



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

FRANCISCO ALBERTO MARREIROS DA ROCHA FILHO

ESTUDO DA PERDA DE DUCTILIDADE A QUENTE E RESISTÊNCIA À
CORROSÃO DE VERGALHÕES LAMINADOS COM E SEM A UTILIZAÇÃO
DA ETAPA DE REAQUECIMENTO

FORTALEZA

2017

FRANCISCO ALBERTO MARREIROS DA ROCHA FILHO

ESTUDO DA PERDA DE DUCTILIDADE A QUENTE E RESISTÊNCIA À
CORROSÃO DE VERGALHÕES LAMINADOS COM E SEM A UTILIZAÇÃO DA
ETAPA DE REAQUECIMENTO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais.
Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais

Orientador: Prof. Ph.D. Marcelo José Gomes da Silva.

FORTALEZA

2017

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca Universitária
Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

- R573e Rocha Filho, Francisco Alberto Marreiros da.
Estudo da perda de ductilidade a quente e resistência à corrosão de vergalhões laminados com e sem a utilização da etapa de reaquecimento / Francisco Alberto Marreiros da Rocha Filho. – 2017.
97 f. : il. color.
- Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2017.
Orientação: Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva.
1. Laminação a quente. 2. Perda de ductilidade a quente. 3. Temperatura. 4. Microestrutura. 5. Corrosão.
I. Título.

CDD 620.11

FRANCISCO ALBERTO MARREIROS DA ROCHA FILHO

ESTUDO DA PERDA DE DUCTILIDADE A QUENTE E RESISTÊNCIA À
CORROSÃO DE VERGALHÕES LAMINADOS COM E SEM A UTILIZAÇÃO DA
ETAPA DE REAQUECIMENTO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais.
Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais

Aprovada em: 09/08/2017

BANCA EXAMINADORA

Prof. Ph.D. Marcelo José Gomes da Silva (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira
Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC)

A Deus nosso pai e a mãe Maria Santíssima que estão sempre ao meu lado nessa caminhada da vida.

Aos meus pais, Alberto e Fátima por toda a dedicação e por terem me proporcionado a oportunidade de chegar até aqui.

AGRADECIMENTOS

A Deus que a cada dia me dá força, fé e saúde para enfrentar os desafios.

A meus pais Alberto e Fátima que são as pessoas mais importantes na minha vida, que me educaram, me prepararam, me deram estrutura, e que são os grandes responsáveis para que eu pudesse chegar até aqui. A minha irmã Régia Darcia pelo seu incentivo e amizade desde sempre.

A minha namorada Amanda Menezes pelo amor, carinho, paciência, força e incentivo que tem me dado, me passando confiança e ajudando a superar as dificuldades.

Ao professor e orientador Ph.D. Marcelo José Gomes da Silva, a quem tenho grande admiração e respeito, por sua disponibilidade, acompanhamento e orientação durante a execução desse trabalho. Ao Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu pela sua gentileza, disponibilidade, orientação e auxílios concedidos durante o Mestrado. Ao Prof. Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira por aceitar o convite para ser membro da banca desse trabalho.

Aos meus colegas de Pós-Graduação Mauro, Hillane, Danielle, Gleiziane, Waydson, João, Oliveira, Venceslau e Julianne que foram importantes nessa caminhada. Ao Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM) em especial ao Dr. Flávio Herculano, aos bolsistas Matheus Vieira, Thiago César, Soraia, Lucas Coelho e Mário Leitão pela ajuda concedida durante a realização dos experimentos contidos nesse trabalho. Ao Laboratório de Pesquisa em Corrosão (LPC), em especial ao Prof. Dr. Walney Araújo por conceder o uso de suas instalações e ao Daniel e a Úrsula, por me auxiliarem na execução dos ensaios e na aquisição de dados.

A Gerdau Cearense juntamente com o IEL – Instituto Euvaldo Lodi por financiarem essa pesquisa. Aos colegas de Gerdau Rodrigo Ramos, Aldenor Pinheiro, Alexandre Ferreira, Thiago Ivo e os demais que contribuíram para a realização dessa pesquisa.

Aos meus amigos Engenheiros Delaney, Ângelo, Raoni, Carlos Filippe, Walisson, Natan, José Raphael e Pablo por toda a amizade desde a época da graduação.

Aos meus grandes amigos Robson Oliveira (*In Memoriam*), Victorugo Moutis, José Alex, Isaac Lima, Leonardo Rocha, Bruno Caetano, Herbert Barreto e Adriana Paz que me proporcionam momentos de descontração e alegria através da sua amizade.

“Mestre não é quem sempre ensina, mas quem de repente aprende.”

João Guimarães Rosa.

RESUMO

A laminação a quente é um dos principais processos de conformação onde o produto semi-acabado obtido na aciaria é deformado plasticamente através de esforços de compressão aplicados entre cilindros rotativos. Durante o processo de laminação pode ocorrer o fenômeno da perda de ductilidade a quente e este pode causar a separação entre as extremidades da barra durante a sequência de passes de redução da seção transversal do laminado. Essa separação da barra pode ser severa e causar interrupções no processo produtivo. A perda de ductilidade pode estar associada a diversos fatores entre eles estão: a composição química do aço; os defeitos presentes no semi-acabado, no caso tarugo, produzidos no processo de lingotamento contínuo; a temperatura do aço durante o processo; e as condições do processo de laminação, onde merece destaque as taxas de deformação, as reduções, diâmetros dos cilindros, tipo de cadeira de laminação e projeto de passes. No processo em estudo, a perda de ductilidade a quente geralmente ocorre associada à produção de barras de aço baixo carbono que são laminadas a partir de tarugos com estrutura bruta de fusão, que não passam pelo processo de reaquecimento em fornos a gás natural. Visto que há grande dificuldade de inspeção nos produtos semi-acabados vindos diretamente do processo de lingotamento contínuo, e que há limitações quanto à modificação nas condições do processo de laminação, tem-se como objetivo avaliar a influência da temperatura do tarugo ao longo de sua seção e da microestrutura formada prévia ao processo de laminação, relacionada principalmente com o tamanho de grão e a presença de sulfetos. Esses fatores foram associados com fenômeno de perda de ductilidade a quente do aço, através de um exame comparativo entre os aços laminados diretamente a partir do lingotamento contínuo e os aços que passam pelo forno de reaquecimento antes de serem laminados. Foi possível observar que os tarugos laminados diretamente possuíam menor tamanho de grão prévio a laminação e maior perda de temperatura ao longo do processo, fatores esses que associados a uma baixa relação Mn/S e elevadas reduções e taxas de deformação, favoreceram a perda de ductilidade a quente da barra durante o processo de laminação. Ambas as rotas de produção proporcionam pequenas diferenças microestruturais no produto final, que não causaram diferenças significativas nas propriedades de resistência à corrosão e nas propriedades mecânicas dos vergalhões.

Palavras-chave: Laminação a quente; Perda de ductilidade a quente; Temperatura; Microestrutura; Corrosão; Propriedades mecânicas.

ABSTRACT

Hot rolling is one of the main forming processes where the semi-finished product obtained in the steel plant, is deformed plastically by compression forces applied between rotating cylinders. During rolling process the hot shortness phenomenon may occur and this may cause of split ends of bar during the sequence of cross section reduction passes. This split ends of bar can be severe and cause disruptions in the production process. The hot shortness may be associated with several factors, such as: the chemical composition of steel; the defects present in the semi-finished product, in the case of billet, produced in the process of continuous casting; the steel temperature during the process; and the conditions of rolling process, where it is worth mentioning the deformation rates, reductions, cylinder diameters, type of rolling stand and pass design. In the process under study, hot shortness generally occurs associated with the production of low carbon steel bars which are rolled from billets with as cast structure, which do not go through the reheating process in natural gas furnaces. Since there is great difficulty in inspecting semi-finished products directly from the continuous casting process, and there are limitations related to modification of rolling process conditions, the objective is to evaluate the influence of billet temperature along its section and the microstructure formed prior to the rolling process, mainly related to grain size and the presence of sulphides. These factors were associated with the hot shotness phenomenon of the steel, through a comparative examination between steels rolled directly from continuous casting and steels that pass through the reheating furnace before being rolled. It was possible to observe that the directly rolled billets had a smaller grain size prior to rolling and higher temperature loss throughout the process, which factors associated with a low Mn / S ratio and high reductions and deformation rates favored the hot shortness of bar during the rolling process. Both production routes provide small microstructural differences in the final product, which did not cause significant differences in the properties of corrosion resistance and mechanical properties of rebar.

Keywords: Hot rolling; Hot shortness; Temperature; Microstructure; Corrosion; Mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Fluxo simplificado do processo siderúrgico de produtos longos.	19
Figura 2 – Diagrama esquemático representando o processo de laminação a quente com e sem o uso da etapa de reaquecimento prévia aos passes de laminação	20
Figura 3 – Principais componentes do processo de lingotamento contínuo.	24
Figura 4 – Representação do processo de laminação.	25
Figura 5 – Separação das extremidades em uma barra laminada a partir de um bloco de seção retangular.	28
Figura 6 – Diagrama esquemático da curva de ductilidade de três regiões características de ductilidade a quente: ADBT – Alta ductilidade a baixa temperatura; BD – Baixa ductilidade; ADAT – Alta ductilidade a alta temperatura.	32
Figura 7 – a) Cadeira trio com reversão no sentido de passes, b) Trem contínuo (cadeiras duo) concentra os esforços na mesma região.	34
Figura 8 – Projeto de passes do trem de desbaste da usina em estudo.	34
Figura 9 – Diagrama esquemático de esforços ao longo da seção da barra (a): sequência oval-redondo; (b): sequência oval-quadrado.	35
Figura 10 – Crescimento de grão da austenita em um aço A36 com 0,17%C com taxa de aquecimento de 5°C/s a partir da temperatura ambiente.	38
Figura 11 – Curvas de variação de temperatura da barra para diferentes posições de raio durante processo de tratamento térmico superficial.	41
Figura 12 – Diagrama CCT para o aço 1020.	42
Figura 13 – Diagrama esquemático das três regiões formadas na seção transversal do vergalhão termomecanicamente tratado.	43
Figura 14 – Representação esquemática da corrosão induzida por cloretos.	45
Figura 15 – Tarugos utilizados como matéria-prima para o processo de laminação.	46
Figura 16 – Fluxograma com as etapas planejadas para a realização do trabalho.	47
Figura 17 – Amostra de tarugo retirada para análise por micrografia.	50
Figura 18 – Amostra intermediária de produto laminado na saída do trem intermediário.	51
Figura 19 – Amostras de vergalhões para preparação metalográfica.	51
Figura 20 – Micrografia de barra laminada diretamente a partir do lingotamento contínuo com marcações do método da intersecção. Aumento de 500x.	52
Figura 21 – Barra laminada com separação de extremidades por perda de ductilidade a quente.	53
Figura 22 – Representação esquemática das zonas do Forno de Reaquecimento de Tarugos.	54
Figura 23 – Dimensões do corpo de prova para ensaios de tração.	55
Figura 24 – Perfis de temperatura ao longo de ambos os processos.	57
Figura 25 – Termografias com perfil de temperatura nas faces e ao longo do comprimento do tarugo para o processo LD.	58
Figura 26 – Termografias com perfil de temperatura nas faces e ao longo do comprimento do tarugo para o processo FR.	58
Figura 27 – Perfil de temperatura baseado nas análises termográficas.	59

Figura 28 – Micrografias óticas prévias a laminação (Tarugos): (a): Processo FR. Tamanho de grão ASTM G 6 (dmédio = 44,9 μm); (b): Processo LD. Tamanho de grão ASTM G 7 (dmédio = 31,8 μm).	60
Figura 29 – Micrografias óticas após os passes intermediários de laminação: (a): Processo FR. Tamanho de grão ASTM G 9 (dmédio = 15,9 μm); (b): Processo LD. Tamanho de grão ASTM G 10 (dmédio = 11,2 μm).	62
Figura 30 – Barra laminadas apresentando separação das extremidades.	63
Figura 31 – Análises por EDX da amostra da barra laminada direto retirada no passe intermediário (a): com separação das extremidades; (b): sem separação... 64	64
Figura 32 – Micrografias óticas da amostra com separação de extremidades proveniente do processo LD (a): Trinca induzida por FeS; (b): Tamanho de grão ASTM G 10,5 (dmédio = 9,4 μm).	65
Figura 33 – Macrografias da seção transversal do vergalhão laminado, indicando os pontos onde foram realizadas as medidas da espessura da camada de martensita: (a) Processo FR. (b) Processo LD.....	67
Figura 34 – Micrografias óticas da região central dos vergalhões: (a): Processo FR. Tamanho de grão ASTM G 12 (dmédio = 5,6 μm); (b): Processo LD. Tamanho de grão ASTM G 12,5 (dmédio = 4,7 μm).	68
Figura 35 – Micrografias óticas do vergalhão 8 mm obtidas no processo FR (a): região da borda; (b): região do centro.....	70
Figura 36 – Macrografia e micrografias óticas das regiões do vergalhão 8 mm laminado pelo processo FR.....	71
Figura 37 – Micrografias óticas do vergalhão 8 mm obtidas no processo LD (a): região da borda; (b): região do centro.....	71
Figura 38 Macrografia e micrografias óticas das regiões do vergalhão 8 mm laminado pelo processo LD.	72
Figura 39 – Exemplo de Macrografia do vergalhão 8 mm.....	73
Figura 40 – Micrografia ótica de vergalhão 8 mm (a): Região da borda; (b): Centro....	73
Figura 41 – Microscopia eletrônica de varredura do vergalhão 8 mm obtido no processo FR (a): região da borda; (b): região do centro.	74
Figura 42 – Microscopia eletrônica de varredura do vergalhão 8 mm obtido no processo LD (a): região da borda; (b): região do centro.....	75
Figura 43 – Perfil de dureza Brinell (a): Condição FR; (b): Condição LD.	76
Figura 44 – Curvas Tensão x Deformação para as condições simuladas dos processos FR e LD	77
Figura 45 – Valores de microdureza Vickers ao longo da seção dos vergalhões laminados em ambos os processos.	78
Figura 46 – Perfil de microdureza Vickers de vergalhões microligados (ML) e termomecanicamente tratados (TMT).	79
Figura 47 – Valores de Alongamento (%) obtidos nos ensaios de tração (a): Processo FR; (b) Processo LD.	80
Figura 48 – Valores do Limite de escoamento (MPa) obtidos nos ensaios de tração (a): Processo FR; (b) Processo LD.....	80

Figura 49 – Valores do Limite de Resistência (MPa) obtidos nos ensaios de tração (a): Processo FR; (b) Processo LD.	81
Figura 50 – Ocorrências de separação de extremidades durante a laminação de vergalhões.	83
Figura 51 – Curva de polarização anódica comparativa entre as amostras FR e LD.	84
Figura 52 – Diagramas de Nyquist com as medidas realizadas após diferentes tempos de imersão para as amostras: (a): Processo FR; (b): Processo LD.	85
Figura 53 – Gráfico $R_s + R_p$ ($\Omega.cm^2$) x Tempo de Imersão.	86
Figura 54 – MEV das superfícies dos vergalhões após o ensaio de polarização anódica. (a): Processo FR; (b): Processo LD. Aumento 1000x.	88
Figura 55 – Análise por EDX dos vergalhões após o ensaio de polarização anódica. (a): Processo FR; (b): Processo LD. Aumento 1000x.	89

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Redução de área versus trabalhabilidade a quente.	27
Tabela 2 – Composição dos pontos analisados por EDX da amostra que apresentou separação de extremidades.	65
Tabela 3 – Valores de espessura da camada de martensita medida em pontos distintos, em ambas as amostras.....	67
Tabela 4 – Valores do limite de Resistência e da Deformação obtidos nos ensaios de tração para as condições simuladas dos processos FR e LD.	78
Tabela 5 – Valores das Propriedades Mecânicas obtidas nos ensaios de tração para os vergalhões 8 mm.....	82
Tabela 6 – Valores calculados para σ_{def} nos passes intermediários (médios) de laminação.....	83

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

T_m	Temperatura de fusão do metal
% EL	Percentual de alongamento
% RA	Percentual de redução de área
A_{e3}	Temperatura de transformação da austenita em ferrita, no equilíbrio
ADBT	Alta ductilidade a baixa temperatura
BD	Baixa ductilidade
ADAT	Alta ductilidade a alta temperatura
h_0	Espessura inicial do produto a ser laminado
R_0	Diâmetro do cilindro de laminação
T_r	Temperatura de recristalização
T_{nr}	Temperatura de não-recristalização
EDX	<i>Energy-dispersive X-ray spectroscopy</i>
UFC	Universidade Federal do Ceará
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
FR	Processo de Laminação com uso do Forno de Reaquecimento
LD	Processo de Laminação Direta
MnS	Sulfeto de Manganês
FeS	Sulfeto de Ferro
CCT	<i>Continuous Cooling Transformation</i>
Ceq	Carbono Equivalente
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
HV	<i>Hardness Vickers</i>
TMT	Termomecanicamente Tratado
ML	Microligado
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
NBR	Norma Brasileira Regulamentadora
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
dmédio	Diâmetro médio dos grãos

LISTA DE SÍMBOLOS

ϵ_c	Valor crítico de deformação para recristalização dinâmica
ϵ_p	Deformação onde ocorre pico de tensão durante a recristalização dinâmica
σ_{ss}	Tensão no estado estacionário da recristalização dinâmica
ϵ	Redução relativa durante a laminação
σ_{def}	Resistência à deformação a quente
E_{corr}	Potencial de corrosão
R_s	Resistência da solução
R_p	Resistência à polarização
$\dot{\epsilon}$	Taxa de deformação
Z_r	Componente real da impedância eletroquímica
$-Z_i$	Componente imaginária da impedância eletroquímica

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
1.1	Motivação	21
1.2	Objetivo Geral	22
1.3	Objetivos Específicos	22
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
2.1	Lingotamento Contínuo	23
2.2	Processo de Laminação	24
2.3	Laminação a Quente	25
2.4	Ductilidade a Quente	26
2.5	Perda de Ductilidade a quente	27
2.5.1	<i>Composição Química</i>	28
2.5.2	<i>Qualidade do Tarugo</i>	29
2.5.3	<i>Condições do Processo de Laminação</i>	32
2.5.4	<i>Temperatura de Laminação</i>	35
2.6	Tratamento termomecânico dos vergalhões	39
2.7	Efeito do Carbono Equivalente	43
2.8	Corrosão em aços para concreto armado	44
3	MATERIAIS E MÉTODOS	46
3.1	Material	48
3.2	Métodos	49
3.2.1	<i>Medição de Temperaturas</i>	49
3.2.2	<i>Caracterização Microestrutural</i>	50
3.2.3	<i>Ensaio Mecânicos</i>	53
3.2.4	<i>Ensaio Eletroquímicos</i>	55
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	56
4.1	Análise de Temperaturas	56
4.2	Análise Microestrutural	60
4.3	Propriedades Mecânicas	76
4.3.1	<i>Medidas de Dureza de Tarugos</i>	76
4.3.2	<i>Ensaio de tração de tarugos</i>	77
4.3.3	<i>Medidas de microdureza em vergalhões</i>	78

<i>4.3.4 Ensaios de tração de vergalhões</i>	79
4.4 Ocorrências de Separação de Extremidades	82
4.5 Ensaios de Corrosão	84
5 CONCLUSÃO	90
6 TRABALHOS FUTUROS	91
7 REFERÊNCIAS	92

1. INTRODUÇÃO

O aço é a liga metálica mais utilizada pelo homem por possuir grande versatilidade e custo relativamente baixo em relação às demais ligas metálicas, isso possibilita a sua aplicação sob diversas formas tanto na indústria de bens de consumo quanto na construção civil. As aplicações vão desde pequenas peças até grandes estruturas como pontes, edifícios e navios. A produção de aço é uma atividade que gera crescimento econômico e social para um país através da geração de empregos diretos e indiretos, utilização de matérias-primas e insumos (minérios, refratários, sucatas entre outros) e pela geração de uma cadeia de fornecedores de serviços, insumos e equipamentos (RIZZO, 2005).

Na rota da produção de aço existem três tipos de usinas siderúrgicas, classificadas em: integradas, semi-integradas e não-integradas. O processo produtivo do aço é classificado em três etapas principais: redução, refino e conformação mecânica. Usina integrada é aquela cujo aço é obtido do ferro primário, isto é, a matéria-prima é o minério de ferro, que é transformado em ferro na própria usina, nos altos-fornos (processo de redução); o produto dos altos-fornos, chamado ferro gusa, é transformado em aço através da operação de refino, então o aço é solidificado e posteriormente passa por determinado processo de conformação mecânica, como laminação, para adquirir sua forma final. Uma usina semi-integrada, caso da usina onde foi realizado este trabalho, tem como principal matéria-prima a sucata ferrosa, estas usinas possuem apenas as últimas duas etapas, ou seja, refino e laminação, sendo a energia elétrica a principal fonte de energia. Essas usinas também são denominadas de mini-mills (mini-usinas), com caráter mais compacto de produção. As usinas não-integradas, operam apenas uma fase do processo: redução, refino ou laminação. A Figura 1 apresenta um fluxograma do processo siderúrgico (RIZZO, 2005; MOURÃO, et al., 2007 apud SILVA, 2015).

Processos de fabricação como laminação são referidos como processos de manufatura multi-estágio, pois eles envolvem uma série de etapas que ocorrem através de diferentes máquinas onde o material passa antes de ser convertido a produto final. Por exemplo, para produtos finais obtidos por laminação a quente, primeiramente ocorre a fusão e refino do aço, então esse é solidificado no processo de lingotamento contínuo onde são formados os semi-acabados (tarugos ou placas). Após a obtenção do tarugo, este passa por uma série de passes de desbaste, intermediários e de acabamento durante o processo de laminação a quente, e ao final são formados produtos intermediários utilizados em processos

posteriores de conformação, ou são obtidos produtos acabados (AGARWAL; SHIVPURI, 2014).

Figura 1 - Fluxo simplificado do processo siderúrgico de produtos longos.



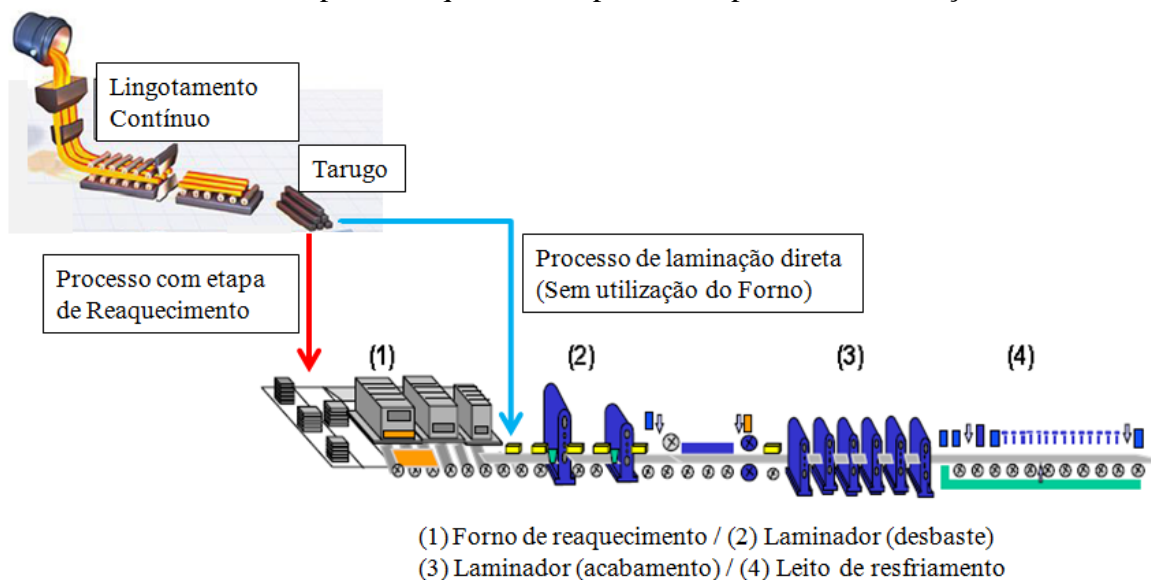
Fonte: SILVA (2015).

Os aços laminados constituem uma das mais importantes formas finais e atendem a maior parte das aplicações. Os produtos laminados possuem duas classificações principais: produtos planos e produtos longos. O produto plano é aquele cuja forma da seção transversal é retangular, sendo que a sua largura é várias vezes maior do que a sua espessura. O produto longo tem sua seção transversal com formas geralmente complexas e variadas, eles são denominados assim devido às barras possuírem um grande comprimento final. A laminação de longos é voltada principalmente para a produção de barras e perfis para uso industrial, e de vergalhões para uso na construção civil (RIZZO, 2005; CAMPBELL, 2013).

Em um mercado cada vez mais competitivo, a qualidade dos processos e produtos é um grande diferencial para a geração de lucros e redução de custos. Ocorrências relacionadas a retrabalhos e sucateamentos de peças durante os processos de fabricação geram perdas e custos indesejáveis. A meta é produzir com qualidade sem a necessidade de paradas ou retrabalhos, mas os processos de fabricação e conformação dos aços são dinâmicos e possuem diversas variáveis que precisam ser devidamente controladas de forma a reduzir ou eliminar falhas. No processo siderúrgico o controle de qualidade dos produtos de aço passa pela seleção de matérias-primas, controle de composição química, controle de temperatura na panela e no distribuidor, seleção adequada dos parâmetros do lingotamento contínuo (para a

prevenção de defeitos no semi-acabado) e do processo de laminação. A origem do defeito em uma laminação pode estar relacionada à qualidade dos tarugos que são a matéria-prima do processo, ou podem ser gerados durante a laminação proveniente de alguma interação mecânica. O controle de todos esses fatores contribui para a redução da ocorrência de defeitos e consequente melhoria no processo produtivo, obtendo um produto final que atenda aos requisitos de qualidade requeridos por norma e pelos clientes (RODRIGUES, 2013; MADIAS, 2014). Relacionada à competitividade e a redução de custos no processo, uma alternativa surge na produção de laminados de aço. Trata-se da laminação direta, processo no qual os tarugos de aço recém-solidificados e com elevadas temperaturas são laminados vindos diretamente do lingotamento contínuo, sem que haja a necessidade do uso da etapa de reaquecimento em fornos de forma prévia a laminação. A Figura 2 mostra uma representação esquemática do processo de laminação a quente de vergalhões para construção civil, desde a etapa de solidificação do aço no processo de lingotamento contínuo até a chegada do produto final ao leito de resfriamento, essa figura mostra também a diferença entre as rotas de produção com e sem o uso da etapa de reaquecimento.

Figura 2 – Diagrama esquemático representando o processo de laminação a quente com e sem o uso da etapa de reaquecimento prévia aos passes de laminação.



Fonte: Adaptado de SILVA (2015) e SOUZA (2010).

1.1 Motivação

A ocorrência de alguns defeitos no processo de laminação é um importante problema para a indústria siderúrgica, afetando a produção em larga escala de produtos longos, por exemplo. A prevenção desses defeitos em particular exerce um papel importante para a melhoria da qualidade e aumento de produtividade. Durante a laminação, o aço pode sofrer perda de ductilidade e esta pode estar relacionada a diversos fatores tais como composição química do aço, qualidade do tarugo (relacionada aos parâmetros do lingotamento que podem gerar defeitos internos), controle de temperatura ao longo do processo e condições do processo de laminação (MADIAS, 2014; PANDEY; RAJ; CHOUBEY, 2008).

Essa perda de ductilidade a quente gera a separação das extremidades do laminado, que geralmente inicia-se com a formação de uma trinca, e dependendo da severidade desta, poderá ocorrer a separação da barra em duas partes geralmente ao longo de seu eixo central. A separação das extremidades é considerada um defeito e esse fenômeno gera perdas de barras que são inutilizadas, sendo responsável também por paradas de produção, riscos operacionais e danos aos equipamentos do laminador. Essa separação de extremidades, geralmente está associada ao processo de laminação de barras vindas diretamente do lingotamento contínuo.

Portanto, é de grande relevância entender quais os fatores responsáveis pela ocorrência de tal fenômeno, a fim de reduzir ou eliminá-lo do processo, na busca de maior produtividade e redução de custos. Para isso se faz necessário um estudo criterioso através da coleta e análise de dados das variáveis envolvidas, correlacionando-os com os fatores metalúrgicos responsáveis pela perda de ductilidade a quente.

O processo de laminação com o uso da etapa de reaquecimento geram microestruturas diferentes comparadas à laminação de barras vindas diretamente do lingotamento contínuo, essas diferenças podem causar alterações nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos produtos finais. Visa-se então analisar a influência das diferenças entre as microestruturas obtidas em ambos os processos, nas propriedades citadas.

1.2 Objetivo Geral

Realizar estudo que permita analisar e compreender os fenômenos relacionados à perda de ductilidade a quente durante a laminação de barras de aço e associá-los com a separação das extremidades do laminado, em busca de reduzir essas ocorrências no processo de laminação a quente de barras, principalmente em laminados provenientes de tarugos vindos diretamente do lingotamento contínuo e que não passam pelo processo de reaquecimento em forno a gás natural. Esse estudo também visa compreender como as diferenças entre as microestruturas obtidas em ambos os processos pode influenciar nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos vergalhões.

