LUIZ GUSTAVO DEL BIANCHI DA SILVA LIMA

**Análise experimental e modelagem numérica da influência da oxidação na
fadiga térmica de cilindros de laminação a quente**

São Paulo

2018

LUIZ GUSTAVO DEL BIANCHI DA SILVA LIMA

**Análise experimental e modelagem numérica da influência da oxidação na fadiga
térmica de cilindros de laminação a quente**

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção do
título de Mestre em Ciências

Orientador: Prof. Dr. Roberto Martins Souza

São Paulo

2018

LUIZ GUSTAVO DEL BIANCHI DA SILVA LIMA

**Análise experimental e modelagem numérica da influência da oxidação na fadiga
térmica de cilindros de laminação a quente**

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção do
título de Mestre em Ciências

Área de Concentração: Engenharia Mecânica -
Projeto e Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Roberto Martins Souza

São Paulo

2018

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, _____ de _____ de _____

Assinatura do autor: _____

Assinatura do orientador: _____

Catálogo-na-publicação

Lima, Luiz Gustavo Del Bianchi da Silva

Análise experimental e modelagem numérica da influência da oxidação na fadiga térmica de cilindros de laminação a quente / L. G. D. B. S. Lima -- versão corr. -- São Paulo, 2018.

136 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecânica.

1.Laminação 2.Fadiga 3.Tribologia 4.Oxidação I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Mecânica II.t.

LIMA, L.G.D.B.S. Análise experimental e modelagem numérica da influência da oxidação na fadiga térmica de cilindros de laminação a quente. São Paulo. 2018. 136 p. (Mestrado) Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2018.

Para minha Bianca, companheira de todos os momentos, que me completa, me inspira e me ajuda a caminhar o meu caminho. Minha melhor amiga, meu anjo da guarda e amor da minha vida.

Para meus pais Carlos e Vera, que além de todo o suporte, ensinamentos e lições de vida, me dão a cada dia o maior presente que se pode dar a um filho: carinho, amizade e amor incondicionais.

À memória de Maria Lopes Del Bianchi e Sebastião Del Bianchi, para os quais nenhuma dedicatória será o bastante para honrar o orgulho, o amor e a saudade. São a pedra fundamental e estão em cada minuto dedicado, em cada realização do meu trabalho e da minha vida.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Roberto Martins Souza, não apenas pela inestimável orientação e pelas discussões que definiram o Norte desse trabalho e eventuais mudanças de direção, mas principalmente pela amizade e por todos os ensinamentos e oportunidades oferecidos em minha trajetória no Laboratório de Fenômenos de Superfície da Poli/USP (LFS).

Aos Profs. Drs. Izabel Fernanda Machado e Mario Boccalini Jr, membros do projeto FUNTEC-BNDES-Gerdau, pela amizade, parceria e pelas discussões e sugestões oferecidas no decorrer do projeto e deste trabalho, em especial.

Ao Prof. Dr. Amilton Sinatora, por ter direcionado meu caminho para o LFS, doze anos atrás, e pelos muitos ensinamentos nesse meio tempo - algumas vezes em conversas diretas, outras em suas disciplinas e mais ainda pelo exemplo que sempre representou a todos do Laboratório.

A Alexandre, Paola, Bruna, Felipe, Pamela, Sandra e demais amigos do IPT, pela parceria durante o projeto FUNTEC-BNDES-Gerdau e pela gentileza de compartilhar documentos e ilustrações utilizados nessa dissertação.

A Mario Vitor Leite, de fundamental importância para esse trabalho, pela confiança nas atividades desenvolvidas e por compartilhar o ponto de vista de alguém envolvido com a laminação a quente em seu cotidiano, sempre oferecendo complemento ou contraponto às análises apresentadas nessa dissertação.

À Gerdau Summit e ao BNDES, pela oportunidade e apoio financeiro ao projeto FUNTEC que originou essa dissertação.

A todos os amigos do Laboratório de Fenômenos de Superfície, pelo carinho (recíproco) e apoio sempre oferecidos a um membro da equipe muitas vezes ausente, e em especial a Eleir, Newton, Vanessa, Ana Júlia, Érika e Cristiano, companheiros no projeto FUNTEC e responsáveis por muitos momentos de aprendizado e boas risadas.

À minha esposa Bianca, pela parceria em todos os momentos, pela inesgotável paciência durante a execução desse trabalho e pelo amor e apoio sempre presentes, combustível para o desenvolvimento das atividades.

Aos meus pais e meus avós, por todo o esforço despendido na minha formação, pela presença constante em minha vida e por todo o amor, carinho e suporte oferecidos nessa caminhada.

RESUMO

Embora a literatura disponível sobre conformação mecânica disponha de grande número de trabalhos relacionados à fadiga térmica em cilindros de laminação a quente, poucos autores abordam como esse tipo de dano é influenciado por algumas características do processo - em especial a oxidação na superfície de trabalho dos cilindros, tanto enquanto formação de uma camada de óxido uniforme sobre essa superfície quanto na forma de corrosão. Essa lacuna ocorre a despeito do volume de referências que relacionam a oxidação à fadiga térmica em escala laboratorial. O presente trabalho busca relacionar ambas as linhas de investigação, utilizando métodos analíticos e numéricos comparados com experimentos em diferentes escalas, para compreender sob quais condições são formados os óxidos presentes nos cilindros, qual seu comportamento mecânico no decorrer dos ciclos de laminação e como os óxidos influenciam na ocorrência de trincas de laminação a quente. A análise da superfície de trabalho de um cilindro em escala piloto revela a presença de trincas térmicas na superfície de trabalho. Os padrões de defeitos obtidos se mostram de acordo com o exposto em diversas referências publicadas sobre ensaios de fadiga térmica e termomecânica, em relação à presença e distribuição de óxidos no interior das trincas e na superfície externa das amostras. Em paralelo, foram desenvolvidos modelos numéricos do processo de laminação a quente, inicialmente em escala macroscópica, para obter detalhes sobre distribuições de temperatura, tensões e deformações nos cilindros, de difícil obtenção experimental. Estes modelos foram simulados e seus resultados comparados com valores medidos no laminador piloto, validando seu uso para avaliação do comportamento dos cilindros durante uma série de campanhas de laminação. Os resultados obtidos mostram que o mecanismo de fadiga de baixo ciclo normalmente associado ao dano térmico não é suficiente para explicar a nucleação das trincas de fadiga térmica observadas no experimento. O erro na predição pela teoria de fadiga de baixo ciclo tradicional, em conjunto com a caracterização dos cilindros em escala piloto e com observações de cilindros em escala industrial presentes na literatura, permite levantar a hipótese de que os fenômenos de oxidação e corrosão em curso durante o processo de laminação contribuem para uma redução significativa da resistência dos cilindros à fadiga termomecânica. Cálculos analíticos e simulações adicionais em escala microscópica foram realizados, incluindo os efeitos da oxidação e da corrosão, confirmando a hipótese e oferecendo uma linha de investigação mais assertiva para a nucleação e evolução do dano nos cilindros.

Palavras-chave: Laminação a quente. Fadiga térmica. Oxidação. Simulação numérica.

ABSTRACT

Although the literature on metal forming presents a considerable amount of references related to thermal fatigue in hot rolling, only few authors discuss how this type of damage is influenced by some characteristics of the rolling process – specially the oxidation that develops at the surface of the rolls. This gap occurs despite the amount of references relating oxidation to thermal fatigue in laboratory scale. The current work aims to relate both investigation paths, employing analytical and numerical methods in comparison with experiments in different scales, to provide understanding about the conditions at which the oxides observed upon the rolls are formed, their mechanical behaviour during the rolling process and how they influence thermal fatigue cracking in the rolls. The analysis of the roll surface in a pilot scale mill reveals the presence of thermal fatigue cracks on the work surface. The patterns of defects observed are in accordance with several references on thermal and thermomechanical fatigue, regarding the presence and distribution of oxides inside the cracks and at the external surface of the samples. In parallel, numerical models of hot rolling were developed, initially at macroscopic scale, to obtain details on temperature, stress and strain distribution in the rolls, which are difficult to obtain experimentally. These models were simulated and their results were compared with values measured in the pilot scale mill, validating their use to evaluate the behaviour of the rolls throughout a series of rolling campaigns. The obtained results show that the low-cycle fatigue mechanism commonly associated to thermal damage is not enough to explain the nucleation of thermal cracks seen in the experiments. The error in the prediction using the traditional low-cycle fatigue theory, in conjunction with the characterization of the pilot-scale rolls and with observations of industrial scale rolls, yields the hypothesis that oxidation and corrosion phenomena occurring throughout the rolling process contribute to a significative reduction in the resistance of the rolls to thermomechanical fatigue. Analytical calculations and additional simulations in microscopic scale were conducted, including effects of oxidation and corrosion, confirming the hypothesis and providing a more assertive line of research for damage nucleation and evolution in the rolls.

Keywords: Hot rolling. Thermal fatigue. Oxidation. Numerical simulation.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Trincas de fadiga térmica (firecracks)	22
Figura 2 - Classificação da resposta dos materiais a carregamentos cíclicos.....	26
Figura 3 - Exemplo de curva ϵ -N para avaliação de fadiga de baixo ciclo (Aço AISI H11) ...	27
Figura 4 - Exemplo de ciclo térmico em Shakedown plástico	29
Figura 5 - Ilustração dos conceitos de fadiga termomecânica em fase e fora de fase	32
Figura 6 - Diferença na resposta a fadiga termomecânica fora de fase (esquerda) e em fase (direita)	33
Figura 7 - Exemplo de evolução das temperaturas superficiais e subsuperficiais em um cilindro durante um ciclo térmico na laminação a quente	35
Figura 8 - Efeito da amplitude do ciclo térmico (acima) e da taxa de aquecimento (abaixo) no tempo para nucleação e densidade de trincas superficiais.....	36
Figura 9 - Exemplo de evolução das temperaturas em um cilindro durante uma série de chapas laminadas a quente.....	38
Figura 10 - Efeito da condição de refrigeração na vida em fadiga dos cilindros	38
Figura 11 - Relação entre velocidade de laminação e dano plástico acumulado	40
Figura 12 - Relação entre temperatura da chapa e dano plástico acumulado.....	41
Figura 13 - Mapa de dano em cilindros de laminação a quente	42
Figura 14 – Aparato experimental utilizado para ensaio disco-disco simulando condições de laminação a quente	46
Figura 15 - Nucleação de trincas em carbonetos sob condições de fadiga térmica.....	46
Figura 16 - Ilustração da regra dos 10% para correção da vida em fadiga térmica.....	48
Figura 17 - Diferença na morfologia do óxido formado sob condições de (a) ar seco e (b) maior umidade	50
Figura 18 - Trinca na superfície de corpos de prova de fadiga (a) e caracterização de materiais por espectroscopia (b).....	51
Figura 19 - Nucleação de trincas na base de pites de corrosão	53
Figura 20 - Mecanismo de nucleação e propagação de trincas no substrato a partir de trincas no filme de óxido.....	54
Figura 21 – Comparação entre as posições de maior intensidade de temperatura (a) e pressão (b) no arco de contato	55
Figura 22 - Laminador em escala piloto instalado no Instituto de Pesquisas Tecnológicas	58
Figura 23 - Dispositivo de refrigeração da cadeira em escala piloto.....	59

Figura 24 - Curvas tensão-deformação a diferentes temperaturas para o aço AISI 1045	61
Figura 25 - Relação entre tensão uniaxial à deformação de 0,1 e taxa de deformação para o aço AISI 1045 em diferentes temperaturas, obtida por ensaios de tração uniaxial.....	62
Figura 26 – Fluxograma ilustrando os modelos em escala macro e seus dados de entrada	63
Figura 27 – Geometria utilizada nos modelos 2D (a) e 3D (b)	64
Figura 28 - Curvas de temperatura por tempo de aquecimento das chapas laminadas, conforme instrumentação por termopares	66
Figura 29 - Campo de temperaturas inicial aplicado às chapas laminadas no software ABAQUS (em °C)	66
Figura 30 - Ilustração da estratégia para aplicação de refrigeração no modelo numérico	66
Figura 31 - Malha de elementos finitos utilizada no modelo tridimensional	74
Figura 32 – Descrição e detalhe da malha de elementos finitos dos modelos bidimensionais	75
Figura 33 - Ilustrações esquemáticas dos modelos bidimensionais com inclusão de óxidos...	76
Figura 34 – Fluxograma dos modelos em escala micro discutidos na dissertação.....	79
Figura 35 – Corrosão na superfície de um dos cilindros em escala piloto, fora (a) e dentro (b) da área de trabalho.	80
Figura 36 – Esquematização e dimensões das trincas consideradas no domínio 3D	81
Figura 37 – Malha do domínio tridimensional com entalhe.....	82
Figura 38 – Detalhe da trinca considerada no modelo tridimensional	82
Figura 39 - Esquemas das condições empregadas nos modelos em escala micro com presença de entalhe.....	83
Figura 40 – Domínio bidimensional empregado para investigação da densidade superficial de trincas	85
Figura 41 – Domínio bidimensional para investigação do mecanismo de coalescência de trincas	86
Figura 42 – Domínio bidimensional empregado na avaliação do mecanismo de coalescência de trincas no caso de substrato heterogêneo (superior), replicando material utilizando em um cilindro em escala piloto (inferior)	87
Figura 43 – Detalhe das camadas de óxido de porosidade 4% (a) e 0,5% (b) utilizadas no modelo de investigação do número de ciclos para nucleação e densidade superficial de trincas sob recobrimento de óxido.	89
Figura 44 – Domínio bidimensional utilizado na investigação do mecanismo de coalescência de trincas sob recobrimento de camada de óxido	90

Figura 45 - Comparação entre experimento (a) e literatura (b), em termos de presença de malha de óxidos nas superfícies	92
Figura 46 – Detalhe de trinca na direção circunferencial do cilindro	93
Figura 47 – Evolução de tensões e deformações na superfície do cilindro durante um ciclo térmico, considerando tensões residuais.....	94
Figura 48 - Microscopia óptica da superfície do cilindro de laminação superior	95
Figura 49 - Análise de elétrons retroespalhados na seção transversal e superfície do cilindro piloto superior.....	96
Figura 50 – Micrografias da superfície do cilindro em escala piloto, indicando nucleação de trincas na direção circunferencial antes da nucleação na direção axial.....	97
Figura 51 – Evolução do campo de temperaturas superficial e subsuperficial durante o primeiro passe de laminação, obtido por simulação numérica.	99
Figura 52 - Comparação entre as forças de laminação calculadas pelo modelo numérico e medidas experimentalmente	99
Figura 53 - Distribuição de temperaturas na superfície do cilindro superior durante o primeiro passe, obtidas pelo modelo numérico. Escala de temperaturas em °C.....	100
Figura 54 - Trincas de fadiga térmica reveladas por ensaio de líquido penetrante	100
Figura 55 – Deformação plástica equivalente na superfície do cilindro em função da distância ao centro da área de trabalho, para o primeiro passe de laminação.....	101
Figura 56 - Resultados dos modelos numéricos de laminação incluindo a oxidação.....	102
Figura 57 - Tensões equivalentes na superfície do cilindro em função da condição do óxido, calculadas pelo modelo numérico	103
Figura 58 - Histerese de deformação plástica calculada por modelo numérico, para as condições de operação do laminador piloto (considerando sequências de primeiros passes)	104
Figura 59 – Comparação entre magnitude de deformação plástica equivalente para duas geometrias de entalhe	106
Figura 60 – Evolução da deformação plástica para um ciclo de aquecimento e resfriamento, sob condições de primeiro passe, para diferentes geometrias de entalhe.....	107
Figura 61 – Histerese de deformação plástica na superfície do cilindro, com e sem presença de entalhe, evoluindo durante a laminação completa de duas chapas (a) e durante 10 primeiras chapas, considerando apenas o primeiro passe (b).	108
Figura 62 – Comparação entre efeito de concentração de tensões dos entalhes vazio (b), com preenchimento de óxido intacto (a) e com preenchimento do óxido trincado (c).	108

Figura 63 – Magnitude de deformação plástica total na superfície, calculada entre as trincas, ao final de uma chapa laminada, em função da separação entre trincas suposta na simulação.	109
Figura 64 – Exemplo de campos de tensões para os diferentes domínios pré-trincados considerados no modelo numérico para avaliação de densidade de trincas (espaçamento 300 μm)	110
Figura 65 – Vista da seção transversal do cilindro em escala piloto, ilustrando a relação entre profundidade e espaçamento de trincas após 5 campanhas	111
Figura 66 - Deformação plástica sob solicitação de 5º passe para os domínios utilizados para avaliação do mecanismo de coalescência de trincas	112
Figura 67 – Tensões de cisalhamento sob solicitação de 5º passe para os domínios utilizados para avaliação do mecanismo de coalescência de trincas.....	113
Figura 68 – Mudança de direção na propagação de trincas de fadiga térmica.....	113
Figura 69 – Propagação de trincas em cilindro com partículas de segunda fase	114
Figura 70 – Tensões máximas principais ao final do aquecimento (a) e resfriamento (b) para o caso de material heterogêneo. Escala em 10^3 GPa.	116
Figura 71- Comparação entre tensões equivalentes de von Mises na superfície do óxido com diferentes porosidades, no instante de máxima pressão de contato no 1o passe de laminação.	117
Figura 72 - Comparação entre tensões equivalentes de von Mises na superfície do óxido com diferentes porosidades, no instante de máxima pressão de contato no 5o passe de laminação.	118
Figura 73 - Comparação entre tensões equivalentes de von Mises na superfície do óxido com diferentes porosidades, no instante de máxima temperatura no 1o passe de laminação.	118
Figura 74 - Comparação entre tensões equivalentes de von Mises na superfície do óxido com diferentes porosidades, no instante de máxima temperatura no 5o passe de laminação.	119
Figura 75 – Comparação entre óxidos com maior (a) e menor (b) porosidade, quanto à ocorrência de tensões trativas durante resfriamento da superfície do cilindro.....	120
Figura 76 – Campo de temperaturas próximo à superfície do material (em $^{\circ}\text{C}$).....	121
Figura 77 – Deformação plástica para material sem recobrimento de óxido (superior) e sob camada de 10 μm (inferior). Da esquerda para a direita, trincas de 100, 200, 500 e 1000 μm	122

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Parâmetros do processo de laminação em escala piloto.....	60
Tabela 2 - Propriedades dos materiais utilizados nas simulações	60
Tabela 3 - Propriedades do aço AISI H13 em regime plástico	61
Tabela 4 - Relações entre tensão, taxa de deformação e temperatura utilizadas no modelo numérico, multiplicativas dos valores da Figura 25.	63
Tabela 5 - Coeficiente de troca de calor interfacial devido à condução direta entre os corpos na laminação – desconsiderando a presença de óxidos na superfícies dos corpos.....	67
Tabela 6 - Espessura do óxido sobre a chapa no momento de ingresso no 1º passe em função da temperatura local.....	69
Tabela 7 - Coeficiente de troca de calor interfacial (h_{co}) devido à presença de óxidos entre os corpos na laminação.	70
Tabela 8 - Coeficiente combinado de troca de calor interfacial entre os corpos na laminação – considerando a presença de óxidos sobre a superfície dos corpos	70
Tabela 9 - Valores de referência para o coeficiente de troca de calor no arco de contato	71
Tabela 10 – Parâmetros de entrada das equações para cálculo de coeficiente de atrito, para cada passe de laminação	72
Tabela 11 – Coeficientes de atrito calculados para cada passe pelas equações obtidas em literatura.....	73
Tabela 12 - Propriedades dos óxidos utilizados nos modelos numéricos.....	75
Tabela 13 – Dados de entrada para o modelo de fadiga de baixo ciclo de Coffin-Manson	77
Tabela 14 – Propriedades mecânicas e térmicas do carboneto de Nióbio.....	78
Tabela 15- Previsão de vida em fadiga térmica pelos modelos analíticos usuais	105

LISTA DE SÍMBOLOS

E	módulo de elasticidade (eq.4)
F	força normal (eq.8)
H	dureza do corpo abradido (eq.8)
L	distância de abrasão (eq.8)
M	constante do modelo de Coffin-Manson (eq.1)
N_f	número de ciclos para falha (eq.1)
R	constante universal dos gases (eq.11)
T	temperatura local para cálculo de expansão térmica (eq.2)
T	temperatura local para cálculo de espessura de óxido (eq.11)
T	temperatura local para cálculo de coeficiente de atrito (eq.12)
T	temperatura inicial da chapa (eq.13)
$T_{\max}$	temperatura máxima do ciclo térmico (eq.6)
$T_{\min}$	temperatura mínima do ciclo térmico (eq.6)
T_{ref}	temperatura de referência para cálculo de expansão térmica (eq.2)
V	volume de material removido (eq.8)
X	espessura de camada de óxido (eq.11)
b	expoente de resistência (eq.14)
c	expoente de ductilidade (eq.14)
k	coeficiente de desgaste adimensional (eq.8)
k_h	média harmônica da condutividade térmica de chapa e cilindro (eq.9)
k_o	condutividade térmica do óxido sobre a chapa (eq.10)
h_c	coeficiente de troca de calor na interface entre chapa e cilindro (eq.9)
h_{co}	coef. de troca de calor entre chapa e cilindro devido à oxidação (eq.10)
p	pressão de contato local (eq.9)
p_{ave}	pressão média no arco de contato (eq. 13)
t	tempo de oxidação (eq.11)
t_{scale}	espessura de camada de óxido (eq.13)
v_r	velocidade de laminação (eq.12)
z	constante do modelo de Coffin-Manson (eq.1)
$\alpha(T)$	coeficiente de expansão térmica (eq.2)
δ_o	espessura de camada de óxido (eq.10)

$\Delta \varepsilon_e$	amplitude de deformações elásticas por ciclo (eq.6)
$\Delta \varepsilon_p$	amplitude de deformações plásticas por ciclo (eq.1)
$\Delta \varepsilon_{term}$	amplitude de deformações de origem térmica por ciclo (eq.3)
ΔT	redução de temperatura da chapa no arco de contato (eq.13)
$\dot{\varepsilon}$	taxa de deformação (eq.13)
ε_{ap}	amplitude de deformações plásticas por ciclo (eq.14)
ε_f'	coeficiente de ductilidade (eq.14)
ε_{inf}	deformação na temperatura mínima no ciclo térmico (eq.3)
ε_{max}	deformação na temperatura máxima do ciclo térmico (eq.5)
ε_{min}	deformação na temperatura mínima do ciclo térmico (eq.5)
ε_{sup}	deformação na temperatura máxima no ciclo térmico (eq.3)
ε_{term}	deformação de origem térmica (eq.4)
$\dot{\varnothing}_{roll}$	velocidade angular do cilindro (eq. 13)
μ	coeficiente de atrito (eq.12)
σ	tensão de escoamento local da chapa (eq.9)
$\sigma_{esc,c}$	tensão de escoamento do material à compressão (eq.6)
$\sigma_{esc,t}$	tensão de escoamento do material à tração (eq.6)
σ_{fm}	tensão de escoamento local da chapa (eq.13)
σ_f'	coeficiente de resistência (eq.14)
σ_{max}	tensão na temperatura máxima do ciclo térmico (eq.5)
σ_{min}	tensão na temperatura mínima do ciclo térmico (eq.5)
σ_{term}	tensão de origem térmica (eq.4)

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	20
2	OBJETIVOS	24
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	25
3.1	Fadiga de baixo ciclo	25
3.2	Fadiga térmica e termomecânica	28
3.2.1	Fadiga térmica como caso particular de fadiga de baixo ciclo	28
3.2.2	Fadiga termomecânica	31
3.3	Fadiga térmica em cilindros de laminação a quente	34
3.3.1	Avaliação do mecanismo de baixo ciclo como principal causador do dano térmico	34
3.3.2	Falhas na previsão de fadiga de baixo ciclo em condições de laminação	41
3.3.3	Influência da microestrutura	44
3.3.4	Influência de oxidação e corrosão	48
3.3.5	Influência da fase entre solicitações térmicas e mecânicas	52
3.4	Comentários finais – revisão bibliográfica	56
4	MATERIAIS E MÉTODOS	58
4.1	Procedimentos experimentais – laminação em escala piloto	58
4.2	Modelos numéricos – escala macro	60
4.2.1	Informações gerais	60
4.2.2	Modelos em escala macroscópica – visão geral	63
4.2.3	Modelos em escala macroscópica – especificidades	73
4.3	Modelos analíticos para previsão de vida sob fadiga térmica	76
4.4	Modelos numéricos – escala micro	77
4.4.1	Modelos em escala microscópica – casos dominados pela abrasão	79
4.4.1.1	Número de ciclos para nucleação	79

4.4.1.2	Densidade superficial	84
4.4.1.3	Mecanismo de coalescência	85
4.4.2	Modelos em escala microscópica – casos dominados pela oxidação	88
4.4.2.1	Número de ciclos para nucleação / densidade superficial de trincas	88
4.4.2.2	Mecanismo de coalescência de trincas	89
5	RESULTADOS	91
5.1	Análise dos experimentos no laminador piloto	91
5.2	Validação do modelo em escala macro	97
5.2.1	Análise de temperaturas e tensões	97
5.2.2	Influência da oxidação	101
5.3	Resultados dos modelos analíticos e em escala micro	103
5.3.1	Casos com predomínio de abrasão	103
5.3.1.1	Número de ciclos para falha - modelos analíticos tradicionais de fadiga de baixo ciclo	103
5.3.1.2	Número de ciclos para falha - modelos numéricos considerando entalhes no substrato	105
5.3.1.3	Densidade superficial de trincas	109
5.3.1.4	Coalescência de trincas	111
5.3.2	Casos com predomínio de oxidação	117
5.3.2.1	Número de ciclos para nucleação / densidade superficial de trincas	117
5.3.2.2	Coalescência de trincas	121
5.4	Comentários finais sobre o modelamento e seus resultados	123
6	CONCLUSÕES	124
7	REFERÊNCIAS	126

1 INTRODUÇÃO

A laminação de chapas é um dos processos mais importantes empregados na conformação de materiais metálicos. Em termos de volume de material conformado, é o processo de conformação predominante na indústria, uma vez que aproximadamente 90% de todos os produtos de metal manufaturados passam por ao menos uma operação de laminação (BLACK E KOHSE, 2017). No contexto geral da siderurgia, o Brasil ocupa papel de destaque, figurando entre os dez primeiros colocados na lista dos países produtores de aço desde a década de 1980 (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2013). Entre suas principais empresas, a Gerdau se apresenta como uma das 20 maiores produtoras, enquanto USIMINAS e CSN constam entre as 100 maiores (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2016). A avaliação conjunta da importância dos laminados na produção de aço e da participação do Brasil nesse mercado permite aferir a importância desse processo de conformação para a indústria siderúrgica nacional.

