhamento, formando o cone. A fratura taça-cone é transgranular (SOUZA, 1982)

Figura 77 - Fratura do Arame do Teste 2 com ampliações de a) 180X, b) 500X, c) 2.000X, d) 4.000X e e) 7.000X.

Fonte: Arquivo pessoal.

A Figura 77 mostra a fratura do arame trefilado do Teste 2, onde é possível observar a presença de dimples e também dos microconstituintes frágeis observados no fio máquina.

Figura 78 - Fratura do Arame do Teste 5 com ampliações de a) 180X, b) 500X, c) 2.000X, d) 4.000X e e) 7.000X.

Fonte: Arquivo pessoal.

A Figura 78 mostra a fratura do arame trefilado do Teste 5, onde é possível observar somente a presença de dimples.

O modo de fratura observado em todos os materiais foi dúctil, caracterizada pela formação e coalescimento de diversos dimples. Não foi observada diferença significativa dos micromecanismos de fratura presentes em função do teor de boro dos materiais. Todas as fraturas apresentaram dimples equiaxiais com tamanhos variados.

6 CONCLUSÕES

A análise termográfica foi realizada com o objetivo de correlacionar as temperaturas do material durante o processo de resfriamento forçado com a microestrutura e propriedades mecânicas obtidas no fio máquina. Foi encontrada uma temperatura de 767°C no início do resfriamento do material, valor próximo de Ac_1 , limite inferior do intervalo intercrítico. Esse fato favorece o enriquecimento da austenita em carbono, facilitando a formação da martensita e/ou austenita retida. Para reduzir a probabilidade de formação desse microconstituente frágil, é recomendado que a temperatura inicial de resfriamento durante o processo do fio máquina 10B06 seja superior à Ac_3 , isto é, fique acima de 856,2° C.

Na análise metalográfica realizada utilizando-se Nital, não foi possível observar diferença significativa entre as microestruturas dos testes realizados, todas apresentaram aproximadamente 88% de ferrita e 12% de perlita. Comparando-se as microestruturas do fio máquina e dos arames, observou-se uma transformação do grão equiaxial em encruado, consequência do processo de trefilação.

Já nas imagens obtidas com o reagente Le Pera e Nital + Le Pera foi identificado o microconstituente martensita e/ou austenita retida (MA), representado pela coloração branca, não revelada somente com ataque Nital. Foi observada uma diferença de coloração das fases entre os ataques somente com Le Pera e com Nital + Le Pera. No primeiro, a ferrita apresentou coloração azul, já no segundo, marrom claro. Em ambos os casos o microconstituente MA foi identificado pela coloração branca.

As micrografias obtidas com MEV confirmaram a presença de ferrita, perlita e do microconstituente frágil MA. Foi observada a presença de grãos multifásicos constituídos parcialmente de perlita e parcialmente de MA.

Através das análises de raio X realizadas foi possível identificar a presença das fases α e cementita e manganês em solução sólida. A fase α possui estrutura CCC e representa a ferrita, microestrutura presente em grande quantidade no material, mas também pode representar a martensita com baixo carbono na rede. Através da técnica de raio X não foi possível distinguir as duas fases, pois possuem a mesma estrutura cristalográfica.

Foi realizada a medição do tamanho de grão austenítico no fio máquina, onde foi possível identificar uma grande heterogeneidade, com grãos variando de 5 à 100 μ m, sendo a maior frequência de dados disposta na faixa de 20 à 30 μ m em todos os testes analisados.

Os resultados de microdureza mostraram uma tendência de queda nas propriedades mecânicas com o aumento do teor de boro, exceto para o teste 5, que possui carbono mais elevado que teve forte influência na microdureza do material.

As medições de nanodureza confirmaram a presença do microconstituente MA pela diferença de dureza entre as regiões branca e azul. A ferrita (azul) apresentou dureza na faixa de 280 – 320 HV, enquanto o MA ficou no intervalo de 550 – 420 HV.