1.3 Objetivos Específicos

- Avaliar as temperaturas do tarugo prévias a laminação, ao longo do processo, desde o lingotamento contínuo até o início da laminação, e ao longo do comprimento do tarugo, e verificar como estas podem influenciar na separação das extremidades do laminado;
- Correlacionar as microestruturas dos tarugos e das barras laminadas provenientes das duas rotas de produção (com o uso do forno de reaquecimento ou oriunda diretamente do processo de lingotamento contínuo) com a perda de ductilidade através da determinação do tamanho de grão e análise da presença de sulfetos de ferro.
- Avaliar propriedades mecânicas dos tarugos através de análise comparativa entre amostras provenientes das duas rotas de produção, estabelecendo uma relação destas propriedades com a ductilidade a quente de ambos os processos.
- Avaliar a influência das diferenças entre as microestruturas obtidas em cada processo nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos vergalhões.
- Propor alternativas para reduzir as ocorrências de separação de extremidades do laminado no processo de laminação, principalmente no caso da laminação de tarugos vindos diretamente do lingotamento contínuo.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

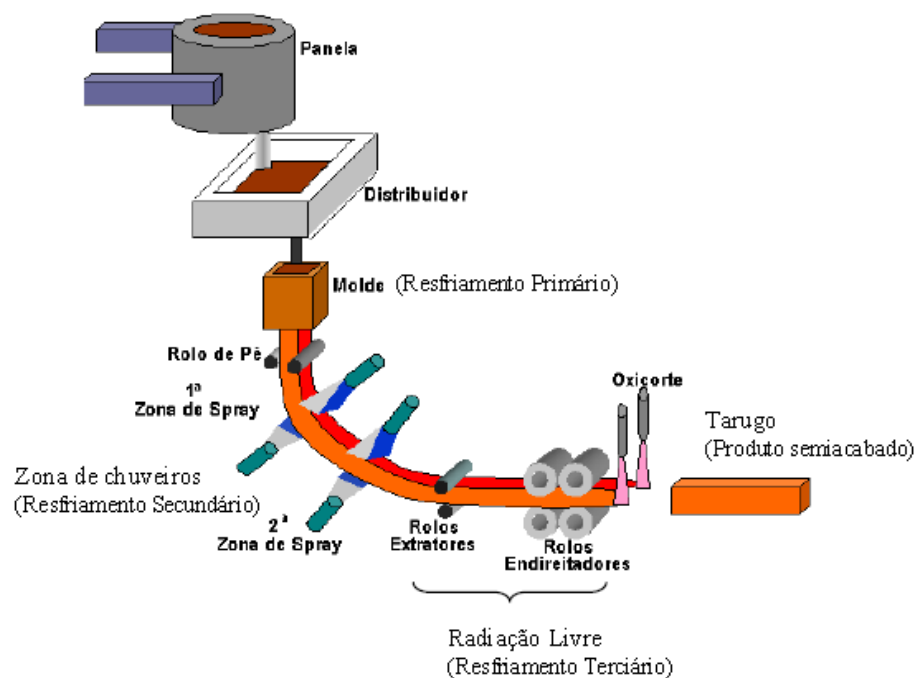
2.1 Lingotamento Contínuo

O processo de lingotamento contínuo tem como objetivo transformar o aço da sua forma líquida para a sólida de modo contínuo na forma de lingotes, blocos, tarugos e placas. É o método no qual o aço líquido é despejado a partir de uma panela, passando por um distribuidor e chegando ao molde de cobre refrigerado a água, onde se inicia o processo de solidificação do aço, formando produtos semi-acabados na forma de placas, blocos ou tarugos. O esboço solidificado é extraído a partir da parte inferior do molde enquanto o lingotamento continua (CHAUDHURI, 2010).

O lingotamento contínuo é um processo onde o calor é inicialmente extraído do aço pelo fluxo de água através do molde. A casca de aço que se forma no molde contém um núcleo líquido, sendo o resfriamento do molde projetado para que a casca atinja uma espessura suficiente para suportar a pressão ferrostática do núcleo de aço líquido. O processo de solidificação tem prosseguimento na zona secundária de resfriamento, usando uma combinação de bicos de spray com uma mistura de água e ar, ou apenas água. Por último, há a zona de resfriamento terciária, região onde a troca de calor ocorre através da radiação livre e convecção natural (CHAUDHURI, 2010; SILVA, 2015).

Atualmente, cerca de 95% do aço produzido no mundo, nas suas mais variadas composições químicas e formas, utilizam o lingotamento contínuo como método de solidificação. (LOUHENKILPI, 2014 apud SILVA, 2015). A Figura 3 mostra um diagrama esquemático do processo de lingotamento contínuo de tarugos.

Figura 3 – Principais componentes do processo de lingotamento contínuo.



Fonte: BARCELLOS (2007).

2.2 Processo de Laminação

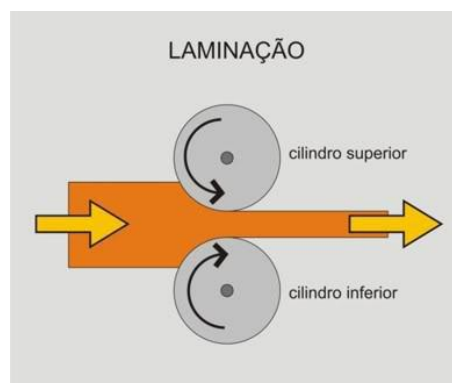
Laminação é o processo de conformação mecânica onde a deformação plástica do metal ocorre através de esforços de compressão deste entre dois cilindros dispostos paralelamente e girando em sentidos opostos, conforme mostra a Figura 4. Nesse processo ocorre a redução da seção transversal e o consequente alongamento do material (WAGHMARE et al., 2013).

Segundo Dieter (1988) laminação é o processo de transformação mecânica de metais mais largamente utilizado, porque apresenta alta produtividade e um controle dimensional do produto final relativamente preciso. Nesse caso o metal é submetido a altas tensões compressivas, resultante da pressão entre os cilindros, e a tensões cisalhantes superficiais como resultado da fricção entre os cilindros e o metal. As forças de atrito são também responsáveis por direcionar o material para entre os rolos (DIETER, 1988).

O processo de laminação pode ser classificado, dependendo da temperatura de trabalho, como laminação a quente ou a frio, sendo o objetivo principal a redução da seção do material, conferindo-lhe forma e propriedades mecânicas desejadas (DIETER, 1988 apud SILVA, 2010).

As matérias-primas do processo de laminação podem ser tarugos, placas ou blocos, provenientes do lingotamento contínuo ou, ainda, lingotes provenientes de lingotamento convencional.

Figura 4 – Representação do processo de laminação.



Fonte: RODRIGUES (2013).

2.3 Laminação a Quente

Os processos de deformação a quente são caracterizados pela ocorrência de alterações estruturais devido à ocorrência dos processos de recuperação e recristalização. De um modo geral, o aço a ser laminado é reaquecido entre 1000 ° e 1300 °C, faixa essa que é determinada pela ocorrência do fenômeno de recristalização do aço durante a deformação. Um limite aproximado para separar trabalho a quente de trabalho a frio bastante utilizado como referência é $0,5 T_m$, onde T_m é a temperatura de fusão do metal em Kelvin (K) (DIETER, 1988; COLPAERT, 2008 apud RODRIGUES, 2013).

Durante a laminação a quente, a alta temperatura reduz a energia necessária para deformar o material, melhorando a ductilidade deste. A deformação a quente de tarugos tende a eliminar defeitos como contração interdendrítica, vazios de gás, e porosidades centrais, além de causar a modificação da microestrutura dendrítica bruta de fusão (NALAWADE et al., 2013).

Conforme o material é deformado, a energia interna aumenta através do acúmulo de discordâncias. Durante a deformação a quente dos aços, vários fenômenos ocorrem para reduzir essa energia no material deformado. Esses fenômenos são classificados em dinâmicos, onde as mudanças microestruturais ocorrem durante a deformação, e estáticos, onde essas alterações na microestrutura ocorrem seguintes à deformação do metal. Os fenômenos

dinâmicos são: o encruamento, a recuperação e a recristalização dinâmica. Já os fenômenos estáticos são: a recuperação e a recristalização estática. (MIRZAKHANI et al., 2009; BEYNON; SELLARS, 1992).

2.4 Ductilidade a Quente

A ductilidade de um material pode ser medida através do percentual de alongamento (% EL) ou pelo percentual de redução de área (% RA). O estudo da ductilidade a quente dos metais tem sua relevância para os processos industriais tais como laminação a quente, sendo a perda de ductilidade um sério problema durante os processos de conformação. A ductilidade a altas temperaturas pode ser afetada pela interação entre parâmetros e processos provenientes das operações de refino do aço, de lingotamento contínuo, de reaquecimento e de laminação (LARA et al., 2016; FARRUGIA, 2006).

A trabalhabilidade depende de características do material como tamanho de grão, geometria do tarugo e distribuição de fases secundárias, assim como depende de características do processo como deformação, taxa de deformação, tensão e temperatura. A ocorrência de fraturas dúcteis é um fator limitante no processo de conformação mecânica dos metais. Sabe-se que essas fraturas ocorrem devido à nucleação de micro vazios, crescimento e coalescência desses em precipitados e inclusões, que exerce um papel importante no mecanismo de nucleação de trincas (KWON et al., 2009; LARA et al., 2016; RAJAK; REDDY, 2005).

A precipitação e a presença de inclusões exercem grande influência na ductilidade a quente. Quanto mais finos forem os precipitados pior é a ductilidade, e esses precipitados quando formados nos contornos de grão são altamente prejudiciais. Se as inclusões não forem apropriadamente controladas, trincas podem ser iniciadas na superfície ou no centro do tarugo durante a laminação a quente. Estas inclusões podem trabalhar como potenciais fontes de fragilização na linha central do laminado. Portanto o controle apropriado das condições de laminação a quente e a microestrutura resultante são essencialmente necessários para prevenir a perda de ductilidade e conseqüente separação das extremidades da barra (KANG, 2014; KIM et al., 2013).

A curva de redução de área versus temperatura demonstra o grau de deformação que o material suporta sem que ocorra a falha. A redução de área pode ser medida através de ensaios de tração a quente que reflete a ductilidade a quente inerente ao material,

representando a sua habilidade natural de se deformar sob determinadas condições (SILVA, 2010; ARIKAN, 2015).

A Tabela 1 mostra a relação entre trabalhabilidade a quente e redução de área obtida por Silva (2010).

Tabela 1– Redução de área versus trabalhabilidade a quente.

RA (%)	Trabalhabilidade a quente	Ocorrência de trincas
< 30	Baixa	Abundante
30 a 40	Marginal	Numerosa
40 a 50	Aceitável	Baixa
50 a 60	Boa	Muito baixa.
60 a 70	Excelente	Ocasional
> 70	Superior	Rara

Fonte: SILVA (2010).

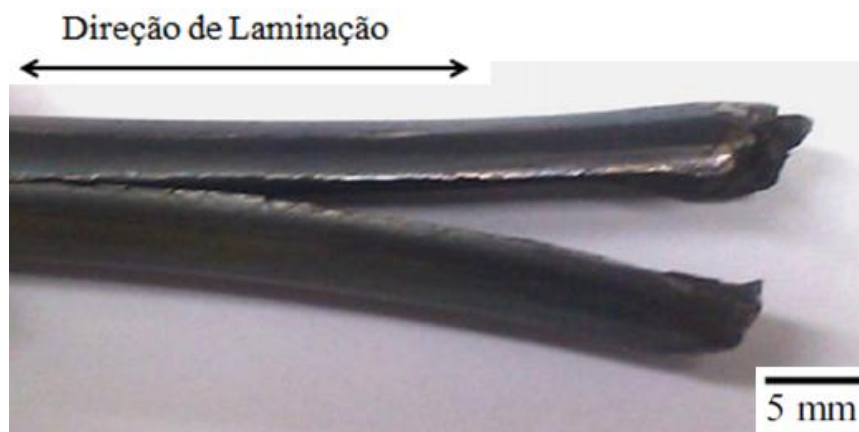
2.5 Perda de Ductilidade a quente

A capacidade de suportar tensões durante os processos de conformação a quente, como o caso da laminação, por exemplo, é base para definir a ductilidade a quente do material. Johnson e Mamalis (1977) apud Rajak e Reddy (2005) cita que são observados vários defeitos relacionados à laminação entre eles está a separação das extremidades da barra, que ocorre ao longo do eixo central da peça laminada.

O fenômeno de separação de extremidades é um problema que ocorre durante a laminação, este se inicia assim como uma trinca, ao longo do plano central do material deformado. A trinca pode variar em severidade desde uma leve a uma completa separação entre as partes inferior e superior da barra. Algumas vezes essa separação pode também ser formada em qualquer posição ao longo do comprimento do material laminado. A consequência desse defeito não está limitada somente a perda de produtividade, associada à parada no laminador e barras que se tornam sucatas do processo, mas também aos danos causados aos cilindros e demais acessórios do laminador (TURCZYN, 1996; PANDEY; RAJ; CHOUBEY, 2008).

Como exemplo, a Figura 5 mostra o aspecto de uma barra com separação de suas extremidades, oferecendo risco de segurança a operação e ocasionando interrupções e perdas no processo.

Figura 5 – Separação das extremidades em uma barra laminada a partir de um bloco de seção retangular.



Fonte: KIM et al. (2013).

O defeito de separação das extremidades de barras pode estar relacionado à composição química, qualidade do tarugo, as condições do processo de laminação e a temperatura na qual a barra está sendo laminada.

2.5.1 *Composição Química*

A perda de ductilidade a quente do aço e a susceptibilidade a trincas durante o lingotamento contínuo tem sido associada à presença de oxissulfetos e sulfetos de ferro líquidos nos contornos de grão. A composição química do aço é um dos fatores frequentemente relacionados à ductilidade a quente e a relação Mn/S é amplamente utilizada como indicativo desta propriedade. O enxofre é dissolvido no aço líquido e o sulfeto de manganês não precipita antes da solidificação, pois a solubilidade do MnS no aço líquido é grande. Então quanto maior o teor de Mn, maior tendência a formação de MnS, do contrário oxissulfetos e sulfetos de ferro poderão ser formados e isso deve ser evitado, pois o ponto de fusão das inclusões de (Fe, Mn)S é 1190°C e o ponto de fusão do composto eutético Fe-FeS-FeO é de 980°C. Durante a laminação a quente estes sulfetos estão presentes como fase líquida causando a formação de trincas e consequente perda de ductilidade do aço (MADIAS, 2014; TOLEDO; CAMPO; LAINEZ, 1993; GUBENKO; GALKIN, 1984). Toledo (1993) propõe uma relação Mn/S crítica, dada pela equação:

$$(Mn/S)_c = 1,345 * [%S]^{-0,7934} \quad (1)$$

Onde [%S] é o teor de enxofre.

Madias (2014) cita que mesmo em casos de não ocorrência dos oxissulfetos ou FeS, o MnS pode diminuir a ductilidade a quente. A forma e tamanho dos sulfetos de manganês influenciam na perda de ductilidade a quente. Dutta (1982) apud Madias (2014) relata que a presença de sulfetos formados como uma rede nos contornos de grão causa a separação das extremidades da barra.

Taylor et al. (1986) mostraram que as trincas presentes na seção transversal do material são capazes de se propagar rapidamente e causar a separação do laminado. Após cada passe a trinca se desenvolve no plano horizontal e tende a tornar-se mais severa. Exames metalográficos revelaram que muitas trincas se propagaram ao longo das inclusões alongadas de sulfetos. Taylor et al. (1986) relataram que as análises por microscopia eletrônica da área onde a trinca ocorreu mostraram que a mesma possuía uma camada rica em enxofre e ausência de quantidades significantes de manganês, o que implicou na presença de sulfetos de ferro com baixo ponto de fusão, causando a perda de ductilidade.

2.5.2 *Qualidade do Tarugo*

A qualidade do tarugo está relacionada a alguns aspectos que afetam a ductilidade a quente do mesmo durante a laminação. As causas que são geralmente associadas à perda de ductilidade a quente relacionadas à qualidade do tarugo são: a qualidade do corte, a presença de trincas internas, a presença e severidade de inclusões não metálicas e porosidades. Durante o lingotamento contínuo, parâmetros tais como velocidade de lingotamento e grau de reaquecimento da superfície do aço solidificado são também responsáveis pela formação de vazios centrais, que são relacionados também a presença de poros e inclusões não-metálicas. Esses fatores possibilitam a ocorrência de trincas e perda de ductilidade a quente, que causam a separação das extremidades da barra durante a laminação. O reaquecimento da superfície ocorre devido à redução da taxa de extração de calor entre molde e a zona de spray, entre as zonas de sprays, ou desta para a zona de radiação livre. Este reaquecimento superficial causa expansão da superfície e impõe tensões térmicas de tração no interior da casca sólida causando a formação de trincas (MADIAS, 2014; PANDEY; RAJ; CHOUBEY, 2008; CHAUDHURI, 2010; PENNA, 2005).

As trincas a meio caminho são formadas devido ao reaquecimento superficial entre zonas. Elas aparecem entre a superfície e o centro do tarugo e quando observadas em ampliações maiores, podem se apresentar abertas ou preenchidas com precipitados a base de enxofre. Essas podem ser evitadas minimizando o reaquecimento ao longo do processo de lingotamento contínuo, limitando esse valor máximo entre 100 °C e 150 °C (CHAUDHURI, 2010; SILVA, 2015).

Existe uma grande quantidade de defeitos superficiais e internos formados durante o processo de lingotamento contínuo que são levados adiante na laminação e causam defeitos no produto final. As trincas transversais podem ocorrer durante o processo de endireitamento no lingotamento contínuo associado a regiões de temperaturas onde a ductilidade a quente é baixa. Os valores de ductilidade a quente de alguns graus de aço diminuem entre 700 e 1000°C devido à segregação de impurezas, precipitação de carbonetos e nitretos e formação de filme de ferrita pró-eutetóide (AGARWAL; SHIVPURI, 2013; LEE et al., 2016; ARIKAN, 2015).

A ductilidade a quente dos aços pode ser investigada através de ensaio de tração a quente em laboratório. A partir da realização desses são obtidas curvas de ductilidade a quente. Nessas curvas a redução de área é plotada em função da temperatura de teste. A redução de área (% RA) é uma medida convencional de ductilidade obtida a partir do ensaio. A perda de ductilidade pode ocorrer se a redução de área é menor que um determinado valor para certa faixa de temperatura (ARIKAN, 2015; LEE et al., 2016).

As curvas de ductilidade a quente dos aços são obtidas geralmente através de ensaios de tração a quente, mostrando três regiões distintas. Uma curva típica de ductilidade a quente que é geralmente obtida para aços C-Mn é mostrada na Figura 6. A região I é de alta ductilidade a baixas temperaturas, a região II é a de baixa ductilidade e a região III possui alta ductilidade em altas temperaturas. Essa última região possui excelente ductilidade a quente devido a baixas concentrações de tensões e deformações, resultantes da recristalização dinâmica.

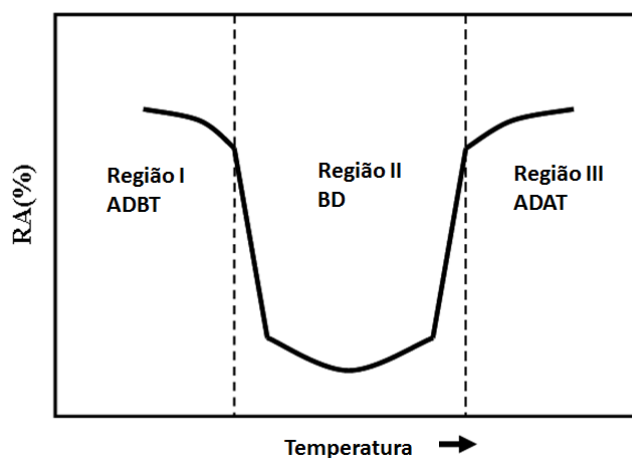
A região II é aquela onde ocorre fragilização do material, ela aparece em torno da temperatura A_{e3} , que é a temperatura na qual a austenita se transforma em ferrita. Nesta região a formação e coalescimento de vazios ocorrem geralmente em inclusões de sulfetos situadas nos contornos de grão da austenita, onde inicia-se a formação de filmes finos de ferrita. Esta ferrita possui baixa tensão de escoamento e acaba concentrando as tensões, levando a fratura

intergranular, que é possivelmente atribuída a deformação localizada nos filmes de ferrita, que são relativamente dúcteis comparados a matriz de austenita (KANG, 2014; MINTZ, 1999).

Outro mecanismo associado à região II é a perda de ductilidade devido o deslizamento dos contornos de grão da austenita. O deslizamento ocorre na austenita e não na ferrita, porque a recuperação dinâmica na primeira é limitada. Isto leva ao aumento da tensão de escoamento e ao encruamento, impedindo a acomodação pela deformação da rede. Como consequência a tensão é concentrada em pontos triplos ou em partículas do contorno de grão, levando a formação de trincas intergranulares. Este mecanismo de ruptura é geralmente associado com o fenômeno de fluência, ocorrendo a taxas de deformação tipicamente abaixo de 10^{-4} s^{-1} . Na região I a fração de ferrita que é formada a partir da austenita é maior, assim a concentração de tensão/deformação nas regiões de ferrita não é alta, portanto a ductilidade a quente pode ser recuperada numa faixa mais baixa de temperatura (LEE et al., 2016; OUCHI 1982 apud KANG, 2014; MINTZ, 1999).

Em temperaturas da ordem de 1200 °C, alguma fragilidade pode ser encontrada associada a elementos como S, P, Sn, Cu e Si. O Mn é benéfico, por se combinar preferencialmente com o S, formando MnS, prevenindo a formação do filme líquido de FeS. Uma razão Mn/S maior que 20 minimiza a formação de trincas nessa temperatura. Na faixa de 850 °C a 1200 °C, a perda de ductilidade está associada à ação de precipitados, principalmente nitretos e sulfetos nos contornos de grãos austeníticos. Os nitretos são os principais responsáveis pela fragilização sob baixas taxas de deformação. Já para elevadas taxas de deformação, a redução de ductilidade envolve a formação de precipitados de (Fe, Mn)S. O enxofre segrega-se nos contornos de grãos austeníticos, formando filmes de sulfetos de baixa resistência que podem levar a falha do material. Nessa faixa de temperaturas, valores da relação Mn/S acima de 10 favorecem a formação de precipitados menos danosos à ductilidade do aço (THOMAS et al., 1986 apud SILVA, 2015).

Figura 6 – Diagrama esquemático da curva de ductilidade de três regiões características de ductilidade a quente: ADBT – Alta ductilidade a baixa temperatura; BD – Baixa ductilidade; ADAT – Alta ductilidade a alta temperatura.



Fonte: Adaptado de MINTZ (1991) apud KANG (2014).

2.5.3 Condições do Processo de Laminação

Em relação às condições do processo de laminação são levados em consideração alguns parâmetros importantes que podem afetar na ocorrência de perda de ductilidade a quente tais como: redução entre passes, taxa de deformação, calibração (plano de passes de laminação), tipo de trem (cadeira) e os diferentes coeficientes de atrito entre o cilindro e o esboço que está sendo laminado (MADIAS, 2014; NALAWADE et al., 2013).

A predição das forças de laminação é um fator de grande importância no que diz respeito à ductilidade a quente do aço, e depende fortemente do comportamento do material quando submetido a forças externas em elevadas temperaturas (800 – 1200°C). Esses esforços podem ser descritos e formulados em equações matemáticas. Estas equações relacionam tensões e deformações às condições de temperatura e taxas de deformação presentes no processo, estes parâmetros exercem um papel fundamental na descrição da resposta do material. A resposta aos esforços de laminação aplicados levando em consideração os parâmetros citados é denominada de resistência à deformação ou tensão média de escoamento (BYON; NA; LEE 2013).

Uma equação clássica utilizada é a equação de Misaka e Yoshimoto (1967) apud Byon, Na e Lee (2013) e Nalawade et al. (2013). Esta equação foi desenvolvida para aços C-Mn e tem sido utilizada para modelar a tensão média de escoamento de diversos tipos de aço durante a laminação a quente em termos dos seguintes fatores: teor de carbono (até 1,2%),

temperatura (750–1200°C), deformação (até cerca de 0,5) e taxa de deformação (30 – 200 s⁻¹). A equação 2 corresponde a equação de Misaka e Yoshimoto:

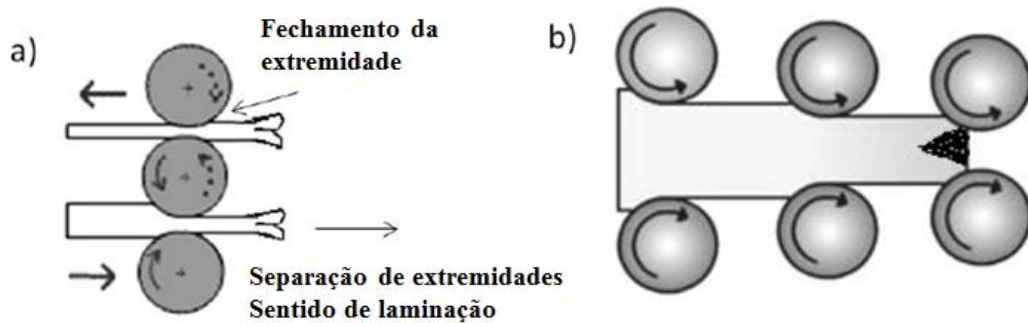
$$\sigma_{def} = \left\{ \exp \left(0,126 - 1,75[C] + 0,594[C]^2 + \frac{2851+2968[C]-1120[C]^2}{T} \right) \right\} (\varepsilon)^{0,21} (\dot{\varepsilon})^{0,13} \quad (2)$$

Onde: [C] é o teor de carbono; ε é a deformação; $\dot{\varepsilon}$ é a taxa de deformação e T é a temperatura durante a deformação.

A resistência à deformação a quente do material (σ_{def}) funciona como um indicativo da ductilidade a quente do material, ou seja, quanto maior essa tensão média, mais difícil será para deformar o material a quente.

As cadeiras de laminação são componentes principais de um trem laminador e possuem a função de comportar os cilindros de laminação. Podem ser do tipo: duo, trio e universal. As cadeiras do tipo duo são compostas de dois cilindros paralelos utilizadas em arranjo de trem aberto. As cadeiras do tipo trio são compostas de três cilindros paralelos horizontais e estas minimizam a perda de ductilidade da extremidade da barra laminada, uma vez que existem passes em sentidos contrários, com a tendência a minimizar uma possível separação de extremidades do laminado. O trem contínuo de laminação com cadeiras do tipo duo concentra os esforços na barra sempre na mesma região (em uma mesma extremidade), visto que os passes ocorrem no mesmo sentido de laminação, fato esse que pode maximizar a perda de ductilidade do laminado. A usina siderúrgica onde a pesquisa foi realizada possui o trem de desbaste com cadeira do tipo trio com cinco passes, tendendo a proporcionar a separação das extremidades da barra no quinto passe (SILVA, 2010; NASCIMENTO et al., 2016). A Figura 7 mostra uma representação esquemática comparando os efeitos na perda de ductilidade causados pelas cadeiras do tipo duo e trio.

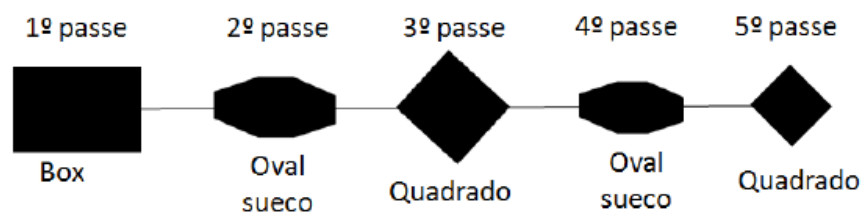
Figura 7 – a) Cadeira trio com reversão no sentido de passes, b) Trem contínuo (cadeiras duo) concentra os esforços na mesma região.



Fonte: Adaptado de NASCIMENTO et al. (2016).

Quanto ao projeto de passes de laminação (calibração), Madias (2014) relata que os planos de passes menos susceptíveis a perda de ductilidade da barra são: box-box; quadrado-redondo e oval-redondo. Ressalta também que a sequência de passes de oval para quadrado promove a perda de ductilidade a quente e consequente separação das extremidades da barra. Essas conclusões foram baseadas na falta de uniformidade de tensões e deformações na seção transversal. A Figura 8 apresenta a calibração do trem de desbaste da usina onde foi realizado o presente estudo, indicando a presença de duas sequências de passes oval-quadrado, que é prejudicial à ductilidade a quente.

Figura 8 – Projeto de passes do trem de desbaste da usina em estudo.

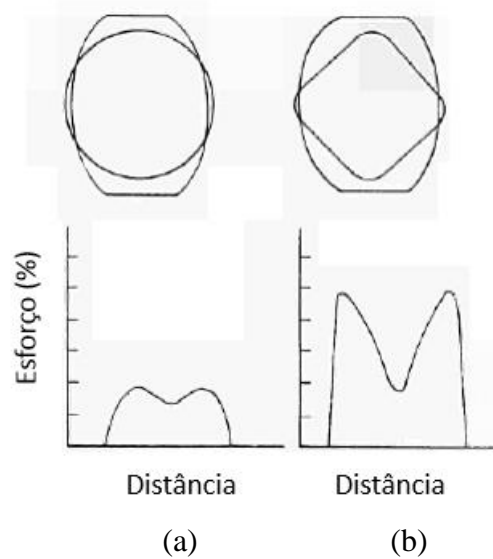


Fonte: NASCIMENTO et al. (2016)

Para obter um quadrado a partir de um oval, uma grande redução de área é necessária, sendo que a susceptibilidade a separação de extremidades é menor para menores reduções. Os esforços durante os passes de redução na sequência oval-quadrado são muito maiores comparados à sequência oval-redondo, devido a uma maior taxa de variação de deformação ao longo da seção e a um elevado nível de tensões. Nesta configuração de passes as tensões de compressão atuam no plano horizontal central e os valores máximos de tensão ocorrem para fora do centro, em direção as faces laterais do laminado, onde os lados do

esboço ainda com seção oval são restringidos pelas paredes laterais do passe quadrado (TAYLOR et al., 1986). A Figura 9 mostra a comparação entre as sequências de passes oval-redondo e oval-quadrado e a variação dos esforços ao longo da seção da barra, indicando que na sequência oval-quadrado há uma maior diferença entre os esforços das laterais para o centro da barra.

Figura 9 – Diagrama esquemático de esforços ao longo da seção da barra (a): sequência oval-redondo; (b): sequência oval-quadrado.



Fonte: TAYLOR et al. (1986)

2.5.4 Temperatura de Laminação

No que diz respeito à temperatura na qual a barra está sendo laminada, é necessário que a barra se encontre numa faixa de temperaturas adequada que proporcione boas propriedades de ductilidade a quente. A ductilidade geralmente começa a ser recuperada a altas temperaturas, nas quais os filmes de ferrita não se formam, dando lugar a uma microestrutura totalmente austenítica. A total recuperação da ductilidade a quente somente ocorre quando se atinge a recristalização, que é a formação de uma nova estrutura de grãos equiaxiais e livres de deformações. A recristalização ocorre quando o material sofre certa quantidade de deformação juntamente com o aquecimento até um ponto onde há energia suficiente disponível para iniciar o processo (MADIAS, 2014; HOMSHER, 2013).

