



INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE SOLDAGEM INTERPASSES NA ZONA
TERMICAMENTE AFETADA DE GRÃOS GROSSEIROS SIMULADA DE TUBO DE
AÇO AISI 4130

Paulo Henrique Grossi Dornelas

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Rio de Janeiro

Março de 2020

INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE SOLDAGEM INTERPASSES NA ZONA
TERMICAMENTE AFETADA DE GRÃOS GROSSEIROS SIMULADA DE TUBO DE
AÇO AISI 4130

Paulo Henrique Grossi Dornelas

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO LUIZ
COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA DA
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS EM
ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Aprovada por: Prof. João da Cruz Payão Filho

Prof. Hector Guillermo Kotik

Dr. Vicente Braz da Trindade Filho

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

MARÇO DE 2020

Dornelas, Paulo Henrique Grossi

Influência da Temperatura de Soldagem Interpasses na Zona Termicamente Afetada de Grãos Grosseiros Simulada de Tubo de Aço AIS 4130 / Paulo Henrique Grossi Dornelas – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2020.

XI, 73 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Dissertação (mestrado) – UFRJ/COPPE/ Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2020.

Referências Bibliográficas: p. 61-73.

1. Temperatura interpasse de soldagem. 2. Simulação computacional de soldagem. 3. Simulação física. 4. Tenacidade à fratura. I. Payão Filho, João da Cruz. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Título.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por me iluminar e me manter perseverante nesta caminhada.

Agradeço e dedico este trabalho a meu Pai Leonardo e minha Mãe Maria Eloisa que me deram a vida, me ensinaram os valores e me conduziram aos caminhos corretos da vida.

Ao Prof. João da Cruz Payão Filho, pela orientação e oportunidade de desenvolver este trabalho.

À todos os integrantes do LNTSold por me receberem tão bem, pela amizade, pela boa vontade e pelo suporte oferecido por todos para a realização deste trabalho. Em especial ao Werley Farias pelo apoio nas pesquisas e amizade durante todo o mestrado.

Aos amigos da pós-graduação, pela amizade e pelo companheirismo, o que tornou mais fácil esta trajetória.

Agradeço a todos os professores e colaboradores da UFRJ que direta ou indiretamente contribuíram para minha formação nestes últimos dois anos.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) e a Fundação Carlos Chagas Filho de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio de Janeiro (FAPERJ) pela concessão de bolsas de pesquisas.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE SOLDAGEM INTERPASSES NA ZONA
TERMICAMENTE AFETADA DE GRÃOS GROSSEIROS SIMULADA DE TUBO
DE AÇO AISI 4130

Paulo Henrique Grossi Dornelas

Março/2020

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

O aumento da temperatura interpasse (TI) pode ser utilizado para reduzir o tempo e os custos de soldagem, apesar de comprometer as propriedades mecânicas da junta soldada. O presente trabalho analisou a influência da TI sobre a microestrutura e tenacidade ao impacto da zona termicamente afetada de grãos grosseiros (ZTAGG) de um tubo de aço AISI 4130. O processo de soldagem foi simulado em um software comercial de elementos finitos. A ZTAGG foi fisicamente simulada na Gleeble® e avaliada através de microscopia óptica, eletrônica de varredura, difração de elétrons retroespalhados, microdureza Vickers e impacto Charpy-V. O aumento da TI mudou a microestrutura de bainita (B) e martensita (TI 315 e 400 °C) para B, ferrita com carbonetos alinhados (AC) e ferrita proeutetoide (FP) (TI 400 °C), seguido por AC, FP, ferrita com carbonetos não alinhados (NC) e agregados de ferrita-carbonetos (TI 475 e 550 °C). O aumento da TI também aumentou o tamanho de grão efetivo, modificou a distribuição característica dos contornos de grão e reduziu bruscamente a tenacidade ao impacto (TI > 315 °C, não alcançando o valor requerido na ASME B31.3). Assim, o aumento indiscriminado da TI não pode ser adotado como uma prática para reduzir os custos de soldagem de tubos de aço AISI 4130.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

INFLUENCE OF THE WELDING INTERPASSES TEMPERATURE ON THE
SIMULATED COARSE GRAIN HEAT-AFFECTED ZONE OF AISI 4130 STEEL
PIPE

Paulo Henrique Grossi Dornelas

March/2020

Advisor: João da Cruz Payão Filho

Department: Metallurgical and Materials Engineering

The increase of the welding interpass temperature (IT) is pointed out for reducing the welding cost and time despite compromising the welded joint. The present work analyzed the influence of IT on the microstructure and impact toughness of the coarse grain heat-affected zone (CGHAZ) of an AISI 4130 steel pipe. The welding process was simulated in finite element method commercial software. CGHAZ was physically simulated in Gleeble[®] machine and evaluated through optical and scanning electron microscopy, electron backscatter diffraction, Vickers microhardness, and Charpy V-notch impact. The increase of IT changed the microstructure from bainite (B) and martensite (IT 315 °C and 400° C) to B, ferrite with aligned carbides (AC), and ferrite pro-eutectoid (FP) (IT 400 °C), followed by AC, FP, ferrite with carbides non-aligned, and ferrite-carbide aggregate (IT 475 and 550 °C). This increased the effective grain size, modified the grain boundary character distribution, and sharply reduced the impact toughness (IT > 315 °C not meeting ASME B31.3). Therefore, the indiscriminate increase of IT cannot be adopted as a practice to reduce the welding costs for AISI 4130 steel pipe.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1. Aços Cr-Mo baixa liga.....	3
2.2. Aço AISI 4130.....	3
2.3. Processos de soldagem.....	10
2.4. Zona termicamente afetada.....	13
2.5. Simulação computacional em soldagem.....	20
2.6. Simulação termomecânica.....	23
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	25
3.1. Soldagem preliminar.....	25
3.2. Simulação computacional de soldagem.....	27
3.3. Simulação física da zona termicamente afetada de grãos grosseiros.....	30
3.4. Dilatometria.....	30
3.5. Caracterização microestrutural.....	30
3.6. Caracterização mecânica.....	31
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	32
4.1. Caracterização do metal de base.....	32
4.2. Validação da simulação.....	33
4.3. Intervalo de resfriamento crítico.....	35
4.4. Previsão da formação de fases.....	36
4.5. Análise microestrutural.....	37
4.6. Análises por difração de elétrons retroespalhados.....	47
4.7. Propriedades mecânicas.....	54
5. CONCLUSÕES.....	59
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	60
7. REFERENCIAS.....	61

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama TRC do aço AISI 4130 (adaptado [21]).	5
Figura 2 – Micrografias eletrônicas de varredura do aço AISI 4130 em estado como (a) temperado (matriz martensítica) [22], (b) recozido (estrutura composta por ferrita e perlita) [23] e (c) temperado e revenido [24].	5
Figura 3 – Diagrama triaxial da estrutura do aço AISI 4130 recozido em relação à direção de laminação (RD) (adaptado [26]).	6
Figura 4 – Morfologia dos carbonetos M_7C_3 , $M_{23}C_6$ e M_6C (adaptado [35]).	8
Figura 5 – Morfologia circular e agulhada do carboneto Mo_2C (adaptado [35]).	8
Figura 6 – ZTAGG do aço 4130 soldado por SAW (a) M_2C em forma de agulhas alongadas e (b) M_6C apresentando morfologia globular [37].	9
Figura 7 – Imagem obtida por microscopia eletrônica de transmissão dos precipitados do aço 2,25Cr-1Mo após revenido a 700 °C por 2h (adaptado [9]).	10
Figura 8 – Relação entre entrada de calor e a potência da fonte de calor (adaptado [34]).	11
Figura 9 – Desenho esquemático do processo soldagem GTAW (adaptado [34]).	12
Figura 10 – Desenho esquemático do processo soldagem SAW (adaptado [34]).	13
Figura 11 – Diagrama esquemático apresentando as diferentes subzonas presentes na ZTA (adaptado [51]).	14
Figura 12 – Desenho esquemático das regiões da ZTA de uma solda multipasse (adaptado [52]).	15
Figura 13 – Microestrutura da ZTAGG composta predominantemente por martensita observada a partir do uso de (a) microscopia ótica [54] e (b) eletrônica de varredura [56].	16
Figura 14 – Micrografia da região da ZTA de grãos finos (ZTAGF) gerada a partir de uma (a) soldagem a arco por eletrodo de tungstênio [54] e de uma (b) simulação termomecânica de soldagem [56].	16
Figura 15 – Micrografia da (a) ZTAIC com a presença das microestruturas martensita, perlita e ferrita; e (b) ZTASC adjacente a ZTAIC (adaptado [57]).	17
Figura 16 – Distribuição de temperatura na ZTA para dois aportes térmicos distintos (adaptado [34]).	18
Figura 17 – Modelo duplo elipsoide tridimensional proposto por GOLDAK <i>et al.</i> [91].	22
Figura 18 – Desenho esquemático da junta tubular de topo.	25
Figura 19 – Representação esquemática da disposição dos passes de raiz e de preenchimento de acordo com o processo de soldagem.	26
Figura 20 – Dimensões do chanfro V que utilizado na junta.	26
Figura 21 – Propriedades físicas do aço AISI 4130 em função da temperatura.	28
Figura 22 – Modelo de elementos finitos com distribuição da TI 315 °C a 15 mm do chanfro, (a) visão macro e (b) aumentada da distribuição de TI na ZTAGG.	28
Figura 23 – Modelo duplo elipsoide tridimensional de GOLDAK <i>et al.</i> (adaptado [90]).	29