Em contrapartida, ainda que a tonelagem anual de aço produzida no mundo tenha praticamente dobrado desde o começo do século (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2017), a produção nacional por laminação mantém o mesmo patamar de 2006. Embora essa queda possa ser explicada em parte pela redução no consumo interno, acentuada a partir do período de crise econômica iniciado em 2014, há também uma grande influência do aumento da produção em países como China e Índia, que triplicaram e duplicaram sua participação no mercado, respectivamente (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2017). Logo, pode-se concluir que a conjuntura econômica do país e o aumento da concorrência levaram a uma redução da participação do Brasil em um mercado do qual sempre foi um dos principais participantes. Algumas alternativas para reversão desse quadro são a redução de custo e preço dos produtos, bem como o aumento da qualidade ofertada. A viabilização de todas estas alternativas passa por uma maior compreensão do processo de laminação, que permite, entre outros benefícios, aumento da vida útil e da eficácia dos cilindros utilizados na conformação.

É possível classificar os processos de laminação em duas categorias: a frio e a quente. Na maior parte dos casos, as chapas são previamente aquecidas acima de sua temperatura de recristalização, antes de serem conformadas pelos cilindros, dando origem ao que se denomina laminação a quente. Embora apresente vantagens, como o menor custo de operação em relação ao processo a temperatura ambiente, essa modalidade de laminação submete os cilindros a condições mais complexas de trabalho, uma vez que fatores como a oxidação de chapas e

cilindros, refrigeração dos cilindros, modos de transferência de calor entre os corpos, influência da temperatura nas propriedades dos materiais envolvidos, entre outros, devem ser considerados ao analisar o processo.

A produção de chapas por laminação é normalmente feita ao longo de várias etapas, em que as chapas passam por pares de cilindros com diferentes separações, para que a conformação seja feita de forma gradual. A sequência de pares de cilindros é conhecida como trem de laminação e cada par de cilindros constitui uma cadeira de laminação. Cilindros das primeiras cadeiras de laminação a quente, conhecidos como desbastadores, são afetados de forma mais acentuada por um fenômeno associado às altas temperaturas presentes no processo: a fadiga térmica. No caso da laminação, o mecanismo de fadiga térmica é associado à exposição do cilindro a repetidos ciclos de aquecimento e resfriamento, causados pelo contato com as chapas e com o fluido de refrigeração, respectivamente. As repetidas tensões e compressões causadas pela expansão ou retração do material a cada ciclo causam fadiga de baixo ciclo, que resultam na nucleação de trincas na superfície do cilindro – com um padrão conhecido, entre outras denominações, como *firecracking*, ilustrado na Figura 1.

Embora o mecanismo de fadiga de baixo ciclo seja comprovadamente o principal responsável pela ocorrência de *firecracking*, há diversas variáveis do processo de laminação a quente capazes de influenciar a dinâmica da nucleação e propagação das trincas ou a ocorrência de outros mecanismos de dano que potencializem o dano de origem térmica. A oxidação das chapas e cilindros, por exemplo, é de particular importância nesse contexto, influenciando tanto aspectos térmicos, como a troca de calor dos corpos entre si e com o ambiente, como mecânicos, ao modificar o atrito e as pressões no arco de contato. Influencia ainda a ocorrência de desgaste abrasivo nas ferramentas, por promover a inclusão de um terceiro corpo no contato entre chapa e cilindro, decorrente da quebra da camada de óxido ao ser conformada junto com a chapa sobre a qual se desenvolve. Por fim, aumenta a suscetibilidade de regiões específicas da superfície de trabalho à nucleação de trincas de fadiga térmica, por serem mais propensas à oxidação localizada.

Figura 1 - Trincas de fadiga térmica (firecracks)

Fonte: Medjedoub et al. (2014)

A formação das camadas de óxido é em grande escala função do acabamento superficial do cilindro e da refrigeração a que este é submetido. Os fenômenos tribológicos que ocorrem em microescala modificam a superfície do cilindro a cada ciclo de laminação, influenciando campos de temperatura e tensão locais e promovendo oxidação em diferentes regiões da área de contato com as chapas, que são exatamente as áreas afetadas pelas trincas de fadiga térmica.

Os fenômenos citados acima, resumidamente oxidação e os eventos tribológicos que a influenciam, foram largamente estudados em contextos que não o da conformação mecânica, ou de forma pouco aprofundada nesse contexto. Ao longo da revisão bibliográfica feita para esta dissertação, não foram encontrados trabalhos conclusivos investigando a influência destes fatores na ocorrência de fadiga térmica na laminação a quente. A presente dissertação visa a contribuir com o preenchimento dessa lacuna, baseada em quatro frentes de trabalho, sendo as três primeiras: (i) revisão e discussão dos modelos mais usuais para predição de vida sob fadiga térmica e termomecânica, obtidos da literatura geral na área de fadiga e de trabalhos com foco em conformação mecânica; (ii) análise dos resultados da caracterização de cilindros de laminação a quente em escala piloto, obtidos em um laminador instrumentado, operado e caracterizado por pesquisadores do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo (IPT), como parte do projeto FUNTEC-BNDES-Gerdau “*Sistema avançado para projeto de ligas aplicadas em ferramentas de conformação a quente*”, do qual o autor também fez parte; e (iii) elaboração e simulação de modelos numéricos do processo de laminação a quente, em escalas macro e microscópica.

A quarta frente de trabalho compreende a discussão conjunta dos resultados das três primeiras, com os avanços obtidos em (ii) e (iii) sendo utilizados para confirmar ou questionar o estado da arte deste tipo de dano nos cilindros de laminação.

2 OBJETIVOS

O objetivo geral deste trabalho é expandir o conhecimento atual em relação ao papel desempenhado pela oxidação na ocorrência de fadiga térmica em cilindros para laminação a quente, em particular considerando chapas e cilindros de aço.

Como objetivos específicos, temos as investigações:

1. da capacidade preditiva dos mecanismos usuais de avaliação de vida em fadiga sob condições de ciclo térmico, quando aplicados a cilindros de laminação a quente;
2. da formação de camadas de óxido sobre a superfície dos cilindros e em contornos de grão ou outras regiões específicas da superfície;
3. da nucleação e propagação de trincas nos óxidos formados na superfície dos cilindros, bem como de seu efeito de concentração de tensões no substrato metálico;
4. da influência da refrigeração dos cilindros e do contato com as chapas na formação e fratura dos óxidos.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A revisão da literatura realizada neste capítulo introduz os conceitos básicos de fadiga de baixo ciclo, discutindo em maior detalhe um caso particular, que é a fadiga térmica. Adicionalmente, apresenta um resumo da bibliografia disponível sobre a influência de diferentes aspectos do processo de laminação a quente na ocorrência do dano térmico, com ênfase para as publicações relacionadas à oxidação.

3.1 FADIGA DE BAIXO CICLO

Segundo Dieter (1988), é sabido desde os anos 1830 que metais submetidos a carregamentos cíclicos estão sujeitos a falha sob tensões muito inferiores à tensão de ruptura sob carregamento monotônico. A falha nestas condições é conhecida como falha por fadiga, um mecanismo cuja importância aumentou gradualmente com o desenvolvimento, nas décadas e séculos seguintes, de novos equipamentos submetidos a cargas cíclicas. Em 2008, estimava-se que ao menos 90% de todas as falhas mecânicas de componentes em operação eram devido a falhas por fadiga (Campbell, 2008).

A resposta dos materiais a solicitações cíclicas varia de acordo com a magnitude da carga aplicada. Conforme discutido por Williams (2005), é possível classificar estas respostas nas seguintes categorias, ilustradas na Figura 2¹:

(a) *Resposta puramente elástica*: ocorre quando a magnitude do carregamento cíclico não é suficiente para fazer com que as tensões no material excedam as tensões de escoamento na tração ou na compressão. Nessas condições, o material é submetido apenas a deformações no regime elástico.

(b) *Shakedown elástico*: para cargas suficientemente maiores do que na condição (a), o material excede o limite de escoamento na tração ou na compressão nos primeiros ciclos, mas a resposta se estabiliza após alguns ciclos em uma condição de carregamento e descarregamento elástico.

(c) *Shakedown plástico*: um acréscimo adicional de carga pode levar as tensões a excederem o limite de *Shakedown* elástico, fazendo com que a resposta do material se estabilize

¹ Os termos em inglês *shakedown* e *ratchetting* são amplamente utilizados na literatura sobre o assunto, mesmo a publicada em língua portuguesa. Logo, ambos serão definidos nesta seção, para entendimento, e utilizados em sua forma original na sequência do documento.

em uma condição de plasticidade cíclica, isso é, com ocorrência sucessiva de escoamento do material à tração e à compressão.

(d) *Ratchetting*: finalmente, para cargas ainda maiores, as tensões excedem o limite de Ratchetting, originando um estado de plasticidade cíclica com evolução da magnitude das deformações a cada ciclo, levando a dano local do material após ciclos de carga.

Figura 2 - Classificação da resposta dos materiais a carregamentos cíclicos

Fonte: Williams (2005), tradução do autor

De acordo com Suresh (1991), a teoria de fadiga baseada nos ciclos de tensões (stress-life approach, ou fadiga de alto ciclo) foi proposta nos anos 1860 por Wöhler, relacionando ciclos de tensões em regime elástico com a vida do componente submetido ao carregamento cíclico. Utilizando a classificação discutida anteriormente, esta teoria é aplicável para respostas puramente elásticas ou em regime de *shakedown* elástico, nas quais não ocorre deformação plástica macroscópica. Entretanto, para carregamentos de maior magnitude, a ocorrência de deformações plásticas modifica o mecanismo de dano e a teoria de alto ciclo deixa de apresentar uma previsão realística de vida em fadiga.

O termo *fadiga de baixo ciclo* denota o fenômeno de falha por fadiga de materiais submetidos a um número reduzido de ciclos de deformação (normalmente menos de 10.000), para os quais a vida em fadiga é determinada como função do acúmulo de deformação plástica por ciclo de carga. Originalmente proposta por Manson (1954) e confirmada por Coffin (1954) para investigar a falha de componentes submetidos a ciclos térmicos, a teoria de fadiga de baixo ciclo foi posteriormente aplicada em diferentes situações nas quais as tensões a cada ciclo

excedem os limites de escoamento do material, como no caso de Shakedown plástico apresentado na Figura 2c. De natureza empírica, é baseada na seguinte relação entre deformação plástica por ciclo e vida em fadiga:

$$\Delta\varepsilon_p = M \cdot N_f^z \quad (1)$$

em que M e z são constantes do material, $\Delta\varepsilon_p$ é a deformação plástica a cada ciclo e N_f é o número de ciclos para falha. Quando o gráfico de vida em fadiga em função da deformação plástica a cada ciclo é apresentado em escala logarítmica, a eq.(1) é representada por uma linha aproximadamente reta, conforme exemplo apresentado na Figura 3. Essa representação é conhecida como curva ε -N do material, normalmente obtida a partir de ensaios de fadiga de baixo ciclo em corpos de prova padrão, e utilizada no dimensionamento de componentes projetados para atuar em condições de fadiga de baixo ciclo.

Figura 3 - Exemplo de curva ε -N para avaliação de fadiga de baixo ciclo (Aço AISI H11)

Fonte: Le Roux et al. (2013), tradução do autor

3.2 FADIGA TÉRMICA E TERMOMECAÂNICA

3.2.1 Fadiga térmica como caso particular de fadiga de baixo ciclo

A fadiga de baixo ciclo decorrente de cargas térmicas é um caso particular que se enquadra na teoria proposta por Manson (1954). A Figura 4 exemplifica a evolução de tensões e deformações decorrentes desse tipo de ciclo, para o caso específico da laminação. Em síntese, o ciclo se inicia com um aumento de tensões de compressão no material, em virtude da evolução das deformações que decorrem do aumento de temperatura no cilindro, provocado pelo contato com a chapa. As tensões compressivas aumentam até que se atinja o limite de escoamento do material. Neste ponto, as deformações seguem aumentando com o aumento da temperatura local, mas a magnitude das tensões compressivas se reduz, graças à relação inversamente proporcional entre resistência mecânica do material e temperatura.

Ao final do aquecimento, os efeitos combinados de (i) radiação para o ambiente, (ii) convecção com o ar e com o fluido de refrigeração e (iii) condução de calor para o centro do cilindro fazem com que a superfície comece a se resfriar. A magnitude das deformações de origem térmica se reduz, juntamente com a das tensões compressivas. Porém, em decorrência da deformação plástica ao final do aquecimento, a trajetória da curva tensão-deformação não mais aponta para a origem, levando a tensões trativas no decorrer do resfriamento. Caso estas tensões atinjam magnitude suficiente para exceder o limite de escoamento do material também à tração, nova deformação plástica ocorre, permanecendo até o início de novo ciclo, quando a próxima chapa chega à superfície do cilindro. Recorrendo novamente à Figura 4, pode-se notar a histerese no ciclo térmico, que faz com que ocorra *shakedown* plástico, conforme apresentado anteriormente na Figura 2c, levando à fadiga de baixo ciclo.

O ciclo de carregamento e descarregamento descrito acima é controlado pelas deformações de origem térmica, que podem ser calculadas em um ponto qualquer do material por meio da equação eq.(2), para cada temperatura T no ciclo:

$$\varepsilon_{term} = \alpha(T) \cdot (T - T_{ref}) \quad (2)$$

em que ε_{term} são as deformações volumétricas por conta da mudança de temperatura, T é a temperatura de avaliação da deformação, T_{ref} é a temperatura de referência, na qual o material se encontra sem deformações de origem térmica e α é o coeficiente de expansão térmica, propriedade do material dependente da temperatura T . Logo, no caso simplificado do ciclo

Figura 4 - Exemplo de ciclo térmico em Shakedown plástico

Fonte: Stevens et al. (1971), traduzido e adaptado pelo autor

apresentado na *Figura 4*, a deformação por ciclo é dada pela diferença entre as deformações nos limites máximo e mínimo de temperatura no ciclo, ou:

$$\Delta\epsilon_{term} = \epsilon_{sup} - \epsilon_{inf} = \alpha \cdot (T_{max} - T_{min}) \quad (3)$$

As tensões de origem térmica resultantes, considerando regime elástico, podem ser obtidas substituindo as deformações de origem térmica na lei de Hooke. Como exemplo, para uma barra bi-engastada submetida a uma carga térmica cíclica, desprezando as variações no módulo de elasticidade com a temperatura, teremos para cada ponto do ciclo a tensão na direção da barra calculada por:

$$\sigma_{term} = E \cdot \varepsilon_{term} \quad (4)$$

Particularmente, para os pontos de temperatura máxima e mínima do ciclo:

$$\sigma_{max} = E \cdot \varepsilon_{max} \quad (5a)$$

$$\sigma_{min} = E \cdot \varepsilon_{min} \quad (5b)$$

O limite de aplicação das eqs.(5) é a tensão de escoamento do material nas temperaturas mínima e máxima do ciclo. As eqs.(6) são utilizadas para quantificar a deformação plástica $\Delta\varepsilon_p$ que ocorre por ciclo, novamente conforme Figura 4:

$$\Delta\varepsilon_{term} = \alpha \cdot (T_{max} - T_{min}) \quad (6a)$$

$$\Delta\varepsilon_e = \frac{\sigma_{esc,T} - \sigma_{esc,C}}{E} \quad (6b)$$

$$\Delta\varepsilon_p = \Delta\varepsilon_{term} - \Delta\varepsilon_e = \alpha \cdot (T_{max} - T_{min}) - \left(\frac{\sigma_{esc,T} - \sigma_{esc,C}}{E} \right) \quad (6c)$$

em que os índices *esc,T* e *esc,C* para as tensões se referem ao escoamento à tração e à compressão.

A aplicação das deformações plásticas por ciclo na eq.(1) fornece uma primeira estimativa do número de ciclos para falha sob condições de fadiga térmica, conforme eq.(7):

$$\alpha \cdot (T_{max} - T_{min}) - \left(\frac{\sigma_{esc,T} - \sigma_{esc,C}}{E} \right) = M \cdot N_f^Z \quad (7)$$

A análise da eq.(7) permite, ainda, observar a influência do comportamento mecânico do material nas temperaturas máxima e mínima do ciclo, em sua estimativa de vida nas condições propostas. Com efeito, as tensões máximas ao final do resfriamento (tração) e do aquecimento (compressão) dependem das temperaturas extremas dos ciclos, de modo que um mesmo material pode apresentar vidas em fadiga distintas para ciclos térmicos de mesma amplitude, porém com diferentes temperaturas máxima e mínima. É importante ressaltar que

isso não ocorre na fadiga de baixo ciclo isotérmica. Essa característica da fadiga térmica é de grande importância no contexto da laminação a quente, como será visto posteriormente.

3.2.2 Fadiga termomecânica

O termo fadiga termomecânica é utilizado para descrever o fenômeno de falha em condições cíclicas de carregamento de origem térmica e mecânica ocorrendo simultaneamente (ZHUANG e SWANSSON, 1998). É difícil precisar a autoria do termo ou o trabalho em que foi originalmente proposta, dado que muitos dos fenômenos relacionados à fadiga termomecânica já são conhecidos e estudados desde os trabalhos pioneiros de Manson (1954) e Coffin (1954). Por exemplo, a combinação entre carga mecânica e fluência, para casos de fadiga termomecânica envolvendo temperaturas muito elevadas e mantidas por um longo período de tempo, é abordada por Manson em um trabalho de 1966, tendo sido melhor compreendida e documentada desde então.

Por outro lado, a relação entre efeitos ambientais e a ocorrência de fadiga termomecânica, fundamental para a ideia atual do termo “fadiga termomecânica”, e para o contexto dessa dissertação, tem origem mais recente. O trabalho de Liu e Oshida (1984) apresenta um levantamento pioneiro de registros em literatura de fadiga a altas temperaturas, discutindo em detalhes o efeito da formação de camadas de óxido sobre a nucleação e propagação de trincas. Nos anos seguintes, novos trabalhos foram publicados documentando esse efeito e propondo mecanismos pelos quais a oxidação poderia interferir na vida em fadiga de materiais metálicos (HALFORD, 1986; OSHIDA e LIU, 1986).

Em um trabalho dividido em duas partes, ambas publicadas em 1989, Neu e Sehitoglu documentam duas contribuições importantes para o tema. A primeira delas é a formulação de um modelo de predição de vida para materiais sob condições de fadiga termomecânica. Este modelo incluiu, pela primeira vez, as parcelas mecânica, de fluência e de oxidação em uma mesma formulação matemática bastante sofisticada. O modelo inclui termos para a fase entre carga mecânica e térmica, constantes da cinética de oxidação e energia de ativação dos óxidos envolvidos. Além disso, os autores fazem a distinção entre duas formas pelas quais o efeito sobreposto de cargas mecânicas e térmicas pode ocorrer: (i) em fase, situação em que as máximas deformações mecânicas estão associadas às máximas temperaturas, (ii) fora de fase, em que as máximas deformações mecânicas estão associadas às mínimas temperaturas, ou (iii) em condições intermediárias. A Figura 5 ilustra os casos (i) e (ii) descritos acima.

Ainda segundo Neu e Sehitoglu (1989a e 1989b), a camada de óxido responde de forma distinta a solicitações em fase e fora de fase. No caso de solicitações fora de fase, a carga mecânica é aplicada quando o óxido está a temperaturas mais baixas, portanto mais frágil. Dependendo de sua magnitude, essa carga mecânica será capaz de provocar quebra do óxido, gerando uma trinca que pode ser propagada para o substrato metálico. No caso de carregamentos em fase, esse mecanismo não se manifesta com a mesma intensidade, pois a carga mecânica atua sob temperaturas mais elevadas, em que o óxido pode apresentar maior ductilidade. A Figura 6 mostra a diferença entre as respostas previstas para os dois casos.

Figura 5 - Ilustração dos conceitos de fadiga termomecânica em fase e fora de fase

Fonte: Zhuang e Swansson (1998), traduzido pelo autor.

Figura 6 - Diferença na resposta a fadiga termomecânica fora de fase (esquerda) e em fase (direita)

Fonte: Neu e Sehitoglu (1989a), traduzido e adaptado pelo autor.

Com os mecanismos básicos compreendidos e explicados pelos trabalhos de Neu e Sehitoglu (1989a e 1989b), as décadas seguintes observaram o surgimento de diversos modelos preditivos de fadiga termomecânica. Embora a maioria destes modelos se concentre nas interações entre fluência e fadiga, há diversos trabalhos que incluem o efeito da oxidação em seu equacionamento. Na década de 1990, Sehitoglu seguiu publicando novos trabalhos, com pequenos acréscimos aos modelos propostos anteriormente, ou com foco em diferentes materiais (SEHITOGLU E BOISMIER, 1990 e SEHITOGLU E KARAYAKA, 1992). Uma abordagem preditiva baseada na energia dissipada por deformação plástica a cada ciclo foi proposta por Radhakrishnan et al. (1994). Neste trabalho, embora o modelamento seja mais simples do que em Neu e Sehitoglu (1989b), a inclusão dos efeitos de oxidação é baseada em uma constante empírica, demandando calibração para cada material sob análise. A mesma simplificação ocorre no modelo proposto Zamrik e Rénauld (1997), em que a parcela mecânica volta a ser dada como função da amplitude de deformações por ciclo, corrigida pela triaxialidade das tensões. Gallerneau e Chaboche (1999), por sua vez, propõem um modelo fenomenológico bastante representativo dos fenômenos envolvidos na fadiga termomecânica, porém excessivamente complexo para ser adotado na prática, pela adoção de diversas constantes empíricas de material, a serem calibradas sob condições estáticas, de fadiga e de fluência.

Nas últimas duas décadas, o foco de grande número de trabalhos foi no uso dos modelos recém-desenvolvidos para aplicações de engenharia, como turbinas a gás (WU, 2010), pistões

automotivos (HALASZI ET AL, 2007a), cabeçotes de motor (SU ET AL, 2002 e MINICHMAYR ET AL, 2008), coletores de escape (MAO ET AL, 2015), entre outros. Não obstante, é possível destacar duas publicações que contribuíram com novos modelos preditivos. Christ et al (2003) apresentam um modelo baseado em mecânica da fratura, no qual a oxidação é incorporada ao modificar os termos relacionados à taxa de propagação das trincas, da/dN . Kang et al (2007), por sua vez, retomam o equacionamento proposto por Neu e Sehitoglu (1989b) para a parcela oxidativa, porém combinado com o modelo de Smith-Watson-Topper para a parcela mecânica, de ampla aceitação e fácil aplicação prática. Este modelo incorpora ainda a possibilidade de considerar ciclos de diferentes amplitudes térmicas e mecânicas, utilizando métodos de contagem de ciclos (*rainflow*) e soma de danos parciais pela regra de Miner.

Por fim, é particularmente importante um conjunto de publicações em que o principal objetivo é tornar mais simples o uso do modelo pioneiro de Neu e Sehitoglu (1989b). Como exemplo, Halaszi et al (2007b) propõem o uso de algoritmos de otimização paramétrica para obtenção dos principais dados de entrada do modelo de referência, baseado apenas em resultados de ensaios de fadiga isotérmica e termomecânica. Socie e Socie (2007), por sua vez, apresentam faixas de valores comuns para os principais parâmetros do modelo de referência, bem como simplificações das equações originais para casos particulares de maior aplicação.

3.3 FADIGA TÉRMICA EM CILINDROS DE LAMINAÇÃO A QUENTE

3.3.1 Avaliação do mecanismo de baixo ciclo como principal causador do dano térmico

Como visto nos itens anteriores, a ocorrência de fadiga térmica segundo a hipótese de baixo ciclo está diretamente relacionada à amplitude das temperaturas a que o material é submetido e, conseqüentemente, às deformações de origem térmica associadas. Os próximos parágrafos apresentam alguns conceitos importantes discutidos na literatura de fadiga térmica *per se* e aplicados à laminação, relacionados à amplitude do ciclo térmico.

A troca de calor na laminação a quente é função dos parâmetros de processo, dos materiais de cilindro e chapa, da refrigeração aplicada aos cilindros e das características do meio interfacial no arco de contato (SEREDYNSKI, 1973). Em especial, as temperaturas obtidas no cilindro são influenciadas pelos seguintes parâmetros de processo: velocidade de rotação do cilindro, redução de espessura por passe, raio do cilindro e temperatura inicial da chapa. Maiores temperaturas no cilindro ao final do arco de contato com a chapa estão

relacionadas a menores velocidades de rotação, maior redução por passe, maior raio do cilindro e maior temperatura inicial da chapa – no caso da temperatura da chapa, por ser a condução o mecanismo principal de transferência de calor para o cilindro (TSENG,1999), e nos demais por aumentarem o tempo de contato entre os corpos.

