



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – UEMG

Dissertação de Mestrado



“Influência de tratamentos térmicos de têmpera a partir de austenitização intercrítica no comportamento mecânico de um aço inoxidável bifásico do tipo UNS S41003”



Autor: Isadora Pereira Nunes

Orientador: Prof. Dr. Leonardo Barbosa Godefroid

Abril de 2020



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – UEMG

Isadora Pereira Nunes

“Influência de tratamentos térmicos de têmpera a partir de austenitização intercrítica no comportamento mecânico de um aço inoxidável bifásico do tipo UNS S41003”

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Análise e Seleção de Materiais
Orientador: Prof. Leonardo Barbosa Godefroid

Ouro Preto, abril de 2020

SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

N972i Nunes, Isadora Pereira .
Influência de tratamentos térmicos de têmpera a partir de austenitização intercrítica no comportamento mecânico de um aço inoxidável bifásico do tipo UNS S41003. [manuscrito] / Isadora Pereira Nunes. - 2020.
77 f.: il.: color., tab..

Orientador: Prof. Dr. Leonardo Barbosa Godefroid.

Dissertação (Mestrado Acadêmico). Universidade Federal de Ouro Preto. Rede Temática em Engenharia de Materiais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Análise e Seleção de Materiais.

1. Aço Inoxidável Ferrítico - UNS S41003. 2. Aço inoxidável - Austenitização Intercrítica. 3. Aço - Fratura - Metais duros. 4. Aço - Fadiga. I. Godefroid, Leonardo Barbosa . II. Universidade Federal de Ouro Preto. III. Título.

CDU 620

Bibliotecário(a) Responsável: Maristela Sanches Lima Mesquita - CRB:1716



REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS UFOP - UEMG

Pós-Graduação em Engenharia de Materiais



“Influência de tratamentos térmicos de têmpera a partir de austenização intercrítica no comportamento mecânico de um aço inoxidável bifásico do tipo UNS S41003”

Autor(a): Isadora Pereira Nunes

Dissertação defendida e aprovada, em 22 de abril de 2020, pela banca examinadora constituída pelos professores:

Prof. Leonardo Barbosa Godefroid (Doutor) - Orientador
Universidade Federal de Ouro Preto

XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX

Psq. Geovane Martins Castro (Doutor)
APERAM South America – Unidade Timóteo
(Participação por videoconferência)

XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX

Prof. José Carlos de Lacerda (Doutor)
Universidade Federal de Itajubá
(Participação por videoconferência)

XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX

Prof. Geraldo Lúcio e Faria (Doutor)
Universidade Federal de Ouro Preto
(Participação por videoconferência)

Certifico que a defesa realizou-se com a participação à distância dos membros Psq. Geovane Martins Castro, Prof. José Carlos de Lacerda e Prof. Geraldo Lúcio de Faria e que, depois das arguições e deliberações realizadas, cada participante a distância afirmou estar de acordo com o conteúdo do parecer da banca examinadora.

Prof. Leonardo Barbosa Godefroid
Presidente

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus e a Nossa Senhora.

Ao programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais – REDEMAT, pela oportunidade.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – CAPES, pela concessão de bolsa de estudos.

Ao meu orientador, professor Dr. Leonardo Barbosa Godefroid, pela orientação e confiança. Agradeço também pelos ensinamentos compartilhados.

Ao professor Geraldo Lúcio de Faria pelo efetivo apoio com conhecimentos técnicos e teóricos que foram imprescindíveis para a realização desse trabalho. Obrigada por todo tempo dedicado a me ajudar.

Ao professor José Carlos de Lacerda pela confecção dos corpos de prova utilizados no desenvolvimento deste trabalho.

À empresa Aperam South America (Geovane Martins Castro), pelo apoio nas simulações no *software Thermo-Calce* fornecimento do material.

Aos Laboratórios de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica – DEMET, de Ensaio Mecânicos – DEMET e ao NanoLab – REDEMAT, pelo auxílio na execução de ensaios.

Aos técnicos dos laboratórios do DEMET, Sidney Cardoso de Araújo, Paulo Sérgio Moreira, Denilson Mello, Graciliano Dimas Francisco, pela colaboração.

Aos colegas do Laboratório de Ensaio Mecânicos, pelos momentos de companheirismo e conselhos compartilhados.

À minha família, em especial aos meus pais, pelo apoio e paciência incondicionais.

A todos aqueles que, de alguma forma, contribuíram para a execução desse trabalho.

Muito Obrigada!

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	1
2. OBJETIVOS	4
2.1. Geral	4
2.2. Específicos	4
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
3.1. O açoInoxidável Ferrítico 410D	5
3.2. Tratamentos Térmicos no Aço Inoxidável Ferrítico 410D.....	7
3.3. Endurecimento por Transformação Martensítica	9
3.4. Mecânica de Fratura Elasto-plástica Aplicada a Aços Inoxidáveis	11
3.5. Relação entre Parâmetros Microestruturais e Tenacidade à Fratura dos Aços	13
3.6. O Fenômeno da Fadiga	16
3.7. Crescimento de Trinca por Fadiga em Aços Inoxidáveis	18
3.8. Fechamento de Trinca por Fadiga.....	21
3.9. Efeito da Microestrutura no Comportamento em Fadiga dos Aços	23
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	27
4.1. Material.....	27
4.2. Procedimentos Experimentais.....	27
4.2.1. Simulação Computacional e Análise Dilatométrica	28
4.2.2. Tratamentos Térmicos.....	28
4.2.3. Análise Microestrutural.....	29
4.2.5. Ensaio Mecânicos.....	31
4.2.6. Fratografias	36
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	37
5.1. Simulação Computacional e Análise Dilatométrica	37
5.2. Influência dos Tratamentos Térmicos na Microestrutura	40
5.3. Influência dos Tratamentos Térmicos na Microdureza.....	45
5.4. Influência dos Tratamentos Térmicos na Resistência à Tração.....	48
5.5. Influência dos Tratamentos Térmicos na Tenacidade à Fratura	53
5.6. Influência dos Tratamentos Térmicos no Crescimento de Trincas por Fadiga.....	57
6. CONCLUSÕES.....	61
7. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	63
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	64
PUBLICAÇÕES DA AUTORA RELACIONADAS COM O TRABALHO	76

LISTA DE FIGURAS

Figura 3. 1. Resultados de (a) dureza e (b) tração das amostras de diferentes chapas de aços expandidos (FARIA <i>et al.</i> , 2015).....	7
Figura 3. 2. Curva tensão x deformação de engenharia de aços bifásicos (ALANEME <i>et al.</i> , 2010).....	10
Figura 3. 3. Curvas de Resistência dos aços bifásicos ao cromo e ao silício, com variação da profundidade de entalhe (GODEFROID <i>et al.</i> , 2005).....	12
Figura 3. 4. Representação da relação inversa entre resistência mecânica e tenacidade à fratura (HERTZBERG, 1989 Apud TOKIMATSU, 1995).....	14
Figura 3. 5. (a) Imagem de MO da propagação de uma trinca no aço microligado como recebido. (b) Imagem MEV da propagação de uma trinca no aço microligado tratado termicamente a 950°C (NASCIMENTO, 2010).....	15
Figura 3. 6. Representação esquemática dos estágios I e II de propagação de trincas por fadiga (Adaptado de MILELLA, 2013).....	17
Figura 3. 7. Imagens da superfície de um aço SAE 1020 sobre carregamento de fadiga de 240MPa; 3.3 x 10 ⁶ ciclos: (a) Imagem obtida pelo MEV; (b) Imagem obtida pelo Software SPIPTM (Adaptado de DE LACERDA <i>et al.</i> , 2017).....	17
Figura 3. 8. Curva da/dN x ΔK para o aço inoxidável ferrítico 4003 sob diferentes níveis de tensão (ZHANG <i>et al.</i> , 2016).....	20
Figura 3. 9. Variação da/dN x ΔK para o aço bifásico ao cromo, com efeito da razão R (GODREFOID <i>et al.</i> , 2005).	21
Figura 3. 10. Mecanismo de fechamento de trinca por fadiga (ANDERSON, 2017).	21
Figura 3. 11. Medidas experimentais do fechamento de trinca próximo ao limiar de propagação de trinca (Adaptado de GRITTI, 2006).....	23
Figura 3. 12. Propagação de uma trinca de fadiga em um aço AISI 1018 (SUZUKI, H.; MCEVILY, A., 1979).	24
Figura 3. 13. Curva de propagação de trinca por fadiga do aço microligado RD 480 para diferentes condições microestruturais (NASCIMENTO, 2010).....	25
Figura 3. 14. Seção lateral do corpo de prova do aço ao silício (0,6 C - 0,99 Si - 1,15 Mn) próximo ao ΔK_{th}	26
Figura 4. 1. Fluxograma dos tratamentos térmicos realizados no Aço 410D.	29
Figura 4. 2. Tratamento das imagens de microscopia óptica para a contagem da fração volumétrica de fases para uma amostra do aço 410D tratado termicamente a 840°C por 30min.	31
Figura 4. 3. Corpo de Prova para os ensaios de tração segundo a norma ASTM E 8M (2016).	32
Figura 4. 4. Corpos de Prova para ensaio de tenacidade à fratura, segundo a norma ASTM 1820 (2017).....	33
Figura 4. 5. Procedimento para obter a Curva J-R e o valor de J_Q de acordo com a norma ASTM E 1820.	34
Figura 4. 6. Corpos de Prova para ensaio de fadiga, segundo a norma ASTM 647 (2015).....	35
Figura 4. 7. Desvio de linearidade no descarregamento da curva carga x COD para o aço 410D no estado de entrega.	36

Figura 5. 1. Resultados obtidos na simulação computacional realizada com o <i>software Thermo-Calc</i> .	38
Figura 5. 2. Curva dilatométrica da variação do comprimento relativo do corpo de prova versus temperatura, durante aquecimento contínuo a 1°C/s, para o aço 410D.	39
Figura 5. 3. Curvas de resfriamento a 200°C/s de amostras de aço 410D a partir de temperaturas de austenitização de (a) 1000°C = austenitização completa; (b) 825°C = austenitização parcial.	40
Figura 5. 4. Microestrutura em microscopia óptica do aço 410D em seu estado de entrega - ataque a quente com reativo colorante – 500x.	40
Figura 5. 5. Microestruturas do aço 410D após os tratamentos térmicos de 1 a 9 - ataque a quente com reagente colorante – MO-500x.	42
Figura 5. 6. Microestruturas do aço 410D no estado de entrega e após os tratamentos térmicos 2, 3 e 10 - ataque a quente com reagente colorante – MEV-5000x. F = Ferrita. M= Martensita.	43
Figura 5. 7. Frações de martensita presentes nas microestruturas do aço 410D.	45
Figura 5. 8. Microdureza Vickers das amostras do aço 410D no estado de entrega e termicamente tratadas.	47
Figura 5. 9. Microdureza Vickers das fases ferrita e martensita presentes nas amostras do aço 410D após tratamentos térmicos.	48
Figura 5. 10. Efeito dos tratamentos térmicos na resistência por tração do aço estudado.	50
Figura 5. 11. Relação entre o limite de resistência por tração (LR) para o aço estudado e a “regra das misturas”.	51
Figura 5. 12. Superfícies de fratura de amostras do aço 410D ensaiadas por tração.	53
Figura 5. 13. Efeito dos tratamentos térmicos na tenacidade à fratura do aço estudado.	55
Figura 5. 14. Fratografias dos ensaios de tenacidade à fratura do aço estudado - MEV.	57
Figura 5. 15. Fratografias de tenacidade à fratura da amostra TT 3, mostrando dois mecanismos de fratura diferentes – MEV.	57
Figura 5. 16. Efeito dos tratamentos térmicos na resistência ao crescimento de trincas por fadiga no aço estudado.	59
Figura 5. 17. Fratografias dos ensaios de fadiga do aço estudado - esquerda: $da/dN \cong 1 \times 10^{-7}$ mm/cycle; direita: $da/dN \cong 5.5 \times 10^{-5}$ mm/cycle – MEV. 7000x.	60

LISTA DE TABELAS

Tabela III. 1. Especificação química com valores máximos para o aço 410D APERAM, 2019.	5
Tabela IV. 1. Composição química do aço estudado (% em massa).	27
Tabela V. 1. Propriedades medidas em ensaio de tração do aço estudado.....	49
Tabela V. 2. Propriedades medidas em ensaios de tração e de tenacidade à fratura do aço estudado.	54
Tabela V. 3. Propriedades medidas em ensaios de tração e de crescimento de trinca por fadiga do aço estudado.	58

LISTA DE NOTAÇÕES E SIGLAS

- ABM Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração
- ABNT Associação Brasileira de Normas Técnicas
- AISI Instituto Americano do Ferro e do Aço
- APERAM *Aperam South America*
- API *American Petroleum Institute*
- ASTM *American Society for Testing and Materials*
- C(T) *Compact Tension*
- CTOD *Crack Tip Opening Displacement*
- DEF_t Deformação total
- DEF_u Deformação uniforme
- DEMET Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
- GESFRAM Grupo de Estudos sobre Fratura de Materiais
- LTM Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica
- MEV Microscopia eletrônica de varredura
- MFEP Mecânica de fratura elasto-plástica
- MO Microscopia óptica
- N Número de ciclos
- PSB Persistent Slip Bands*
- R Razão entre Tensões
- RA Redução de área
- REDEMAT Rede Temática em Engenharia de Materiais
- SAE Society of Automotive Engineers
- TRIP *Transformation Induced Plasticity*
- UEMG Universidade Estadual de Minas Gerais
- UFOP Universidade Federal de Ouro Preto
- UNS *Unified Numbering System* – Sistema Unificado de Numeração

ZTA Zona termicamente afetada

σ_E Tensão limite de escoamento [MPa]

σ_{LR} Tensão limite de resistência [MPa]

A_{c1} Temperatura de início da formação de austenita [°C]

A_{c3} Temperatura de término da formação de austenita [°C]

C Constante do material para equação de Paris

da/dN Taxa de propagação de trinca por fadiga [mm/ciclo]

J Quantidade de energia disponível no material para promover o crescimento de trinca

K_{cl} Fator de intensidade de tensão para fechamento de trinca, [MPa. \sqrt{m}]

K_{ef} Fator de intensidade de tensões efetivo [MPa. \sqrt{m}]

K_{IC} Tenacidade à fratura em deformação plana [MPa. \sqrt{m}]

K_{max} Fator de intensidade de tensões máximo [MPa. \sqrt{m}]

K_{op} Fator de intensidade de tensões de abertura da trinca [MPa. \sqrt{m}]

m Constante do material para equação de Paris

Δa Variação do tamanho de trinca [mm]

ΔK Fator cíclico de intensidade de tensões [MPa. \sqrt{m}]

ΔK_{th} Limiar de propagação de trinca por fadiga [MPa. \sqrt{m}]

RESUMO

O aço ASTM A240 UNS S41003, denominado pela *Aperam* como 410D, é um aço inoxidável ferrítico não estabilizado com teor de cromo relativamente baixo, quando comparado a outros aços da mesma classe. Ele apresenta resistências mecânica por tração e à corrosão superiores as de aços baixo carbono comuns. Por isso, e por seu custo relativamente baixo entre os aços especiais em função da composição química simples, esse aço vem se apresentando como forte candidato à substituição de aços baixo carbono comuns em diversas aplicações. Para possibilitar novas aplicações desse aço é importante também garantir, além de resistência mecânica por tração elevada, um bom desempenho em relação à sua tenacidade à fratura e resistência à fadiga. Sendo assim, o desenvolvimento de mecanismos de endurecimento sem perda significativa da tenacidade é desejável. Sabendo que microestruturas bifásicas, como ferrita/ martensita, por exemplo, são favoráveis a estas propriedades dos aços e que o aço 410D é susceptível à transformação martensítica, devido à termodinâmica favorável fruto da sua composição química, este trabalho avaliou a influência de tratamentos térmicos de têmpera a partir de austenitização intercrítica sobre a microestrutura, dureza, resistência à tração, tenacidade à fratura (curvas de resistência $J \times \Delta a$) e crescimento de trinca por fadiga (curvas $da/dN \times \Delta K$) do aço inoxidável ferrítico 410D. Foram realizados tratamentos térmicos de têmpera a partir de austenitização intercrítica, variando-se a temperatura e o tempo de austenitização, com o objetivo de obter microestruturas bifásicas (ferrita e martensita). Os resultados revelaram a possibilidade de obter um aço bifásico a partir do aço inoxidável ferrítico de baixo teor de carbono chamado de 410D. O aumento da temperatura e do tempo de austenitização favoreceram o aumento da fração de martensita na microestrutura e frações elevadas de martensita, implicaram, de maneira geral, em maior dureza e resistência mecânica por tração do aço em detrimento da sua tenacidade à fratura. Microestruturas bifásicas apresentaram aumento significativo da resistência ao crescimento de trincas por fadiga, em comparação à microestrutura ferrítica do estado de entrega do aço. O balanço mais promissor entre ganho de resistência mecânica por tração, sem perda elevada de ductilidade e tenacidade foi apresentado pelo aço contendo 57% de martensita. Essa fração de fases foi também a que revelou maior aumento da resistência ao crescimento de trincas por fadiga no material, mostrando-se uma boa alternativa para enobrecer as propriedades e ampliar a gama de aplicações desse aço.

Palavras-chave: *Aço Inoxidável Ferrítico UNS S41003; Austenitização Intercrítica; Tenacidade à Fratura; Crescimento de Trinca por Fadiga.*

ABSTRACT

ASTM A240 UNS S41003 steel, called by Aperam as 410D, is a relatively low chromium unstabilized ferritic stainless steel, compared to other steels in the same class. It has superior mechanical and corrosion resistance than low carbon steels. Therefore, and because of its relatively low cost among special steels, in function of its simple chemical composition, this steel has been presented as a strong candidate for replacement of low carbon steels common in several applications. In order to provide new applications of this steel it is also important to ensure, in addition to high mechanical strength, a good performance in relation to its fracture toughness and fatigue strength. Therefore, the development of hardening mechanisms without significant loss of toughness is desirable. Knowing that dual phase microstructures are favorable to all these properties of steels and that 410D steel is susceptible to martensitic transformation due to thermodynamics favorable to its chemical composition, this work evaluated the influence of quenching heat treatments from intercritical austenitization on microstructure, hardness, tensile strength, fracture toughness (strength curves $J \times \Delta a$) and fatigue crack growth ($da/dN \times \Delta K$ curves) of 410D ferritic stainless steel. Quenching heat treatments were carried out modifying the temperature and the time of the austenitization in order to obtain biphasic microstructures (ferrite and martensite). The results revealed the possibility of obtaining a biphasic steel from the low carbon ferritic stainless steel called 410D. The increase in temperature and austenitization time favored an increase in the fraction of martensite in the microstructure and high fractions of martensite, which implied, in general, greater hardness and mechanical resistance by traction of steel at the expense of its fracture toughness. Biphasic microstructures showed a significant increase in fatigue crack growth resistance compared to the initial ferritic microstructure of the steel. The best relationship between mechanical strength gain without high loss of ductility and toughness was presented by steel containing 57% martensite. This phase fraction also showed the greatest increase in fatigue crack growth resistance in the material, proving to be a good alternative to ennoble the properties and expand the range of applications of this steel.

Keywords: *Ferritic Stainless Steel UNS S41003; Intercritical Austenitization; Fracture toughness; Fatigue Crack Growth.*

1. INTRODUÇÃO

O aço ASTM A240 UNS S41003, chamado pela *Aperam* de 410D, é um aço inoxidável ferrítico de composição química relativamente simples, com baixa adição de elementos de liga e baixo teor de cromo, quando comparado a outros aços inoxidáveis. Ele apresenta elevada resistência mecânica à tração, boa soldabilidade e boa resistência em ambientes corrosivos e abrasivos quando comparado a aços baixo carbono comuns. As propriedades apresentadas por esse aço alinhadas ao seu baixo custo de produção, em função da sua composição química relativamente simples, tornam-no um forte candidato à substituição de aços baixo carbono comuns em aplicações estruturais de diversos segmentos industriais. Por exemplo, na indústria de álcool e de açúcar o aço 410D pode ser empregado em taliscas de esteiras transportadoras, além de difusores, evaporadores, caldeiras, chaminés e lavadores de gases (APERAM, 2019). Os principais benefícios proporcionados pela substituição de aços carbono por aços inoxidáveis são o aumento da vida útil dos equipamentos e redução de custos com manutenção, além da redução de espessura das chapas, que no caso do aço 410D pode chegar a até 50%, fruto da elevada resistência mecânica por tração e resistência à corrosão apresentadas por esse aço quando comparado aos aços baixo carbono comuns, geralmente empregados nessas aplicações (FARIA *et al.*, 2015; FARIA *et al.*, 2016).

Apesar de ser um aço com resistência mecânica por tração superior em relação a aços baixo carbono comuns, caso seja desejável abrir mercado e explorar novas aplicações para esse aço, além de um desempenho satisfatório quanto à oxidação e à corrosão, é importante aprimorar ainda mais a sua resistência mecânica a carregamentos estáticos e garantir também boa tenacidade à fratura e resistência à fadiga, por exemplo. Por isso, desenvolver mecanismos que elevem a resistência mecânica do aço, sem comprometer de forma significativa outras propriedades mecânicas, é uma iniciativa importante e necessária. Em função das concentrações de Cr e de outros elementos α -gêneos serem relativamente baixas nesse aço, o campo de estabilidade da fase austenita não é tão contraído quando comparado a outras classes de aços ferríticos, possibilitando a sua austenitização em temperaturas praticáveis nas plantas industriais. Assim sendo, a possibilidade de produzir uma microestrutura bifásica, composta pelas fases ferrita e martensita, é uma boa alternativa a esse desafio. Os aços bifásicos já vêm sendo considerados há várias décadas na fabricação dos chamados aços avançados de alta resistência mecânica (AHSS) para aplicação automotiva (DE COOMAN; SPEER, 2011; FONSTEIN, 2015; DE COOMAN; FINDLEY, 2017;

KEELER *et al.*, 2017), e têm mostrado potencial para elevadas combinações de resistência mecânica e formabilidade.

Em aços AHSS tradicionais, uma rota para obtenção da microestrutura ferrita/martensita consiste na realização de um recozimento intercrítico a partir de uma estrutura original contendo ferrita/perlita, aquecendo o material a temperaturas entre A_{c1} (temperatura de início da formação da austenita) e A_{c3} (temperatura final de austenitização) (GARCIA; DEARDO, 1979; WYCLIFE *et al.*, 1981; DYACHENKO, 1982). Este tratamento térmico é diferente do recozimento de recristalização, uma vez que envolve transformação de fases. Dessa forma, sendo possível austenitizar o aço parcialmente e, submetendo-o a um resfriamento relativamente rápido, que caracterizaria a têmpera, a porção de austenita formada se transforma em martensita. Esta austenita formada é enriquecida em carbono, fato que será herdado pela martensita após a têmpera. Alcança-se assim, uma microestrutura bifásica, composta por martensita e pela ferrita remanescente que não sofreu a transformação durante o recozimento (AZIZI-ALIZAMINI *et al.*, 2011; TSUCHIYAMA *et al.*, 2012; MAZAHERI *et al.*, 2014). Este tipo de tratamento térmico foi originalmente projetado para a obtenção de aços bifásicos ferrita-martensita, mas atualmente consiste na principal ferramenta para produção industrial da maioria de aços AHSS laminados a frio, incluindo aços da chamada “terceira geração” para aplicações automotivas.

Por se tratar de uma fase de resistência mecânica por tração elevada, a presença de diferentes frações de martensita afeta diretamente as propriedades mecânicas dos aços bifásicos. A realização de austenitizações intercríticas no aço em diferentes temperaturas entre A_{c1} e A_{c3} e por diferentes intervalos de tempo pode promover a obtenção de microestruturas desse aço com frações variadas de martensita. De uma maneira geral, o aumento da temperatura e do tempo de tratamento intercrítico provocam um aumento da quantidade de austenita formada e diminuição de seu teor de carbono dissolvido. Conseqüentemente, ocorre um aumento da fração volumétrica de martensita na têmpera posterior, com uma diminuição do teor de carbono dissolvido nesta fase, com importantes alterações na sua subestrutura e nas propriedades mecânicas do aço bifásico (MATLOCK *et al.*, 1984; GOLOVANENKO; FOSTEIN, 1986; GHASEMI; FERREIDUNI, 2014).

A presença simultânea de ferrita e martensita no aço bifásico, misturando respectivamente uma fase mais macia com uma fase mais dura, proporciona uma boa combinação de ductilidade e elevada resistência mecânica por tração, numa forma semelhante ao comportamento mecânico de materiais compósitos. A resistência mecânica do aço é controlada principalmente pela fração volumétrica da martensita, enquanto a ductilidade do

aço é determinada pela ductilidade da matriz ferrítica e, adicionalmente, pela morfologia (forma e tamanho) e distribuição das ilhas de martensita. Além disso, os aços bifásicos possuem uma tensão limite de escoamento relativamente baixa e uma elevada taxa de encruamento durante a sua deformação.

A tenacidade à fratura e a resistência ao crescimento de trinca por fadiga dos aços bifásicos também são fortemente afetadas pelas suas características microestruturais. Em geral, três características da martensita, isto é, fração volumétrica, morfologia e sua tenacidade intrínseca, que são ligadas ao seu teor de carbono e nitrogênio, juntamente com as propriedades da ferrita, afetam a resistência à fratura dos aços bifásicos. Por exemplo, se um aumento na fração volumétrica da martensita induz a um menor teor de carbono nesta fase, a sua tenacidade à fratura será aumentada, devido a uma alteração no micromecanismo de fratura, de clivagem para microductilidade. A distribuição da martensita na microestrutura também será alterada com o aumento de sua fração volumétrica no aço. Isso deve retardar o trincamento e aumentar a resistência à fratura do aço, devido à necessidade de trincas desviarem ou quebrarem as ilhas dispersas de martensita (TKACH et al., 1984; TZOU; RITCHIE, 1985; SARWAR; PRIESTNER, 1999). A tortuosidade gerada na superfície de fratura induz a operação do mecanismo extrínseco de fechamento de trinca por rugosidade no crescimento de trinca por fadiga, contribuindo também para aumento da resistência à fadiga do aço bifásico (SUN et al., 1995; MUNIZ et al., 2019).

Em trabalho pioneiro e recente com o aço 410D, concluiu-se que este aço inoxidável é susceptível à transformação martensítica quando austenitizado e temperado (ARRUDA et al., 2018; VILELA et al., 2019; NUNES et al., 2019), mesmo considerando o seu baixo teor de carbono e nitrogênio. Entretanto, um estudo aprofundado sobre as condições de austenitização intercrítica, que proporcionam a obtenção de uma microestrutura bifásica adequada para esse aço inoxidável ferrítico e uma análise da relação entre a microestrutura bifásica e as principais propriedades mecânicas para este aço, ainda não foi realizado, limitando a sua fabricação industrial e sua aplicação nesta situação. Desta forma, o objetivo principal dessa pesquisa foi a verificação da possibilidade de se ampliar o uso do referido aço inoxidável, por meio de uma microestrutura bifásica convenientemente elaborada e com propriedades adequadas.

2. OBJETIVOS

2.1. Geral

Obter uma microestrutura bifásica adequada para o aço inoxidável ferrítico 410D por meio de tratamentos térmicos de têmpera a partir de austenitização intercrítica e avaliar a influência desses tratamentos térmicos sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço.

2.2. Específicos

Relacionar as características microestruturais (fração volumétrica de martensita) dos aços provenientes de cada um dos tratamentos térmicos com condições de austenitização intercríticas variadas, aplicados às suas propriedades mecânicas, por meio do levantamento das suas:

- Caracterização microestrutural;
- Propriedades mecânicas básicas (tração e microdureza);
- Tenacidade à fratura (integral J – curva de resistência);
- Resistência ao crescimento de trinca por fadiga (curva $da/dN \times \Delta K$);
- Fratografias.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. O aço Inoxidável Ferrítico 410D

O aço ASTM A240 UNS S41003 (410D) é um aço inoxidável ferrítico, que no Brasil é fabricado pela *Aperam South America*, cuja composição química é relativamente simples, com baixa adição de elementos de liga e baixo teor de cromo, quando comparado a outros aços inoxidáveis. A sua especificação química encontra-se de maneira detalhada na Tabela III.1 (APERAM, 2019).

Tabela III. 1. Especificação química com valores máximos para o aço 410D APERAM, 2019.

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	N
% (em massa)	0,03	1,50	1,00	0,04	0,015	10,50-12,50	1,00	0,03

O aço 410D é classificado como um aço inoxidável ferrítico por conta do teor de cromo (10,50 – 12,5% em massa) contido em sua composição química e por apresentar a ferrita (fase α cúbica de corpo centrado) como constituinte microestrutural predominante. O cromo é um dos elementos que desempenha, de maneira mais satisfatória, o papel de proteção contra a oxidação e a corrosão nos aços. Isso se deve à capacidade desse elemento de se combinar com o oxigênio, formando uma película impermeável de óxido de cromo (Cr_2O_3). Essa camada passiva de óxido, formada superficialmente, é responsável por evitar a degradação dos aços por meio da corrosão em ambientes corrosivos (LIPPOLD; KOTECKI, 2005; COSTA; MEI, 2010).