Figura 24 – Micrografia (a) ótica e (b) eletrônica de varredura do metal de base em estado de tratamento térmico como temperado e revenido.....	32
Figura 25 – Seção transversal da junta soldada e da junta simulada.	33
Figura 26 – Comparação entre o ciclo térmico simulado e o medido pelo termopar.	33
Figura 27 – Seção transversal da junta simulada da condição TI (a) 315 °C, (b) 400 °C, (c) 475 °C e (d) 550 °C.....	34
Figura 28 – Ciclos térmicos da ZTAGG simulada nas condições TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C.....	35
Figura 29 – Taxa de resfriamento e $t_{8/5}$ das condições TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C.....	36
Figura 30 – TRC (JMatPro [®]) com o ciclo resfriamento das condições TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 500 °C (SYSWELD [®]).	37
Figura 31 – MO das condições de TI (a) 315 °C, (c) 400 °C, (e) 475 °C, (g) 550 °C e MEV (b) 315 °C, (d) 400 °C, (f) 475 °C e (h) 550 °C na condição como soldado.	38
Figura 32 – Dilatação em função da temperatura das condições TI (a) 315 °C, (b) 400 °C, (c) 475 °C e (d) 550 °C.....	41
Figura 33 – Determinação das temperaturas de transformação dos constituintes da condição TI 315 °C pelo método da tangente.	42
Figura 34 – Determinação das temperaturas de transformação dos constituintes da condição TI 400 °C pelo método da tangente.	42
Figura 35 – Determinação das temperaturas de transformação dos constituintes da condição TI 475 °C pelo método da tangente.	43
Figura 36 – Determinação das temperaturas de transformação dos constituintes da condição TI 500 °C pelo método da tangente.	43
Figura 37 – Diagrama TRC simulado (JMatPro [®]), ciclos térmicos de resfriamento (SYSWELD [®]) e temperaturas de transformação obtidas a partir da dilatométrica.	44
Figura 38 – MO das condições de TI (a) 315 °C, (c) 400 °C, (e) 475 °C, (g) 550 °C e MEV (b) 315 °C, (d) 400 °C, (f) 475 °C e (h) 550 °C na condição após TTAT.....	45
Figura 39 – Mapa de fases (EBSD) para as condições (a) 315 °C, (c) 400 °C, (e) 475 °C, (g) 550 °C após TTAT.....	47
Figura 40 – Mapa de orientação (EBSD) para as condições TI 315 °C, TI 400 °C, TI 475 °C e TI 550 °C TTAT.....	48
Figura 41 – Micrografias MEV e respectivos mapas de distribuição de desorientações locais.....	50
Figura 42 – Distribuição KANM para as condições TI 315 °C, TI 400 °C, TI 475 °C e TI 550 °C TTAT.....	51
Figure 43 – Distribuição característica de contornos de grão de TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C TTAT.....	52
Figura 44 – Análise de desorientação ponto a ponto das TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C.....	53
Figura 45 – Tamanho de grão da austenita prévia e tamanho de grão efetivo das TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C.....	54

Figura 46 – Dureza das TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C.	55
Figura 47 – Energia absorvida das TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C. Limite de aceitação ASME B31.3 (linha vermelha).	56
Figura 48 – Superfície de fratura (MEV) das TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C.	57

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço AISI 4130 [17]	4
Tabela 2 – Requisitos para tratamento térmico do aço AISI 4130 [20]	4
Tabela 3 – Propriedades mecânicas do aço AISI 4130 de acordo com o tempo de revenido [20].....	4
Tabela 4 – Composição química do aço AISI 4130	25
Tabela 5 – Parâmetros de soldagem de acordo com o processo utilizado.....	27
Tabela 6 – Parâmetros das fontes de calor utilizados (mm)	30
Tabela 7 – Propriedades mecânicas do metal de base no estado como recebido	32
Tabela 8 – Temperaturas de início de transformação da ferrita (T_F), perlita (T_P), bainita (T_B) e martensita (T_M) simuladas e experimentais [$^{\circ}C$]	43

1. INTRODUÇÃO

No planejamento das operações de soldagem, as companhias do setor petroquímico têm se deparado com requisitos cada vez mais severos no que diz respeito à qualificação de seus procedimentos de soldagem, principalmente em termos de tenacidade e resistência à corrosão no meio operacional, o que torna a seleção de materiais e o controle do processo de soldagem uma importante etapa para o sucesso das operações. Outro requisito diz respeito à produtividade dos processos de soldagem, visto que este é um fator crítico no custo final de lançamento de dutos em grandes profundidades. Por este motivo, o uso de processos de soldagem mecanizados de elevada taxa de deposição, que no passado eram considerados onerosos, passaram a ganhar cada vez mais espaço no setor petroquímico.

Quando são analisados os custos de soldagem, nota-se que o fator de maior influência nos mesmos está ligado à mão de obra utilizada. Logo, pode-se afirmar que qualquer motivo que promova um aumento no tempo de soldagem tenderá a agregar custo final ao processo. A ocorrência de interrupções durante a soldagem como realização da limpeza do cordão de solda, troca de consumíveis, realização de pré-aquecimento na junta, tempo necessário para resfriamento para atingir a temperatura interpasse, entre outros, podem ser citados como alguns destes motivos. O custo da soldagem se torna ainda mais crítico quando a mesma é realizada em alto mar, como ocorre no lançamento de *risers* rígidos pelo método J-lay [1], devido ao alto custo da embarcação (locada para realizar a instalação das linhas). Dessa forma, todas ações ou modificações realizadas no processo de soldagem que levem a reduzir o tempo de execução da mesma (desde de que mantenha a qualidade da solda requerida em norma, *e.g.*, ASME B31.3 [2]) tenderão a diminuir o custo do processo e conseqüentemente elevará a competitividade da empresa, uma vez que o custo de produção influencia diretamente sobre no custo final do produto.

Uma possibilidade para redução do tempo do processo consiste em realizar a soldagem com uma temperatura interpasse (TI) [3] mais elevada, o que aumentaria a taxa de deposição e diminuiria o tempo de parada. Entretanto, a realização da soldagem com um aporte térmico maior pode levar a uma diminuição da tenacidade e da dureza na zona termicamente afetada (ZTA) devido a geração de uma microestrutura mais grosseira [4],[5], proporcionar a formação de microconstituintes M-A (martensita-austenita) [6], queda da resistência à corrosão [7] e alteração do perfil e magnitude das tensões residuais

[8], podendo comprometer o desempenho da junta soldada em serviço. Por este motivo é necessário avaliar a magnitude dos efeitos que o uso de temperaturas interpasse elevadas provocariam nas propriedades mecânicas da ZTA da junta soldada.

Tendo em vista os desafios de redução do tempo de soldagem pelo uso de processos contínuos e da influência da temperatura interpasse no comportamento mecânico e microestrutural da zona termicamente afetada de grãos grosseiros (ZTAGG) do aço AISI 4130, o presente trabalho teve como objetivo analisar a influência do uso de temperaturas interpasse superiores à 315 °C (especificado pela norma ASME B31.3 [2] e PETROBRAS N-133 [3]) na microestrutura e comportamento mecânico da ZTAGG simulada do passe de acabamento, a partir de uma soldagem circunferencial de uma junta tubular de aço AISI 4130 pelo processo de soldagem a arco por eletrodo de tungstênio (GTAW, acrônimo em inglês para *gas tungsten arc welding*) e arco submerso (SAW, acrônimo em inglês para *submerged-arc welding*). Os ciclos térmicos da ZTAGG foram obtidos a partir de simulação computacional de soldagem realizada em um software comercial de elementos finitos. Estes ciclos térmicos foram reproduzidos em corpos de prova utilizando um simulador termomecânico. A caracterização microestrutural da ZTAGG simulada foi realizada com microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), dilatometria e difração de elétrons retroespalhados (EBSD). E ainda, o comportamento mecânico da ZTAGG simulada foi avaliado por meio de microdureza Vickers e impacto Charpy-V.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Aços Cr-Mo baixa liga

Os aços Cr-Mo baixa liga são comumente utilizados na fabricação de componentes para indústrias de energia, refinarias de óleo, reatores e vasos de pressão devido às suas propriedades como resistência mecânica em altas temperaturas, resistência à fluência, estampabilidade e também devido ao seu baixo custo de fabricação [9],[10],[11]. As propriedades citadas são dependentes das microestruturas presentes no aço. A microestrutura, por sua vez, é resultado de uma combinação entre a influência da composição química do aço e da rota de tratamento termomecânico no qual o mesmo foi sujeito.

A presença de certos elementos de liga na composição destes aços desempenha um papel fundamental na determinação das propriedades do mesmo. A boa resistência à fluência, por exemplo, é alcançada devido à presença de carbonetos tais como a cementita (M_3C), $M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_2C e MC regularmente dispersos na matriz do aço [12],[13]. A presença destes carbonetos, em elevadas temperaturas, desenvolvem um papel de ancoragem das discordâncias, aumentando assim a resistência à fluência do aço [14],[15],[16]. A formação destes carbonetos é favorecida na presença de elementos de liga como Cr, Mn, Mo, Nb, Ti e V.

2.2. Aço AISI 4130

O aço AISI 4130 [17] é um aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) da família dos aços Cr-Mo que são utilizados na fabricação de tubos para os setores de óleo e gás, para geração de energia e para indústria automotiva [18]. São utilizados também para fabricação de componentes estruturais que exigem alta taxa de resistência por peso como peças para motores de aeronaves e válvulas para óleo e gás [19]. O teor de carbono do aço AISI 4130 é nominalmente 0,30%, o que faz este material apresentar uma boa soldabilidade. As propriedades do aço AISI 4130 são consequentes da microestrutura gerada pela presença de certos elementos de liga e pelo tratamento térmico no qual o aço foi sujeito. A composição química do aço AISI 4130 segundo a norma ASTM A29 [17] está disponível na Tabela 1. Os requisitos para tratamento térmico e as propriedades mecânicas do aço AISI 4130 estão disponíveis na Tabela 2 e 3, respectivamente.

Tabela 1 – Composição química do aço AISI 4130 [17]

Elemento	C	Mn	Cr	Mo	P máx.	S máx.	Si máx.	Fe
Composição química [% peso]	0,28–0,33	0,40–0,60	0,80–1,10	0,15–0,25	0,35	0,040	0,15–0,35	Bal.