Stevens et al. (1971) instrumentaram cilindros de laminação industriais, utilizando termopares na superfície e a diferentes profundidades, com o intuito de avaliar a evolução do campo de temperaturas na ferramenta durante a laminação sob diferentes condições de refrigeração. As temperaturas medidas foram utilizadas para calcular as curvas tensão x deformação por ciclo em cada uma das condições testadas, como exemplifica a Figura 4, permitindo obter a deformação plástica por ciclo e, assim, avaliar a melhor configuração de refrigeração em termos de durabilidade dos cilindros sob fadiga térmica.

Alguns resultados obtidos pelos autores são de particular interesse no contexto da fadiga térmica. A análise das curvas de evolução de temperatura durante o processo, conforme Figura 7, mostra que o aquecimento do cilindro ocorre em um intervalo de tempo extremamente curto, com um acréscimo de temperatura de aproximadamente 400°C em menos de 50 milissegundos, o que é característico de processos de laminação a quente. Nesse contexto, uma investigação importante é a influência da taxa de deformação de origem térmica no número de ciclos para formação dos defeitos verificados nos cilindros.

Figura 7 - Exemplo de evolução das temperaturas superficiais e subsuperficiais em um cilindro durante um ciclo térmico na laminação a quente

Fonte: Stevens et al. (1971), traduzido pelo autor

Pode-se avaliar essa influência por analogia, utilizando ensaios de fadiga térmica. Por exemplo, Le Roux et al. (2013) realizaram experimentos com amostras de aço AISI H11 e avaliaram a influência de diferentes amplitudes térmicas e taxas de aquecimento na nucleação e densidade superficial das trincas de fadiga térmica. Os resultados mostram que a amplitude do ciclo térmico influencia de forma mais contundente o número de ciclos necessários para a nucleação de trincas na superfície das amostras, enquanto a taxa de aquecimento apresenta maior correlação com a densidade de trincas, conforme Figura 8. Logo, levando em conta apenas os efeitos de solicitações térmicas, não deveria haver influência significativa da taxa de aquecimento do cilindro no número de ciclos para início da formação de defeitos superficiais.

Figura 8 - Efeito da amplitude do ciclo térmico (acima) e da taxa de aquecimento (abaixo) no tempo para nucleação e densidade de trincas superficiais

Fonte: Le Roux et al. (2013), traduzido e adaptado pelo autor

Porém, os resultados obtidos por Le Roux et al. (2013) devem ser avaliados levando em consideração que mesmo sob a condição mais crítica de aquecimento, a taxa aplicada era significativamente inferior à verificada na laminação. Logo, é possível que taxas mais elevadas de aquecimento possam ter alguma contribuição na aceleração do processo de nucleação de trincas térmicas, ajudando a explicar a diferença na vida em fadiga observada em ensaios de fadiga térmica e em processos de laminação, que será discutida posteriormente no texto.

A Figura 7 também permite concluir que a penetração do calor recebido pelo cilindro em um ciclo é bastante pequena, tendo em vista, por exemplo, que o termopar localizado a 0,75 polegadas (19,05 mm) da superfície praticamente não apresenta variação de temperatura. Porém, ao apresentar a evolução das temperaturas em um intervalo de dezenas de chapas laminadas, a Figura 9 mostra que o cenário em regime permanente é outro: no início de cada ciclo, a temperatura da superfície e de regiões a pequenas profundidades é inferior às temperaturas medidas em profundidades maiores. Essa condição difere da representada nos ensaios de fadiga térmica, em que o resfriamento por convecção aplicado dentro do corpo de prova cilíndrico leva a superfície aquecida a ser a última região a resfriar. Em outras palavras, no ensaio o ciclo térmico é tal que as temperaturas superficiais são sempre maiores ou iguais às observadas em maiores profundidades, o que não é o caso na laminação.

Outra conclusão importante do trabalho de Stevens et al. (1971) é a influência da posição dos dispositivos de refrigeração em relação aos cilindros. A Figura 10 apresenta, de forma esquemática, uma comparação entre respostas a fadiga térmica de cilindros utilizando a refrigeração padrão da indústria e uma configuração otimizada. A figura mostra, ainda, o aumento na durabilidade dos cilindros submetidos à refrigeração otimizada. Pela figura, nota-se que a diferença entre os dois métodos de refrigeração é a redução da temperatura mínima no início de cada ciclo, permanecendo a amplitude térmica praticamente constante entre os casos. Os autores relacionam o resultado à perda de dureza do cilindro a temperaturas mais altas, uma hipótese que é confirmada pela literatura, como apresentado por Miquel et al. (2002). Em termos matemáticos, conforme visto nas eqs.(6), a redução das temperaturas mínima e máxima em cada ciclo leva a mudanças nas tensões limites de escoamento à compressão e à tração, resultando em alterações na amplitude de deformação plástica a cada ciclo.

Figura 9 - Exemplo de evolução das temperaturas em um cilindro durante uma série de chapas laminadas a quente

Fonte: Stevens et al. (1971), traduzido pelo autor

Figura 10 - Efeito da condição de refrigeração na vida em fadiga dos cilindros

Redução total no número de cilindros trocados por fadiga térmica = 36%
Aumento total na vida em fadiga dos cilindros = 55%
Aumento na tonelagem média laminada por par de cilindros trocados = 85%

Fonte: Stevens et al. (1971), traduzido e adaptado pelo autor

Não foram encontrados trabalhos de cunho experimental adicionais ao de Stevens et al. (1971) em termos de medição da evolução de temperaturas e investigação dos mecanismos de fadiga térmica em cilindros de laminação, industriais ou em escala piloto. Porém, diversos trabalhos utilizando métodos numéricos ou analíticos foram publicados desde então, simulando condições operacionais de laminação, como Sun et al. (1998), Chang (1999) e Sonboli e Serajzadeh (2012). Com o auxílio da modelagem numérica, estes trabalhos puderam calcular a carga mecânica sobre a superfície do cilindro e constatar que a magnitude das tensões de origem mecânica é, na maior parte dos casos de laminação a quente, reduzida em relação às tensões de origem térmica, confirmando que o mecanismo principal de dano é a alternância de tensões decorrentes do ciclo térmico, na ausência de considerações sobre o meio interfacial ou concentradores de tensão no processo.

A importância do ciclo térmico em relação às cargas mecânicas é reforçada por trabalhos em escala de laboratório, dentre os quais inclui-se o trabalho de Miquel et al. (2002). Este trabalho permite confirmar, por ensaios de fadiga térmica, o mecanismo de fadiga de baixo ciclo como responsável pela nucleação das trincas superficiais. Os autores monitoraram, por difração de raios-X, o campo de tensões residuais na superfície do corpo de prova no decorrer dos testes, ao final de determinados números de ciclos de temperatura alternada entre 50 e 650°C. O monitoramento das tensões foi capaz de identificar o mecanismo de fadiga térmica logo nos primeiros ciclos dos ensaios, sendo medidas tensões trativas em cada parte do sistema, em oposição às tensões inicialmente compressivas devido ao tratamento superficial aplicado. Adicionalmente, medidas de microdureza superficial mostraram que as temperaturas máximas a cada ciclo foram capazes de reverter o material próximo à superfície, degradando as propriedades mecânicas locais e contribuindo para o dano térmico. Os trabalhos de Klobcar et al. (2008) e Chen et al. (2016), entre outros, também confirmaram o mecanismo de fadiga de baixo ciclo como responsável pela nucleação das trincas superficiais sob carga térmica alternada, ainda que impondo concentradores de tensão geométricos, como entalhes, nos corpos de prova, para facilitar a ocorrência de deformações plásticas nestes.

Finalmente, merece destaque a relação entre parâmetros de laminação e a ocorrência de fadiga térmica, discutida com base no modelo analítico proposto por Dünckelmeyer et al. (2010), com foco na velocidade de rotação do cilindro e na temperatura inicial da chapa. Pela Figura 11 nota-se que não há uma relação linear entre a rotação e a deformação plástica acumulada após um certo número de ciclos. Dois regimes podem ser observados: para velocidades mais baixas (como por exemplo para a velocidade igual a 1 m/s) no diagrama, a duração do contato entre cilindro e chapa é elevada, o que provoca maiores temperaturas na

superfície do cilindro e, portanto, maior propensão a fadiga térmica. Esse regime se estende até uma velocidade crítica, acima da qual a deformação plástica acumulada eventualmente atinge um regime permanente, com maior dano plástico acumulado resultando de maiores velocidades do cilindro. Pode-se definir essa velocidade crítica como sendo a condição ideal de operação na laminação: para rotações menores que esse valor, o acúmulo de deformação plástica será um processo contínuo, com valores progressivamente maiores quanto menor a rotação do cilindro, enquanto para rotações maiores são necessários mais ciclos para obtenção do regime permanente, o que também provoca valores maiores de dano plástico acumulado no cilindro.

Figura 11 - Relação entre velocidade de laminação e dano plástico acumulado

Fonte: Dünckelmeyer et al. (2010), traduzido pelo autor

Por sua vez, a relação entre temperatura inicial da chapa e deformação plástica acumulada é apresentada na Figura 12. Indiretamente, a figura corrobora o mecanismo de baixo ciclo associado aos defeitos de origem térmica: para temperaturas iniciais da chapa muito baixas, como no caso $T = 900^{\circ}\text{C}$ ou $T = 1000^{\circ}\text{C}$, as temperaturas na superfície do cilindro a cada ciclo devem sofrer aumento insuficiente para causar tensões que configurem um ciclo de shakedown plástico em regime permanente, havendo apenas um incremento inicial de deformação plástica, seguido de shakedown predominantemente elástico (Figura 2). Todavia, com o aumento da temperatura inicial da chapa, verifica-se acréscimo considerável de deformação plástica a cada novo ciclo, ou seja, shakedown plástico de magnitudes mais intensas, até a temperatura máxima ensaiada de 1100°C .

Figura 12 - Relação entre temperatura da chapa e dano plástico acumulado

Fonte: Dünckelmeyer et al. (2010), traduzido pelo autor

3.3.2 Falhas na previsão de fadiga de baixo ciclo em condições de laminação

Em contraposição aos trabalhos apresentados no item anterior, é possível supor que a simples análise dos ciclos de temperatura como mecanismo de dano no cilindro é uma simplificação excessiva do problema. Isso porque a laminação a quente configura um problema diferente da fadiga térmica como fenômeno isolado, pela presença do contato com a chapa, levando a interações de ordem tribológica mais complexas do que o ciclo termomecânico. Essa característica faz com que o enfoque abordado pela literatura para a análise de dano térmico na laminação a quente não leve em consideração diversos fatores capazes de potencializar o processo de fadiga.

Para suportar essa afirmação, o trabalho de Felder (1989) apresenta um diagrama em que relaciona a redução por passe ao mecanismo de dano predominante no processo, entre fadiga térmica e abrasão. Ao contrário do que seria esperado considerando a discussão dos parágrafos anteriores, a ocorrência de fadiga térmica é associada a menores taxas de redução de espessura da chapa por passe, conforme diagrama apresentado na Figura 13.

Na Figura 13, m é o coeficiente de atrito entre cilindro e chapa; r , a redução por passe e Δu refere-se à velocidade relativa entre cilindro e chapa. As regiões descritas de 1 a 5 no mapa correspondem a condições: (1) de redução extremamente baixa, em que não há desgaste e fadiga

térmica consideráveis, (2) de predominância de fadiga térmica, (3) de predominância de desgaste, em regime moderado, (4) de predominância de desgaste, em regime severo e (5) de ausência de laminação, por atrito insuficiente para conformação da chapa.

A explicação para essa aparente incongruência se dá pela ocorrência de desgaste em paralelo à fadiga térmica. Logo, embora para maiores reduções seja esperada uma intensificação do mecanismo principal da fadiga térmica, o desgaste resultante nos cilindros será ainda mais intensificado, dado o aumento na força normal entre os corpos e a diminuição da dureza na superfície do cilindro. Desse modo, em síntese, material é removido do cilindro antes que possa desenvolver o número de ciclos necessário para a ocorrência de fadiga térmica, contrariando a previsão de falha que seria feita ao considerar apenas as solicitações de origem térmica.

Figura 13 - Mapa de dano em cilindros de laminação a quente

Fonte: Felder (1989), adaptado e traduzido pelo autor.

Adicionalmente, em um trabalho envolvendo apenas simulação numérica, Benasciutti (2012) realizou a modelagem termomecânica de alguns ciclos de laminação a quente, em que a amplitude térmica em regime permanente era relativamente baixa, em relação ao comumente observado em processos industriais – temperaturas máxima e mínima de aproximadamente 320 e 100°C, respectivamente. Como resultado, obteve apenas *shakedown* elástico no material avaliado, obtendo valores de ciclos para ocorrência de fadiga térmica entre 6.500 e 805.000 ciclos, dependendo da componente de deformação e da metodologia utilizada para o cálculo da

vida do material. Essa ampla gama de valores resulta da aplicação de diferentes modelos de vida em fadiga, geralmente derivados do modelo de Coffin-Manson, porém incluindo efeitos como bi-axialidade do estado de tensões e correção de tensão média no ciclo. Resulta, ainda, da aplicação de duas diferentes componentes de deformação no cálculo de fadiga térmica: circunferencial ou equivalente. De todo modo, porém, os valores obtidos são sempre de ordem superior a milhares de ciclos, portanto no limite do que se considera como fadiga de baixo ciclo.

Por outro lado, para bancadas experimentais com ciclos térmicos de menor amplitude e com materiais de maior resistência mecânica em comparação com os dados de Benasciutti (2012), foram obtidas vidas em fadiga da ordem de poucas dezenas (MERCADO-SOLIS et al., 2007) ou centenas (LUNDBERG E GUSTAFSSON, 1994) de ciclos. Esse exemplo ilustra a inadequação do uso de modelos de fadiga de baixo ciclo para previsão da nucleação de trincas de fadiga térmica na laminação a quente. Ilustra, ainda, que outros mecanismos devem se somar à fadiga de baixo ciclo, ou potencializar seus efeitos, para que possa ser feita uma previsão mais acurada de vida em trabalho.

Por fim, é necessário adicionar que o próprio texto de Manson (1954), que propõe a teoria de fadiga de baixo ciclo, utiliza o termo “falha” no sentido de propagação total de trinca, utilizando por vezes o termo “ruptura” como alternativa. Manson (1954) atesta ainda que as trincas sob condição de fadiga térmica não necessariamente são nucleadas pelo ciclo térmico, podendo estar presentes no material antes de qualquer solicitação, ou mesmo ser provocadas por outros mecanismos. Essa linha de raciocínio é seguida na maior parte dos ensaios de fadiga térmica e termomecânica: o material é ensaiado até a ruptura e o número de ciclos em que a falha total ocorre é o valor utilizado nas curvas S-N e ϵ -N, bem como nas equações de fadiga de baixo ciclo. Logo, é certo que os dados de fadiga térmica concebidos sob as premissas acima forneçam estimativas exageradas do número de ciclos para ocorrência de trincas superficiais em materiais sob ciclo térmico, uma vez que a nucleação e propagação superficial dessas trincas representam um fenômeno muito anterior à ruptura total do material, dada a diferença de magnitude entre o comprimento das trincas geralmente observadas nos cilindros e o diâmetro destas ferramentas.

A discussão dos parágrafos anteriores permite supor que outros fenômenos ou características do processo de laminação devem ser considerados, em associação ao mecanismo de dano térmico usual, como responsáveis pelas trincas observadas nos cilindros. Os próximos itens deste capítulo se dedicam a investigar fontes bibliográficas que suportam essa suposição.

3.3.3 Influência da microestrutura

Um dos principais mecanismos de dano em cilindros de laminação é o desgaste, como visto no item anterior. O modelo mais difundido para quantificação do desgaste em condições abrasivas foi proposto por Archard (1953), originalmente como ferramenta para quantificação de desgaste por deslizamento. Poucos anos após sua publicação, porém, Rabinowicz et al (1961) propuseram sua adoção também para o estudo de desgaste abrasivo – mais especificamente para o caso de abrasão a três corpos. O modelo pode ser resumido pela eq.(8):

$$V = k \frac{FL}{H} \quad (8)$$

Nessa equação, V é o volume de material removido por desgaste, L é o comprimento de deslizamento entre os corpos, F é a força normal aplicada no contato, H é a dureza do material sob avaliação (considerando que é abradido por uma partícula de maior dureza) e k é uma constante dependente das condições de operação, do acabamento superficial dos corpos envolvidos, do meio interfacial e de outros parâmetros. Com base nessa equação, uma estratégia para minimizar o desgaste dos cilindros de laminação é aumentar a dureza dessa ferramenta. Ao mesmo tempo, porém, é necessário garantir uma boa tenacidade à fratura para o material escolhido, de modo a resistir aos sucessivos impactos com a chapa a que o cilindro estará submetido. Uma alternativa para a diminuição do desgaste é adicionar elementos de liga ao metal base do cilindro, de modo a gerar carbonetos de elevada dureza dispersos em uma matriz de maior tenacidade, visando a combinar as características desejáveis de ambas as fases.

Aplicações industriais da hipótese acima confirmam melhora na resistência das ferramentas ao desgaste. Ao mesmo tempo, porém, verifica-se também uma diminuição da resistência da liga à fadiga térmica, com os carbonetos funcionando como intensificadores de tensão. Os próximos parágrafos identificam os mecanismos responsáveis por esse comportamento nocivo dos carbonetos para os cilindros.

Serantoni Silva (2003) investigou o efeito da fração volumétrica de carbonetos e da dureza da matriz na resistência à fadiga térmica de ferros fundidos. Entre outras conclusões, o trabalho observou que as trincas de fadiga térmica nucleiam e se propagam preferencialmente na interface matriz-carboneto ou nos próprios carbonetos, sendo a resistência do material a esse mecanismo de dano dependente da morfologia, fração volumétrica e distribuição dos carbonetos. Esse resultado pode ser explicado principalmente pelo efeito de concentração de

tensões decorrente da descontinuidade da microestrutura sob presença dos carbonetos e pela diferença entre os coeficientes de expansão térmica das fases, conforme discutido por Seriacopi (2013), que utilizou simulações por elementos finitos.

Resultado similar foi observado por Persson et al. (2004). Os autores realizaram ensaios de fadiga térmica em um aço para trabalho a quente com diversas modificações de superfície, incluindo tratamentos térmicos e aplicação de revestimentos cerâmicos. Verificou-se o efeito de concentradores locais de tensão, análogo ao promovido pela presença de carbonetos, causando a nucleação e propagação de trincas de fadiga térmica mesmo em regiões do substrato em que as tensões térmicas não seriam em tese suficientes para atingir o escoamento no material. Essas trincas foram geradas pela quebra dos recobrimentos aplicados, em um mecanismo similar ao que ocorre na presença de óxidos sobre os cilindros, como será visto posteriormente nesta revisão.

Mercado-Solis e Beynon (2005) e Mercado-Solis et al. (2007) desenvolveram e usaram uma bancada experimental para reproduzir os efeitos de refrigeração, aquecimento por condução e presença de pressões de contato superficiais observados na laminação a quente e de difícil consideração em ensaios de fadiga térmica convencionais. A bancada foi elaborada com dois discos girando em sentidos opostos e em contato, comprimidos um contra o outro com o auxílio de um dispositivo hidráulico, com um dos discos representando os cilindros, utilizando aço alto cromo e aço rápido, e o outro a chapa laminada, sendo composto por aço carbono. O disco representativo da chapa foi aquecido por meio de uma bobina de indução, enquanto o resfriamento foi realizado utilizando jatos de água. A Figura 14 reproduz o aparato experimental utilizado pelos autores.

A caracterização dos discos após os ensaios mostrou a ocorrência de trincas térmicas em ambos os materiais representativos do cilindro, com maior intensidade sendo verificada no disco de aço alto cromo, ainda que sob uma amplitude térmica de menos de 120°C na superfície, seguramente menor do que a necessária para promover deformação plástica nos materiais. Segundo os autores, a explicação para esse comportamento é similar à apresentada nas referências sobre ensaios de fadiga térmica convencionais: a nucleação de defeitos ocorre nos carbonetos, que concentram tensões pela descontinuidade que promovem na matriz, além de responderem de forma diferente ao ciclo térmico imposto aos discos. A Figura 15 ilustra a falha que ocorre nessas condições.

Figura 14 – Aparato experimental utilizado para ensaio disco-disco simulando condições de laminação a quente

Fonte: Mercado-Solis e Beynon (2005), traduzido e adaptado pelo autor

Em adição ao efeito do carboneto na nucleação das trincas de origem térmica, Tremea et al. (2006) apresentam uma discussão a respeito da propagação destas trincas, apontado que em microestruturas com carbonetos mais longos ou conectados entre si, os defeitos se propagam pelos carbonetos ou na interface matriz-carboneto, sem se difundir para a matriz. Nesse caso, um número menor de trincas é originado, sendo a maior parte da energia dissipada pela propagação nas poucas trincas formadas. Em oposição, nos casos em que a microestrutura é composta de carbonetos menores e isolados uns dos outros, a trinca é interrompida logo após sua formação, na interface matriz/carboneto. O número destes defeitos de menor comprimento, porém, é muito maior do que no caso anterior, equilibrando a energia dissipada. Esse mecanismo é confirmado por outras fontes, como em Kim et al. (2004).

Figura 15 - Nucleação de trincas em carbonetos sob condições de fadiga térmica

Fonte: Mercado-Solis et al (2007), adaptada pelo autor.

Finalmente, Howes (1976) abordou outro aspecto da influência da microestrutura na ocorrência de fadiga térmica nos materiais: a qualidade da microestrutura, em termos de presença de elementos concentradores de tensão, como dendritas, poros e componentes microestruturais de menor resistência mecânica. O autor realizou ensaios de fadiga térmica em um aparato que submete as amostras a contatos sucessivos com leitos fluidizados a alta e baixa temperatura, utilizando amostras de um aço contendo cromo, níquel e manganês. Antes dos ensaios de fadiga térmica, as amostras foram divididas em dois grupos, submetidos a dois tratamentos térmicos distintos: no primeiro, o material foi aquecido até a temperatura de austenitização e prontamente resfriado em óleo (A), levando a uma microestrutura com endurecimento incompleto, enquanto no segundo a amostra foi mantida na temperatura de austenitização por 30 minutos antes do resfriamento (B), endurecida de forma uniforme. Em seguida, foi aplicado o mesmo ciclo térmico a ambas, variando entre 260 e 550°C. Os resultados obtidos pelo autor mostram que as amostras (A) apresentaram trincas superficiais já no primeiro ciclo térmico, as quais se propagaram pelos contornos de grão, enquanto as amostras (B) mostraram nucleação de trincas apenas após 6.000 ciclos. Essa diferença é creditada às microestruturas resultantes em cada caso, com os defeitos nucleando logo no primeiro ciclo nas amostras A, devido à quantidade maior de concentradores de tensão decorrentes do tratamento térmico incompleto aplicado neste caso, que resulta em uma microestrutura com menor refino de grão e mais heterogênea. Na microestrutura B, por outro lado, a transformação martensítica é completa, levando a interfaces menos extensas, mais dispersas e, portanto, menos propícias à propagação de trincas. Nesse mesmo contexto, Hochanadel et al. (1995) complementam o tópico com uma breve revisão bibliográfica que atesta que materiais com grãos menos refinados apresentam tendência a maiores vidas em fadiga térmica, dada a maior propensão de áreas de contorno de grão a atuarem como concentradores de tensão, ao sofrer oxidação e corrosão, quando comparadas com o material interno ao grão.

A influência da microestrutura na divergência entre vida em fadiga teórica e real na laminação é uma hipótese amplamente confirmada pela literatura, conforme apresentado nos parágrafos anteriores. Porém, como observado nos trabalhos de Howes (1976), Le Roux et al. (2013) e Medjedoub et al. (2014), essa divergência ocorre mesmo na avaliação de fadiga térmica de materiais cuja microestrutura não apresenta elementos capazes de provocar as concentrações de tensão superficiais necessárias para a nucleação localizada de ciclos de fadiga térmica. Logo, para essa classe de materiais, é necessária a formulação de novas hipóteses que permitam identificar a razão do erro nas previsões do mecanismo convencional de fadiga térmica. Os próximos itens deste capítulo se dedicam a esta discussão.

3.3.4 Influência de oxidação e corrosão

Autor da teoria de fadiga de baixo ciclo, Manson, em Manson et al. (1966), comenta que comparações entre a teoria e experimentos revelam que a previsão analítica de vida em fadiga dada pelo mecanismo de acúmulo de deformação plástica é superestimada em relação às respostas observadas nos experimentos. Embora os autores creditem a diferença principalmente ao mecanismo de fluência, essa hipótese é improvável no contexto da laminação, em que as temperaturas máximas não permanecem em níveis elevados por tempo suficiente para a ocorrência desse fenômeno.

Weronski e Hejwowski (1991) listam não apenas a fluência, mas também a oxidação, como fenômenos ocorrendo a altas temperaturas que afetam as previsões da teoria de baixo ciclo. De particular importância é o método, citado pelos autores, de correção da curva ε - N prevista pela teoria de Manson para o caso de altas temperaturas, conhecida como *regra dos 10%*, em que a curva prevista é deslocada no diagrama de forma a prever, para cada número de ciclos no eixo das abscissas, uma vida em fadiga dez vezes inferior à dada pela curva original. A Figura 16 apresenta essa correção em forma gráfica.

Figura 16 - Ilustração da regra dos 10% para correção da vida em fadiga térmica

Fonte: Weronski e Hejwowski (1991), traduzido pelo autor.