Na indústria de álcool e de açúcar, o aço 410D pode ser empregado em equipamentos estruturais como as taliscas de esteiras transportadoras por exemplo. Os aços comuns ao carbono, que geralmente são empregados na fabricação desses componentes, são suscetíveis ao processo de degradação por corrosão. Durante o processo de descarregamento da cana de açúcar, por exemplo, na mesa alimentadora e em seguida na esteira metálica, a presença de umidade junto com a abrasão, decorrente da presença de impurezas na cana vinda do campo, é responsável por desencadear um processo de corrosão e posterior degradação desses equipamentos. A substituição dos materiais tradicionais, empregados no processo, pelo aço inoxidável 410D apresenta muitos benefícios, entre eles o aumento da vida útil dos

equipamentos e redução de gastos com manutenção, proporcionados pela resistência à corrosão maior desse aço, e redução de até 50% da espessura e, conseqüentemente, redução de peso dos equipamentos, que se torna possível, uma vez que, a resistência mecânica desse aço é mais elevada, em comparação aos aços carbono (APERAM, 2019). Taban *et al.* (2009) destacam a recente ampliação das aplicações do aço UNS S41003 na indústria de mineração de ouro e carvão, como também em equipamentos de transportes ferroviário e rodoviário, geração de energia e engenharia aeroespacial.

Faria *et al.* (2016) e Arruda *et al.* (2018) realizaram estudos relacionados à resistência à corrosão do aço inoxidável ferrítico 410D. Segundo Faria *et al.* (2016), o aço 410D sensitizado à 700°C não apresentou aspectos de corrosão intergranular, o que se deve a sua baixa concentração de Cr (aproximadamente 11%), fato que limita a precipitação de carbonetos e conseqüentemente limita a corrosão intergranular. Já quando esse aço é solubilizado à 1000°C e resfriado, ele sofre uma transformação martensítica que, unida a suas baixas concentrações de Nb e Ti, potencializa a sensitização e a ocorrência de corrosão intergranular. E segundo Arruda *et al.* (2018), que estudou o comportamento de oxidação do aço 410D nas temperaturas de 300°C, 600°C e 900°C, ocorre a formação de duas camadas de óxidos nesse aço, uma rica em cromo e outra rica em ferro. A camada de óxido de ferro apresenta problemas de aderência, defeitos e poros. Já a camada de óxido de cromo mostrou-se contínua e com boa aderência, dessa forma, o aço 410D apresentou boa resistência à oxidação em temperaturas elevadas.

Um estudo realizado por Faria *et al.* (2015) comparou o desempenho mecânico de chapas expandidas dos aços inoxidáveis com chapas similares de aço carbono 1010. Este estudo revelou que mesmo para seções mais finas, os aços inoxidáveis, entre eles o 410D, apresentaram desempenho em tração e dureza superiores ao aço carbono 1010 com espessura convencional. As curvas de tração obtidas são apresentadas na Figura 3.1.

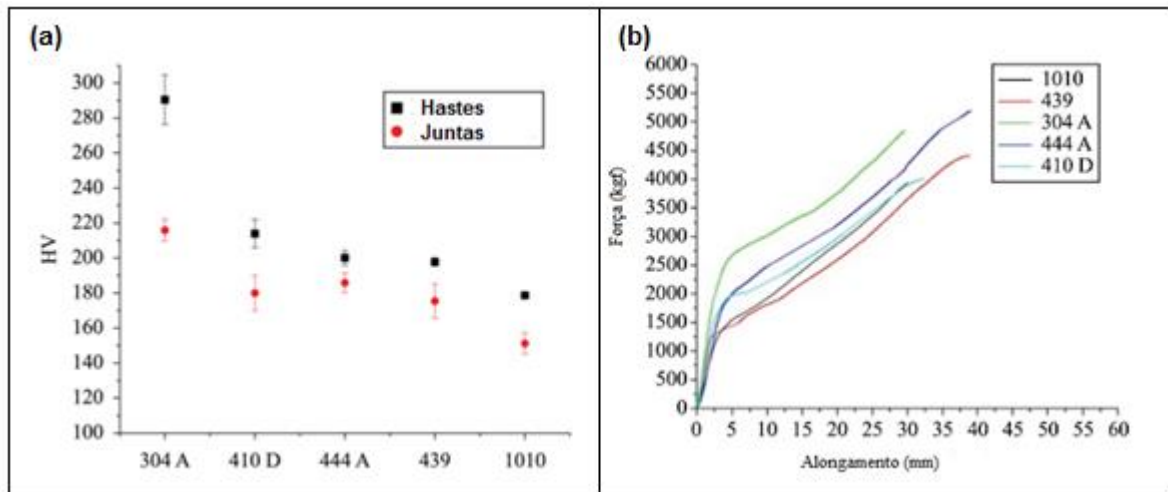


Figura 3. 1. Resultados de (a) dureza e (b) tração das amostras de diferentes chapas de aços expandidos (FARIA *et al.*, 2015).

As propriedades mecânicas do aço 410D também foram recentemente avaliadas por Arruda *et al.* (2019) e Carvalho *et al.* (2019). Segundo Arruda *et al.*, (2019), o desempenho em desgaste desse aço pode ser significativamente elevado devido à formação de camadas espessas de óxidos na sua superfície, após a sua submissão a tratamentos isotérmicos em atmosfera oxidante. E além disso, a renitência ao desgaste desse aço é favorecida também pela fração de martensita presente na microestrutura dele, após o tratamento térmico.

De acordo com Carvalho *et al.* (2019), as propriedades mecânicas por tração do aço 410D são significativamente afetadas pela temperatura de trabalho. Quando submetido a temperaturas próximas de 300°C, o aço 410D é susceptível ao fenômeno de envelhecimento dinâmico. E quando é submetido a temperaturas próximas de 600°C, o aço sofre perda na sua resistência por tração expressa, por uma redução de 45% do seu limite de escoamento e aumento de 7% do seu alongamento.

3.2. Tratamentos Térmicos no Aço Inoxidável Ferrítico 410D

Apesar de ser classificado como um aço inoxidável ferrítico com baixo teor de carbono, a formação de martensita no aço 410D vem sendo observada quando este é austenitizado a temperaturas próximas a 900°C e a 1000°C (FARIA, 2016; ARRUDA, 2018; VILELA, 2019). A capacidade do aço 410D de formar martensita quando submetido a tratamento térmico de têmpera certamente está ligada à sua capacidade de formar austenita a elevadas temperaturas em função da sua composição química. A concentração de cromo relativamente baixa (menor que 12% em peso) do aço 410D, em comparação a outros aços

inoxidáveis ferríticos, apresenta um papel fundamental nesse processo. Em aspectos termodinâmicos, a concentração de cromo relativamente baixa implica em uma expansão não tão elevada do campo de estabilidade da ferrita, como ocorre em aços inoxidáveis com teores de cromo mais elevados, por exemplo. Isso torna possível a austenitização durante o aquecimento do aço em temperaturas praticáveis industrialmente. Uma vez austenitizado, o teor de cromo no aço 410D, que é elevado em comparação a aços carbonos comuns, tem ainda um efeito cinético de retardar a decomposição da austenita durante o resfriamento do aço, uma vez que dificulta os processos difusionais de outros elementos químicos na microestrutura, e assim, facilitando a ocorrência da transformação martensítica durante o resfriamento. Alinhado a isso, a presença de elementos de liga como o níquel, o manganês e o nitrogênio, por exemplo, que são elementos estabilizadores da austenita, também favorecem essa transformação. Dessa forma, aços inoxidáveis Fe-Cr de baixo carbono, como é o caso do aço 410D, podem apresentar uma microestrutura constituída de ferrita e martensita após o resfriamento.(TOTTEN, 2006; KRAUSS, 2015; BHADSHIA, 2017).

Arruda *et al.* (2018) observaram que a microestrutura original do aço 410D, como recebido, constitui-se de grãos ferríticos com morfologia equiaxial. Mas, após tratamentos térmicos isotérmicos a 900°C e 1000°C, ambos por 10 min, e subsequente resfriamento em ar, foram observadas microestruturas bifásicas para o aço 410D, compostas pelas fases ferrita e martensita. Além disso, a fração de martensita observada na amostra tratada a 1000°C foi superior à fração de martensita na amostra tratada a 900°C, indicando uma influência da temperatura de austenitização sobre a microestrutura final do aço.

Vilela *et al.* (2019) estudaram as transformações de fases ocorridas no aço 410D, avaliando a cinética de formação das fases ferrita e martensita nesse aço, por meio da técnica de dilatométrica e do *software* MatCalc, e assim, determinaram as temperaturas de início (A_{c1}) e de final (A_{c3}) de formação da austenita para esse aço como sendo, respectivamente, 815°C e 937°C. Dessa forma, nessa faixa de temperatura coexistem as fases ferrita e austenita.

Os estudos elaborados por Arruda *et al.* (2018) e Vilela *et al.* (2019) mostram que é possível obter um aço de microestrutura bifásica, composto pelas fases ferrita e martensita, a partir do aço inoxidável ferrítico 410D quando o mesmo sofre uma austenitização intercrítica entre as temperaturas de aproximadamente 815°C e 937°C, e em seguida é temperado. Além disso, também é possível obter uma microestrutura majoritariamente martensítica quando o aço inoxidável ferrítico 410D é austenitizado a uma temperatura superior a aproximadamente 937°C, ou seja, quando a microestrutura se encontra majoritariamente austenítica, e em seguida é temperado. Essa rota de tratamento térmico de têmpera a partir de austenitização

intercrítica para a obtenção de microestruturas bifásicas para aços de baixo carbono já vem sendo empregada por alguns autores (SPEICH *et al.*, 1981; YI *et al.*, 1985; BRACHET *et al.*, 1998; SPEER *et al.*, 2005; ASADABAD *et al.*, 2008; AZIZI-ALIZAMINI *et al.*, 2011; GARCIA *et al.*, 2011; TSUCHIYAMA *et al.*, 2012; CORREA *et al.*, 2014; MAZAHERI *et al.*, 2014). Essas possibilidades de modificações microestruturais são muito importantes, uma vez que, podem ampliar a gama de aplicações desse aço. A martensita é uma fase resistente e, em geral, sua presença na microestrutura dos aços contribui para o aumento de sua resistência mecânica (TUMURA; TOMOTA, 1973; DAVIES, 1978; LAWSON *et al.*, 1981; UGGOWITZEE; STUWE, 1982; SAMUEL *et al.*, 1987; CHOI *et al.*, 1988). Além disso, a possibilidade de obter uma microestrutura bifásica para o aço 410D pode proporcionar um equilíbrio desejado entre resistência mecânica, ductilidade e tenacidade do material.

3.3. Endurecimento por Transformação Martensítica

A transformação martensítica é um meio altamente eficaz de aumentar a resistência mecânica e endurecer os aços. Esse aumento na resistência proporcionado pela martensita advém de diversos fatores ligados ao mecanismo de transformação como a elevação da densidade de discordâncias, o surgimento de finas estruturas de maclação, a redistribuição de átomos de carbono em solução sólida, formação de precipitados, a distorção da rede cristalina gerando uma estrutura fortemente tensionada, entre outros fatores, que agem como barreiras ao movimento das discordâncias, contribuindo para o endurecimento do aço (BORTSOV; FOSTEIN, 1984; MEYERS; CHAWLA, 2008). Dessa forma, o efeito da transformação martensítica sobre a resistência mecânica e a dureza dos aços foram estudados por diversos autores (DAVIES, 1977; BUCHER *et al.*, 1979; FURUKAWA; TANINO, 1981; TOMOTA; TAMURA, 1981).

Como já comentado, uma das rotas adotadas na obtenção de aços bifásicos, a partir de aços de baixo carbono, trata-se de um tratamento térmico de tempera a partir de austenitização do aço dentro da região intercrítica de início e final da formação da austenita. Os efeitos dos parâmetros adotados nesse tratamento térmico, sobre as características dos aços bifásicos obtidos, podem ser encontrados em ampla literatura (MOVAHEDA *et al.*, 2009; HUSEYIN *et al.*, 2010; TSUSHIYAMA *et al.*, 2012; LI *et al.*, 2015; FARZIN *et al.*, 2015; ASHRAFI *et al.*, 2017). Um aumento da resistência mecânica de aços bifásicos relacionada a um aumento da fração de martensita presente na sua microestrutura foi observada por inúmeros autores no decorrer do tempo (SPEICH; MILLER, 1979; MATLOCK *et al.*, 1984; GOLOVANENKO;

FOSTEIN, 1986; FOSTEIN *et al.*, 2007; KUMAR *et al.*, 2008; GÜNDÜZ, 2009; GHADBEIGI *et al.*, 2010; ALANEME *et al.*, 2010; CORREA, *et al.*, 2014; GHASEMI; FERREIDUNI, 2014).

O efeito do endurecimento proporcionado pela martensita também foi estudado por Dias *et al.* (2012), que analisaram a evolução das propriedades de aços bifásicos produzidos a partir do aço LNE 380, em função das frações volumétricas de ferrita e martensita presentes na microestrutura. No que diz respeito à dureza do material, Dias *et al.* observaram que aços com fração volumétrica de martensita mais elevadas apresentaram valores de dureza maiores, de modo que a dureza teve um crescimento praticamente linear em relação ao aumento da fração de martensita.

A Figura 3.2 mostra a curva tensão x deformação obtida por Alaneme *et al.* (2010) ao estudarem um aço bifásico com frações variadas de martensita obtidas por meio de tratamentos térmicos de austenitização intercrítica em um aço microligado de médio carbono e baixa liga. Nessa curva os aços estão nomeados de acordo com as temperaturas aplicadas durante os tratamentos térmicos de 740°C, 760°C e 780°C e apresentavam frações de martensita de 36%, 68% e 80%, respectivamente. Observa-se que a resistência mecânica por tração e o limite de escoamento dos aços aumentaram com o aumento da fração volumétrica de martensita na microestrutura.

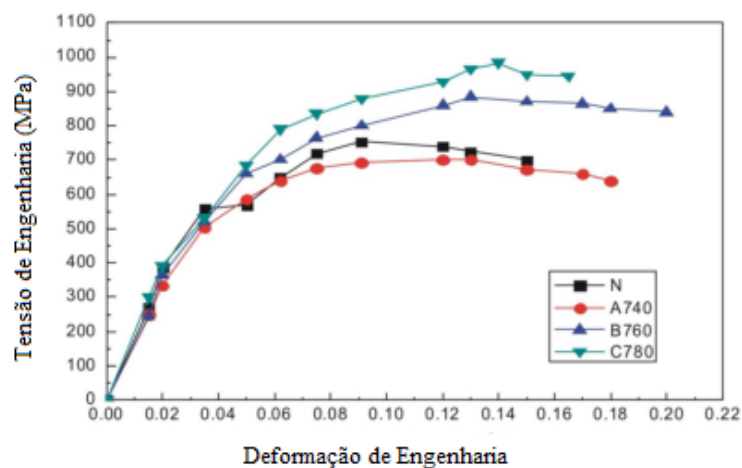


Figura 3. 2. Curva tensão x deformação de engenharia de aços bifásicos (ALANEME *et al.*, 2010).

Farzinet *al.* (2015) estudaram o efeito de diferentes temperaturas de recozimento intercrítico sobre as propriedades mecânicas de um aço bifásico do tipo ST52 e revelaram que um aumento da temperatura intercrítica implica em um aumento da dureza, do limite de escoamento e do limite de resistência do aço. Ainda segundo Farzinet *al.* (2015), o melhor

balanço entre resistência mecânica e ductilidade foi obtido para temperaturas de tratamento térmico intermediárias, próximas a 770°C.

A relação entre a resistência mecânica e a fração de martensita presente na microestrutura de aços bifásicos, obtida a partir de tratamentos térmicos intercríticos em um aço do tipo SAE 1010 e um aço do tipo AISI 5115, foi estudada por Movaheda *et al.* (2009) e Mazahere *et al.* (2014), respectivamente. Ambos observaram um aumento da resistência por tração e da dureza dos aços, com o aumento da fração de martensita presente nas suas microestruturas. Segundo Movaheda *et al.* (2009), os aços contendo frações aproximadamente iguais de ferrita e martensita na microestrutura apresentaram melhor desempenho em relação ao balanço entre resistência e ductilidade. Mas é importante ressaltar que em aços bifásicos obtidos a partir de tratamentos térmicos intercríticos nem sempre o ganho de resistência mecânica apresenta aumento linear, em relação ao aumento da fração de martensita na microestrutura, uma vez que as propriedades de cada uma das fases não é constante e depende fortemente dos parâmetros adotados no tratamento térmico (RAMOS *et al.*, 1979; KOO *et al.*, 1980; BAG *et al.*, 2001; DAS *et al.*, 2003; KUMAR *et al.*, 2008).

3.4. Mecânica de Fratura Elasto-plástica Aplicada a Aços Inoxidáveis

A partir da década de 1950, com os trabalhos pioneiros publicados por Irwin, ficou claro que a presença de uma trinca no material exerce um efeito negativo sobre a sua resistência ao carregamento. Partindo desse princípio, a mecânica de fratura deixa de considerar o material como homogêneo e introduz a presença de microdefeitos na sua estrutura, adicionando assim, mais um parâmetro na análise de resistência, o tamanho da trinca, ou descontinuidade, que está presente no mesmo (ANDERSON, 2017). Dessa forma, do ponto de vista da Mecânica de Fratura, a tenacidade à fratura é definida como a medida de energia que o material é capaz de absorver antes e durante o processo de fratura, ou seja, é a sua capacidade de resistir ao trincamento (GODEFROID *et al.*, 2011).

A mecânica de fratura elasto-plástica (MFEP) permite analisar o comportamento de materiais dúcteis ou que geram uma zona plástica consideravelmente grande à frente da trinca, dificultando a sua propagação, como é o caso da maioria dos aços inoxidáveis. Para a MFEP, os critérios de tenacidade à fratura são dados em função de dois parâmetros, são eles CTOD e Integral J. CTOD ou “*Crack Tip Opening Displacement*” é um método de avaliação da tenacidade à fratura por meio da medida da abertura da ponta da trinca, proposto por Wells, em 1961, ao observar que uma trinca originalmente aguda embotava com a

deformação plástica (ALBAÑIL; MORA, 2002; VELÁZQUEZ, 2004). Já o parâmetro J representa a quantidade de energia disponível para proporcionar o crescimento de uma trinca no material. Sendo assim, a integral J pode ser calculada por meio de uma integral de linha estabelecida ao redor da trinca, no plano normal à trinca por meio da equação 3.1. (ANDERSON, 2017).

$$J = \int_c \left[w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right] \quad (3.1)$$

Para materiais mais tenazes, a zona plástica à frente da trinca aumenta de tamanho com o decorrer da sua propagação, isso ocorre devido à deformação plástica, aumentando assim a resistência à propagação da mesma. Esse fenômeno é expresso pela chamada Curva de Resistência, ou Curva R, que é amplamente empregada para expressar o comportamento de tenacidade à fratura dos aços (FORTES, 2003; ANDERSON, 2017). Em outras palavras, a Curva R expressa o aumento da tenacidade à fratura, em função de CTOD ou de J , com o crescimento da trinca para materiais dúcteis.

A Figura 3.3 apresenta exemplos de Curvas de Resistência ($J \times \Delta a$) de dois aços bifásicos, ao silício e ao cromo, com diferentes profundidades de entalhe lateral, que foram elaboradas por Godefroid *et al.* (2005). É possível observar por meio dessas curvas que a resistência à fratura dos dois aços diminui com o aumento do entalhe lateral.

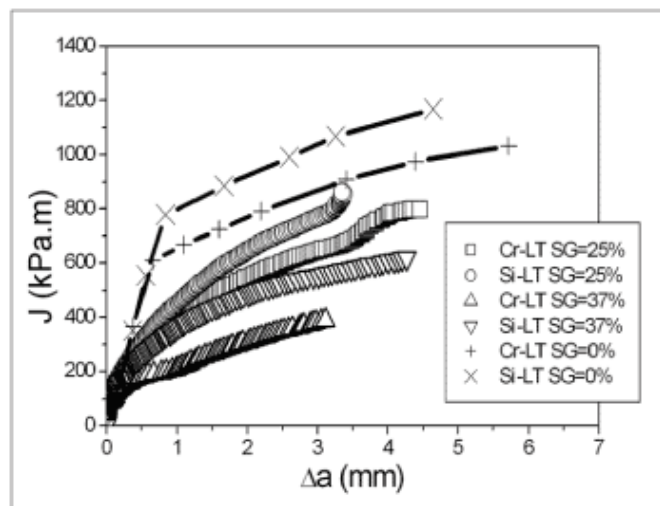


Figura 3. 3. Curvas de Resistência dos aços bifásicos ao cromo e ao silício, com variação da profundidade de entalhe (GODEFROID *et al.*, 2005).

Mehmanparast e Davies (2017) também investigaram a influência da deformação inelástica sobre o comportamento de tenacidade à fratura de um aço inoxidável do tipo 316H por meio da elaboração da Curva R do material. As curvas R demonstraram que a tenacidade à fratura do aço é sensível à deformação inelástica prévia, de forma que os valores de tenacidade à fratura diminuem quando a porcentagem de pré-deformação inelástica introduzida no material aumenta.

Leite (2009) utilizou a mecânica de fratura elasto-plástica para avaliar o comportamento em tenacidade nas regiões de junta soldada de um aço inoxidável super duplex, de denominação UNS S32760, tratado termicamente. Como o material estudado apresenta plasticidade, o critério de integral J foi adotado para quantificar a tenacidade à fratura do mesmo. Os resultados apontaram uma queda significativa na tenacidade do aço, em relação ao estado de entrega, para a condição de tratamento térmico na qual ocorreu maior precipitação de fases intermetálicas. Além disso, a região referente à zona termicamente afetada (ZTA) apresentou tenacidade à fratura similar ao metal base, indicando que a solda foi bem sucedida.

Novicki (2002) caracterizou a tenacidade à fratura de um aço inoxidável martensítico, temperado e revenido, e também em juntas soldadas do mesmo material, sem passar por tratamento térmico após a soldagem. O aço temperado e revenido apresenta características elasto-plásticas e por isso, o método da integral J foi adotado para avaliar sua tenacidade à fratura. Os resultados apontaram valores de tenacidade, cerca de três vezes maior para o material temperado e revenido, em comparação, as juntas soldadas sem tratamento térmico apresentaram comportamento frágil.

3.5. Relação entre Parâmetros Microestruturais e Tenacidade à Fratura dos Aços

Muitos fatores podem afetar a tenacidade à fratura dos aços, porém, nesta seção serão enfatizados apenas os efeitos relacionados à microestrutura, de maior relevância para elaboração e interpretação dos resultados deste trabalho.

A tenacidade à fratura de um material pode ser fortemente afetada pelas características microestruturais apresentadas por esse material. Isto ocorre porque existem muitos fatores extrínsecos que geram uma zona de blindagem à frente da trinca, retardando seu avanço. Por exemplo, a presença de irregularidades ou partículas mais duras que a matriz, dificulta a propagação da trinca que, por sua vez, tende a traçar caminhos em “zigue-zague” na estrutura, evitando essas regiões mais resistentes. Considerando a sua importância, muitos autores têm

estudado esta relação entre a microestrutura e a tenacidade à fratura dos aços (TALEFF *et al.*, 2002; SILVA, 2009; PORTO *et al.*, 2010; FAGUNDES, 2014; MOREIRA, 2015; FOROOZMEHR *et al.*, 2017).

De uma maneira geral, características microestruturais que favorecem o aumento de resistência mecânica dos aços apresentam um efeito deletério sobre a tenacidade à fratura dos mesmos. Essa relação está representada na Figura 3.4 (TOKIMATSU, 1995). Por isso, muitos estudos se voltam para o desenvolvimento de técnicas de processamento que permitam a obtenção de materiais com o equilíbrio desejável entre essas duas propriedades, como é o caso dos aços bifásicos, por exemplo.

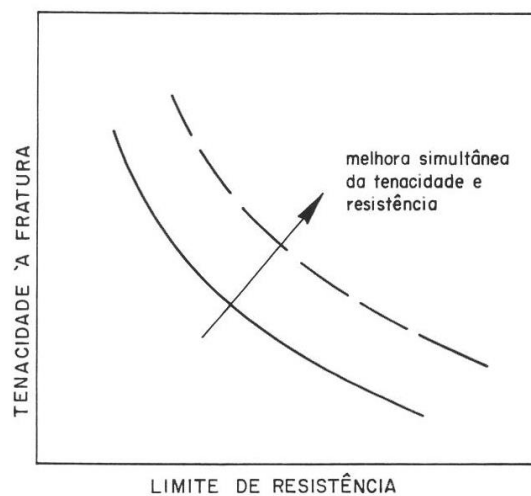


Figura 3. 4. Representação da relação inversa entre resistência mecânica e tenacidade à fratura (HERTZBERG, 1989 Apud TOKIMATSU, 1995).

A presença de fases mais resistentes na microestrutura dos aços dificulta a propagação das trincas, por isso aços bifásicos geralmente apresentam tenacidade à fratura e resistência à propagação de trinca elevadas. As Figuras 3.5(a) e 3.5(b) apresentam, respectivamente, uma trinca se propagando na microestrutura de um aço microligado e uma trinca se propagando na microestrutura desse mesmo aço, após ele ser submetido a um tratamento térmico que ocasionou a precipitação de fases mais duras na sua microestrutura. Observa-se que o caminho percorrido pela trinca no segundo caso é nitidamente mais tortuoso.

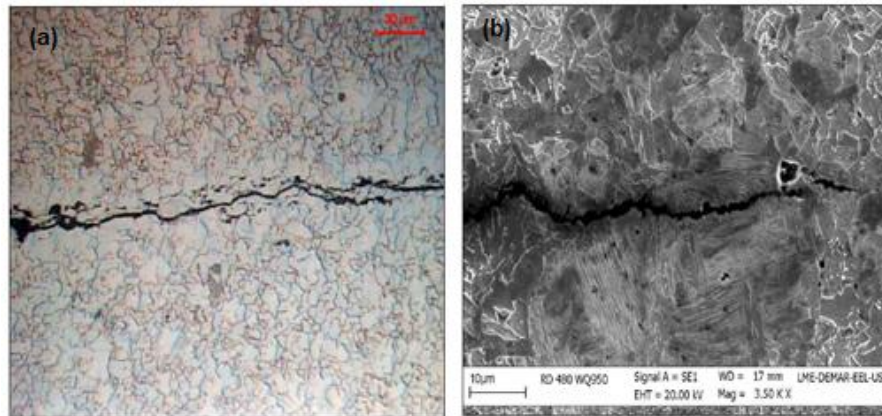


Figura 3. 5. (a) Imagem de MO da propagação de uma trinca no aço microligado como recebido. (b) Imagem MEV da propagação de uma trinca no aço microligado tratado termicamente a 950°C (NASCIMENTO, 2010).

Os aços TRIP são aços que sofrem uma transformação de fase martensítica quando deformados plasticamente, experimentando assim, um aumento da resistência mecânica e simultaneamente, maior ductilidade devido ao aumento da taxa de encruamento, associada a este tipo de transformação. Uma vez que o aumento da taxa de encruamento resulta em maior deformação plástica uniforme, o material é capaz de se deformar mais antes da estrição, experimentando uma deformação maior antes de fraturar. (GORNI, 2008). Antolovich e Singh (1971) avaliaram o aumento na resistência à fratura de um aço TRIP proporcionado pela transformação martensítica, ocorrida nesse aço durante o trincamento e constataram que, na ocorrência da formação da martensita, a tenacidade à fratura do aço foi mais elevada do que nas condições em que a martensita não estava presente. Confirmando assim que a presença desta fase aumenta a resistência à fratura do material nos aços TRIP.

Bag *et al.* (2001) avaliaram o efeito da fração de martensita presente em aços bifásicos (ferrita + martensita) sobre a tenacidade à fratura e o comportamento em fadiga desses aços. Os resultados apontaram um aumento de tenacidade à fratura crescente para frações de martensita variando entre 0,3 a 0,6, aproximadamente. Para frações de martensita superiores a 0,6, a tenacidade à fratura reduziu drasticamente. Foi observado ainda que os resultados mais favoráveis quanto à resistência à fratura foram obtidos para frações de martensita próximas a 0,5 e 0,6, concluindo que o desempenho quanto à tenacidade à fratura está associado não só à fração de martensita presente no aço, mas também a sua morfologia refinada. O aumento da tenacidade à fratura de aços correlacionada ao aumento da fração volumétrica de martensita presente na microestrutura desses aços também foi abordada por Haque e Sudhakar (2002).

Alaneme (2011) investigou o comportamento de fratura de dois aços bifásicos de médio carbono e baixa liga. A melhor combinação entre resistência mecânica e tenacidade à fratura foi obtida para uma microestrutura bifásica que apresenta grãos de ferrita bem

distribuídos em meio aos grãos de martensita com uma fração volumétrica de martensita de aproximadamente 68%. Quando a fração de martensita na microestrutura foi elevada para 80%, a tenacidade à fratura do aço sofreu uma redução de 16,7%.