Para aços com a deformação imposta pela laminação, os grãos deformados tem um formato alongado em uma direção, com alta densidade de discordâncias, que fornecem sítios de nucleação para novos grãos. Os novos grãos têm a mesma composição e fases dos

grãos originais, com menor energia acumulada, acompanhada de redução na resistência e simultâneo aumento na ductilidade a quente do material (HOMSHER, 2013; ZAKY, 2006).

Durante a laminação a quente, o aço a altas temperaturas com grãos grosseiros passa pelos cilindros onde o material é deformado, formando grãos alongados. Após sair dos cilindros, os grãos se recristalizam num processo conhecido como recristalização estática, onde este é influenciado pelas taxas de deformação, temperatura e tamanho de grão inicial. A taxa de recristalização estática cresce proporcional ao aumento da deformação. O processo de laminação continua até a temperatura do aço cair e atingir um ponto onde a recristalização é parcialmente ou totalmente incompleta, geralmente abaixo da T_{nr} , que será abordada logo adiante. A recristalização pode ocorrer durante a deformação se houver energia suficiente acumulada prévia ao passe de laminação, e essa é denominada de recristalização dinâmica. (DEGARMO et al., 2003 apud HOMSHER 2013; BAI, 1993).

2.5.4.1 Temperatura de não recristalização (T_{nr})

Um importante parâmetro relacionado ao fenômeno de recristalização dos aços é a temperatura de não recristalização (T_{nr}). De acordo com Bai (1993) e Homsher (2013) a definição da temperatura de não recristalização é aquela na qual a recristalização estática não ocorre completamente. A determinação desta é uma etapa fundamental para um projeto de laminação controlada, pois ela determina a temperatura abaixo da qual as deformações são acumuladas na austenita, ou seja, essa estrutura possui alta densidade de discordâncias. A recristalização devido à deformação em temperaturas maiores que T_{nr} refina o tamanho de grão até certo limite e conseqüentemente influencia na microestrutura final obtida. Esta temperatura é o resultado da interação entre deformação, recristalização e precipitação. Durante cada passe de laminação certa quantidade de energia é acumulada nos grãos deformados. Esta energia é posteriormente consumida para diferentes propósitos em diferentes estágios. Quando o processo de deformação ocorre em temperaturas acima de T_{nr} , onde os precipitados estão ausentes, a energia acumulada é utilizada como força motriz para a recristalização interpases. Quando o processo ocorre abaixo de T_{nr} , a precipitação induzida por deformação inibe qualquer recristalização adicional, e a energia acumulada é retida na estrutura deformada em cada passe. Esta energia aparece na forma de alta densidade de discordâncias, bandas de deformação ou aumento da área de contorno de grão. (ZAKY, 2006; ABAD et al., 2001)

Um parâmetro que pode afetar a T_{nr} é a condição da austenita antes da deformação. Novas tecnologias de produção de aço tendem a integrar o processo de laminação com o processo de lingotamento contínuo o que proporciona vantagens econômicas. Contudo, a microestrutura da austenita antes da laminação direta a quente pode se diferenciar significativamente em relação à microestrutura de uma barra reaquecida no processo convencional. Esse fator pode afetar a recristalização e a cinética de precipitação, portanto é esperado que a resposta à laminação da austenita no estado bruto de fusão possa ser diferente em relação à mesma quando reaquecida (ABAD et al., 2001).

Os elementos de liga tem efeito sobre a T_{nr} dos aços. Os elementos V, Nb e Ti são conhecidos pelo refinamento de grão através da fixação dos contornos de grão e endurecimento por precipitação pela formação de carbeto, nitreto e carbo-nitretos. O crescimento de grão da austenita é também inibido pelo arraste do soluto que gera segregação de elementos de liga nos contornos de grão da austenita. Os elementos de liga nos contornos de grão reduzem a energia e mobilidade interfacial destes. A perda dessa mobilidade causa diminuição na taxa de recristalização. Os efeitos do arraste de soluto são limitados pelo limite de solubilidade de um elemento específico. Acima desse limite a precipitação pode ocorrer e esses precipitados podem reduzir a energia interfacial e a mobilidade do contorno de grão, ou seja, quanto maior o número dessas partículas de precipitados, menor será a migração dos contornos (HOMSHER, 2013; MIRZAKHANI et al., 2009).

A Temperatura de não recristalização pode ser estimada ou determinada através de diversos métodos. Da literatura, T_{nr} pode ser estimada através de fórmulas empíricas e através de ensaios de laboratório. A equação de Boratto (1988) é a fórmula empírica mais conhecida para estimar a T_{nr} , sendo essa uma ferramenta bastante útil que reduz a necessidade da realização de testes de laboratório (HOMSHER, 2013).

A equação 3 de Boratto (1988) é bem conhecida por realizar uma estimativa de T_{nr} como função dos elementos de liga, é dada por:

$$T_{nr} = 887 + 464C + (6445Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (3)$$

Onde C, Nb, V, Ti, Al e Si são os elementos em %p no aço.

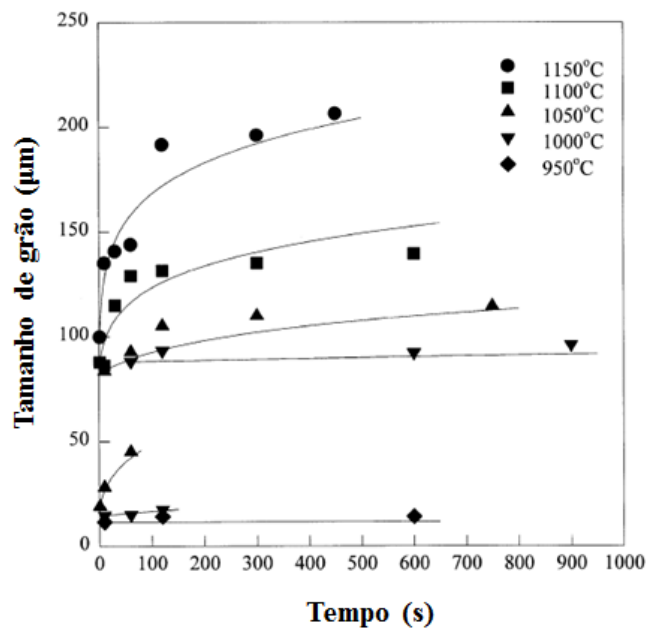
2.5.4.2 Ciclo Térmico

Para ser laminado a quente, o aço é aquecido a altas temperaturas e essas possibilitam que menor energia de deformação seja necessária, diminuindo a resistência ao escoamento e aumentando a ductilidade a quente. Uma das principais formas de elevar a temperatura do material, tornando-o adequado para o processo de laminação a quente é através do uso de fornos de reaquecimento. Os fornos de reaquecimento constituem uma etapa intermediária entre os processos de lingotamento contínuo e laminação a quente. O processo de reaquecimento tem grande efeito no tamanho de grão da austenita e na uniformidade do tamanho de grão ao longo da seção do produto semi-acabado (NALAWADE et al., 2013; JANSTO, 2015).

A temperatura e o tempo de reaquecimento tem efeito no tamanho de grão da austenita prévia a laminação. Quanto maior a temperatura e quanto maior o tempo de exposição a esta temperatura, maiores serão as taxas de crescimento dos grãos. Durante o reaquecimento existe também alguma homogeneização da segregação química associada à microestrutura bruta de fusão (JANSTO, 2015; RYU, 2008).

A Figura 10 mostra os resultados obtidos experimentalmente por Militzer (1996) do crescimento de grão isotérmico quando a taxa de aquecimento foi de 5°C/s .

Figura 10 – Crescimento de grão da austenita em um aço A36 com 0,17%C com taxa de aquecimento de 5°C/s a partir da temperatura ambiente.



Fonte: Adaptado de MILITZER et al.(1996).

Uma nova alternativa na produção de barras de aço é a laminação a quente a partir do semi-acabado proveniente do processo de lingotamento contínuo, sem a necessidade de sofrer um processo de reaquecimento, ou seja, o material é laminado diretamente a partir de sua estrutura bruta de fusão. A grande vantagem dessa prática é a economia de energia proporcionada devido à redução do uso de fornos de reaquecimento.

Enquanto o aço está sendo solidificado, há alguns inconvenientes, como a segregação de alguns elementos químicos entre o líquido e os cristais formados (dendritas). Essa segregação ocorre geralmente na linha central dos produtos lingotados, e torna-se alinhada em bandas longitudinais na direção de laminação. Estruturas brutas de fusão com inclusões, estruturas dendríticas, variações químicas associadas com a segregação e porosidades produzidas pela contração de solidificação geram condições para a formação de estruturas bandeadas durante o trabalho a quente dos aços. Esses defeitos gerados durante o lingotamento contínuo podem afetar a ductilidade a quente do material e a maioria destes são reduzidos ou eliminados pela operação de reaquecimento (KRAUSS, 2003; NALAWADE et al., 2013).

Adicional aos defeitos e heterogeneidade química, há também a falta de homogeneidade de temperaturas ao longo da seção do semi-acabado, visto que a extração de calor durante a solidificação é mais intensa na superfície, gerando diferenças de temperaturas em relação às regiões centrais, e a estrutura bruta de fusão apresenta regiões com formação de grãos de morfologias e tamanhos distintos (BRIMACOMBE, 1999; THOMAS, 2002). Ambos os fatores podem favorecer a perda de ductilidade a quente durante a laminação.

2.6. Tratamento termomecânico dos vergalhões

O tratamento termomecânico consiste na passagem do vergalhão pelo interior dos tubos do sistema de resfriamento, entrando em contato com a água, onde a superfície e núcleo da barra são resfriados com velocidades diferentes. O sistema de tratamento térmico superficial com resfriamento controlado é instalado logo após o último passe de laminação (ALVES FILHO, 2007; PAUL; MAJUMDAR; KUNDU, 2014). Esse tratamento se subdivide em três etapas:

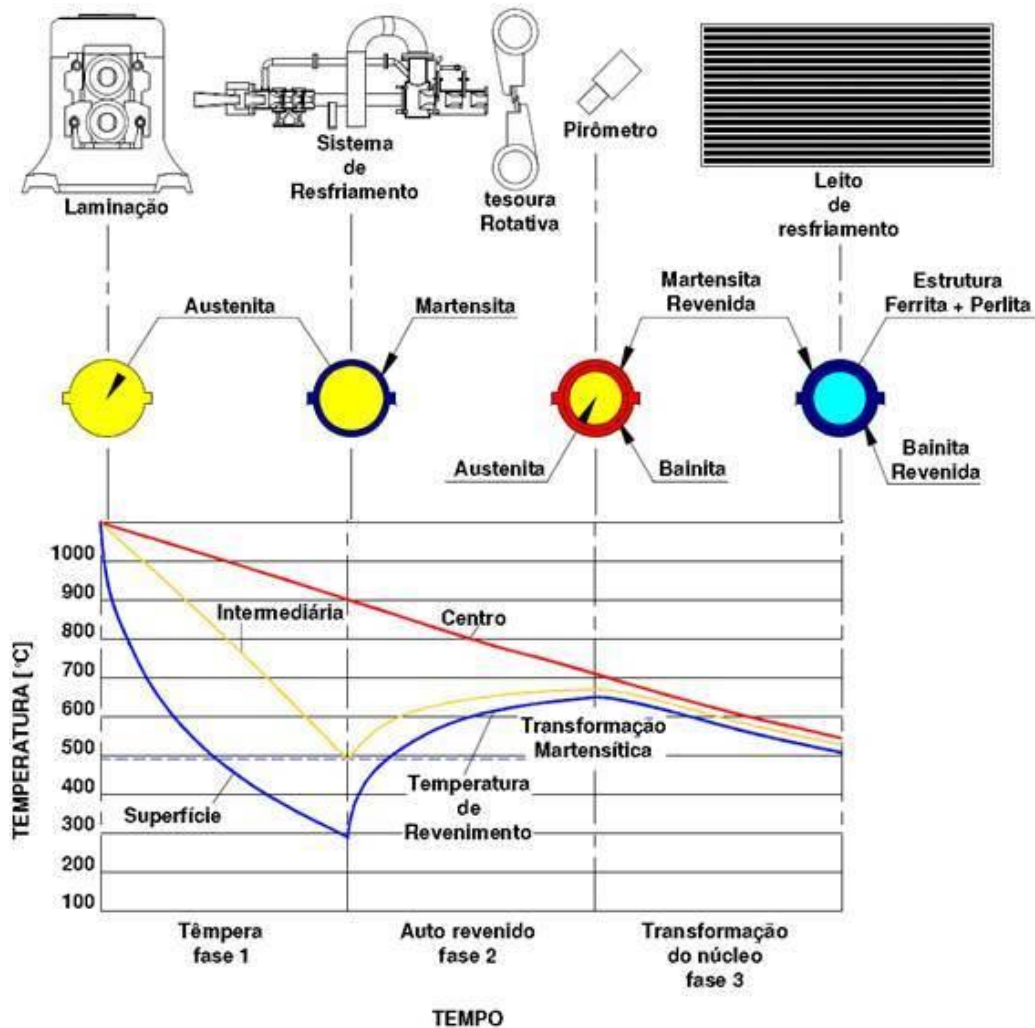
1. A barra passa através de um sistema de resfriamento por jatos de água de alta pressão, sofrendo um rápido e intensivo resfriamento de sua superfície. A eficiência de

resfriamento do sistema é tal que uma camada superficial da barra é temperada e forma-se martensita, simultaneamente o núcleo da barra apresenta resfriamento mais lento, mantendo-se austenítico durante o tempo em que a região superficial está sendo resfriada com água.

2. Após o resfriamento com água, o resfriamento superficial é interrompido, então o gradiente de temperatura estabelecido na seção transversal gera um fluxo de calor do centro para a superfície da barra, que passa a ser reaquecida pelo calor retido no núcleo, até o momento em que toda a seção desta fica praticamente com a mesma temperatura. Desta forma a camada temperada da barra passa a sofrer um tratamento de auto-revenimento, que irá transformar toda a martensita formada, em martensita revenida, com menor fragilidade mantendo ainda altos limites de alongamento e resistência.
3. Toda a seção da barra segue resfriando ao ar, mantendo a mesma taxa de resfriamento, a temperatura da superfície praticamente se iguala à do núcleo até que a barra atinja cerca de 100°C ou menos, quando se completa o resfriamento do vergalhão. Então o núcleo da barra acaba de se transformar, passando a ser constituído por uma estrutura de perlita + ferrita, ou de bainita + perlita + ferrita, de granulação fina.

A Figura 11 mostra um diagrama esquemático representando as etapas do tratamento termomecânico, com a evolução das temperaturas das regiões distintas da barra durante o processo.

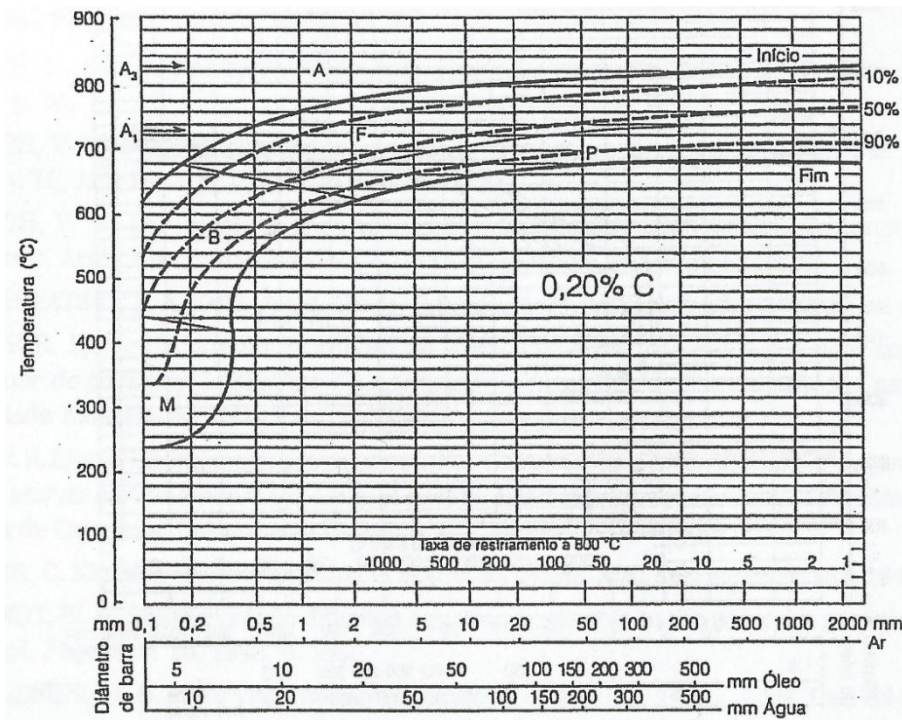
Figura 11 - Curvas de variação de temperatura da barra para diferentes posições de raio durante processo de tratamento térmico superficial.



Fonte: Adaptado de ALVES FILHO et al.(2007).

A Figura 12 apresenta um diagrama CCT (*Continuous Cooling Transformation*) para o aço 1020, similar ao aço utilizado nesse estudo. Observa-se na Figura 15 que a temperatura da superfície da barra atingiu cerca de 300 °C durante o tratamento termomecânico, e nessa temperatura a região superficial da barra tende a se transformar em martensita sob resfriamento em água conforme mostra o diagrama da Figura 12.

Figura 12 – Diagrama CCT para o aço 1020.

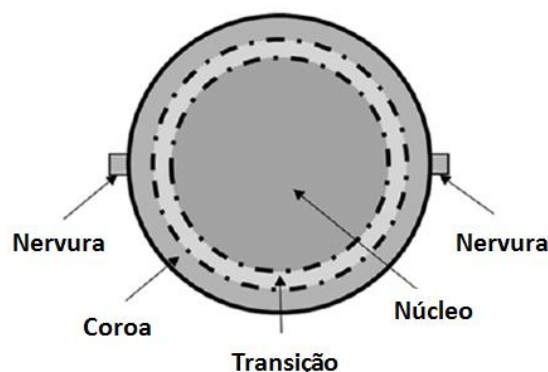


Fonte: COSTA E SILVA; MEI (2006).

Os vergalhões termomecanicamente tratados podem ter diferentes diâmetros (entre 8 e 40 mm) e estes oferecem uma combinação microestrutural com um núcleo composto por ferrita-perlita dúcteis, uma coroa superficial composta por martensita revenida e em alguns casos, entre essas duas regiões existe uma região rica em bainita (SK. et al., 2016; KUNDU et al., 2004).

No trabalho de Paul, Majumdar e Kundu (2014) as macrografias feitas nos vergalhões com diâmetro de 10 mm evidenciaram a presença de uma região central com núcleo ferrítico-perlítico e uma camada superficial de martensita. Já no trabalho de Khalifa et al. (2016) realizado em vergalhões com diâmetro de 16 mm foi observada a presença de três regiões distintas na seção da barra, inclusive a região de transição com a presença da fase bainítica entre o núcleo e a camada superficial da barra. SK. et al. (2016) relatam que a zona de transição bainítica para vergalhões 16 mm foi maior comparada aos diâmetros de 10 e 12 mm, estas observações indicaram que o resfriamento por jatos de água foi mais severo durante o processamento de vergalhões de 16 mm. A Figura 13 mostra um diagrama esquemático das regiões formadas na seção transversal do vergalhão após o tratamento termomecânico realizado ao final do processo de laminação a quente.

Figura 13 – Diagrama esquemático das três regiões formadas na seção transversal do vergalhão termomecanicamente tratado.



Fonte: Adaptado de SK. et al.(2016).

2.7. Efeito do Carbono Equivalente

Para avaliar a temperabilidade, que é uma importante característica metalúrgica dos aços, dois índices tem sido propostos: o diâmetro crítico ideal e o carbono equivalente, sendo ambos indicadores de quão facilmente o aço sofre transformação martensítica. O carbono equivalente é geralmente utilizado em soldagem e está relacionado com o tempo de resfriamento crítico para formar uma estrutura completamente martensítica. (KASUYA; HASHIBA, 2007).

O carbono equivalente (C_{eq}) é expresso como uma combinação linear da concentração de cada elemento de liga no aço, ou seja, é uma medida que avalia a composição química de uma liga, de acordo com a influência de cada elemento sobre uma característica que se deseja avaliar, como a soldabilidade e temperabilidade. O teor de carbono acrescido dos teores de determinados elementos de liga são utilizados para realizar o cálculo do C_{eq} que é dado pela equação 4 (KASUYA; HASHIBA 2007; DAROIT, 2012).

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (\% \text{ em peso})$$

(4)

A norma ABNT NBR 7480 ao se referir sobre a soldabilidade dos vergalhões comercializados no mercado brasileiro diz que devem ser atendidas as especificações descritas na norma ABNT NBR 6118 que por sua vez afirma que para um aço ser soldável a composição química

deve atender aos limites estabelecidos pela ABNT NBR 8965, onde especifica que o valor máximo de carbono equivalente (C_{eq}) é de 0,55.

2.8. Corrosão em aços para concreto armado

O concreto armado é um material composto de concreto e armadura de aço, na forma de barras (vergalhões). Este é amplamente utilizado na construção civil em todo o mundo, pois apresenta alta resistência às tensões de compressão e tração, onde os vergalhões de aço possuem boa capacidade de suportar tensões trativas e o concreto absorve as tensões compressivas. Devido a sua larga aplicação se faz necessário a avaliação da sua durabilidade. A corrosão de armaduras de aço utilizadas como reforço em concreto armado tem sido reconhecida mundialmente como um sério problema, visto que esse fenômeno gera custos com reparos em estruturas que foram danificadas pelos efeitos corrosivos, e adicionalmente as perdas econômicas, a segurança das pessoas é também afetada, uma vez que o colapso de estruturas pode oferecer risco à vida da população (OLIVEIRA, 2013; KELESTEMUR; YILDIZ, 2009).

A corrosão das armaduras é um processo eletroquímico que ocorre naturalmente, conduzindo a formação de óxidos e hidróxidos de ferro com volume muito superior ao volume do metal de origem. Este aumento de volume cria tensões internas no concreto que levam ao surgimento de fissuras, destacamento do cobrimento, perda de aderência entre o concreto e a armadura e perda de seção da armadura, podendo levar à instabilidade e ao colapso de uma edificação. O início e a propagação da corrosão tem como principais causas a perda de alcalinidade do concreto (deterioração por carbonatação), e o ataque por cloretos que, na presença de umidade e oxigênio, podem levar à corrosão da armadura e aos produtos da corrosão (CARVALHO, 2014).

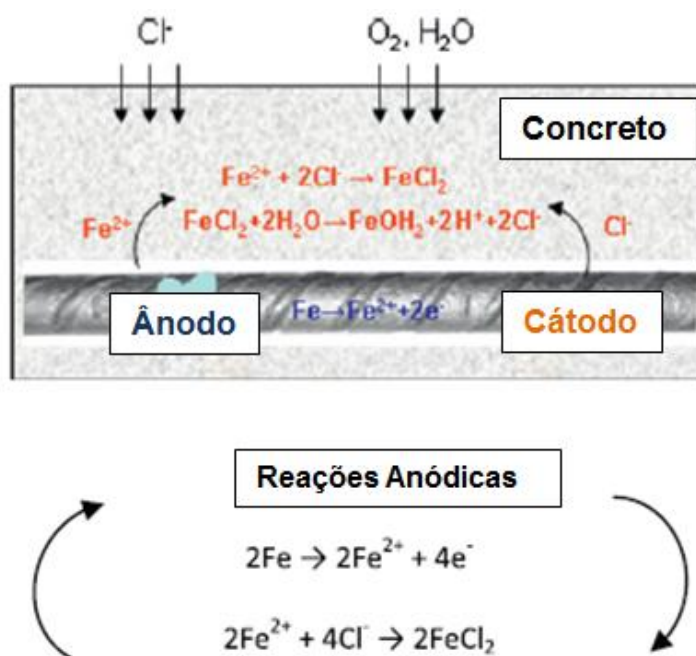
A partir do momento que ocorre a depassivação da armadura, a variável aço passa a ter uma influência no desenvolvimento dos processos corrosivos, uma vez que os diferentes tratamentos térmicos e mecânicos, por que passam as armaduras, bem como a composição química variada, alteram a microestrutura do material, tornando-o mais ou menos susceptível à corrosão (CARVALHO, 2014).

O íon cloreto é um dos mais significantes contaminantes naturais, presente principalmente na atmosfera marinha que tem um papel fundamental no processo corrosivo de aços estruturais. Esses íons influenciam na cinética de corrosão, assim como na morfologia e na característica protetiva dos filmes de produtos de corrosão, onde altas concentrações de

cloreto promovem a formação de produtos responsáveis por acelerar o processo corrosivo (MA; LI; WANG, 2009).

Os cloretos são transportados através dos poros e micro trincas presentes no concreto por difusão ou por capilaridade da solução aquosa que é dissolvida, estes depassivam o filme de óxido que cobre o aço e acelera a reação de corrosão e consequente deterioração do concreto (APOSTOLOPOULOS; PAPADAKIS, 2008). A propagação do processo corrosivo ocorre a uma taxa que depende da disponibilidade de oxigênio e água no cátodo, as reações de corrosão causadas pela ação de cloretos no aço utilizado no concreto armado são representadas na Figura 14 (APOSTOLOPOULOS; DEMIS; PAPADAKIS, 2013).

Figura 14 – Representação esquemática da corrosão induzida por cloretos.



Fonte: Adaptado de APOSTOLOPOULOS; DEMIS; PAPADAKIS (2013).

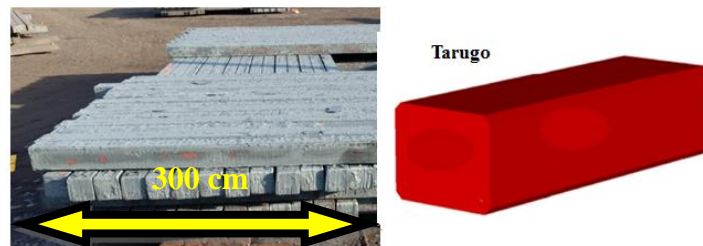
O processo corrosivo pode levar a uma redução na força de ligação entre as barras de aço e o concreto e a uma perda na área de seção transversal da barra, o que causa a perda da capacidade de carga da estrutura. Essa redução de área da barra produz algumas falhas repentinas na estrutura, sem escoamento e sem indícios prévios (APOSTOLOPOULOS; DEMIS; PAPADAKIS, 2013).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

O processo de lingotamento contínuo consiste na etapa de solidificação do aço onde é produzido o produto semi-acabado de seção quadrada de 100mm x 100mm, no caso do processo estudado, sendo esse produto semi-acabado denominado tarugo. A Figura 15 mostra o formato dos tarugos utilizados no processo.

Este trabalho consistiu em avaliar os efeitos da temperatura e da microestrutura durante o processo de laminação a quente e como essas variáveis influenciam na perda de ductilidade a quente do aço durante a laminação e na alteração da microestrutura final e como essa alteração interfere nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão dos vergalhões de diâmetro 8 mm. Então foi realizada uma comparação levando em consideração as diferenças entre os processos de laminação de tarugos oriundos diretamente do lingotamento contínuo, e de tarugos que passam pelo processo de reaquecimento em forno a gás natural antes de serem laminados.

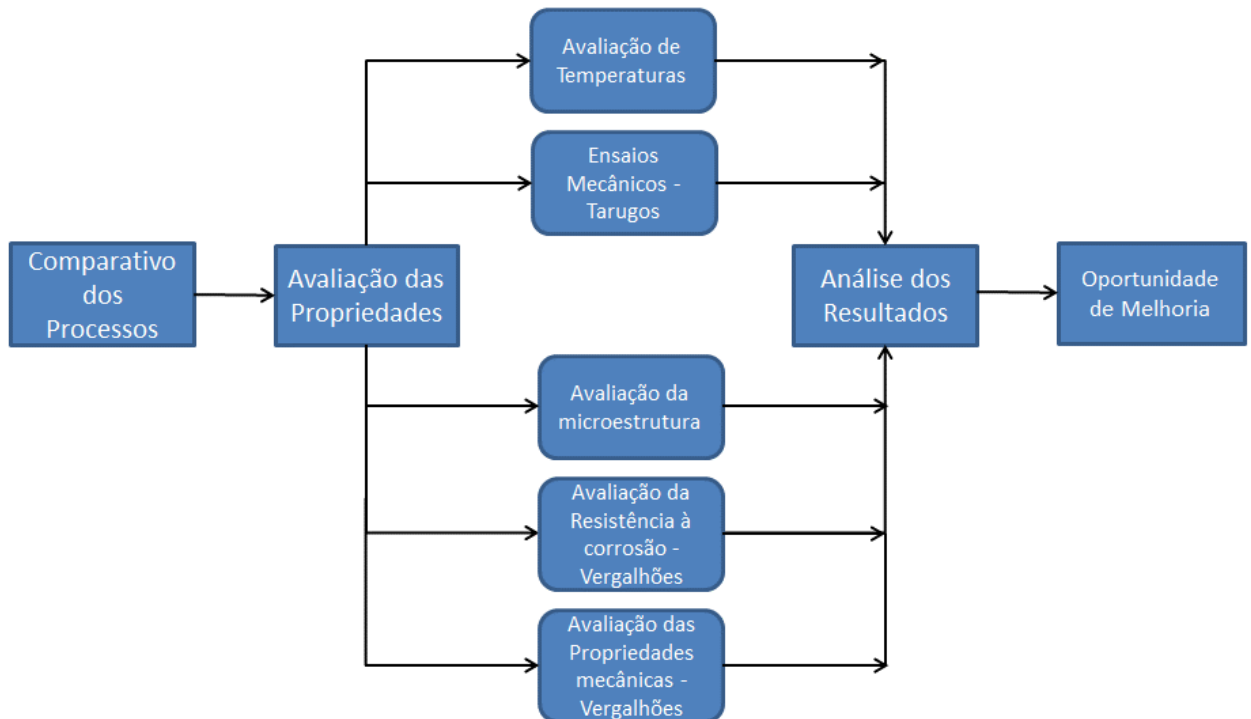
Figura 15 – Tarugos utilizados como matéria-prima para o processo de laminação.



Fonte: Própria do Autor.

O desenvolvimento desse trabalho foi realizado de acordo com as etapas apresentadas no fluxograma da Figura 16.

Figura 16 – Fluxograma com as etapas planejadas para a realização do trabalho.



Fonte: Própria do Autor.