Tabela 2 – Requisitos para tratamento térmico do aço AISI 4130 [20]

Tratamento térmico	Austenitização [°C]	Resfriamento	Revenido [°C]
Normalização	870-925	Ao ar	-
Revenido	-	Ao ar	200 - 700
Têmpera	845-870	Ar ou óleo	-
Recozimento	830-860	Ao forno	-

Tabela 3 – Propriedades mecânicas do aço AISI 4130 de acordo com o temperatura de revenido [20]

Temperatura de revenido [°C]	Limite de resistência à tração [MPa]	Limite de escoamento [MPa]	Redução de área [%]	Dureza [HB]
540	1170	1000	56	345
650	965	830	63	270

As microestruturas a serem formadas durante o tratamento térmico podem variar dependendo da temperatura máxima atingida e da taxa de resfriamento adotada durante este processo. Dessa forma, as propriedades apresentadas pelo aço também serão alteradas. No caso do aço AISI 4130, em tratamentos térmicos que ultrapassem temperaturas máximas correspondentes à Ac_1 ou Ac_3 (temperatura de início e término de transformação austenítica respectivamente), quando aplicada uma taxa de resfriamento mais branda, as microestruturas ferrita e/ou perlita tendem a ser formadas. Em situações em que utilizadas taxas de resfriamento mais elevadas, a microestrutura resultante pode ser composta predominantemente por bainita e/ou martensita. A formação destas microestruturas em função da taxa de resfriamento podem ser observadas no diagrama de transformação em resfriamento contínuo (TRC) ilustrado na Figura 1. As microestruturas típicas de um aço AISI 4130 em estado como temperado, recozido e temperado e revenido são ilustradas nas Figuras 2a, 2b e 2c respectivamente. Na Figura 2a, o aço AISI 4130 em estado de tratamento térmico como temperado, observa-se a presença das microestruturas martensita e bainita. Por outro lado, é possível observar no estado como temperado e revenido (Figura 2c) a presença de carbonetos precipitados na matriz. Na condição como recozido (Figura 2b), as microestruturas perlita e ferrita são formadas.

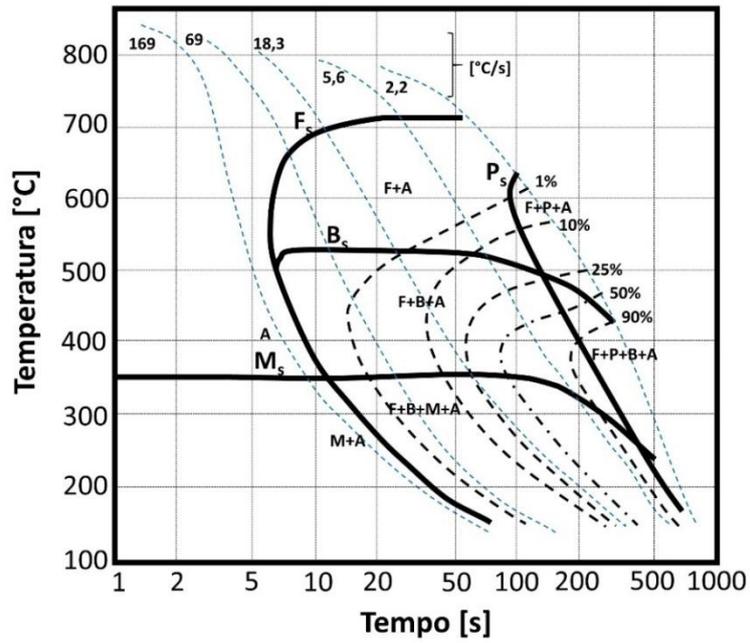


Figura 1 – Diagrama TRC do aço AISI 4130 (adaptado [21]).

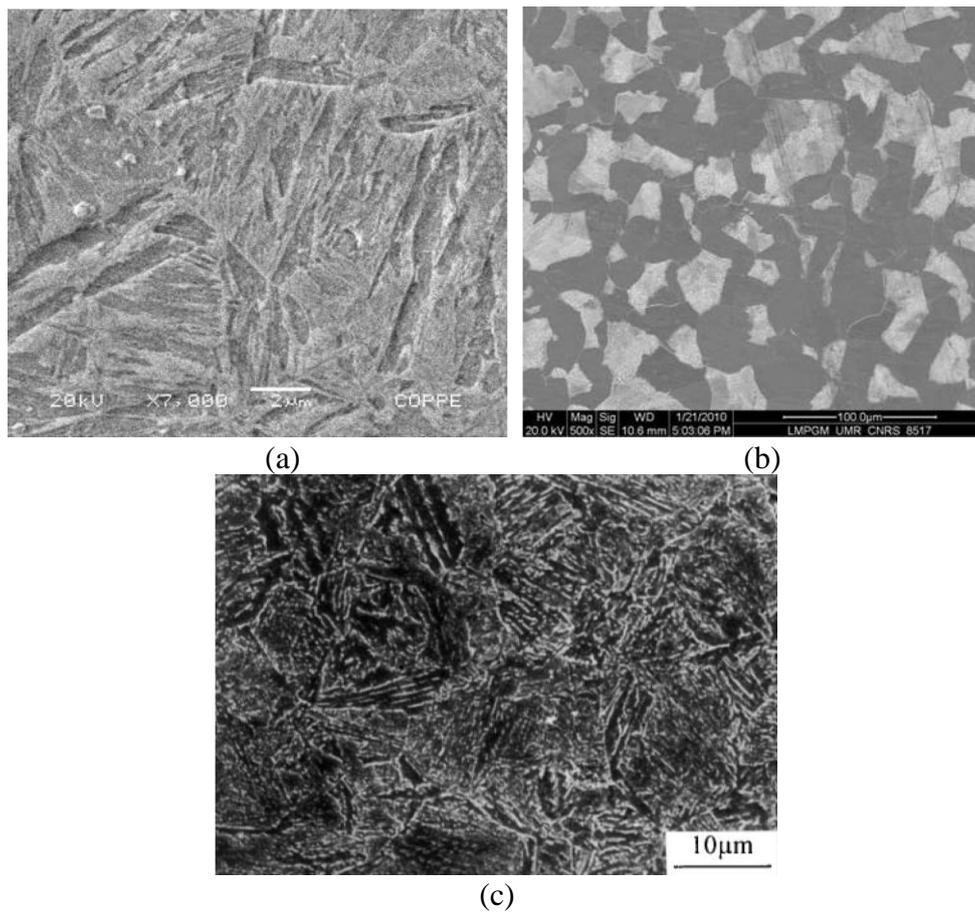


Figura 2 – Micrografias eletrônicas de varredura do aço AISI 4130 em estado como (a) temperado (matriz martensítica) [22], (b) recozido (estrutura composta por ferrita e perlita) [23] e (c) temperado e revenido [24].

A rota de tratamento termomecânico na qual o aço é submetido durante o processo de fabricação pode influenciar nas propriedades mecânicas do produto final, mesmo que seja realizado um tratamento térmico posterior. No caso da fabricação de tubos de aço AISI 4130 por um processo de laminação a quente, *e.g.*, processo Mannesmann, a microestrutura após o processamento pode apresentar uma característica bandeada. Este bandeamento representa uma microestrutura heterogênea, em termos de composição química, microestrutura e conseqüentemente comportamento mecânico [25]. O bandeamento microestrutural em aços é uma manifestação da segregação de um ou mais elementos de liga. A segregação aumenta durante a solidificação como resultado da diferença entre as temperaturas *liquidus* e *solidus*. Pode-se observar que o aço AISI 4130 após a laminação a quente (recozido) apresenta uma estrutura de grãos alongados na direção de laminação (eixo Y, Figura 3). Tal padrão pode estar relacionado com a segregação de fósforo e molibdênio [26].

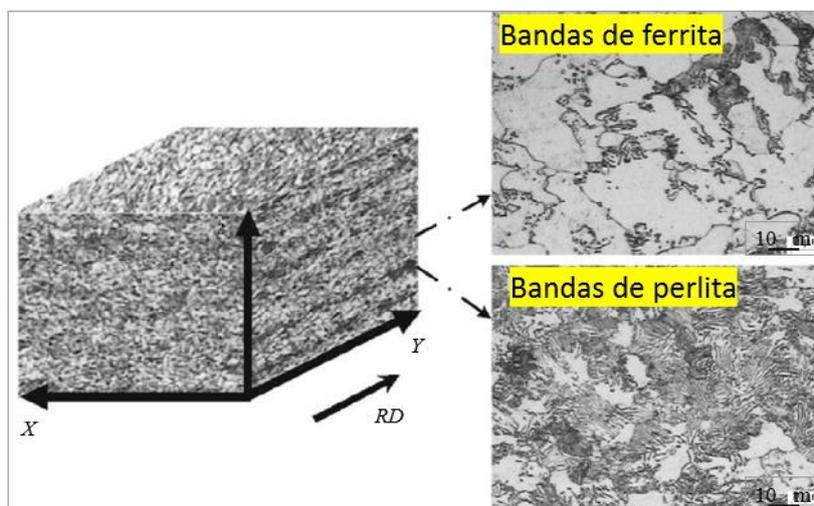


Figura 3 – Diagrama triaxial da microestrutura do aço AISI 4130 recozido em relação à direção de laminação (RD) (adaptado [26]).

GRENGE [27] estudou o efeito do bandeamento microestrutural em aços baixo carbono. O autor observou que a presença de bandeamento tem baixa influência no comportamento mecânico macroscópico, *e.g.*, limite de escoamento e o limite de resistência à tração. Entretanto, a tenacidade à fatura mostrou-se sensível ao bandeamento, de modo que a presença de bandeamento levou a uma diminuição da tenacidade.

O aço AISI 4130 é um aço de alta resistência que é normalmente utilizado na condição de tratamento térmico como temperado e revenido [24]. O tratamento térmico de têmpera consiste em realizar o aquecimento do aço a uma temperatura presente no

campo de estabilidade austenítica (acima de A_3) durante um tempo suficiente para que ocorra a completa transformação ($\alpha \rightarrow \gamma$), gerando uma estrutura cúbica de face centrada (CFC). Em seguida é realizado um rápido resfriamento de modo que a difusão do carbono é limitada a curto alcance, provocando uma distorção na rede causada pelo aprisionamento do carbono, gerando assim uma microestrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) característica da estrutura martensítica [28] (transformação displaciva [29]). A microestrutura bainítica, que é formada a partir de transformação displaciva [30], também poderá ser formada durante a têmpera dependendo da taxa de resfriamento utilizada. A quantidade de martensita e bainita obtida através da têmpera dependerá da composição química do aço e dos parâmetros utilizados no tratamento térmico, principalmente no que diz respeito à taxa de resfriamento. Outros fatores como o processo de fabricação do aço, tamanho de grão austenítico e a microestrutura original do aço também influenciam na temperabilidade do aço [31].