Observou-se uma redução de 40MPa no limite de resistência do fio máquina para um acréscimo de 57ppm de boro na composição química do material, confirmando o efeito esperado para esse elemento. Já no 4º e 8º passes foi observada uma redução de 31 e 23MPa no limite de resistência, respectivamente, entre os arames de 70 e 101ppm de boro. No passe final não foi observada diferença significativa nessa propriedade. As curvas tensão *versus* deformação evidenciaram o efeito do envelhecimento no material, em função do patamar de ondulações presente na região do escoamento, formado pela interação das discordâncias com os átomos de nitrogênio. Através dos dados da curva tensão *versus* deformação foram obtidos os índices de encruamento dos fios máquina, que apresentaram uma tendência de crescimento com o teor de boro, sendo que o material com 101ppm de boro apresentou o melhor coeficiente de encruamento para aplicação em processos de conformação, com o valor de 0,1077.

A análise fractográfica mostrou o mesmo modo de fratura para todos os materiais, dúctil, evidenciada pela formação e coalescimento de microcavidades. Foi possível observar pequenas regiões de ruptura frágil, prejudiciais ao desempenho do material quando deformado plasticamente, pois funcionam com sítios preferenciais para nucleação de trincas.

Considerando-se todas as análises realizadas nesse trabalho foi possível evidenciar o efeito do boro na redução do envelhecimento provocado pelo nitrogênio. Entre os testes realizados, os que apresentaram as melhores características de trefilabilidade foram os de teores 109 e 112ppm de boro, com relação B/N 0,616 e 0,727, respectivamente. Essas relações estão próximas do máximo indicado por Parusov (2004), de 0,8.

Os microconstituintes frágeis encontrados no material podem ter sido formados pela contribuição do boro no aumento da temperabilidade. Entretanto, a contribuição negativa dessa estrutura foi superada por outros dois efeitos do boro na melhora da trefilabilidade do material. O primeiro consiste na redução do efeito do envelhecimento pela precipitação de BN. O segundo ocorre pelo excesso de boro no contorno de grão da austenita que leva à

precipitação de borocarbonetos $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ no interior dos grãos, atuando como sítios preferenciais para ferrita, deixando os grãos mais deformáveis em função da ferrita macia formada.

Caso seja necessário aumentar ainda mais as características de trefilabilidade do fio máquina 10B06, algumas alterações podem ser feitas, como redução do teor de nitrogênio do material e consequente queda do boro adicionado, reduzindo possíveis efeitos colaterais de aumento de temperabilidade e/ou aumento da temperatura inicial de resfriamento do material, dificultando o enriquecimento da austenita em carbono e a consequente formação do microconstituente MA.

7 PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

Realização de análise por microscopia eletrônica de transmissão com o objetivo de evidenciar a presença de precipitados de boro.

Alteração de parâmetros de processo de laminação com maior influência na microestrutura final do material, como velocidade de laminação, temperatura do formador de espiras, velocidade e abertura do STELMOR®. Análise das alterações nas microestruturas e propriedades mecânicas obtidas em função das alterações de processo realizadas.

Redução do teor de nitrogênio e análise do efeito nas características de trefilabilidade do fio máquina.

Utilização de técnicas de microfluorescência de raio X para mapeamento dos principais elementos contidos no material, principalmente o boro, com o objetivo de avaliar a uniformidade da sua distribuição e o consequente efeito na sua atuação.