As etapas desse fluxograma são constituídas por:

- **Comparativo dos Processos:** O objetivo inicial foi a comparação de ambos os processos de laminação, em busca de compreender os fatores que influenciam na perda de ductilidade a quente das barras, e a fim de verificar se houve diferenças nas propriedades mecânicas e de corrosão entre os vergalhões de diâmetro 8 mm laminados por ambos os processos.
- **Avaliação das Propriedades:** A partir das informações adquiridas na literatura, foram listados os parâmetros relevantes para o entendimento das diferenças que ocorrem entre as propriedades das barras durante (perda de ductilidade a quente) e ao fim da laminação (propriedades de corrosão e mecânicas do produto final), estabelecendo um comparativo entre as duas rotas de laminação.
- **Avaliação de Temperaturas, microestrutura, ensaios mecânicos de tarugos e vergalhões e resistência à corrosão de vergalhões:** A partir das causas levantadas, foi proposto que temperatura e microestrutura da barra apresentam grande influência na perda de ductilidade a quente, visto que se a temperatura não estiver dentro de determinada faixa de valores, o material durante a deformação pode sofrer

encruamento e apresentar menor fração recristalizada de grãos. Quanto ao tamanho de grão, no caso do processo com uso da etapa de reaquecimento, este é influenciado pela temperatura e tempo de residência nesta, onde um aumento excessivo do tamanho de grão prévio a deformação pode prejudicar a recristalização e conseqüentemente gerar grãos maiores durante o processo de laminação, melhorando a ductilidade a quente em comparação com as barras laminadas diretamente do lingotamento contínuo. Os ensaios mecânicos visam medir as propriedades mecânicas, comparando os valores obtidos entre o aço laminado diretamente e o aço vindo do forno de reaquecimento, avaliando a influência de ambas as rotas produtivas na perda de ductilidade a quente. Sabendo que os processos de laminação com e sem a etapa de reaquecimento possuem diferenças, foram realizados ensaios mecânicos no produto final, no caso vergalhões, com o objetivo de verificar se esses processos diferentes proporcionam grandes diferenças entre as propriedades mecânicas dessas barras.

Para avaliar a resistência à corrosão dos vergalhões obtidos em ambos os processos, foram realizados ensaios eletroquímicos e os resultados destes foram relacionados com as diferenças entre as microestruturas obtidas.

- **Análise dos Resultados:** Foi realizada com o objetivo de compreender como os parâmetros de temperatura do tarugo, microestrutura e propriedades mecânicas das barras laminadas influenciam na perda de ductilidade a quente durante a laminação, nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão do produto final (vergalhões), através da comparação entre as duas rotas do processo, a primeira onde o tarugo passa pelo processo de reaquecimento em fornos a gás antes de ser laminado, e a segunda na qual o tarugo passa do lingotamento contínuo para o processo de laminação de forma direta, sem a utilização da etapa de reaquecimento.
- **Oportunidade de Melhoria:** A partir dos resultados obtidos e da análise comparativa entre as duas rotas do processo, verificou-se a possibilidade de algumas alterações no processo que visam a estabilidade da rota de laminação a partir de tarugos vindos direto do lingotamento contínuo, visto que essa rota apresenta com maior frequência as ocorrências de perda de ductilidade a quente durante o processo.

3.1. Material

O aço em estudo possui composição química similar ao SAE 1017 e é classificado como aço baixo carbono, visto que o teor de carbono não ultrapassa 0,30%C e que não

possuem elementos de liga em sua composição além de teores residuais admissíveis (RIZZO, 2005). Esse aço inicialmente na forma de tarugos foi laminado, obtendo-se vergalhões de diâmetro 8 mm para que possa ser aplicado na construção civil.

3.2. Métodos

Para a avaliação das diferenças de propriedades obtidas entre as barras laminadas com o uso da etapa de reaquecimento e sem o uso desta, foram escolhidos alguns parâmetros que podem influenciar na perda de ductilidade a quente do aço durante o processo de laminação, nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão das barras. Os parâmetros escolhidos foram: temperatura ao longo do processo, microestrutura do tarugo prévia ao primeiro passe de laminação e microestrutura após os passes intermediários e de acabamento na laminação. A avaliação da temperatura foi realizada no sentido de investigar as diferenças de temperatura ao longo do comprimento do tarugo comparando as extremidades a regiões mais próximas ao centro. Quanto à microestrutura a análise foi voltada principalmente para: a verificação da presença de inclusões de sulfetos no aço (principalmente FeS de baixo ponto de fusão) no caso onde houve ocorrências de separação de extremidades da barra laminada; e estimativa dos tamanhos de grãos prévios a laminação, após os passes de desbaste, intermediários, e de acabamento (obtendo-se o produto final, no caso o vergalhão), comparando os tamanhos obtidos entre o aço laminado diretamente a partir do lingotamento contínuo e o aço que passa pela etapa de reaquecimento prévia a laminação, relacionando esses tamanhos de grãos com a perda de ductilidade a quente durante os passes de laminação, com as propriedades mecânicas e com a resistência à corrosão dos vergalhões.

3.2.1 Medição de Temperaturas

A coleta de temperaturas foi realizada de duas formas distintas. A primeira foi realizada a fim de levantar o perfil de perda de temperatura do tarugo desde o lingotamento contínuo até o início do primeiro passe de laminação, onde essas temperaturas foram coletadas com o uso de termômetros infravermelhos fixos (denominados como pirômetros) ao longo do caminho entre lingotamento contínuo e laminação. Os termômetros fixos foram localizados na saída da máquina de lingotamento, em um ponto intermediário entre lingotamento e laminação, e antes da entrada da primeira cadeira de laminação.

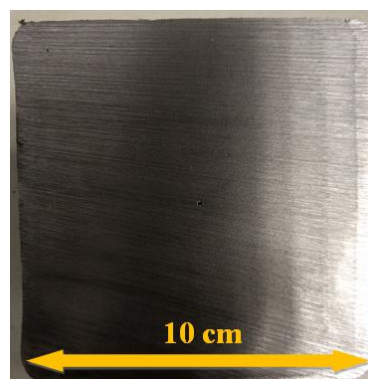
A segunda forma de coleta foi através do uso de uma câmera de imagem térmica da marca Flir[®], modelo T420, onde através desse equipamento foi possível coletar imagens

com o perfil térmico dos tarugos nas regiões da cauda, centro e cabeça do tarugo, ao longo do comprimento deste. Essas termografias foram coletadas após os tarugos serem rejeitados (retirados da linha de laminação) imediatamente antes de chegarem ao primeiro passe de laminação (desbaste), com a aquisição de valores para tarugos laminados com o uso do forno de reaquecimento e para tarugos vindos diretamente do lingotamento contínuo. A partir dos valores coletados foi possível avaliar os efeitos que as diferenças entre as temperaturas obtidas em ambos os processos causam na ductilidade a quente durante a laminação.

3.2.2 *Caracterização Microestrutural*

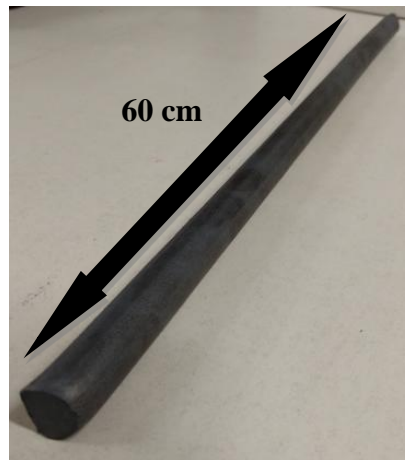
Foram coletadas amostras de tarugos antes do primeiro passe de laminação e da barra laminada após o último passe do trem intermediário de laminação, para fins de comparação, mostrando qual a influência de cada processo na microestrutura obtida e consequentemente na perda de ductilidade a quente, responsável pela separação das extremidades das barras, ocorrida geralmente nos passes intermediários de laminação. As Figuras 17 e 18 exibem as amostras coletadas do tarugo e da barra após os passes intermediários respectivamente, essas amostras foram resfriadas ao ar, e então foram cortadas e preparadas para exames metalográficos. Foram coletadas também amostras dos vergalhões com diâmetro de 8 mm para análise, a fim de relacionar a microestrutura com a resistência à corrosão e com as propriedades mecânicas, estabelecendo um comparativo entre ambas as rotas de laminação. A Figura 19 mostra os vergalhões coletados para a retirada das amostras.

Figura 17 – Amostra de tarugo retirada para análise por micrografia.



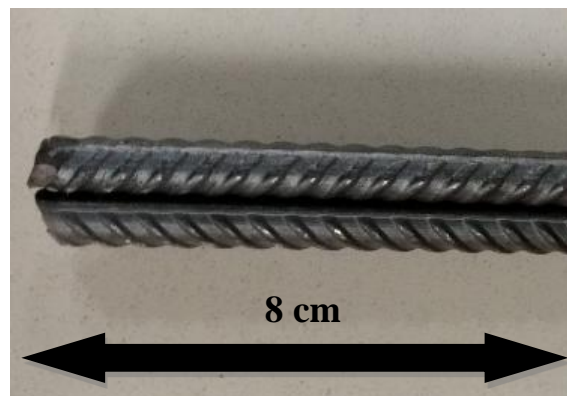
Fonte: Própria do Autor.

Figura 18 – Amostra intermediária de produto laminado na saída do trem intermediário.



Fonte: Própria do Autor.

Figura 19 – Amostras de vergalhões para preparação metalográfica.



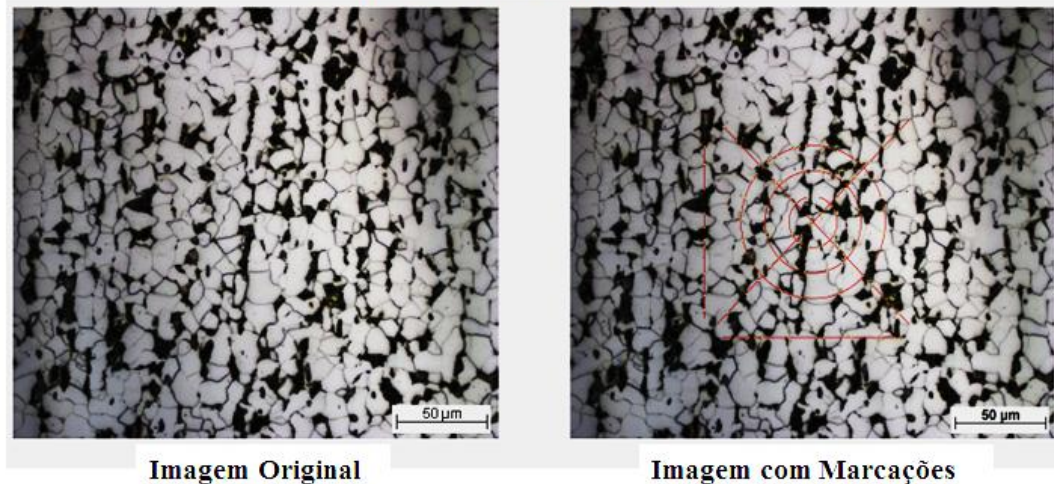
Fonte: Própria do Autor.

As amostras coletadas foram cortadas e embutidas a quente em baquelite. Então foram lixadas em lixas de carbeto de silício de granulometria 100, 220, 320, 400, 600, 1200, então as amostras foram polidas em alumina coloidal com granulometria de $1\mu\text{m}$ e $0,05\mu\text{m}$. As amostras então foram atacadas em solução de nital 2% para que fosse revelada a microestrutura. Foram registradas micrografias das amostras em microscópio óptico da marca Zeiss[®], modelo AxioCam ICc 5 e em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da marca Philips[®], modelo XL 30, ambos instalados no Laboratório de Caracterização de Materiais da UFC. No microscópio óptico citado também foram realizadas as medições dos tamanhos médios de grão utilizando o software AxioVs40x64 V 4.9.1.0 seguindo a norma ASTM E 112 de padronização para métodos de testes de determinação de tamanho médio de grão, utilizando o método do intercepto linear. Um exemplo de utilização desse método de medição

com o microscópio citado é mostrado na Figura 20. Foram realizadas análises macrográficas dos vergalhões 8mm a fim de avaliar o aspecto superficial ao longo da seção da barra, e estimar a espessura da estrutura formada na borda, proporcionada pelo tratamento térmico realizado ao final da laminação.

Figura 20 – Micrografia de barra laminada diretamente a partir do lingotamento contínuo com marcações do método da intersecção. Aumento de 500x.

Tamanho de Grão número G 11



Fonte: Própria do Autor.

A avaliação microestrutural quanto à presença de sulfetos foi realizada através da técnica de Espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (*Energy-dispersive X-ray spectroscopy - EDX*), o equipamento utilizado para essa análise foi o detector modelo XFlash[®] 4010 da marca Bruker[®] acoplado ao Microscópio Eletrônico de Varredura da marca Tescan[®], modelo VEGA3-XM com aceleração de tensão de 20 KV, no modo EDX.

Foi avaliada a presença de sulfetos, principalmente o FeS que possui baixo ponto de fusão, responsável pela perda de ductilidade a quente das barras de aço. Uma barra com separação de extremidades por perda de ductilidade a quente é apresentada na Figura 21. Nesse caso uma amostra da região onde houve a separação foi coletada e analisada através da técnica de EDX com o objetivo de verificar a presença de sulfeto de ferro ao longo da microestrutura.

Figura 21 - Barra laminada com separação de extremidades por perda de ductilidade a quente.



Fonte: Própria do Autor.

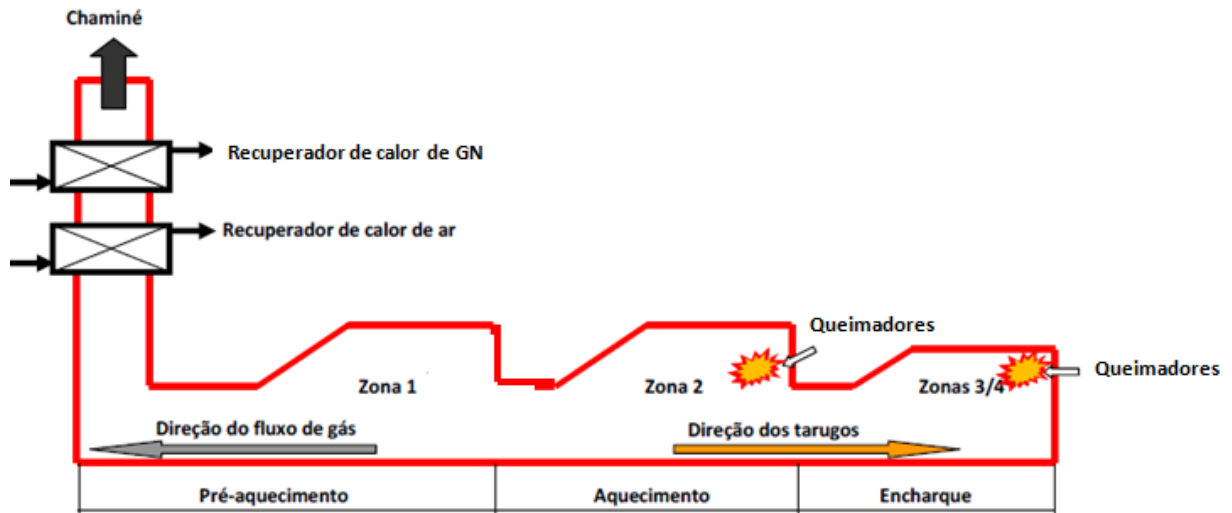
3.2.3 *Ensaio Mecânicos*

3.2.3.1 *Tarugos*

Associada a análise de temperaturas e microestruturas, foram realizados ensaios mecânicos de dureza e tração, simulando as condições prévias a laminação, em amostras de tarugos vindos diretamente do lingotamento contínuo e de tarugos que passam pelo forno de reaquecimento antes de serem laminados, comparando as propriedades mecânicas prévias dos produtos semi-acabados que são laminados pelas duas rotas distintas de produção, associando os valores obtidos nos ensaios mecânicos com os parâmetros de temperatura e microestrutura, avaliando como estes influenciam na perda de ductilidade a quente do aço.

Para a realização dos ensaios mecânicos foram escolhidas duas condições, simulando ambos os processos, a fim de avaliar como o tempo e a temperatura de exposição no forno influenciam nas propriedades mecânicas do aço antes deste ser laminado, consequentemente influenciando na ductilidade a quente. O forno de reaquecimento de tarugos utilizado no processo em estudo é do tipo empurrador, ou seja, os tarugos são colocados na extremidade de carregamento e avançam ao longo do eixo do forno por um sistema empurrador. A mesma operação é repetida de maneira sistemática, de forma que cada tarugo carregado é empurrado contra o tarugo anterior e toda a carga se desloca continuamente em direção à extremidade de desenformamento, não havendo espaços vazios entre um tarugo e outro. Esse forno possui três zonas, divididas em: pré-aquecimento, aquecimento e encharque. A Figura 22 mostra a divisão do forno por zonas. Para simular as condições de operação do forno de reaquecimento industrial, foi utilizado um forno do tipo mufla da marca EDG[®], modelo F3000 3P-S.

Figura 22 - Representação esquemática das zonas do Forno de Reaquecimento de Tarugos.



Fonte: Adaptado de GONÇALVES (2011)

A primeira condição simulou a condição normal de operação de laminação com o uso da etapa de reaquecimento, onde o tarugo permaneceu 1h na zona de pré-aquecimento a partir da temperatura de 550 °C, atingindo 1060 °C ao chegar à zona de aquecimento onde este permaneceu por 1h, atingindo por fim a zona de encharque com temperatura de 1200 °C, onde o tempo de permanência do tarugo foi de 30 minutos. Os intervalos de tempo e temperatura utilizados buscaram retratar de forma mais fiel possível as condições reais do processo.

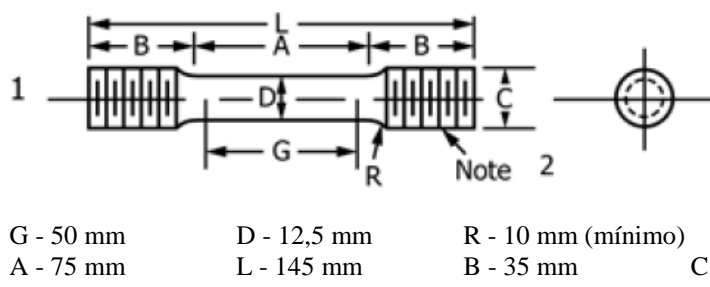
A segunda condição simulou a condição do tarugo laminado diretamente, ou seja, a amostra foi retirada do tarugo recém-solidificado no lingotamento contínuo, resfriada ao ar e não passou por nenhum tratamento térmico.

Todas as amostras foram retiradas de tarugos do lingotamento contínuo e resfriadas ao ar livre antes de serem submetidas ao tratamento térmico, no caso da condição simulada para o processo que utiliza o forno de reaquecimento.

Os ensaios de dureza foram realizados em amostras de tarugos com área de seção transversal 100 mm x 100 mm. As medidas foram feitas ao longo da linha central da seção utilizando durômetro de escala Brinell da marca VEB Werkstoffprüfmaschinen Leipzig[®], com número de fabricação 308/45 do ano de 1971, utilizando penetrador esférico de aço com 2,5 mm de diâmetro e com aplicação de 187,5 Kgf de carga, seguindo a norma ASTM E10. Os ensaios de tração foram realizados no equipamento da marca EMIC[®], modelo DL-30000. Ambos os equipamentos encontram-se no Laboratório de Ensaios Mecânicos da UFC.

Os corpos de prova para os ensaios de tração foram confeccionados seguindo a norma ASTM E8/E8M. A Figura 23 mostra o desenho com as dimensões utilizadas.

Figura 23 – Dimensões do corpo de prova para ensaios de tração.



Fonte: ASTM E8/E8M – 16a (2016)

3.2.3.2 Vergalhões

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers traçando o perfil de dureza ao longo da seção do vergalhão. Para isso foi utilizado o microdurômetro da marca Shimadzu®, modelo HMV-2 aplicando uma carga de 9,807 N através de um penetrador em formato piramidal durante 15 segundos.

Para avaliação comparativa entre os dois processos de laminação foram coletados resultados dos ensaios de tração realizados durante a produção de lotes do vergalhão 8 mm. Esses ensaios de tração foram realizados em uma máquina de tração da marca Wolpert®, modelo 100 TUZ – MT 001, presente no laboratório de controle de qualidade da Usina Gerdau® Cearense.

3.2.4 Ensaios Eletroquímicos

Para fins de comparação entre a resistência à corrosão de barras laminadas por ambas as rotas de produção, foram realizados ensaios de polarização potenciodinâmica anódica em triplicata e espectroscopia de impedância eletroquímica. Utilizando como eletrólito solução de NaCl 0,1M, eletrodo de referência de Ag/AgCl e contra-eletrodo de platina. Antes do início do ensaio de polarização, foi realizada a medida do potencial de circuito aberto durante 1h, tempo esse suficiente para a estabilização do potencial de corrosão (E_{corr}), a partir do qual se iniciou o ensaio, ou seja, a aplicação de sobretensões em relação ao E_{corr} , neste caso no sentido anódico, com taxa de varredura de 1mV/s, varredura esta interrompida quando a corrente atingiu o valor de 1mA.

Os ensaios de espectroscopia de impedância eletroquímica foram realizados com tempos de imersão no eletrólito de 1h, 5h, 9h e 24h. O tempo de monitoramento do potencial de circuito aberto foi de 1h antes do início da primeira medida, e de 15 minutos antes do início das demais medidas. A faixa de frequências utilizadas foi de 40 KHz a 6mHz, com aquisição de 7 pontos por década de medição, aplicando-se tensão com amplitude de 10 mV.

Para a realização dos ensaios eletroquímicos, foi utilizado o potenciostato da marca Metrohm®, modelo PGSTAT302N, acoplado ao computador dotado do software Nova® v.1.11 para registro dos dados.

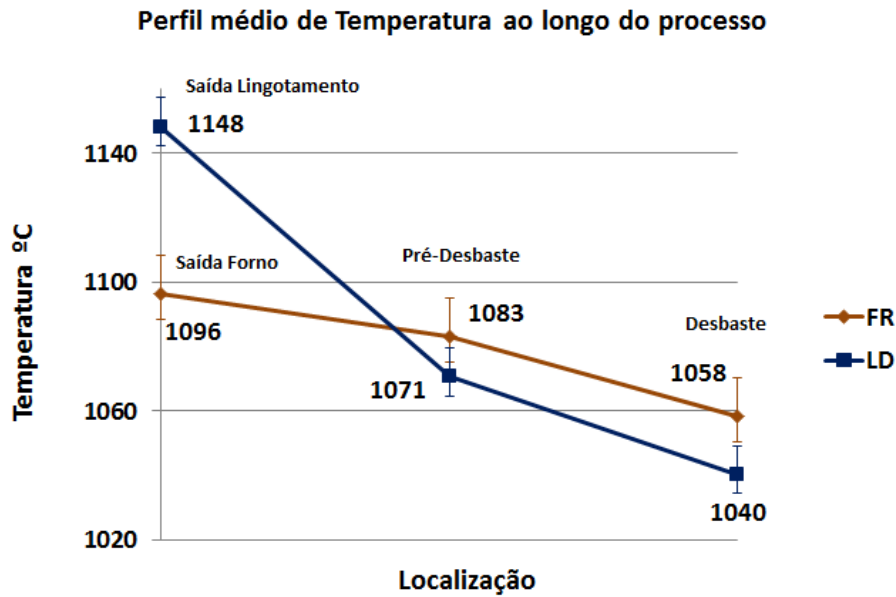
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Para apresentação dos resultados, serão utilizadas as seguintes siglas para cada processo: FR – para o processo de laminação com a utilização de forno de reaquecimento; LD – para o processo de laminação direta de tarugos vindos do lingotamento contínuo. A seguir são apresentadas análises de alguns fatores que influenciam diretamente na ductilidade a quente do aço. São apresentados também resultados que relacionam os processos FR e LD e suas respectivas microestruturas com as propriedades mecânicas e resistência à corrosão dos produtos finais (vergalhões).

4.1. Análise de Temperaturas

Para fins de comparação entre os processos de laminação com o uso de forno de reaquecimento (FR) e laminação de tarugos vindos diretamente do lingotamento contínuo (LD), foram avaliados os perfis de perda de temperatura ao longo de ambos os processos, temperaturas essas medidas com a utilização de termômetros infravermelhos (denominados pirômetros). Os gráficos foram construídos utilizando a média dos valores coletados. A Figura 24 mostra os referidos perfis.

Figura 24 – Perfis de temperatura ao longo de ambos os processos



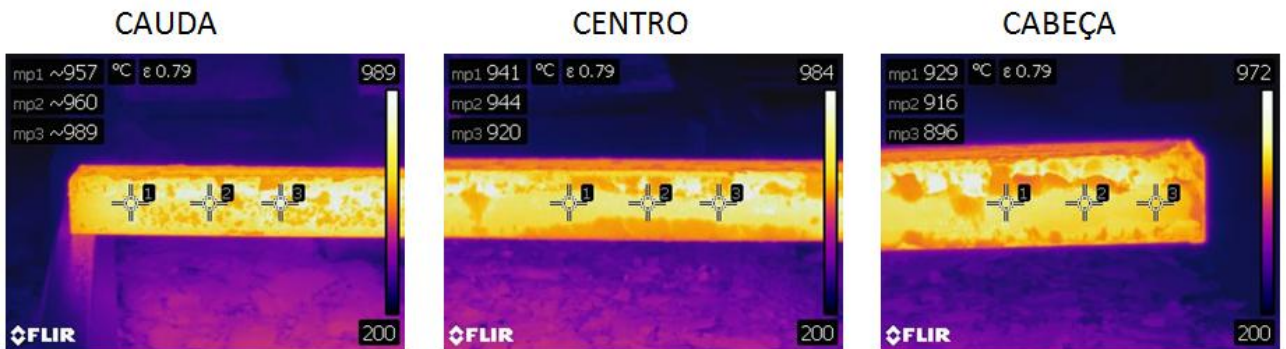
Fonte: Própria do autor.

A partir dos perfis apresentados, pode se observar que no processo LD a temperatura registrada na saída do lingotamento é superior a temperatura de saída do forno no processo FR, visto que essa é a temperatura registrada imediatamente após o fim da solidificação do aço. A queda de temperatura entre a saída do lingotamento e o pirômetro pré-desbaste é maior devido ao maior trecho percorrido pela barra desde o lingotamento contínuo (em torno de 60 m). O pirômetro de saída do forno encontra-se bem mais próximo do pirômetro pré-desbaste comparado ao processo LD (aproximadamente 15 m).

A mesma tendência de queda de temperatura continua entre o pirômetro pré-desbaste e o seguinte. O pirômetro de desbaste encontra-se imediatamente antes da entrada do primeiro passe de laminação. Observou-se que no processo LD a temperatura na entrada dos passes de desbaste é menor comparada ao processo FR. Esse fator contribui para a perda de ductilidade a quente durante a laminação de barras do processo LD, sabendo que maiores temperaturas reduzem a energia necessária para conformar o aço.

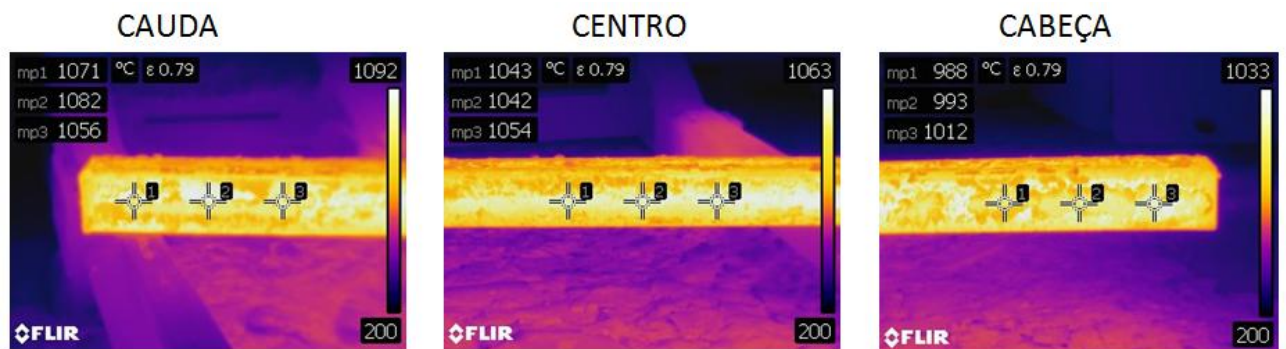
Uma segunda análise comparativa de temperaturas entre os processos foi realizada a partir da coleta de termografias que mostram os perfis de temperatura de diversas regiões ao longo do tarugo. As Figuras 25 e 26 mostram as termografias coletadas para tarugos de ambos os processos.

Figura 25 – Termografias com perfil de temperatura nas faces e ao longo do comprimento do tarugo para o processo LD.



Fonte: Própria do autor.

Figura 26 – Termografias com perfil de temperatura nas faces e ao longo do comprimento do tarugo para o processo FR.

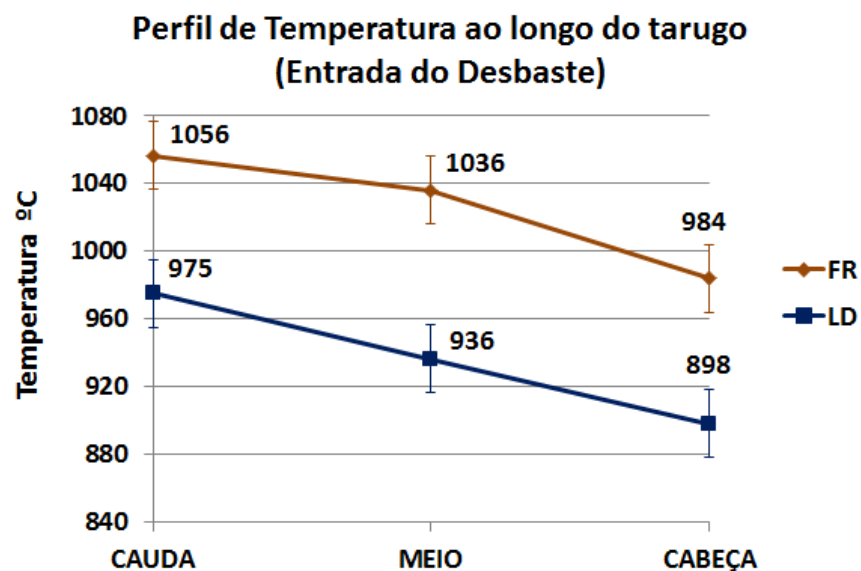


Fonte: Própria do autor.