De acordo com Haque *et al.* (2002), a resistência mecânica por tração e a tenacidade à fratura de um aço bifásico obtido a partir de tratamentos térmicos intercíticos em um aço microligado, realizados entre 730°C e 850°C, aumentaram com o aumento da fração de martensita presente na microestrutura do aço. Já Godefroid *et al.* (2015), estudaram o efeito da adição de Cr e Mo em um aço C-Mn-V. Esses elementos de liga causaram uma elevação de fração volumétrica de martensita, de 30% no aço C-Mn-V para 65% no aço com 0,50% Cr e 70% no aço com 0,25Mo. Esse estudo demonstrou que a resistência mecânica aumentou para os aços com frações mais elevadas de martensita na microestrutura, mas o comportamento quanto à tenacidade à fratura apresentou comportamento inverso, reduzindo com o aumento da fração de martensita. Esses resultados distintos mostram que o aumento da tenacidade em aços bifásicos não está associado apenas à fração volumétrica de martensita na microestrutura, mas também as suas características. Isso ficou evidente no estudo realizado por Calcagnotto *et al.* (2011), comparando três aços bifásicos com frações idênticas de martensita (30%), mas com tamanhos de grãos variados. O melhor desempenho quanto à tenacidade à fratura foi obtido para o aço que apresentou respectivamente maior plasticidade da martensita e melhor coesão entre os grãos de ferrita e martensita.

3.6. O Fenômeno da Fadiga

O fenômeno da fadiga ocorre em componentes que estão sujeitos a um carregamento cíclico em função do tempo e podem vir a colapso mesmo quando o nível de tensão a que eles são expostos é consideravelmente inferior ao seu limite de escoamento previsto para carregamentos estáticos (DOWLING, 2012). Por isso, a falha por fadiga é considerada um dos mais drásticos tipos de falhas em materiais e, como a maioria das estruturas de engenharia estão sujeitas a carregamentos que, de um modo geral, variam de amplitude ou intensidade em função do tempo, esse fenômeno merece atenção (DA ROSA, 2002; GODEFROID *et al.*, 2011).

O processo de falha por fadiga ocorre em três etapas distintas, que são: a nucleação da trinca; a propagação da trinca e a ruptura final. (FARIA, 2006; SCHIJVE, 2009). A Figura 3.6 apresenta um esquema do processo de nucleação, crescimento e propagação de uma trinca por fadiga.

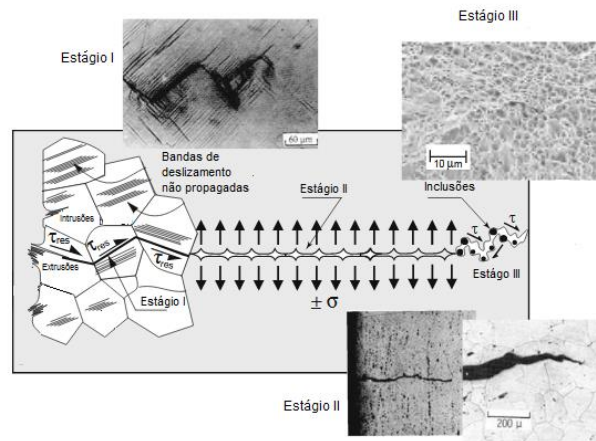


Figura 3. 6. Representação esquemática dos estágios I e II de propagação de trincas por fadiga (Adaptado de MILELLA, 2013).

O estágio I, estágio de iniciação de trinca por fadiga, caracteriza-se pela propagação microscópica de uma microtrinca, que é regida por fatores de superfície e concentração de tensão (PROVAN; ZHAIN, 1991; YANG *et al.*, 2013). A fase de iniciação de trinca por fadiga engloba duas etapas distintas. Em um primeiro momento, como resposta à aplicação de um carregamento cíclico, ocorre o movimento de deslizamento dos planos de escorregamento e das discordâncias do material, efeito que é chamado de bandas de deslizamento persistentes (PSB) (ASM HANDBOOK, 1996). Essa movimentação das bandas de deslizamento origina pontos de microextrusões e microintrusões na superfície do material, que agem como microconcentradores de tensão e favorecem a nucleação de uma microtrinca de fadiga (DA ROSA, 2002; LEE *et al.*, 2005). As imagens da Figura 3.7 ilustram a formação das bandas de deslizamento persistentes que ocorreram em um corpo de prova do aço SAE 1020 (DE LACERDA *et al.*, 2017).

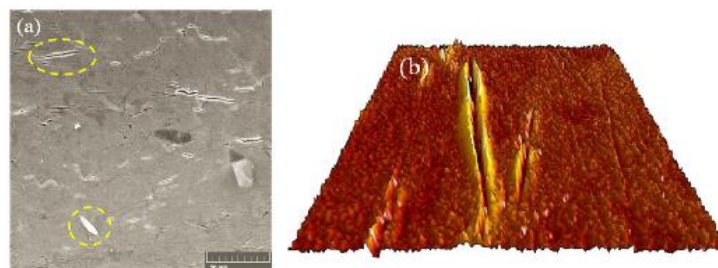


Figura 3. 7. Imagens da superfície de um aço SAE 1020 sobre carregamento de fadiga de 240MPa; 3.3×10^6 ciclos: (a) Imagem obtida pelo MEV; (b) Imagem obtida pelo Software SPIPTM (Adaptado de DE LACERDA *et al.*, 2017).

À medida que a microtrinca cresce e se propaga, a zona plástica situada na ponta da trinca também aumenta de tamanho. Quando a zona plástica atinge a ordem de grandeza do tamanho de grãos do material, a trinca passa a apresentar uma propagação macroscópica. Nesse estágio de propagação macroscópica, a forte relação com a microestrutura e com as condições superficiais do material, características do estágio I de propagação, tornam-se quase nulas. (GODEFROID *et al.*, 2011).

Durante a propagação da trinca no estágio II, ocorrem as chamadas “estrias de fadiga”, micro-ondulações que surgem na superfície de fraturas por fadiga devido ao movimento cíclico de abertura, embotamento plástico e fechamento, que se repete na ponta da trinca a cada ciclo de tensão aplicada. A presença das “estrias de fadiga” representa uma das principais formas de caracterização de uma falha ocorrida por fadiga e revela o caminho percorrido pela trinca na microestrutura do material durante a sua propagação, além de fornecer informações a respeito do histórico de carregamento recebido pelo material. O espaçamento observado entre as marcas de estrias está fortemente relacionado à velocidade de propagação da trinca (SURESH, 2004).

Quando a trinca de fadiga atinge o limite de tenacidade do material, inicia-se o estágio III de propagação, caracterizado pelo arrancamento final por tração levando à fratura catastrófica do material (BARSOM; ROLFE, 1987).

Ao analisar a superfície de uma fratura por fadiga é possível identificar regiões que representam cada um dos três estágios de propagação da trinca: nucleação, propagação e arrancamento final. As superfícies de fraturas por fadiga podem apresentar algumas outras características marcantes como as marcas de praia e as catracas, por exemplo. As chamadas “marcas de praia” podem ser observadas a olho nu e aparecem quando o material experimenta uma variação na amplitude de tensão durante o carregamento cíclico, levando a alterações na taxa de propagação da trinca, durante o processo de fadiga. As marcas de “catracas” são degraus ou marcas radiais que surgem na superfície da fratura por fadiga e indicam que mais de uma trinca se nucleou em pontos distintos da superfície do material. As marcas de catraca geralmente ocorrem em eixos que apresentam pontos de concentração de tensão (SCHIJVE, 2009; POKLUDA; ŠANDERA, 2010).

3.7. Crescimento de Trinca por Fadiga em Aços Inoxidáveis

A mecânica de fratura foi inserida no contexto de fadiga nas últimas décadas com o objetivo de desenvolver técnicas mais eficazes de caracterização do comportamento dos

materiais, mediante carregamento cíclico. A taxa de propagação de trinca de fadiga é o parâmetro de maior relevância nesse contexto. Com isso, materiais que apresentam uma resistência mais elevada à propagação de trincas de fadiga, admitem uma maior tensão de trabalho e intervalos mais longos entre as inspeções necessárias (GODEFROID *et al.*, 2011; ANDERSON, 2017).

A curva de taxa de propagação de trinca (da/dN) em função do fator cíclico de intensidade de tensões (ΔK) é obtida quando se submetem corpos de prova pré-trincados a um carregamento cíclico com razão R constante e se monitora o comprimento de trinca no decorrer do ensaio, de acordo com a norma ASTM E 647.

Dessa forma, as curvas, em escalas logarítmicas, $da/dN \times \Delta K$ descrevem o comportamento da propagação de trincas por fadiga nos materiais. Esse comportamento é subdividido em três regiões que apresentam mecanismos de propagação de trinca distintos.

Na região I, a propagação de trinca é dependente da microestrutura do material e das condições de carregamento que são aplicadas (SHURESH, 1991). Nesse estágio, destaca-se a presença de um limiar de intensidade de tensões, ΔK_{th} , abaixo do qual a força motriz não é suficiente para que o crescimento da trinca ocorra. Sendo assim, ΔK_{th} pode ser considerado um parâmetro de resistência à fadiga do material (SCHIJVE, 2009).

A região II representa a parte linear da curva de propagação de trinca por fadiga, onde o crescimento da trinca ocorre em incrementos constantes a cada ciclo de tensão aplicado. É aí que surgem as chamadas estrias de fadiga. Nessa região as condições microestruturais e de carregamento já não exercem tanta influência sobre a propagação da trinca (BRAZ, 1999). O principal modelo matemático que descreve o comportamento do material na região II foi descrito por Paris e Erdogan (1960) e é representado na Equação 3.2. Nessa equação, C e m são constantes do material e representam os coeficientes angular e linear da reta, respectivamente.

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (3.2)$$

A região III descreve a etapa final de propagação da trinca por fadiga. Nessa região a taxa de crescimento de trinca tende ao infinito quando ΔK aproxima-se do valor de tenacidade à fratura do material, representado por K_{IC} . O crescimento de trinca na região III dá-se de forma muito acelerada e instável, levando à ruptura final do material que pode ocorrer tanto de forma dúctil ou frágil (GODEFROID *et al.*, 2011).

Zhang *et al.* (2016) avaliaram o comportamento da propagação de trinca por fadiga do aço inoxidável ferrítico 4003 auxiliado por termografia por infravermelho. A curva $da/dN \times \Delta K$ obtida por eles, apresentada na Figura 3.8, revela dois estágios distintos de propagação da trinca. Quando ΔK está próximo de ΔK_{th} , ΔK não pode ser usado para descrever a variação de temperatura, termoelásticidade está em status dominante nesse estágio, e a trinca por fadiga seria lenta na região de propagação I. Quando ΔK é maior que $\Delta K_{th,temp}$, que corresponde ao ponto inicial de onde a temperatura começa a aumentar acentuadamente, a trinca de fadiga estaria na região de propagação estável II.

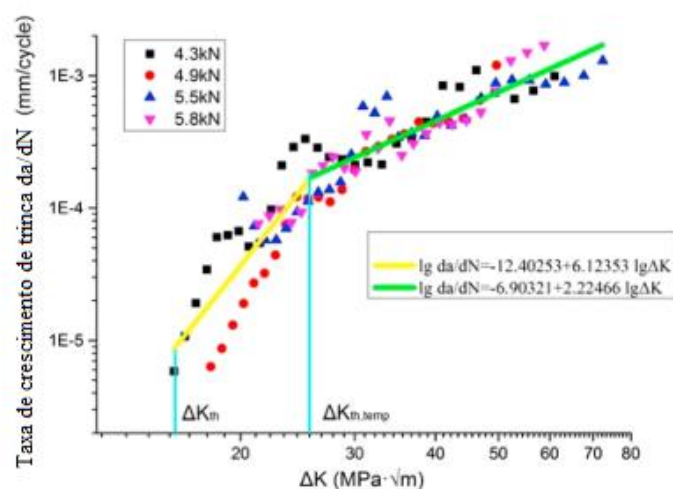


Figura 3. 8. Curva $da/dN \times \Delta K$ para o aço inoxidável ferrítico 4003 sob diferentes níveis de tensão (ZHANG *et al.*, 2016).

Godefroid *et al.* (2005) avaliaram a resistência à propagação de trinca por fadiga em dois aços bifásicos. A principal diferença entre os aços era os teores de cromo e silício presentes em cada um deles. Aços bifásicos tendem a apresentar uma excelente resistência à propagação de trinca por fadiga, fato que é atribuído à morfologia do caminho tortuoso percorrido pela trinca, induzido pela presença de uma segunda fase mais resistente na sua microestrutura. A Figura 3.9 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga obtidos para o aço bifásico ao cromo. A variação da razão entre tensões R no ensaio de fadiga alterou a taxa de propagação de trinca na região do limiar ΔK_{th} , valores de R mais elevados implicaram em resistência ao início da propagação de trinca mais baixo. O mesmo foi observado para o aço bifásico ao silício.

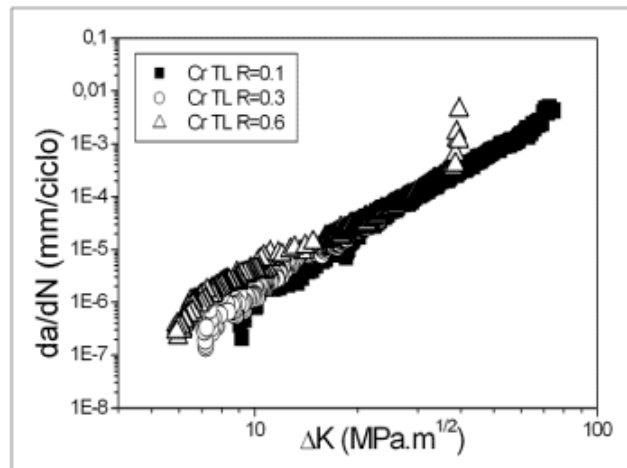


Figura 3. 9. Variação $da/dN \times \Delta K$ para o aço bifásico ao cromo, com efeito da razão R (GODREFOID *et al.*, 2005).

Resultados semelhantes foram obtidos por Da Silva (2010) ao avaliar a influência da razão R sobre a taxa de propagação de trinca por fadiga na junta soldada de um aço da classe API 5L. Confirmando a influência de R sobre a região do limiar ΔK_{th} .

3.8. Fechamento de Trinca por Fadiga

Elber (1970) foi o primeiro pesquisador a observar que, para cargas suficientemente pequenas, o contato entre as superfícies da trinca provocava um fenômeno chamado por ele de fechamento de trinca. O fechamento de trinca faz com que amostras trincadas apresentem um comportamento similar a amostras não trincadas, quando as mesmas são solicitadas por cargas mais baixas. Elber notou ainda que o fenômeno de fechamento de trinca diminui a taxa de propagação de trincas por fadiga, uma vez que, reduz o fator de intensidades de tensão ΔK , como está representado esquematicamente na Figura 3.10.

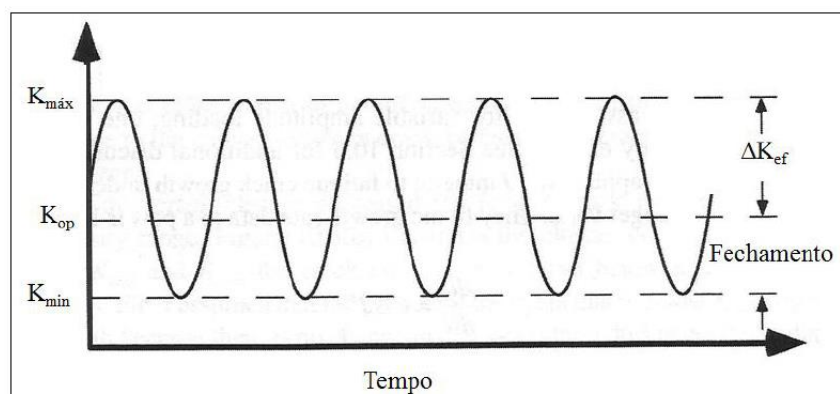


Figura 3. 10. Mecanismo de fechamento de trinca por fadiga (ANDERSON, 2017).

Elber definiu um fator cíclico de intensidades de tensão efetivo ΔK_{ef} , calculado conforme a Equação 3.3. Nessa equação, $K_{máx}$ é o fator de intensidade de tensão máximo aplicado e, K_{0p} representa o fator de intensidade de tensão mínimo para o qual a trinca se abre. Para valores abaixo de K_{0p} as facetas da trinca estão em contato e, portanto, não ocorre o crescimento da trinca por fadiga.

$$\Delta K_{ef} = K_{máx} - K_{0p} \quad (3.3)$$

O primeiro modelo de fechamento de trinca por fadiga proposto por Elber ficou conhecido como fechamento de trinca induzido por plasticidade. Isso porque, esse modelo considera que a zona plástica formada na frente da ponta da trinca, como resposta ao campo de tensões aplicado, gera deformações residuais que são deixadas no material e se depositam atrás da frente de propagação da trinca, após a aplicação de cada ciclo de tensões. Essas regiões funcionam como fontes de tensões compressivas residuais que contribuem para o fechamento da trinca (MARTINS, 1995).

As revelações iniciais feitas por Elber a respeito do fenômeno de fechamento de trinca por fadiga despertaram o interesse de outros pesquisadores sobre o assunto. Mais tarde, Suresh e Ritchie (1982) apresentaram outros quatro modelos diferentes para fechamento de trinca, são eles: o fechamento de trinca induzido por rugosidade, induzido por óxido, induzido por fluido viscoso e induzido por transformação martensítica (MARTINS, 1995; BRAZ, 1999; CANGÜE, 2002).

Gritti (2006) estudou o fechamento de trinca por fadiga em dois aços bifásicos, compostos por ferrita e martensita, empregados em rodas de automóveis. A Figura 3.11 apresenta os resultados dos fatores de intensidade de tensões no ponto de fechamento de trinca. Nota-se que o efeito do fechamento de trinca aumenta rapidamente à medida que ΔK se aproxima do limiar ΔK_{th} . Esse comportamento foi relacionado pelo autor ao mecanismo de fechamento de trinca induzido por oxidação, além de tortuosidades e deflexões de trinca, frutos do caminho tortuoso percorrido pela trinca em função da presença da martensita na microestrutura do aço.

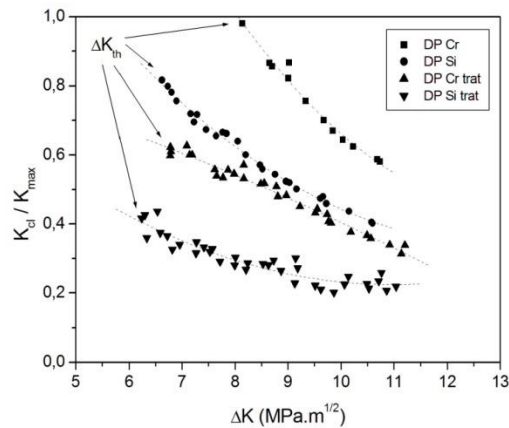


Figura 3. 11. Medidas experimentais do fechamento de trinca próximo ao limiar de propagação de trinca (Adaptado de GRITTI, 2006).

3.9. Efeito da Microestrutura no Comportamento em Fadiga dos Aços

Nesta secção, será abordado o efeito de alguns parâmetros microestruturais que influenciam a resistência ao crescimento de trincas por fadiga dos aços e dos materiais em geral. Diversos outros parâmetros também podem alterar o comportamento em fadiga de um material, mas será dada ênfase à microestrutura, pois é o parâmetro de maior relevância para a elaboração e entendimento deste trabalho.

As características microestruturais dos aços exercem uma forte influência sobre a região de iniciação de trinca por fadiga e sobre o valor do limiar ΔK_{th} . Já a região linear da curva sigmoideal, que segue a Relação de Paris, não é significativamente influenciada pela composição química e pelas características microestruturais do material. De maneira geral, os mecanismos de endurecimento, como a presença de partícula de segunda fase, precipitados, átomos em solução sólida e diminuição do tamanho de grão, têm um efeito deletério sobre o valor de ΔK_{th} (SCHIJVE, 2009; GODEFROID *et al.*, 2011). Mas, mais uma vez, o comportamento de microestruturas bifásicas mostra-se promissor quanto ao aumento da resistência ao crescimento de trincas por fadiga (SUZUKI; MCEVILY, 1979; MINAKAWA *et al.*, 1982; TKACH *et al.*, 1984; WASYNCZUK *et al.*, 1984; TZOU; RITCHIE, 1985; RAMAGE *et al.*, 1987; SARWAR; PRIESTNER, 1999; CHENG *et al.*, 2008; GUAN; YU, 2013).

Suzuki e McEvily (1979) observaram um aumento muito satisfatório no valor do limiar $\Delta K_{TH\alpha 0}$ modificar a microestrutura de um aço bifásico composto de ferrita e martensita, por meio de tratamentos térmicos. Segundo Suzuki e McEvily, a trinca se propaga

no grão ferrítico e desvia do grão martensítico, que é mais resistente. Dessa forma, a presença da martensita na microestrutura gera uma barreira ao crescimento da trinca por fadiga, como está representado na Figura 3.12. Por isso, aços bifásicos, com um teor de martensita não muito elevado, caracterizam-se por apresentarem elevada resistência ao crescimento de trincas por fadiga.

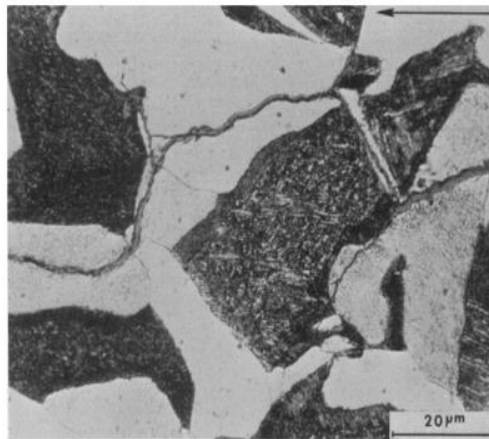


Figura 3. 12. Propagação de uma trinca de fadiga em um aço AISI 1018 (SUZUKI, H.; MCEVILY, A., 1979).

Características da propagação de trinca por fadiga em aços bifásicos do tipo Fe-2Si-0,1C de alta pureza, também foram estudadas por Dutta *et al.* (1984) e revelaram uma influência muito grande da microestrutura sobre a resistência ao crescimento de trincas por fadiga de forma que, microestruturas contendo martensita globular em uma matriz ferrítica de grão grosseiros demonstraram ganho da resistência ao crescimento de trincas sem perda nas propriedades de resistência.

O comportamento observado por Suzuki e McEvily (1979) e Dutta *et al.* (1984) também foi alcançado por Nascimento (2010) ao estudar a propagação de trinca por fadiga em um aço microligado RD 480. Diferentes condições microestruturais bifásicas e multifásicas do aço foram obtidas por meio de têmpera e tratamento intercrítico. Os resultados referentes à propagação de trinca por fadiga encontram-se na Figura 3.13. Os tratamentos térmicos realizados proporcionaram a precipitação de fases mais duras na matriz ferrítica do aço, como a martensita e a bainita, por exemplo, aumentando a sua resistência à propagação de trinca por fadiga. Todas as amostras tratadas termicamente apresentaram resistência à fadiga superior ao aço como recebido (CR). Esse efeito foi ainda mais expressivo na região do limiar ΔK_{th} . O valor de ΔK_{th} foi maior, para a amostra WQ950, que é a amostra com a menor fração de ferrita presente na microestrutura. O autor atribuiu esse comportamento ao fato da trinca de

fadiga se propagar preferencialmente na ferrita, dessa forma, a baixa fração volumétrica dessa fase em abundância na microestrutura dificulta a propagação da trinca.

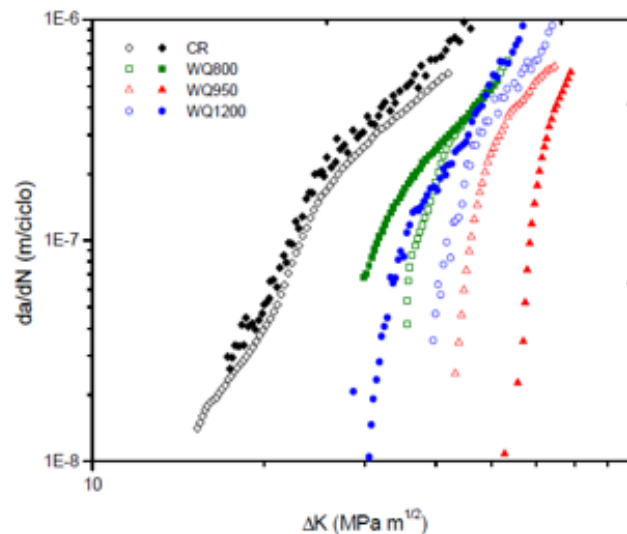


Figura 3. 13. Curva de propagação de trinca por fadiga do aço microligado RD 480 para diferentes condições microestruturais (NASCIMENTO, 2010).

Segundo Li *et al.* (2014) a rugosidade da superfície da fratura e a quantidade de trincas secundárias cresceram com o aumento do teor de martensita em aços bifásicos. Isso ocorre porque a frequência com que as trincas encontram ilhas martensíticas eleva-se com o aumento do conteúdo de martensita, tornando o caminho da trinca mais tortuoso e diminuindo a taxa de propagação de trincas.

Sudhakar e Dwarakadasa (2000) avaliaram o crescimento de trinca por fadiga na microestrutura de aços bifásicos, com diferentes frações de martensita + ferrita (de 32% a 76%). Os resultados mostraram que o valor do limiar ΔK_{th} cresce com o aumento da fração de martensita presente na microestrutura do aço. Isso foi atribuído ao caminho mais tortuoso percorrido pela trinca em amostras dos aços bifásicos com fração de martensita mais elevada e ao fechamento de trinca induzido por rugosidade. Essa correlação entre o aumento da resistência ao crescimento de trincas por fadiga para aços bifásicos também foi relatada por Nakagima *et al.* (2001) e Idris e Prowoto (2012).

Gutz *et al.* (2010) avaliaram o caminho percorrido por trincas de fadiga nas seções metalográficas perpendiculares à fratura em corpos de prova de aços bifásicos para a indústria automotiva. Uma das imagens obtidas por Gutz *et al.* (2010) é apresentada na Figura 3.14 e observa-se que próximo à região do limiar ΔK_{th} a trinca apresentou deflexões se propagando preferencialmente nos grãos de ferrita. Esse caminho tortuoso percorrido pela trinca em aços

bifásicos também foi atribuído à tendência da trinca de se desviar das ilhas de martensita na microestrutura, por outros autores como Sun *et al.* (1995) e Muniz (2019).

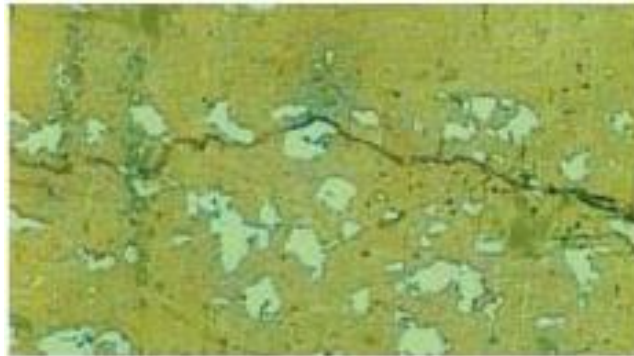


Figura 3. 14. Seção lateral do corpo de prova do aço ao silício (0,6 C - 0,99 Si - 1,15 Mn) próximo ao ΔK_{th} (Adaptado de GUTZ *et al.*, 2010).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta secção são apresentados os materiais e os métodos que foram empregados na elaboração desse trabalho.

4.1. Material

Foram utilizadas amostras de um aço inoxidável ferrítico UNS S41003 (410D), retiradas de chapas produzidas pela *Aperam South America*. As chapas do aço 410D utilizadas apresentavam espessura de 6mm e sua composição química, obtida por espectroscopia de emissão óptica, encontra-se na Tabela IV.1, e está de acordo com a norma ASTM A240/A240M. É importante destacar as concentrações de carbono e de nitrogênio no aço, que são elementos intersticiais, e, portanto têm um efeito direto sobre a resistência mecânica do aço além de influenciar na termodinâmica de transformação de fases desse material. Destaca-se também a baixa adição de elementos de liga como o manganês e o níquel, que contribuem para o baixo custo desse aço em relação a outros aços inoxidáveis. E ainda, as baixas concentrações de titânio e nióbio mostram que esse aço não é estabilizado. Em relação a outros aços inoxidáveis ferríticos, a concentração de cromo no 410D também é consideravelmente baixa e representa um papel fundamental na possibilidade de austenitização e transformação martensítica desse aço.

Tabela IV. 1. Composição química do aço estudado (% em massa).

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
	0,013	0,581	0,449	0,028	0,001	11,097	0,426
Elemento	Nb	Co	Cu	Ti	V	Mo	N₂*
	0,009	0,017	0,021	0,002	0,022	0,012	181

* - p.p.m – partes por milhão

4.2. Procedimentos Experimentais

A seguir são descritos todos os procedimentos experimentais que foram empregados durante a realização deste trabalho.

4.2.1. Simulação Computacional e Análise Dilatométrica

A partir do conhecimento da composição química do material, uma simulação computacional foi realizada no centro de pesquisa da *Aperam South America* com o *software Thermo-Calc* para estimar as temperaturas A_{c1} e A_{c3} , fazendo-se uso do banco de dados TCFE6. Nesta simulação, foi também considerada a formação de diversos tipos de precipitados comumente encontrados nos aços inoxidáveis ferríticos.

Com o objetivo de determinar as temperaturas A_{c1} e A_{c3} do aço estudado na condição real fora do equilíbrio, foram feitos dois ensaios dilatométricos em um dilatômetro de temperatura R.I.T.A. L78 da LINSEIS MESSGERÄTE do Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica (LTM) da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto. Corpos de prova maciços foram usinados com geometria cilíndrica (10mm de comprimento e 3mm de diâmetro). Os dois corpos de prova foram aquecidos da temperatura ambiente até 1000°C com uma taxa de aquecimento de 1°C/s. As temperaturas A_{c1} e A_{c3} foram medidas por meio do método dos desvios mínimos.