REFERÊNCIAS

- AKBARPOUR, M. R., EKRAMI, A. Effect of ferrite volume fraction on work hardening behavior of high bainite dual phase (DP) Steels. **Materials Science and Engineering**, A, v. 477, p. 306-310, 2008.
- BOGDANOV, N. A. et al. Development and introduction of a technology for making boron-bearing steels. **Metallurgist**, v. 43, p. 71-75, 1999.
- BRUCH, R. **Estudo das perdas térmicas de placas entre o vazamento no forno elétrico a arco e o transporte para o forno-placa**. 2012, Dissertação (Mestrado em Engenharia Modalidade Profissional, Especialidade Siderurgia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2012.
- BUONO, V. T. L., ANDRADE, M. S., GONZALEZ, B. M. Kinetics of strain aging in drawn pearlitic steels. **Metalurgical and Materials Transactions**, A, v. 29, n. 5, p. 1415-1423, 1998.
- CHANADA, T. Reverse ageing in hot-holled high-carbon steel wire rod. **J Mater Sci**, v. 45, p. 6068-6074, 2010.
- DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2ª ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1981. p. 518 – 522.
- ELISEI, C. C. A. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço de baixo carbono**. 2008. 186 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.
- FERREIRA, R. A. S. **Conformação plástica**. 2ª ed. Recife: Editora Universitária UFPE, 2010. p. 173 - 200.
- FERREIRA, H. C.; BORATTO, F. J. M.; BUONO, V. T. L. Determination of low levels of retained austenite in low-carbon high-manganese steel using X-ray diffraction. **Materials Science & Engineering A**, v. 628, p. 110 – 115, 2015.
- GONZALEZ, B. M. et al. Measurement of dynamic strain aging in pearlitic steels by tensile test. **ISI International**, v. 43, n. 3, p. 428-432, 2003.
- HAN, F. et al. Effect of molybdenum and chromium on hardenability of low-carbon boron-added steels. **Metals and Materials International**, v. 14, n. 6, p. 667-672, 2008.
- HE, Y. et al. Effect of microstructure evolution on anisotropic fracture behaviors of cold drawing pearlitic steels. **Materials Science & Engineering A**, v. 683, p. 153-163, 2017.
- HUANG, X. et al. The effect of grain boundary segregation of boron in cast alloy 718 on HAZ microfissuring: A SIMS analysis. **Acta Mater**, v. 45, n. 8, p. 3095–3107, 1997.

HWANG, B., SUH, D. W., KIM, S. J. Austenitizing temperature and hardenability of low-carbon boron steels. **Scripta Materialia**, v. 64, p. 1119–1120, 2011.

INSTITUTO AÇO BRASIL. Disponível em: <<http://www.acobrasil.org.br/site/portugues/aco/processo--etapas.asp>>. Acesso em: 6 Set. 2016.

JACQUES, P. et al., Enhancement of the mechanical properties of a low-carbon, low silicon steel by formation of a multiphase microstructure containing retained austenite. **Metallurgical and Materials Transaction**, v. 29A, p. 2383-2393, 1998.

KAZEMINEZHAD, M.; TAHERI, A. K. The effect of controlled cooling after rolling on the mechanical properties of a commercial high carbon steel wire rod. **Materials and Design**, v. 24, p. 415–421, 2003.

KHLUSOVA, E. I.; KRUGLOVA, A. A.; ORLOV, V. V. Effect of chemical composition and heat and strain treatment on austenite grain size in low-carbon steel. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 49, n. 11–12, p. 549-555, 2007.

LAMONTAGNE, A et al. Comparative study and quantification of cementite decomposition in heavily drawn pearlitic steel wires. **Materials Science & Engineering A**, v. 644, p. 105-113, 2015.

LANIER, L.; METAUER, G.; MOUKASSI, M. Microprecipitation in boron-containing high-carbon steels. **Mikrochimica Acta**, v. 114/115, p. 353-361, 1994.

LAROUK, Z.; BOUHALAIS, H. Recrystallization behavior of a low carbon steel wire. **Physics Procedia**, v.2, p. 1223-1229, 2009.

MEJÍA, I. et al. Hot ductility behavior of a low carbon advanced high strength steel (AHSS) microalloyed with boron. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p. 4468 – 4474, 2011.

MEJÍA, I. et al. Effect of boron on the hot ductility behavior of a low carbon advanced ultra-high strength steel (A-UHSS). **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 44A, 2013.

OLIVEIRA, T. L. et al. Study of biomass applied to a cogeneration: a steelmaking industry case. **Applied Thermal Engineering**, v. 80, p. 269 – 278, 2015.