A partir das termografias apresentadas para ambos os processos confirmou-se a maior tendência à perda de temperatura das barras do processo LD comparadas às barras do processo FR. A temperatura na cabeça do tarugo é um dos pontos de maior criticidade, visto que essa região apresenta os mais baixos valores de temperatura, é a primeira a entrar em contato com os cilindros durante os passes de laminação e nessa mesma região do tarugo pode ocorrer o início da separação de extremidades da barra causada pela perda de ductilidade a quente, onde a perda de temperatura no tarugo gera um impacto negativo na ductilidade a quente do material. A Figura 27 exibe o perfil de temperatura com os valores médios coletados nas termografias ao longo do comprimento do tarugo. Essas termografias foram coletadas após os tarugos serem rejeitados (retirados da linha de laminação para um suporte lateral através de um dispositivo com acionamento pneumático, chamado de rejeitador de barras) imediatamente antes de atingirem a entrada do passe de desbaste. Os valores coletados com o uso da câmera termográfica são diferentes em relação aos obtidos com o uso dos

pirômetros devido a dois fatores. O primeiro deles é que desde o momento em que o tarugo é rejeitado até o início da coleta de termografias há um determinado tempo, e nesse intervalo há uma perda considerável de temperatura. O segundo fator é que o princípio de medição da câmera termográfica é diferente do pirômetro, uma vez que a câmera termográfica registra a temperatura real em pontos específicos, o pirômetro registra o ponto de máxima temperatura durante a leitura realizada ao longo do tarugo. Esses fatores então justificam os valores de temperaturas mais altos obtidos no pirômetro de desbaste comparado aos obtidos com o uso da câmera termográfica.

Figura 27 – Perfil de temperatura baseado nas análises termográficas.



Fonte: Própria do autor.

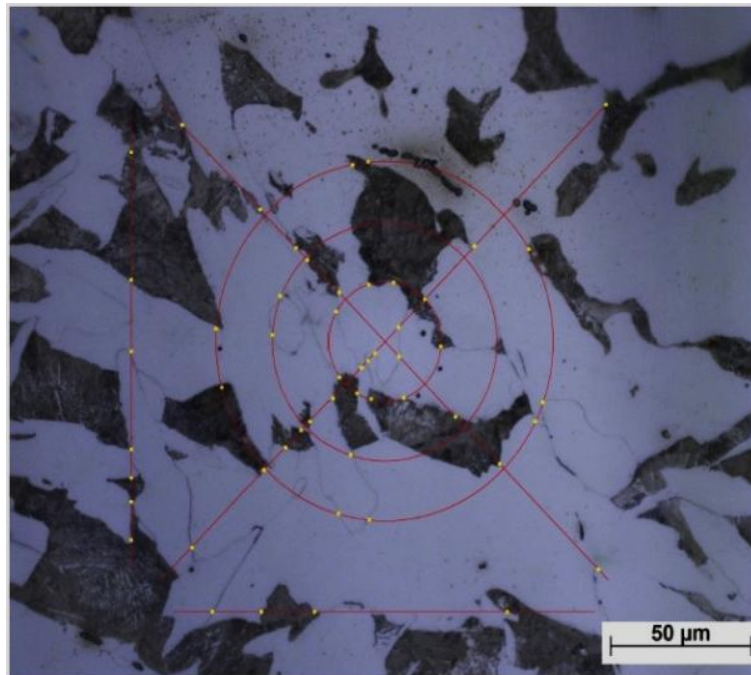
Ainda relacionada ao fator temperatura, foram coletados valores de um pirômetro existente após as cadeiras de desbaste, mais precisamente na entrada do primeiro passe do trem intermediário, pois é durante a execução dos passes intermediários que ocorre mais frequentemente a separação das extremidades da barra. O processo FR apresentou um valor médio de 886°C enquanto o processo LD apresentou uma média de 889°C. A partir da equação 3 de Boratto, citada anteriormente, e da composição química média dos lotes de aço utilizado para laminação das barras, foi calculada a Temperatura de não recristalização (T_{nr}), e o valor obtido foi de aproximadamente 903°C. As temperaturas medidas em ambos os processos tiveram valores inferiores a T_{nr} calculada, sendo um indicativo de que durante os passes intermediários não ocorreu a recristalização de forma completa, e possivelmente houve

acúmulo de discordâncias, proporcionadas pela deformação desses grãos não recristalizados, podendo favorecer a perda de ductilidade a quente durante a laminação.

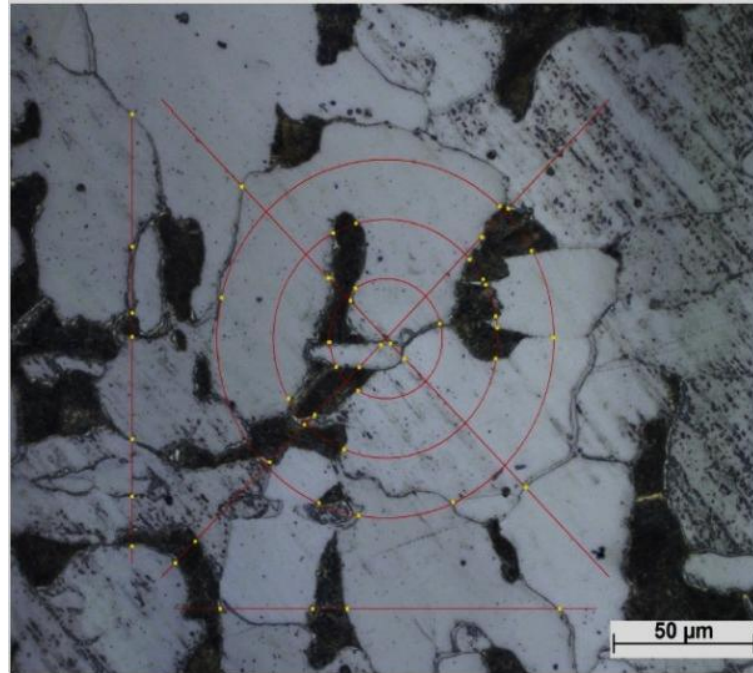
4.2. Análise Microestrutural

As análises metalográficas foram realizadas com o objetivo de tornar explícitas as diferenças entre as microestruturas de ambos os processos, desde o semi-acabado (tarugo) até o produto final (vergalhão). Relacionado à perda de ductilidade a quente, os principais aspectos microestruturais observados foram o tamanho de grão e a presença de sulfetos (principalmente FeS) nas amostras. A Figura 28 apresenta o comparativo entre o tamanho de grão dos tarugos utilizados em ambos os processos.

Figura 28 – Micrografias óticas prévias a laminação (Tarugos): (a): Processo FR. Tamanho de grão ASTM G 6 (dmédio = 44,9 μm); (b): Processo LD. Tamanho de grão ASTM G 7 (dmédio = 31,8 μm).



(a)



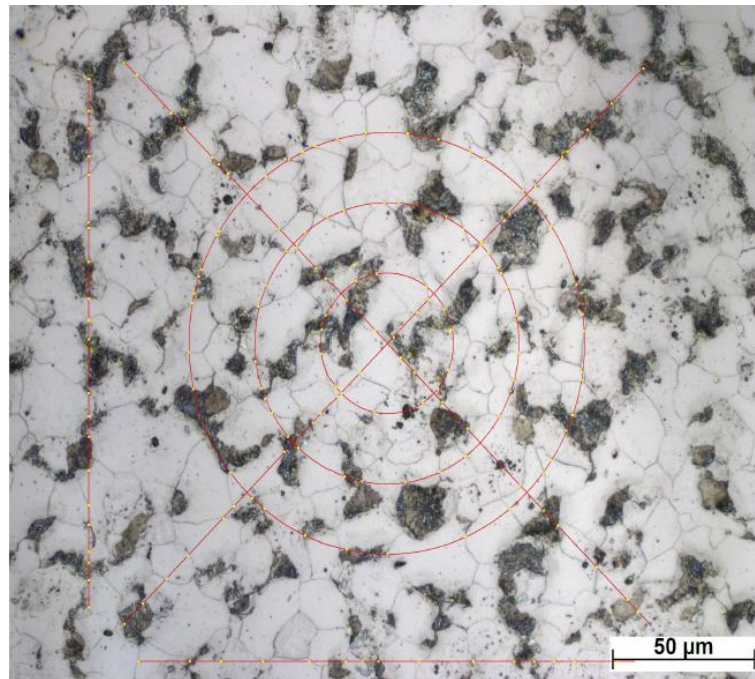
(b)

Fonte: Própria do autor.

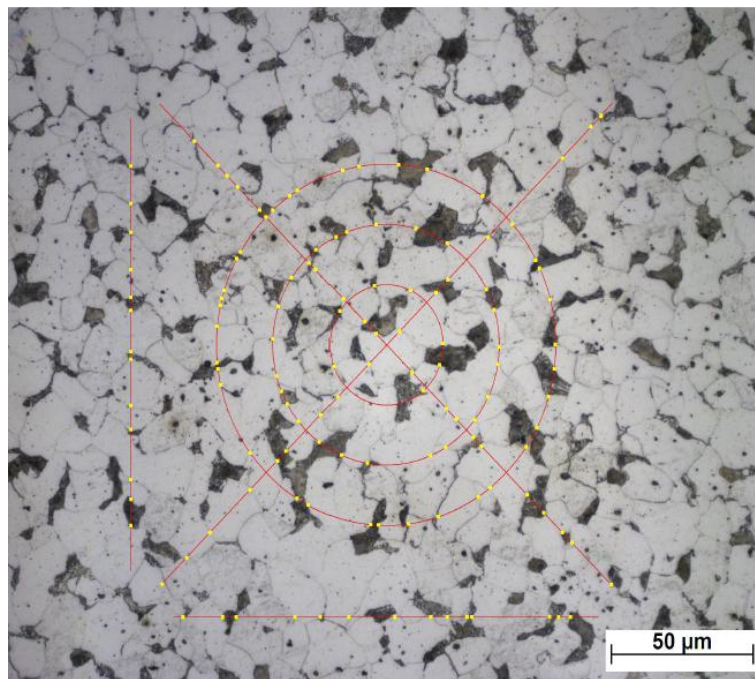
Como esperado, observou-se que o tarugo que passou pelo processo de reaquecimento (Processo FR) antes de ser laminado apresentou grãos maiores devido ao tempo de residência considerável no forno a elevadas temperaturas, variando de 1080°C a 1200°C entre as zonas de aquecimento e encharque. Esses grãos maiores consequentemente proporcionaram uma menor área de contorno de grão e isso tende a fornecer uma maior ductilidade a quente ao aço durante o processo de laminação.

O maior tamanho de grão prévio da austenita proporcionou maiores tamanhos de grãos ferríticos ao longo do processo de laminação, conforme mostrou a determinação do tamanho médio de grão seguindo a norma ASTM E112. A Figura 29 mostra o comparativo entre os tamanhos de grãos ferríticos após os passes intermediários de laminação. O tamanho de grão menor da barra laminada via processo LD confirma a ocorrência do fenômeno de recristalização de forma mais intensa relacionado ao menor tamanho de grão inicial do tarugo, ou seja, este possui maior área de contorno de grão que funciona como sítios preferenciais para a nucleação de novos grãos. Esse menor tamanho de grão é um indicativo de que a ductilidade do aço durante a laminação a quente é menor no processo LD, devido a maior restrição ao movimento de discordâncias proporcionado pela maior área de contorno de grão.

Figura 29 – Micrografias óticas após os passes intermediários de laminação: (a): Processo FR. Tamanho de grão ASTM G 9 (dmédio = 15,9 μm); (b): Processo LD. Tamanho de grão ASTM G 10 (dmédio = 11,2 μm).



(a)



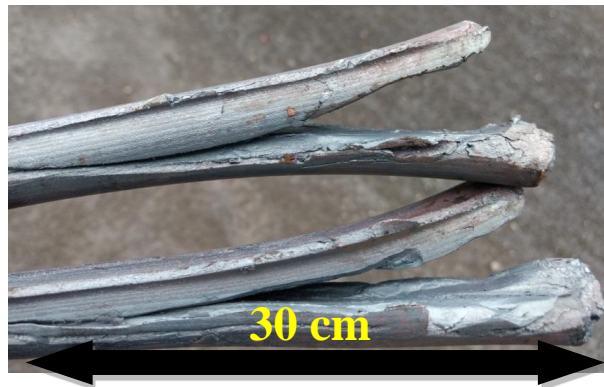
(b)

Fonte: Própria do autor.

Adicional ao tamanho de grão, outro fator que contribui para a perda de ductilidade a quente no processo de laminação de tarugos diretamente do lingotamento (processo LD) é a presença de sulfeto de ferro (FeS) e dos compostos eutéticos a base de Fe-

FeS-FeO ao longo da matriz do aço, esses possuem baixo ponto de fusão, variando de 1190°C a cerca de 980°C, comparado ao ponto de fusão do sulfeto de manganês (MnS) que é de aproximadamente 1610°C. A Figura 30 apresenta o aspecto das barras com separação das extremidades devido à perda de ductilidade a quente durante os passes intermediários no processo de laminação direta (LD).

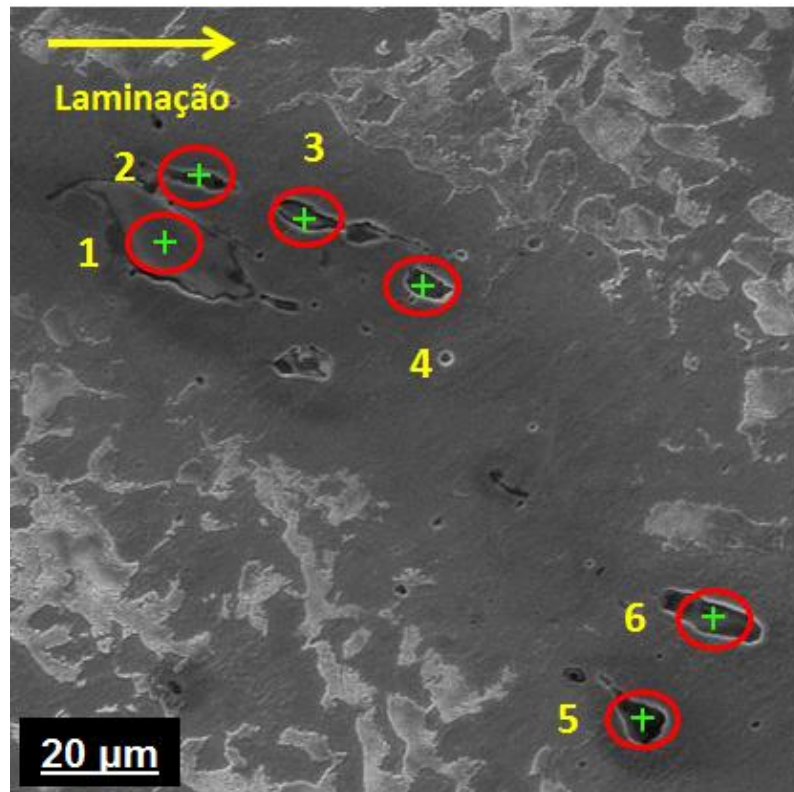
Figura 30 – Barra laminadas apresentando separação das extremidades.



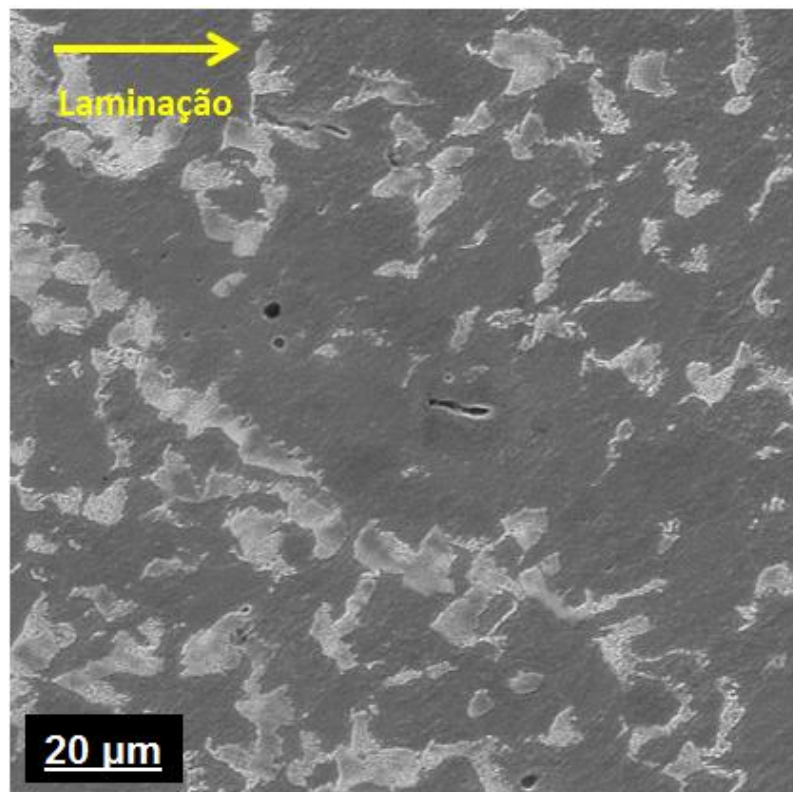
Fonte: Própria do autor.

A partir dessas barras foram retiradas amostras da região onde houve a separação, na direção de laminação, e então foram realizadas microanálises em diversas regiões da barra para verificação da presença de FeS e seus compostos. A Figura 31 apresenta a análise por Espectroscopia de energia dispersiva de raios-X, comparando uma região da amostra (a), de uma barra retirada dos passes intermediários de laminação que apresentou separação das extremidades, com uma região da amostra (b) de uma barra retirada dos passes intermediários que não apresentou separação de extremidades. Ambas as barras foram provenientes do processo de laminação direta de tarugos vindos do lingotamento contínuo. Observou-se que na barra em que não ocorreu a separação de extremidades, houve quantidade bem inferior de sulfetos formados quando comparada a situação oposta. A Tabela 2 mostra os teores de Fe, Mn e S dos pontos marcados na Figura 31 (a), indicando que o teor de S é alto comparado ao teor de Mn, e esse fator foi um indicativo da tendência à formação de sulfetos de ferro associados aos sulfetos de manganês. Os teores elevados de Fe encontrados nos pontos indicados provavelmente são provenientes da interação do feixe de elétrons com a matriz ferrítica do aço. Conforme citado, os sulfetos de ferro e seus compostos eutéticos possuem baixo ponto de fusão, o que favorece a perda de ductilidade a quente da barra durante o processo de laminação direta.

Figura 31 – Análises por EDX da amostra da barra laminada direto retirada no passe intermediário (a): com separação das extremidades; (b): sem separação.



(a)



(b)

Fonte: Própria do autor.

Tabela 2– Composição dos pontos analisados por EDX da amostra que apresentou separação de extremidades.

PONTOS	Mn (%p)	S (%p)	Fe (%p)
1	21,9	31,7	46,4
2	24,4	19,7	55,9
3	32,7	37,0	30,3
4	32,9	33,3	33,8
5	16,8	15,0	68,2
6	21,4	25,8	52,8
MÉDIA	25,0	27,1	47,9

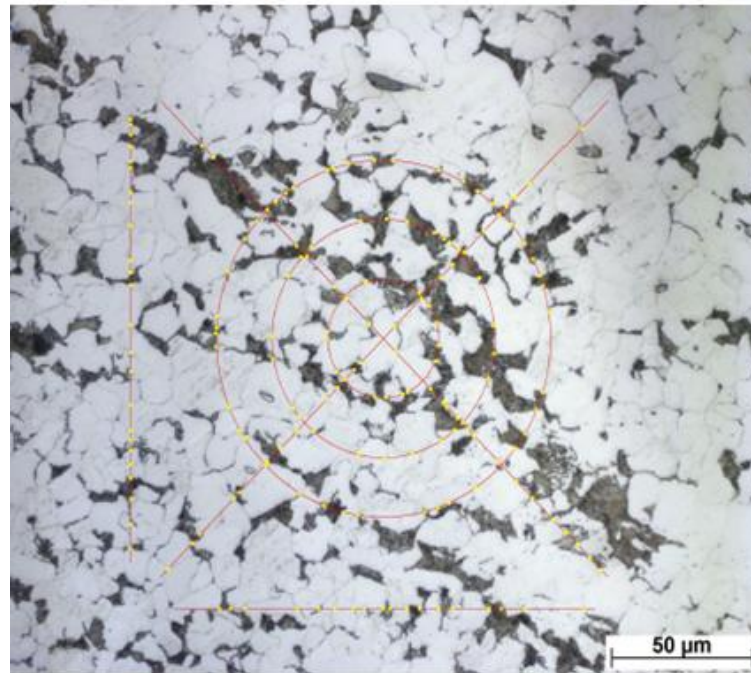
Fonte: Própria do autor.

Nessa mesma amostra foram realizadas análises por microscopia ótica e determinação do tamanho médio de grão. A Figura 32 (a) mostra a presença de uma trinca proveniente de fragilização a quente induzida pela presença de FeS e seus compostos e em (b) a estimativa do tamanho de grão, indicando um tamanho de grão G 10,5 mostrando que a estrutura de grãos da barra que apresentou separação das extremidades estava ainda mais refinada comparada a amostra do processo LD que não apresentou perda de ductilidade a quente (tamanho G 10 mostrado na Figura 29).

Figura 32 – Micrografias óticas da amostra com separação de extremidades proveniente do processo LD (a): Trinca induzida por FeS; (b): Tamanho de grão ASTM G 10,5 (dmédio = 9,4 μm).



(a)

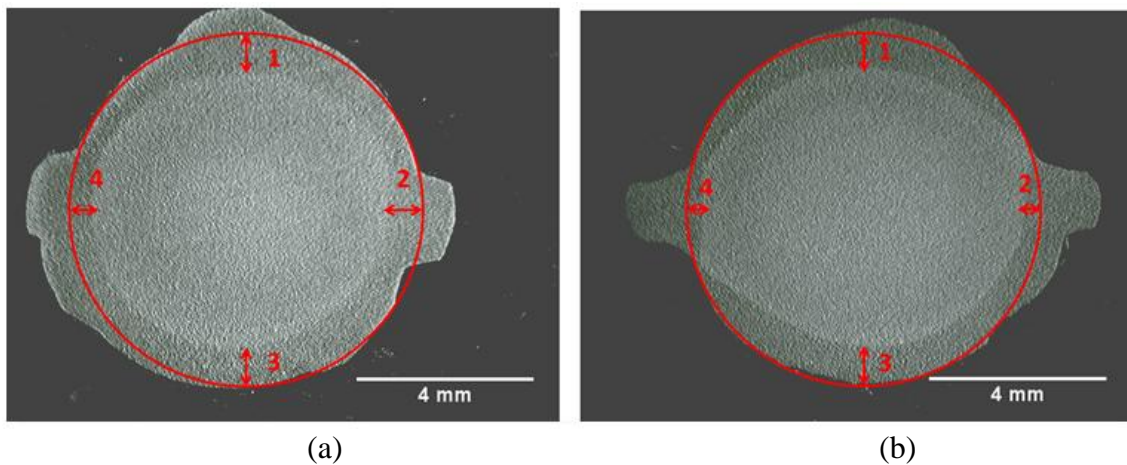


(b)

Fonte: Própria do autor.

A microestrutura do produto final do processo de laminação também foi avaliada. Realizou-se o exame comparativo entre as amostras de ambos os processos. A Figura 33 apresenta as macrografias dos vergalhões obtidos, onde se observou a presença de duas regiões distintas, uma região central de coloração mais clara e uma região de borda mais escura, com indicação da presença de uma estrutura martensítica, que é confirmada mais adiante nessa discussão. O motivo para que nesse aço com baixo teor de carbono (0,20%) haja a formação de martensita está no valor do carbono equivalente (C_{eq}), que gira em torno de 0,35 a 0,36 e esses valores contribuem para o aumento da temperabilidade do aço. Os valores estimados para a espessura dessa camada superficial estão registrados na Tabela 3.

Figura 33 – Macrografias da seção transversal do vergalhão laminado, indicando os pontos onde foram realizadas as medidas da espessura da camada de martensita: (a) Processo FR. (b) Processo LD.



Fonte: Própria do autor.

Tabela 3 – Valores de espessura da camada de martensita medida em pontos distintos, em ambas as amostras.

	PROCESSO FR	PROCESSO LD
PONTO	ESPESSURA (mm)	ESPESSURA (mm)
1	0,937	0,772
2	0,881	0,393
3	0,839	0,828
4	0,601	0,393
MÉDIA	0,815	0,597

Fonte: Própria do autor.

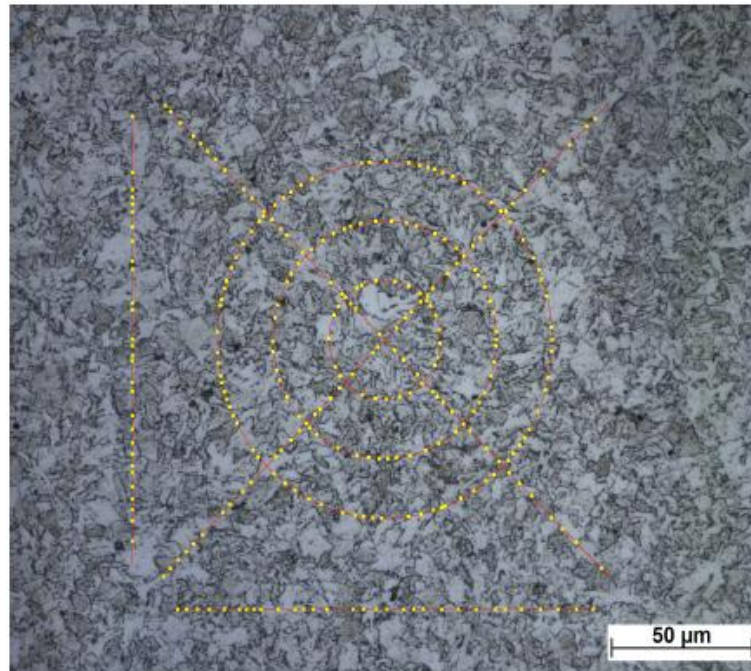
A estrutura prévia a laminação que apresentou o maior tamanho de grão (com o uso do forno de reaquecimento) proporcionou ao produto final a formação de maior quantidade de martensita na região superficial da barra, indicada na Figura 33. A justificativa para tal resultado reside no fato de que os contornos de grãos são regiões preferenciais para a nucleação heterogênea, quanto menor os grãos, maior será a área total de contornos disponível para a nucleação de uma nova fase e mais rápido será o início da transformação conforme citam Rezende (2006) e Chiaverini (1996).

O tamanho de grão prévio da austenita afeta a cinética de transformação da perlita e ferrita. A taxa de nucleação da ferrita e da perlita nos contornos de grão da austenita aumenta conforme os grãos se tornam menores, devido ao aumento da área superficial de contorno de grão por unidade de volume (KUNDU et al., 2004). Então se a austenita apresentar maior tamanho de grão prévio à laminação, a sua transformação total em perlita

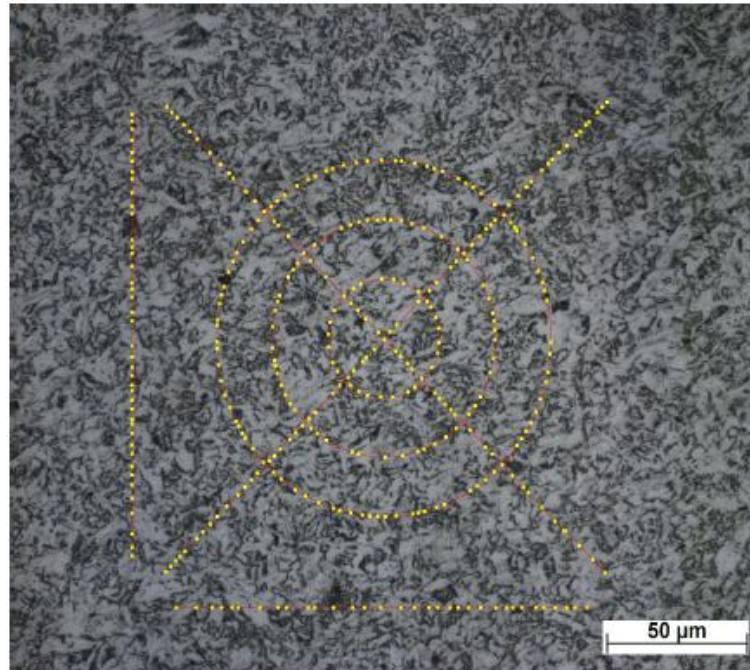
levará mais tempo, favorecendo assim a formação de maior quantidade de martensita superficialmente durante o resfriamento brusco sofrido pela barra.

Após o último passe de laminação, o tamanho de grão da região central dos vergalhões, constituída de perlita e ferrita segue a mesma tendência apresentada após os passes intermediários, ou seja, o processo LD proporciona ao aço uma estrutura de grãos mais refinada em comparação ao processo FR. A Figura 34 apresenta as micrografias óticas com as respectivas estimativas dos tamanhos de grão da região central dos vergalhões para ambos os processos.

Figura 34 – Micrografias óticas da região central dos vergalhões: (a): Processo FR. Tamanho de grão ASTM G 12 ($d_{\text{médio}} = 5,6 \mu\text{m}$); (b): Processo LD. Tamanho de grão ASTM G 12,5 ($d_{\text{médio}} = 4,7 \mu\text{m}$).