Buscando-se avaliar e comprovar a partição de carbono durante a austenitização intercrítica, simulações físicas foram feitas no dilatômetro de temperatura. Um corpo de prova foi submetido a um aquecimento contínuo até a temperatura de 1000°C, onde permaneceu por 5s, sendo completamente austenitizado. Em seguida, esse corpo de prova foi resfriado a uma taxa de 200°C/s para que não fosse possível haver significativa precipitação de carbonetos, restando o carbono em solução sólida na austenita até que a transformação martensítica ocorresse. Metodologia similar foi empregada em um outro corpo de prova, porém a temperatura de final de aquecimento foi 825°C e o tempo de residência foi de 10 minutos. Nessa temperatura, o aço estudado foi levado até a região intercrítica, onde co-existem ferrita e austenita. Nessa condição, um maior intervalo de tempo de residência foi empregado para permitir a ocorrência de efetiva partição de carbono da ferrita para a austenita formada até que se atingisse uma condição de “para equilíbrio”. Após os 10 minutos de residência, o corpo de prova também foi resfriado a uma taxa de 200°C/s de forma a reter o carbono em solução sólida.

4.2.2. Tratamentos Térmicos

As condições de tratamento térmico avaliadas nesse trabalho foram escolhidas com o objetivo de se obter microestruturas com diferentes frações de martensita para o aço 410D. As

temperaturas de austenitização intercristica utilizadas foram definidas com base nas temperaturas críticas A_{c1} e A_{c3} , medidas por dilatométria.

Foram realizados dez tratamentos térmicos de têmpera em amostras do aço 410D, de tamanhos compatíveis com os corpos de provas utilizados nos ensaios mecânicos em um forno do Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica (LTM) da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto. O tempo e a temperatura de austenitização foram variados conforme apresentado no fluxograma da Figura 4.1, onde os tratamentos térmicos estão numerados de 1 a 10. Em todos os tratamentos térmicos o resfriamento foi feito em água.

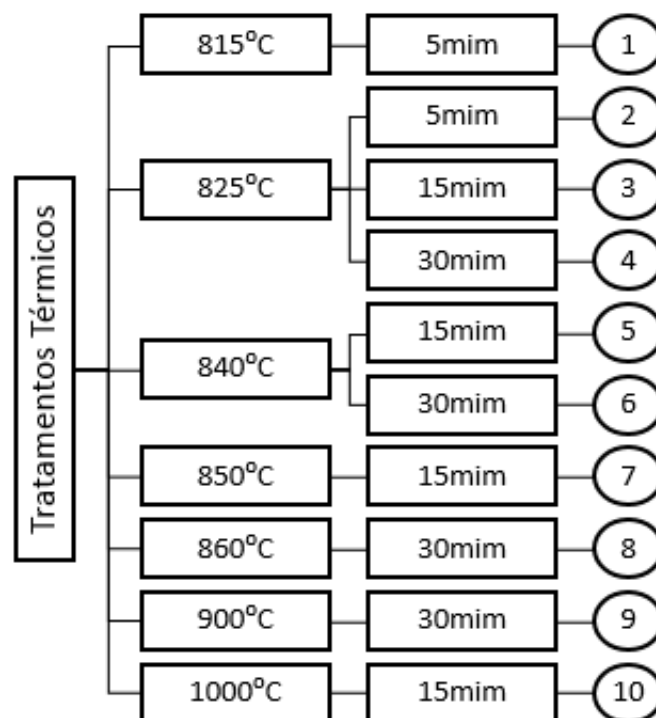


Figura 4. 1. Fluxograma dos tratamentos térmicos realizados no Aço 410D.

4.2.3. Análise Microestrutural

Para as análises microestruturais, as amostras retiradas no sentido longitudinal à laminação passaram por preparação metalográfica padrão, segundo a norma ASTM E3-01, no Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica (LTM) – DEMET/UFOP: embutimento; sequência de lixamento (da lixa grão 120# até a lixa grão 1200#); polimento com alumina em suspensão de $1\mu\text{m}$ e, em seguida, pasta de diamante de $0,25\mu\text{m}$; ataque

químico à quente com o reativo colorante (12ml de H₂SO₄, 3ml de HF; 6 gotas de HNO₃ e 110ml de H₂O).

A microscopia óptica foi utilizada para observar as microestruturas das amostras do aço 410D, provenientes de todos os tratamentos térmicos realizados, bem como de seu estado de entrega. Para cada amostra, foi feita aquisição de cinco imagens com o aumento de 500 vezes que, posteriormente, foram utilizadas na contagem das frações de martensita presentes. Para a aquisição dessas imagens foi utilizado o equipamento LEICA DM2700M do Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Ótica LTM/Escola de Minas/UFOP.

A microscopia eletrônica de varredura foi utilizada para observar de maneira mais detalhada os aspectos microestruturais e a distribuição das fases presentes em amostras do estado de entrega do aço 410D e dos tratamentos térmicos 2, 3 e 10. Essas amostras foram escolhidas para essa análise porque, as frações de martensita presentes nas suas microestruturas foram consideradas mais relevantes do ponto de vista de melhorias das propriedades mecânicas. Para a aquisição dessas imagens foi utilizado o equipamento Vega 3 Tescan do Laboratório Nanolab-CMM/REDEMAT/DEMET/UFOP.

4.2.4. Medida das Frações de Martensita

Para realizar a avaliação quantitativa, pelo método das áreas, das frações de martensita presentes em cada uma das amostras tratadas termicamente, com o auxílio do *software ImageJ*, foram adquiridas cinco imagens da microestrutura, por microscopia óptica, com o aumento de 500 vezes, para cada uma das dez condições de tratamento térmico realizados e também para o estado de entrega do aço 410D.

O *ImageJ* faz a distinção entre as fases por meio da coloração, por isso, em todas as imagens de microscopia óptica a ferrita presente teve sua coloração reforçada de preto no programa *Paint*. No programa *ImageJ*, a ferrita, fase escurecida, foi selecionada e o restante da imagem foi desconsiderado. A Figura 4.2 exemplifica esse procedimento para uma amostra do aço 410D referente ao tratamento térmico número 6. O cálculo da fração de fases foi feito contabilizando a área destacada em relação à área total da imagem. O valor da área da figura desprezada pelo software equivaleu ao valor da fração de martensita presente em cada microestrutura. Esse procedimento foi efetuado nas cinco imagens e uma média da fração de martensita foi obtida, para cada condição microestrutural.

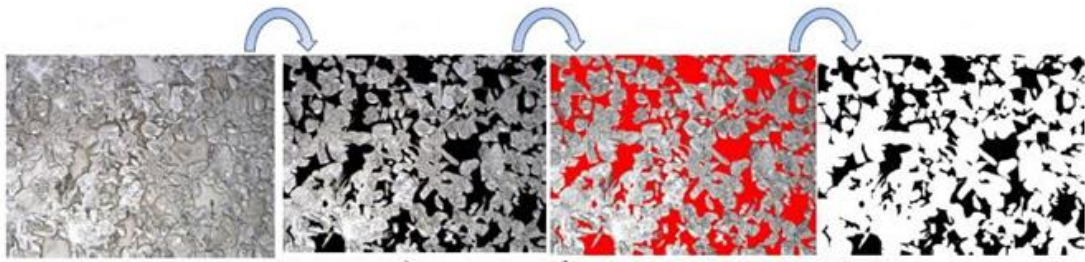


Figura 4. 2. Tratamento das imagens de microscopia óptica para a contagem da fração volumétrica de fases para uma amostra do aço 410D tratado termicamente a 840°C por 30min.

4.2.5. Ensaaios Mecânicos

Os ensaios mecânicos de tração, tenacidade à fratura e crescimento de trinca por fadiga foram conduzidos em uma máquina servo-hidráulica MTS810 de 100kN do Laboratório de Ensaios Mecânicos DEMET/Escola de Minas/UFOP, à temperatura ambiente. Para esses ensaios, foram analisadas amostras do aço 410D no seu estado de entrega (EE) e após ser submetido às seguintes condições: tratamentos térmicos TT 2 (825°C por 5min), TT 3 (825°C por 15min) e TT 10 (1000°C por 15min). Essas condições foram escolhidas por representarem, respectivamente, uma estrutura ferrítica, uma microestrutura bifásica com uma fração de martensita inferior a 50%, uma microestrutura bifásica com uma fração de martensita superior a 50% e uma microestrutura totalmente martensítica.

4.2.5.1. Ensaios de Microdureza Vickers

Para obter a microdureza das fases, foram realizadas 10 medições de microdureza vickers nos grãos de ferrita e 10 medições nas ilhas de martensita em amostra representativa dos tratamentos térmicos realizados. A carga aplicada nessas medições foi de apenas 10gf por 5s, com o objetivo de produzir indentações menores que se enquadrem ao tamanho de cada uma das fases. Além disso, também foram realizadas dez medições de microdureza geral, em amostras representativas dos tratamentos térmicos. A carga aplicada nessas medições foi de 100gf por 5s, produzindo indentações que englobam tanto os grãos de ferrita quanto as ilhas de martensita, simultaneamente. Os ensaios foram conduzidos segundo a norma ASTM E92 e o equipamento utilizado foi um microdurômetro da marca Pantec, modelo HXD 1000TM pertencente ao LTM.

4.2.5.2. Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente e conduzidos segundo a norma ASTM E 8M (2016), com uma taxa de deslocamento do pistão de 2mm/min. Os corpos de prova para os ensaios de tração foram confeccionados no sentido longitudinal da laminação das chapas do aço 410D e as suas dimensões apresentam-se na Figura 4.3.

Foram avaliados os limites de escoamento, limite de resistência, deformação total, deformação uniforme e redução de área do aço 410D. Foram ensaiados três corpos de prova para cada uma das quatro condições.

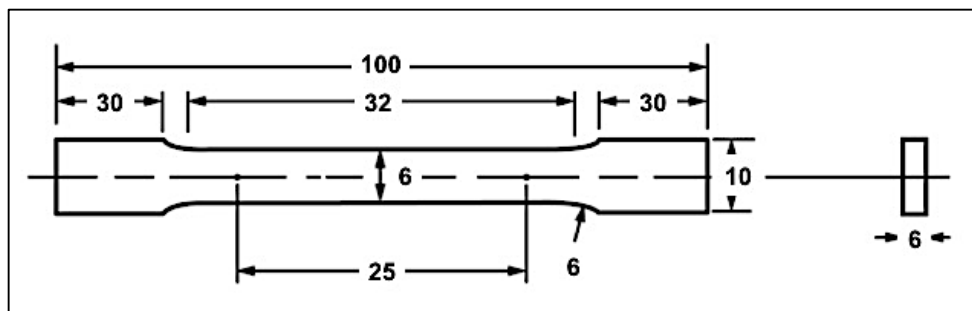


Figura 4. 3. Corpo de Prova para os ensaios de tração segundo a norma ASTM E 8M (2016).

4.2.5.3. Ensaio de Tenacidade à Fratura

Os ensaios de tenacidade à fratura foram conduzidos de acordo com a norma ASTM E 1820 (2017) com controle de deslocamento, com o objetivo de levantar as curvas $J-R$ de resistência ao trincamento estático pela metodologia da integral J , isto é, curvas de variação da integral J com o avanço da trinca Δa , para o aço 410D no estado de entrega e após os tratamentos térmicos realizados. Os corpos de prova foram confeccionados na geometria do tipo C(T) e retirados das chapas do aço 410D no sentido longitudinal à laminação (L-T). As dimensões dos corpos de prova encontram-se na Figura 4.4 e seguem a norma ASTM E 1820 (2017). Foram ensaiados cinco corpos de prova para cada das quatro condições.

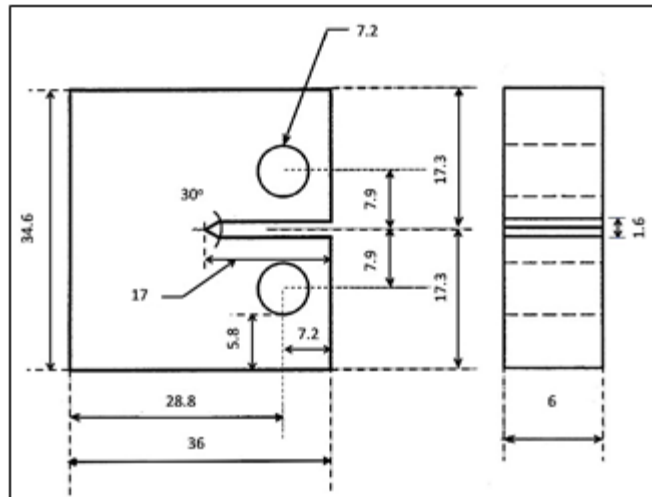
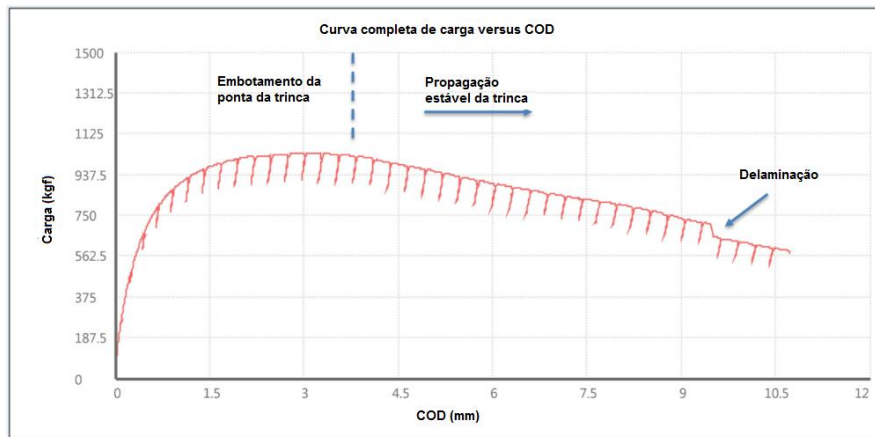


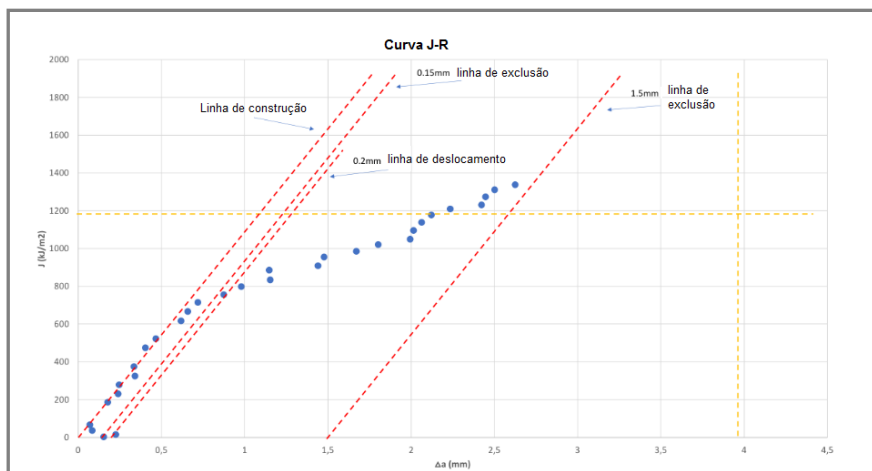
Figura 4. 4. Corpos de Prova para ensaio de tenacidade à fratura, segundo a norma ASTM 1820 (2017).

O pré-trincamento por fadiga foi realizado de tal maneira a manter uma relação entre o tamanho inicial de trinca e a largura do corpo de prova (a/W) igual a 0,45. Medidas de deslocamento de abertura de trinca (COD), para obtenção do valor instantâneo do tamanho de trinca a partir da técnica de flexibilidade elástica, foram realizadas com o uso de um *clip gage*. Foram ensaiadas cinco amostras para cada uma das quatro condições microestruturais analisadas.

A Figura 4.5(a,b) ilustra os procedimentos experimentais realizados para se determinar a tenacidade à fratura do aço estudado. No caso, tomou-se como exemplo o traçado da curva $J-R$ para o aço 410D na condição de tratamento térmico TT 3 (825°C por 15min). Na Figura 4.5 (a) tem-se a curva carga versus COD , com diversos descarregamentos sucessivos que permitem o cálculo da integral J e da extensão Δa da trinca. Na Figura 4.5 (b) é apresentada a curva $J-R$ com todas as construções geométricas necessárias para a determinação do parâmetro J_Q , que corresponde ao início do crescimento estável da trinca.



(a) Curva carga x COD.



(b) Curva J-R.

Figura 4. 5. Procedimento para obter a Curva J-R e o valor de J_Q de acordo com a norma ASTM E 1820.

4.2.5.4. Ensaios de Crescimento de Trincas por Fadiga

Os ensaios de crescimento de trinca por fadiga foram conduzidos de acordo com a norma ASTM E 647 (2015), com o objetivo de gerar as curvas sigmoidais de taxa de crescimento da trinca da/dN versus força motriz ΔK para três condições microestruturais distintas do aço 410D: EE, TT 2 (825°C por 5mm) e TT 3 (825°C por 15mm). A amostra TT 10 (1000°C por 15mm). foi dispensada desses ensaios por ter se apresentado expressivamente fragilizada nos ensaios de tenacidade à fratura.

Os corpos de prova referentes aos ensaios de fadiga também foram confeccionados na geometria do tipo C(T) e retirados das chapas do aço410D no sentido longitudinal à laminação (L-T) e as suas dimensões encontram-se na Figura 4.6. Os ensaios foram realizados em uma razão entre tensões $R = 0,1$, na frequência de 30Hz e onda senoidal e o pré-trincamento por fadiga foi realizado de tal maneira a manter uma relação entre o tamanho inicial de trinca e a largura do corpo de prova (a/W) igual a 0,27. A execução dos ensaios Foi

monitorada por um extensômetro de fratura (*clip gage*). Para controlar os parâmetros e adquirir os dados foi usado o software MTS.

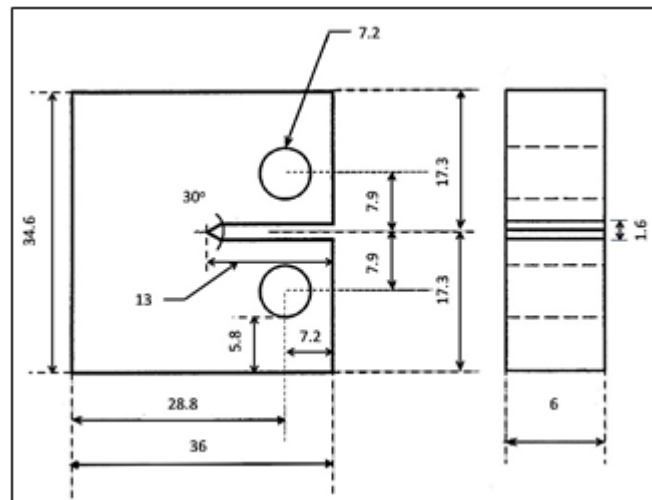


Figura 4. 6. Corpos de Prova para ensaio de fadiga, segundo a norma ASTM 647 (2015).

O valor do limiar ΔK_{TH} foi definido como a faixa do fator de intensidade de tensões para uma taxa de crescimento de trinca de 1×10^{-7} mm/ciclo. Para obtenção da região I da curva, foi utilizado o método de controle de ΔK com decréscimo dos valores de K e de carregamento. Já para obtenção das regiões II e III da curva, foi utilizada carga constante com aumento do valor de ΔK de acordo com a variação do tamanho da trinca.

Medidas de fechamento de trinca foram feitas próximas ao limiar ΔK_{TH} , pela técnica de flexibilidade elástica, quando uma mudança de linearidade foi observada na curva carga aplicada versus COD . As medidas do fechamento de trinca foram obtidas pela razão K_{cl}/K_{max} , onde K_{CL} representa o valor do fator de intensidade de tensão relativo à carga de fechamento de trinca, e K_{max} é o fator de intensidade de tensão máximo na ciclagem correspondente, como ilustrado na Figura 4.7, e foram calculados a partir da equação 4.1, onde P = carga aplicada, B = espessura do corpo de prova, w = comprimento do corpo de prova, a = tamanho da trinca e $\alpha = a/w$.

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{w}} \frac{(2+\alpha)}{(1-\alpha)^{3/2}} (0,886 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4) \quad (4.1)$$

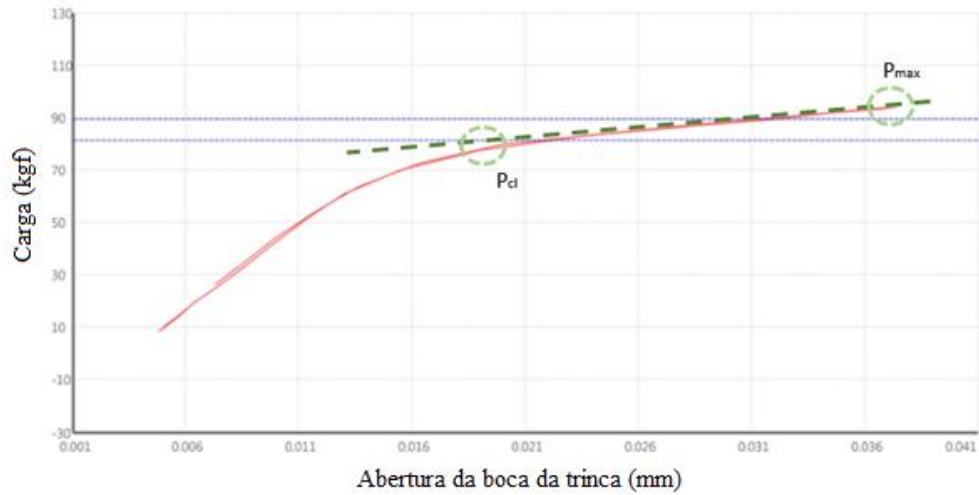


Figura 4. 7. Desvio de linearidade no descarregamento da curva carga x COD para o aço 410D no estado de entrega.

4.2.6. Fratografias

As superfícies de fratura dos corpos de prova dos ensaios de tração, de tenacidade à fratura e de fadiga foram analisadas em um microscópio eletrônico de varredura, modelo VEGA3 TESCAN do Laboratório Nanolab-CMM/REDEMAT/DEMET/UFOP.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta secção são apresentados os resultados obtidos nesse trabalho acompanhados de discussões que tiveram como objetivo comparar as diferentes microestruturas do aço 410D aqui estudadas e correlacionar essas diferenças microestruturais com as propriedades mecânicas do aço.

5.1. Simulação Computacional e Análise Dilatométrica

A Figura 5.1 apresenta os resultados obtidos na simulação computacional que foi realizada com o *software Thermo-Calc*. Pode-se observar que as temperaturas previstas A_{e1} e A_{e3} são, respectivamente, 778°C e 840°C . A simulação apresentada na Figura 5.1 mostra também que o aço 410D é fortemente susceptível à precipitação de carbonetos de cromo (Cr_{23}C_6), o que acontece no processo de fabricação desse aço entre as laminações a quente e a frio, na etapa de tratamento térmico de recozimento de recristalização a que ele é submetido. Assim sendo, inicialmente a microestrutura é constituída por ferrita com certa fração volumétrica de Cr_{23}C_6 . Considerando o aumento da temperatura em uma situação de equilíbrio, esses carbonetos de cromo começam a se dissolver, completando sua dissolução na iminência do início da austenitização e enriquecendo a ferrita em carbono, como mostrado na curva 7 da Figura 5.1. Entretanto, em um aquecimento fora do equilíbrio, a cinética de dissolução desses carbonetos será afetada de forma que a sua evolução será retardada. Assim sendo, a composição química da ferrita em função da temperatura será afetada, retardando o início e o final da austenitização de forma mais expressiva. A Figura 5.1 mostra também a possibilidade de ocorrência de outros tipos de precipitados, mas considerando o processo de fabricação deste aço, as chances de se ter outras fases é praticamente nula.

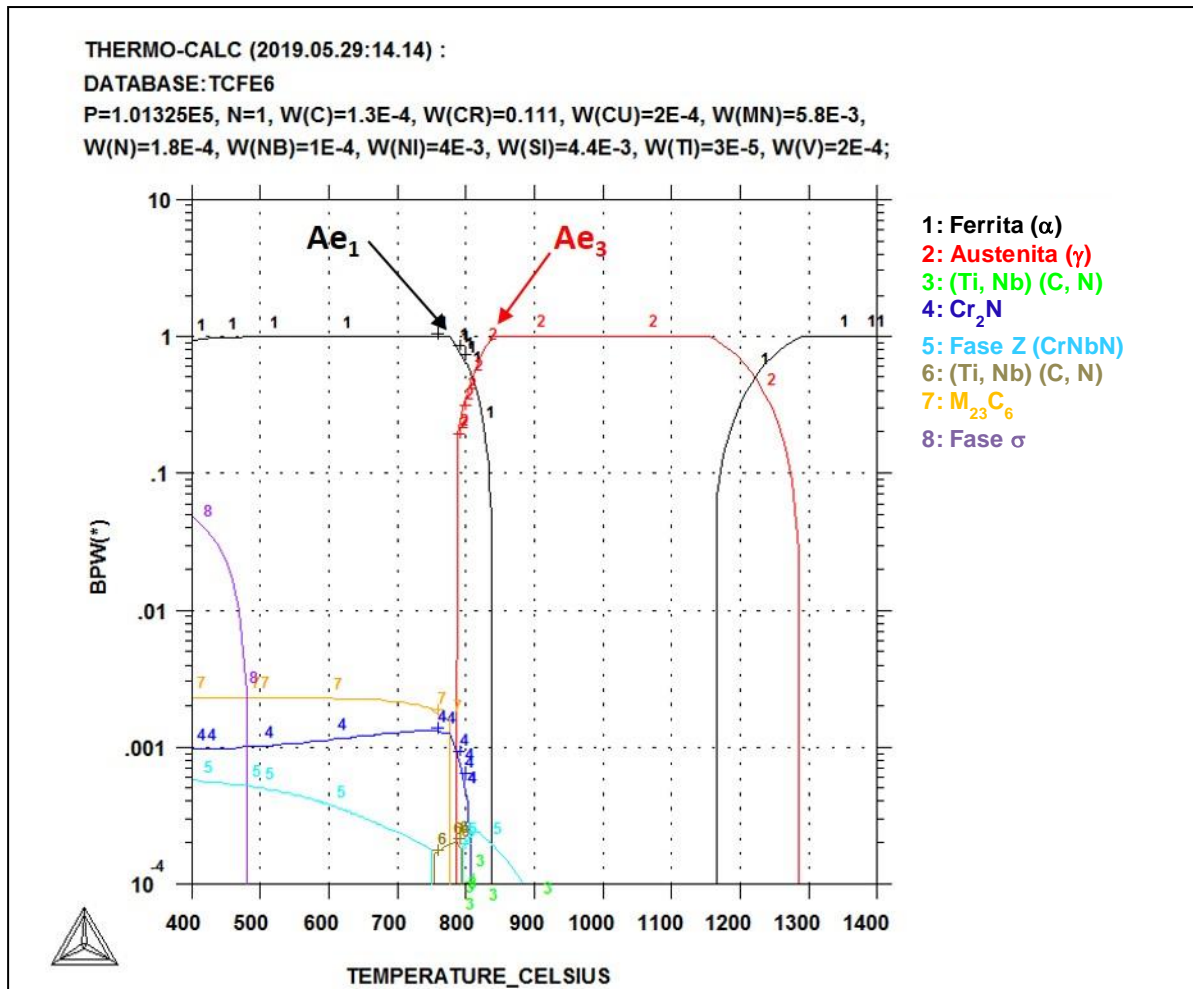


Figura 5. 1. Resultados obtidos na simulação computacional realizada com o software *Thermo-Calc*.

A Figura 5.2 apresenta um exemplo de uma curva, obtida por ensaios dilatométricos realizados neste trabalho, da variação do comprimento relativo do corpo de prova versus temperatura, durante aquecimento contínuo a $1^\circ C/s$, para o aço estudado. Os valores médios obtidos para as temperaturas A_{c1} e A_{c3} do aço estudado na condição real fora do equilíbrio, foram: $A_{c1} = (814 \pm 4)^\circ C$ e $A_{c3} = (945 \pm 7)^\circ C$. Estas temperaturas encontram-se próximas aos valores encontrados por Arruda *et al.* (2018) e Vilela *et al.* (2019) em trabalhos com o mesmo aço inoxidável e são significativamente maiores do que as estimadas por simulação computacional. Isso era esperado, em função do efeito de superaquecimento da ferrita. Sabe-se que fora do equilíbrio, quanto maior a taxa de aquecimento, maiores são as temperaturas de início e final de austenitização, quando comparados aos valores calculados no equilíbrio. Esse efeito se torna ainda mais expressivo quando a composição química da ferrita muda durante o aquecimento, como é o caso do aço inoxidável em questão (TSAI *et al.*, 2002; DE LIMA *et al.*, 2012; GAO *et al.*, 2014).