Devido às distorções provocadas pelo aprisionamento do carbono, a microestrutura martensítica apresenta elevada dureza, limite de resistência, tensão residual e conseqüentemente uma baixa tenacidade à fratura e ductilidade. Dessa forma, para que o material possa ser utilizado em serviço, é necessário a realização de um tratamento térmico de revenido para ajuste destas propriedades [32]. O tratamento térmico de revenido consiste no aquecimento do aço a uma temperatura inferior à de austenitização (A_3) seguido por um tempo de residência neste patamar e por um resfriamento final [20]. Durante o revenido, o carbono se difunde na martensita e precipita em forma de carboneto de ferro (Fe_3C) ou de outros elementos de liga presentes na composição química do aço. Assim, o revenido provoca a mudança da estrutura TCC (martensita) para uma estrutura cúbica de corpo centrado – CCC, (ferrita).

Durante o tratamento térmico de revenido de aços AISI 4130 ocorre precipitação de carbonetos ricos em Fe (M_3C), Mo (M_2C e M_6C) e Cr (M_7C_3 e $M_{23}C_6$) [33]. A precipitação do carboneto M_7C_3 ocorre após a precipitação do carboneto M_3C , onde o carboneto M_7C_3 ocorre geralmente na interface entre M_3C e a ferrita [34]. Segundo RACE e BHADSHIA [35] o carboneto M_7C_3 retarda o decréscimo de dureza durante o revenido, pois o mesmo provoca um endurecimento secundário significativo.

De acordo com BHADSHIA e HONEYCOMBE [36] os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ ocorrem precipitados geralmente nos contornos de grão da austenita prévia ou em contornos de alto ângulo. Ainda de acordo com BHADSHIA e HONEYCOMBE [36],

o coalescimento dos carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ ocorrem quando os carbonetos do tipo M_7C_3 encontram-se completamente dissolvidos na matriz do aço. A morfologia dos carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$ estão representadas na Figura 4.

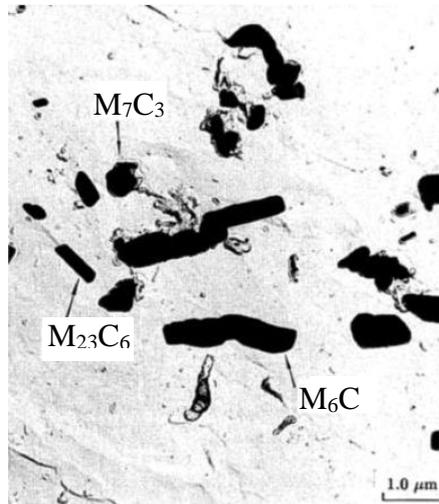


Figura 4 – Morfologia dos carbonetos M_7C_3 , $M_{23}C_6$ e M_6C (adaptado [35]).

De acordo com BHADESHIA e HONEYCOMBE [36], os carbonetos do tipo M_2C ocorrem preferencialmente nas discordâncias presentes interior dos grãos ferríticos, nos contornos de grão da austenita prévia e da ferrita. De acordo com o local de nucleação, os carbonetos M_2C podem assumir diferentes morfologias. Quando o carboneto ocorre no interior do grão possui forma de agulhas alongadas, no caso de nucleação nos contornos e nas discordâncias, os carbonetos possuem formas globulares, como pode ser observado na Figura 5.

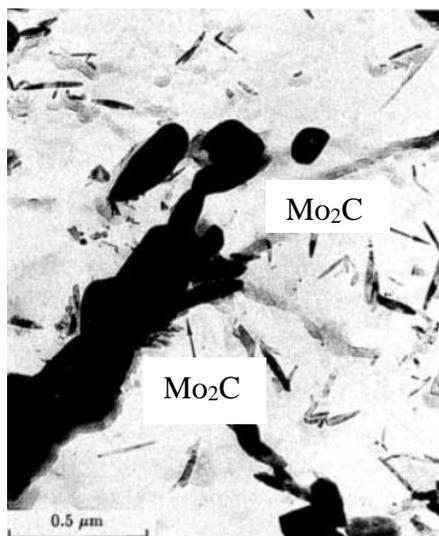


Figura 5 – Morfologia circular e agulhada do carboneto Mo_2C (adaptado [35]).

O carboneto do tipo Mo_6C é nucleado a partir de carbonetos do tipo M_2C , dessa forma sua morfologia é alterada de agulhas alongadas para globular. Este carboneto ocorre nos contornos da bainita e da ferrita. Na Figura 6a pode-se observar a presença de carbonetos do tipo M_2C e na Figura 6b do tipo M_6C , presentes na ZTAGG do aço AISI 4130.

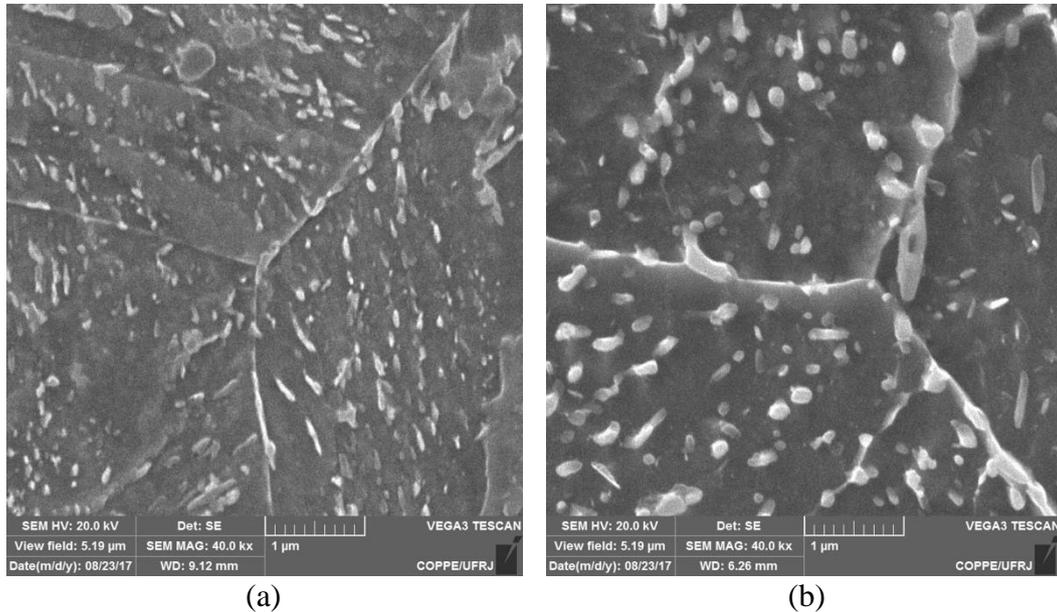
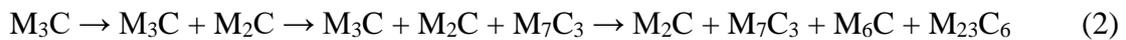
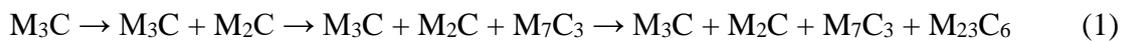


Figura 6 – ZTAGG do aço 4130 soldado por SAW (a) M_2C em forma de agulhas alongadas e (b) M_6C apresentando morfologia globular [37].

Na literatura é possível encontrar trabalhos onde foram estudados a sequência de precipitação de carbonetos em aços Cr-Mo baixa liga durante o revenido. Para FUJITA e BHADSHIA [38] e GANDY [39], a sequência de precipitação de carbonetos do aço 2,25Cr-1Mo a 600 °C ocorre de acordo com as Equações 1 e 2 respectivamente:



Para TAO *et al.* [9] a sequência de precipitação de carbonetos do aço 2,25Cr-1Mo durante revenido a 700 °C ocorre da seguinte forma, Equação 3. Na Figura 7 é possível observar os carbonetos M_7C_3 , M_3C e M_{23}C_6 precipitados após o revenido.



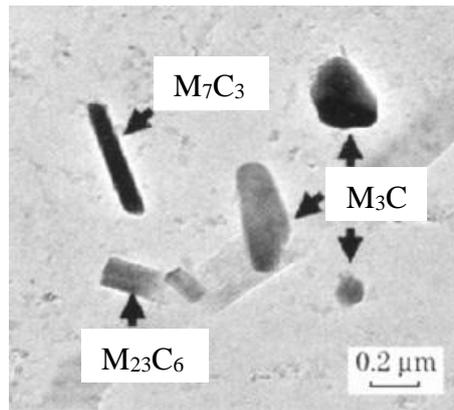


Figura 7 – Imagem obtida por microscopia eletrônica de transmissão dos precipitados do aço 2,25Cr-1Mo após revenido a 700 °C por 2h (adaptado [9]).

2.3. Processos de soldagem

Pode-se definir soldagem como um método de fabricação ou de reparo que tem como objetivo promover uma continuidade física entre peças. Dentre os inúmeros métodos para soldagem de materiais metálicos, os mais utilizados em casos práticos são aqueles que promovem uma fusão local [24],[40]. As três principais linhas de processos de soldagem por fusão podem ser classificadas como soldagem a gás, a arco elétrico e por feixe de alta energia [25],[34].

A escolha do processo de soldagem, durante a elaboração de um projeto, deve-se levar em conta as características físicas e metalúrgicas do metal de base assim como as características individuais de cada processo, visando sempre obter as melhores propriedades mecânicas possíveis a partir de um menor custo de produção. A Figura 8 exemplifica as diferenças nas características destes três grupos de processos em termos de entrada de calor no metal de base e densidade de energia da fonte de calor, assim como as consequências destes parâmetros durante a soldagem.