(a)

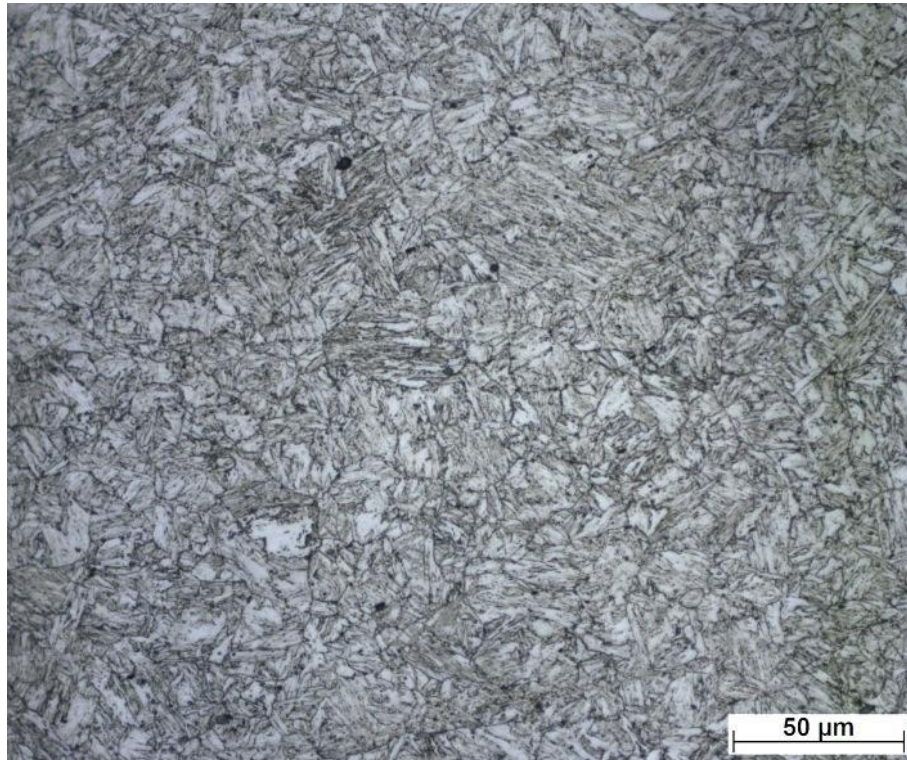


(b)

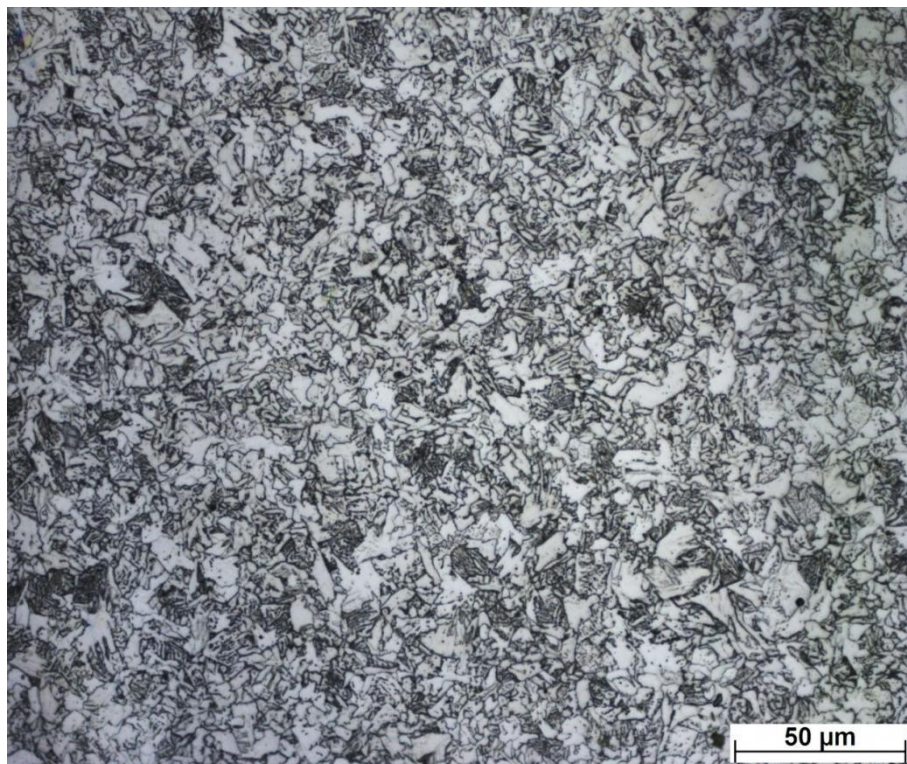
Fonte: Própria do autor.

No vergalhão de 8 mm de diâmetro, foi possível observar a presença de duas regiões distintas: a região da borda com estrutura martensítica revenida e a região central com estrutura ferrítica e perlítica, conforme mostram as Figuras 35 a 38. Macro e microestrutura similares foram encontradas por Paul et al. (2014) e estas são mostradas nas Figuras 39 e 40. Kundu et al. (2004) relata que a transformação da austenita em bainita na região de transição ocorre devido ao fato de que nesta região a taxa de resfriamento é maior comparada ao centro. Vergalhões com diâmetros maiores (16 mm, por exemplo) tendem a possuir regiões com taxas de resfriamento moderadas, essas são as zonas intermediárias com estruturas bainíticas e perlíticas. No caso do vergalhão em estudo, este possui uma região com altas taxas de resfriamento (borda), uma pequena região entre a borda e o centro com taxas moderadas de resfriamento e uma região com baixas taxas (centro), sendo esse o principal motivo para que não haja uma clara distinção entre a zona intermediária e as demais zonas.

Figura 35 – Micrografias óticas do vergalhão 8 mm obtidas no processo FR (a): região da borda; (b): região do centro.



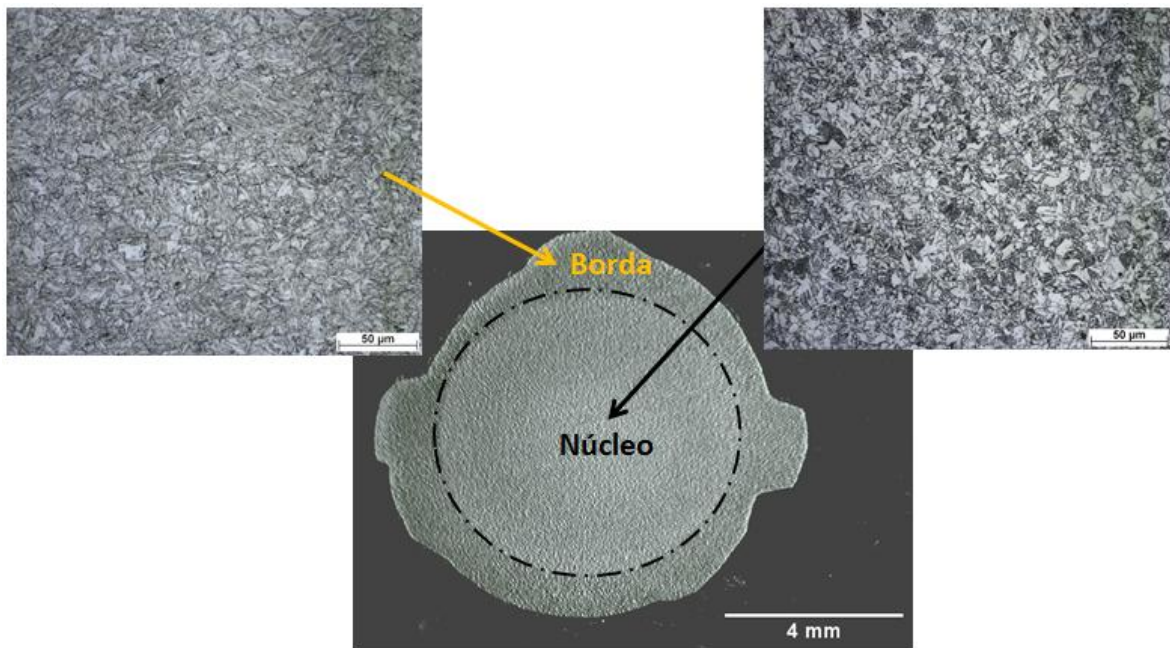
(a)



(b)

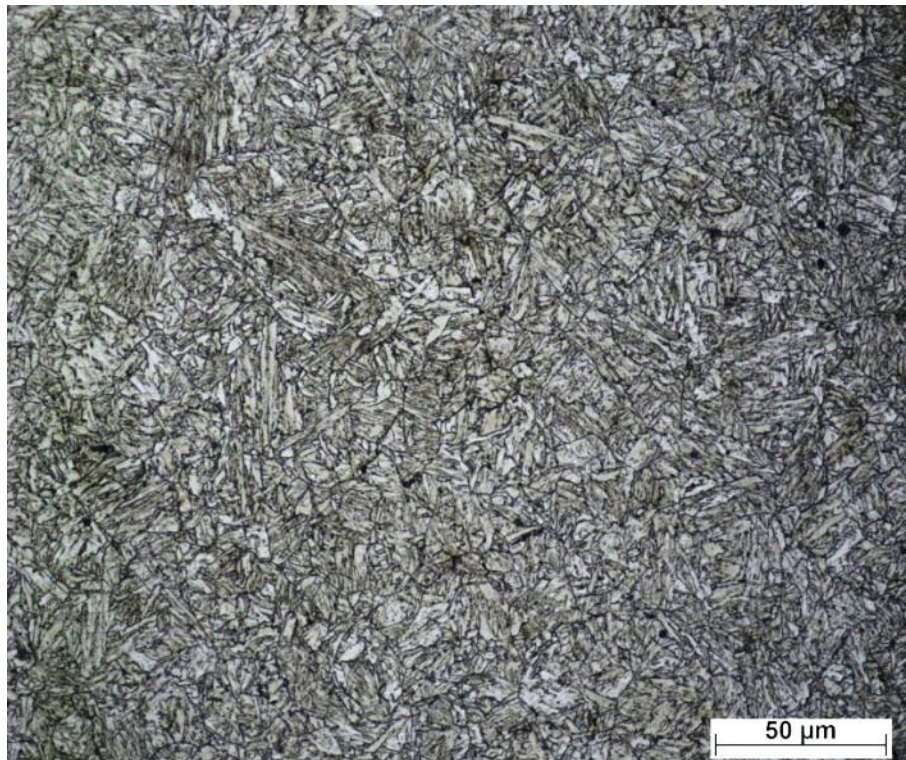
Fonte: Própria do autor.

Figura 36 – Macrografia e micrografias óticas das regiões do vergalhão 8 mm laminado pelo processo FR.

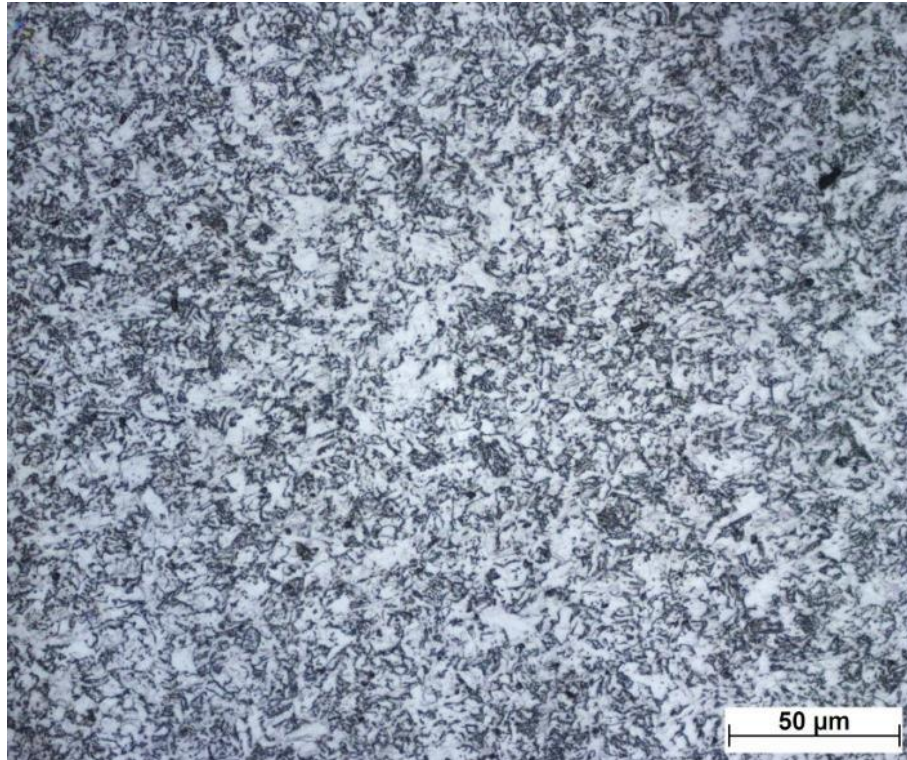


Fonte: Própria do autor.

Figura 37 – Micrografias óticas do vergalhão 8 mm obtidas no processo LD (a): região da borda; (b): região do centro.



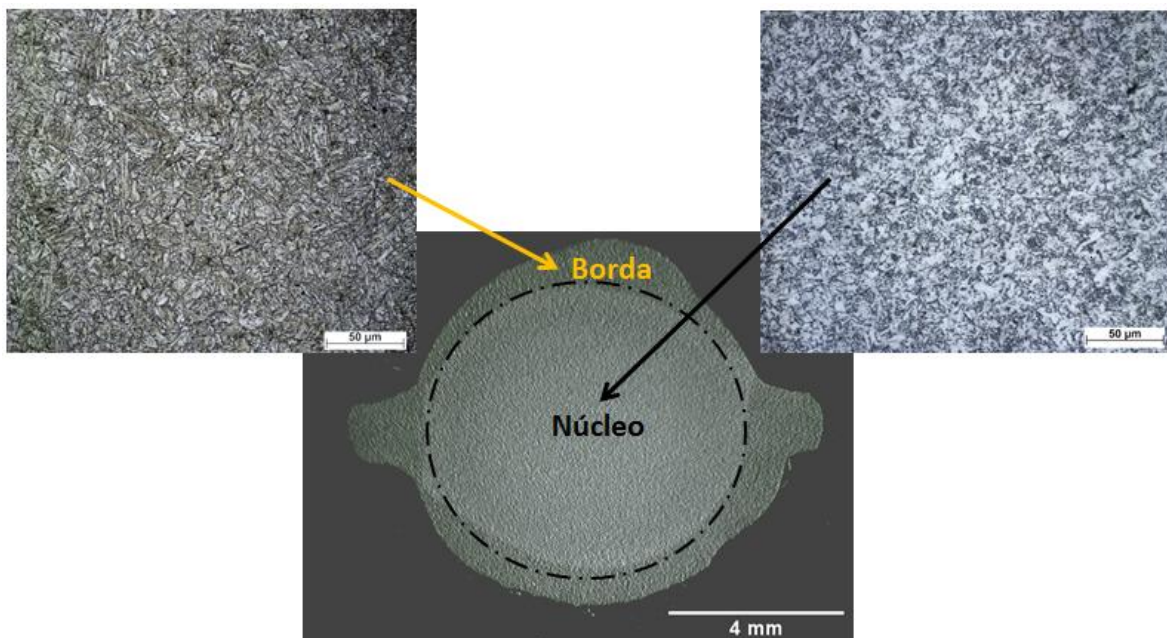
(a)



(b)

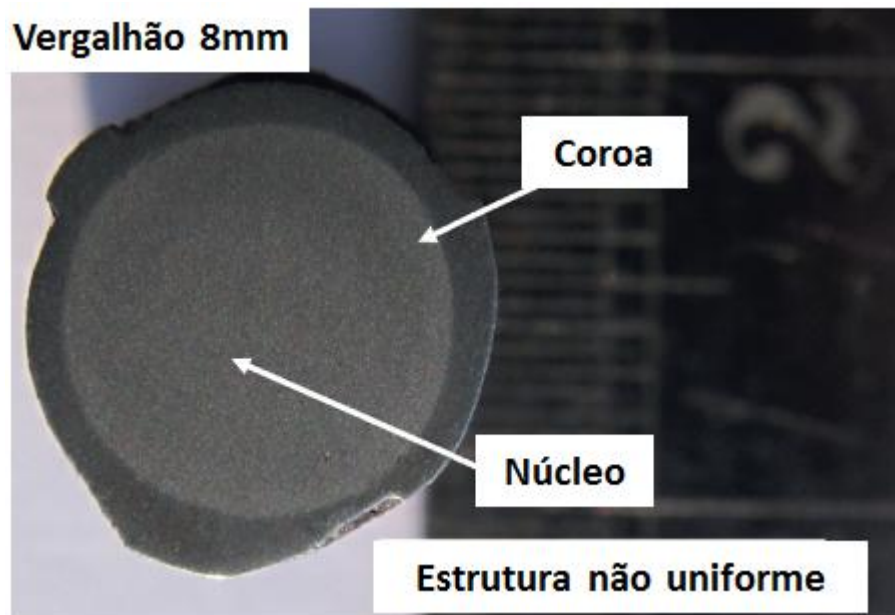
Fonte: Própria do autor.

Figura 38 Macrografia e micrografias óticas das regiões do vergalhão 8 mm laminado pelo processo LD.



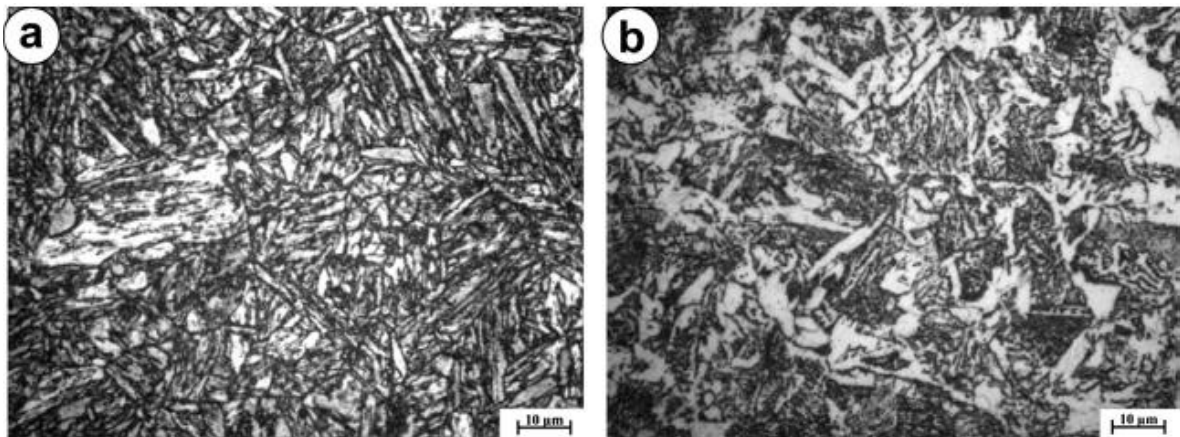
Fonte: Própria do autor.

Figura 39 – Exemplo de Macrografia do vergalhão 8 mm.



Fonte: PAUL et al. (2014).

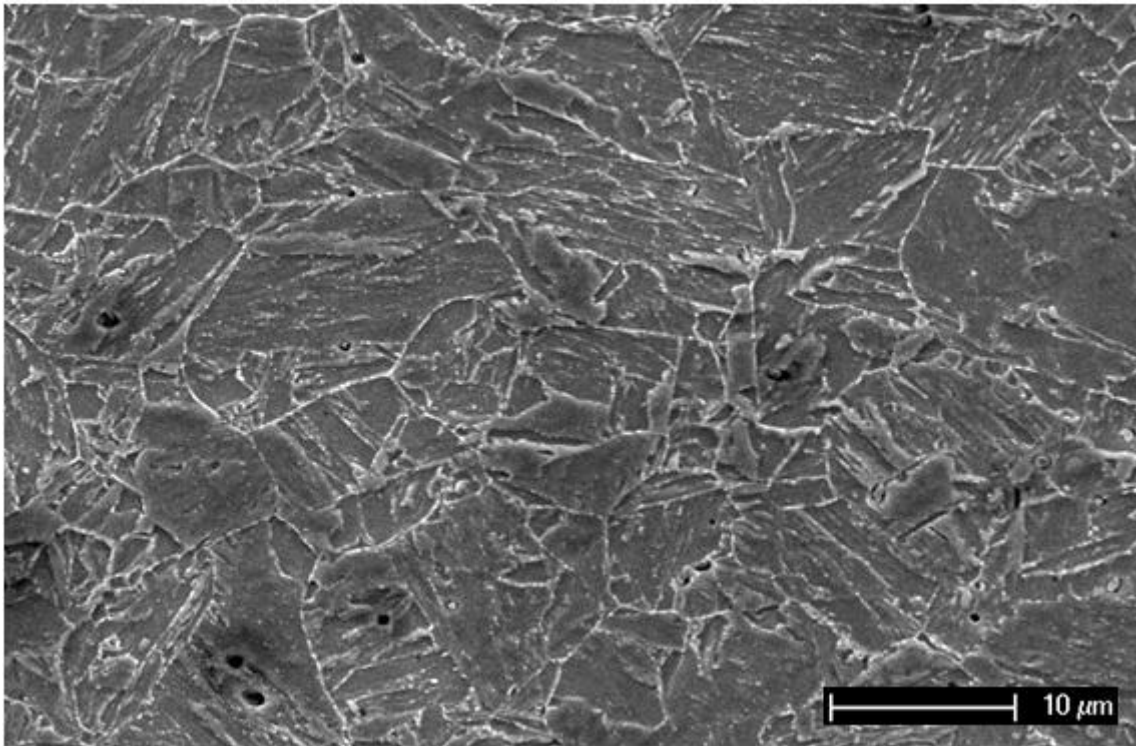
Figura 40 – Micrografia ótica de vergalhão 8 mm (a): Região da borda; (b): Centro.



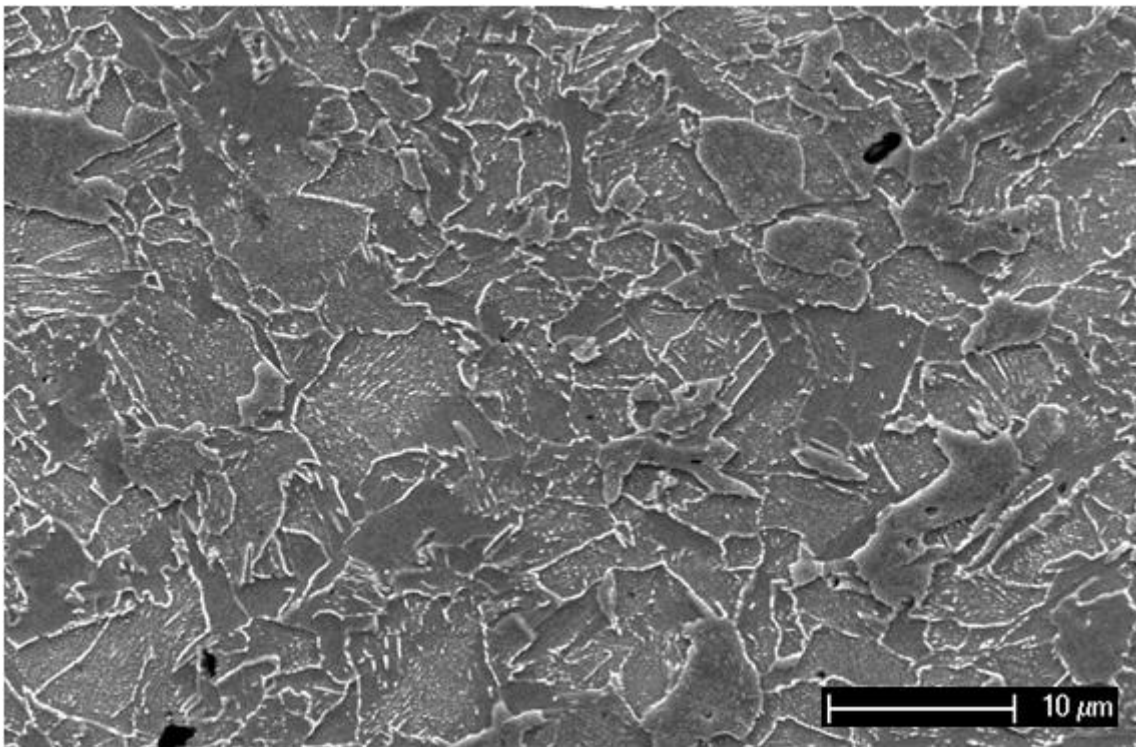
Fonte: PAUL et al. (2014).

Na Figura 41 correspondente ao processo FR e Figura 42 do processo LD são apresentadas as microestruturas da borda e centro, obtidas por microscopia eletrônica de varredura, reforçando os resultados obtidos por microscopia ótica. Foi possível observar uma estrutura com aspecto acicular na região de borda, característica da estrutura martensítica, e na região central observou-se uma estrutura onde estão presentes grãos ferríticos e regiões perlíticas, essas últimas caracterizadas por apresentarem um aspecto lamelar em seu interior conforme mostram as Figuras 41 (b) e 42 (b).

Figura 41 – Microscopia eletrônica de varredura do vergalhão 8 mm obtido no processo FR
(a): região da borda; (b): região do centro.



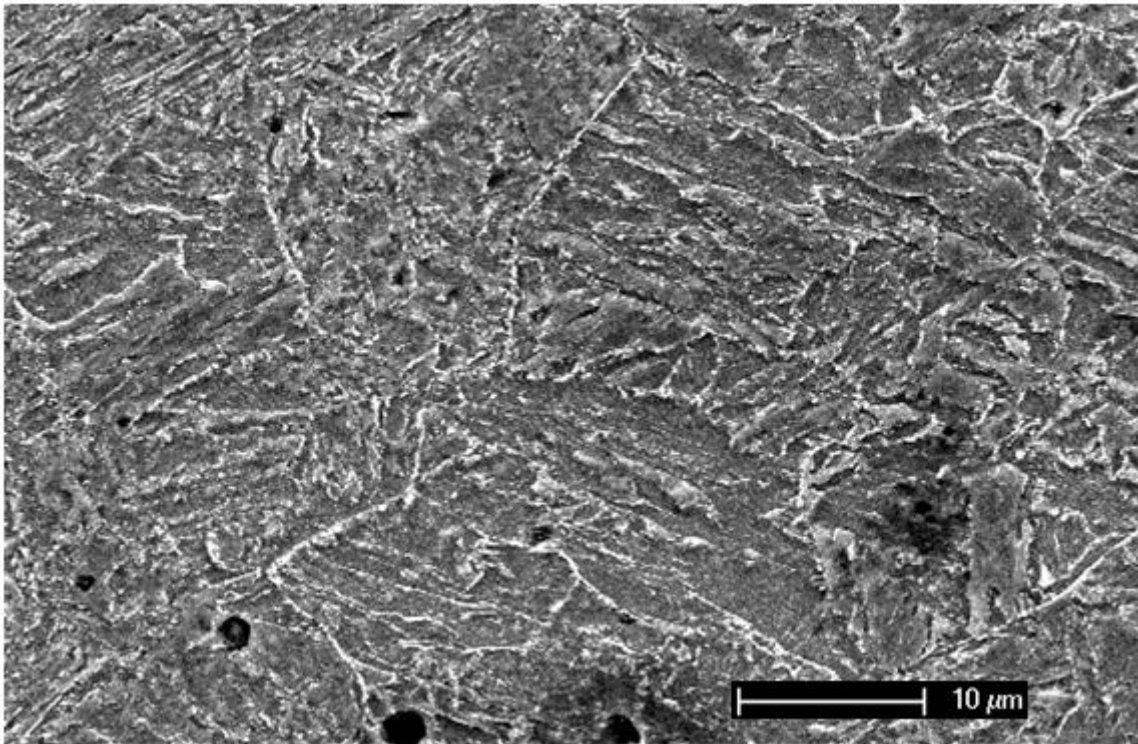
(a)



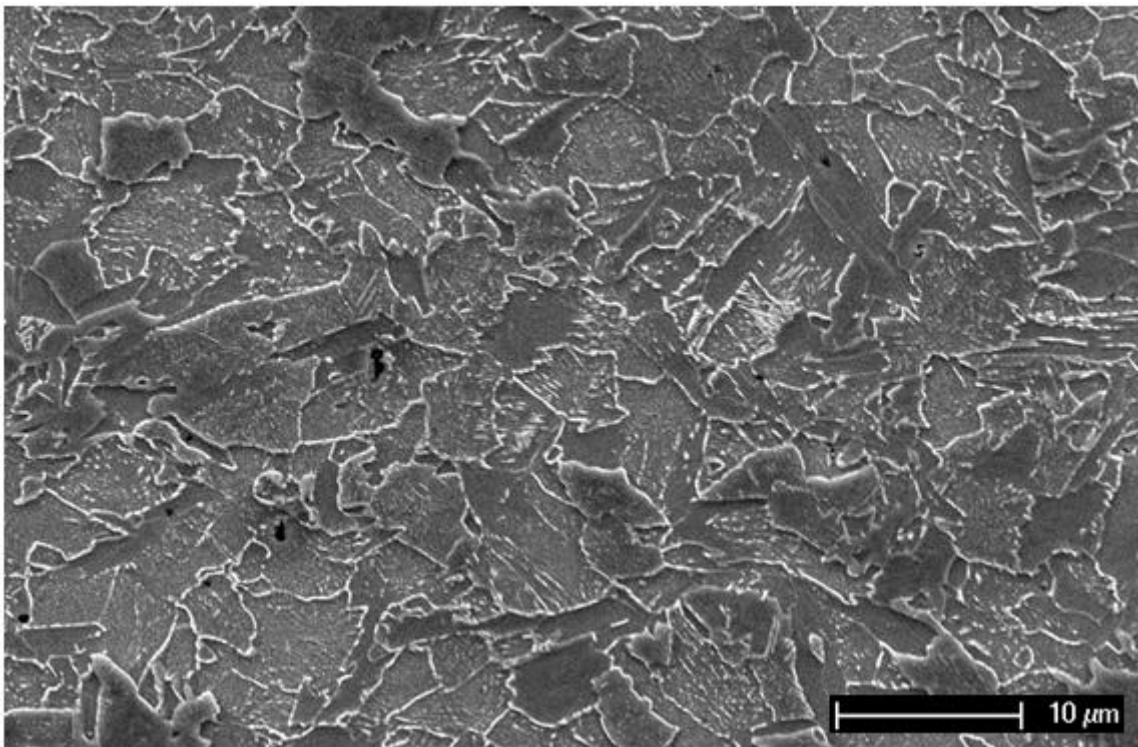
(b)

Fonte: Própria do autor.

Figura 42 – Microscopia eletrônica de varredura do vergalhão 8 mm obtido no processo LD
(a): região da borda; (b): região do centro.