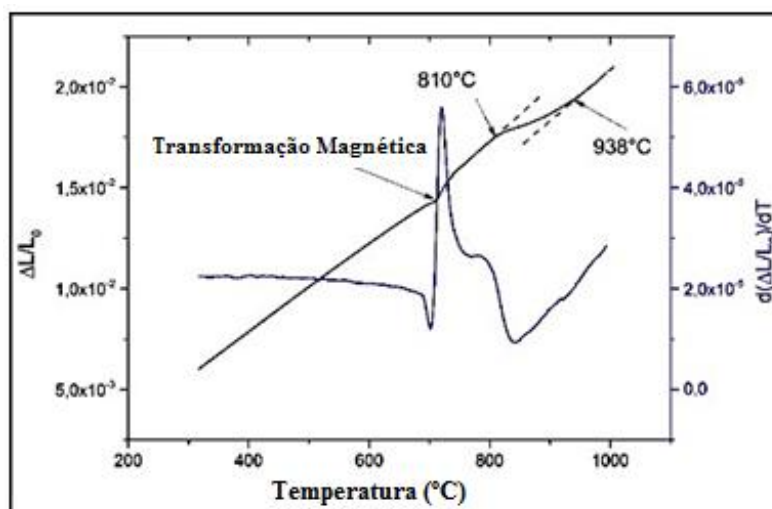


Figura 5. 2. Curva dilatométrica da variação do comprimento relativo do corpo de prova versus temperatura, durante aquecimento contínuo a 1°C/s, para o aço 410D.

A Figura 5.3(a,b) apresenta os resultados obtidos nas simulações dilatométricas realizadas para comprovar a partição de carbono durante a austenitização intercristica. Pode-se observar claramente que a alteração na condição de austenitização promoveu significativas mudanças na transformação martensítica do aço estudado. Inicialmente, observa-se que a fração de martensita formada na condição de completa austenitização é maior do que a fração de martensita formada na condição de austenitização intercristica. Isso é destacado pela menor expansão do comprimento relativo do corpo de prova aquecido até 825°C (Figura 5.3b), quando comparado ao aquecido até 1000°C (Figura 5.3a). Isso era esperado, pois a 1000°C o aço foi levado à condição de completamente austenítico e, portanto, ao ser rapidamente resfriado, teve sua microestrutura completamente transformada para martensita. Já a 825°C, teria ocorrido uma austenitização parcial. Assim sendo, ao ser submetido a um rápido resfriamento, apenas a fração volumétrica de austenita, menor do que a obtida na temperatura de 1000°C, teria se transformado em martensita, dando origem a uma microestrutura constituída por ferrita e martensita.

A evidência da efetiva partição de carbono da ferrita para austenita na temperatura de 825°C está na alteração da temperatura M_s (início da transformação martensítica). Pode-se observar na Figura 5.3 que para a temperatura de austenitização de 1000°C, a temperatura M_s foi de 440°C; já para a temperatura de 825°C a temperatura M_s diminuiu significativamente, atingindo o valor de 398°C. Segundo a literatura (SPEER *et al.*, 2005; GARCIA *et al.*, 2011; BANADKOUKI; FERREIDUNI, 2014) com o aumento do teor de carbono em solução sólida na austenita, a temperatura M_s tende a diminuir, pois a atividade do carbono impacta no aumento da energia de deformação necessária para a transformação. Como consequência, a

força motriz necessária para a transformação aumenta e, portanto, M_s diminui. Para o caso em estudo, como a 1000°C houve completa austenitização, poder-se-ia afirmar que o teor de C na austenita é aproximadamente igual ao teor de C da liga. No entanto, para a condição de “paraequilíbrio” alcançada na temperatura de 825°C , teria havido um significativo aumento do teor de C na austenita, justificando a diminuição do M_s .

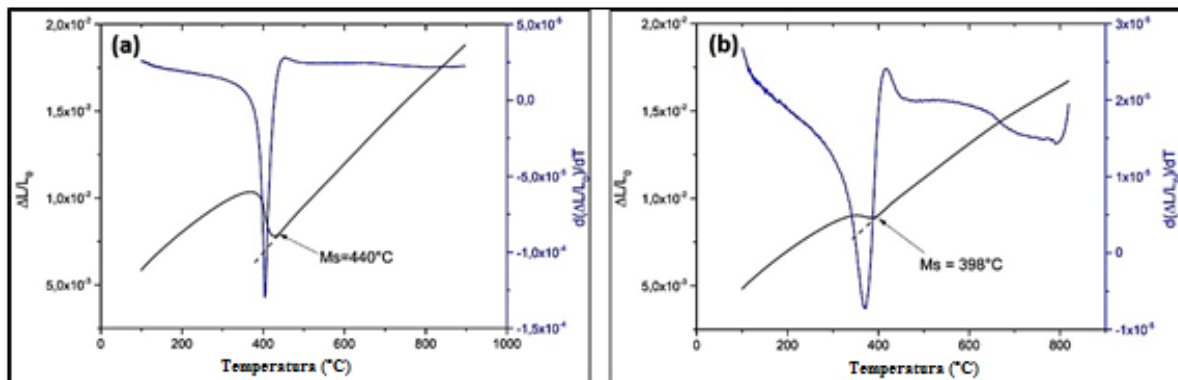


Figura 5. 3. Curvas de resfriamento a 200°C/s de amostras de aço 410D a partir de temperaturas de austenitização de (a) 1000°C = austenitização completa; (b) 825°C = austenitização parcial.

5.2. Influência dos Tratamentos Térmicos na Microestrutura

A Figura 5.4 apresenta a micrografia do aço 410D em seu estado de entrega. Observa-se uma microestrutura majoritariamente ferrítica, composta por grãos ligeiramente alongados na direção de laminação do material. A microestrutura observada está de acordo com o esperado para o processo de fabricação de um aço inoxidável ferrítico laminado a quente, recozido e laminado a frio.

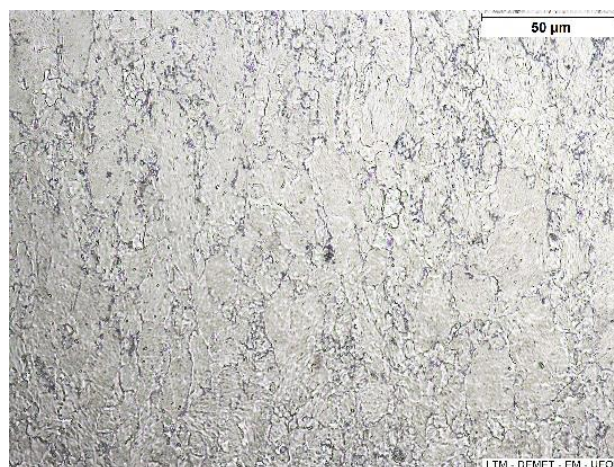
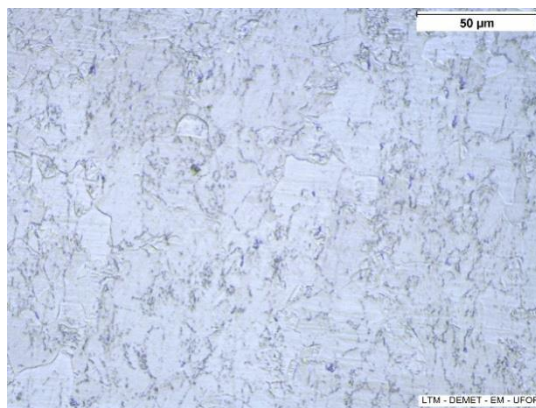
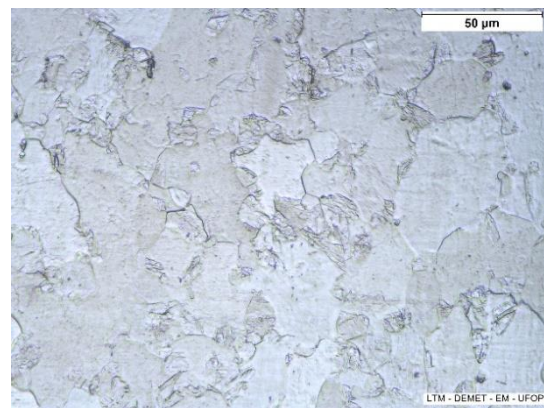


Figura 5. 4. Microestrutura em microscopia óptica do aço 410D em seu estado de entrega - ataque a quente com reativo colorante – 500x.

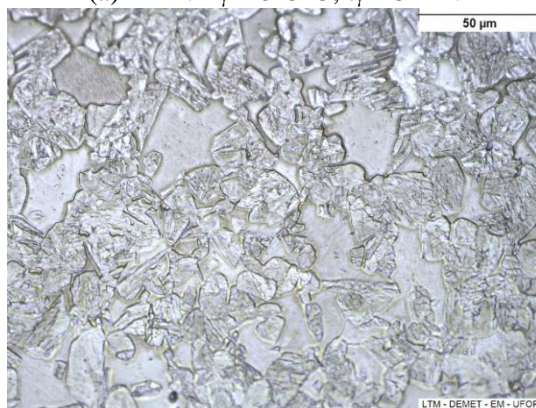
A Figura 5.5 (a-j) apresenta as microestruturas resultantes dos tratamentos térmicos de 1 a 10 com o uso de microscopia óptica. Observa-se que as amostras de 1 a 9 apresentaram microestruturas bifásicas, compostas por ferrita e martensita, enquanto a amostra 10 é totalmente martensítica. Estas microestruturas estão de acordo com o esperado, uma vez que as temperaturas de austenitização adotadas nos tratamentos de 1 a 9 estiveram entre A_{c1} e A_{c3} , e no caso do tratamento 10 a temperatura foi superior à temperatura A_{c3} do aço. Confirmou-se então a possibilidade de obtenção da microestrutura bifásica no aço inoxidável 410D, conforme previsto em outros trabalhos recentes (ARRUDA *et al.*, 2018; VILELA *et al.*, 2019). Com o aumento da temperatura e do tempo de tratamento térmico, a fração volumétrica de martensita aumenta. A martensita se apresenta de forma contínua, ao redor da ferrita e a fração de ferrita observada na microestrutura após o resfriamento é aquela não dissolvida na austenitização intercrítica (MOVAHEDA *et al.*, 2009; CORREIA *et al.*, 2014; MAZAHERI *et al.*, 2014). Nas situações TT1 e TT2 a fração volumétrica de ferrita ainda é relativamente grande, enquanto que nas situações TT8 e TT9 a microestrutura é quase predominantemente martensítica. Para a situação TT10 tem-se somente a presença de martensita na microestrutura do aço.



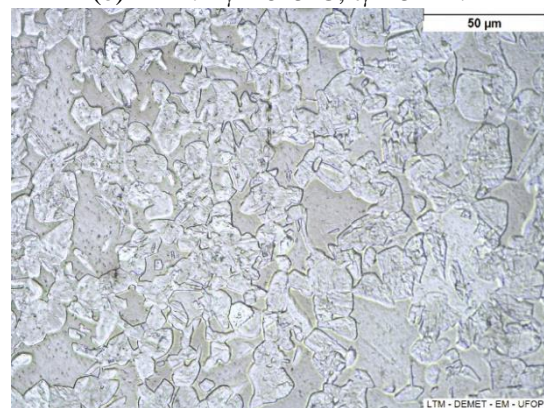
(a) TT 1: $T_{\gamma} = 815^{\circ}\text{C}$; $t_{\gamma} = 5\text{min}$.



(b) TT 2: $T_{\gamma} = 825^{\circ}\text{C}$; $t_{\gamma} = 5\text{min}$.



(c) TT 3: $T_{\gamma} = 825^{\circ}\text{C}$; $t_{\gamma} = 15\text{min}$.



(d) TT 4: $T_{\gamma} = 825^{\circ}\text{C}$; $t_{\gamma} = 30\text{min}$.

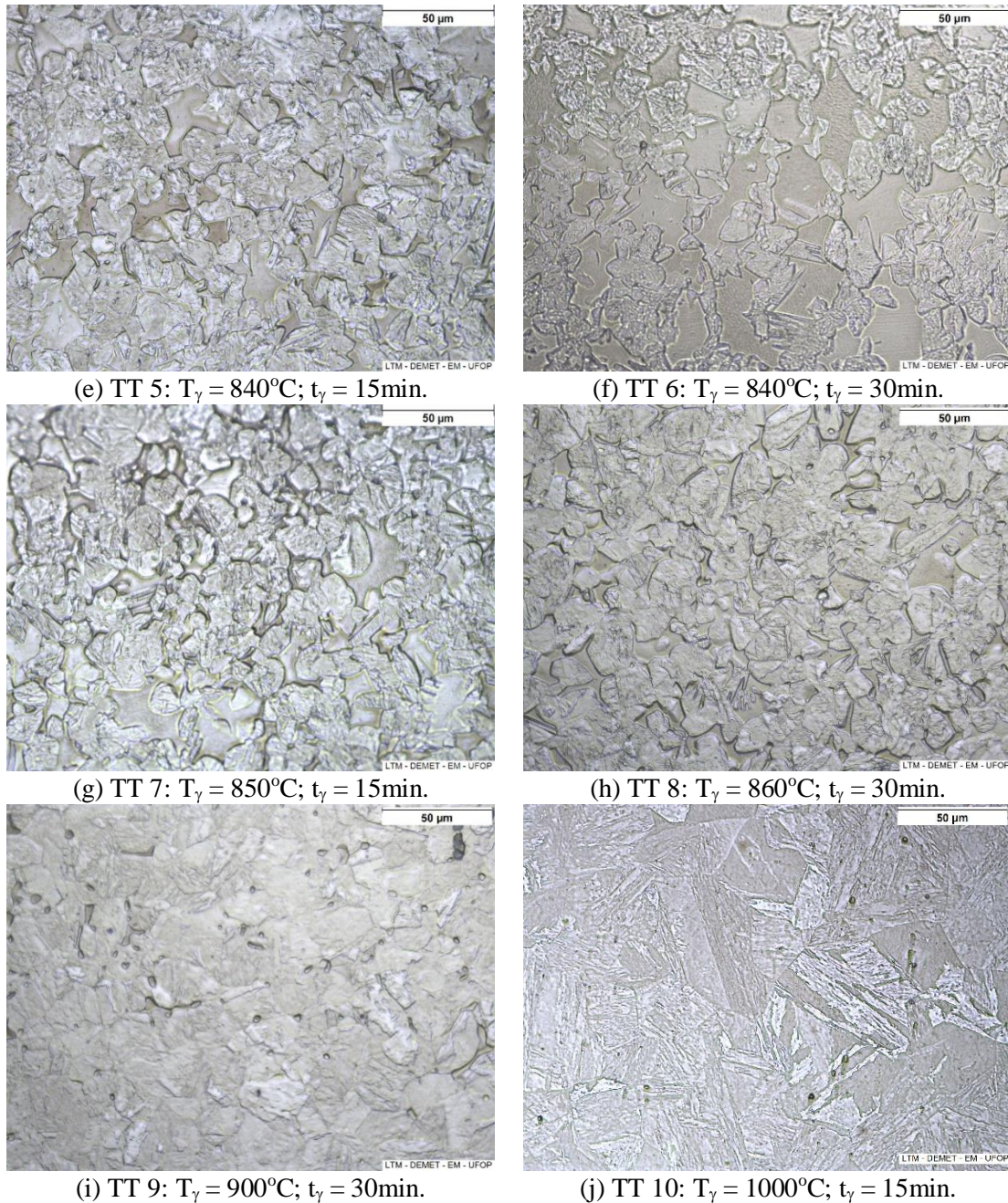
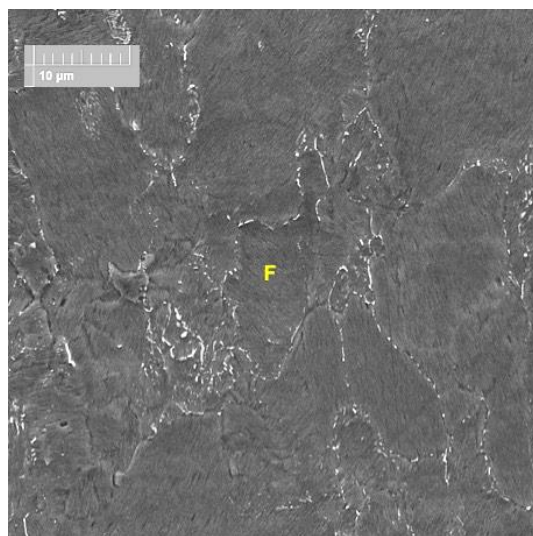


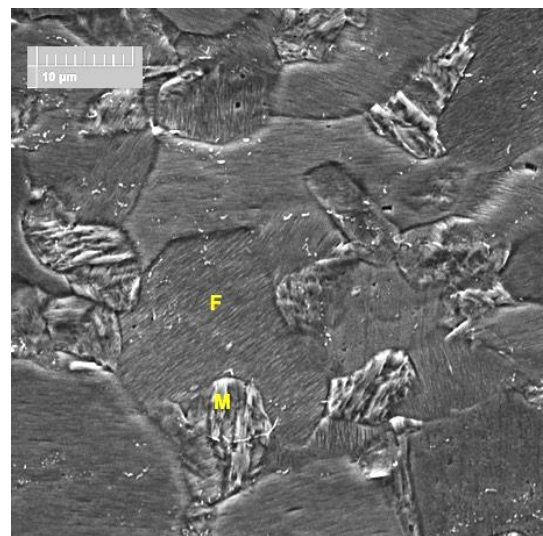
Figura 5. 5. Microestruturas do aço 410D após os tratamentos térmicos de 1 a 9 - ataque a quente com reagente colorante – MO-500x.

A Figura 5.6(a-d) destaca as microestruturas do estado de entrega e dos tratamentos térmicos 2, 3 e 10, por meio de análise no microscópio eletrônico de varredura. Na Figura 5.6a percebe-se grãos de ferrita e precipitação de carboneto de cromo (Cr_{23}C_6), conforme previsto pela simulação computacional via *software Thermo-Calc* apresentada na Figura 5.1. Esta precipitação ocorreu preferencialmente nos contornos de grãos da ferrita. Nas Figuras 5.6(b,c) pode-se perceber que o aumento do tempo de tratamento na temperatura de 825°C aumentou a fração volumétrica de martensita, com diminuição da fração de precipitados de

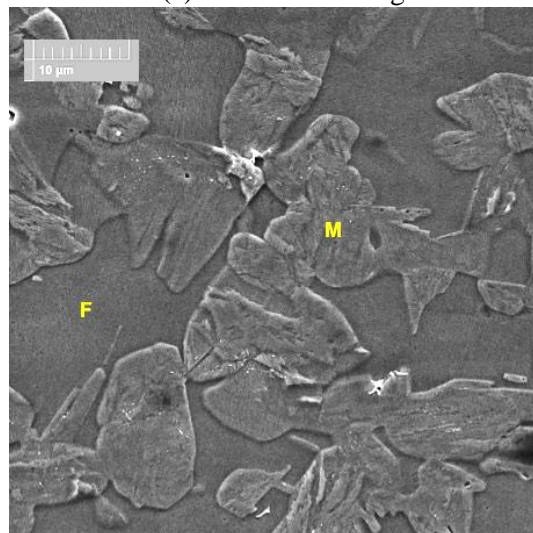
carboneto de cromo. Durante o tratamento térmico, ao fornecer energia, a fração de carbonetos presente começa a se dissolver, buscando o equilíbrio. Essa dissolução dos carbonetos se dá de forma gradativa com o tempo, por isso tempos de austenitização mais prolongados implicam em uma fração menor de carbonetos após o resfriamento (ESTAY *et al.*, 1984; SONG *et al.*, 2014; PAPAETHYMIU *et al.*, 2018). A Figura 5.6d, que corresponde à amostra austenitizada acima de A_{c3} , mostra uma microestrutura totalmente martensítica. Nesta situação, não se percebe mais a presença de precipitados, uma vez que eles são dissolvidos na região austenítica, e a taxa de resfriamento é muito elevada.



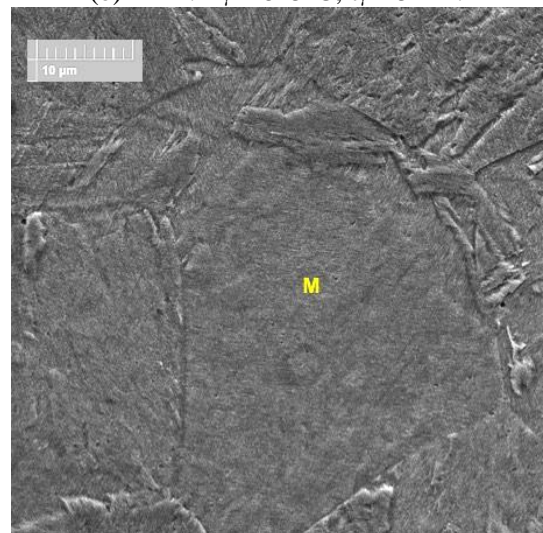
(a) Estado de entrega.



(b) TT 2: $T_{\gamma} = 825^{\circ}\text{C}$; $t_{\gamma} = 5\text{min}$.



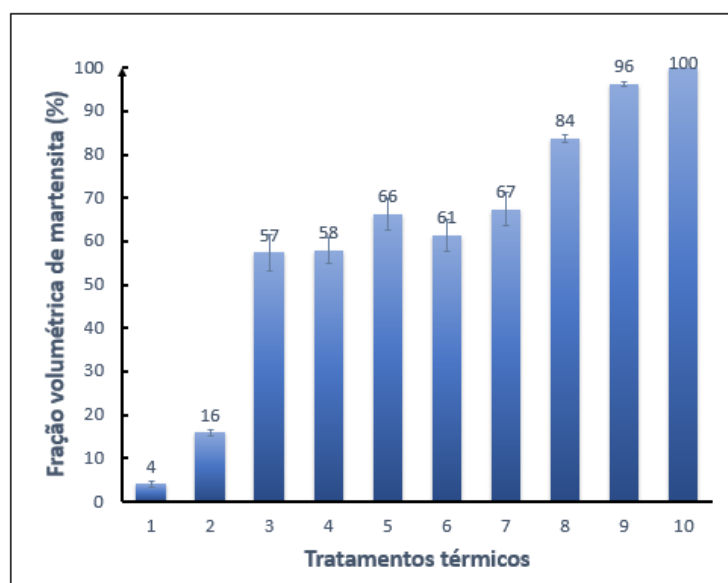
(c) TT 3: $T_{\gamma} = 825^{\circ}\text{C}$; $t_{\gamma} = 15\text{min}$.



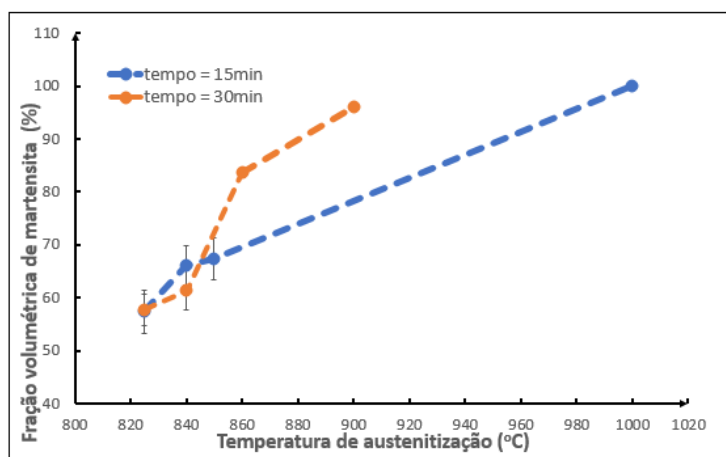
(d) TT 10: $T_{\gamma} = 1000^{\circ}\text{C}$; $t_{\gamma} = 15\text{min}$.

Figura 5. 6. Microestruturas do aço 410D no estado de entrega e após os tratamentos térmicos 2, 3 e 10 - ataque a quente com reagente colorante – MEV-5000x. F = Ferrita. M= Martensita.

As frações volumétricas de martensita referentes a cada um dos tratamentos térmicos encontram-se no gráfico apresentado na Figura 5.7a, enquanto a sua dependência com a temperatura é mostrada na Figura 5.7b para dois tempos de tratamento térmico. Percebe-se que quanto maior a temperatura de austenitização intercrítica e o tempo de tratamento, maior é a fração de martensita obtida após a têmpera. Conforme já comentado na Introdução deste trabalho, esse aumento da fração de martensita se relaciona à maior quantidade de austenita formada no aquecimento intercrítico. Isso ocorre porque o mecanismo de formação da austenita é difusional, dependente tanto da temperatura quanto do tempo, e maiores valores para temperatura e tempo de permanência no forno permitem a formação de uma maior fração volumétrica de austenita e, conseqüentemente, maior fração de martensita após a têmpera. O efeito do tempo foi mais expressivo para temperaturas de austenitização mais baixas, onde a fração de ferrita presente na microestrutura ainda era bastante elevada. Deve-se ressaltar que, para uma dada temperatura, quanto maior o tempo, mais a fração de austenita se aproximará da fração de equilíbrio e quanto maior for a temperatura, mais rapidamente essa evolução se dará. Conseqüentemente, a fração de martensita será maior para maiores temperaturas e maiores intervalos de tempo. Esse mecanismo ficou evidente ao comparar as frações de martensita das amostras dos tratamentos térmicos 2 e 3. Ambas amostras foram austenitizadas a mesma temperatura de 825°C, mas ao aumentar o tempo de permanência no forno de 5min para 15min a fração de martensita aumentou significativamente de 16% para 57%, mostrando que o tempo de solubilização desta fase está entre esse intervalo de tempo. A amostra 10 é, com evidência, totalmente martensítica (MOVAHEDA *et al.*, 2009; HUSEYIN *et al.*, 2010; GARCIA *et al.*, 2011; FARZIN *et al.*, 2015).



(a) Efeito do tratamento térmico



(b) Efeito da temperatura para dois tempos

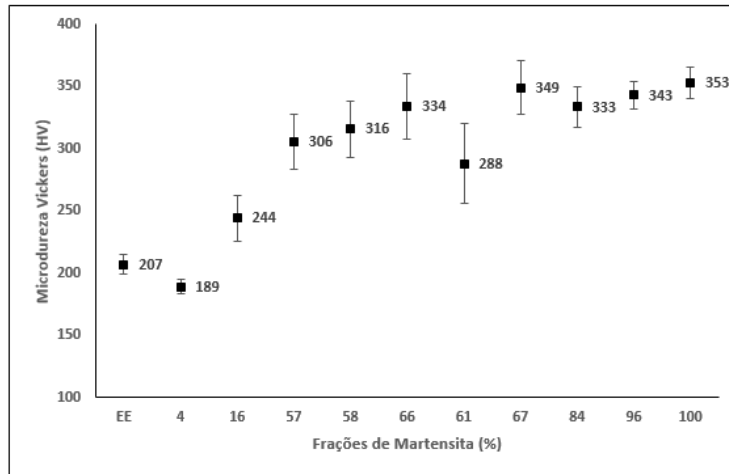
Figura 5. 7. Frações de martensita presentes nas microestruturas do aço 410D.

5.3. Influência dos Tratamentos Térmicos na Microdureza

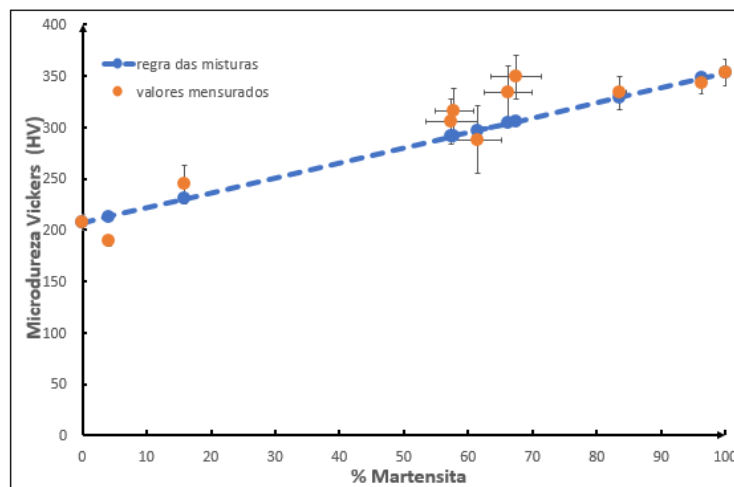
Os valores de microdureza Vickers obtidos para o estado de entrega do aço 410D e para amostras dos dez tratamentos térmicos realizados encontram-se no gráfico apresentado na Figura 5.8a. Esta carga utilizada nos ensaios proporciona ainda uma medida global de dureza no material. A microdureza tende a aumentar de acordo com a elevação da temperatura e do tempo de austenitização intercristalina. Esse aumento na microdureza do aço é associado ao aumento da fração de martensita presente na microestrutura (SPEICH; MILLER, 1979; MOVAHEDA *et al.*, 2009; HUSEYIN *et al.*, 2010; DIAS *et al.*, 2012; CORREA *et al.*, 2014). Pequenas oscilações nesta tendência são resultados de um balanço entre uma possível recuperação durante a austenitização, que competiria com a formação da martensita, diminuindo momentaneamente a densidade de discordâncias e promovendo alívio de tensões internas no material e de efeitos da partição de elementos químicos como o carbono, que foi demonstrado em discussões dos resultados das simulações dilatométricas realizadas nesse trabalho. Destaca-se o comportamento apresentado pela amostra do tratamento térmico 6, que apresentou um valor médio de microdureza inferior ao esperado, em comparação à amostra do tratamento térmico 5 que foi austenitizada a mesma temperatura, mas com a metade do tempo de permanência no forno. O maior tempo de permanência no forno em temperaturas mais elevadas, onde ainda existe significativa fração de ferrita na microestrutura do aço, pode levar a um processo de coalescimento dos grãos ferríticos. Além disso, como foi apresentado nos resultados das análises microestruturais no item anterior, as amostras austenitizadas a temperaturas mais elevadas apresentaram fração reduzida de ferrita na microestrutura e isso

possivelmente implica na obtenção de austenita e, conseqüentemente, de martensita com teor de carbono mais baixo, como efeito da partição de carbono entre essas fases durante o tratamento térmico. Mais uma vez, o comportamento inesperado na amostra do tratamento térmico 6 possivelmente está associado a um balanço entre esses efeitos aqui discutidos e que contribuem para redução da dureza da amostra (DE COMMAN *et al.*, 2017; KEELER *et al.*, 2017).