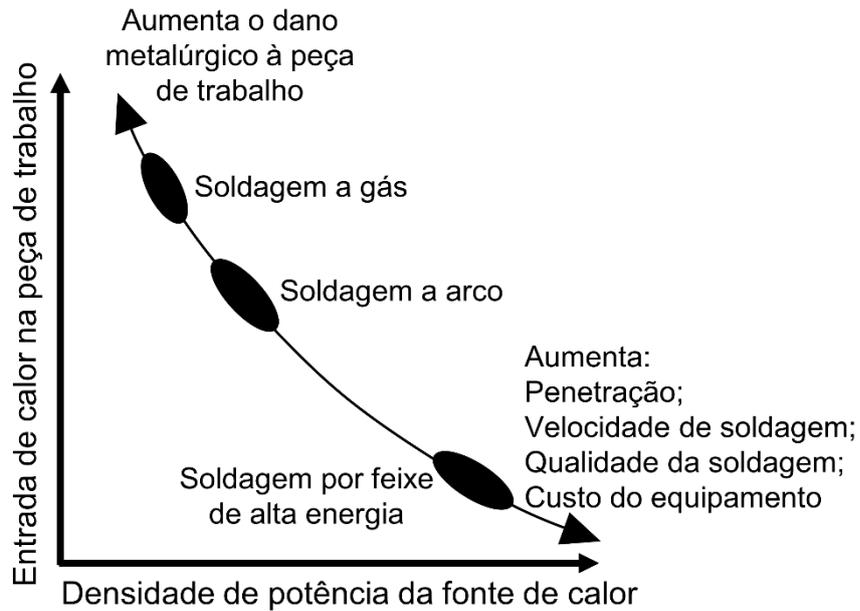


Figura 8 – Relação entre entrada de calor e a potência da fonte de calor (adaptado [34]).

2.3.1. Processo a arco por eletrodo de tungstênio

O processo GTAW obtém a união das juntas a partir do calor gerado entre um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de tungstênio não consumível e os metais, Figura 9. Os gases de proteção geralmente empregados são o argônio (Ar) e o hélio (He) [41]. Este processo é utilizado para soldagem de seções de espessuras finas e/ou para a realização de passes de raiz. Dentre as principais vantagens desse método pode-se citar: a alimentação do metal de adição é independente da corrente de soldagem, logo permite que haja uma variação entre a quantidade relativa de fusão do metal de base e do metal de adição, o que possibilita também a realização de soldagem autógena; como utiliza gás de proteção inerte, este processo é recomendado para a soldagem de materiais reativos tais como Ti, Zr, Mg e Al [41],[42]. Por outro lado, a produtividade deste processo é baixa devido à baixa taxa de deposição. Esta última pode ser melhorada a partir do uso de um pré-aquecimento do metal de adição por efeito Joule (GTAW-*hot wire*) [43],[44],[45] no qual o mesmo chega à poça de fusão próximo a temperatura de fusão, o que permite o uso de velocidades mais elevadas de soldagem, além da obtenção de maiores taxas de deposição.

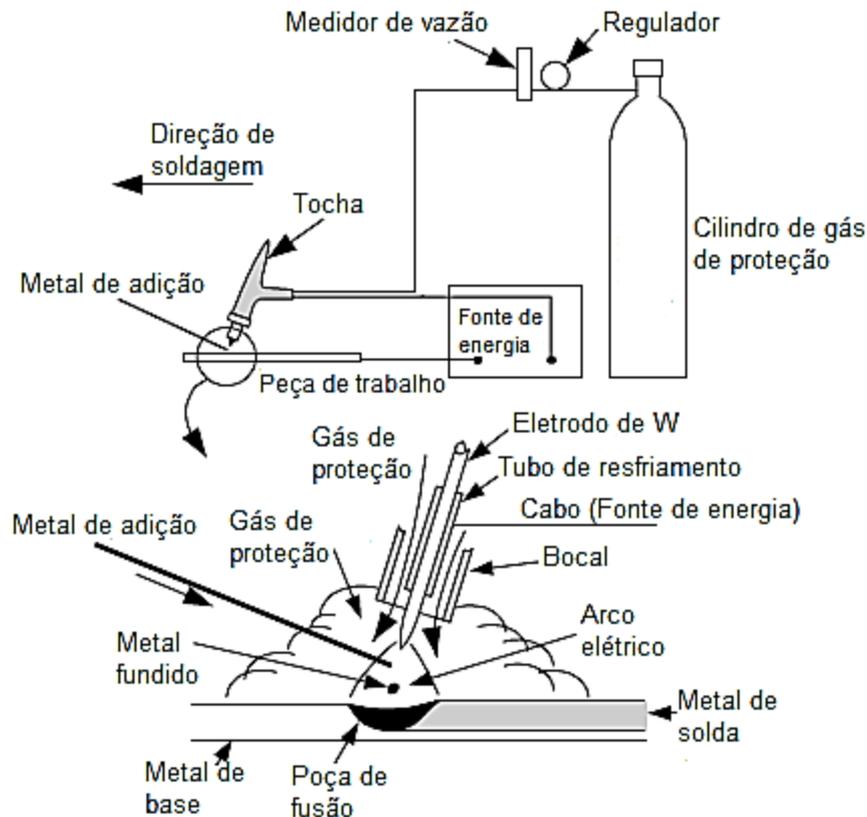


Figura 9 – Desenho esquemático do processo soldagem GTAW (adaptado [34]).

2.3.1. Processo por arco submerso

O processo SAW obtém a união das juntas através do calor gerado entre um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo consumível e o metal de base [41]. A proteção do arco é realizada por um fluxo granular fundido, Figura 10. Podem-se citar como vantagens do processo SAW: a ação protetora do fluxo fundido; capacidade de produzir cordões de soldas limpos, visto que é fácil a remoção do fluxo solidificado; e a possibilidade de realizar alteração na composição química da solda, a partir da adição de elementos de liga juntamente ao fluxo granular [42]. A taxa de deposição deste processo pode ser aumentada com o uso de um segundo eletrodo [46],[47],[48].

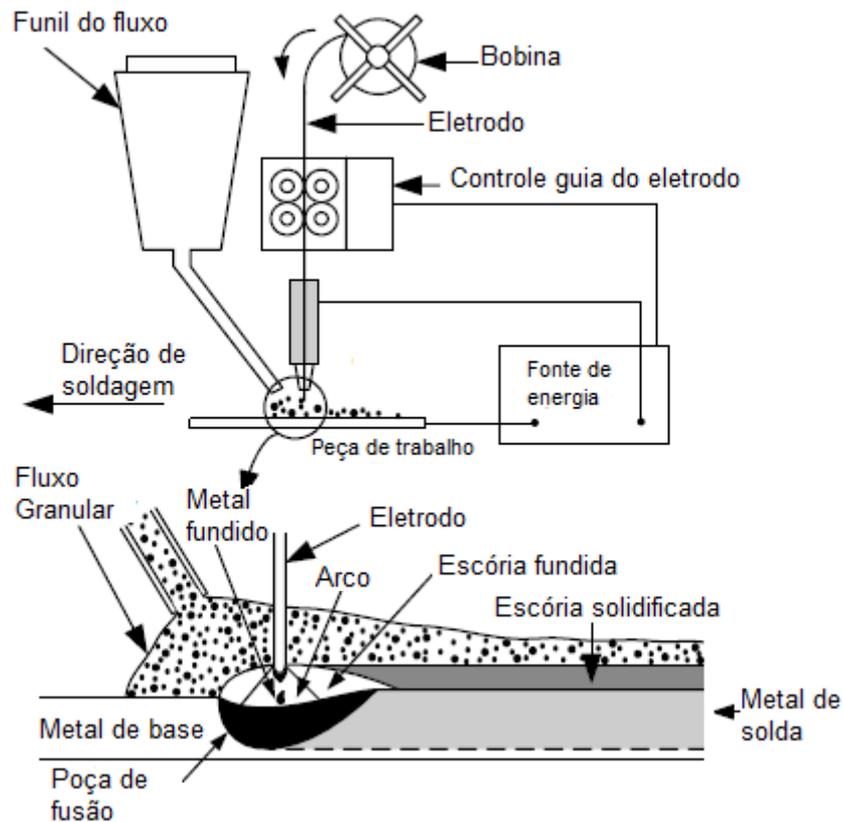


Figura 10 – Desenho esquemático do processo soldagem SAW (adaptado [34]).

2.4. Zona termicamente afetada

Durante o processo de soldagem por fusão, o metal de base é aquecido até alcançar seu ponto de fusão, e em seguida sofre um rápido resfriamento no qual suas condições são restringidas pela geometria da junta. Como resultado deste severo ciclo térmico, a microestrutura original e as propriedades do metal na região adjacente à zona fundida são alteradas. Esta região adjacente é denominada zona termicamente afetada [49],[50].

A ZTA pode ser dividida em várias subzonas, pois cada região da ZTA distante da zona fundida é sujeita a um ciclo térmico distinto, conseqüentemente, cada subzona apresentará diferentes microestruturas e propriedades mecânicas. A Figura 11 ilustra a ZTA de um aço com todas estas subdivisões, relacionando-as com a faixa de temperatura atingida.