(a)



(b)

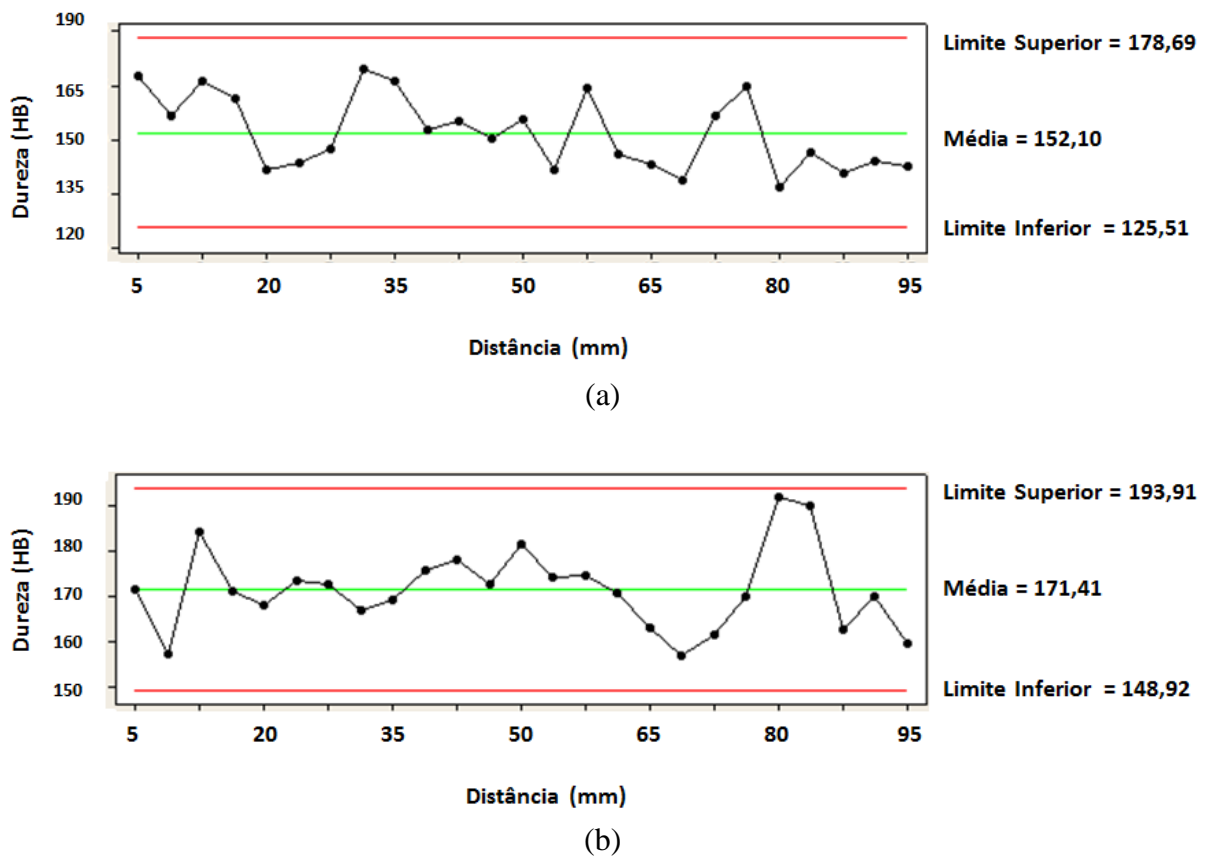
Fonte: Própria do autor.

4.3 Propriedades Mecânicas

4.3.1 Medidas de Dureza de Tarugos

Os resultados dos ensaios de dureza realizados nas amostras onde foram simuladas as condições para ambos os processos forneceram um indicativo da ductilidade do aço. A Figura 43 apresenta as cartas de controle com os perfis de dureza para ambas as condições.

Figura 43 – Perfil de dureza Brinell (a): Condição FR; (b): Condição LD.



Fonte: Própria do autor.

Onde:

- Limite Superior = Média + 3σ
- Limite Inferior = Média - 3σ

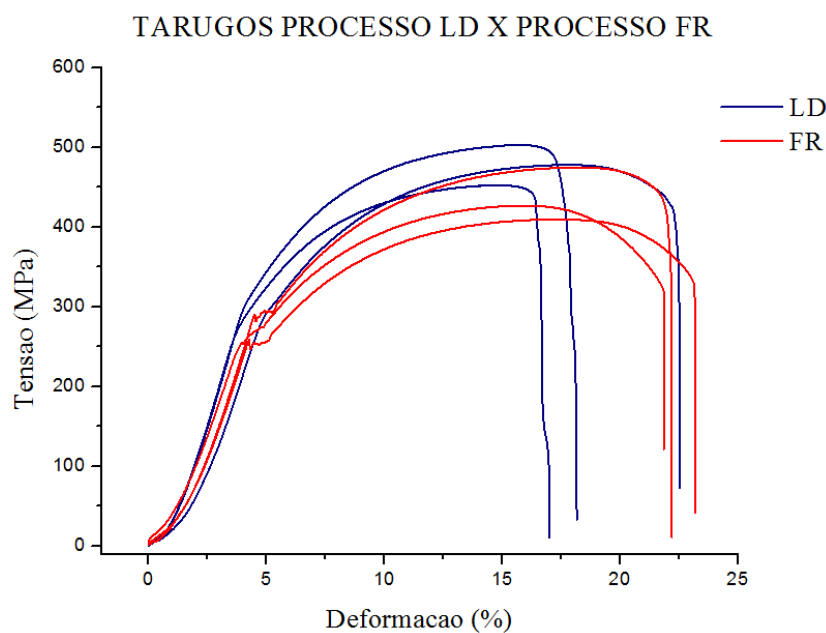
Sendo σ o desvio padrão amostral.

Foi comprovado que na condição onde foi simulado o processo FR, o maior tamanho de grão prévio a laminação proporcionou valores de dureza Brinell inferiores comparados ao processo LD. No processo FR, o tempo e a temperatura no interior do forno favorecem o crescimento de grãos, proporcionando uma maior ductilidade do aço durante o processo de laminação a quente.

4.3.2 Ensaios de tração de tarugos

Na Figura 44 são apresentadas as curvas tensão-deformação para os corpos de prova usinados a partir de tarugos com as condições simuladas para ambos os processos, e os resultados mostraram que, apesar de em um dos casos as curvas para os dois processos terem apresentado semelhança, as demais amostras apresentaram diferenças significativas nos valores do Limite de Resistência e da deformação. A partir da Tabela 4 observou-se que no processo FR o valor médio do Limite de resistência foi 41 MPa inferior ao valor apresentado no processo LD, e que o valor médio de deformação no processo FR foi cerca de 3% superior ao apresentado no processo LD. Ambos os resultados confirmaram a tendência ao aumento da ductilidade do aço, associado ao aumento do tamanho de grão quando este é submetido à etapa de reaquecimento (processo FR) prévia à laminação.

Figura 44 – Curvas Tensão x Deformação para as condições simuladas dos processos FR e LD



Fonte: Própria do autor.

Tabela 4 – Valores do limite de Resistência e da Deformação obtidos nos ensaios de tração para as condições simuladas dos processos FR e LD.

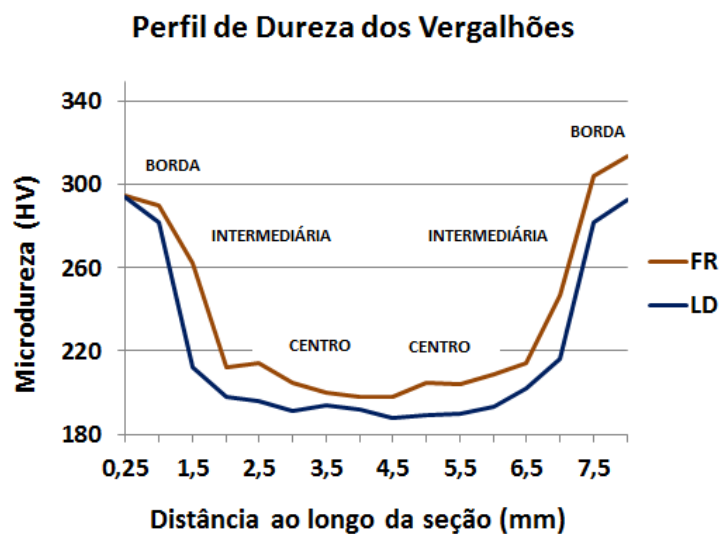
AMOSTRA	LIMITE DE RESISTÊNCIA (MPa)	DEFORMAÇÃO (%)
LD 1	503,42	18,17
LD 2	452,52	17,02
LD 3	478,14	22,53
MÉDIA	478,03	19,24
FR 1	409,77	23,19
FR 2	475,09	22,19
FR 3	426,99	21,86
MÉDIA	437,28	22,41

Fonte: Própria do autor.

4.3.3 Medidas de microdureza em vergalhões

A Figura 45 mostra os valores de microdureza Vickers ao longo da seção do vergalhão. Essas medidas indicaram que há uma redução na dureza do vergalhão da borda para o centro, conforme mostrado por Paul et al. (2014) na Figura 46, onde a região da borda possui elevada dureza, em torno de 300 HV, e a região central possui valores de dureza inferiores, girando em torno de 200 HV. Essa diferença de dureza entre as regiões confirmam a diferença entre microestruturas, da borda para o centro do vergalhão, impostas pelo tratamento termomecânico realizado após os passes de acabamento da laminação.

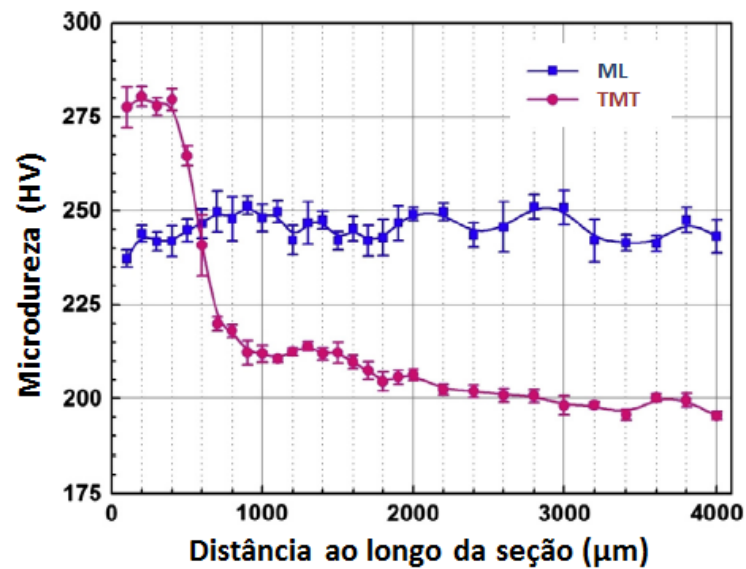
Figura 45 – Valores de microdureza Vickers ao longo da seção dos vergalhões laminados em ambos os processos.



Fonte: Própria do autor.

Na Figura 46 foram representados os perfis comparativos de microdureza Vickers ao longo da seção dos vergalhões microligados ao vanádio (ML) com estrutura uniformemente ferrítica-perlítica, e dos vergalhões termomecanicamente tratados (TMT) que possuem estrutura martensítica revenida na região da borda e núcleo com estrutura ferrítica-perlítica.

Figura 46 – Perfil de microdureza Vickers de vergalhões microligados (ML) e termomecanicamente tratados (TMT).

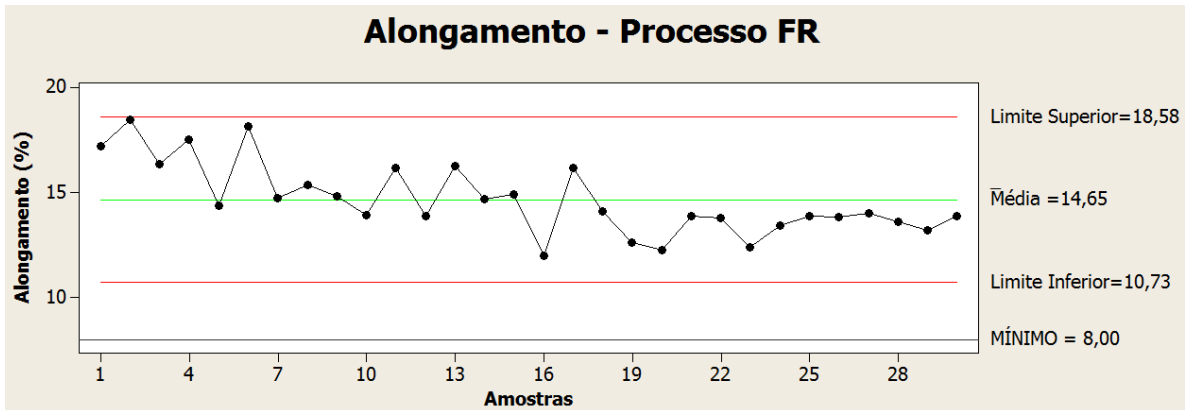


Fonte: Adaptado de PAUL et al. (2014)

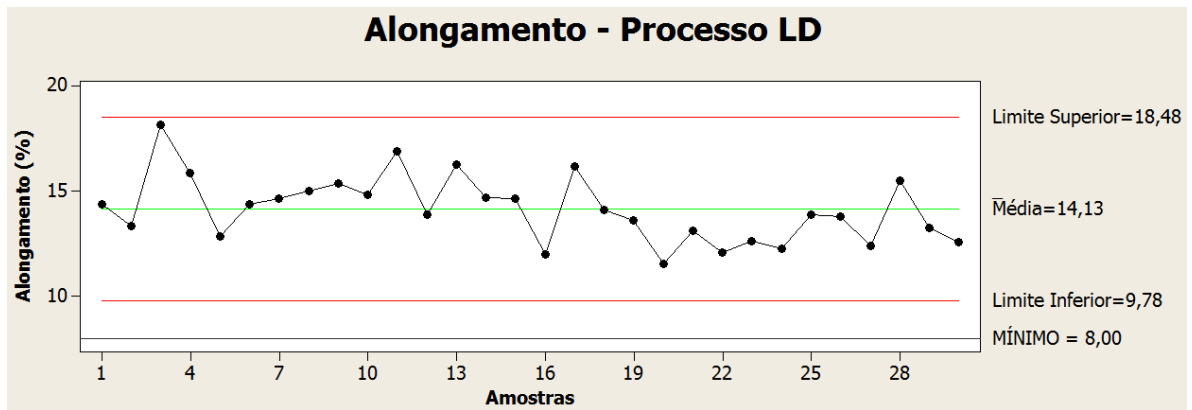
4.3.4 Ensaios de tração de vergalhões

Nas Figuras 47 a 49 estão apresentados os resultados dos ensaios de tração realizados nos vergalhões 8 mm obtidos para os processos FR e LD. A Tabela 5 reúne os resultados para as propriedades mecânicas com os valores máximos e mínimos a serem respeitados de acordo com a ABNT NBR 7480.

Figura 47 – Valores de Alongamento (%) obtidos nos ensaios de tração (a): Processo FR; (b) Processo LD.



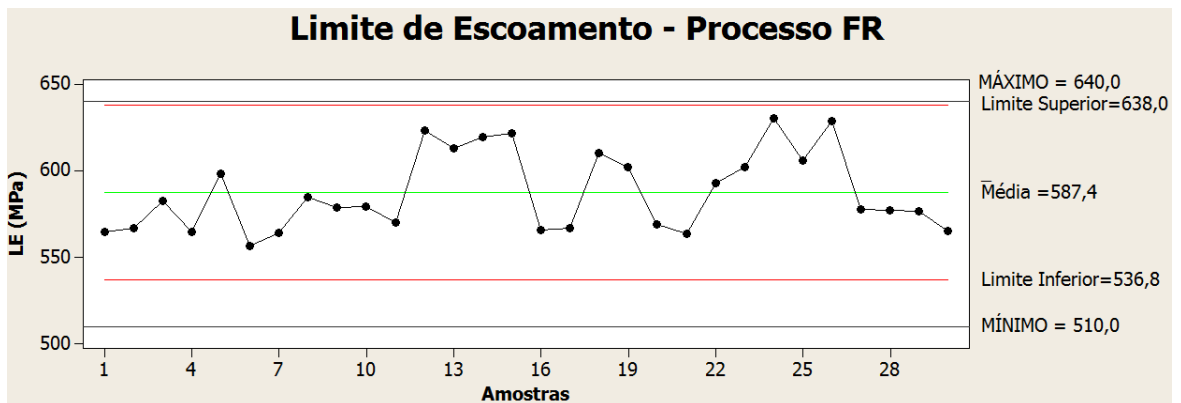
(a)



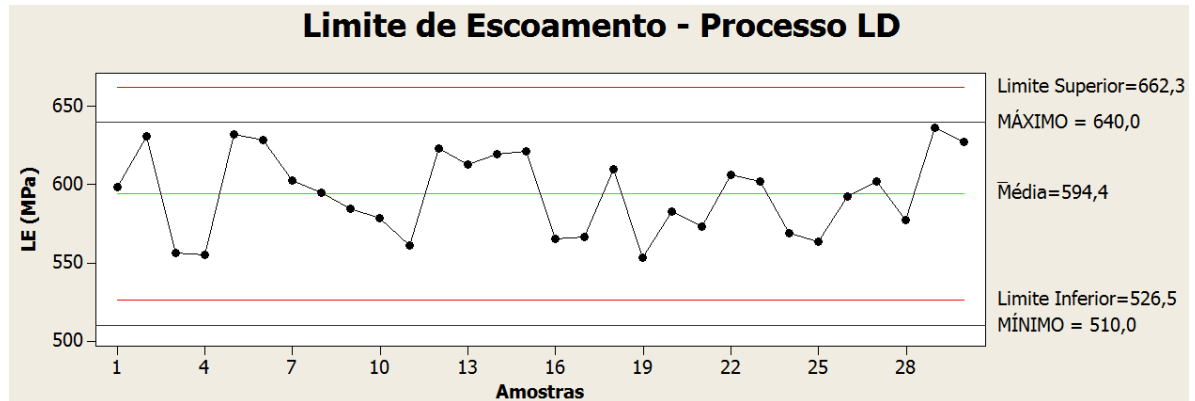
(b)

Fonte: Própria do autor.

Figura 48 – Valores do Limite de escoamento (MPa) obtidos nos ensaios de tração (a): Processo FR; (b) Processo LD.



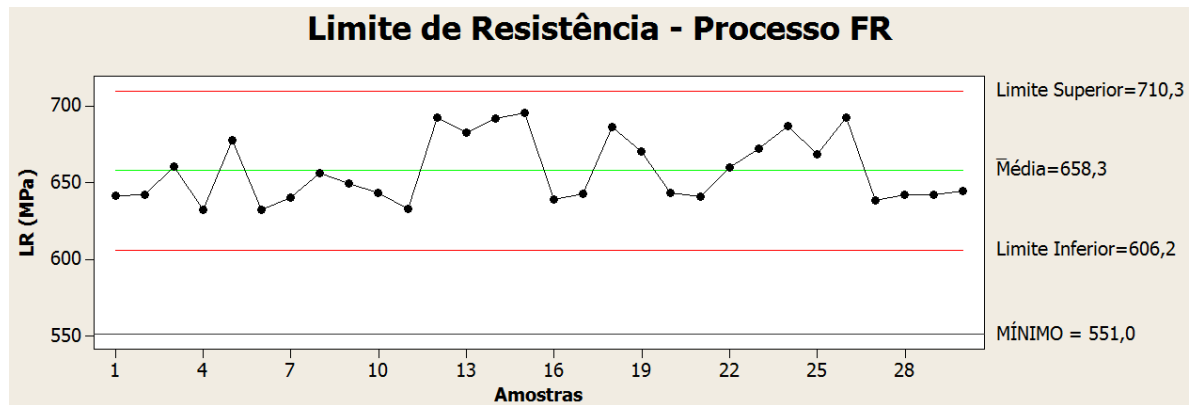
(a)



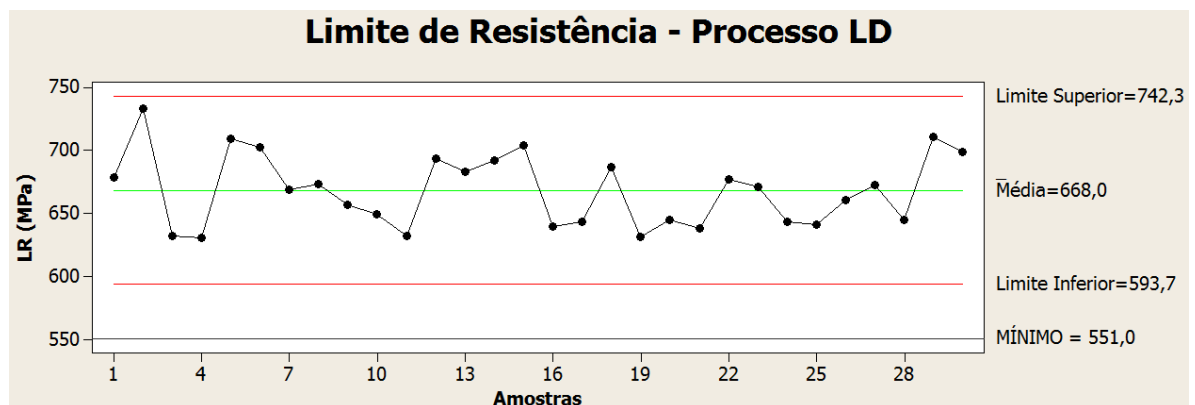
(b)

Fonte: Própria do autor.

Figura 49 – Valores do Limite de Resistência (MPa) obtidos nos ensaios de tração (a): Processo FR; (b) Processo LD.



(a)



(b)

Fonte: Própria do autor.

Onde:

- Limite Superior = Média + 3σ
- Limite Inferior = Média - 3σ

Sendo σ o desvio padrão amostral.

Tabela 5 – Valores das Propriedades Mecânicas obtidas nos ensaios de tração para os vergalhões 8 mm.

	ALONGAMENTO (%)	LIMITE DE ESCOAMENTO (MPa)	LIMITE DE RESISTÊNCIA (MPa)
MÍNIMO	8,0	510,0	551,0 (1,08 x LE)
PROCESSO FR	14,7	587,4	658,3
PROCESSO LD	14,1	594,4	668,0
MÁXIMO	-	640,0	-
DIFERENÇA	3,6%	1,2%	1,5%

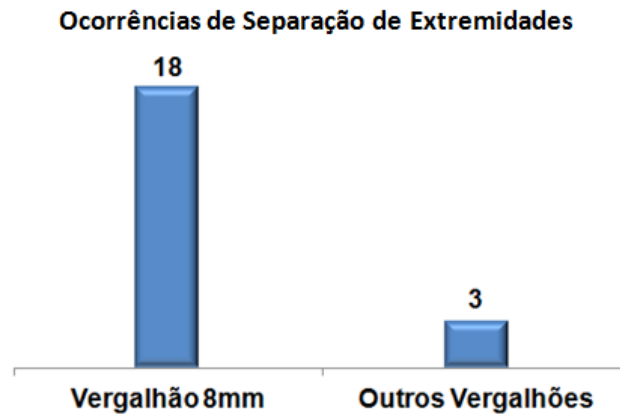
Fonte: Própria do autor.

A partir da Tabela 5 observou-se que as diferenças entre os valores das propriedades mecânicas, comparando os processos LD e FR, foram mínimas. Isso pode ser explicado pelo balanço microestrutural, considerando que a composição química do aço utilizado em ambos os processos é a mesma. Conforme os resultados apresentados, no processo LD o vergalhão tende a possuir uma camada superficial menos espessa de martensita e um tamanho de grão mais refinado na região ferrítica-perlítica, e no processo FR a tendência é justamente oposta ao processo LD, ou seja, o vergalhão apresentou uma camada superficial mais espessa de martensita e tamanho de grão menos refinado na região ferrítica-perlítica. Ao estabelecer uma relação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas obtidas para ambos os processos, pode se observar que no processo LD a menor espessura da camada martensítica é compensada pelo refino de grão da região central (ferrita+perlita), proporcionando propriedades mecânicas praticamente iguais às obtidas nos vergalhões laminados pelo processo FR.

4.4 Ocorrências de Separação de Extremidades

Foram obtidas as ocorrências de separação de extremidades das barras no processo LD no período de 1 ano na Usina Gerdau Cearense. A Figura 50 mostra o gráfico com as frequências por diâmetro da barra.

Figura 50 – Ocorrências de separação de extremidades durante a laminação de vergalhões.



Fonte: Própria do autor.

Sabendo que a configuração dos passes do trem de desbaste é praticamente a mesma para todos os diâmetros de vergalhões, observou-se que o produto com maior incidência de separação de extremidades foi o vergalhão 8 mm, visto que esse apresenta maiores reduções entre os passes intermediários de laminação, gerando maiores esforços trativos perpendiculares a direção de laminação. Fato esse comprovado pela Equação 2 citada anteriormente, que determina a resistência do metal a deformação (σ_{def}).

A Tabela 6 mostra os valores calculados para σ_{def} em cada passe intermediário de laminação a partir da equação 2, utilizando os parâmetros reais do processo, onde observou-se que os valores de σ_{def} para o vergalhão 8 mm foram maiores em todos os passes intermediários de laminação em comparação com os vergalhões de diâmetros maiores, e sabe-se que quanto maior esse valor, mais resistente a deformação é o material e consequentemente esse possui menor ductilidade a quente.

Tabela 6 – Valores calculados para σ_{def} nos passes intermediários (médios) de laminação.

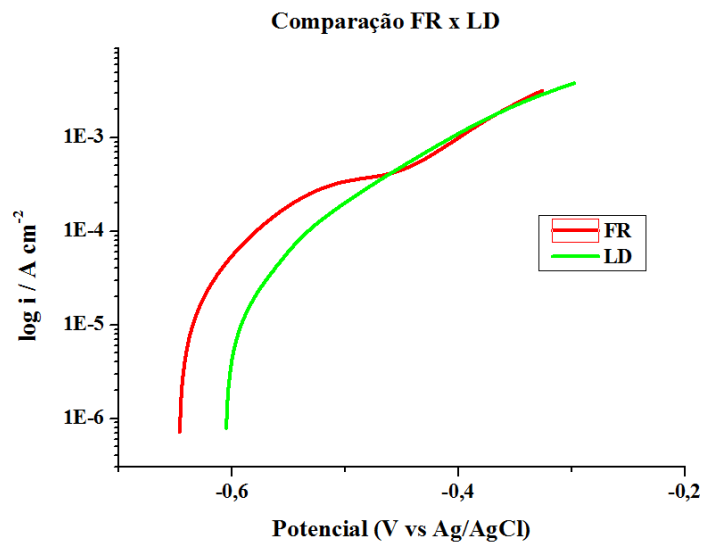
PASSES INTERMEDIÁRIOS					
CADEIRAS DE LAMINAÇÃO					
DIÂMETRO		M1	M2	M3	M4
8 mm		150,3	146,4	163,8	167,1
10 mm	σ_{def} (MPa)	147,9	142,2	151,9	154,6
12,5 mm		145,3	134,9	Não possui	Não possui
16 mm		147,5	143,8	Não possui	Não possui

Fonte: Própria do autor.

4.5 Ensaio de Corrosão

A curva comparativa de polarização anódica entre as amostras obtidas pelos dois processos (valores médios entre as triplicatas), apresentada na Figura 51, mostrou que o potencial de corrosão (E_{corr}) para ambas as amostras foi semelhante, e que não houve região característica de passivação em nenhum dos casos.

Figura 51 – Curva de polarização anódica comparativa entre as amostras FR e LD.

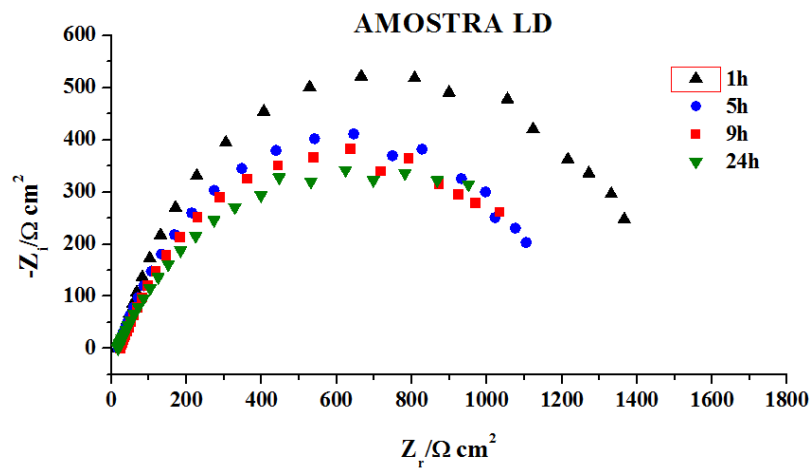
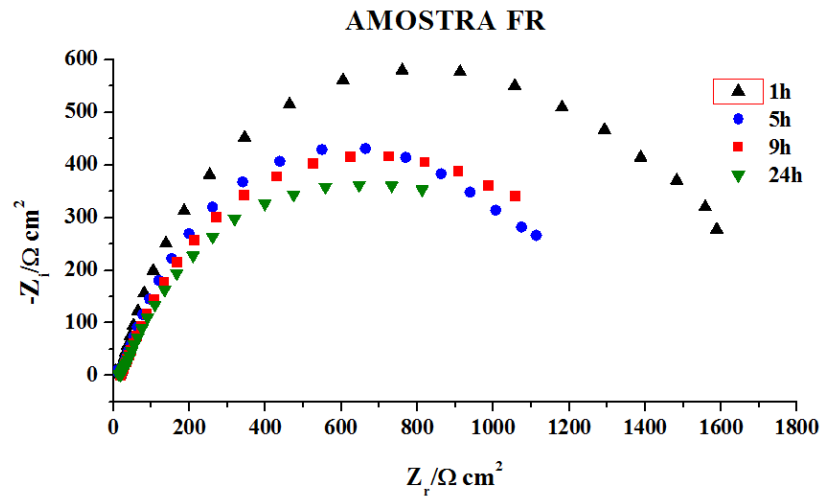


Fonte: Própria do autor.

Os resultados dos ensaios de espectroscopia de impedância eletroquímica para ambas as amostras são mostrados na Figura 52, que representam os diagramas de Nyquist, estes possuem único semi-círculo capacitivo, o que significa que o processo corrosivo é controlado principalmente por transferência de carga (NADY et al., 2015).