A regra dos 10% é confirmada por observações experimentais, como no trabalho de Neu e Sehitoglu (1989a), que verifica vidas em fadiga de 2 a 12 vezes maiores em hélio do que no ar para ensaios de fadiga termomecânica de aço AISI 1070. Embora no caso da laminação a quente as temperaturas não sejam, de forma geral, elevadas o suficiente para se enquadrar na

condição de “alta temperatura” para a qual a regra foi proposta, a ocorrência de oxidação pode ser igualmente intensa, em decorrência das condições ambientais inerentes ao processo, como será visto na sequência.

Há duas opções possíveis para a presença de óxidos depositados sobre a superfície dos cilindros de laminação, o que é observado em operações industriais: oxidação da própria superfície do cilindro ou adesão dos óxidos formados na chapa e descolados por conta da elevada pressão de contato. González et al. (2001) atestam que apenas a hipótese de oxidação da própria superfície do cilindro poderia explicar a presença de óxido nas paredes das trincas térmicas, o que é comum nesse tipo de defeito. Por outro lado, Erickson e Hogmark (1993), trabalhando com um cilindro de ferro fundido branco de alto cromo, não conseguiram detectar a presença de cromo nos óxidos presentes sobre a superfície, o que indicaria que o óxido tinha origem na chapa. Em qualquer dos casos, porém, verifica-se que as condições de laminação são altamente favoráveis ao processo de oxidação – no caso de óxido formado nas chapas, por conta das elevadas temperaturas de aquecimento, e no caso de oxidação do cilindro, em decorrência da atmosfera úmida no arco de contato e do contato com a chapa a temperaturas muito mais elevadas.

A disponibilidade de água na forma de vapor no arco de contato é apontada por diversos autores como mecanismo catalisador do processo de oxidação em metais (BEYNON, 1998; SAUNDERS et al., 2008 e GARZA-MONTES-DE-OCA E RAINFORTH, 2009). Em especial, Tieu et al. (2011) indicam que não apenas um volume de óxido maior é formado sob as condições de alta umidade no arco de contato, como a morfologia do óxido formado é diferente em relação à oxidação em laboratório, conforme Figura 17: a umidade faz com que o óxido (inicialmente Fe_3O_4 , gradualmente convertido em Fe_2O_3 pela difusão de oxigênio pelos poros do óxido inicial) seja mais poroso, fracture com maior facilidade e seja mais aderente à superfície do cilindro. González et al. (2001) e Picqué (2004), por sua vez, apresentam modelos para cinética de oxidação na superfície do cilindro, que podem ser futuramente adaptados para incorporar o efeito da umidade na espessura da camada de óxido resultante.

A forma como a oxidação da superfície do cilindro se manifesta durante o processo de laminação também influencia os mecanismos relacionados à fadiga térmica. Duas vertentes principais são apresentadas na literatura: (i) oxidação preferencial no contorno de grão, sem formação ou estabilidade de uma camada de óxido bem desenvolvida sobre a superfície, propiciando um meio para propagação inicial das trincas de fadiga térmica, e (ii) formação gradual de filmes de maior cobertura, que apresentam um mecanismo relacionado a sucessivas quebras e reconstruções de filmes de óxido sucessivos, ou à formação de uma malha de trincas

térmicas na própria camada formada. Os parágrafos seguintes apresentam exemplos da literatura para os casos listados acima.

Figura 17 - Diferença na morfologia do óxido formado sob condições de (a) ar seco e (b) maior umidade

Fonte: Tieu et al. (2011), traduzido pelo autor

Howes (1976), utilizando o experimento de fadiga térmica citado no item 3.3.3, discute a redução de propriedades mecânicas no substrato metálico decorrentes da formação de uma camada de óxido sobre a superfície metálica da amostra. Segundo o autor, a oxidação superficial combina o oxigênio disponível com os elementos de liga do aço, formando óxidos destes elementos e, ao mesmo tempo, privando o substrato metálico do efeito positivo destes constituintes em suas propriedades mecânicas. A facilidade de difusão do oxigênio pelos

contornos de grão do metal, em combinação com o efeito geométrico de concentração de tensões destes locais, intensifica a criticidade dos fenômenos nestes contornos, tornando o metal mais suscetível à falha pelo mecanismo de fadiga de baixo ciclo.

Análise similar é feita por Oshida e Liu (1986), porém considerando o efeito da pré-oxidação antes da aplicação do ciclo térmico, e por Sonoda et al. (2009), que reportaram a formação de uma rede de óxidos associados às dendritas presentes na microestrutura do material, conforme Figura 18a. A hipótese é confirmada por espectroscopia, realizada pelos autores e ilustrada na Figura 18b, que apontou grandes quantidades de oxigênio associadas às dendritas (regiões mais claras na figura).

Figura 18 - Trinca na superfície de corpos de prova de fadiga (a) e caracterização de materiais por espectroscopia (b)

Fonte: Sonoda et al. (2009)

Um mecanismo similar à oxidação, e que também contribui com a redução da vida útil dos cilindros de laminação a quente, é a corrosão, conforme discutido por Dobrik e Moiseenko (1984), Spuzic (1996), Wang (1996) e Campbell (2008), entre outros autores. Da mesma forma que a oxidação, a corrosão é caracterizada como um processo físico-químico em que um metal interage com o ambiente, resultando em mudanças de suas propriedades (HILTI, 2015). Porém, normalmente está associada a uma atmosfera úmida, sob a presença de cloretos ou outros halógenos, e muitas vezes seus efeitos são mais localizados, na forma de pites ou corrosão intergranular (HILTI, 2015).

No contexto da laminação, o fenômeno é particularmente importante após as primeiras cadeiras, quando o menor acréscimo de temperatura do cilindro pelo contato com a chapa reduz a taxa de oxidação de sua superfície. A corrosão pode ocorrer, ainda, quando a abrasão se sobrepõe à formação de uma camada de óxido uniforme e de presença constante sobre a

superfície do cilindro, conforme indicado pelas regiões “3” e, principalmente, “4” do mapa de dano apresentado na *Figura 13*. Nessas condições, sem a presença de uma camada protetora sobre o substrato metálico, ou sob proteção de uma camada apenas parcial, deixando exposta parte da superfície metálica, o processo corrosivo se manifesta com maior intensidade. Adicionalmente, conforme Campbell (2008), a camada de óxido que se forma sobre os cilindros é catódica em relação ao substrato metálico, de modo que uma corrente elétrica pode ser produzida entre metal e óxido, corroendo o cilindro.

Outras características do processo de laminação a quente favorecem a ocorrência de processos corrosivos. Por exemplo, caso o acréscimo de temperatura na superfície do cilindro seja suficientemente elevado, é esperado que tensões residuais trativas se desenvolvam ao final da conformação, como discutido no item 3.2.1, as quais estão geralmente associadas a maiores taxas de corrosão (DAVIS ET AL, 1987). Adicionalmente, durante a conformação, coexistem altas temperaturas e pressões de contato, condições que também catalisam a corrosão na superfície do cilindro, ao aumentar a solubilidade do oxigênio na água utilizada para refrigeração (SPUZIC, 1996). A baixa frequência do contato entre chapa e cilindro, em comparação com outros tipos de solicitação mecânica, resulta em maior tempo total de ataque químico para um mesmo número de ciclos (SPUZIC, 1996), o que também contribui para a corrosão do material do cilindro.

O principal efeito do processo corrosivo na redução da vida dos cilindros é a geração de concentradores de tensão nas regiões sob corrosão, nos contornos de grão ou na forma de pites. Embora haja na literatura publicações indicando que a presença de trincas de origem termomecânica catalisa o processo corrosivo (como DOBRIK e MOISEENKO, 1984), a maior parte dos trabalhos atesta que a corrosão gera concentradores de tensão que aceleram a nucleação de trincas (AVALLONE ET AL, 2006; RAHN e SCHRUFF, 2015). A Figura 19 apresenta um exemplo do efeito provocado pela presença de pites na ocorrência de trincas no material.

3.3.5 Influência da fase entre solicitações térmicas e mecânicas

Embora confirmem os mecanismos de redução de propriedades mecânicas, oxidação e nucleação preferencial de defeitos em contornos de grão, descritos acima, Hochanadel et al. (1995) discutem ainda um outro mecanismo capaz de nuclear trincas em um substrato metálico oxidado. Segundo os autores, a camada de óxido contínua formada sobre o substrato é suscetível a trincas por conta do ciclo térmico. A presença das trincas no óxido gera concentradores de

tensão no substrato, facilitando o processo de fadiga de baixo ciclo local. Neu e Sehitoglu (1989b) discutem o tema com maior profundidade e adicionam que, após a nucleação das trincas no óxido, as regiões do substrato imediatamente sob as trincas passam a estar suscetíveis novamente à oxidação, formando entalhes de óxido no substrato. O mecanismo integrado de trincas no substrato em decorrência de trincas no óxido, com os efeitos discutidos pelos dois trabalhos, é apresentado na Figura 20.

Figura 19 - Nucleação de trincas na base de pites de corrosão

Fonte: Rahn e Schruff (2015)

Para aplicar a discussão do parágrafo anterior às condições da laminação a quente, é necessário considerar a solicitação mecânica que ocorre no processo. Uma análise da evolução das pressões e temperaturas no arco de contato permite observar que os valores máximos dessas variáveis ocorrem em momentos distintos: as pressões de contato apresentam sua maior magnitude antes da metade do comprimento do arco, enquanto as temperaturas são máximas ao final do contato com a chapa (conforme Figura 21). Essa característica do processo se assemelha à condição de fadiga termomecânica fora de fase, referenciada no item 3.2.2: as cargas mecânicas máximas ocorrem quando as temperaturas ainda estão muito aquém da máxima do processo, enquanto as cargas térmicas máximas ocorrem para uma pressão de contato próxima de zero.

Figura 20 - Mecanismo de nucleação e propagação de trincas no substrato a partir de trincas no filme de óxido

Fonte: Neu e Sehitoglu (1989b), traduzido pelo autor

Figura 21 – Comparação entre as posições de maior intensidade de temperatura (a) e pressão (b) no arco de contato

(a)

(b)

Fonte: (a) Sun et al (1998), traduzido e adaptado pelo autor; (b) Duan e Sheppard (2002), traduzido pelo autor.

Portanto, considerando as primeiras cadeias de um laminador de tiras a quente, em que a ocorrência de oxidação deve se sobrepor à abrasão, fazendo com que se desenvolva uma camada de óxido sobre a superfície do cilindro, o mecanismo de fadiga termomecânica fora de fase deve ter influência na nucleação de trincas de fadiga térmica e sua propagação para o substrato metálico. Consequentemente, é possível concluir que a teoria de baixo ciclo não é adequada como ferramenta de predição de vida em fadiga térmica em cilindros de laminação a quente, ao desconsiderar o mecanismo relatado acima. Por outro lado, os modelos propostos por Neu e Sehitoglu (1989b) e demais modelos subsequentes que incorporem o efeito de fase entre as cargas térmicas e mecânicas devem ser capazes de prever o número de ciclos para nucleação das trincas de fadiga térmica, bem como sua propagação durante o processo – em que pese a ausência de histórico desta abordagem de predição na literatura de conformação a quente, bem como a dificuldade de obtenção dos dados necessários para sua aplicação, como será visto no próximo item.

3.4 COMENTÁRIOS FINAIS – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Embora de grande valor científico, os avanços da literatura na análise de fadiga térmica e termomecânica não se converteram em modelos preditivos de abrangência e praticidade suficiente para aplicação cotidiana em engenharia, em particular na indústria de conformação a quente. Com efeito, a despeito das importantes conclusões qualitativas obtidas nos trabalhos sobre fadiga termomecânica discutidos neste capítulo, uma série de publicações escritas nas últimas décadas, como Zhuang e Swansson (1998), Maier et al (2002) e Christ (2013), concluem de extensas revisões da literatura que não há modelos que simultaneamente façam previsões confiáveis da vida de materiais sob fadiga térmica/termomecânica e sejam de aplicação prática em contexto industrial. Segundo os autores, a maior parte dos modelos não incorpora simultaneamente toda a complexidade relacionada ao problema termomecânico, sendo de cunho mais empírico do que baseados nos princípios físicos que regem os fenômenos, dependendo de parâmetros específicos para o material estudado, que normalmente são de difícil obtenção experimental. Mesmo os modelos que conseguem abranger toda a gama de mecanismos envolvidos na nucleação e evolução de trincas por fadiga de origem termomecânica carecem de generalidade, requerendo investigação individual para cada material e características de processo (CHRIST, 2013), o que inviabiliza sua aplicação na otimização das ligas e condições de operação por fabricantes e consumidores de cilindros.

Como conclusão da revisão bibliográfica apresentada nos parágrafos acima, ressalta-se que o dano progressivo nos cilindros de laminação a quente resulta do efeito combinado de fenômenos térmicos, mecânicos e químicos. As variáveis que regem estes fenômenos foram estudadas por diversos autores nas últimas décadas, mas em poucos casos houve avaliação simultânea destes eventos, menos ainda com foco específico no processo de laminação. A sequência desse texto documenta investigação baseada em análise de resultados experimentais e em modelos numéricos e analíticos, buscando integrar o conhecimento corrente sobre os temas individuais para obter maior entendimento e capacidade preditiva para esse processo de conformação.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

A revisão bibliográfica apresentada no capítulo anterior mostra que a oxidação pode exercer um papel importante na ocorrência de trincas de fadiga térmica em cilindros de laminação a quente. Ao mesmo tempo, porém, mostra que essa hipótese não foi investigada em detalhes pela literatura até o momento, em especial quanto ao uso de modelos numéricos como ferramenta para maior entendimento dos mecanismos envolvidos na falha por fadiga térmica. Assim, a sequência desse trabalho se propõe a adotar abordagens analíticas e numéricas, embasadas por resultados experimentais, para associar oxidação e fadiga térmica na laminação.

O capítulo atual apresenta a metodologia utilizada, sendo dividido em duas partes: descrição (i) do aparato experimental desenvolvido e operado por pesquisadores do Instituto de Pesquisas Tecnológicas e (ii) dos modelos numéricos, elaborados pelo autor com base nos experimentos.

4.1 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS – LAMINAÇÃO EM ESCALA PILOTO

Um laminador em escala piloto, do tipo reversível, mostrado na Figura 22, está instalado no Instituto de Pesquisas Tecnológicas para realização de campanhas experimentais de laminação a quente, conforme apresentado em Lima et al. (2016). O equipamento foi automatizado para executar 5 passes de laminação por chapa, sendo a rotação do cilindro e dos rolos transportadores do material laminado invertida a cada passe, permitindo que a mesma chapa seja laminada 5 vezes pelo mesmo par de cilindros.

Figura 22 - Laminador em escala piloto instalado no Instituto de Pesquisas Tecnológicas

Fonte: Lima et al. (2016)

A cadeira piloto foi equipada com dois cilindros de aço AISI H13, temperados e revenidos para obtenção de uma dureza de 46 Rockwell C. Para reproduzir as condições de refrigeração de cilindros industriais, um dispositivo de pulverização de água foi montado ao redor de ambos os cilindros. O dispositivo é composto de quatro dutos de distribuição de água, um de cada lado do cilindro, para ambos os cilindros. Cada um dos dutos possui 3 pontos de pulverização, conforme Figura 23. Durante a operação do laminador, um sistema automatizado aciona apenas os bocais instalados no lado de saída da chapa do arco de contato, tanto para o cilindro inferior quanto para o superior. No passe seguinte, a refrigeração é invertida, com os bocais do lado oposto sendo acionados.

Figura 23 - Dispositivo de refrigeração da cadeira em escala piloto

Fonte: Lima et al. (2016)

Aproximadamente 2.000 chapas de aço AISI 1045 foram laminadas no equipamento. Antes da conformação, as chapas foram aquecidas em um forno de indução, montado a aproximadamente 1,5 metros dos cilindros, sendo aquecidas de forma que sua temperatura máxima ao atingir a superfície dos cilindros chega à ordem de 1100°C. Contudo, a distribuição de temperaturas não era uniforme, com temperaturas mínimas, nas extremidades das chapas, iguais a aproximadamente 900°C na iminência de contato com as ferramentas.

Os principais parâmetros do processo em escala piloto estão listados na Tabela 1:

Tabela 1 - Parâmetros do processo de laminação em escala piloto

Cilindro		Chapa	
Diâmetro da região de trabalho	126,77 mm	Espessura	19,05 mm
Comprimento da região de trabalho	203 mm	Comprimento	280 mm
Velocidade de rotação	27 RPM	Largura	92 mm
Temperatura inicial	~ 20°C	~ 1400°C (centro) / ~1000°C (extremidades)	
Dados gerais	5 passes de laminação, 15% de redução por passe		

Fonte: Lima et al. (2016)

4.2 MODELOS NUMÉRICOS – ESCALA MACRO

4.2.1 Informações gerais

Baseado nas configurações operacionais detalhadas acima, foram desenvolvidos modelos de elementos finitos termo-estruturais acoplados, utilizando o software comercial ABAQUS/Explicit. As propriedades físicas, térmicas e mecânicas utilizadas para o material dos cilindros foram obtidas a partir de ensaios realizados por pesquisadores do Laboratório de Fenômenos de Superfície e do Instituto de Pesquisas Tecnológicas, no âmbito do Projeto FUNTEC-BNDES-Gerdau em que este trabalho foi concebido. Para o material das chapas, as propriedades foram fornecidas pela Gerdau, para uma liga de sua fabricação com as mesmas especificações daquela utilizada nas chapas conformadas nos experimentos. Os valores utilizados nos modelos são apresentados na Tabela 2, na Tabela 3 e na Figura 24.

Tabela 2 - Propriedades dos materiais utilizados nas simulações

	Cilindro			Chapa	
	20°C	450°C	600°C	800°C	1400°C
Módulo de elasticidade (GPa)	214,7	181,8	169	101,3	68
Coefficiente de Poisson	0,3	0,3	0,3	0,3	0,3
Densidade (kg/m ³)	7830	7701	7640	7800	7800
Coefficiente de expansão térmica (µm/m)	11	12,88	13,3	13,5	13,5
Calor específico (J/kg.K)	460	626	686	627	551
Condutividade térmica (W/m.K)	23,9	27,9	28,6	24,7	29

Fonte: relatórios internos do projeto Funtec-BNDES-Gerdau, dados do fabricante (para a chapa)

Tabela 3 - Propriedades do aço AISI H13 em regime plástico

	20°C	450°C	600°C
Limite de escoamento (MPa)	1413	1102	585
Limite de ruptura (MPa)	1624	1325	875
Deformação para falha (%)	6,3	9,7	13,8

Fonte: relatórios internos do projeto Funtec-BNDES-Gerdau

Figura 24 - Curvas tensão-deformação a diferentes temperaturas para o aço AISI 1045

Fonte: Dados do fabricante

Durante o processo de fabricação, se desenvolvem tensões residuais nos cilindros. As tensões residuais dos cilindros usados neste trabalho foram medidas nas instalações da Gerdau, resultando em valores aproximadamente iguais a 320 MPa em compressão, na direção axial, e a 50 MPa em tração, na direção circunferencial. Esses valores foram utilizados como dados de entrada para as simulações, por terem relação direta com a evolução das tensões e deformações a cada ciclo de processo. As tensões foram consideradas nos elementos do cilindro presentes entre a superfície e uma profundidade de 50 mm, suficiente para abranger toda a zona afetada pelo acréscimo de temperaturas decorrente do contato com a chapa.

Em relação às curvas tensão-deformação para o aço AISI 1045, expostas na Figura 24, foi adotado um procedimento para sua correção em função da taxa de deformação do material. Conforme Hoppe (2003), em temperaturas mais altas as curvas tensão-deformação do aço AISI 1045 sofrem grande influência da taxa de deformação. De fato, conforme Figura 25, em temperaturas mais elevadas, a tensão na direção axial de corpos de prova de tração sob taxa de deformação de 100 s^{-1} chega a ultrapassar 400% do valor sob carregamento quase-estático. Por outro lado, na temperatura ambiente, há uma diferença inferior a 20% nas tensões sob as mesmas condições de carregamento.

Como não foram encontradas em bibliografia curvas tensão-deformação em função da taxa de deformação para temperaturas tão altas quanto as verificadas nas chapas em processo no laminador piloto (que chegam a atingir 1300°C), e que ao mesmo tempo abrangessem toda a gama de taxas de deformação envolvidas no processo (entre 0 e 5 s^{-1}), optou-se por utilizar como base as curvas para 20 e 1100°C da Figura 25. Nesse caso, assumiu-se que a relação entre as tensões a taxas de deformação de 0,0001 e 5 s^{-1} é equivalente para 1100°C e 1300°C . As razões obtidas, apresentadas na Tabela 4, foram utilizadas no modelo numérico, com base na informação que as curvas obtidas do fabricante são provenientes de ensaios realizados a uma taxa de deformação de 5 s^{-1} .

Figura 25 - Relação entre tensão uniaxial à deformação de 0,1 e taxa de deformação para o aço AISI 1045 em diferentes temperaturas, obtida por ensaios de tração uniaxial.

Fonte: Hoppe (2003), traduzida pelo autor

Tabela 4 - Relações entre tensão, taxa de deformação e temperatura utilizadas no modelo numérico, multiplicativas dos valores da Figura 25.

Tensão corrigida / tensão de referência	Taxa de deformação (s^{-1})	Temperatura ($^{\circ}C$)
0,83	quase-estática	20
1	5	20
0,32	quase-estática	1300
1	5	1300

Fonte: autor

4.2.2 Modelos em escala macroscópica – visão geral

Três modelos diferentes em escala macroscópica foram elaborados e serão detalhados no próximo item: (i) modelo tridimensional, sem inclusão física dos óxidos, (ii) modelo bidimensional, com inclusão física do óxido e (iii) modelo bidimensional, sem inclusão física do óxido. A Figura 26 organiza os modelos desenvolvidos e tabelas da dissertação que forneceram os dados de entrada utilizados.

Figura 26 – Fluxograma ilustrando os modelos em escala macro e seus dados de entrada

Fonte: autor

A Figura 27 apresenta um esquema da geometria 3D (caso i) e 2D (casos ii e iii) modeladas no software ABAQUS, cujas dimensões de chapa e cilindro replicaram as condições experimentais listadas na Tabela 1. Em todos os casos, um campo de temperaturas inicial foi

imposto às chapas a serem laminadas, reproduzindo as condições apresentadas na Figura 28, obtidas por meio da laminação de chapas instrumentadas com termopares, em ensaios realizados no IPT. A Figura 29 exemplifica o campo de temperaturas iniciais aplicado, no caso do modelo tridimensional.

Figura 27 – Geometria utilizada nos modelos 2D (a) e 3D (b)

Fonte: autor

O resfriamento do cilindro foi modelado pela presença de um corpo sólido fictício, posicionado junto ao cilindro na mesma região em que se dá o contato entre água e superfície metálica. Este corpo sólido fictício está ilustrado pelas peças em amarelo na Figura 30. Tseng et al. (1989) apresentam uma compilação de valores de coeficiente de troca de calor superficial pela refrigeração, obtidos por outros autores, para diferentes condições de conformação. Para refrigeração com água em superfícies a altas temperaturas, o coeficiente de troca de calor na superfície do cilindro se aproxima de $40 \text{ kW/m}^2\text{K}$ na região imediatamente abaixo do jato de água, valor próximo ao utilizado por outros autores em estudos similares ao presente (STEVENS ET AL, 1971; PIETRZYK E LENARD, 1990; SUN ET AL, 1998), com bons resultados. Nas imediações da zona de contato direto, Poplawski e Seccombe (1980) apontam para o uso de um valor reduzido em 75%, ou seja, $10 \text{ kW/m}^2\text{K}$. Ambos os valores foram utilizados nas simulações, com a consideração de um coeficiente de $40 \text{ kW/m}^2\text{K}$ sob o jato de água e de $10 \text{ kW/m}^2\text{K}$ entre essa zona e o arco de contato do cilindro com a chapa.

Na parte mecânica do processo, a rotação do cilindro foi aplicada na região do pescoço, considerada nos modelos 2D como uma marcação circular no centro do cilindro, conforme destacado em vermelho na parte superior da Figura 27. Sendo o laminador de configuração reversível, a simulação foi dividida em 11 *time steps* – nome dado a intervalos de tempo com carregamentos e condições de contorno diferentes: foram intercalados 5 *time steps* de laminação propriamente dita e 6 *time steps* de movimentação da chapa fora do arco de contato (forno para passe 1, nos intervalos entre passes 1-2, 2-3, 3-4 e 4-5, e saída da chapa do último passe). A movimentação da chapa é dada por velocidades aplicadas na direção do laminador quando os corpos estão separados, de magnitude igual a $1,8 \text{ m/s}$, e removidas nos momentos de contato, em que a inércia da peça e o contato com o cilindro assumem o controle sobre seu movimento. Nos intervalos entre os passes, ocorre também a inversão da direção de movimento dos cilindros e a correção da distância entre os cilindros, ajustando para a próxima redução de 15%. Ocorre ainda a movimentação dos corpos representando a refrigeração, com afastamento em relação ao cilindro no lado de entrada da chapa e aproximação no lado de saída da chapa – dado que na configuração real apenas os bicos de refrigeração do lado de saída da chapa estão ativos durante o processo, atuando de forma alternada a cada passe.