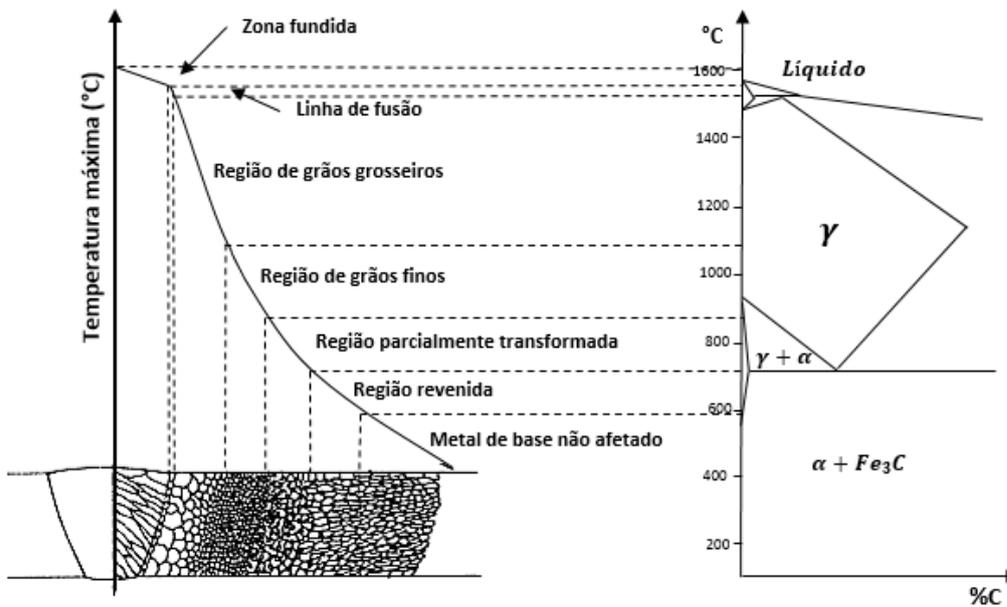


Figura 11 – Diagrama esquemático apresentando as diferentes subzonas presentes na ZTA (adaptado [51]).

O tipo de microestrutura e o comprimento de cada subzona é determinado pelo ciclo térmico, entretanto, as mudanças na ZTA também são dependentes do histórico do material, em termos do ciclo termomecânico no qual o material foi sujeito no seu processo de fabricação, *e.g.*, comportamento de recristalização durante o ciclo de aquecimento é afetado se o material foi laminado a quente ou recozido antes da soldagem. O início e a extensão da ZTA de grãos grosseiros (ZTAGG) são influenciados pela presença de precipitados e sua solubilidade em altas temperaturas [52],[53],[54]. Portanto, no intuito de obter um entendimento razoável da ZTA é necessário avaliar como a microestrutura e o metal de base reagem ao ciclo de aquecimento, o tempo de residência em altas temperaturas e ao ciclo de resfriamento [51].

No caso da realização de uma soldagem multipasse, cada região da ZTA sofrerá influência dos ciclos térmicos dos passes subsequentes, dessa forma, estas regiões reaquecidas podem sofrer alterações microestruturais e consequentemente nas propriedades mecânicas. Este reaquecimento provocado pela ZTA dos passes subsequentes pode ser observado na Figura 12 onde: RI ZTAGG representa a região de grãos grosseiros do primeiro passe que não sofreu alteração microestrutural pelo passe subsequente, pois a temperatura do reaquecimento foi superior à temperatura específica de crescimento de grão; SC ZTAGG representa a região de grãos grosseiros reaquecida a uma temperatura acima de A_{c3} ; IC ZTAGG representa a região reaquecida na faixa de

temperatura intercrítica, ou seja, entre A_{c1} e A_{c3} ; SubC ZTAGG representa a região de grãos grosseiros reaquescida abaixo de A_{c1} .

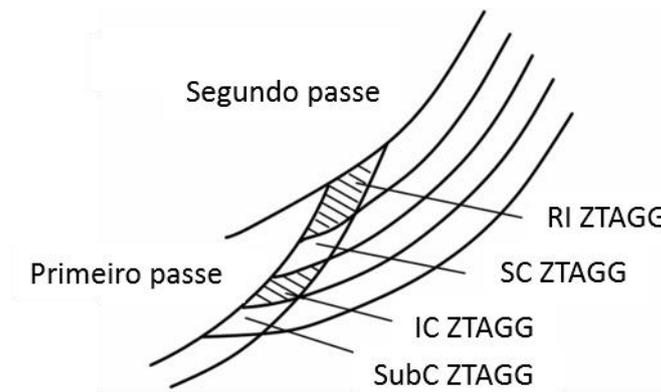


Figura 12 – Desenho esquemático das regiões da ZTA de uma solda multipasse (adaptado [52]).

A região de grãos grosseiros está presente na ZTA do aço AISI 4130 devido às altas temperaturas alcançadas durante o ciclo térmico de soldagem, as quais foram suficientes para promover um crescimento significativo do grão da austenita prévia. Nesta região, os carbonetos estabilizantes dissolvem durante o aquecimento no intervalo de temperatura entre 1000 e 1050 °C, o que possibilita o crescimento significativo de grão [53]. A microestrutura desta região é composta predominantemente por microestruturas de origem displacivas (*e.g.*, martensita e bainita), como pode ser observado a presença de martensita na Figura 13a e 13b. JOSHI *et al.* [54] relataram que a ZTAGG do aço AISI 4130 é constituída integralmente por martensita, mesmo quando adotado processo de soldagem com diferentes densidades de energia (*e.g.*, GTAW e soldagem a laser). Por outro lado, LI *et al.* [55] observaram que a microestrutura da ZTAGG do aço AISI 4130 é formada por martensita e bainita, e suas proporções variam de acordo com o aporte térmico utilizado, *i.e.*, taxa de resfriamento do processo de soldagem.

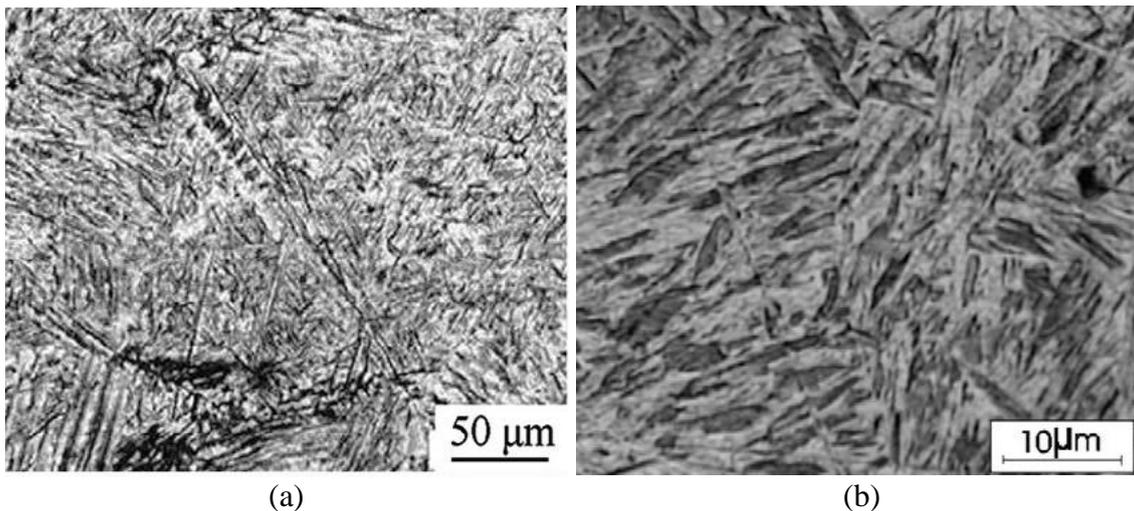


Figura 13 – Microestrutura da ZTAGG composta predominantemente por martensita observada a partir do uso de (a) microscopia ótica [54] e (b) eletrônica de varredura [56].

Da mesma forma que a ZTAGG, a região da ZTA de grãos finos (ZTAGF) sofre uma transformação para austenita, entretanto, a temperatura máxima atingida não é suficiente para que ocorra o crescimento significativo de grão, resultando assim em uma microestrutura refinada após o resfriamento, como pode ser observado na Figura 14a. LI *et al.* [57] estudaram a ZTAGF a partir da utilização de simulação física de soldagem, os autores mostraram que a ZTAGF do aço AISI 4130 é constituída predominantemente por ferrita acicular, equiaxial e granular; martensita e constituintes M-A.

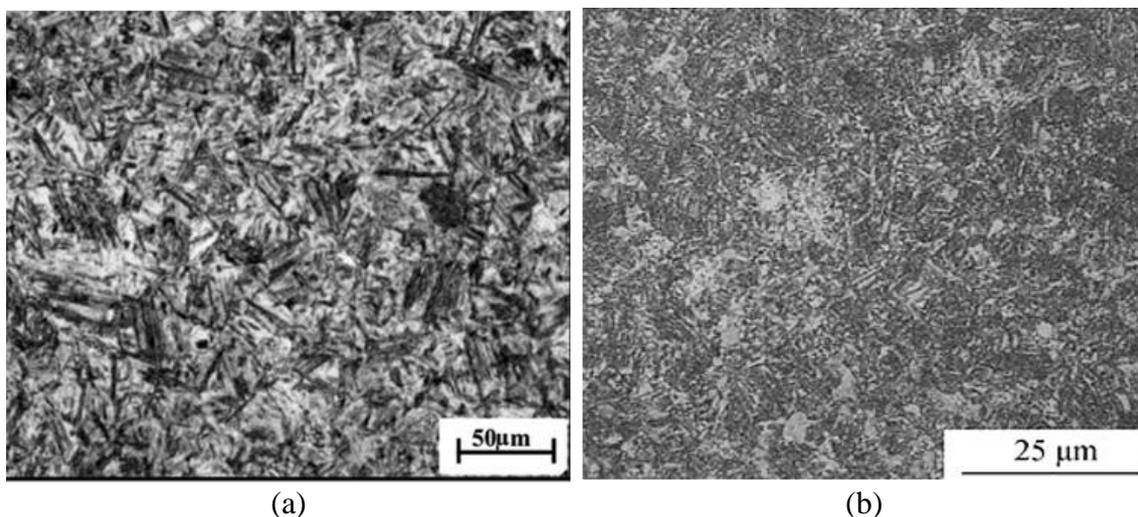


Figura 14 – Micrografia da região da ZTA de grãos finos (ZTAGF) gerada a partir de uma (a) soldagem a arco por eletrodo de tungstênio [54] e de uma (b) simulação termomecânica de soldagem [56].