A concepção dos aços bifásicos se assemelha conceitualmente aos materiais compósitos, com a ideia de alteração nas propriedades de um material pelo uso conjugado com outro material. Para checar esta semelhança, sob o ponto de vista do comportamento mecânico, aplicou-se a chamada “regra das misturas” para o aço 410D, considerando que a microdureza do aço seria estimada em função da microdureza de cada fase presente e de suas respectivas frações volumétricas. A Figura 5.8b mostra os resultados obtidos, comparando-se os valores medidos com os valores calculados, considerando fixos os valores de microdureza para a ferrita e a martensita. Em princípio, as duas análises apresentam a mesma tendência. Entretanto, a taxa de aumento na dureza do aço não é constante para toda a faixa estudada de fração volumétrica de martensita, havendo inflexões significativas da tendência entre 50% e 80% de martensita. Esta não observância de forma rigorosa da regra das misturas também foi observada por outros pesquisadores (BAG *et al.*, 2001; DAS *et al.*, 2003; KUMAR *et al.*, 2008). Deve-se lembrar que as propriedades mecânicas das fases não são exatamente constantes, devido à partição de elementos químicos para cada temperatura e tempo considerados nos tratamentos térmicos, assim como tensões internas resultantes das transformações de fase, caminho livre médio, tensões devido à incompatibilidade plástica, forma e tamanho dos constituintes. Daí a dificuldade na obediência da regra das misturas para aços bifásicos e, como consequência, também para o aço 410D na condição bifásica.



(a) Valores mensurados.



(b) Valores mensurados x calculados.

Figura 5. 8. Microdureza Vickers das amostras do aço 410D no estado de entrega e termicamente tratadas.

Os valores particulares de microdureza Vickers das fases ferrita e martensita para o aço 410D nas condições de tratamentos térmicos de 2 a 8 encontram-se no gráfico apresentado na Figura 5.9. Nos tratamentos térmicos 1 e 9, o tamanho dos grãos de ferrita e das ilhas de martensita presentes, respectivamente, foram menores do que a menor endentação produzida pelo microdurômetro utilizado e, por isso, não foi possível medir de maneira individualizada a microdureza das fases nessas condições. Em todas as amostras analisadas o valor médio de microdureza da martensita foi superior ao valor médio de microdureza da ferrita, confirmando que a presença da martensita contribui para o aumento da microdureza geral do aço (SPEICH; MILLER, 1979; MOVAHEDA *et al.*, 2009; HUSEYIN *et al.*, 2010; DIAS *et al.*, 2012; CORREA *et al.*, 2014).

Entre as condições analisadas, a amostra referente ao tratamento térmico 2 apresentou o maior valor de microdureza da martensita, em contrapartida, a amostra referente ao

tratamento térmico 8 apresentou o menor valor de microdureza da martensita. Isso revela uma tendência de redução da microdureza da martensita com o aumento da temperatura de austenitização. Esse comportamento pode estar relacionado à partição de carbono durante a austenitização intercrítica, conforme demonstrado no item 5.1 do presente trabalho. O aumento da temperatura e do tempo de austenitização, apesar de aumentar a fração de austenita, diminui a sua concentração de carbono. Assim sendo, durante a têmpera, a formação da martensita terá início em uma temperatura mais elevada e as ilhas de martensita serão ligeiramente mais grosseiras, justificando uma redução na sua dureza (MOVAHEDA *et al.*, 2009; HUSEYIN *et al.*, 2010; TSUSHIYAMA *et al.*, 2012). É importante também salientar que a microdureza da ferrita remanescente diminui com o aumento da temperatura e do tempo de tratamento térmico, devido ao alívio de tensões decorrente do processo de fabricação do aço, que vai se exaurindo com o tratamento térmico.

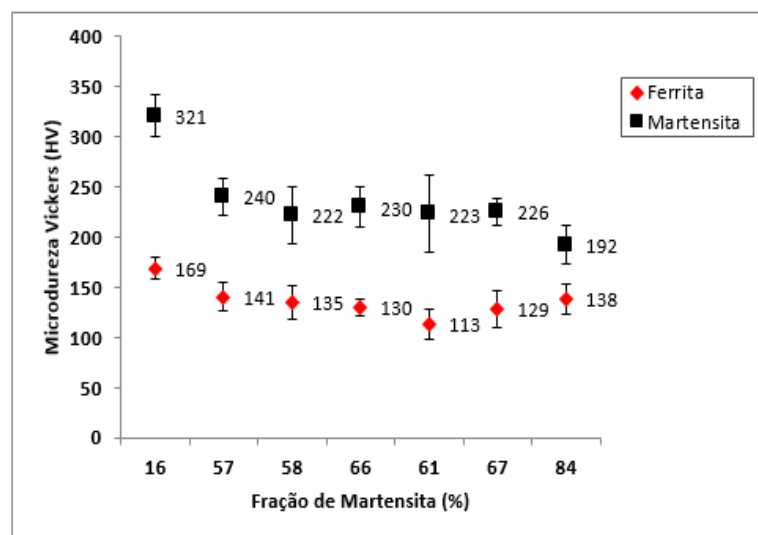


Figura 5. 9. Microdureza Vickers das fases ferrita e martensita presentes nas amostras do aço 410D após tratamentos térmicos.

5.4. Influência dos Tratamentos Térmicos na Resistência à Tração

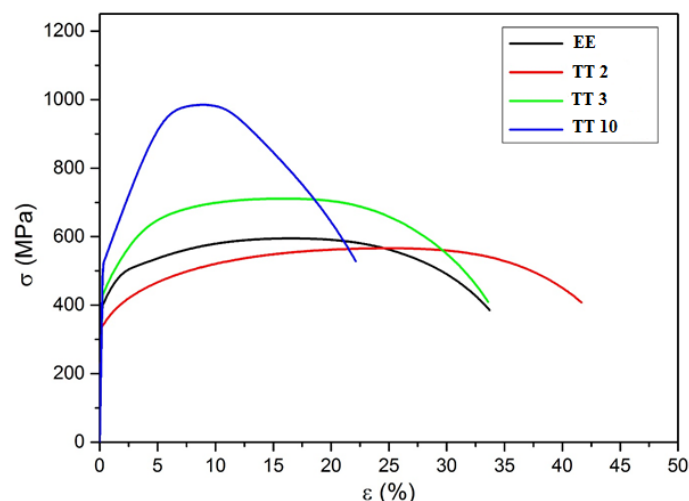
Os valores médios de tensão limite de escoamento (σ_{LE}), tensão limite de resistência (σ_{LR}), deformação total (DEF_t), deformação uniforme (DEF_u), e redução de área transversal (RA), obtidos por meio dos ensaios de tração, encontram-se na Tabela V.1. As curvas tensão versus deformação produzidas nesses ensaios encontram-se na Figura 5.10a e os valores de tensão limite de escoamento e de tensão limite de resistência são destacados na Figura 5.10b em função da fração volumétrica de martensita presente no aço. De uma maneira geral, com

exceção da amostra TT 2, observa-se que tanto o limite de escoamento quanto o limite de resistência à tração aumentam, com a elevação da fração de martensita presente na microestrutura do aço. Já a deformação e a redução da área, que são indicativos de ductilidade do material, apresentam um comportamento inverso, diminuindo com o aumento da fração de martensita. Esses resultados estão de acordo com o que foi observado na literatura (FOSTEIN *et al.*, 2007; KUMAR *et al.*, 2008; GÜNDÜZ, 2009; GHADBEIGI *et al.*, 2010).

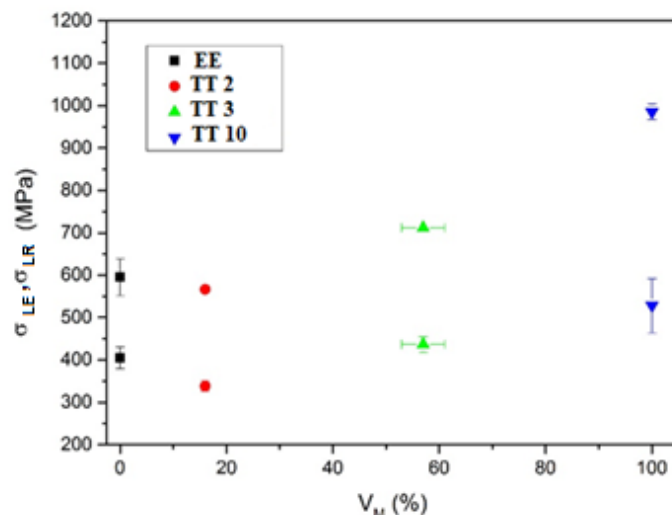
Merece destaque o fato da deformação uniforme da amostra TT 3 ser praticamente idêntica ao valor encontrado para a amostra no estado de entrega. A deformação uniforme pode ser utilizada para se prever o comportamento do material durante o seu processamento mecânico, uma vez que um valor elevado para esta propriedade indica um retardamento para criação de danos. Daí, tem-se então um indicativo para que a citada condição de tratamento intercrítico ofereça menor risco de falha durante a sua fabricação industrial.

Tabela V. 1. Propriedades medidas em ensaio de tração do aço estudado.

Aço	LE (MPa)	LR (MPa)	DEF _u (%)	DEF _t (%)	RA (%)
EE	405 ± 25	595 ± 43	15±1	34 ± 0	73 ± 4
TT 2	338 ± 12	566 ± 2	24±1	41 ± 0	77 ± 1
TT 3	437 ± 18	712 ± 0	15±0	33 ± 0	70 ± 3
TT 10	528 ± 64	985 ± 18	8±0	22 ± 2	67 ± 4



(a) Curvas de tração.



(b) Efeito da fração volumétrica de martensita no limite de resistência por tração e no limite de escoamento do aço 410D.

Figura 5. 10. Efeito dos tratamentos térmicos na resistência por tração do aço estudado.

Um grupo de pesquisadores (MATSUOKA; YAMMORI, 1975; CRIBB; RIGSBEE, 1979; MARDER, 1981) sugere que a resistência mecânica dos aços bifásicos deve crescer linearmente com a fração volumétrica da fase mais dura, seguindo a regra das misturas. Por outro lado, pelos mesmos argumentos já apresentados anteriormente na discussão dos resultados de dureza, outros trabalhos mostram que esta dependência não se verifica desta forma (THOMAS; KOO, 1979; RAMOS *et al.*, 1979; KOO *et al.*, 1980; KUMAR *et al.*, 2008). No presente trabalho, este comportamento pode ser observado na Figura 5.11. A resistência mecânica apresentada pelo aço proveniente do tratamento térmico TT 2, que contém aproximadamente 16% de martensita, apresentou uma pequena diminuição (cerca de 5%) em comparação à resistência mecânica do aço no estado de entrega. Isso possivelmente ocorreu porque, o tempo de permanência no forno durante esse tratamento, teria ocasionado uma diminuição da densidade de discordâncias e alívio de tensões provenientes do processo de fabricação do material. Nesse caso, o efeito do alívio de tensões em balanço com o efeito da partição de carbono durante o tratamento foram superiores ao efeito da fração reduzida de martensita presente na microestrutura, levando à queda da resistência mecânica do aço. Com um aumento na fração de martensita de 16%, para 57%, no tratamento térmico TT 3, observou-se um aumento mais expressivo na resistência mecânica do aço em relação ao estado de entrega (cerca de 20%), com uma diminuição muito pequena na deformação total (cerca de 3%). Isso indica que essa proporção entre as fases ferrita e martensita é promissora no que diz respeito a proporcionar um ganho de resistência mecânica sem comprometer, de forma agressiva, a ductilidade do aço.

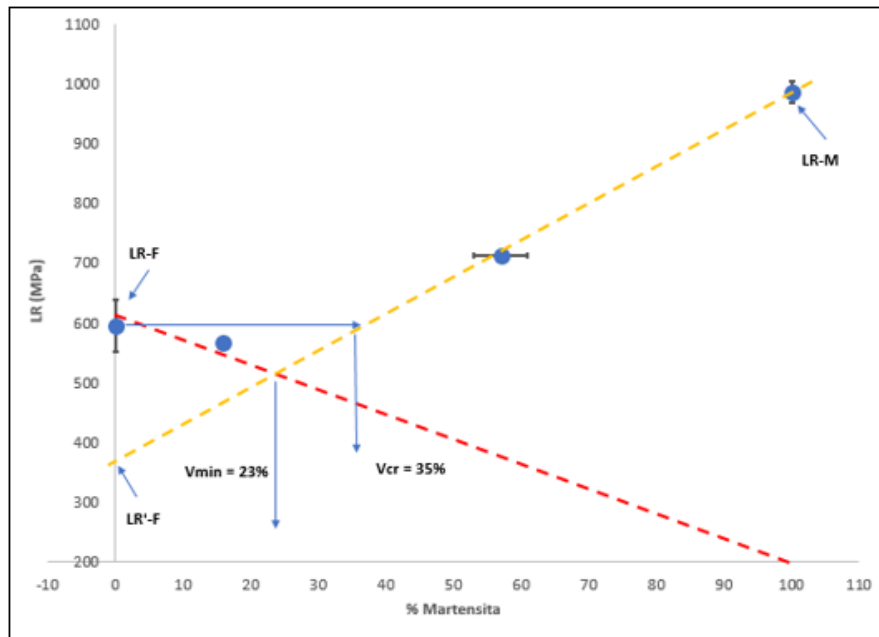
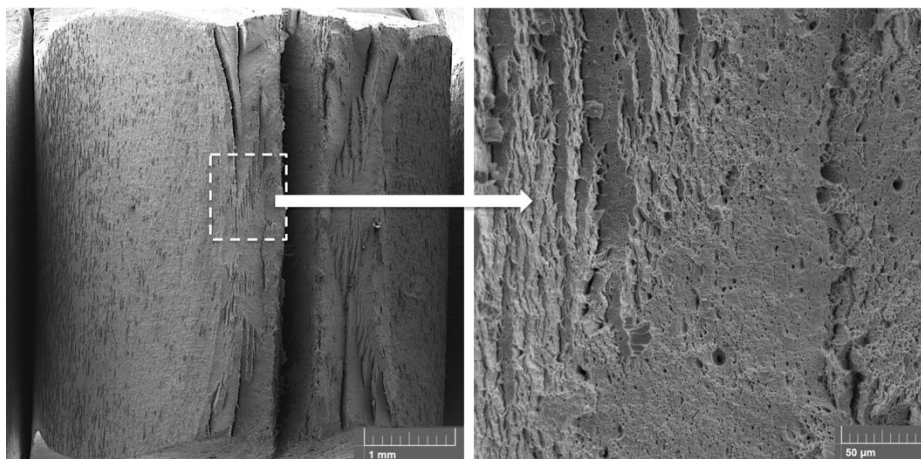


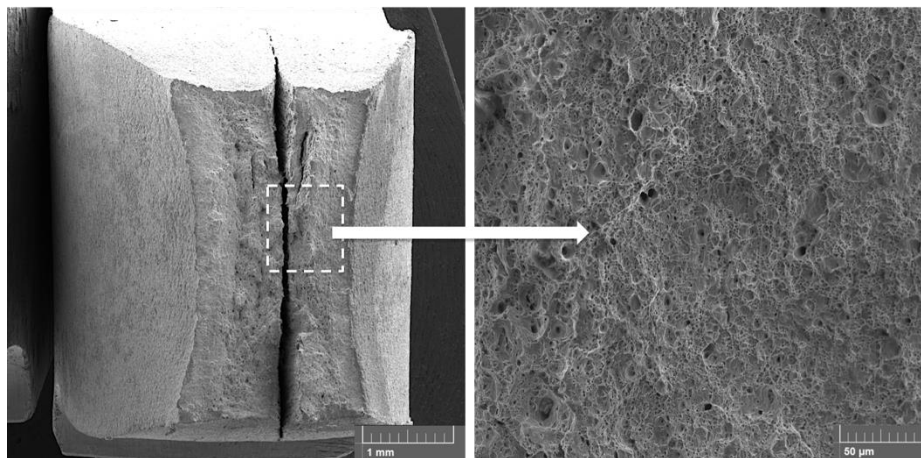
Figura 5. 11. Relação entre o limite de resistência por tração (LR) para o aço estudado e a “regra das misturas”.

As superfícies de fratura de amostras ensaiadas por tração são mostradas na Figura 5.12(a-d). A amostra no estado de entrega (Figura 5.12a) apresentou um comportamento misto dúctil/frágil. Nesta condição, cavidades são nucleadas principalmente a partir da precipitação intergranular de carbonetos. As cavidades crescem e coalescem, formando alvéolos típicos de comportamento dúctil. O alinhamento dos grãos ferríticos e a precipitação intergranular induziu uma série de separações internas e estrições correspondentes. A operação de um mecanismo distinto de trincamento, do tipo escorregamento de planos cristalográficos, também pode ser visto na fratura, dando uma aparência de grandes facetas de clivagem inclinadas em relação ao eixo de aplicação do carregamento. As duas amostras provenientes de tratamentos térmicos intercríticos TT 2 e TT 3 (Figura 5.12b,c) tiveram um comportamento semelhante à amostra na condição como recebida, com uma maior fração de áreas frágeis para a amostra com maior quantidade de martensita. Esta mudança de morfologia de fraturas está relacionada com a variação da ductilidade do aço com a fração volumétrica de martensita. Trabalhos anteriores com observações fractográficas em aços bifásicos mostraram que durante a deformação por tração os grãos de ferrita se deformam inicialmente e facilitam a nucleação de trincas por meio da precipitação de carbonetos no interior dos grãos e/ou trincamento nas interfaces ferrita/martensita (STEVENSON, 1977; BALLIGER, 1982; STEINBRUNNER *et al.*, 1988; BAG *et al.*, 1999). Na sequência, estas trincas propagam-se seja por clivagem ou por modo dúctil, dependendo do estado de tensão

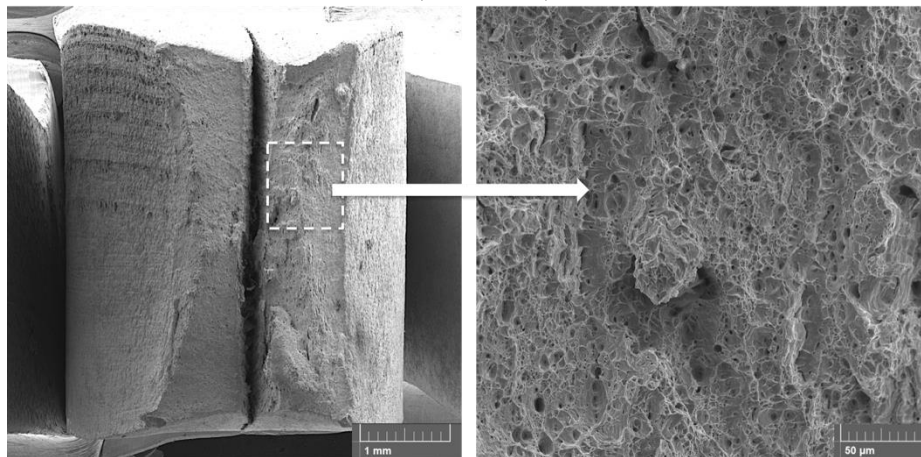
existente na microestrutura. A amostra com microestrutura totalmente martensítica (Figura 5.12d) ainda apresentou alvéolos característicos de comportamento dúctil e estricção, mas agora sem separações e com presença de algumas regiões de clivagem, caracterizando o mecanismo de fratura mista. Este comportamento não usual da martensita pura ocorre devido ao teor de carbono relativamente baixo do aço 410D.



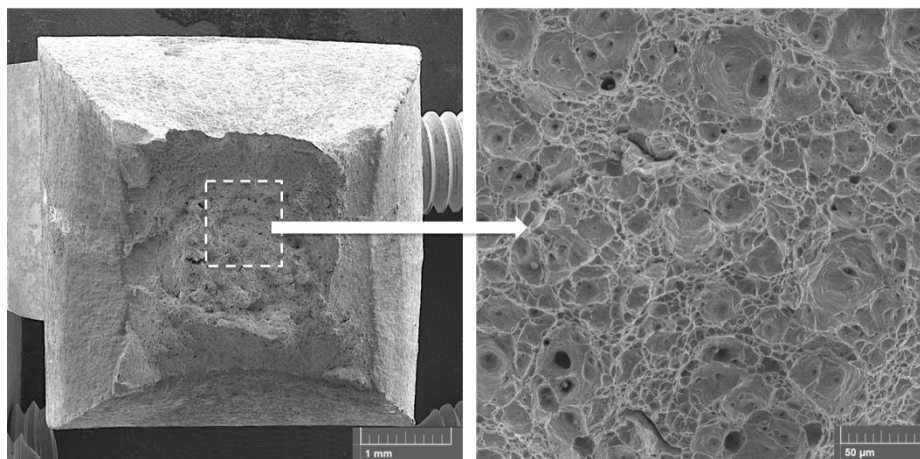
(a) Estado de entrega.



(b) TT 2: $T_{\gamma} = 825^{\circ}\text{C}$; $t_{\gamma} = 5\text{min}$.



(c) TT 3: $T_{\gamma} = 825^{\circ}\text{C}$; $t_{\gamma} = 15\text{min}$.



(d) TT 10: $T_{\gamma} = 1000^{\circ}\text{C}$; $t_{\gamma} = 15\text{min}$.

Figura 5. 12. Superfícies de fratura de amostras do aço 410D ensaiadas por tração.

5.5. Influência dos Tratamentos Térmicos na Tenacidade à Fratura

A Figura 5.13(a,b) apresenta os resultados dos ensaios de tenacidade à fratura para o aço 410D, obtidas com amostras no estado de entrega e após os tratamentos térmicos 2, 3 e 10. Na Figura 5.13a tem-se todas as curvas de resistência $J-R$ geradas, enquanto a Figura 5.13b mostra a relação entre a tenacidade à fratura J_Q e os valores para limite de escoamento e limite de resistência por tração. A Tabela V.2 explicita os valores encontrados para J_Q nas quatro situações estudadas.

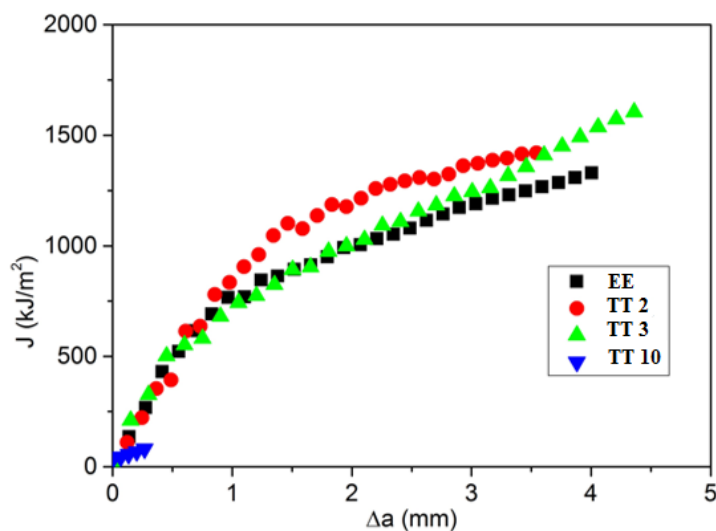
A primeira consideração importante que deve ser registrada é que o valor J_Q encontrado para a tenacidade à fratura, que corresponde ao início do crescimento estável de trinca, não atendeu à condição de estado plano de deformações, em função da espessura utilizada nos corpos de prova. Assim, a tenacidade à fratura que está sendo considerada para comparação entre as situações estudadas é um valor crítico que caracteriza o material para a espessura de 6mm, o que não prejudica o estudo comparativo proposto.

O aço na condição TT10, com microestrutura totalmente martensítica, praticamente não apresentou crescimento estável de trinca, devido à sua grande sensibilidade à presença de trinca, isto é, comportamento frágil. Para esta situação, a tenacidade à fratura foi muito baixa. Por outro lado, as amostras no estado de entrega e tratadas nas condições TT 2 e TT 3 apresentaram valores relativamente elevados para a tenacidade à fratura, com um comportamento que está intimamente ligado à microestrutura do material, e uma dependência inversa com a resistência mecânica por tração (BAG *et al.*, 2001; HAQUE, SUDHKAR, 2002; ALANEME, 2011; CALCAGNOTTO *et al.*, 2011; GODEFROID *et al.*, 2015).

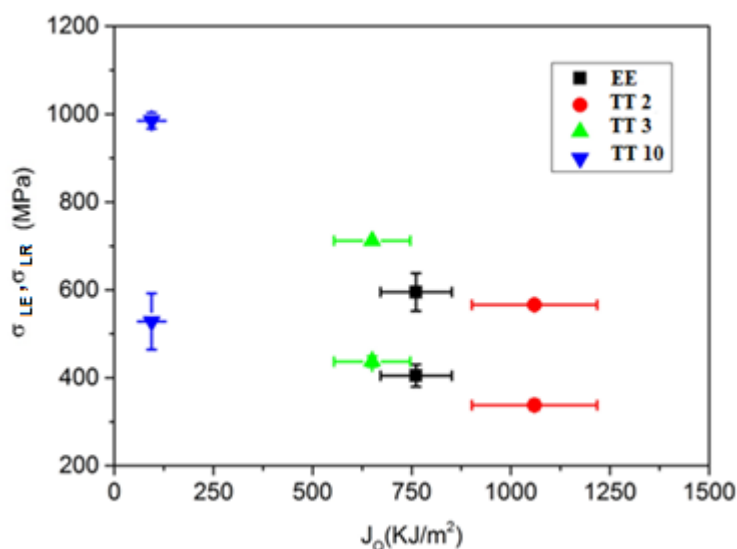
Conforme já comentado anteriormente, a alteração da microestrutura do estado de entrega para a microestrutura com 16% de martensita provocou um amolecimento da ferrita, induzindo um mecanismo extrínseco de aumento de tenacidade à fratura (cerca de 45%), com redução de resistência por tração. A elevação da fração volumétrica de martensita para 57% aumentou a resistência mecânica do aço, com conseqüente diminuição de sua tenacidade à fratura, mas ainda próximo do estado de entrega (redução de cerca de 11%). De acordo com a literatura, em torno da porcentagem de 50% de martensita estaria o valor ótimo sem prejuízo para a tenacidade à fratura do aço (BAG *et al.*, 2001; HAQUE, SUDHAR, 2002; ALANEME, 20011).

Tabela V. 2. Propriedades medidas em ensaios de tração e de tenacidade à fratura do aço estudado.

Aço	V _{martensita} (%)	LE (MPa)	LR (MPa)	J _Q (kJ/m ²)
EE	0	405 ± 25	595 ± 43	804 ± 54
TT 2	16	338 ± 12	566 ± 2	1169 ± 148
TT 3	57	437 ± 18	712 ± 0	713 ± 72
TT 10	100	528 ± 64	985 ± 18	94 ± 24



(a) Curvas J-R.

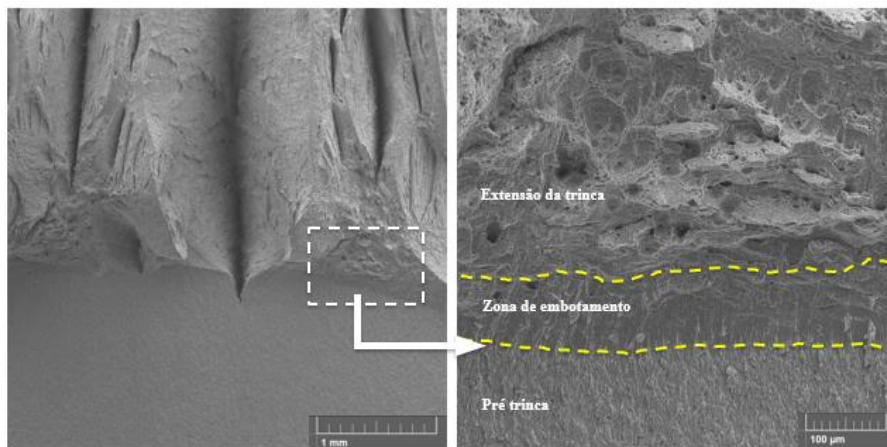


(b) Tenacidade à fratura x Limite de escoamento e Limite de resistência por tração.