Figura 28 - Curvas de temperatura por tempo de aquecimento das chapas laminadas, conforme instrumentação por termopares

Fonte: Cortesia de A. Gonçalves, A.P.V. Braga e S. Munarim (IPT)

Figura 29 - Campo de temperaturas inicial aplicado às chapas laminadas no software ABAQUS (em °C)

Fonte: Autor

Figura 30 - Ilustração da estratégia para aplicação de refrigeração no modelo numérico

Fonte: Autor

Em relação à troca de calor na interface entre cilindro e chapa, Tseng (1999) e Zhou (2003) indicam que sua magnitude pode ser aproximada como equivalente à combinação de dois mecanismos de transferência de calor, se desconsiderada a presença de meio fluido entre os corpos: a troca por condução entre os sólidos envolvidos e a troca decorrente da presença de óxidos. O primeiro caso pode ser equacionado segundo a eq.(9) (HLADY ET AL, 1995):

$$h_c = 28.571 \cdot k_h \left(\frac{p}{\sigma} \right)^{1.7} \quad (9)$$

em que k_h é a média harmônica da condutividade térmica de chapa e cilindro (produto dos termos dividido pela soma), p é a pressão de contato local e σ a tensão de escoamento local da chapa, à temperatura de trabalho. A equação acima deixa clara a relação entre pressão e coeficiente interfacial de troca de calor discutida anteriormente. Ademais, dado que a tensão de escoamento do material da chapa varia com a temperatura, a equação estabelece uma relação entre coeficiente de troca de calor interfacial e temperatura da chapa.

Para o caso em estudo, a condutividade térmica equivalente k_h é da ordem de 14 W/mK, conforme dados dos materiais apresentados na Tabela 2, que consideram a combinação dos valores para o aço AISI H13 (cilindro) e AISI 1045 (chapa). A partir deste valor de k_h , obtém-se os valores de coeficiente de troca interfacial para cada combinação de pressão de contato e tensão de escoamento local, dados pela Tabela 5:

Tabela 5 - Coeficiente de troca de calor interfacial devido à condução direta entre os corpos na laminação – desconsiderando a presença de óxidos na superfícies dos corpos

Temperatura (°C)	Tensão de escoamento na chapa (MPa)	Pressão de contato (MPa)	Coeficiente de troca de calor interfacial (W.m ⁻² .K ⁻¹)
800	123,33	10	5.68E+03
		50	8.75E+04
		100	2.84E+05
		200	9.24E+05
		500	4.39E+06
		1000	1.43E+07
		2000	4.63E+07
		5000	2.20E+08

Temperatura (°C)	Tensão de escoamento na chapa (MPa)	Pressão de contato (MPa)	Coefficiente de troca de calor interfacial (W.m ⁻² .K ⁻¹)
1300	26,17	10	7.74E+04
		50	1.19E+06
		100	3.88E+06
		200	1.26E+07
		500	5.99E+07
		1000	1.94E+08
		2000	6.32E+08
		5000	3.00E+09

Fonte: autor

A troca de calor pelos óxidos superficiais pode ser quantificada como uma relação direta entre condutividade térmica (k_o) e espessura da camada de óxido (δ_o), conforme eq.(10) (TSENG, 1999):

$$h_{co} = (k_o / \delta_o) \quad (10)$$

Utilizando as equações 9 e 10, foi elaborada a relação entre pressão, temperatura (relacionada à oxidação) e coeficiente de troca de calor interfacial. Inicialmente, foi realizado o cálculo da oxidação para cada região na superfície da chapa, considerando três premissas:

- (i) Taxa de aumento de temperatura constante durante o aquecimento em forno (de duração aproximada de 120 segundos), isto é, o material aumenta linearmente sua temperatura, do valor ambiente à temperatura máxima imposta inicialmente no modelo, baseada em medições de termopares inseridos em algumas chapas, conforme Figura 28;
- (ii) Manutenção da temperatura superficial da chapa após saída do forno, de modo que a chapa aquecida segue sofrendo oxidação em todo o trajeto entre forno e cilindro;
- (iii) Interrupção do crescimento do óxido após o primeiro passe, sendo considerado que o óxido quebrado ou removido durante o primeiro passe é apenas repostado no intervalo de tempo até o segundo passe, processo que se repete nos demais.

A Figura 29 mostra a distribuição de temperaturas na chapa antes do ingresso no primeiro passe, a qual foi considerada nos cálculos de espessura da camada de óxido, segundo o modelo apresentado por Picque (2004):

$$X (\mu m) = 24550 \cdot e^{-\frac{84650}{R.T}} \cdot \sqrt{t} \quad (11)$$

em que X é a espessura da camada de óxido resultante após exposição por um período t da superfície metálica a uma temperatura de T °C. Na equação, R é a constante universal dos gases, igual a $8,314 \text{ J K}^{-1} \text{ mol}^{-1}$. Para obter a espessura total de óxido X , o período entre o ingresso e a saída das chapas no forno foi discretizado em 20 incrementos, sendo utilizada a eq.(11) para o cálculo do óxido formado em cada um desses intervalos de tempo, considerando a temperatura média no período. Ao final do aquecimento, é ainda calculado o crescimento de óxido no intervalo entre a saída do forno e o contato com os cilindros, de duração igual a 7 segundos, conforme medido durante a operação do experimento-piloto. Com isso, se obtém a relação entre espessura de óxido e temperatura da chapa no momento do ingresso no primeiro passe dada pela Tabela 6:

Tabela 6 - Espessura do óxido sobre a chapa no momento de ingresso no 1º passe em função da temperatura local.

Temperatura (°C)	Espessura da camada de óxido (μm)
800	0,40
900	1,60
1000	5,28
1100	14,09
1200	32,13
1300	64,80
1400	118,69

Fonte: autor

Como a espessura de óxido está diretamente relacionada ao coeficiente de troca de calor, conforme mostrado anteriormente na eq.(10), a coluna de espessura de óxido pode ser substituída pelo coeficiente interfacial de troca de calor equivalente. Em um primeiro momento,

a camada de óxido sobre a chapa é considerada composta apenas de hematita e magnetita, formadas em maior quantidade que a wustita para temperaturas acima de 1000°C. Sob essa premissa, é considerada uma condutividade térmica média (k_o) de 1,35 W.m⁻¹.K⁻¹ para esta camada (TORRES E COLÁS, 2000), e a Tabela 6 pode ser reescrita como uma relação entre temperatura e coeficiente de troca de calor interfacial ao se aplicar a eq.(10), conforme Tabela 7:

Tabela 7 - Coeficiente de troca de calor interfacial (h_{co}) devido à presença de óxidos entre os corpos na laminação.

Temperatura (°C)	Espessura da camada de óxido (µm)	Coeficiente de troca de calor interfacial (W.m⁻².K⁻¹)
800	0,40	3,75 E+06
1300	64,8	2,315 E+04

Fonte: autor

Essa componente é então combinada com a apresentada na Tabela 5 para chegar à relação final entre temperatura, pressão de contato e coeficiente de troca interfacial utilizada nos modelos de laminação, conforme Tabela 8:

Tabela 8 - Coeficiente combinado de troca de calor interfacial entre os corpos na laminação – considerando a presença de óxidos sobre a superfície dos corpos

Temperatura (°C)	Pressão de contato (MPa)	Coeficiente de troca de calor interfacial (W.m⁻².K⁻¹)	Temperatura (°C)	Pressão de contato (MPa)	Coeficiente de troca de calor interfacial (W.m⁻².K⁻¹)
800	10	5.67E+03	1300	10	1.78E+04
	50	8.55E+04		50	2.27E+04
	100	2.64E+05		100	2.30E+04
	200	7.41E+05		200	2.31E+04
	500	2.02E+06		500	2.31E+04
	1000	2.97E+06		1000	2.31E+04
	2000	3.47E+06		2000	2.31E+04
	5000	3.69E+06		5000	2.31E+04

Fonte: autor

Comparando a Tabela 5 e a Tabela 8, nota-se que o óxido funciona como um limitador da troca de calor interfacial, reduzindo a temperatura final do cilindro em comparação com processos de laminação na ausência (ou em escassez) de óxido, em cadeiras que são precedidas por elementos removedores de óxidos das chapas (*descalings*). É importante ressaltar que os valores da tabela são aplicáveis apenas para o primeiro passe de laminação, dado que o cálculo de espessura de óxido foi realizado considerando a cinética de oxidação apenas entre o início do aquecimento e o início deste passe. Nesse contexto, os valores obtidos estão dentro da faixa de valores para a laminação a quente de aços encontrada na literatura, conforme revisão bibliográfica realizada por Pietrzyk et al (1994), reproduzida na Tabela 9.

Tabela 9 - Valores de referência para o coeficiente de troca de calor no arco de contato

Autor	Escala	Coeficiente (W/m ² K)
Stevens et al (1971)	industrial	18 a 37,6
Devadas et al (1991)	laboratório	17 a 57
Pietrzyk e Lenard (1990)	laboratório	13
Lenard (2013)	laboratório	4 a 20
Silvonen et al (1987)	industrial	70

Fonte: Pietrzyk et al (1994), traduzida, atualizada e corrigida pelo autor

O contato entre chapa e cilindros incorpora o atrito segundo coeficiente de Coulomb. Há na literatura sobre laminação a quente diversos modelos analíticos e empíricos para estimativa do coeficiente de atrito com base em parâmetros de processo, geométricos e dos materiais constituintes dos corpos, conforme documentado em revisão apresentada em Lenard (2007). Dentre os modelos empíricos, há alguns de aplicação simples, dependentes apenas da temperatura da chapa no início do passe de laminação (T) e da velocidade da chapa na entrada da região de conformação (v_r), conforme descrito nas eqs. 12 (respectivamente ROBERTS (1983) e GELEJI (1955) apud LENARD (2007)):

$$\mu = 2.7 \times 10^{-4}T - 0.08 \quad (12a)$$

$$\mu = 1.05 - 0.0005T - 0.056v_r \quad (12b)$$

Outros modelos levam em consideração também a taxa de deformação do material ($\dot{\epsilon}$), a velocidade angular do cilindro ($\dot{\theta}_{roll}$), a redução de temperatura da chapa no arco de contato (ΔT), a pressão média no arco de contato (p_{ave}) e a tensão de escoamento local da chapa (σ_{fm}).

O equacionamento para esses modelos é apresentado nas eqs. 13 (respectivamente LENARD E BARBULOVIC-NAD (2002) e JIN ET AL (2002)):

$$\mu = -0.183 - 0.636 \left(\frac{\dot{\phi}_{\text{roll}}}{\dot{\epsilon}} \right) \exp \left(-0.279 \frac{\Delta T}{T} \right) + 0.248 \left(\frac{p_{\text{ave}}}{\sigma_{\text{fm}}} \right)^{1.2} \quad (13a)$$

$$\mu = 1.0728 (p_{\text{ave}}/\sigma_{\text{fm}})^{0.4242} - 0.9014 (T/1000)^{0.3197} + 0.0016 t_{\text{scale}} - 0.0014 \dot{\epsilon} \quad (13b)$$

Para obtenção do coeficiente de atrito usado nos modelos, foi inicialmente realizada uma simulação de calibração, com coeficientes de atrito de Coulomb iguais a 0,3 em todos os rolos. Como resultado, os parâmetros necessários para alimentação dos modelos dispostos acima foram obtidos e aplicados nas equações, conforme documentado para todos os passes na Tabela 10:

Tabela 10 – Parâmetros de entrada das equações para cálculo de coeficiente de atrito, para cada passe de laminação

		Passe 1	Passe 2	Passe 3	Passe 4	Passe 5
T	(°C)	1350	1250	1150	1100	970
v_r	(m/s)	1.8	1.8	1.8	1.8	1.8
$\dot{\epsilon}$	(1/s)	3	4	4.5	5	6
ΔT	(°C)	255	205	210	195	120
p_{ave}	(MPa)	80	130	155	170	225
σ_{fm}	(MPa)	75	88	112	138	150

Fonte: autor

Algumas considerações importantes sobre a Tabela 10: a velocidade de entrada da chapa no cilindro (v_r) é uma condição de contorno do modelo, por isso de magnitude sempre constante. Os demais parâmetros foram obtidos diretamente das simulações macro de calibração, sendo que a taxa de deformação foi considerada como a média na seção transversal da chapa, enquanto os demais parâmetros foram tomados na superfície da chapa, em contato com o cilindro. Adicionalmente, para o modelo de Jin et al (2002), foi considerada uma espessura de óxido igual a 65 μm , calculada anteriormente para uma temperatura de chapa de 1300°C.

Com base nos parâmetros listados acima, foram calculados os coeficientes de atrito de Coulomb referentes a cada uma das equações selecionadas da literatura. Foram então obtidos os resultados apresentados na Tabela 11:

Tabela 11 – Coeficientes de atrito calculados para cada passe pelas equações obtidas em literatura

	Passe 1	Passe 2	Passe 3	Passe 4	Passe 5
ROBERTS	0.2845	0.2575	0.2305	0.217	0.1819
GELEJI	0.2742	0.3242	0.3742	0.3992	0.4642
LENARD	0.007566	0.154617	0.132121	0.089538	0.181494
JIN	0.148404	0.331519	0.318395	0.269853	0.401784
Média	0.178667	0.266959	0.263804	0.243898	0.307344

Fonte: autor

Os resultados em geral apresentam como principal tendência o aumento do coeficiente de atrito com o avanço do processo de laminação, embora (i) o modelo de Roberts tenha comportamento contrário e (ii) os valores obtidos por Lenard sejam largamente inferiores aos demais na maioria dos passes. A média dos valores calculados se encontra em todos os casos dentro das estimativas de literatura para coeficiente de atrito em escala de laboratório, conforme Jin et al (2002) e Munther (1997), que apontam, para as temperaturas vigentes nesse estudo, gamas de coeficiente entre 0,15 e 0,35 e entre 0,2 e 0,3, respectivamente. Para facilitar o uso nos modelos de elementos finitos em escala macro, os coeficientes médios obtidos foram aproximados para 0,18 no primeiro passe, 0,25 nos três passes seguintes e 0,30 no último passe.

4.2.3 Modelos em escala macroscópica – especificidades

Como descrito anteriormente, três modelos em escala macroscópica foram elaborados: o primeiro, tridimensional, foi utilizado para investigar a influência da distribuição não-uniforme de temperaturas na chapa nas temperaturas superficiais obtidas no cilindro de laminação. Nesse modelo, foram utilizados aproximadamente 300 mil elementos hexaédricos e tetraédricos lineares de integração completa, com formulação termo-estrutural acoplada, conforme malha apresentada na Figura 31, considerando simetria no plano da seção transversal do cilindro. A espessura da primeira camada de elementos do cilindro e da chapa, a partir da superfície, foi configurada como igual a 50 μm , gradualmente aumentando de espessura na direção do centro dos corpos. A dimensão reduzida dessa espessura é necessária para capturar

corretamente a troca de calor e o gradiente térmico elevado na zona superficial do contato, crucial no cálculo de tensões, deformações e demais resultados indiretos do modelo numérico. Com efeito, como será visto posteriormente, a zona afetada pela transmissão de calor para dentro do cilindro é inferior a 5 mm, justificando a adoção de uma malha progressivamente mais refinada quanto mais próximo da superfície do cilindro.

Adicionalmente, a dimensão dos elementos de chapa e cilindro na direção de laminação e na direção paralela à axial dos cilindros não excedeu 500 μm na zona de contato, para garantir precisão suficiente no cálculo das trocas térmicas. Ambos os valores adotados foram obtidos a partir de análises de convergência de malha, e foram também adotados nos dois modelos seguintes.

Figura 31 - Malha de elementos finitos utilizada no modelo tridimensional

Fonte: Autor

O segundo modelo, bidimensional sem presença física dos óxidos, foi utilizado para validação com os campos de temperatura e esforços mecânicos medidos no laminador piloto. O efeito da oxidação foi incorporado apenas nas constantes de troca de calor, conforme Tabela 8, para evitar elementos de espessura muito reduzida que seriam necessários para incluir fisicamente uma camada de óxido sobre os corpos. Foram utilizados aproximadamente 50 mil elementos quadriláteros lineares de integração completa, com formulação termo-estrutural acoplada, considerando estado plano de deformações. A Figura 32 ilustra o modelo utilizado.

Figura 32 – Descrição e detalhe da malha de elementos finitos dos modelos bidimensionais

Fonte: Autor

Por fim, o último modelo desenvolvido foi similar ao bidimensional apresentado anteriormente, porém incluindo elementos sobre os substratos metálicos representando os óxidos presentes no processo, com espessura de camada igual a 50 μm . Foram consideradas propriedades de Fe_2O_3 (hematita) para o óxido sobre a chapa e sobre o cilindro, dado ser essa a configuração formada preferencialmente nas temperaturas de operação de cilindro e chapa no processo, como apresentado em Picqué (2004). As propriedades físicas, térmicas e mecânicas consideradas para o óxido são listadas na Tabela 12 (PICQUÉ, 2004):

Tabela 12 - Propriedades dos óxidos utilizados nos modelos numéricos

	Fe_2O_3
Densidade (kg/m^3)	4900
Módulo de elasticidade (GPa)	210 / 199 (27°C / 487°C)
Coefficiente de Poisson	0.29 / 0.33 (27°C / 487°C)
Limite de escoamento (MPa)	-
Coefficiente de expansão térmica ($\times 10^{-6}$)	12.0
Calor específico (J/kg.K)	980
Condutividade térmica (W/m.K)	1.2

Fonte: Picqué (2004)

Três configurações foram simuladas, conforme ilustrado esquematicamente na Figura 33: óxidos intactos sobre ambos os corpos, óxidos fraturados sobre ambos os corpos, sem remoção de material e óxidos fraturados com remoção da camada presente sobre a chapa. As trincas foram modeladas com descontinuidades na malha de elementos finitos, sem que fosse permitida propagação dos defeitos ou nucleação de novas trincas. A adesão entre óxido e metal

foi considerada perfeita, de acordo com referências que indicam a geração de camadas de alta aderência sob presença de vapor (SAUNDERS ET AL, 2008).

Figura 33 - Ilustrações esquemáticas dos modelos bidimensionais com inclusão de óxidos

Fonte: Autor

4.3 MODELOS ANALÍTICOS PARA PREVISÃO DE VIDA SOB FADIGA TÉRMICA

A partir dos modelos numéricos simulados em escala macro, foram obtidos os campos de tensão e deformação nos cilindros em escala piloto, sob as condições de operação no laminador. Com base nessas respostas, a deformação plástica por ciclo foi calculada na superfície do cilindro e utilizada como dado de entrada na equação de Coffin-Manson, eq.(1), e na equação proposta por Smith et al (1970) (eq.(14)), que apresenta a vantagem de levar em conta os efeitos de tensão média no ciclo:

$$\sigma_{\max} \varepsilon_{ap} = \varepsilon'_f \sigma'_f (2N_f)^{b+c} \quad (14)$$

em que ε'_f é o coeficiente de ductilidade, aproximadamente igual à magnitude de deformação no momento da ruptura do material em ensaio de tração monotônico, σ'_f é o coeficiente de resistência, aproximadamente igual à tensão de ruptura em ensaio de tração monotônico, $\sigma_{\max}$ é a máxima tensão no ciclo, ε_{ap} é a amplitude de deformação plástica, N_f é o número de ciclos para falha calculado pela equação e b e c são os expoentes de resistência e ductilidade, respectivamente.

Em ambos os casos, foram utilizados dados de diferentes referências da literatura para as constantes de material relativas ao H13, e as tensões máximas e deformações plásticas por ciclo foram consideradas as máximas nas direções principais, de maior criticidade para nucleação de trincas, obtidas das simulações em escala macro. O intuito dessa avaliação foi testar a hipótese de que os modelos tradicionais para previsão de vida sob condições de fadiga

térmica superestimam a resistência do material à nucleação e propagação inicial de trincas. Os valores de entrada utilizados são listados na Tabela 13.

Tabela 13 – Dados de entrada para o modelo de fadiga de baixo ciclo de Coffin-Manson

REFERÊNCIA	DUREZA (HRC)	b	c	$\varepsilon'f$	$\sigma'f$ (MPa)
INFORZATO (2005) - 1	42	-0.09	-0.59	0.45	1083
INFORZATO (2005) - 2	52	-0.075	-0.59	0.45	1351
LIU ET AL (2006) - 1	47,6	-0.12567	-0.67029	0.1421	1968
LIU ET AL (2006) - 2	50,4	-0.07496	-0.52272	0.0351	3673

Fonte: autor

A escolha por testar dois grupos de valores para cada referência listada na Tabela 13 decorre da indisponibilidade de dados próximos à dureza dos cilindros de H13 ensaiados no IPT, aproximadamente igual a 46 Rockwell C. Desse modo, foram escolhidas as amostras do trabalho de Inforzato (2005) imediatamente acima e abaixo desse valor de dureza. No caso de Liu et al (2006), estavam disponíveis dados para o material sob tratamento de nitretação, com dureza mais próxima à dos cilindros do laminador em escala piloto, e sob têmpera e revenimento, tratamento similar ao realizado nos cilindros deste trabalho. Ambos os grupos de dados foram adotados, para comparação.

4.4 MODELOS NUMÉRICOS – ESCALA MICRO

Algumas discussões importantes relacionadas com a nucleação e propagação de trincas de fadiga térmica demandam investigação de fenômenos em escala microscópica – como a formação e quebra dos filmes de óxido e a propagação das trincas de origem térmica em ligas com carbonetos. Por esse motivo, foram desenvolvidos modelos numéricos complementares aos apresentados na seção 4.2. Nestes novos modelos, os domínios da malha de elementos finitos se limitaram a algumas centenas de micrometros, sendo adotadas hipóteses sobre as condições de contorno e carregamentos a partir dos resultados obtidos nos modelos em escala macro. Em todos os casos, o material foi suposto homogêneo, considerando propriedades térmicas e mecânicas do aço AISI H13 citadas anteriormente nas Tabela 2 e Tabela 3, exceção feita a uma análise de coalescência de trincas em um domínio incluindo carbonetos, em que a matriz foi considerada como H13 e as inclusões como carboneto de Nióbio (NbC), de propriedades listadas na Tabela 14.

Tabela 14 – Propriedades mecânicas e térmicas do carboneto de Nióbio

Propriedade	Valor	Unidade
Densidade	7600	kg/m ³
Coeficiente de Poisson	0,25	-
Coeficiente de expansão térmica	$7 \cdot 10^{-6}$	°C ⁻¹
Condutividade térmica	13	W·m ⁻¹ ·K ⁻¹
Módulo de elasticidade	291	GPa
Tensão de escoamento	2374	MPa

Fonte: cortesia de A. Gonçalves, A.P.V. Braga e S. Munarim (IPT)

Nas próximas subseções do texto, estes modelos serão descritos em maior detalhe, individualmente, em termos de características do modelamento e hipóteses a serem testadas. Visando a organizar o texto de forma mais lógica, estes modelos serão divididos em dois grupos: (i) modelos para condições de laminação em que a abrasão se sobrepõe à oxidação, situação análoga à observada nos experimentos no laminador piloto, e (ii) modelos para condições de laminação em que a oxidação se sobrepõe, para os quais este trabalho não dispõe de uma referência experimental, mas que são de importância fundamental para a indústria, sendo discutidos em termos conceituais ou, sempre que possível, comparados com a literatura. Essa divisão em dois grupos será mantida no capítulo de resultados.

Para cada um dos grupos, a escolha dos modelos e a discussão de seus resultados leva em conta três temas dominantes na avaliação das trincas de fadiga térmica em cilindros de laminação a quente, a saber: número de ciclos para nucleação, densidade superficial e mecanismos que induzem a coalescência das trincas, promovendo desgaste de origem térmica. Um quarto tema de grande importância é a taxa de propagação das trincas de fadiga térmica na direção do centro do cilindro; porém, essa linha de investigação não foi desenvolvida nesta dissertação, por duas razões principais. Inicialmente, pelo alto grau de complexidade envolvido, uma vez que seria necessário incorporar ao texto o estado da arte da mecânica da fratura elasto-plástica. De todo modo, porém, a oxidação ocorre de forma mais pronunciada como um fenômeno superficial, de modo que, para trincas se estendendo a maiores profundidades rumo ao centro do cilindro, a importância relativa da oxidação diminui, e o processo torna-se dominado pelo ciclo termo-mecânico e pela singularidade representada pela trinca, se afastando do escopo original deste trabalho.

Para facilitar o entendimento dos modelos propostos a seguir, a Figura 34 esquematiza as simulações realizadas:

Figura 34 – Fluxograma dos modelos em escala micro discutidos na dissertação

Fonte: autor

4.4.1 Modelos em escala microscópica – casos dominados pela abrasão

Conforme discutido anteriormente, nas primeiras cadeiras dos trens de laminação a quente industriais, verificam-se temperaturas elevadas que promovem oxidação intensa na superfície dos cilindros, a uma taxa de formação de óxido maior do que o desgaste abrasivo em decorrência do contato com as chapas é capaz de remover. Estas são as cadeiras afetadas de forma mais intensa pelo dano de origem térmica. Entretanto, em cadeiras intermediárias do trem, ou em cadeiras reversíveis, pode haver um equilíbrio entre os mecanismos ou mesmo a sobreposição do processo abrasivo, levando a um dano térmico na ausência de camadas espessas de óxido presentes sobre a superfície da ferramenta. Esta subseção se dedica a apresentar os modelos em escala micro desenvolvidos para investigar esse caso em particular.

4.4.1.1 Número de ciclos para nucleação

Conforme apresentado na revisão bibliográfica, um dos principais fatores para redução da vida em fadiga em cilindros de laminação a quente é a ocorrência de oxidação / corrosão no

substrato metálico. Como apresentado na Figura 35a, em imagem obtida fora da área de trabalho de um dos cilindros do laminador piloto do IPT, as elevadas temperaturas envolvidas, em conjunto com a atmosfera úmida pela presença da água e vapor decorrentes da refrigeração do cilindro, levam à formação (e/ou aumento de volume) de bolsas de óxido no substrato metálico. Na região de trabalho, é possível formular a hipótese de que as mesmas bolsas se formam, mas são removidas pelo processo abrasivo, uma vez que não estão presentes em micrografias das seções transversais nestas regiões, conforme Figura 35b.

Figura 35 – Corrosão na superfície de um dos cilindros em escala piloto, fora (a) e dentro (b) da área de trabalho.