Adjacente à ZTAGF, encontra-se a região do metal de base que foi submetida a um ciclo térmico o qual promoveu uma transformação austenítica parcial. Esta região é chamada de região intercrítica (ZTAIC), onde a microestrutura é formada por

martensita (M), perlita (P) e ferrita (F), como lustrado na Figura 15a. Ao lado da região ZTAIC, encontra-se a região revenida ou subcrítica (ZTASC), Figura 15b, onde a temperatura máxima atingida não é suficiente para que promova transformação austenítica, entretanto, pode ser suficiente para mudar as características microestruturais como morfologia de segundas fases.

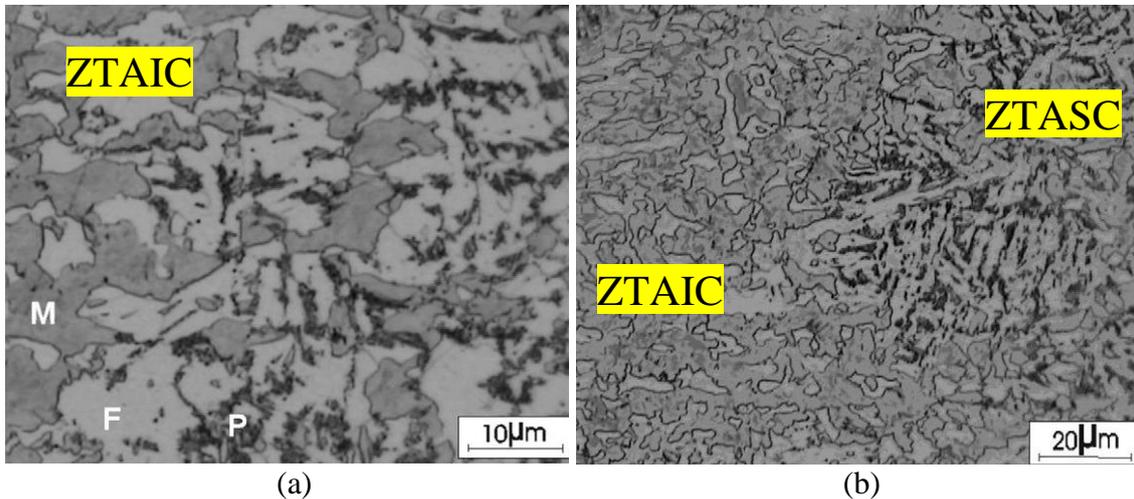


Figura 15 – Micrografia da (a) ZTAIC com a presença das microestruturas martensita, perlita e ferrita; e (b) ZTASC adjacente a ZTAIC (adaptado [57]).

A ZTA é a zona mais frágil da junta soldada, logo esta região é a mais propensa para a ocorrência de defeitos. O grau de mudanças estruturais na ZTA do metal de base devido ao processo de soldagem por fusão depende de quatro principais fatores: a temperatura máxima em que o material foi sujeito, o tempo de residência neste patamar, a composição química do material e a taxa de resfriamento [58]. Segundo GRAF e NIEDERHOFF [59] o principal obstáculo para alcançar uma boa tenacidade em baixas temperaturas em uma junta soldada consiste no controle do tamanho de grão da austenita prévia. Assim, a redução da taxa de resfriamento pode aumentar o tamanho de grão da austenita prévia, reduzindo a tenacidade da ZTA. De acordo com MOEINIFAR *et al.* [60], o crescimento do grão austenítico da ZTA é influenciado também pelo tamanho de grão inicial do metal de base e pela composição química dos precipitados, o que afeta a tenacidade e a fragilização ao hidrogênio ao longo da ZTA. FAR [61] também cita que o tamanho de grão da austenita prévia é um importante fator sobre a tenacidade de uma junta soldada.

O intervalo de tempo durante o resfriamento entre 800 e 500 °C ($t_{8/5}$) é considerado o mais crítico para a ZTA, pois é neste intervalo em que ocorre a maior parte das transformações de fase. [62]. Dessa forma, um baixo $t_{8/5}$ significa alta taxa de

resfriamento, o que gera um aumento na resistência e na dureza da ZTA, assim também como a tendência ao trincamento. Altos valores de $t_{8/5}$ representam baixas taxas de resfriamento, o que confere crescimento de grão e baixas propriedades mecânicas na microestrutura [63]. SIRIN *et al.* [63] verificaram que o controle da temperatura interpasse e consequentemente do $t_{8/5}$ influenciou diretamente na tenacidade da ZTA do aço API 5L X65. Os autores constataram que o uso de processo de soldagem descontínuo (*i.e.*, interrupções para resfriamento da junta) provocou um aumento de cerca de 18% na tenacidade da ZTA. Dessa forma, o controle da temperatura interpasse durante o processo de soldagem e sua influência na microestrutura e comportamento mecânico da ZTA de aços ARBL são pontos chaves na elaboração de procedimentos de soldagem para processos contínuos.

A taxa de resfriamento é um fator importante para a determinação das microestruturas e propriedades mecânicas da ZTA, e a mesma dependerá do aporte de calor aplicado no material, uma vez que a velocidade de resfriamento está diretamente relacionada com o gradiente de temperatura entre dois pontos adjacentes. Para uma junta com maior aporte de calor, o gradiente de temperatura entre pontos adjacentes será menor, assim como a velocidade de resfriamento, como ilustrado na Figura 16. O aporte de calor para processos de soldagem a arco depende dos parâmetros de soldagem como corrente, velocidade de soldagem e tensão de arco elétrico.

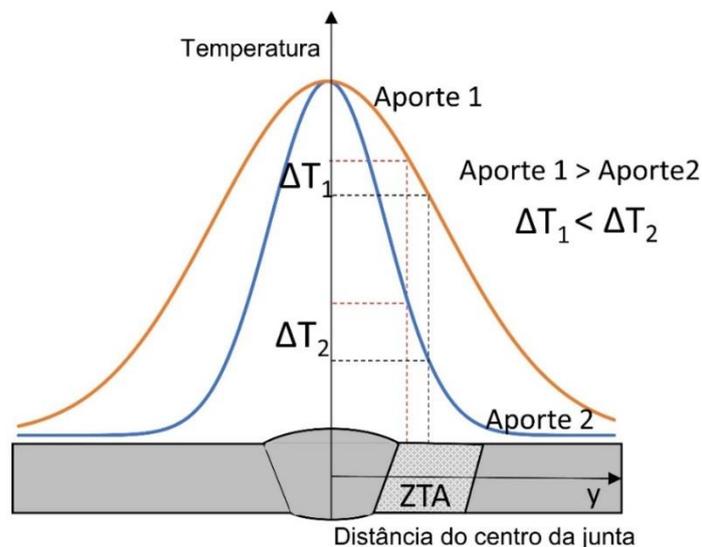


Figura 16 – Distribuição de temperatura na ZTA para dois aportes térmicos distintos (adaptado [34]).

Os efeitos provocados pela utilização de uma temperatura interpasse elevada podem ser comparados àqueles da utilização de um aporte de calor maior, pois ambos

levam a uma diminuição da taxa de resfriamento (maior $t_{8/5}$), influenciando diretamente no crescimento de grão na ZTA e nas transformações de fase da austenita durante o resfriamento. Logo, com a utilização de maiores temperaturas interpasse, a microestrutura da ZTA a ser formada tende a ser composta de constituintes de baixa tenacidade, como ferrita de contorno de grão, bainita grosseira e constituintes M-A (martensita-austenita) [62]. SHEN *et al.* [64] observaram que a extensão da ZTA aumenta com o aumento do aporte de calor. MOEINIFAR *et al.* [60] avaliaram o efeito do aporte de calor sobre a taxa de resfriamento e reportaram que a dureza na ZTAGG aumenta com o aumento da taxa de resfriamento. Neste mesmo sentido, PRASAD e DWIVEDI [4] e NEVES e LOUREIRO [5] observaram que um aumento no aporte de calor causou uma diminuição na dureza e na tenacidade da ZTA, devido à presença de uma microestrutura mais grosseira. KUMAR *et al.* [65] relataram que um baixo aporte de calor e consequente alta taxa de resfriamento resultou em uma estrutura de grãos mais finos de elevada dureza na ZTA. ARYA *et al.* [66] notaram, em uma soldagem multipasse, que o aporte de calor aumenta com o maior número de passes, o que levou a uma maior extensão da ZTA e a uma diminuição da dureza.

O pré-aquecimento é utilizado no metal de base para reduzir o gradiente de temperatura (*i.e.*, menor taxa de resfriamento), dessa forma, permitindo que a ZTA permaneça acima da temperatura de início da transformação martensítica o maior tempo possível, permitindo que a austenita se transforme em uma microestrutura de menor dureza [41]. PETERS *et al.* [67] relatam que a temperatura de pré-aquecimento depende da composição química do material, espessura e do aporte de calor. Na soldagem multipasse, da mesma forma que o pré-aquecimento, a temperatura interpasse também afetará a taxa de resfriamento. SIRIN *et al.* [68] demonstraram que se a temperatura de pré-aquecimento e interpasse utilizadas são maiores que o necessário, as dimensões da ZTA aumentam, a ZTAGG é expandida e as propriedades como resistência à tração e a tenacidade ao impacto são diminuídas.

O tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) ou tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) é utilizado para aliviar as tensões residuais induzidas pelo processo de soldagem e também para reverter a ZTA [69]. O TTAT pode provocar um efeito benéfico, prejudicial ou insignificante nas propriedades (especialmente na tenacidade) do conjunto soldado, dependendo da composição química do aço, procedimento de soldagem utilizado e do tempo e a temperatura de TTAT [70]. LI *et al.* [71] observaram que o tratamento

TTAT em aços AISI 4130 promoveu um aumento na tenacidade à fratura na ZTAGG devido ao alívio de tensões residuais e pela precipitação de carbonetos na matriz do material. WANG e CHANG [72] relataram que o TTAT promoveu a formação de martensita revenida na ZTA do aço AISI 4130 e alterou no perfil de tensão residual, resultando no aumentando da resistência ao crescimento de trinca na ZTA. LI *et al.* [55] realizaram simulações físicas da ZTAGG do aço AISI 4130 e avaliaram a influência do TTAT na tenacidade da ZTAGG. Os autores observaram um aumento na tenacidade Charpy-V na condição após TTAT de cerca de 190 J em relação a ZTAGG na condição como soldado.