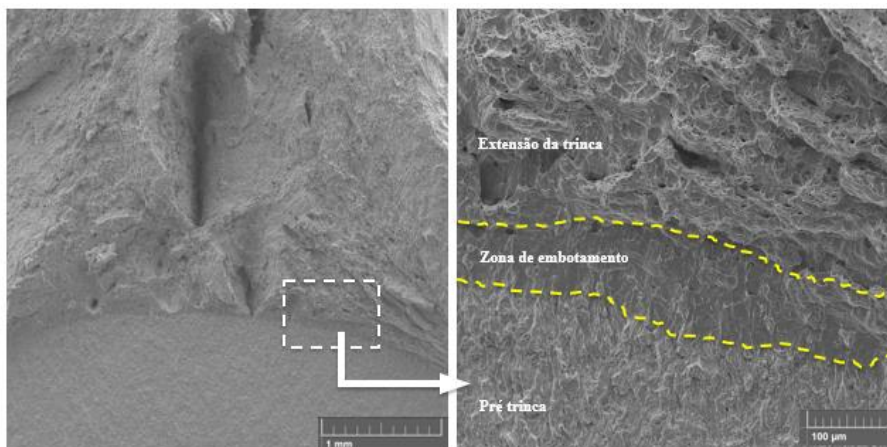
Figura 5. 13. Efeito dos tratamentos térmicos na tenacidade à fratura do aço estudado.

As microfratografias dos corpos de prova relativos aos ensaios de tenacidade à fratura são apresentadas na Figura 5.14(a-d). Com menor ampliação, são mostrados o final da pré-trinca por fadiga e o início do crescimento de trinca, caracterizando desta forma a região das amostras correspondente à determinação da tenacidade à fratura J_Q . Com maior ampliação, destacam-se micromecanismos de fratura nesta região. A amostra no estado de entrega, Figura 5.14a, apresentou um comportamento misto, com muitas separações e estricções correspondentes. Percebe-se, logo à frente da pré-trinca por fadiga, uma zona de estiramento, correspondente ao embotamento da ponta da trinca antes de seu crescimento estável. Na região de crescimento estável de trinca uma distribuição de alvéolos é observada, juntamente com decoesões e planos de escorregamento, da mesma forma como já observado na amostra de tração. As amostras das condições de tratamento térmico TT 2 e TT 3 apresentaram também a zona de estiramento e separações na região de crescimento estável de trinca, Figura 5.14(b,d). Entretanto, existem duas diferenças significativas entre as fraturas destas duas amostras. A zona de estiramento da amostra TT 3 apresentou uma largura relativamente menor do que a amostra TT 2. Na amostra TT 3 apareceram regiões onde prevalece a incidência de clivagem coexistindo com alvéolos, e indicando o comportamento misto do aço. A coexistência de mecanismos distintos de fratura está ilustrada na Figura 5.15. Estas diferenças explicam uma diminuição na sua tenacidade à fratura, conforme mostrado na Tabela V.2, confirmando que existe um valor crítico de fração volumétrica de martensita para fornecer ao aço a melhor tenacidade à fratura. A amostra que apresentou microestrutura totalmente martensítica não desenvolveu a zona de estiramento à frente da pré-trinca por

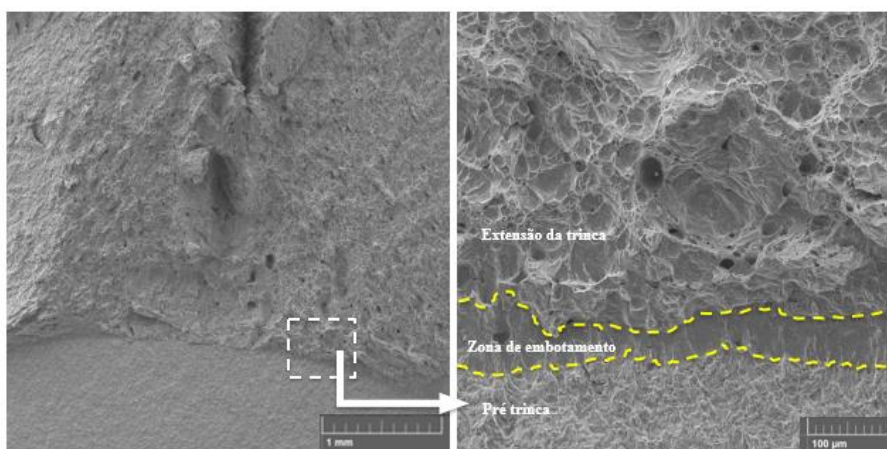
fadiga, e o crescimento de trinca foi praticamente instável, com fratura frágil, Figura 5.14d, confirmando o baixo valor de tenacidade à fratura, encontrado para esta amostra.



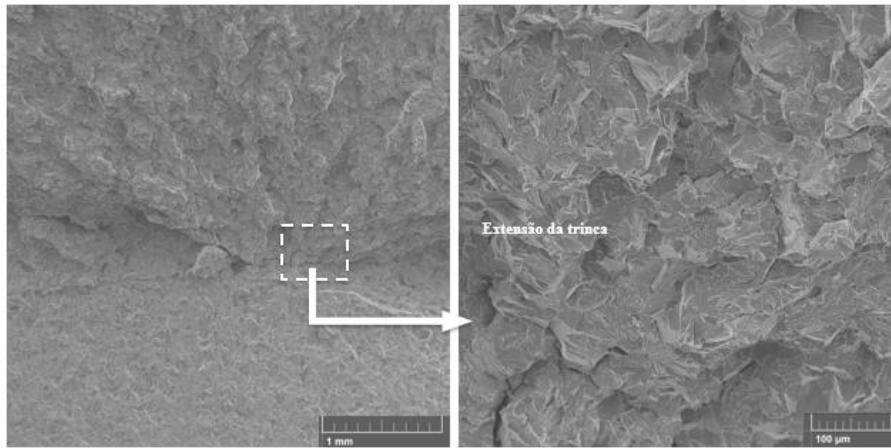
(a) Estado de entrega.



(b) TT 2: $T_{\gamma} = 825^{\circ}\text{C}$; $t_{\gamma} = 5\text{ min}$.



(c) TT 3: $T_{\gamma} = 825^{\circ}\text{C}$; $t_{\gamma} = 15\text{ min}$.



(d) TT 10: $T_{\gamma} = 1000^{\circ}\text{C}$; $t_{\gamma} = 15\text{min}$.

Figura 5. 14. Fratografias dos ensaios de tenacidade à fratura do aço estudado - MEV.

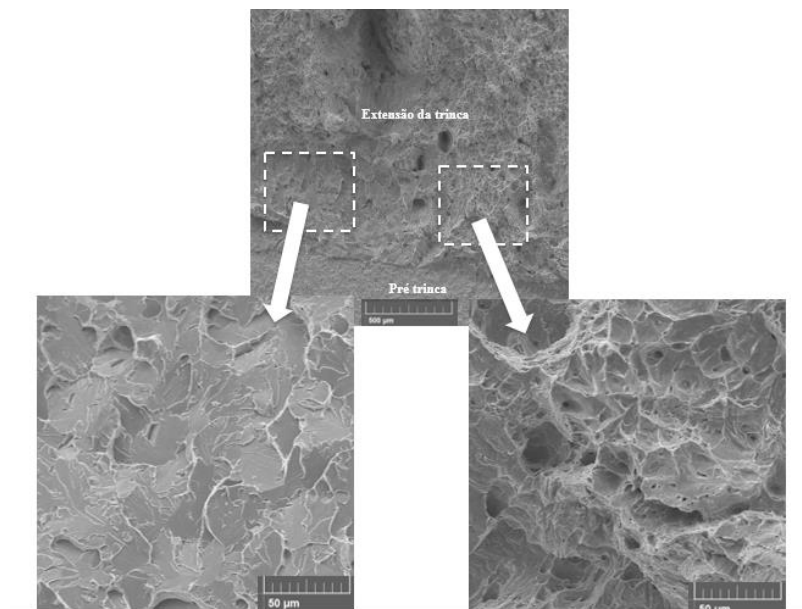


Figura 5. 15. Fratografias de tenacidade à fratura da amostra TT 3, mostrando dois mecanismos de fratura diferentes – MEV.

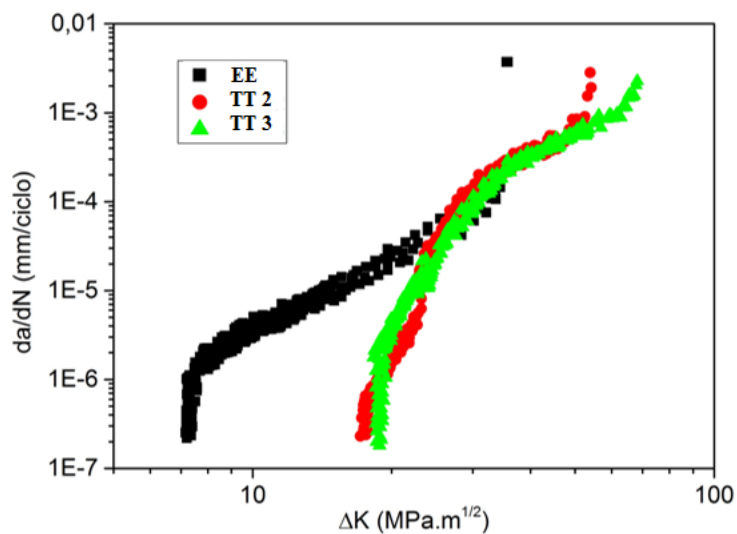
5.6. Influência dos Tratamentos Térmicos no Crescimento de Trincas por Fadiga

As curvas sigmoidais de variação da taxa de crescimento de trinca da/dN em função da força motriz ΔK , resultantes dos ensaios de fadiga para as amostras do aço 410D são apresentadas na Figura 5.16a. Os valores referentes ao limiar ΔK_{th} e ao fechamento de trinca para o aço estudado encontram-se na Tabela V.3. Observa-se significativa diferença na região do limiar ΔK_{th} entre as amostras do aço que apresentam uma microestrutura bifásica (TT 2 e TT 3) em comparação ao comportamento da amostra majoritariamente ferrítica (EE). O ΔK_{th}

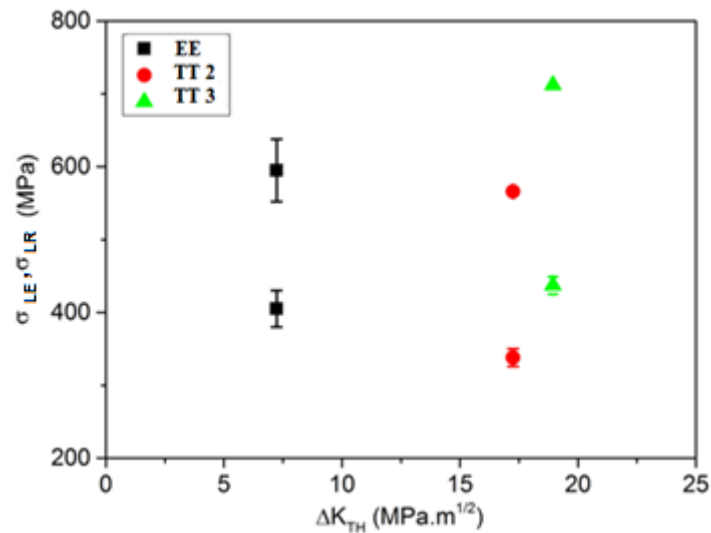
é o limiar abaixo do qual a força motriz fornecida é insuficiente para ocasionar o crescimento da trinca por fadiga, portanto, o aumento do valor desse parâmetro revela uma resistência ao crescimento e à propagação da trinca. Esse aumento está associado à rugosidade da superfície da fratura, uma vez que, a frequência com que as trincas encontram ilhas martensíticas que são barreiras a sua propagação, aumenta com o aumento do teor de martensita presente na microestrutura do aço, tornando o caminho da trinca mais tortuoso e diminuindo sua taxa de propagação (SUZUKI, MCEVILY, 1979; DUTTA *et al.*, 1984; NAKAGIMA *et al.*, 2001; GRITTI *et al.*, 2006; GUTZ *et al.*, 2010; IDRIS, PROWOTO, 2012; LI *et al.*, 2014). Os valores do fechamento de trinca (Tabela V.3) mostraram que a presença da martensita na microestrutura do aço favoreceu o fechamento de trinca por fadiga induzido por rugosidade. Sobre a relação entre o limiar ΔK_{TH} e a resistência mecânica por tração, verifica-se na Figura 5.16b que a melhor condição para ambas propriedades mecânicas é a microestrutura resultante do tratamento térmico TT 3.

Tabela V. 3. Propriedades medidas em ensaios de tração e de crescimento de trinca por fadiga do aço estudado.

Aço	$V_{martensita}$ (%)	LE (MPa)	LR (MPa)	ΔK_{th} (MPa.m ^{1/2})	K_{cl}/K_{max}
EE	0	405 ± 25	595 ± 43	7,23	0,21
825-5	16	338 ± 12	566 ± 2	17,25	0,82
825-15	57	437 ± 18	712 ± 0	18,94	0,78



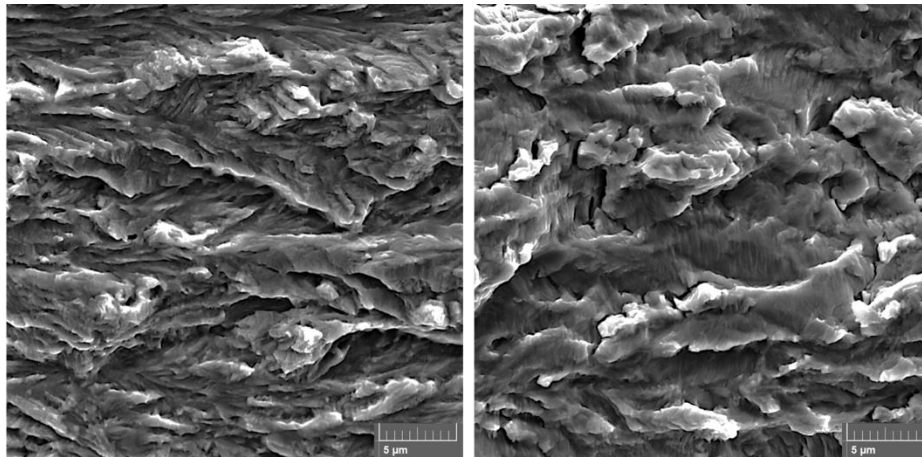
(a) Curvas da/dN .



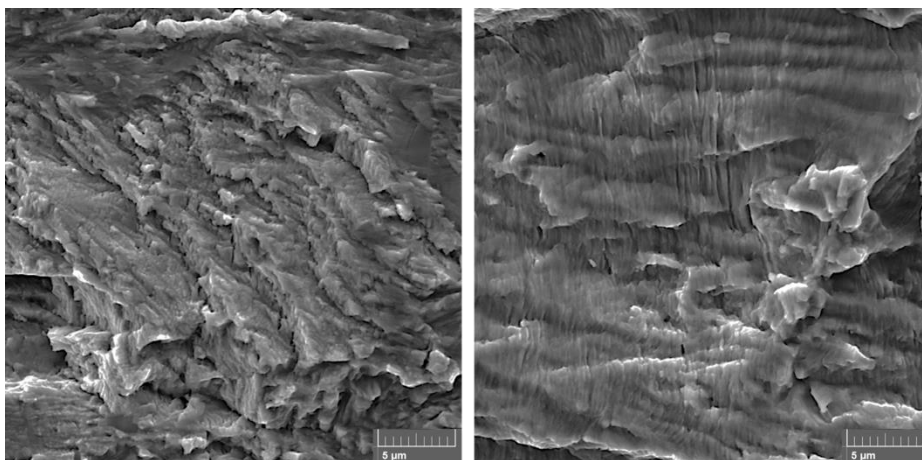
(b) ΔK_{TH} x Limite de escoamento e Limite de resistência por tração.

Figura 5. 16. Efeito dos tratamentos térmicos na resistência ao crescimento de trincas por fadiga no aço estudado.

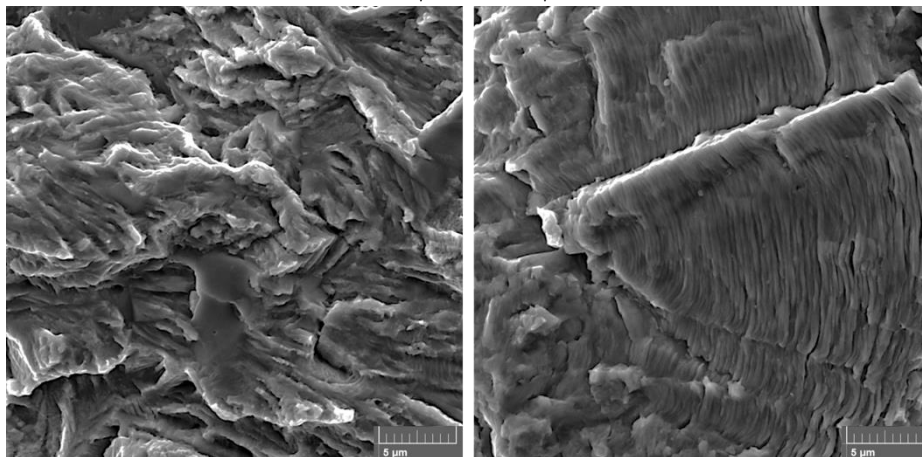
As micrografias dos corpos de prova relativos aos ensaios de crescimento de trinca por fadiga são apresentadas na Figura 5.17(a-c). Para cada condição considerada, analisou-se a superfície de fratura para duas taxas de crescimento de trinca da/dN , 1×10^{-7} e $5,5 \times 10^{-5}$ mm/ciclo, que correspondem, respectivamente à região I (limiar de crescimento de trinca) e à região II (região linear entre da/dN e ΔK). Na região do limiar ΔK_{Tx} observa-se, independentemente da condição do aço, um modo de fratura predominantemente transgranular, com uma aparência de picos e vales e planos de cisalhamento, com um caminho tortuoso de trinca. Estas fraturas mostram elevada rugosidade e deflexão da trinca, características de extensivo fechamento de trinca (DUTTA *et al.*, 1984; SHANG *et al.*, 1987; GODEFROID *et al.*, 2011). Para elevadas taxas de propagação de trinca a fratura continua sendo transgranular, mas com presença de estrias que representam o caminho percorrido pela trinca a cada ciclo de tensão aplicado ao material.



(a) Estado de entrega.



(b) TT 2: $T_\gamma = 825^\circ\text{C}$; $t_\gamma = 5\text{min}$.



(c) TT 3: $T_\gamma = 825^\circ\text{C}$; $t_\gamma = 15\text{min}$.

Figura 5. 17. Fratografias dos ensaios de fadiga do aço estudado - esquerda: $da/dN \cong 1 \times 10^{-7}\text{mm/cycle}$; direita: $da/dN \cong 5.5 \times 10^{-5}\text{mm/cycle}$ – MEV. 7000x.

6. CONCLUSÕES

Um aço inoxidável ferrítico do tipo 410D, fabricado por laminação a quente, recozimento de recristalização e laminação a frio, com microestrutura consistindo de grãos de ferrita relativamente alongados e precipitados de $Cr_{23}C_6$, foi submetido a dez recozimentos intercríticos com temperaturas e tempos distintos de tratamentos térmicos e resfriamento acelerado. As principais conclusões da pesquisa são listadas a seguir.

✓ O aço 410D, mesmo tendo um teor muito baixo de carbono, foi susceptível à transformação martensítica. Durante a austenitização intercrítica, quanto maior a temperatura de austenitização e o tempo de permanência no forno, maior é a fração volumétrica de martensita presente na microestrutura do aço após o resfriamento acelerado, e menor é a porcentagem de carbono dissolvido nesta fase, como apontou o aumento da temperatura M_s .

✓ Os valores médios de microdureza geral das amostras tratadas termicamente aumentaram com o aumento da fração volumétrica de martensita. A aplicação da regra das misturas para previsão do comportamento mecânico do aço não se mostrou eficaz.

✓ Os valores individuais de microdureza das fases presentes diminuíram com o aumento da fração volumétrica de martensita. A dureza da martensita diminuiu em função da menor concentração de carbono e de uma temperatura M_s mais elevada. A dureza da ferrita remanescente diminuiu devido à ocorrência de um processo de recuperação durante o recozimento intercrítico.

✓ Foi verificada uma tendência para a resistência mecânica por tração inicialmente diminuir e posteriormente aumentar com a fração volumétrica de martensita. Já a ductilidade e a tenacidade à fratura do aço apresentaram um comportamento inverso, com aumento inicial e redução para frações mais elevadas de martensita.

✓ Com relação à resistência ao crescimento de trinca por fadiga, as amostras submetidas a tratamento térmico intercrítico apresentaram um desempenho significativamente melhor do que o aço no estado de entrega. Esta diferença de comportamento foi verificada principalmente na região do limiar de crescimento de trinca.

✓ Considerando-se uma relação balanceada entre as propriedades mecânicas estudadas, o resultado mais promissor foi apresentado pela amostra contendo uma fração volumétrica de martensita de aproximadamente 57%. Nessa condição, em relação ao estado de entrega, o aço 410D apresentou um ganho de dureza de 48% e de resistência

mecânica por tração de 20%, e as perdas em ductilidade e em tenacidade à fratura foram de apenas 3% e 11%, respectivamente. Nessa condição, o ganho no valor do limiar para crescimento de trinca por fadiga foi de 162%.

7. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

A partir dos resultados obtidos nesse trabalho e para melhor entendimento sobre o comportamento do aço em questão, propõe-se trabalhos futuros:

- Avaliar de maneira mais detalhada a influência da partição de carbono durante o tratamento térmico sobre a cinética de transformação de fases e as propriedades da estrutura martensítica formada em cada condição distinta de austenitização;
- Investigar condições de austenitização intercrítica que proporcionem frações variadas de martensita entre 16% e 57%, com o objetivo de encontrar a fração volumétrica mínima a partir da qual o aço experimenta um ganho de resistência mecânica sem comprometimento da sua tenacidade à fratura e resistência à fadiga;
- Estudar a influência nas propriedades mecânicas de microestruturas martensíticas produzidas a partir de diferentes rotas de processamento do aço 410D, variando a condição inicial do seu tamanho de grão e os conteúdos de carbono e de nitrogênio;
- Realizar um estudo mais completo em relação às propriedades de fadiga do aço 410D por meio da elaboração das curvas S-N e ϵ -N e da obtenção do limite de fadiga para as variadas condições microestruturais ferrítica, martensítica e bifásicas desse aço;

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALANEME, K.K. Fracture Toughness (K_{1C}) evaluation for dual phase medium carbon low alloy steels using circumferential notched tensile (CNT) specimens. *Materials research*, 14.2: 155-160, 2011.

ALANEME, K.K.; RANGANATHAN, S.; MOJISOLA, T. Mechanical behaviour of duplex phase structures in a medium carbon low alloy steel. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, v. 9, n. 7, p. 621-633, 2010.

ALBAÑIL, H. H.; MORA, E.E. *Mecánica de fractura y análisis de falla*. Univ. Nacional de Colombia, 2002.

ANDERSON, T.L. *Fracture mechanics: fundamentals and applications*. 4^o ed. CRC press, 2017.

ANTOLOVICH, S.D.; SINGH, B. On the toughness increment associated with the austenite to martensite phase transformation in TRIP steels. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 2, n. 8, p. 2135-2141, 1971.

APERAM South America. 410D para taliscas de esteiras transportadoras: Aço Inoxidável Ferrítico. Disponível em: <https://brasil.aperam.com/wpcontent/uploads/2015/11/A%C3%A7o-Ferr%C3%ADtico-410-Taliscas.pdf>. Visto em: 13 de maio de 2019.

ARRUDA, Amanda Aparecida Fátima; CARVALHO, Ana Cecília de; MOREIRA, Paulo Sérgio; QUEIRÓZ, Rhelman Rossano Urzêdo; FARIA, Geraldo Lúcio de. CARACTERÍSTICAS DA CAMADA DE ÓXIDOS FORMADA NO AÇO INOXIDÁVEL 410D APÓS TRATAMENTOS ISOTÉRMICOS EM ATMOSFERA OXIDANTE. p. 1470-1481. In: 73^o Congresso Anual da ABM, São Paulo, 2018.

ARRUDA, Amanda Aparecida Fátima; CARVALHO, Ana Cecília de; MOREIRA, Paulo Sérgio; QUEIRÓZ, Rhelman Rossano Urzêdo; FARIA, Geraldo Lúcio de. EFEITO DE CAMADAS ESPESSAS DE ÓXIDOS NO COMPORTAMENTO EM DESGASTE DO AÇO INOXIDÁVEL 410D. p. 867-877. In: 74^o Congresso Anual da ABM, São Paulo, 2019.

ASADABAD, Mohsen Asadi; GOODARZI, Massoud; KHEIRANDISH, Shahram. Kinetics of austenite formation in dual phase steels. *ISIJ international*, v. 48, n. 9, p. 1251-1255, 2008.

ASHRAFI, H.; SHAMANIAN, M.; EMADI, R.; SAEIDI, N. Examination of phase transformation kinetics during step quenching of dual phase steels. *Materials Chemistry and Physics*, v. 187, p. 203-217, 2017.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 0615: Produtos Siderúrgicos: Terminologias. Rio de Janeiro, 1986.

ASTM A 240M – 17. Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications. 2017.

ASTM E 8M – 16a. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials 1. 2016.

ASTM E3-01 Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens. Filadelfia (EE. UU.): American Society for Testing and Materials, 2001.

ASTM E647: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. 2015.

ASTM E92 – 17. Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials1. 2017.

ASTM-E1820, Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, Am. Soc. Test. Mater. 2017.

AZIZI-ALIZAMINI, Hamid; MILITZER, Matthias; POOLE, Warren J. Austenite formation in plain low-carbon steels. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 42, n. 6, p. 1544-1557, 2011.

BAG, A.; RAY, K.K.; DWARAKADASA, E.S. Influence of martensite content and morphology on tensile and impact properties of high-martensite dual-phase steels. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 30, n. 5, p. 1193-1202, 1999.

BAG, A.; RAY, K.K.; DWARAKADASA, E.S. Influence of martensite content and morphology on the toughness and fatigue behavior of high-martensite dual-phase steels. Metallurgical and materials transactions A, v. 32, n. 9, p. 2207-2217, 2001.

BALLIGER, N.K. Ductile fracture of dual-phase steels. In: Advances in the physical metallurgy and applications of steels, The Metals Society, pp. 73-83, England, 1982.

BANADKOUKI, SSG; FERREIDUNI, E. Effect of prior austenite carbon partitioning on martensite hardening variation in a low alloy ferrite–martensite dual phase steel. Materials Science and Engineering: A, v. 619, p. 129-136, 2014.

BARSOM, J.M.; ROLFE, S.T. Fracture and Fatigue Control in Structures, 2nd Edition, Prentice Hall, 1987.

BHADESHIA, Harry; HONEYCOMBE, Robert. Steels: microstructure and properties. Butterworth-Heinemann, 2017.

BORTSOV, A.N.; FONSTEIN, N.M. Influence of Carbon Concentration on the Mechanical Properties of the Low-Carbon Ferrite-Martensite Steels. Physical Metallurgy and Metallography (USSR) 57 (4) 142–148. 1984.

BRACHET, J.C.; GAVARD, L.; BOUSSIDAN, C.; LEPOITTEVIN C.; DENIS S.; SERVANT C. “Modelling of phase transformations occurring in low activation martensitic steels”, Journal of Nuclear Materials, v. 258-263, pp. 1307-1311, Oct. 1998.

BRAZ, M. H. P.; Propriedades de Fadiga de Soldas de Alta Resistência e Baixa Liga com Diferentes Composições Microestruturais. 118 folhas. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de São Carlos, Instituto de Física de São Carlos, Instituto de Química de São Carlos, 1999.

BUCHER, J.E.; HAMBURG, E.G.; BUTLER, J.F. In: Structure Properties of Dual-Phase Steels, AIME, pp. 346–359, USA, 1979.

CAI, X.L.; FENG, J.; OWEN, W.S. The dependence of some tensile and fatigue properties of a dual-phase steel on its microstructure. Metallurgical Transactions, 16A pp. 1405-1415. 1985.

CALCAGNOTTO, M.; ADACHI, Y.; PONGE, D.; RAABE, D. Deformation and fracture mechanisms in fine-and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging. Acta Materialia, v. 59, n. 2, p. 658-670, 2011.

CANGÜE, F.J.R. Propagação de trinca de fadiga em aços bifásicos para rodas automobilísticas. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – REDEMAT/UFOP, 2002.

CARVALHO, Ana Cecília de; ARRUDA, Amanda Aparecida Fátima; QUEIRÓZ, RhelmanRossanoUrzêdo; FARIA, Geraldo Lúcio de; Moreira, Paulo Sérgio. AVALIAÇÃO DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO 410D SUBMETIDO AO ENSAIOS DE TRAÇÃO A QUENTE, p. 841-852. In: 74º Congresso Anual da ABM, São Paulo, 2019.

CHENG, X.; PETROV, R.; ZHAO, L.; JANSSEN, M. Fatigue crack growth in TRIP steel under positive R-ratios. Engineering Fracture Mechanics, 75 pp. 739-749. 2008.

CORREA, E.; MARTINS, S.; MAGALHÃES, A.; LOPES, W.; AGUILAR, M. Efeito da Temperatura Intercrítica na Microestrutura e na Dureza de um Aço Dual Phase. 21º CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. 2014.

COSTA, André Luiz; MEI, Paulo Roberto. Aços e ligas especiais. Edgard Blücher, 3º Ed. 2010.

CRIBB, W. R.; RIGSBEE, J. M. Work-hardening behavior and its relationship to the microstructure and mechanical properties of dual-phase steels. Structure and Properties of Dual-Phase Steels, p. 91-117, 1979.