Fonte: cortesia de A. Gonçalves, A.P.V. Braga e S. Munarim (IPT)

De todo modo, antes da ação abrasiva que remove o material ao seu redor, essas formações podem atuar como concentradores de tensão, provocando aumento de tensão local que (i) reduz a vida em fadiga do substrato metálico ou, em casos mais extremos, (ii) promove a fratura do substrato. O mesmo mecanismo pode ser associado à oxidação preferencial nos contornos de grão, ou mesmo à presença de concentradores de tensão decorrentes do processo abrasivo ou de fabricação do cilindro.

Para investigar a importância destes concentradores de tensão, foram desenvolvidos no software ABAQUS/Standard domínios de $100 \times 100 \times 50 \mu\text{m}^3$ com entalhes de dimensões variadas, conforme Figura 36, em adição a um domínio sem entalhe. Em todos os casos, as fronteiras laterais e inferior (planos X+, X-, Z+, Z- e Y-, conforme Figura 37) foram restritas, permitindo movimentação nodal apenas no próprio plano da fronteira e restringindo movimentação na direção normal ao plano. A única face livre para deslocamento em todas as direções foi a face superior, Y+ na Figura 37. Foi então aplicado em todos os elementos do domínio o histórico de temperaturas e nas faces Y+ as pressões de contato com a chapa, ambos obtidos das simulações em escala macro, simulando a solicitação que ocorre durante o processo de laminação, nas mesmas magnitudes e fases da primeira e da última cadeiras, em que há maior esforço térmico e mecânico, respectivamente. A duração da análise não é um parâmetro crítico nessa simulação, assim como nas seguintes utilizando o solver ABAQUS/Standard, uma vez que todos os casos em escala micro foram simulados supondo análise estática.

Figura 36 – Esquematisação e dimensões das trincas consideradas no domínio 3D

Fonte: autor

Figura 37 – Malha do domínio tridimensional com entalhe

Fonte: autor

Figura 38 – Detalhe da trinca considerada no modelo tridimensional

Fonte: autor

Por fim, cada domínio com diferente geometria de entalhe foi simulado sob três condições: inicialmente sem presença de óxido no entalhe (i) e, simulando a situação verificada nos cilindros, com presença de óxido no entalhe, tanto intacto (ii) como com uma trinca no óxido (iii). Nos casos com a presença de óxido, foram consideradas apenas as propriedades elásticas e o coeficiente de expansão térmica, segundo Tabela 12, considerando o óxido como Fe_2O_3 . A Figura 39 ilustra as três condições simuladas.

Figura 39 - Esquemas das condições empregadas nos modelos em escala micro com presença de entalhe

Fonte: autor

Por fim, em todos os casos, considerou-se malha tetraédrica de segunda ordem, com tamanho aproximado de elemento de $0,2\ \mu\text{m}$ na região do entalhe, e de $5\ \mu\text{m}$ nas faces extremas, resultando em malhas de aproximadamente 700 mil nós em todos os casos. A Figura 38 apresenta em detalhe o nível de refino de malha ao redor do entalhe.

A premissa principal a ser confirmada é a de que a presença de entalhes no substrato metálico gera uma intensificação de tensões de origem térmica, em relação aos valores

calculados para um modelo sem dano inicial. Tensões de maior magnitude resultariam em um acúmulo de deformação plástica por ciclo maior no caso com entalhe, levando a falha por fadiga a um número de ciclos inferior ao previsto pela teoria usual, como verificado experimentalmente.

Ademais, as simulações buscaram verificar o efeito proporcionado pelo preenchimento dos entalhes com os produtos da oxidação no campo de tensões, supondo que esses resíduos não tenham se desprendido do cilindro durante o processo. Uma situação similar, porém considerando danificada a região oxidada dentro do entalhe, teve como objetivo investigar se o desenvolvimento de uma trinca no óxido catalisa a propagação para o substrato, ao originar um acréscimo de tensões ao redor da ponta da trinca. Essa concentração local, combinada com o efeito da concentração de tensões causada pela presença do entalhe, poderia levar a uma sollicitação ainda mais crítica no substrato metálico imediatamente abaixo do entalhe, reduzindo a vida em fadiga do material.

4.4.1.2 Densidade superficial

A avaliação da densidade superficial de trincas para o caso sem recobrimento do substrato por óxidos foi feito a partir de um método inverso: foram criados domínios bidimensionais, considerando estado plano de deformações, de dimensões 2 mm x 800 µm, discretizado em 38400 elementos quadrangulares de segunda ordem (160 na direção vertical x 240 na direção horizontal). Os domínios possuíam as fronteiras laterais e inferior restritas a movimentação nodal na própria aresta, ou seja, sem movimentação normal à aresta, e com a inclusão de pré-trincas em que se variou o espaçamento entre as trincas (600, 500, 400, 300, 200 e 150 µm) e os comprimentos de trinca (10, 20, 50, 100, 200 e 400 µm), conforme Figura 40. Foram então aplicados 5 ciclos térmicos a esses domínios, com magnitudes e distribuições obtidas dos modelos em escala macro, e foram monitoradas as tensões nas regiões entre trincas.

A hipótese a ser testada é a de que as trincas promovem alívio de tensões na superfície, com as sollicitações sendo reduzidas quanto menor o espaçamento entre trincas, até o ponto em que as tensões se tornam menores que os valores associados com a ocorrência de *shakedown* plástico, condição necessária para nucleação de novos defeitos. Supõe-se ser esse o momento em que a densidade superficial atinge um regime permanente, a menos da nucleação de pequenos novos defeitos decorrentes de concentradores de tensão gerados por abrasão ou corrosão, como visto anteriormente.

Figura 40 – Domínio bidimensional empregado para investigação da densidade superficial de trincas

Fonte: autor

4.4.1.3 Mecanismo de coalescência

Os últimos modelos para o caso de predominância de abrasão foram concebidos para avaliar os mecanismos possíveis para coalescência de trincas, associados com a mudança de direção das trincas durante o processo de propagação. Estes modelos são similares aos do item 4.4.1.2, ao apresentarem domínios com a presença de trincas, cujo efeito é investigado sob aplicação de carregamentos advindos do modelo em escala macro. Nesse caso, porém, em adição à importação do campo de temperaturas, é analisada também a resposta do domínio às cargas tangenciais na superfície, promovidas pelo atrito entre chapa e cilindro, em cada um dos cinco passes de laminação. As arestas laterais e inferior do domínio têm movimentação nodal restrita na direção normal às arestas, sendo permitido apenas deslocamento sobre a própria aresta. As dimensões do domínio são de 2000 (vertical) por 600 (horizontal) μm^2 , conforme Figura 41. A malha adotada foi de 100 elementos na direção horizontal x 400 elementos na direção vertical.

Não são variados os espaçamentos entre trincas, mas seus comprimentos (100, 200, 500 e 1000 μm), sob a hipótese de que, para uma dada profundidade de trinca, deixa de haver sollicitação térmica suficiente para a sequência da propagação perpendicular à superfície. Esta hipótese foi elaborada considerando-se que a sollicitação catalisadora da propagação é de origem térmica, que se reduz com a queda de temperatura para regiões mais próximas ao centro do cilindro. Neste caso, as sollicitações na ponta da trinca devidas às cargas tangenciais na superfície do cilindro, secundárias quando a trinca é mais curta, se tornam o principal carregamento atuante, potencialmente mudando a direção da trinca.

Figura 41 – Domínio bidimensional para investigação do mecanismo de coalescência de trincas

Fonte: autor

Ainda na mesma linha de investigação, é sabido que grande parte dos cilindros utilizados na laminação a quente contam com a presença de carbonetos como segunda fase de maior dureza, com o objetivo de reduzir o desgaste abrasivo. Neste caso, observa-se influência dos carbonetos dispersos na matriz na taxa de propagação e caminho percorrido pelas trincas de fadiga térmica, como discutido por Lieurade (1990) e Sehitoglu e Karayaka (1992) e avaliado em mais detalhe a partir de simulações numéricas por Seriacopi (2013). Essa influência se dá, em primeira análise, pelo efeito dos carbonetos no avanço da oxidação na direção do centro do cilindro, com as partículas de segunda fase acelerando o processo oxidativo, como já abordado na revisão bibliográfica. Porém, é possível supor que a propagação também ocorra sob efeito do campo de tensões complexo promovido pela presença das partículas de segunda fase, decorrente dos diferentes coeficientes de expansão térmica entre matriz e carboneto e da ocorrência de deformação plástica cíclica na matriz, ausente nos carbonetos.

Para avaliar essa hipótese, é proposto um modelo bidimensional em estado plano de deformação, com dimensões do domínio 100 (horizontal) x 500 (vertical) μm^2 e contendo inclusões de tamanho e fração volumétrica iguais aos observados em um segundo conjunto de

cilindros operado no laminador piloto do IPT. Estas ferramentas contêm carbonetos de Nióbio dispersos em uma matriz com propriedades similares às do aço AISI H13. Os carbonetos totalizam 5 % da fração volumétrica da liga, com dimensões características aproximadas de 5 μm . As propriedades térmicas e mecânicas destes carbonetos são dadas pela Tabela 14, enquanto a Figura 42 compara o domínio simulado a uma micrografia do material real.

Figura 42 – Domínio bidimensional empregado na avaliação do mecanismo de coalescência de trincas no caso de substrato heterogêneo (superior), replicando material utilizando em um cilindro em escala piloto (inferior)

Fonte: autor (superior) e cortesia de A. Gonçalves, A.P.V. Braga e S. Munarim (IPT) (inferior)

O domínio em questão é restrito nas suas arestas laterais e inferior, com movimentação nodal livre apenas na direção da aresta. É aplicado a todos os elementos do domínio o histórico de temperaturas proveniente do modelo em escala macro, apenas para o primeiro passe da chapa, que é o mais crítico em termos de temperaturas.

4.4.2 Modelos em escala microscópica – casos dominados pela oxidação

Nos casos dominados pela oxidação, a presença de uma camada de óxido sobre a superfície dos cilindros faz com que a nucleação de trincas e sua densidade superficial dependa em grande parte de características dessa camada, em oposição ao que foi discutido na seção 4.4.1. Desse modo, os modelos em escala micro utilizados na investigação dos mecanismos de dano também são distintos, como será apresentado na sequência desta seção.

4.4.2.1 Número de ciclos para nucleação / densidade superficial de trincas

Para investigação da influência da oxidação no número de ciclos para nucleação de trincas, é proposta uma metodologia indireta envolvendo um modelo bidimensional, com domínio de 2 mm (direção horizontal) por 500 μm (direção vertical) para o substrato metálico, discretização de malha de 400 elementos na direção horizontal x 100 elementos na direção vertical. No modelo, o substrato metálico está recoberto por uma camada de óxido com diferentes espessuras (10, 20, 50 e 100 μm) e porosidades (0,5 e 4%) – sendo estas baseadas em valores observados por Zamri et al (2012) para óxidos formados em cilindros de laminação a quente. São aplicados ao conjunto os carregamentos térmicos e mecânicos advindos do modelo em escala macro – pressão e carga tangencial de contato e transferência de calor entre chapa e cilindro para os 5 passes de laminação.

Na camada de óxido, foram inseridos defeitos de tamanho constante (circulares, de raio 2 μm), distribuídos de forma aleatória pela camada, conforme Figura 43. As propriedades utilizadas para o óxido em questão são listadas na Tabela 12, considerando o óxido como Fe_2O_3 . A hipótese a ser verificada com essa simulação é a de que óxidos de maior porosidade apresentam regiões dispersas de concentração de tensões, levando a trincas que fazem com que a camada se torne quebradiça e facilmente removível. Adicionalmente, como há presença de defeitos, mesmo para pequenas espessuras de camada, não deve se verificar uma espessura

crítica de óxido para nucleação e propagação de trincas térmicas – as trincas devem nuclear mesmo para espessuras muito pequenas.

Figura 43 – Detalhe das camadas de óxido de porosidade 4% (a) e 0,5% (b) utilizadas no modelo de investigação do número de ciclos para nucleação e densidade superficial de trincas sob recobrimento de óxido.

Fonte: autor

Por outro lado, para óxidos de menor porosidade, é esperado que apenas nas poucas regiões em que haja poros ocorra nucleação de defeitos, com a densidade de trincas aumentando com o aumento da espessura da camada. Teoricamente, o comportamento mais contínuo desse tipo de camada deve permitir uma abordagem de cálculo de densidade de trincas em regime permanente similar ao que se propôs para os casos em que não se mantém uma camada permanente de óxido – uma hipótese que também será discutida na sequência do texto.

4.4.2.2 Mecanismo de coalescência de trincas

Por fim, foi desenvolvido um modelo numérico para estudo da coalescência de trincas no caso com presença de camada de óxido. A hipótese a ser validada é a de que a camada

funciona como isolante, portanto reduzindo a penetração de calor para o metal, que é o mecanismo catalisador da propagação das trincas. Logo, espera-se que haja redução da taxa de propagação, mudança de direção e potencial coalescência a profundidades menores no substrato. Adicionalmente, deseja-se investigar o efeito da presença do óxido no campo de tensões, potencialmente modificando as solicitações no substrato que promovem o redirecionamento das trincas.

O modelo desenvolvido considera domínio bidimensional em estado plano de deformações, de dimensões do substrato iguais a 600 por 2000 μm^2 , com espessura de óxido variável (10 e 100 μm). A malha do substrato é igual em todos os casos (200 elementos na direção horizontal x 800 elementos na direção vertical), enquanto a do óxido varia com a espessura (elementos de 2 μm de espessura na direção vertical x 3 μm na direção horizontal). O domínio apresenta trincas que atravessam o óxido e penetram no substrato, considerando comprimentos variando entre (100, 200, 500 e 1000 μm). As propriedades mecânicas do óxido são dadas na Tabela 12, considerando o óxido como Fe_2O_3 , enquanto a Figura 44 ilustra o domínio considerado na análise.

Figura 44 – Domínio bidimensional utilizado na investigação do mecanismo de coalescência de trincas sob recobrimento de camada de óxido

Fonte: autor

5 RESULTADOS

5.1 ANÁLISE DOS EXPERIMENTOS NO LAMINADOR PILOTO

O laminador piloto descrito no capítulo anterior foi utilizado na laminação de aproximadamente 2.000 chapas, divididas em 5 campanhas de aproximadamente 400 chapas cada. Ao final de cada campanha, os cilindros foram desmontados do laminador e submetidos a análise por microscopia óptica. Após o primeiro grupo de 2.000 chapas, o cilindro foi retificado para remoção das trincas superficiais e reinstalado no laminador, tendo sido feitos dois novos ensaios: um único passe de laminação, seguido de análise por microscopia óptica, e cinco passes de laminação, equivalentes a uma chapa, e nova análise no microscópio óptico. Todos os procedimentos foram realizados por pesquisadores do IPT, mas o andamento das atividades foi discutido e detalhado extensivamente no contexto do projeto que originou esse mestrado, com participação do autor nas etapas de sugestão de experimentos e avaliação de resultados.

A Figura 45 apresenta resultados de microscopia óptica na área de trabalho do cilindro superior, ao final da quinta campanha de laminação. A figura também proporciona uma comparação com os resultados obtidos por Sonoda et al. (2009), mostrados anteriormente na Figura 18 e reproduzidos novamente na Figura 41. A presença de uma malha de óxidos, comprovada pelos autores da literatura, é perceptível na imagem do cilindro usado na operação piloto. Neste caso, a malha está destacada pelas setas em vermelho na figura e permaneceu mesmo após a preparação metalográfica à qual a superfície foi submetida antes da observação.

A orientação do óxido na imagem superior da Figura 45, com visível alinhamento na direção horizontal, está provavelmente relacionada à medição de tensões residuais nos cilindros, apresentada no capítulo de Materiais e Métodos, que indica tensões residuais trativas na direção circunferencial e compressivas na direção axial. Desse modo, o alinhamento preferencial dos óxidos na direção horizontal da micrografia pode ser explicado pelas tensões trativas ocorrendo na direção perpendicular, associadas à abertura de trincas. Por esse raciocínio, a malha de óxido seria formada em decorrência da formação destes micro defeitos. Contudo, é também plausível supor que estes defeitos sejam nucleados por conta da oxidação preferencial em contornos de grão ou devido à ocorrência de corrosão localizada sob influência das condições de temperatura e umidade na interface, como discutido na revisão bibliográfica (SERANTONI SILVA, 2003; MERCADO-SOLIS E BEYNON, 2005; MERCADO-SOLIS ET AL, 2007; DOBRIK E MOISEENKO, 1984; SPUZIC, 1996; WANG, 1996; CAMPBELL,

2008). Logo, é possível que as trincas nessa direção estejam associadas a um mecanismo de corrosão sob tensão, em que a propagação da trinca e o dano químico ao material catalisam um ao outro - o que é reforçado pelo fato de que o estado de tensões ao final de cada ciclo térmico é trativo, conforme amplamente documentado pela literatura (STEVENS ET AL, 1971; SUN ET AL, 1998; BENASCIUTTI, 2012)

Figura 45 - Comparação entre experimento (a) e literatura (b), em termos de presença de malha de óxidos nas superfícies

Fonte: Cortesia de A. Gonçalves, A.P.V. Braga e S. Munarim (IPT) (a) e Sonoda et al. (2009) (b).

A Figura 45a também mostra uma trinca na direção vertical, em sua extremidade direita; essa trinca está alinhada com a direção circunferencial do cilindro, sendo perpendicular às tensões na direção axial. Como visto no parágrafo anterior, a superfície do cilindro está submetida a tensões residuais compressivas nessa direção, em decorrência do processo de fabricação. Considerando apenas estas tensões residuais, portanto, não seria esperado que houvesse propagação destes tipos de trinca durante a operação do laminador piloto. Esta limitação fica reforçada tendo em vista que as trincas nessa direção são mais extensas e apresentam maior abertura do que as trincas horizontais vistas na mesma figura, o que é reforçado pela Figura 46. Há duas hipóteses que permitem explicar o desenvolvimento destes defeitos na direção circunferencial.

Figura 46 – Detalhe de trinca na direção circunferencial do cilindro

Fonte: cortesia de A. Gonçalves, A.P.V. Braga e S. Munarim (IPT)

A primeira hipótese, validada pela simulação em escala macro bidimensional (item 5.2.1), é a de que a presença de tensões residuais compressivas não impede que se desenvolvam tensões trativas durante o ciclo. A Figura 47 apresenta um gráfico relacionando as componentes de maior magnitude de tensão (axial, similar à circunferencial a menos dos valores residuais) e

deformação (radial, dado que a deformação é limitada nas outras duas direções principais). É possível notar que a tensão residual compressiva na verdade leva ao escoamento prematuro do material, a uma temperatura intermediária entre a ambiente e a máxima de ciclo. A partir do ponto de escoamento, a magnitude das tensões compressivas passa a se reduzir ao invés de aumentar, dado que o material perde resistência mecânica com o aumento da temperatura. Desse modo, ao final do aquecimento, as tensões são baixas o suficiente para que, durante o resfriamento, ocorra a inversão de sentido, originando tensões trativas.

Figura 47 – Evolução de tensões e deformações na superfície do cilindro durante um ciclo térmico, considerando tensões residuais

Fonte: autor

Adicionalmente, conforme a Figura 48a, nota-se que o cilindro, em sua condição inicial, apresenta marcas de retífica, da ordem de até 30 μm de largura. Supondo que a marca de retífica seja regular, ou seja, que a profundidade do risco seja da mesma ordem de sua largura, sua presença na superfície do cilindro provoca concentração de tensões que pode ser deletéria ao material. Essa hipótese encontra suporte na literatura: Kattus e Willhelm (1965) realizaram ensaios de fadiga térmica em amostras com acabamento superficial de eletropolimento (R_a aproximadamente igual a 0,8 μm) e obtiveram vidas em fadiga entre 2 e 20 vezes maiores nessas condições do que em amostras similares usinadas sem acabamento mais refinado (R_a aproximadamente igual a 25 μm) e amostras eletropolidas com entalhes pontuais e em linha.

Englund e Forsström (2010) e Kyaw et al (2016) obtiveram conclusões similares, relacionando aumento da rugosidade superficial e diminuição da vida em fadiga. Essa hipótese será discutida posteriormente, na análise dos resultados do modelo numérico em escala micro considerando superfície com entalhes.

A análise da Figura 48b, obtida após os cinco passes de laminação de uma única chapa, permite ainda identificar a presença de algumas marcas ausentes do cilindro em sua condição original, que podem ser melhor identificadas pela vista inclinada apresentada na Figura 49. Supõe-se que essas marcas, regiões circulares ou de forma irregular, medindo até algumas dezenas de micrometros, escuros na imagem, sejam provenientes de (i) processo abrasivo, (ii) adesão de óxido das chapas no cilindro, (iii) oxidação localizada ou (iv) endentação de partículas duras. Qualquer que seja a origem dos novos elementos sobre a superfície, mas principalmente nos casos (i), (iii) e (iv), há potencial para que atuem também como concentradores de tensão no substrato metálico.

Figura 48 - Microscopia óptica da superfície do cilindro de laminação superior

Fonte: Cortesia de A. Gonçalves, A.P.V. Braga e S. Munarim (IPT)

Figura 49 - Análise de elétrons retroespalhados na seção transversal e superfície do cilindro piloto superior

Fonte: Cortesia de A. Gonçalves, A.P.V. Braga e S. Munarim (IPT)

Com base na discussão acima, sobre trincas alinhadas com as direções circunferenciais e axiais, é possível formular a hipótese de uma sequência de eventos para formação da malha de trincas térmicas para a condição de operação dos cilindros em escala piloto: inicialmente, as marcas de retífica da ferramenta atuam como concentradores de tensão, levando à nucleação de trincas na direção circunferencial do cilindro após poucos ciclos de laminação, como de fato se verificou ao caracterizar o cilindro ao final da segunda campanha (Figura 50). Com a sequência dos passes de laminação, começam a se multiplicar os defeitos superficiais causados pelo processo abrasivo ou fenômenos relacionados à oxidação. Esses defeitos podem ser responsáveis por gradualmente nuclear novas trincas, eventualmente dando origem a uma malha fechada quando essas trincas se conectam.

Figura 50 – Micrografias da superfície do cilindro em escala piloto, indicando nucleação de trincas na direção circunferencial antes da nucleação na direção axial.

Fonte: cortesia de A. Gonçalves, A.P.V. Braga e S. Munarim (IPT)

É importante ressaltar que essa sequência apenas se aplica para as ferramentas e as condições de processo sob estudo nessa dissertação, em especial, o acabamento superficial inicial do cilindro, o fato do laminador funcionar em regime alternado e a preponderância da abrasão sobre a oxidação. Para outras configurações do processo de laminação a quente, os mecanismos envolvidos na formação da malha de trincas térmicas podem ser diferentes.

5.2 VALIDAÇÃO DO MODELO EM ESCALA MACRO

5.2.1 Análise de temperaturas e tensões

Inicialmente, foram aplicados os modelos numéricos bidimensionais sem consideração física das canadas de óxido às condições de laminação a quente verificadas nos ensaios do laminador piloto. Essas simulações deram origem às curvas de temperatura (para o primeiro passe de laminação, que é o mais crítico em termos de amplitude térmica entre todos os passes) e de esforços mecânicos apresentadas na Figura 51 e na Figura 52, respectivamente. Em relação às temperaturas, não foi possível validar os resultados numéricos com dados medidos no laminador em escala piloto, pois os termopares utilizados para essa finalidade não apresentaram resposta rápida o suficiente para que os valores medidos possam ser considerados confiáveis. De todo modo, as curvas mostram que os mecanismos principais foram bem representados pelo modelo: o rápido aquecimento da chapa (tempo total de aquecimento da ordem de 0,1 segundos), a temperatura máxima atingida na superfície do cilindro e a distribuição das temperaturas subsuperficiais, com pouca profundidade de penetração de calor, dada a curta

duração do arco de contato. No último caso, para uma profundidade de 1,5 mm, o acréscimo de temperatura foi da ordem de apenas 100 °C. A temperatura máxima obtida também esteve próxima aos valores documentados em outras referências, como Stevens et al (1971) e Sun et al (1998), cujos valores máximos foram de 530 e 570°C, aproximadamente.

Quanto aos esforços mecânicos, o mesmo modelo numérico reproduz o fato, observado na operação piloto, de que as cargas de laminação são mais elevadas nas extremidades das chapas do que na região central. Este fenômeno ocorre porque o aquecimento indutivo leva a temperaturas menores nas extremidades do material laminado (Figura 29), e, portanto, a maiores forças necessárias para conformar o material. Os valores discrepantes entre experimento e modelo, principalmente nos primeiros passes, são atribuídos à incerteza nos valores de coeficiente de atrito e ao uso de um fator de ajuste para considerar as diferentes taxas de deformação, em lugar do uso de curvas obtidas de ensaios a essas taxas.

A simulação do modelo tridimensional deu origem à distribuição de temperaturas na superfície do cilindro apresentada na Figura 53, referente ao primeiro passe de laminação. Nota-se que as temperaturas são ligeiramente mais elevadas na seção central do cilindro, diminuindo gradualmente na direção das extremidades da área de trabalho. Esse resultado também decorre da não-uniformidade no aquecimento das chapas no forno de indução, que faz com que o cilindro conforme a chapa a temperaturas diferentes dependendo da posição na direção axial. Esse pequeno gradiente de temperaturas se reflete de forma intensa na nucleação e propagação de trincas na superfície do cilindro, como mostra a Figura 54: a seção central do cilindro apresenta trincas térmicas bem desenvolvidas, reveladas com o auxílio de líquido penetrante, enquanto as bordas da região de trabalho não apresentam trincas térmicas visíveis. O resultado confirma a ideia de que a amplitude do ciclo térmico a que o cilindro está submetido tem influência no processo de geração do dano térmico, o que, por sua vez, decorre da solicitação mecânica no cilindro ser devida principalmente às expansões e contrações térmicas.