PARUSOV, V.V. et al. Wire rod of boron-bearing low-carbon steel for direct deep drawing. **Metallurgist**, v. 48, n. 11-12, 2004.

REIS, L. **Estudo do efeito do boro e das condições de trefilação na delaminação de aços perlíticos**. 2009. 83 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Metalúrgica) - Escola de Engenharia da UFMG, Belo Horizonte, 2009.

RODRIGUES, R. A. **Comparativo entre o fio máquina produzido com aço SAE 1005 e SAE 1045 modificados para produção de arames recozidos**. 2012. 68 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia, Especialidade Siderurgia) - Escola de Engenharia da UFRGS, Porto Alegre, 2012.

SEOL, J. B. et al. Atom probe tomography and nano secondary ion mass spectroscopy investigation of the segregation of boron at austenite grain boundaries in 0.5 wt. % carbon steels. **Met. Mater. Int.**, v. 17, n. 3, p. 413-416, 2011.

SHEN, X. P.; PRIESTNER. Effect of boron on the microstructure and tensile properties of dual-phase steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 21, p. 2547–2553, 1990.

SHIGESATO, G.; FUKISHIRO, T.; HARA, T. Grain boundary segregation behavior of boron in low-alloy steel. **The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International**. 2014.

SILVA, A. L.C., MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3ª ed. São Paulo: Editora Edgard Blucher Ltda, 2011.

SILVA, M. J. S. **Redução do consumo específico de eletrodos de grafita nos fornos elétricos a arco da aciaria da Gerdau Riograndense**. 2005. 71 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais). Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2005.

SUSKI, C. A.; OLIVEIRA, C. A. S. Análise de precipitados por microscopia eletrônica de varredura e de transmissão em um aço ao boro. **Tecnol. Metal. Miner**, v. 10, n. 4, p. 336-345, 2013.

SILVA, I. O. O. **A influência do teor de boro no diagrama ferro-carbono e na solidificação de aços baixo carbono**. 2016. 57 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia Metalúrgica) – Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda. Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, 2016.

SUSKI, C. A.; OLIVEIRA, C. A. S. Effect of austenitization temperature on the precipitation of carbides in quenched low carbon boron steel. **Metallogr. Microstruct. Anal**, v. 2, p. 79 – 87, 2013.

SUSKI, C. Estudo da influência da adição de boro nos aços de baixo carbono. **Revista do Parafuso**, n.7, 30 dez. 2007. Disponível em: <<http://www.revistadoparafuso.com.br/v1/modelo/noticia.php?id=216>>. Acesso em: 23 abr. 2017.

SOUZA, S. A. **Ensaaios mecânicos de materiais metálicos**: Fundamentos teóricos e práticos. 5ª ed. São Paulo: Editora Blucher, 1982.

SOUZA, S. A. DE. **Composição química dos aços**. 1ª ed. São Paulo: Editora Edgard Blucher Ltda, 1989.

TAHERI, A. K.; MACCAGNO, T. M.; JONAS, J. J. Dynamic strain aging and the wire drawing of low carbon steel rods. **ISIJ International**, v. 35, n. 12, p. 1532 – 1540, 1995.

USTINOVSHCHIKOV, Yu. I. Equilibrium phase diagram Fe-6,67% C. **Metally**, n. 4, p. 100 – 103, 2007.

VOTORANTIM METAIS. **STELMOR® manual**. Resende, RJ, 2008. 138 p.

VOTORANTIM SIDERURGIA. **Introdução aos processos da laminação a quente**. Resende, RJ, 2014. 60 p.

VOTORANTIM SIDERURGIA. **Introdução aos processos da aciaria elétrica**. Resende, RJ, 2015. 61 p.

XU, T. et al. Determination of the maximum strain-hardening exponent. **Materials Science and Engineering A**, v. 550, p. 80-86, 2012.

YU, W. H. et al. Development and application of online Stelmor Controlled Cooling System. **Applied Thermal Engineering**, v. 29, p. 2949–2953, 2009.