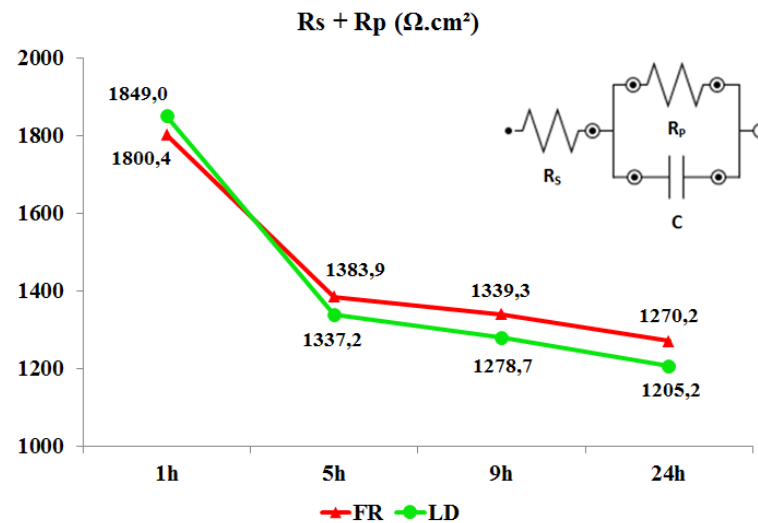
Com o aumento do tempo de imersão na solução de NaCl 0,1M observou-se para ambas as amostras a tendência de diminuição do arco capacitivo, indicando uma diminuição na resistência à corrosão do aço com o tempo. Comparando as amostras FR e LD, observou-se que os diâmetros dos semi-círculos da amostra FR são maiores que o da amostra LD, o que significa que a resistência à corrosão da amostra FR é superior a amostra LD.

Figura 52 – Diagramas de Nyquist com as medidas realizadas após diferentes tempos de imersão para as amostras: (a): Processo FR; (b): Processo LD.



Fonte: Própria do autor.

O gráfico apresentado na Figura 53 foi obtido com o auxílio do software Nova[®] v.1.11 e representa a soma dos valores de resistência à polarização e resistência da solução, $R_p + R_s$ ($\Omega \cdot \text{cm}^2$), obtidos nos ensaios de impedância em função do tempo de imersão das amostras na solução. Observou-se que a soma de ambas as resistências das amostras FR foi inferior apenas no tempo de imersão de 1h, e superior nos demais tempos de imersão, confirmando a tendência que os diagramas de Nyquist já haviam indicado, ou seja, as amostras FR possuem resistência à corrosão ligeiramente superior as amostras LD.

Figura 53 – Gráfico $R_s + R_p$ ($\Omega \cdot \text{cm}^2$) x Tempo de Imersão.

Conforme citado anteriormente, as diferenças entre as microestruturas das amostras LD e FR são: o tamanho de grão da região central da barra (região perlítica e ferrítica com maior área na seção transversal), e a quantidade de martensita formada na região superficial da barra. Os resultados dos ensaios eletroquímicos mostraram que as amostras FR (com etapa de aquecimento prévia a laminação) apresentaram resistência à corrosão um pouco maior em relação às amostras LD. A barra LD possui menor tamanho de grão na região central da barra e menor quantidade de martensita formada.

A relação entre tamanho de grão e taxas de corrosão ainda não foi completamente determinada. Ralston, Birbilis e Davies (2010) reuniram diversos trabalhos relacionados a esse tópico e os materiais foram separados em duas classes, uma que apresenta baixas taxas de corrosão ($\leq 10 \mu\text{A} / \text{cm}^2$) e outra com taxas de corrosão acima desse valor. A densidade de contornos de grão ditam as taxas de condução do filme de óxido para valores baixos (passivos), então espera-se que uma estrutura com grãos refinados seja mais resistente a corrosão. Na ausência de um filme de óxido, tais como em taxas de dissolução $>10 \mu\text{A} / \text{cm}^2$, uma redução no tamanho de grão provavelmente aumentará a reatividade e conseqüentemente a taxa de corrosão. Em termos de resistência à corrosão a utilidade do refino de grãos para redução das taxas de corrosão está confinada a materiais que formam um filme passivo mais estável.

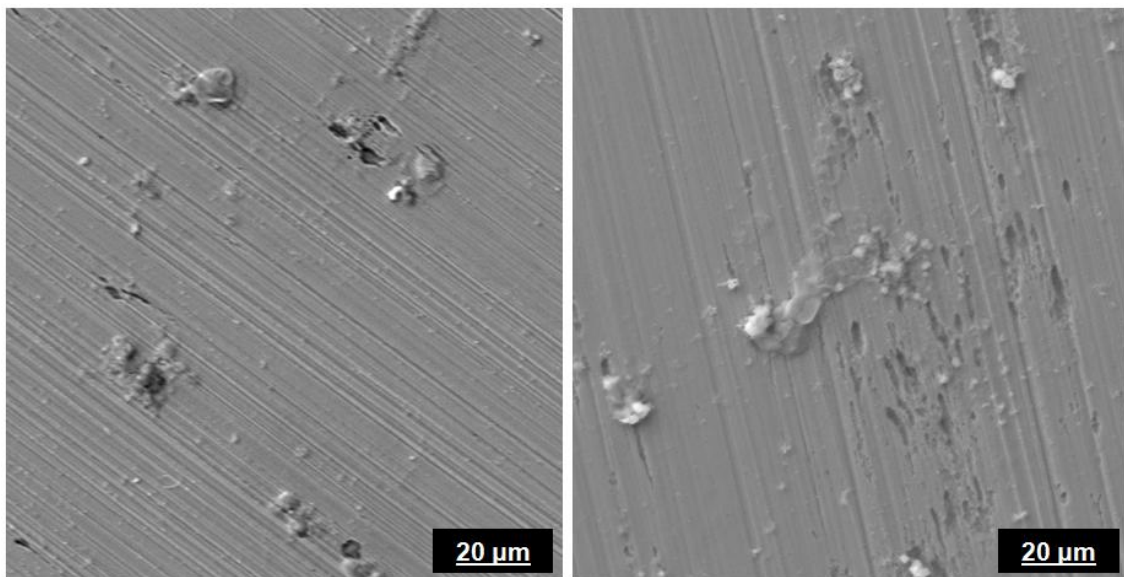
Conforme observado nos resultados obtidos para as curvas de polarização, não houve região de passivação nestas curvas e as taxas de corrosão obtidas para ambas as amostras foram maiores que $10 \mu\text{A} / \text{cm}^2$, indicando que o refino de grão nesse caso afeta a resistência à corrosão, fato esse que foi observado ao comparar-se a estrutura perlítica de ambas as amostras, onde a amostra LD com menor tamanho de grão na região central da barra (perlita + ferrita) apresentou resistência à corrosão inferior.

A resistência à corrosão de um material com duas fases normalmente é menor do que a de um material com única fase. No trabalho de Al-Rubaiey, Anoon e Hanoon (2013) foi citado que a estrutura de perlita/ferrita fina apresenta melhores resultados em termos de corrosão generalizada comparada com a estrutura martensítica revenida, relatando que as taxas de corrosão diminuem com o aumento da fração de ferrita. Este comportamento é atribuído ao fato de que a ferrita, com maior teor de Fe do que a martensita, age como ânodo, enquanto a martensita com alto teor de carbono age como cátodo. Remmerswaal (2015) relata que a ferrita é menos nobre que a martensita, e que a taxa de dissolução anódica é maior para menores frações de ferrita (menor área anódica proporcional à área catódica).

Outro fato citado por Candelária e Pinedo (2003) é que a resistência à corrosão é afetada pelo nível de tensões internas na microestrutura. Sabendo que a martensita possui maior nível de tensões internas em relação à perlita/ferrita, quanto menor a quantidade de martensita na estrutura, maior a resistência à corrosão.

A Figura 54 apresenta o aspecto superficial das amostras, onde pode se observar que o ataque superficial dos íons cloreto sobre o aço foi levemente mais agressivo na amostra do processo LD, o que corresponde aos resultados obtidos nos ensaios eletroquímicos.

Figura 54 – MEV das superfícies dos vergalhões após o ensaio de polarização anódica.
(a): Processo FR; (b): Processo LD. Aumento 1000x.



(a)

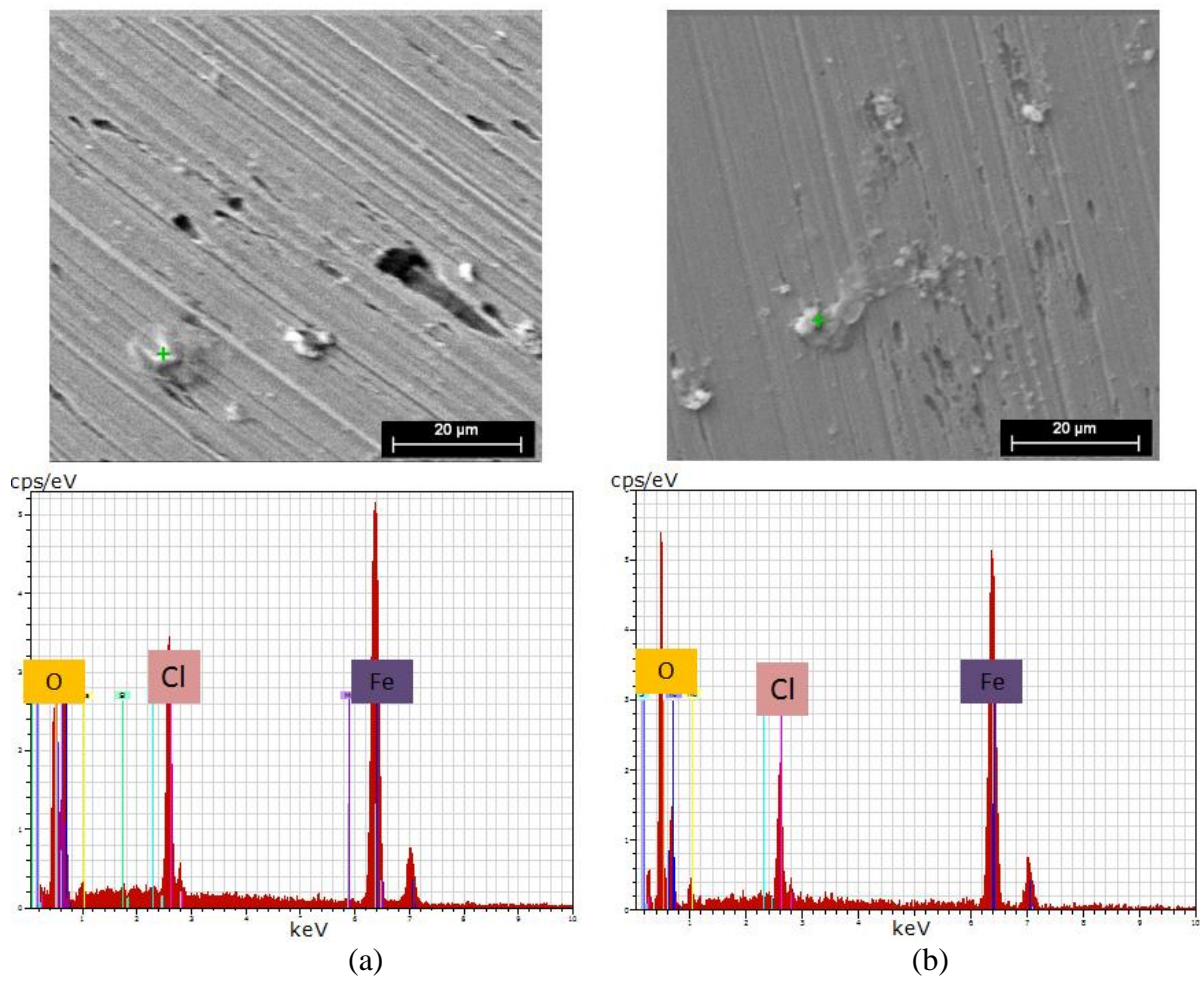
(b)

Fonte: Própria do autor.

Os trabalhos de Ma, Li e Wang (2009) e Guo et al. (2008) relatam que os principais compostos presentes na camada superficial são óxidos e hidróxidos de ferro, com as suas respectivas formações aceleradas pelos efeitos do íon cloreto em altas concentrações. A Figura 55 mostra os elementos presentes na superfície do aço, identificados através da técnica de EDX, onde se observou a presença de oxigênio, ferro e cloro, indicando a formação de óxidos na superfície, associados ao ataque dos íons Cl^- .

A partir dos resultados obtidos nas curvas de impedância eletroquímica, pode ser observado que nesse caso, o efeito do tamanho de grão da microestrutura ferrítica-perlítica exerceu maior influência na resistência à corrosão do que a quantidade da martensita presente no vergalhão. O vergalhão com menor resistência à corrosão, no caso o proveniente do processo LD, possui menor tamanho de grão na região ferrítica-perlítica e ao mesmo tempo menor quantidade de martensita formada ao longo da seção. Portanto o efeito benéfico proporcionado pela menor quantidade de martensita na resistência à corrosão foi sobreposto pelo efeito danoso causado pela estrutura refinada de grãos.

Figura 55 – Análise por EDX dos vergalhões após o ensaio de polarização anódica.
(a): Processo FR; (b): Processo LD. Aumento 1000x.



Fonte: Própria do autor.

5 CONCLUSÃO

O processo de laminação a quente de vergalhões a partir de tarugos vindos diretamente do lingotamento contínuo mostrou-se como uma excelente alternativa ao processo de laminação a quente tradicional com o uso da etapa de reaquecimento, principalmente no que diz respeito à economia gerada pela redução da utilização, e consequentemente, do consumo de combustíveis nos fornos de reaquecimento. Porém esse processo de laminação direta proporciona ao aço diferentes características comparadas ao processo via forno de reaquecimento.

Quanto à perda de ductilidade a quente da barra durante a laminação, foram avaliados os fatores que influenciam neste fenômeno durante os passes intermediários, e observou-se que:

- A perda de temperatura ao longo do processo de laminação e ao longo do comprimento do tarugo é maior no processo de laminação direta;
- Os tarugos e as barras laminadas diretamente a partir do lingotamento contínuo apresentaram granulometria mais refinada comparada ao processo via forno de reaquecimento;
- Foi identificado indícios da presença de FeS e seus compostos em barras que apresentaram a separação de extremidades nos passes intermediários de laminação;
- Os ensaios mecânicos em tarugos onde foram simuladas as condições prévias a laminação mostraram que os tarugos laminados direto apresentam maiores valores de dureza e limite de resistência e menores valores de deformação proporcionados pela estrutura bruta de fusão com grãos mais refinados, comparados ao processo com a utilização do forno de reaquecimento.
- A resistência média do metal a deformação é maior para barras com diâmetros que possuem maiores deformações e taxas de deformações entre passes.

O alinhamento desses fatores favorece a perda de ductilidade a quente do aço durante a laminação. A ocorrência da separação de extremidades em barras que possuem maiores reduções entre passes (por exemplo, o vergalhão 8 mm) no processo de laminação

direta é mitigada através da otimização dos fatores de temperatura e composição química (relacionada principalmente a dessulfuração do aço).

Os processos LD e FR proporcionam aos vergalhões valores similares de propriedades mecânicas, visto que há um balanceamento entre o tamanho de grão da região central (perlítico e ferrítico) em relação a quantidade de martensita formada na superfície pelo tratamento termomecânico para ambos os processos, ou seja, o aumento na influência da estrutura refinada de grãos nas propriedades mecânicas, significa a redução na influência da camada martensítica (menor espessura formada) e vice-versa. Gerando assim um equilíbrio entre esses dois fatores, considerando os resultados das propriedades mecânicas obtidos para ambos os processos.

Quanto a resistência à corrosão, a análise comparativa entre vergalhões laminados com o uso da etapa de reaquecimento e vergalhões laminados diretamente vindos do lingotamento contínuo mostrou que as barras laminadas com o uso do forno de reaquecimento (processo FR) apresentaram resistência à corrosão ligeiramente superior, a partir dos resultados obtidos nos ensaios eletroquímicos de polarização anódica e espectroscopia de impedância eletroquímica em solução de NaCl 0,1M. A melhor resistência à corrosão das barras FR deve-se ao fato de que estas possuem maior tamanho de grão na região central (região que ocupa a maior área na seção transversal da barra) e conseqüentemente menor área de contorno de grão, que torna o material menos reativo, reduzindo as suas taxas de corrosão.

Então os vergalhões laminados diretamente (processo LD) além de proporcionar redução no custo com energia de reaquecimento durante o processo, possuem resistência à corrosão, embora um pouco inferior, comparável aos vergalhões laminados com uso da etapa de reaquecimento (processo FR), frente aos efeitos dos íons cloreto.

6 TRABALHOS FUTUROS

- ✓ Realizar estudo para otimização da eficiência de dessulfuração no refino secundário.
- ✓ Realizar simulação computacional dos esforços de laminação utilizando os parâmetros dos processos com e sem a utilização do forno de reaquecimento.

7 REFERÊNCIAS

- ABAD, R. et al. Interaction between Recrystallization and Precipitation during Multipass Rolling in a Low Carbon Niobium Microalloyed Steel. **ISIJ International**, v. 41, n. 11, p. 1373-1382, 2001.
- AGARWAL, K.; SHIVPURI, R. Knowledge discovery in steel bar rolling mills using scheduling data and automated inspection. **Journal of Intelligent Manufacturing**, v. 25, n. 6, p.1289-1299, 24 jan. 2013. Springer Nature.
- AL-RUBAIEY, S. I.; ANOON, E. A.; HANOON, M. M. The Influence of Microstructure on the Corrosion Rate of Carbon Steels. **Eng. &Tech. Journal**, Baghdad, v. 31, p.1825-1836, jan. 2013.
- ALVES FILHO, C. H. M.; MOURA, L. M.; TORRES, R. D. **Analysis of Tempcore Process: Microstructural Gradient Formation and Their Influence on the Final Mechanical Properties**. In: International Congress of Mechanical Engineering, 19th, 2007, Proceedings. Brasília: ABCM, 2007.
- APOSTOLOPOULOS, C. A.; PAPADAKIS, V. G. Consequences of steel corrosion on the ductility properties of reinforcement bar. **Construction and Building Materials**, v. 22, n. 12, p.2316-2324, dec. 2008. Elsevier BV.
- APOSTOLOPOULOS, C. A.; DEMIS, S.; PAPADAKIS, V. G. Chloride-induced corrosion of steel reinforcement – Mechanical performance and pit depth analysis. **Construction and Building Materials**, v. 38, p.139-146, jan. 2013. Elsevier BV.
- ARIKAN, M. M. Hot Ductility Behavior of a Peritectic Steel during Continuous Casting. **Metals**, v. 5, n. 2, p.986-999, 3 jun. 2015. MDPI AG.
- BAI, D. Q. **Effect of Rolling Parameters on the No-Recrystallization Temperature (T_{nr}) in Nb-Bearing Steels**. 139 p. Thesis - Degree of Master of Engineering, Department of Mining and Metallurgical Engineering, McGill University, Montreal, 1993.
- BARCELLOS, V. K. **Análise da transferência de calor durante a solidificação de aços em moldes no lingotamento contínuo**. 114 p. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM), Departamento de Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS, Porto Alegre, 2007.
- BEYNON, J. H.; SELLARS, C. M. Modelling microstructure and its effects during multipass hot rolling. **ISIJ international**, v. 32, n. 3, p. 359-367, 1992.
- BORATTO, F.; BARBOSA, R.; YUE, S.; JONAS, J. J. Effect of Chemical Composition on Critical Temperatures of Microalloyed Steels. Iron and Steel Institute of Japan. Proceedings of the Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals - THERMEC '88; 1988. Tokyo, Japan. **ISIJ**, 383-390.

BRIMACOMBE, J. K. The Challenge of Quality in Continuous Casting Processes. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 30, n. 8, p. 1899-1912, aug. 1999.

BYON, S. M.; NA, D. H.; LEE, Y. S. Flow stress equation in range of intermediate strain rates and high temperatures to predict roll force in four-pass continuous rod rolling. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 23, n. 3, p.742-748, mar. 2013. Elsevier BV.

CAMPBELL, F.C. (Ed.). **Metals Fabrication - Understanding the Basics**. St. Louis, USA: ASM International, 2013. 449 p.

CANDELÁRIA, A. F.; PINEDO, C. E. Influence of the heat treatment on the corrosion resistance of the martensitic stainless steel type AISI 420. **Journal of Materials Science Letters**, v. 22, n. 16, p.1151-1153, 2003. Springer Nature.

CARVALHO, L. G. S. **Resistência à Corrosão dos Aços CA24 e CA50 Frente à Ação dos Cloretos**. 159 p. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Engenharia Civil, Escola de Engenharia Civil, Universidade Federal de Goiás - UFG, Goiânia, 2014.

CHAUDHURI, S. et al. Design and implementation of an automated secondary cooling system for the continuous casting of billets. **Isa Transactions**, v. 49, n. 1, p.121-129, jan. 2010. Elsevier BV.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos: Características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração - ABM, 1996.

COSTA E SILVA, A. L. V.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 2. ed. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 2006.

DAROIT, M. **Estudo de aço microligado ao vanádio para a produção de barra nervurada para concreto armado com característica de soldabilidade segundo a norma ABNT NBR 8695:1985**. 56 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia), Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM), Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS, Porto Alegre, 2012.

DIETER, G.E. **Mechanical Metallurgy**. London: Mcgraw-hill Book Company, 1988. 751 p. Adapted by David Bacon.

FARRUGIA, D. C. J. Prediction and avoidance of high temperature damage in long product hot rolling. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 177, n. 1-3, p.486-492, jul. 2006. Elsevier BV.

GONÇALVES, E. S. S. **Modelo de Simulação em tempo real de um forno de reaquecimento de tarugos para laminação**. 104 p. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Escola de Engenharia da UFMG, Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, Belo Horizonte, 2011.

GUBENKO, S. I.; GALKIN, A. M. Nature of the red-shortness of steel. **Metal Science And Heat Treatment**, v. 26, n. 10, p.732-737, oct. 1984. Springer Nature.

GUO, J. et al. Influence of carbon content and microstructure on corrosion behaviour of low alloy steels in a Cl⁻ containing environment. **Corrosion Science**, v. 51, n. 2, p.242-251, fev. 2009. Elsevier BV.

HOMSHER, C. N. **Determination of the Non-Recrystallization Temperature (T_{nr}) in Multiple Microalloyed Steels**. 106 p. Thesis - Degree of Master of Science (Metallurgical and Materials Engineering), Department of Mining and Metallurgical Engineering, Colorado School of Mines, Golden, 2013.

JANSTO, S. G. **Reheat Furnace Operational Parameters Affecting Hot Roll Quality of Microalloyed Long Products**. International Conference on Metallurgy and Materials - METAL 2015, 24., 2015, Brno, Czech Republic. Tanger Ltd., 2015.

KANG, S. E. **Hot Ductility of TWIP Steels**. 227 p. Thesis - Degree of Doctor of Philosophy, School Of Mathematics, Computer Science And Engineering, City University London, London, 2014.

KASUYA T.; HASHIBA Y. Carbon equivalent to assess hardenability of steel and prediction of HAZ hardness distribution. **Nippon Steel Tech**, Rep n. 95, p.53–61, jan. 2007.

KELESTEMUR, O.; YILDIZ, S. Effect of various dual-phase heat treatments on the corrosion behavior of reinforcing steel used in the reinforced concrete structures. **Construction and Building Materials**, v. 23, n. 1, p.78-84, jan. 2009. Elsevier BV.

KHALIFA, H. et al. Experimental investigation and simulation of structure and tensile properties of Tempcore treated rebar. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 230, p.244-253, apr. 2016. Elsevier BV.

KIM, H. et al. Alligatoring phenomenon occurring during hot rolling of free-machining steel wire rods. **Materials Science and Engineering A**, v. 568, p.8-19, apr. 2013. Elsevier BV.

KRAUSS, G. Solidification, Segregation, and Banding in Carbon and Alloy Steels. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 34, n. 6, p. 781-792, dec. 2003.

KUNDU, S. et al. Modelling of Microstructure and Heat Transfer during Controlled Cooling of Low Carbon Wire Rod. **ISIJ International**, v. 44, n. 7, p.1217-1223, 2004. Iron and Steel Institute of Japan.

KWON, H. C. et al. Surface wrinkle defect of carbon steel in the hot bar rolling process. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 9, p.4476-4483, may 2009. Elsevier BV.

LARA, V. H. et al. Hot Ductility of the 17-4 PH Stainless Steels. **J. of Materi Eng and Perform**, v. 25, n. 3, p.1041-1046, 21 jan. 2016. Springer Science + Business Media.

LEE, C. H. et al. Hot ductility of medium carbon steel with vanadium. **Materials Science and Engineering: A**, v. 651, p.192-197, jan. 2016. Elsevier BV.

MA, Y.; LI, Y.; WANG, F. Corrosion of low carbon steel in atmospheric environments of different chloride content. **Corrosion Science**, v. 51, n. 5, p.997-1006, may. 2009. Elsevier BV.

MADIAS, J. **Split Ends During Long Products Rolling: Billet Quality or Rolling Process?** Aistech 2014 Proceedings, Buenos Aires, p.2591-2602, may. 2014.

MILITZER, M. et al. Austenite Grain Growth Kinetics in Al-Killed Plain Carbon Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 27, n. 11, p. 3399-3409, nov. 1996.

MINTZ, B. The Influence of Composition on the Hot Ductility of Steels and to the Problem of Transverse Cracking. **ISIJ International**, v. 39, n. 9, p. 833-855, 1999.

MIRZAKHANI, B. et al. Investigation of Dynamic and Static Recrystallization Behavior During Thermomechanical Processing in a API-X70 Microalloyed Steel. **Journal of Materials Engineering And Performance**, v. 18, n. 8, p.1029-1034, 9 jan. 2009. Springer Nature.

NADY, H. et al., Corrosion behavior and electrochemical properties of carbon steel, commercial pure titanium, copper and copper–aluminum–nickel alloy in 3.5% sodium chloride containing sulfide ions. **Egypt. J. Petrol**. feb. 2016.

NALAWADE, R.S. et al. Simulation of hot rolling deformation at intermediate passes and its industrial validity. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 77, p.8-16, dec. 2013. Elsevier BV.

NASCIMENTO, A. M. et al. **Avaliação de Risco Sobre a Perda de Ductilidade a Quente de Barras de Aço CA-50**. CONGRESSO ANUAL DA ABM, 71., 2016, Rio de Janeiro. Anais do Evento. Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração - ABM, 2016. p. 167-178.

OLIVEIRA, M. C. C. **Efeito da Adição de Cal em Argamassa na Resistência à Corrosão de Armaduras de Aço Carbono e Galvanizadas**. 124 p. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia Química, Escola de Engenharia Química, Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, Belo Horizonte, 2013.

PANDEY, J. C.; RAJ, M.; CHOUBEY, P. N. Split Ends and Cracking Problem During Hot Rolling of Continuously Cast Steel Billets. **Journal of Failure Analysis And Prevention**, v. 9, n. 1, p.88-96, 4 dec. 2008. Springer Nature.

PAUL, S. K. et al. High and low cycle fatigue performance comparison between micro-alloyed and TMT rebar. **Construction and Building Materials**, v. 54, p.170-179, mar. 2014. Elsevier BV.

PAUL, S. K.; MAJUMDAR, S.; KUNDU, S. Low cycle fatigue behavior of thermo-mechanically treated rebar. **Materials & Design**, v. 58, p.402-411, jun. 2014. Elsevier BV.

PENNA, L. V. **Trinca de Solidificação *Off-Corner* no Lingotamento Contínuo de Tarugos**. 216 p. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, Belo Horizonte, 2005.

RAJAK, S. A.; REDDY, N. V. Prediction of internal defects in plane strain rolling. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 159, n. 3, p.409-417, feb. 2005. Elsevier BV.

RALSTON, K. D.; BIRBILIS, N.; DAVIES, C. H. J. Revealing the relationship between grain size and corrosion rate of metals. **Scripta Materialia**, v. 63, n. 12, p.1201-1204, dec. 2010. Elsevier BV.

REMMERSWAAL, T. **The influence of microstructure on the corrosion behaviour of ferritic-martensitic steel**. 93 p. Thesis of Master Degree of Science, Delft University Of Technology, Delft, 2015.

RIZZO, E. M. S. **Introdução aos processos siderúrgicos**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração - ABM, 2005. 150 p.

RODRIGUES, F. A. M. **Caracterização do defeito tipo trinca de laminação, ocorrido no processo de laminação de barras de aço**. 71 p. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista - UNESP, Guaratinguetá, 2013.

RYU, J. H. **Model for Mechanical Properties of Hot-Rolled Steels**. 80 p. Thesis - Degree of Master of Science in the Graduate Institute of Ferrous Technology (computational Metallurgy), Department of Ferrous Technology (computational Metallurgy), Pohang University Of Science And Technology, Pohang, Korea, 2008.

SANTOS, R. G. **Transformações de Fases em Materiais Metálicos**. Campinas: Ed. Unicamp, 2006.

SILVA, F. D. A. **Otimização da Qualidade no Lingotamento Contínuo de Tarugos Através da Utilização de Modelos Matemáticos**. 114 p. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco - UFPE, Recife, 2015.

SILVA, F. L. **Melhoria da qualidade superficial em barras laminadas**. 75 p. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM, Departamento de Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS, Porto Alegre, 2010.

SK., Md. B. et al. Effect of microstructure and texture on the impact transition behaviour of thermo-mechanically treated reinforcement steel bars. **Materials & Design**, v. 90, p.1136-1150, jan. 2016. Elsevier BV.

SOUZA, A. L. **Estudo da Tensão Média de Escoamento de Aços Laminados em Tiras a Quente**. 53 p. Dissertação (Mestrado) - Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, Belo Horizonte, 2010.

TAYLOR, G.; MAYLAND, K.; BAGSHAW, P.A.; INGHAM, P.M. **The cause of end splitting during the rolling of free cutting steels**, Commission of the European Communities, Report EUR 10156, 153 p, 1986.

THOMAS, B. G. Modeling of the Continuous Casting of Steel - Past, Present, and Future. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 33, n. 6, p. 795-812, dec. 2002.

TOLEDO, G. A.; CAMPO, O.; LAINEZ, E. Influence of sulfur and Mn/S ratio on the hot ductility of steels during continuous casting. **Steel research**, v. 64, n. 6, p. 292-299, 1993.

TURCZYN, S. The effect of the roll-gap shape factor on internal defects in rolling. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 60, n. 1, p. 275-282, 1996. Elsevier BV.

WAGHMARE, A. C. et al. Application Of Six Sigma Methodology For Reduction Of Alligator Defect Formation In Hot Rolling Industry. **International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)**, p. 1412-1422. 17 jun. 2013.

ZAKY, A. I. Determinations of the Non-Recrystallization Temperature for X52 Steel Produced by Compact Slab Process Combined with Direct Hot Rolling. **Journal of Materials Engineering And Performance**, v. 15, n. 6, p.651-655, 1 dec. 2006. Springer Nature.