Figura 51 – Evolução do campo de temperaturas superficial e subsuperficial durante o primeiro passe de laminação, obtido por simulação numérica.

Fonte: Autor

Figura 52 - Comparação entre as forças de laminação calculadas pelo modelo numérico e medidas experimentalmente

Fonte: Autor e cortesia de A. Gonçalves, A.P.V. Braga e S. Munarim (IPT)

Figura 53 - Distribuição de temperaturas na superfície do cilindro superior durante o primeiro passe, obtidas pelo modelo numérico. Escala de temperaturas em °C.

Fonte: Autor

Figura 54 - Trincas de fadiga térmica reveladas por ensaio de líquido penetrante

Fonte: Cortesia de A. Gonçalves, A.P.V. Braga e S. Munarim (IPT)

A Figura 55 apresenta as deformações plásticas obtidas no cilindro em função da distância ao centro da região de trabalho. Os valores mostram a relação direta entre a ocorrência

de deformação plástica e o campo de temperaturas na ferramenta, explicando a concentração da malha de trincas em região próxima ao centro da área de trabalho (Figura 54).

Figura 55 – Deformação plástica equivalente na superfície do cilindro em função da distância ao centro da área de trabalho, para o primeiro passe de laminação.

Fonte: Autor

5.2.2 Influência da oxidação

Os modelos bidimensionais simulados sob as mesmas condições do laminador piloto, porém incluindo a presença de óxidos sobre cilindro e chapa, apresentaram os resultados mostrados na Figura 56 e na Figura 57. A primeira apresenta um comparativo da distribuição de tensões no cilindro e no óxido formado sobre a superfície de trabalho, em decorrência do contato com a chapa nas diferentes condições propostas, ilustradas na Figura 33. Os resultados obtidos considerando óxidos intactos sobre os dois corpos apontam para uma distribuição de tensões uniforme no cilindro, com valores mais elevados sendo observados no óxido, que atua como camada protetora do cilindro ao isolá-lo termicamente.

Quando são modeladas trincas nos dois óxidos, porém, o papel dessa camada se inverte: as trincas funcionam como concentradores de tensão, ao redor das quais se intensifica o campo de tensões resultante na superfície do cilindro. Esse comportamento é intensificado quando é modelada a remoção de parte da camada de óxido sobre a chapa, o que propicia contato direto com a superfície laminada, aumentando o atrito e a taxa de transferência de calor. Nesse caso, as tensões obtidas na superfície do cilindro são ainda maiores, e afetam uma região mais extensa ao redor da ponta da trinca, em relação ao observado no caso anterior.

Figura 56 - Resultados dos modelos numéricos de laminação incluindo a oxidação

Fonte: Autor

O gráfico apresentado na Figura 57 ajuda a quantificar esses resultados. Nota-se que as tensões fora da região ao redor das trincas nos óxidos são menores nos modelos que consideram

os defeitos do que nos modelos com óxido intacto, pois a ocorrência das trincas alivia as tensões fora da singularidade. Ao redor das trincas, porém, a magnitude das tensões nos modelos que incluem os defeitos se intensifica, sendo observados valores até duas vezes maiores do que os calculados na superfície metálica sob o óxido em condição intacta.

O modelo detalhado nos parágrafos anteriores apresenta características do processo piloto descrito no capítulo anterior, porém com diversas simplificações, dado o objetivo inicial de analisar o potencial efeito da oxidação. Maiores detalhes sobre a influência da oxidação serão discutidos na sequência, utilizando como ferramenta os modelos em escala micro.

Figura 57 - Tensões equivalentes na superfície do cilindro em função da condição do óxido, calculadas pelo modelo numérico

Fonte: Autor

5.3 RESULTADOS DOS MODELOS ANALÍTICOS E EM ESCALA MICRO

5.3.1 Casos com predomínio de abrasão

5.3.1.1 Número de ciclos para falha - modelos analíticos tradicionais de fadiga de baixo ciclo

Para a alimentação dos modelos usuais para cálculo de vida em fadiga, foram tomados os valores de deformação plástica por ciclo observados nas simulações em escala macro, usando o modelo bidimensional sem inclusão física dos óxidos. Foram considerados apenas os resultados obtidos para o primeiro passe de laminação – dado que as solicitações de origem

térmica nesse caso são maiores e as pressões de contato, que reduzem a magnitude das tensões equivalentes, menores. A curva com a evolução das tensões e deformações, mostrando o acúmulo de deformação plástica por ciclo, é apresentada na Figura 58, resultando em uma deformação de $2,5 \cdot 10^{-4}$ a ser utilizada nos modelos analíticos – obtida a partir separação horizontal entre os trechos representativos do aquecimento e resfriamento do cilindro na curva tensão x deformação.

Figura 58 - Histerese de deformação plástica calculada por modelo numérico, para as condições de operação do laminador piloto (considerando sequências de primeiros passes)

Fonte: autor

Com base nesse valor, a Tabela 15 apresenta a vida em fadiga calculada analiticamente. Nota-se que os valores previstos, de magnitudes entre 2400 e 41000 ciclos, são muito superiores ao que se observa experimentalmente. Nos cilindros em escala piloto operados no IPT, é visível a presença de trincas para menos de 100 ciclos, enquanto ao final da primeira campanha (totalizando 400 chapas e, portanto, 400 primeiros passes) se observa uma malha de trincas plenamente desenvolvida no centro da área de trabalho. Este resultado confirma a hipótese de que os modelos tradicionais utilizados com a finalidade de estimar a vida dos cilindros sob condições de fadiga térmica não são adequados para essa finalidade, sendo necessária uma abordagem numérica, em conjunto com a incorporação de fenômenos tribológicos observados na superfície das ferramentas.

Tabela 15- Previsão de vida em fadiga térmica pelos modelos analíticos usuais

Dados de entrada	Número de ciclos previsto
INFORZATO (2005) - 1	23415
INFORZATO (2005) - 2	41614
LIU ET AL (2006) - 1	2432
LIU ET AL (2006) - 2	11131

Fonte: autor

5.3.1.2 Número de ciclos para falha - modelos numéricos considerando entalhes no substrato

O efeito dos entalhes inseridos no substrato é discutido na sequência. A Figura 59 apresenta os campos de tensões para dois dos domínios ensaiados - um domínio com entalhe de raio igual a 5 μm em todas as direções (a) e um domínio com entalhe de dimensões irregulares (b) (5 x 5 x 20 μm^3). É possível constatar o efeito de concentração de tensões provocado pela descontinuidade geométrica, mais acentuado no entalhe mais alongado, em que uma zona mais ampla de intensificação de deformações plásticas se verifica, em comparação com o entalhe de dimensões regulares.

Os gráficos da Figura 60 comparam todos os casos ensaiados, em termos da evolução da deformação plástica acumulada durante o primeiro passe, incluindo um caso sem entalhe. Notam-se acréscimos de deformação plástica acumulada por ciclo até 15 vezes maiores ao incluir o efeito do entalhe, reforçando a importância da descontinuidade na ocorrência do dano de origem térmica. Para todos os casos entalhados, ocorre deformação plástica antes dos 40%

da duração do aquecimento e do resfriamento, indicando uma histerese plástica intensa, já que nos 60% restantes de cada parte do ciclo o material está se deformando plasticamente.

Figura 59 – Comparação entre magnitude de deformação plástica equivalente para duas geometrias de entalhe

Fonte: autor

É possível notar ainda que, quando se considera a presença dos entalhes, o mecanismo de acúmulo de deformações plásticas, responsável pela fadiga de baixo ciclo, ocorre mesmo sob as condições do quinto passe de laminação, em que se manifestam maiores pressões de contato e menores temperaturas na superfície do cilindro. A Figura 61 compara os resultados para o entalhe regular de raio 5 μm e para o substrato sem entalhe, considerando tanto a laminação completa de duas chapas com 5 passes cada uma, quanto uma simplificação que leva em conta apenas o primeiro passe, em 10 ciclos consecutivos. Em ambos os casos, o material entalhado apresenta histerese severa de deformação plástica, enquanto o corpo sem entalhe praticamente não acumula dano plástico.

Figura 60 – Evolução da deformação plástica para um ciclo de aquecimento e resfriamento, sob condições de primeiro passe, para diferentes geometrias de entalhe.

Fonte: autor

A presença de óxidos no interior dos entalhes faz com que as deformações plásticas associadas com o mecanismo de fadiga térmica se apresentem de forma mais concentrada e com maior magnitude, representando uma condição ainda mais crítica. A Figura 62 apresenta uma comparação entre os casos, para o domínio de entalhe mais alongado (dimensões $20 \times 5 \times 5 \mu\text{m}^3$). Esse resultado decorre das diferenças entre duas propriedades de óxido e substrato metálico: o coeficiente de expansão térmica, que faz com que, ao serem submetidos a uma mesma temperatura, as duas fases apresentem deformações diferentes, o que leva a concentração de tensões na fronteira entre as fases; e a tensão de escoamento, que é aproximadamente uma ordem de magnitude maior para o óxido que para o substrato. Ao ultrapassar a tensão de escoamento, o metal começa a apresentar deformações mais intensas para pequenos acréscimos de tensão. No óxido, ao contrário, o estado de tensões permanece elástico por mais tempo, levando ao aumento de solicitação mecânica no material do cilindro.

Figura 61 – Histerese de deformação plástica na superfície do cilindro, com e sem presença de entalhe, evoluindo durante a laminação completa de duas chapas (a) e durante 10 primeiras chapas, considerando apenas o primeiro passe (b).

Fonte: autor

Figura 62 – Comparação entre efeito de concentração de tensões dos entalhes vazio (b), com preenchimento de óxido intacto (a) e com preenchimento do óxido trincado (c).

Fonte: autor

5.3.1.3 Densidade superficial de trincas

A evolução da distância média entre as trincas foi avaliada pelo método inverso proposto na seção 4.4.1.2. A Figura 63 apresenta uma comparação entre a deformação plástica acumulada por ciclo para cada espaçamento inicial entre trincas simulado, medido no ponto médio entre as trincas, na superfície do material. A análise deste gráfico permite supor que nas primeiras campanhas de laminação, em que há apenas trincas recém-nucleadas, portanto bastante curtas, há a ocorrência de deformações plásticas mesmo para espaçamentos entre trincas reduzidos. Logo, qualquer defeito superficial que intensifique as tensões localmente tem o potencial para abrir novas trincas mesmo com um pequeno número de ciclos, como já discutido anteriormente nessa dissertação. Dessa forma, começa a se desenvolver e evoluir a malha de trincas de origem térmica.

Figura 63 – Magnitude de deformação plástica total na superfície, calculada entre as trincas, ao final de uma chapa laminada, em função da separação entre trincas suposta na simulação.

Fonte: autor

Porém, conforme as trincas se aprofundam, nota-se nos gráficos que um menor espaçamento entre elas está associado a menores solicitações na região intermediária, conforme

ilustrado pela distribuição de tensões nos domínios na Figura 64. Esse resultado permite concluir que há um momento (ou um intervalo de ciclos) em que as trincas atingem um comprimento limite, a partir do qual a superfície entre elas não apresenta tensões nominais elevadas o suficiente para a nucleação de novos defeitos. Nesse ponto se estabiliza a malha de trincas, conforme discutido na revisão bibliográfica com base no trabalho de Le Roux et al (2013).

Figura 64 – Exemplo de campos de tensões para os diferentes domínios pré-trincados considerados no modelo numérico para avaliação de densidade de trincas (espaçamento 300 μm)

Fonte: autor

A Figura 65 apresenta um exemplo do espaçamento entre trincas estabilizado para o cilindro piloto ensaiado no IPT. Como apresentado no gráfico da Figura 63, o espaçamento previsto pelo método inverso proposto neste trabalho é de aproximadamente 150 a 200 μm para trincas de 100 μm de comprimento, e entre 300 e 600 μm para trincas da ordem de 200 μm de comprimento, valores obtidos ao identificar o momento em que as curvas passam a apresentar deformação plástica nula no ciclo. Essa estimativa é bastante próxima ao valor real, considerando a malha primária de trincas, mais abertas e mais profundas, conforme Figura 65. Na mesma Figura 65, uma malha secundária de trincas chega a ser nucleada, indicada em destaque na figura, mas não consegue se aprofundar por conta dos defeitos mais extensos

presentes ao redor – como apresentado na Figura 64 , a presença de trincas mais extensas reduz a magnitude de tensões na superfície, impedindo a propagação de defeitos secundários em um pequeno número de ciclos.

Figura 65 – Vista da seção transversal do cilindro em escala piloto, ilustrando a relação entre profundidade e espaçamento de trincas após 5 campanhas

Fonte: cortesia de A. Gonçalves, A.P.V. Braga e S. Munarim (IPT)

5.3.1.4 Coalescência de trincas

As simulações com diferentes comprimentos de trinca, submetidas às solicitações de origem térmica e às pressões de contato e esforços tangenciais na superfície, permitiram a avaliação da mudança do mecanismo de propagação das trincas. A Figura 51, apresentada anteriormente, mostra que a temperatura máxima de ciclo a uma profundidade de 0,5 mm é aproximadamente igual a 300 °C. A essa temperatura, as tensões equivalentes no material

atingem menos de 700 MPa, insuficientes para promover deformação plástica e, assim, o crescimento da trinca nas mesmas taxas observadas na zona mais próxima à superfície.

Em paralelo, quanto maior o comprimento da trinca, maiores as tensões e deformações provocadas pelas cargas aplicadas na superfície, conforme resultado de deformações plásticas ao final de todos os ciclos de carregamento para os diferentes comprimentos de trinca, apresentado na Figura 66. Em especial, a solicitação decorrente do atrito entre chapa e cilindro se intensifica, com o braço do momento aplicado por essa carga acompanhando a dimensão da trinca.

Figura 66 - Deformação plástica sob solicitação de 5º passe para os domínios utilizados para avaliação do mecanismo de coalescência de trincas

Fonte: autor

Uma avaliação do estado de tensões para o caso de maior comprimento de trinca, apresentada na Figura 67, permite observar uma magnitude elevada de tensões de cisalhamento ao redor da ponta da trinca, muito superior à magnitude das tensões de origem térmica nessa profundidade – que para 1 mm atingem valor aproximado de 450 MPa, em regime elástico. Supõe-se que essa componente de tensões seja a responsável pela mudança na direção de propagação, com a trinca passando a se propagar em modo II, paralelamente à superfície do cilindro. Essa hipótese encontra confirmação na literatura, no trabalho de Sonoda et al (2009), conforme exemplificado pela Figura 68.

Figura 67 – Tensões de cisalhamento sob solicitação de 5º passe para os domínios utilizados para avaliação do mecanismo de coalescência de trincas

Fonte: autor

Figura 68 – Mudança de direção na propagação de trincas de fadiga térmica

Fonte: Sonoda et al (2009)

Em cilindros de laminação cujo material contém partículas de segunda fase dispersas na matriz metálica, se supõe que o mecanismo de coalescência seja diferente, como discutido no capítulo de revisão bibliográfica (SERANTONI SILVA, 2003). Essa diferença se dá por dois motivos principais: inicialmente, porque a interface entre matriz e segunda fase catalisa a

oxidação do material, levando à formação de caminhos de oxidação conectando os carbonetos. Dada a menor tenacidade dos óxidos formados em relação à matriz metálica, as trincas de origem térmica nucleiam e se propagam por esses caminhos, que se distribuem de forma irregular, muitas vezes gerando regiões totalmente envoltas pelo óxido. Nesse caso, as trincas coalescem ao se propagar nessas regiões, levando a remoção de material a espessuras muito inferiores às verificadas em situações de matriz homogênea. A Figura 69 ilustra esse mecanismo, para um cilindro de laminação a quente com partículas de segunda fase, ensaiado nas mesmas condições do cilindro de H13 discutido na maior parte desse texto.

Figura 69 – Propagação de trincas em cilindro com partículas de segunda fase

Fonte: cortesia de A. Gonçalves, A.P.V. Braga e S. Munarim (IPT)

Adicionalmente, um segundo efeito da presença da segunda fase dispersa na matriz metálica é a modificação do estado de tensões ao seu redor, dando origem a regiões em que a histerese de deformação plástica se acentua e/ou em que as tensões assumem caráter mais trativo. As simulações realizadas no domínio apresentado na Figura 42 corroboram essa ideia, conforme distribuição de tensões ao final do aquecimento e do resfriamento mostradas na

Figura 70. No final do resfriamento, quase todo o domínio se encontra sob tensões trativas, mas essa tendência é intensificada nas zonas próximas aos carbonetos, em laranja escuro e vermelho na Figura 70b , lado direito. É possível constatar pela imagem imediatamente à esquerda na Figura 70b que as direções máximas principais são paralelas à superfície, conforme indicado pelas setas no domínio, tendendo a propagar possíveis trincas perpendicularmente à face do cilindro, com pequenos desvios para seguir os caminhos determinados pelas regiões de concentração de tensão ao redor dos carbonetos.

Ao final do aquecimento, por outro lado, ocorre um fenômeno distinto. Enquanto no caso homogêneo há sempre tensões compressivas nessa etapa, quando a matriz é heterogênea é possível observar tensões máximas principais positivas, de magnitudes comparáveis às calculadas no final do resfriamento (entre 100 e 660 MPa). Logo, é possível que haja propagação nesse tipo de microestrutura mesmo numa fase do ciclo em que o restante da matriz está em compressão, conforme imagem da direita da Figura 70a. Além disso, conforme a imagem da esquerda da Figura 70a , nota-se que a direção das tensões máximas principais é perpendicular à superfície do cilindro, conforme indicado pelas setas em cores no domínio, o que indica que é possível haver mudança de direção das trincas, com potencial para coalescência por esse mecanismo.

Figura 70 – Tensões máximas principais ao final do aquecimento (a) e resfriamento (b) para o caso de material heterogêneo. Escala em 10^3 GPa.

Fonte: autor

5.3.2 Casos com predomínio de oxidação

5.3.2.1 Número de ciclos para nucleação / densidade superficial de trincas

Pode-se discutir o efeito da porosidade nos óxidos na formação de trincas sobre a superfície dos cilindros dividindo os resultados das simulações numéricas em escala micro em dois grupos: respostas no óxido durante o aquecimento superficial (representando o contato com a chapa) e durante o resfriamento (representando o contato com a água de refrigeração).

As Figura 71, Figura 72, Figura 73 e Figura 74 apresentam um comparativo das máximas tensões equivalentes de von Mises na superfície do óxido para os casos de menor (0,5%) e maior (4%) porosidade, nos modelos com espessura de óxido igual a 100 μm . Ressalta-se que foram utilizadas tensões equivalentes como critério de comparação entre resultados por conta da diferente natureza dos carregamentos envolvidos na análise. Considerando solicitações equivalentes às do primeiro e quinto passes de laminação, respectivamente, as Figura 71 e Figura 72 mostram os resultados no momento de máxima pressão sobre a superfície, enquanto as Figura 73 e Figura 74 representam o instante de máximas temperaturas - dois momentos de máximo que não coincidem, na laminação a quente.

Figura 71- Comparação entre tensões equivalentes de von Mises na superfície do óxido com diferentes porosidades, no instante de máxima pressão de contato no 1o passe de laminação.

Fonte: autor

Figura 72 - Comparação entre tensões equivalentes de von Mises na superfície do óxido com diferentes porosidades, no instante de máxima pressão de contato no 5o passe de laminação.

Fonte: autor

Figura 73 - Comparação entre tensões equivalentes de von Mises na superfície do óxido com diferentes porosidades, no instante de máxima temperatura no 1o passe de laminação.

Fonte: autor

Figura 74 - Comparação entre tensões equivalentes de von Mises na superfície do óxido com diferentes porosidades, no instante de máxima temperatura no 5o passe de laminação.

Fonte: autor

Em todos os gráficos, verifica-se que a maior porosidade do óxido se reflete também na superfície, com uma maior quantidade de picos de concentração de tensão relacionadas a vazios subsuperficiais. Além disso, a magnitude das tensões em toda a extensão da superfície é maior para os casos com maior porosidade. Assim, é esperada a nucleação de um número maior de defeitos na superfície do óxido quando essa camada é mais porosa, uma característica do óxido que depende das temperaturas na superfície e da umidade gerada pela vaporização da água de refrigeração.

Na etapa de resfriamento da superfície do cilindro, as elevadas tensões compressivas se reduzem, dando origem a um campo de tensões de baixa magnitude na maior parte do óxido, conforme parte superior da Figura 75, em que é mostrada uma camada de espessura 100 μm . Próximo aos poros, porém, é possível notar a concentração de tensões, com zonas trativas aparecendo ao redor de praticamente todos os vazios. Nas regiões em que há aglomerado de poros, esse efeito se intensifica, formando um caminho entre os poros superficiais e a superfície do substrato metálico. Esse fenômeno não é verificado na camada com menor porosidade, apresentada na parte inferior da Figura 75. Esse resultado permite concluir que o crescimento da camada de óxido, e o consequente aumento da probabilidade de se formarem aglomerados

de vazios nessa camada, leva a um aumento na probabilidade da propagação das trincas superficiais até o substrato metálico. Desse modo, é esperado que uma camada com maior porosidade sofra um número maior de micro-fraturas, com maior remoção de material, dificultando estabelecer de forma assertiva uma densidade de trincas permanente.

Figura 75 – Comparação entre óxidos com maior (a) e menor (b) porosidade, quanto à ocorrência de tensões trativas durante resfriamento da superfície do cilindro.

Fonte: autor

Por outro lado, esse efeito é minimizado quando a porosidade é menor, situação em que os poros se encontram mais dispersos, fazendo com que a camada de fato atue como um contínuo. Nesse caso, é possível usar uma abordagem inversa, similar ao que foi discutido para o caso de substrato sem recobrimento por óxido, com o espaçamento entre as trincas apresentando dependência de algumas características do óxido formado, como propriedades mecânicas para o material sem porosidade, porcentagem de poros dispersos na camada e adesão ao substrato metálico. Além disso, indiretamente, a densidade nesse caso depende da taxa de deformação e temperatura atingidos no processo. Isso porque, conforme discutido por Nagl et al (1993), tanto a resistência à tração do óxido quanto ao cisalhamento na interface com o substrato são funções de temperatura e taxa de deformação. Segundo os mesmos autores, a

influência destas duas características nas propriedades mecânicas se dá tanto pela diferença na quantidade de vazios e na microestrutura dos óxidos formados sob diferentes temperaturas quanto pela característica viscoelástica da maior parte dos óxidos de ferro.

5.3.2.2 Coalescência de trincas

A presença de uma camada de óxido sobre a superfície de trabalho de cilindros de laminação a quente é citada na literatura (por exemplo, GARZA-MONTES-DE-OCA, 2009 e PELLIZZARI ET AL, 2005) como tendo características protetivas em relação ao substrato metálico em muitos casos. Uma destas situações é relacionada ao efeito dos óxidos sobre o mecanismo de coalescência das trincas, como se comprovou pela simulação numérica realizada no âmbito dessa dissertação. A Figura 76 apresenta a distribuição de temperaturas próximas à superfície externa do material, no momento do final do aquecimento. Embora as temperaturas superficiais atinjam aproximadamente 360°C, há um grande gradiente de temperaturas no óxido, graças ao valor reduzido de condutividade térmica desse material. Logo, muito pouco calor penetra no substrato metálico.

Figura 76 – Campo de temperaturas próximo à superfície do material (em °C)

Fonte: autor

Há duas consequências principais deste resultado: a primeira delas é que a taxa de propagação das trincas se reduz nessa situação, dado que as tensões em regime elástico são

sempre compressivas no substrato metálico. Com isso, não há histerese de deformação plástica, nem ocorrência de tensões trativas no domínio, o que leva a interrupção ou redução da taxa de propagação para profundidades muito menores do que quando não há recobrimento da superfície pelo óxido.

A segunda consequência é que a menores temperaturas a resistência mecânica do aço se torna maior, dificultando a nucleação do defeito em decorrência das tensões de cisalhamento na ponta da trinca. A Figura 77 apresenta uma comparação entre os campos de deformação plástica na ausência de óxido e sob uma camada fina de 10 μm . Nota-se que os valores absolutos são inferiores para o domínio recoberto pelo óxido, embora ocorra deformação plástica aproximadamente nas mesmas zonas.

Figura 77 – Deformação plástica para material sem recobrimento de óxido (superior) e sob camada de 10 μm (inferior). Da esquerda para a direita, trincas de 100, 200, 500 e 1000 μm .

Fonte: autor

5.4 COMENTÁRIOS FINAIS SOBRE O MODELAMENTO E SEUS RESULTADOS

Os resultados obtidos por análise de experimentos em escala piloto e por modelamento analítico e numérico do processo de laminação a quente mostram que a oxidação e outros fenômenos tribológicos correlatos desempenham papel fundamental no desenvolvimento da fadiga térmica nos cilindros durante a conformação. A importância da oxidação nesse contexto está presente na investigação da vida das ferramentas sob fadiga térmica; na determinação do meio em que as trincas serão nucleadas (camada de óxido ou substrato metálico); no cálculo da densidade de trincas na superfície dos cilindros; e na determinação do mecanismo de coalescência das trincas de origem térmica, que podem promover arrancamento de material para maiores profundidades de trinca.

Os resultados deste estudo mostram também que o uso de métodos numéricos para a análise do mecanismo de dano em questão permite obter respostas de difícil acesso por outros meios. Logo, mostra-se de grande utilidade sua adoção como ferramenta cotidiana dos fabricantes de materiais para cilindros, dos fabricantes dos próprios cilindros e das metalúrgicas e siderúrgicas que fazem uso destes componentes.