DA ROSA, Edison. Análise de Resistência Mecânica–Mecânica da Fratura e Fadiga. Grupo de Análise e Projeto Mecânico, In: Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Santa Catarina, Brasil, 2002.

DA SILVA, Edgard Suzano. PROPAGAÇÃO DE TRINCAS DE FADIGA EM JUNTAS SOLDADAS CIRCUNFERENCIAIS DE AÇOS PARA RISERS RÍGIDO DA CLASSE API 5L GRAU X80. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Rio de Janeiro. 2010.

DAS, D.; CHATTOPADHYAY, P. P.; BANDYOPADHYAY, N. R. On the Modification of Martensite Morphology in High Martensite Dual Phase Steels for the Improvement of Mechanical Properties. Journal of the Institution of Engineers (India), Part MM, Metallurgy and Material Science Division, v. 84, n. 2, p. 84-92, 2003.

DAVIES, R.G. Influence of Martensite Composition and Content on the Properties of Dual-Phase Steels. Metallurgical Transactions, 9A (5) pp. 671–679. 1978.

DAVIES, R.G. On the Ductility of Dual-Phase Steels. In: Formable HSLA and Dual-Phase Steels, AIME, pp. 25-39, USA, 1977.

DE COOMAN, B C.; FINDLEY, K. Introduction to the Mechanical Behavior of Steel. AIST, 2017.

DE COOMAN, B. C.; SPEER, J. G. Fundamentals of steel product physical metallurgy. AIST, Association for Iron & Steel Technology, 2011.

DE FARIA, G. L.; GODEFROID, L. B.; DE FARIA, G. A.; DA CUNHA, E. C. Avaliação da Susceptibilidade à Corrosão Intergranular em Aços Inoxidáveis Aplicados em Chapas Expandidas. 22 Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Natal –RN. 2016.

DE LACERDA, J.C.; MARTINS, G.D.; SIGNORETTI, V.T.; TEIXEIRA, R.L.P. Evolution of the surface roughness of a low carbon steel subjected to fatigue. INTERNATIONAL JOURNAL OF FATIGUE v. 102, p. 143-148, 2017.

DE LIMA, M.S.F.; ESPIRITO SANTO, A.M. Phase Transformations in an AISI 410S Stainless Steel Observed in Directional and Laser-induced Cooling Regimes, Materials Research, v. 15, pp. 32-40, Jan. 2012.

DIAS, A. N. O., Baldissera, M. R., Oshiro, A. Y., & Coelho, G. C. A INFLUÊNCIA DE DIFERENTES MICROESTRUTURAS NA TENACIDADE À FRATURA E NA DUREZA DE UM AÇO LNE 380 TEMPERADO EM DIFERENTES TEMPERATURAS. VI Conferência Brasileira sobre Temas de Tratamento Térmico. Atibaia, SP, Brasil. 2012.

DOWLING, Norman E. Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture, and fatigue. Pearson, 2012.

DUTTA, V. B.; SURESH, S.; RITCHIE, R. O. Fatigue crack propagation in dual-phase steels: Effects of ferritic-martensitic microstructures on crack path morphology. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 15, n. 6, p. 1193-1207, 1984.

DYACHENKO, S. S. The Austenite Formation in Fe-C Alloys. M. Metallurgia, p. 128, 1982. ELBER, W., Fatigue Crack Closure Under Cyclic Tension. Engineering Fracture Mechanics, Vol.2, pp.37-45, 1970.

ESTAY, S.; CHENGJI, L.; PURDY, G.R. Carbide dissolution and austenite growth in the intercritical annealing of Fe–C–Mn dual phase steels. Canadian Metallurgical Quarterly, v. 23, n. 1, p. 121-130, 1984.

FAGUNDES, Rômulo Saldanha. Efeito da microestrutura na tenacidade à fratura de uma junta soldada de aço inoxidável supermartensítico. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2014.

FARIA, G. L. de; GODEFROID, L. F.; MENEZES, V. S. Development of a methodology for structural and mechanical characterization of extended sheets made from stainless steels. Materials Research, v. 18, p. 76-82, 2015.

FARIA, Ricardo Augusto. Efeito dos elementos Ti e Nb no comportamento em fadiga de aços inoxidáveis ferríticos utilizados no sistema de exaustão de veículos automotores. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais). REDEMAT. UFOP, 2006.

FARZIN, Y.A.; NAJAFIZADEH, A.; NEJAD, E.H. Effect of temperature in intercritical treatment on microstructure, tensile properties and hardness in dual phase ST52 steel. *Journal of Materials and Environmental Science*, v. 5, p. 1716-1722, 2015.

FONSTEIN, N.M.; KAPUSTIN, M.; POTTORÉ, N.; GUPTA, I.; YAKUBOVSKY, O. Factors that determine the level of the yield strength and the return of the yield-point elongation in low-alloy ferrite-martensite steels. *The physics of Metals and Metallography*, v. 104, n. 3, p. 315-323, 2007.

FONSTEIN, Nina. *Advanced high strength sheet steels*. New York, NY, USA: Springer International Publishing, 2015.

FOROOZMEHR, F.; VERREMAN, Y.; CHEN, J.; THIBAUT, D.; BOCHER, P. Effect of inclusions on fracture behavior of cast and wrought 13% Cr-4% Ni martensitic stainless steels. *EngineeringFractureMechanics*, 175, 262-278. 2017.

FORTES, Cleber. *Mecânica da fratura. Assistência Técnica Consumíveis–ESAB BR*, 2003.

FURUKAWA, T.; TANINO, M. Structure Formation and Mechanical Properties of Intercritically Annealed or As-Hot-Rolled Dual-Phase Steels. In: *Fundamentals of Dual-Phase Steels*, AIME, pp. 221-248, USA, 1981.

GAO, Q.; WANG, C.; QU, F.; WANG, Y.; QIAO, Z. “Martensite transformation kinetics in 9Cr–1.7W–0.4Mo–Co ferritic steel”, *Journal of Alloys and Compounds*, v. 610, pp. 322–330, Oct. 2014.

GARCIA, C.I.; CHO, K.; REDKIN, K.; DEARDO, A.J.; TAN, S.; SOMANI, M.; KARJALAINEN, L.P. Influence of Critical Carbide Dissolution Temperature during Intercritical Annealing on Hardenability of Austenite and Mechanical Properties of DP-980 Steels. *ISIJ International*, v. 51, n. (6), pp. 969–974, 2011.

GARCIA, C.I.; DEARDO, A.J. Formation of Austenite in Low-Alloy Steels. In: *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*. AIME, pp. 40–61, USA, 1979.

GHADBEIGI, H.; PINNA, C.; CELOTTO, S.; YATES, J.R. Local plastic strain evolution in a high strength dual-phase steel. *Materials Science and Engineering: A*, v. 527, n. 18-19, p. 5026-5032, 2010.

GHASEMI B.S.S.; FERREIDUNI, E. Effect of prior austenite carbon partitioning on martensite hardening variation in a low alloy ferrite–martensite dual phase steel. *Materials Science &Engineering A619* pp. 129–136. 2014.

GODEFROID, L. B., CÂNDIDO, L. C., CANGUE, F., RODRIGUES, E. M., GRITTI, J. A., &MELO, T. M. F. D. Tenacidade à fratura e crescimento de trinca por fadiga de dois aços bifásicos de emprego automotivo. *Rem: Revista Escola de Minas*, v. 58, n. 1, p. 45-50, 2005.

GODEFROID, L. B.; CÂNDIDO, L. C.; MORAIS, W. A. Análise de Falhas. In: Cursos ABM. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais–ABM, 2011.

GODEFROID, L.B.; ANDRADE, M.S.; HORTA, W.S.; MACHADO, F.A. Effect of prestrain and bake hardening heat treatment on fracture toughness and fatigue crack growth resistance of two dual-phase steels. In Proceedings, Materials Science and Technology Conference, Columbus OH, USA, AIST, 2011.

GODEFROID, L.B.; LIMA, A.P.S.; VILELA, T.C.G.; MARTINS, C.A.; FONSTEIN, N.M. Effect of Mo and Cr on fracture toughness and fatigue crack growth resistance of a complex-phase Cr-Mn-V steel. In: Proceedings of the 23rd ABCM International Congress of Mechanical Engineering – 23° COBEM; Rio de Janeiro, RJ, Brasil; 2015.

GOLOVANENKO, S.A.; FONSTEIN, N.M. Dual-Phase Low Alloyed Steels. M. Metallurgia, p. 206, 1986.

GORNI, Antonio Augusto. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. Corte e Conformação de Metais, v. 4, n. 44, p. 26-57, 2008.

GRITTI, J. A.; MELO, T. M. F. D.; MACHADO, F. A.; SILVA, A. P. F. S. D.; GUIMARÃES, C. R.; CÂNDIDO, L. C.; GODEFROID, L. B. Propagação e fechamento de trinca de fadiga em dois aços bifásicos pré-deformados e com tratamento de “bakehardening”. Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo, v. 2, p. 71-75, 2006.

GUAN, M.; YU, H. Fatigue crack growth behaviors in hot-rolled low carbon steels: A comparison between ferrite–pearlite and ferrite–bainite microstructures. Materials Science & Engineering, 559A. pp. 875–881. 2013.

GÜNDÜZ, Süleyman. Effect of chemical composition, martensite volume fraction and tempering on tensile behaviour of dual phase steels. Materials letters, v. 63, n. 27, p. 2381-2383, 2009.

GUTZ, A.E.; MACHADO, F.A.; GRITTI, J.A.; MELO, T.M.F.; CÂNDIDO, L.C.; GODEFROID, LB. Tenacidade à fratura e resistência ao crescimento de trinca por fadiga de um aço bifásico da classe de 780MPa de resistência. In: Proceedings of the 65° Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, Brasil, 2010.

HANDBOOK, A. S. M. Vol. 19. Fatigue and Fracture, SR Lampman, ed., ASM International, Metals Park, OH, p. 596-597, 1996.

HAQUE, M. E.; SUDHAKAR, K. V. ANN back-propagation prediction model for fracture toughness in microalloy steel. International Journal of Fatigue, v. 24, n. 9, p. 1003-1010, 2002.

HÜSEYİN, Aydin; HAVVA, KazdalZeytin; CEYLAN, Kubilay. Effect of intercritical annealing parameters on dual phase behavior of commercial low-alloyed steels. Journal of Iron and Steel Research International, v. 17, n. 4, p. 73-78, 2010.

- IDRIS, Roslinda; PRAWOTO, Yunan. Influence of ferrite fraction within martensite matrix on fatigue crack propagation: An experimental verification with dual phase steel. *Materials Science and Engineering: A*, v. 552, p. 547-554, 2012.
- IRWIN, G.R., Onset of Fast Crack Propagation in High Strength Steel and Aluminum Alloys. *Sagmore Research Conference Proceedings*, Vol. 2, pp. 289-305, 1956.
- KEELER, M. KIMCHI, P.J. MCONEY (eds.). *Advanced high-strength steels: Application Guidelines - Version 6.0*, S. WorldAutoSteel. 2017.
- KOO, J.Y.; YOUNG, M.J.; THOMAS, G. Law of mixtures in dual-phase steels.[Ferrite-martensite]. *Metall. Trans., A*;(United States), v. 11, 1980.
- KRAUSS, George. *Steels: processing, structure, and performance*. 2° ed. Asm International, 2015.
- KUMAR, A.; SINGH, S.B.; RAY, K.K. Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels. *Materials Science and Engineering: A*, v. 474, n. 1-2, p. 270-282, 2008.
- LAWSON, R.D.; MATLOCK, D.K.; KRAUSS, G. The Effect of Microstructure on the Deformation Behavior and Mechanical Properties of a Dual-Phase Steel. In: *Fundamentals of Dual-Phase Steels*, AIME, pp. 347-382, USA. 1981.
- LEE, Yung-Li. *Fatigue testing and analysis: theory and practice*. Butterworth-Heinemann, 2005.
- LEITE, Raphael Aragonês. *Avaliação da tenacidade à fratura de uma junta soldada de um aço inoxidável super duplex com a utilização de proteção catódica*. Dissertação (Mestrado Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais). PPGEM. UFRGS, 2009.
- LI, S.; KANG, Y.; ZHU, G.; KUANG, S. Austenite formation during intercritical annealing in C-Mn cold-rolled dual phase steel. *Journal of Central South University*, v. 22, n. 4, p. 1203-1211, 2015.
- LI, Shengci; KANG, Yonglin; KUANG, Shuang. Effects of microstructure on fatigue crack growth behavior in cold-rolled dual phase steels. *Materials Science and Engineering: A*, v. 612, p. 153-161, 2014.
- LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. New Jersey – USA: Wiley - Interscience – John Wiley & Sons, Inc., Publications. 2005.
- MARDER, A. R. The effect of heat treatment on the properties and structure of molybdenum and vanadium dual-phase steels. *Metallurgical transactions A*, v. 12, n. 9, p. 1569-1579, 1981.
- MARTINS, Fabio Alas. *Fator limite de intensidade de tensão e fechamento de trinca por fadiga para a liga aeronáutica: 7050-T73651*. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo. 1995.

MATLOCK, D.K.; EBRAHIMI, F.Z.; KRAUSS, G. Structure, Properties, and Strain Hardening of Dual-Phase Steels. In: Deformation, Processing and Structure, ASM, pp. 47-88, USA, 1984.

MATSUOKA, T.; YAMAMORI, K. Metallurgical aspects in cold rolled high strength steel sheets. Metallurgical Transactions A, v. 6, n. 8, p. 1613, 1975.

MAZAHERI, Y.; KERMAPUR, A.; NAJAFIZDEH, A.; SAEDI, N. Effects of initial microstructure and thermomechanical processing parameters on microstructures and mechanical properties of ultrafine grained dual phase steels. Materials Science and Engineering: A, v. 612, p. 54-62, 2014.

MEHMANPARAST, A.; DAVIES, C. M. The influence of inelastic pre-straining on fracture toughness behaviour of Type 316H stainless steel. Engineering Fracture Mechanics, 2017.

MEYERS, Marc André; CHAWLA, Krishan Kumar. Mechanical behavior of materials. Cambridge university press, 2008.

MILELLA, Pietro Paolo. Fatigue and corrosion in metals. Milan – Itália: Springer-verlag. 2013.

MINAKAWA, K.; MATSUO, Y.; MCEVILY, A.J. The influence of a duplex microstructure in steels on fatigue crack growth in the near-threshold region. Metallurgical Transactions, 13A. 439-445. 1982.

MOREIRA, L. P. Efeito de características microestruturais na tenacidade à fratura e no crescimento de trinca por fadiga de aços perlíticos de aplicação ferroviária. 2015. 88 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2015.

MOVAHEDA, P.; KOLAHGAR, S.; MARASHI, S.P.H.; POURANVARI, M.; PARVINA, N. The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite–martensite dual phase steel sheets. Materials Science and Engineering: A, v. 518, n. 1-2, p. 1-6, 2009.

MUNIZ, T.F.; GODEFROID, L.B.; VILELA, J.J.; MACHADO, F.A. Influence of load ratio on fatigue crack growth using crack closure and driving force approaches in steels for automotive applications. In 13th International Conference on the Mechanical Behaviour of Materials (ICM13), 10-14 June, Melbourne, Australia, 2019.

NAKAJIMA, K.; URABE, T.; HOSOYA, Y.; KAMIISHI, S.; MIYATA, T.; TAKEDA, N. Influence of microstructural morphology and prestraining on short fatigue crack propagation in dual-phase steels. ISIJ international, v. 41, n. 3, p. 298-305, 2001.

NASCIMENTO, Denise Ferreira Laurito. Estudo da propagação da trinca por fadiga em um aço microligado com diferentes condições microestruturais. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo. 2010.

NOVICKI, N. Caracterização da Tenacidade à Fratura do Aço Inoxidável Martensítico Macio CA6NM Temperado e Revenido e em Juntas Soldadas sem TTPS. Dissertação de mestrado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFPR, Curitiba, 2002.

NUNES, I.P.; FARIA, G.L.; LACERDA, J.C.; GODEFROID, L.B. Influência de Tratamentos Térmicos de Têmpera com Austenitização Intercrítica no Comportamento Mecânico de um Aço Inoxidável Ferrítico do Tipo UNS S41003. In: 74º Congresso Anual da ABM, São Paulo, pp. 440-451, 2019.

PAPAEFTHYMIU, S.; BOUZOUNI, M.; PETROV, R.H. Study of carbide dissolution and austenite formation during ultra-fast heating in medium carbon chromium molybdenum steel. *Metals*, v. 8, n. 8, p. 646, 2018.

PARIS, P. C.; ERDOGAN, F.; A Critical Analysis of Crack Propagations Laws. *Journal of Basic Engineering*, Vol. 85, pp. 528 – 534, 1960.

POKLUDA, Jaroslav; ŠANDERA, Pavel. *Micromechanisms of fracture and fatigue: in a multi-scale context*. Springer Science & Business Media, 2010.

PORTO, R.; TARSO, P.; GODEFROID, L. B. Avaliação da influência dos parâmetros de laminação a quente na tenacidade do aço microligado para gasodutos. In: Anais do 65º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração. 2010.

PROVAN, J. W.; ZHAI, Z. H. Fatigue crack initiation and stage-I propagation in polycrystalline materials. I: Micromechanisms. *International journal of fatigue*, v. 13, n. 2, p. 99-109, 1991.

RAMAGE, R.M.; JATA, K.V.; SHIFLET, G.J.; STARKE, E.A. The effect of phase continuity on the fatigue and crack closure behavior of a dual-phase steel. *Metallurgical Transactions*, 18A. 1291-1298. 1987.

RAMOS, Luis F.; MATLOCK, David K.; KRAUSS, George. On the deformation behavior of dual-phase steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 10, n. 2, p. 259-261, 1979.

SAMUEL, F.H.; DANIEL, D.; SUDRE, O. Further investigations on the microstructure and mechanical behaviour of granular bainite in a high strength, low alloy steel: Comparison of ferrite-pearlite and ferrite-martensite microstructures. *Materials Science & Engineering*, vol. 92, pp. 43-62. 1987.

SARWAR, M.; PRIESTNER, R. Fatigue crack propagation behaviour in dual-phase steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. p. 245-251. 1999.

SCHIJVE, Jaap. *Fatigue of structures and materials*. 2º Edição. Springer, 2009.

SHANG, J.K.; TZOU, J.L.; RITCHIE, R.O. Role of crack tip shielding in the initiation and growth of long and small fatigue cracks in composite microstructures. *Metallurgical Transactions A*, v. 18, n. 9, p. 1613-1627, 1987.

SHURESH, S. *Fatigue of Materials*, Cambridge University press, Cambridge, 1991.

SILVA, Maurício de Carvalho. Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80. Tese de Doutorado. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo. 2009.

SONG, W.; CHOI, P. P.; INDEN, G.; PRAHI, U.; RAABE, D.; BLECK, W. On the spheroidized carbide dissolution and elemental partitioning in high carbon bearing steel 100Cr6. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 45, n. 2, p. 595-606, 2014.

SPEER, J. G.; ASSUNÇÃO, F.C.R.; MATLOCK, D. K.; EDMONDS, D. V. The " quenching and partitioning" process: background and recent progress. *Materials Research*, v. 8, n. 4, p. 417-423, 2005.

SPEICH, G. R.; MILLER, R. L. Mechanical Properties of Ferrite--Martensite Steels. *Structure and properties of dual-phase steels*, p. 145-182, 1979.

SPEICH, G.R.; DEMAREST, V.; MILLER, R. Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels. *Metallurgical and Materials Transactions*, 12A (8) pp. 1419–1428. 1981.

STEINBRUNNER, D. L.; MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G. Void formation during tensile testing of dual phase steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 19, n. 3, p. 579-589, 1988.

STEVENSON, R. Crack initiation and propagation in thermal mechanically treated sheet steels. *Formable HSLA and Dual-Phase Steels*, p. 99-108, 1977.

SUDHAKAR, K. V.; DWARAKADASA, E. S. A study on fatigue crack growth in dual phase martensitic steel in air environment. *Bulletin of Materials Science*, v. 23, n. 3, p. 193-199, 2000.

SUN, L.; LI, S.; ZANG, Q.; WANG, Z. Dependence of fatigue crack closure behaviour on volume fraction of martensite in dual-phase steels. *Scripta Metallurgica*, 32. 517-521. 1995.

SURESH, S.; RITCHIE, R. O.; A geometric model for fatigue crack closure induced by fracture surface morphology. *Metallurgical Transactions 13A*, 1627-31, 1982.

SURESH, Subra. *Fatigue of materials*. Second Edition, Cambridge university press, 2004.

SUZUKI, H.; MCEVILY, A. J. Microstructural effects on fatigue crack growth in a low carbon steel. *Metallurgical Transactions A*, v. 10, n. 4, p. 475-481, 1979.

TABAN, E.; DELEU, E.; DHOOGHE, A.; KALUC, E. Laser welding of modified 12% Cr stainless steel: Strength, fatigue, toughness, microstructure and corrosion properties. *Materials & Design*, v. 30, n. 4, p. 1193-1200, 2009.

TALEFF, E.M.; LEWANDOWSKI, J.J.; POURLADIAN, B. Microstructure-property relationships in pearlitic eutectoid and hypereutectoid carbon steels. *JoM*, v. 54, n. 7, p. 25-30, 2002.

TAMURA, I.; TOMOTA, Y. On the Strength and Ductility of True Phase Iron Alloys. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan* 13 (4) pp. 283–292. 1973.

THOMAS, G.; KOO, J.Y. Developments in Strong, Ductile Duplex Ferritic – Martensitic Steels. In: *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*, AIME, pp. 183–201, USA, 1979.

TKACH, A.N.; FONSTEIN, N.M.; SIMIN'KOVICH, V.N. Fatigue Crack Growth in a Dual-Phase Ferritic-Martensitic Steel. *SovietMaterials Science*, 5. 448–54. 1984.

TOKIMATSU, R. C. Influência de parâmetros microestruturais e procedimentos de ensaio, no comportamento mecânico de um aço de ultra-alta resistência e baixa liga. Tese de Doutorado. UNICAMP. 1995.

TOMOTA, Y.; TAMURA, I. Mechanical Properties of Ductile Two-Phase Steels. *Journal Iron and Steel Institute of Japan* 67 (13) 439–455. 1981.

TOTTEN, George E. (Ed.). *Steel heat treatment: metallurgy and technologies*. crc Press, 2006.

TSAI, M.C.; CHIOU, C.S.; DU, J.S.; YANG, J.R. “Phase Transformation in AISI 410 stainless steel”, *Materials Science and Engineering A*, v. 332, pp. 1-10, Jul. 2002.

TSUCHIYAMA, T.; TOBATA, J.; TAO, T.; NAKADA, N.; TAKAKI, S. Quenching and partitioning treatment of a low-carbon martensitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, v. 532, p. 585-592, 2012.

TZOU, J.L.; RITCHIE, R.O. Fatigue crack propagation in a dual-phase plain-carbon steel. *ScriptaMetallurgica*, 19. 751-755.1985.

UGGOWITZER, P.; STUWE, H.P. Plastizität von Ferritisch-MartensitischenZweiphasenstählen. *ZeitschriftfürMetallkunde*, 73 (5) pp. 277–285. 1982.

VELÁZQUEZ, Jorge Luis González. *Mecánica de fractura*. DO NOT USE, 2004.

VILELA, L. B. M.; FARIA, G. L.; ALCANTARA, C. M.; OLIVEIRA, T. S.; COTA, A. B. Efeito da taxa de resfriamento sobre a formação de martensita em um aço inoxidável ferrítico com 11 %Cr e baixos teores de intersticiais. *RevistaMatéria*. V.24. N.01. 2019.

WASYNCZUK, J.A.; RITCHIE, R.O.; THOMAS, G. Effects of microstructure on fatigue crack growth in duplex ferrite-martensite steels. *Materials Science and Engineering*, 62. 79-92. 1984.

WYCLIFFE, P.; PURDY, G.R.; JEMBURY, D. Austenite Growth in the Intercritical Annealing of Ternary and Quaternary Dual-Phase Steels. In: *Fundamentals of Dual-Phase Steels*, AIME, pp. 59–83, USA, 1981.

YANG, Jingqiang; WANG, Qiongqi; GUAN, Kaishu. Effect of stress and strain on corrosion resistance of duplex stainless steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v. 110, p. 72-76, 2013.

YI, J.; KIM, I.; CHOI, H. Austenitization during Intercritical Annealing of an Fe-C-Si-Mn Dual-Phase Steel. *Metallurgical Transactions*, 16A (7) pp. 1237-1245. 1985.

ZHANG, H. X.; ZHANGh, H. X.; WEI, C. Y.; YAN, Z. F.; WANG, W. X.; GUO, S. F.; ZHOU, Y. G. Research on fatigue crack propagation behaviour of 4003 ferritic stainless steel

based on infrared thermography. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 39, n. 2, p. 206-216, 2016.

PUBLICAÇÕES DA AUTORA RELACIONADAS COM O TRABALHO

EFFECT OF MARTENSITE VOLUME FRACTION ON THE MECHANICAL BEHAVIOR OF AN UNS S41003 DUAL-PHASE STAINLESS STEEL

G. L. FARIA^a; L. B. GODEFROID^a; I. P. NUNES^a; J. C. LACERDA^b

(a) Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Minas Gerais, Brazil

(b) Universidade Federal de Itajubá, Campus de Itabira, Minas Gerais, Brazil

Materials Science and Engineering: A. Volume 797, 21 October 2020, 140208

Abstract: UNS S41003 (410D) steel is a relatively low chromium unstabilized ferritic stainless steel. It has superior mechanical and corrosion resistance than ordinary low carbon steels. Therefore, and for its relatively low cost among specialty steels, it is a strong candidate for replacement of low carbon common steels in many applications. In order to enable new applications for this steel, it is important to ensure good performance in relation to its mechanical strength, so the development of hardening mechanisms without significant loss of ductility is desirable. Dual-phase microstructures are an example that fits in this context, because they tend to increase mechanical strength and are favorable to the fracture toughness and fatigue resistance of steels. This research evaluated the influence of quenching heat treatments after intercritical austenitizing on the microstructure, tensile strength, hardness, fracture toughness ($J \times \Delta a$ curves) and fatigue crack growth resistance ($da/dN \times \Delta K$ curves) of a 410D ferritic stainless steel. The used intercritical austenitization temperatures were defined based on its critical temperatures A_{c1} and A_{c3} measured by dilatometry. Ten different quenching heat treatments were performed, varying the austenitizing temperature and time, in order to obtain dual-phase microstructures (ferrite and martensite) with different volume fractions of constituents. The obtained results revealed that the increase of the austenitizing temperature and time favor the increase of the martensite volume fraction in the microstructure. Higher martensite volume fractions imply greater hardness and mechanical tensile and fatigue strength of the steel, but with loss of ductility and fracture toughness. The best balance among the studied mechanical properties was presented by steel treated at 825 °C for 15min, containing 57% of martensite.

Keywords: UNS S41003 ferritic stainless steel; Quenching heat treatments; Martensitic transformation; Fracture toughness; Fatigue crack growth resistance.

INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS TÉRMICOS DE TÊMPERA COM AUSTENITIZAÇÃO INTERCRÍTICA NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE UM AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO DO TIPO UNS S41003

I. P. NUNES¹; G. L. FARIA²; J. C. LACERDA³; L. B. GODEFROID⁴

(1) Pós-Graduanda em Engenharia de Materiais, REDEMAT, UFOP, Ouro Preto, MG, Brasil.

(2) Físico, Dr., Professor, DEMET, REDEMAT, UFOP, Ouro Preto, MG, Brasil.

(3) Engenheiro Mecânico, Dr., Professor, UNIFEI, Itabira, MG, Brasil.

(4) Engenheiro Metalúrgico, Dr., Professor, DEMET, REDEMAT, UFOP, Ouro Preto, MG, Brasil.

Contribuição técnica ao 74º Congresso Anual da ABM – Internacional, parte integrante da ABM Week 2019, realizada de 01 a 03 de outubro de 2019, São Paulo, SP, Brasil.

Resumo: O aço UNS S41003 (410D) é um aço inoxidável ferrítico não estabilizado com teor de cromo relativamente baixo. Ele apresenta resistências mecânica e à corrosão, superiores às de aços baixo carbono comuns. Por isso, e por seu custo relativamente baixo entre os aços especiais, é forte candidato à substituição de aços baixo carbono comuns em diversas aplicações. Além das propriedades químicas satisfatórias, para estipular novas aplicações desse aço, é importante garantir bom desempenho em relação à sua resistência mecânica, sendo assim, o desenvolvimento de mecanismos de endurecimento sem perda significativa da ductilidade é desejável. Nesse contexto, este trabalho avaliou a influência de tratamentos térmicos de têmpera com austenitização intercrítica sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço inoxidável ferrítico 410D. Foram realizados tratamentos térmicos de têmpera, variando-se a temperatura e o tempo de austenitização com o objetivo de obter microestruturas bifásicas (ferrita e martensita). Os resultados revelaram que os aumentos da temperatura e do tempo de austenitização favorecem o aumento da fração de martensita na microestrutura e que quanto maior a fração de martensita, maior a dureza e resistência mecânica em tração. O melhor equilíbrio entre ganho de resistência mecânica, sem perda expressiva de ductilidade foi apresentado pelo aço contendo 57% de martensita.

Palavras-chave: Aço Inoxidável Ferrítico 410; Tratamentos Térmicos de Têmpera; Transformação Martensítica.