Finalmente, embora a literatura apresente exemplos de simulações numéricas aplicadas ao processo de laminação, muitos destes trabalhos tem como objetivo investigar a qualidade do produto laminado, relegando o cilindro a uma modelagem rígida ou pouco detalhada. Mesmo nos trabalhos em que o objetivo é o estudo do cilindro, normalmente as respostas apresentadas se referem aos campos de temperatura na ferramenta, ou no máximo a um estudo simplificado do estado de tensões que se desenvolve nos cilindros. As análises apresentadas nessa dissertação sugerem que modelos numéricos podem fornecer informações mais importantes sobre a solicitação a que os cilindros são submetidos e sobre a resposta dos materiais envolvidos, principalmente no contexto da tribologia e dos fenômenos em escala microscópica que ocorrem durante a operação do laminador, permitindo maior acurácia na previsão da vida dos cilindros em condições de trabalho.

6 CONCLUSÕES

- Embora o principal mecanismo envolvido na ocorrência de fadiga térmica seja o acúmulo de deformações plásticas associado à fadiga de baixo ciclo, o que já era bem estabelecido na literatura sobre conformação a quente, há diversos fatores que intensificam a nucleação e evolução do dano, fazendo com que o cálculo por modelos analíticos tradicionais superestime a vida dos cilindros sob condições de fadiga térmica.
- A umidade presente durante a operação dos cilindros de laminação a quente, provocada pela água utilizada para refrigeração, pode propiciar as condições para ocorrência de oxidação preferencial em contorno de grão e/ou corrosão na superfície de trabalho, as quais podem levar à formação de concentradores de tensão que reduzem drasticamente a vida em fadiga do material.
- No caso em que as temperaturas no cilindro durante a operação sejam elevadas a ponto de permitir que a formação de óxido supere a abrasão sofrida pela ferramenta, é esperado o crescimento gradual de uma camada de óxido sobre a superfície metálica, a qual tem grande influência na nucleação de trincas de origem térmica. Uma vez nucleadas, essas trincas funcionam como entalhes que intensificam tensões locais, levando a propagação dos defeitos para o substrato metálico. Desse modo, a presença da camada de óxido facilita a nucleação de defeitos na superfície metálica, pelo efeito de concentração de tensões, que favorece o mecanismo de acúmulo de deformação plástica.
- Ao mesmo tempo, porém, a camada de óxido dificulta a propagação destes defeitos, especialmente por isolar termicamente o cilindro, reduzindo a solicitação de origem térmica que promove a propagação das trincas para o centro da ferramenta. Além disso, a presença do óxido também reduz o atrito com a chapa, levando a uma redução também nas tensões de cisalhamento que levam à mudança de direção das trincas, com consequente coalescência e remoção de material.
- A coalescência das trincas de origem térmica ocorre de forma distinta em cilindros de matriz homogênea e heterogênea. No primeiro caso, a coalescência se inicia com a mudança de direção de trincas que se tornam excessivamente extensas, atingindo profundidades em que o calor recebido da chapa não consegue alcançar. Nessas regiões, as tensões decorrentes do atrito na superfície são transferidas como momentos para a ponta das trincas, levando a solicitações mais intensas quanto mais distantes da

superfície do cilindro. Essas solicitações ocorrem na forma de tensões de cisalhamento, promovendo propagação da trinca perpendicularmente à direção original de propagação e paralelamente à superfície do cilindro.

- No caso de cilindros de matriz heterogênea, a coalescência se dá pela mudança de direção de propagação das trincas provocada pela complexidade do campo de tensões que se desenvolve ao redor das partículas de segunda fase, as quais normalmente apresentam propriedades mecânicas e coeficientes de expansão térmica diferentes daqueles do material da matriz.
- O espaçamento entre trincas atinge um equilíbrio após um certo número de passes de laminação, o qual pode ser estimado de forma bastante prática por meio de um cálculo inverso, em casos em que haja preponderância de abrasão sobre oxidação, ou quando a camada de óxido formada seja densa o suficiente para atuar como um material contínuo. Nesse caso, modelos numéricos com trincas pré-inseridas, de diferentes comprimentos, podem ser utilizados para investigar o estado de tensões e deformações superficial. Quando a razão entre comprimento e separação das trincas é tal que as solicitações se concentram na ponta das trincas, aliviando a superfície e evitando que esta região entre em processo de histerese plástica, pode-se supor que a densidade de defeitos superficiais entrou em equilíbrio.
- Por outro lado, quando a camada de óxido apresenta porosidade elevada, os vazios em sua estrutura concentram tensões, facilitando a nucleação de defeitos que levam à remoção contínua da camada. Neste caso, não é esperado que se atinja um valor de equilíbrio para o espaçamento entre as trincas.

8 REFERÊNCIAS

ARCHARD, J. F. Contact and rubbing of flat surfaces. **Journal of Applied Physics**, v.24, n.8, p. 981-988, 1953.

AVALLONE, E., BAUMEISTER, T., SADEGH, A. **Marks' Standard Handbook for Mechanical Engineers**. New York: McGraw-Hill, 2006. v. 10.

BENASCIUTTI, D. On thermal stress and fatigue life evaluation in work rolls of hot rolling mill. **Journal of Strain Analysis**, v.47, p. 297-312, 2012.

BEYNON, J. H. Tribology of hot metal forming. **Tribology International**, v.31, p. 73-77, 1998.

BLACK, J. T., KOHSER, R.A. **DeGarmo's materials and processes in manufacturing**. New York, EUA: John Wiley & Sons, 2017.

CAMPBELL, F.C. Fatigue. In:_____. **Elements of Metallurgy and Engineering Alloys**. Materials Park, EUA: ASM International, 2008.

CHANG, D-F. Thermal stresses in work rolls during the rolling of metal strip. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 94, n. 1, p. 45-51, 1999.

CHEN, C., WANG, Y., OU, H., LIN, Y. J. Energy-based approach to thermal fatigue life of tool steels for die casting dies. **International Journal of Fatigue**, v. 92, p. 166-178, 2016.

CHRIST, H.-J. Is Thermomechanical Fatigue Life Predictable?. **Procedia Engineering**, v. 55, p. 181-190, 2013.

COFFIN, L. A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. **Transactions of the American Society of Mechanical Engineers**, v.76, p. 931-950, 1954.

DAVIS, J. R.; DESTEFANI, J. D.; FRISSELL, H. J. **Metals Handbook**. Vol. 13: Corrosion. Materials Park, EUA: ASM International, 1987, 1415p.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. Londres, Reino Unido: McGraw-Hill Book Company, 1988, 766p.

DOBRIK, A. V.; MOISEENKO, I. I. An analysis of failures of hot rolling mill rolls and the development of methods of increasing their life. **Materials Science**, v. 19, n. 4, p. 357-360, 1984.

DUAN, X.; SHEPPARD, T. Three dimensional thermal mechanical coupled simulation during hot rolling of aluminium alloy 3003. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 44, n. 10, p. 2155-2172, 2002.

DÜNCKELMEYER, M., KREMPASZKY, C., WERNER, E., HEIN, G., SCHÖRKHUBER, K. Analytical modeling of thermo-mechanically induced residual stresses of work rolls during hot rolling. In: 13th International Conference on Metal Forming, 2010, Toyohashi, Japão. **Proceedings...** Toyohashi, Japão, 2010.

ENGLUND, D., FORSSTRÖM, D. **Investigation into the failure of hot forming tools and their tribological behaviour**. 2010. 58p. Dissertação de mestrado - Lulea University of Technology, Suécia, 2010.

ERICKSON, L.C., HOGMARK, S. Analysis of banded hot rolling rolls. **Wear**, v.165, p. 231-235, 1993.

FELDER, E. The wear of hot working tools. Application to forging and rolling of steel. **Tribology Series**, v.14, p. 253-258, 1989.

GALLERNEAU, F.; CHABOCHE, J-L. Fatigue life prediction of single crystals for turbine blade applications. **International Journal of Damage Mechanics**, v. 8, n. 4, p. 404-427, 1999.

GANGLOFF, R.P. Environmental cracking corrosion fatigue. In: BABOIAN, R., **Corrosion Tests and Standards: Application and Interpretation**. West Conshohocken: ASTM International. 2005. p. 302–21.

GARZA-MONTES-DE-OCA, N. F., RAINFORTH, W. M. Wear mechanisms experienced by a work roll grade high speed steel under different environmental conditions. **Wear**, v. 267, p. 441-448, 2009.

GONZÁLEZ, V., RODRÍGUEZ, P., HADUCK, Z., COLÁS, R. Modelling oxidation of hot rolling work rolls. **Journal of Ironmaking and Steelmaking**, v. 28, p. 470 – 473, 2001.

HALÁSZI, C, NELHIEBEL, C., GAIER, C., DANNBAUER, H. Determination of the material parameters for Sehitoglu's TMF life prediction model. IN: THE 6TH ENGINEERING INTEGRITY SOCIETY INTERNATIONAL CONFERENCE ON DURABILITY AND FATIGUE. 2007. Cambridge, Reino Unido. **Anais...** Cambridge, Reino Unido, 2008.

HALÁSZI, C.; GAIER, C.; DANNBAUER, H. Fatigue life prediction of thermo-machanically loaded engine components. IN: 11TH EUROPEAN AUTOMOTIVE CONGRESS. 2007. Budapeste, Hungria. **Anais...** Budapeste, Hungria, 2007.

HILTI CORPORATION. **Corrosion handbook**. Liechtenstein, 2015.

HLADY, C.O., BRIMACOMBE, J.K., SAMARASEKERA, I.V., HAWBOLT, E.B. Heat Transfer in the Hot Rolling of Metals. **Mettalurgical and Materials Transactions B**, v. 26b, p.1019-1027, 1995.

HOCHANADEL, P. W., EDWARDS, G. R., MAGUIRE, M. C., BALDWIN, M. D. The effect of microstructure on the thermal fatigue resistance of investment cast and wrought AISI H13 hot work die steel. In: 18TH INTERNATIONAL DIE CASTING CONGRESS AND EXPOSITION. **Anais...** Indianapolis, EUA, 1995.

HOPPE, S. **Experimental and numerical analysis of chip formation in metal cutting**. 2003. 199p. Tese de Doutorado - Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule, Aachen, Alemanha, 2003.

HOWES, M. A. H. A Study of Thermal Fatigue Mechanisms. In: SPERA, D.A., MOWBRAY, D.F. **Thermal Fatigue of Materials and Components**. Materials Park, EUA. American Society for Testing and Materials, p. 86-105, 1976.

INFORZATO, Diego José. **Estudo do comportamento dos aços ferramenta Thyrotherm 2999 EFS supra e H13 sob fadiga de baixo ciclo a altas temperaturas**. 2005. 130p. Tese de Doutorado - Universidade de São Paulo, São Carlos, 2005.

JIN, W.; PIEREDER, D.; LENARD, J. G. A study of the coefficient of friction during hot rolling of a ferritic stainless steel. **Tribology & Lubrication Technology**, v. 58, n. 11, p. 29, 2002.

KANG, H. T., LEE, Y. L., CHEN, J., FAN, D. A thermo-mechanical fatigue damage model for variable temperature and loading amplitude conditions. **International Journal of Fatigue**, v. 29, n. 9, p. 1797-1802, 2007.

KATTUS, J. R.; WILLHELM, A. C. Effects of Surface Imperfections on the Thermal-Fatigue Life of Metals. In: ASME 1965 GAS TURBINE CONFERENCE AND PRODUCTS SHOW. **Anais...** Washington, EUA: American Society of Mechanical Engineers, 1965.

KIM, C. K., PARK, J. I., RYU, J. H., LEE, S. Correlation of Microstructure and Thermal-Fatigue Properties of Centrifugally Cast High-Speed Steel Rolls. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 35a, p. 481-492, 2004.

KLOBČAR, D.; TUŠEK, J.; TALJAT, Thermal fatigue of materials for die-casting tooling. **Materials Science and Engineering: A**, v. 472, n. 1, p. 198-207, 2008.

KYAW, Si Thu et al. Effects of surface roughness on thermo-mechanical fatigue life of a P91 power plant steel. **Procedia Structural Integrity**, v. 2, p. 664-672, 2016.

LE ROUX, S., MEDJEDOUB, F., DOUR, G., REZAÏ-ARIA, F. Role of heat-flux density and mechanical loading on the microscopic heat-checking of high temperature tool steels under thermal fatigue experiments. **International Journal of Fatigue**, v.51, p. 15-25, 2013.

LENARD, J.G. **Primer on Flat Rolling**. Oxford, Reino Unido: Elsevier, 2007. 185p.

LENARD, J. G.; BARBULOVIC-NAD, L. The coefficient of friction during hot rolling of low carbon steel strips. **Transactions of the American Society of Mechanical Engineers Journal of Tribology**, v. 124, n. 4, p. 840-845, 2002.

LIEURADE, H.P., DIAS, A., GIUSTI, J., WISNIEWSKI, A. Experimental simulation and theoretical modelling of crack initiation and propagation due to thermal cycling. **High Temperature Technology**, v. 8, n. 2, p. 137-145, 1990.

LIMA, L.G.D.B.S, GONÇALVES, A., BRAGA, A.P.V., BOCCALINI JR, M., SOUZA, R.M. Coupled experimental-numerical analysis of wear in hot-rolling rolls. In: 10TH INTERNATIONAL TOOLING CONFERENCE. **Anais...** Bratislava, Eslováquia. 2016.

LIU, H.W.; OSHIDA, Y. **Literature survey on oxidations and fatigue lives at elevated temperatures**. Cleveland, EUA: National Aeronautics and Space Administration, 1984. NASA (Contractor Report 174639).

LIU, C. C.; WU, J. H.; KUO, C. C. Low-Cycle Fatigue of DIN 1.2367 Steels in Various Treatments. **Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures**. Springer Netherlands, p. 217-218, 2006.

LUNDBERG, S.-E., GUSTAFSSON, T. The influence of rolling temperature on roll wear, investigated in a new high temperature test rig. **Journal of Materials Processing and Technology**, v.42, p. 239-291, 1994.

MAIER, H. J.; TETERUK, R. G.; CHRIST, H.-J. Modelling thermomechanical fatigue life. **Materials at High Temperatures**, v. 19, n. 1, p. 9-17, 2002.

MANSON, S. **Behavior of materials under condition of thermal stress**. Cleveland, EUA: Lewis Flight Propulsion Laboratory, 1954. (Relatório técnico nº 1170).

MANSON, S. **Thermal stress and low-cycle fatigue**. Nova Iorque, EUA: McGraw-Hill Book Company, 1966, 404p.

MAO, J., ENGLER-PINTO, C. C., LI, T., HSIEH, J., SU, X. Effect of Constitutive Model on Thermomechanical Fatigue Life Prediction. **Procedia Engineering**, v. 133, p. 655-668, 2015.

MEDJEDOUB, F., LE ROUX, S., DOUR, G., RÉZAIÏ-ARIA, F. Effect of local stress on the heat-checking morphology in high temperature tool steels under thermal fatigue: Transition from multi-axiality to uniaxiality. **Mechanics of Materials**, v.69, p. 159-172, 2014.

MERCADO-SOLIS, R. D., BEYNON, J. H. Simulation of thermal fatigue in hot strip mill work rolls. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, v.34, p. 175-191, 2005.

MERCADO-SOLIS, R. D., TALAMANTES-SILVA, J., BEYNON, J. H., HERNANDEZ-RODRIGUEZ, M. A. L. Modelling surface thermal damage to hot mill rolls. **Wear**, v.263, p. 1560-1567, 2007.

MINICHMAYR, R., RIEDLER, M., WINTER, G., LEITNER, H., EICHLSEDER, W. Thermo-mechanical fatigue life assessment of aluminium components using the damage rate model of Sehitoglu. **International Journal of Fatigue**, v. 30, n. 2, p. 298-304, 2008.

MIQUEL, B., JEAN, S., LE ROUX, S., LAMESLE, P., RÉZAIÏ-ARIA, F. Heat-checking of hot work tool steels. **European Structural Integrity Society**, v. 29, p. 185-193, 2002.

MUNTHER, P.A.; LENARD, J.G. A study of friction during hot rolling of steels. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, v. 26, n. 6, p. 231-240, 1997.

NAGL, M., EVANS, W. T., HALL, D. J., SAUNDERS, S. R. J. The failure of iron oxide scales at growth temperature under tensile stress. **Le Journal de Physique IV**, v. 3, n. 9, p. 933-941, 1993.

NEU, R. W., SEHITOGLU, H. Thermomechanical Fatigue, Oxidation, and Creep: Part I. Damage Mechanisms. **Metallurgical Transactions A**, v.20A, p. 1755-1767, 1989.

NEU, R. W., SEHITOGLU, H. Thermomechanical Fatigue, Oxidation, and Creep: Part II. Life Prediction. **Metallurgical Transactions A**, v.20A, p. 1769-1783, 1989.

OSHIDA, Y., LIU, H. W. Grain Boundary Oxidation and an Analysis of the Effects of Oxidation on Fatigue Crack Nucleation Life. In: SOLOMON, H.D., HALFORD, G.R., KAISAND, L. R., LEIS, B.N. **Low Cycle Fatigue**. Materials Park, EUA: American Society for Testing and Materials, p. 1199-1217, 1986.

PELLIZZARI, M.; MOLINARI, A.; STRAFFELINI, G. Tribological behaviour of hot rolling rolls. **Wear**, v. 259, n. 7, p. 1281-1289, 2005.

PERSSON, A., HOGMARK, S., BERGSTRÖM, J. Simulation and evaluation of thermal fatigue cracking of hot work tool steels. **International Journal of Fatigue**, v.26, p. 1095-1107 2004.

PICQUE, B. **Experimental study and numerical simulation of iron oxide scales mechanical behavior in hot rolling**. 2004. 257p. Tese (doutorado) - Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

PIETRZYK, M.; LENARD, J. G. The effect of the temperature rise of the roll on the simulation of the flat rolling process. **Journal of materials processing technology**, v. 22, n. 2, p. 177-190, 1990.

PIETRZYK, M., KUSIAK, H., LENARD, J. G., MALINOWSKI, Z. Heat exchange between the workpiece and the tool in the metal forming processes. In: PROCEEDINGS OF THE CONFERENCE OF FORMABILITY. **Anais...** Ostrava, República Tcheca. 1994. p. 329-338.

POPLAWSKI, J. V.; SECCOMBE, D. Bethlehem's contribution to the mathematical modeling of cold rolling in tandem mills. **Iron Steel Eng.**, v. 57, n. 9, p. 47-58, 1980.

RABINOWICZ, E., DUNN, L.A., RUSSELL, P.G. A study of abrasive wear under three-body conditions. **Wear**, v.4, p.345-355, 1961.

RADHAKRISHNAN, V.M., KALLURI, S., HALFORD, G.R. **Application of an Energy-Based Life Prediction Model to Bithermal and Thermomechanical Fatigue**. Cleveland, EUA: National Aeronautics and Space Administration, 1994. (NASA Technical Memorandum 106684).

RAHN, R.; SCHRUFF, I. The Selection of Tool Steels for Hot-Stamping Tools with Respect to Increased Loads. In: 5th INTERNATIONAL CONFERENCE ON HOT SHEET METAL FORMING OF HIGH-PERFORMANCE STEEL, 2015, Toronto, Canadá. **Anais...** Warrendale, EUA: AIST, 2015.

ROBERTS, W.L. Hot rolling of steel. Nova Iorque, EUA: Marcel Dekker Inc, 1983, 1040p.

SAUNDERS, S. R. J., MONTEIRO, M., RIZZO, F. The oxidation behaviour of metals and alloys at high temperatures in atmospheres containing water vapour: A review. **Progress in Materials Science**, v.53, p. 775-837, 2008.

SEHITOGLU, H.; BOISMIER, D. A. Thermo-Mechanical Fatigue of Mar-M247: Part 2—Life Prediction. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 112, n. 1, p. 80-89, 1990.

SEHITOGLU, H.; KARAYAKA, M.. Prediction of thermomechanical fatigue lives in metal matrix composites. **Metallurgical Transactions A**, v. 23, n. 7, p. 2029, 1992.

SERANTONI SILVA, C. R. **Fadiga térmica de ferros fundidos brancos multicomponentes**. 2003. 131p. Dissertação de mestrado - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.

SEREDYNSKI, F. Prediction of Plate Cooling During Rolling Mill Operation. **Journal of Iron and Steel Institute**, v.211, p. 197-203, 1973.

SERIACOPI, V. **Simulação numérica do campo de tensões na microestrutura do aço ferramenta AISI H13 durante o forjamento a quente**. 2013. 150p. Dissertação de mestrado - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2013.

SMITH, K.N.; WATSON, P.; TOPPER, T. H. A Stress-Strain Function for the Fatigue of Metals, **Journal of Materials**, v. 5, n. 4, p. 767-778, 1970.

SOCIE, D.; SOCIE, B. Thermomechanical fatigue made easy. IN: THE 6TH ENGINEERING INTEGRITY SOCIETY INTERNATIONAL CONFERENCE ON DURABILITY AND FATIGUE. **Anais...** Cambridge, Reino Unido. 2007.

SONBOLI, A.; SERAJZADEH, S. A model for evaluating thermo-mechanical stresses within work-rolls in hot-strip rolling. **Journal of Engineering Mathematics**, v. 72, n. 1, p. 73-85, 2012.

SONODA, A., HAMADA, S., NOGUCHI, H. **Analysis of Small Spalling Mechanism on Hot Rolling Mill Roll Surface**. Memoirs of the Faculty of Engineering, Kyushu University, 69, p. 1-14, 2009.

SPUZIC, S. **Hot Rolling Mill Roll Wear – Some Aspects of High Temperature Abrasion**. 1996. 323 p. Tese (doutorado) – University of South Australia. Adelaide, Austrália.

STEVENS, P.G., IVENS, K.P., HARPER, P. Increasing Work-Roll Life By Improved Roll-Cooling Practice. **Journal of The Iron and Steel Institute**, p. 1-11, 1971.

SU, X., ZUBECK, M., LASECKI, J., ENGLER-PINTO, C. C., TANG, C., SEHITOGLU, H., ALLISON, J. **Thermal fatigue analysis of cast aluminum cylinder heads**. Warrendale, EUA: Society of Automotive Engineers, 2002. (SAE Technical Paper 2002-01-0657).

SUN, C. G., HWANG, S. M., YUN, C. S., CHUNG, J. S. Investigation of thermomechanical behavior of a work roll and of roll life in hot strip rolling. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 29, n. 9, p. 2407-2424, 1998.

SURESH, S. **Fatigue of Materials**. Cambridge, Reino Unido: Cambridge University Press, 1991, 617p.

TIEU, A. K., ZHU, Q., ZHU, H., LU, C. An investigation into the tribological behaviour of a work roll material at high temperature. **Wear**, v.273, p. 43-48, 2011.

TORRES, M., COLÁS, R. A model for heat conduction through the oxide layer of steel during hot rolling. **Journal of Materials Processing Technology**, v.105, p. 258-263, 2000.

TSENG, A.A., LIN, F.H., GUNDERIA, A.S., NI, D.S. Roll Cooling and Its Relationship to Roll Life. **Metallurgical Transactions A**, v.20A, p. 2305-2320, 1989.

TSENG, A.A. Thermal Modeling of Roll and Strip Interface in Rolling Processes: Part 2 – Simulation. **Numerical Heat Transfer**, v.35A, p. 135-154, 1999.

TREMEA, A., BIGGI, A., CORBO, G., CESCATO, D., PELLIZZARI, M., MOLINARI, A. Performances evaluation of high-speed steels for hot rolling by wear and thermal fatigue tests. IN: PROCEEDINGS OF THE AISTECH 2006. **Anais...** Cleveland, EUA, 2006.

WANG, B. **A simulation of roll wear in hot rolling processes**. 1996. 327 p. Dissertação (mestrado) - The University of Wollongong, Wollongong, Australia.

WERONSKI, A., HEJWOWSKI, T. **Thermal fatigue of metals**. Nova Iorque, EUA: Marcel Dekker Inc., 1991, 366p.

WILLIAMS, J. A. The influence of repeated loading, residual stresses and shakedown on the behaviour of tribological contacts. **Tribology International**, v.38, p. 786-797, 2005.

WORLD STEEL ASSOCIATION, Steel Statistical Yearbook 2013. Bruxelas, Bélgica: worldsteel Committee on Economic Studies, 2013, 117p.

WORLD STEEL ASSOCIATION, Steel Statistical Yearbook 2016. Bruxelas, Bélgica: worldsteel Committee on Economic Studies, 2016, 124p.

WORLD STEEL ASSOCIATION, World Steel in Figures 2017. Bruxelas, Bélgica: worldsteel Committee on Economic Studies, 2017, 31p.

WU, X. Life prediction of gas turbine materials. In: INJETI, G. **Gas turbines**. Rijeka, Croácia: InTech Europe. 2010. 364p.

ZAMRI, W. F. H., KOSASIH, P. B., TIEU, A. K., ZHU, Q., ZHU, H. Variations in the microstructure and mechanical properties of the oxide layer on high speed steel hot rolling work rolls. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, n. 12, p. 2597-2608, 2012.

ZAMRIK, S. Y.; RENAULD, M. L. A Biaxial Fatigue Model for Thermomechanical Strain Cycling. IN: 5TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON BIAXIAL / MULTIAXIAL FATIGUE AND FRACTURE. **Anais...** Cracóvia, Polônia, 1997.

ZHOU, S.X. An integrated model for hot rolling of steel strips. **Journal of Materials Processing Technology**, v.134, p.338-351, 2003.

ZHUANG, W. Z., SWANSSON, N. S. **Thermo-Mechanical Fatigue Life Prediction: A Critical Review**. Australia: Defence Science and Technology Organization, Department of Defence, 1998. (Technical Report DSTO-TR-0609).