2.5. Simulação computacional em soldagem

Com a evolução da performance dos computadores, em termos de processamento de dados, e devido ao desenvolvimento das técnicas de resolução numérica, a simulação computacional vem se tornando cada vez mais uma ferramenta necessária para a otimização/solução de problemas e para o desenvolvimento de produtos e processos. A modelagem baseia-se na elaboração de um modelo computacional e simplificações de situações reais, sem desconsiderar os principais efeitos físicos que regem o processo analisado. O resultado geralmente é um equacionamento que pode ser resolvido por um solucionador numérico (*solver*) a partir das condições de contornos estabelecidas [73].

A soldagem é, talvez, o problema mais não-linear encontrado na mecânica não estrutural, pois envolve diferentes áreas como transferência de calor e ciência mecânica e metalúrgica [74]. O método de elementos finitos (MEF) é uma ferramenta versátil para um melhor entendimento do processo de soldagem nas áreas anteriormente citadas [75],[76],[77],[78].

2.5.1. Simulação por elementos finitos

As leis físicas são geralmente descritas na forma de equações diferenciais parciais (EDP) em situações onde as propriedades físicas variam como o tempo e o ponto no espaço. Na maioria dos casos de engenharia, a geometria e as demais condições de contorno tornam a resolução das EDPs complexas por métodos analíticos. Dessa forma, equações mais simples que descrevem o problema de modo aproximado são criadas com base em diferentes métodos de discretização. Logo, estes métodos modelam de modo aproximado as EDPs com equações que podem ser resolvidas utilizando métodos numéricos.

Entre os vários métodos numéricos que foram desenvolvidos ao longo dos anos, as técnicas que são mais utilizadas são os métodos das diferenças finitas, volume finito e elementos finitos [79]. Embora muitos problemas de transferência de calor podem ser resolvidos utilizando o método das diferenças finitas [80], assim que geometrias irregulares ou especificações não usuais fora das condições de contorno são utilizadas, a resolução pela técnica de diferenças finitas se torna impraticável [73]. O método do volume finito é uma versão mais refinada do método das diferenças finitas, e se tornou popular na dinâmica de fluidos computacional [81].

O método de elementos finitos [82],[83],[84] é uma ferramenta numérica utilizada para determinar soluções aproximadas para uma grande gama de problemas de engenharia. O método foi originalmente desenvolvido para estudar tensões em estruturas complexas e em seguida foi estendido para os demais problemas no campo da mecânica do contínuo [80]. O método de elementos finitos vem recebendo considerável atenção na indústria devido a sua diversidade e flexibilidade como uma ferramenta de análise. Embora não seja o método mais eficiente computacionalmente para todos os casos, o método elementos finitos é considerado uma ferramenta importante na simulação termomecânica de soldagem [85]. É possível encontrar diversos trabalhos na literatura que utilizam o método de elementos finitos para o modelamento do processo de soldagem ou das microestruturas e propriedades do material soldado [86],[87],[88],[89].

O método de elementos finitos basicamente considera que a solução de uma região é composta por diversas sub-regiões, ou elementos pequenos e interconectados, e aproxima a EDP em uma soma de equações lineares ou não lineares simultâneas [79]. Desse modo, é possível reduzir o número de valores não conhecidos a uma matriz finita em cada nó dessa rede de sub-regiões, chamada de malha. A flexibilidade na definição dessa malha é um dos pontos fortes do método e permite representar geometrias complexas.

2.5.2. Modelamento da fonte de calor

A fonte de calor em movimento (*moving heat source*) é utilizada como uma típica formulação transiente onde a fonte de calor move ao longo do caminho como o tempo. O modelo que melhor representa a distribuição de calor no arco elétrico é o modelo duplo elipsóide tridimensional proposto por GOLDAK *et al.* [90]. Uma característica da geometria do duplo elipsoide é que a mesma pode ser facilmente alterada para modelar processos de soldagem com pouca e alta penetração. A distribuição do fluxo de calor é

gaussiana ao longo do eixo longitudinal. A metade anterior da fonte de calor é um quadrante de uma fonte elipsoidal, enquanto a metade posterior é um quadrante de outra fonte elipsoidal (Figura 17).

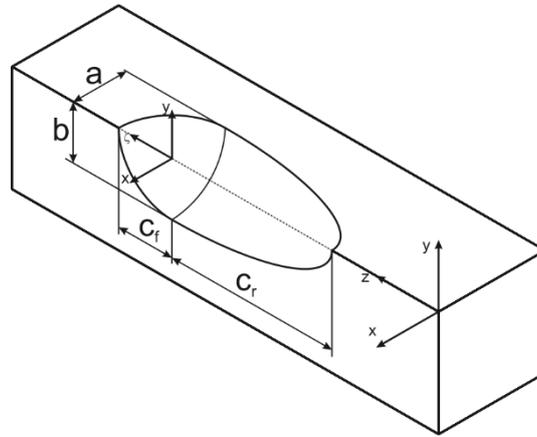


Figura 17 – Modelo duplo elipsóide tridimensional proposto por GOLDAK *et al.* [91].

Quatro parâmetros definem cada elipsóide que correspondem às dimensões da zona fundida. Conhecendo a seção transversal da zona fundida da junta soldada, a partir de macrografias por exemplo, é possível obter os parâmetros da fonte de calor. Como primeira aproximação, GOLDAK *et al.* [90] assumiu que é razoável considerar que a distância frontal da fonte é igual à metade da largura da solda e a distância posterior da fonte é igual à duas vezes a largura da solda. No intuito de simular os efeitos do aquecimento do arco, a entrada de calor equivalente é assumida como uma geração de calor interno constante por unidade de volume. O quadro de referência em movimento na fonte de calor está relacionado com a coordenada fixada na peça de trabalho (ξ) pela Equação 4.

$$\xi = z - v(t - \tau) \quad (4)$$

Onde v representa a velocidade de soldagem e τ é o intervalo de tempo necessário para definir a posição da fonte de calor em $t = 0$. A distribuição da densidade de energia no interior do quadrante frontal e posterior são definidos pelas Equações 5 e 6, respectivamente [90].

$$q(x, y, \xi) = \frac{6\sqrt{3}f_f Q}{abc_f \pi \sqrt{\pi}} \exp\left(-3\frac{x^2}{a^2} - 3\frac{y^2}{b^2} - 3\frac{\xi^2}{c_f^2}\right) \quad (5)$$

$$q(x, y, \xi) = \frac{6\sqrt{3}f_r Q}{abc_r \pi \sqrt{\pi}} \exp\left(-3\frac{x^2}{a^2} - 3\frac{y^2}{b^2} - 3\frac{\xi^2}{c_r^2}\right) \quad (6)$$

A densidade de energia q no interior do elipsoide é dada em W/m^3 , e a , b e c representam os semieixos do elipsoide paralelo aos eixos x , y e ξ . Q representa o calor disponível na fonte de calor [92]. Para um arco elétrico, o calor Q disponível é dado pela Equação 7:

$$Q = \eta VI \quad (7)$$

Onde η representa a eficiência da fonte de calor, V representa a voltagem do arco e I representa a corrente do arco. Os parâmetros a , b , c_f e c_r (Figura 17) são independentes, e podem tomar valores diferentes para modelar adequadamente o arco elétrico de soldagem. f_f e f_r representam a fração de energia no quadrante posterior e anterior, respectivamente. A distribuição espacial de calor é calculada a partir das Equações 5 e 6, e é aplicada como uma geração de calor volumétrica.

2.6. Simulação termomecânica

No intuito de simular condições próximas às condições de processamentos reais, os simuladores termomecânicos vêm sendo muito utilizados por grupos de pesquisa e de desenvolvimento de materiais. O principal objetivo do uso da simulação termomecânica consiste em reproduzir de forma satisfatória processos físicos e mecânicos em um material de forma que a microestrutura e as propriedades mecânicas, obtidas a partir desta simulação, sejam equivalentes àquelas obtidas quando o material é submetido ao processo real [93].

Devido a presença de uma heterogeneidade microestrutural na ZTA e pela pequena extensão de cada sub-região (ZTAGG, ZTAGF e ZTAIC), a análise do comportamento mecânico de uma sub-região específica da ZTA é dificultada devido interferência das inúmeras microestruturas presentes. Uma alternativa utilizada é simulação termomecânica dos ciclos térmicos representativos de cada sub-região da ZTA, *i.e.*, reproduzir em corpos de provas do material de base os ciclos térmicos experimentados em determinada região, para que assim, posteriormente, estas regiões possam ser avaliadas individualmente a partir de ensaios mecânicos e análises microestruturais. BARRICK e DUPONT [94] conseguiram mensurar com acurácia o comportamento mecânico de cada sub-região da ZTA através de simulações computacionais e termomecânicas dos ciclos térmicos de soldagem. ZHANG e KANNENGISSER [95] estudaram a evolução microestrutural e da dureza na ZTA de aços ARBL, e observaram uma boa correlação entre os resultados simulados com os

experimentais. SPANOS *et al.* [96] avaliaram as mudanças microestruturais da ZTA de aços ARBL, constatando que a microestrutura final é totalmente dependente da temperatura de pico e da taxa de resfriamento de cada sub-região da ZTA. Logo, observa-se que a utilização de simulação termomecânica como uma ferramenta para reproduzir os ciclos térmicos de soldagem, tornou possível o estudo acurado de regiões específicas da ZTA que não seriam possíveis a partir de ensaios em uma junta soldada.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Soldagem preliminar

No intuito de obter dados de soldagem para realizar a calibração da fonte de calor e também para validar a simulação de soldagem, foi realizada uma soldagem circunferencial de uma junta tubular de topo (Figura 18). Foram utilizados tubos de aço AISI 4130 sem costura ($273 \times 38 \times 350$ mm, diâmetro externo, espessura de parede e comprimento respectivamente) laminados a quente (processo Mannesmann) e posteriormente tratados termicamente a partir dos processos de têmpera e revenido. A análise química do metal de base, realizada pelo método de espectroscopia com emissão ótica, está disponível na Tabela 4.

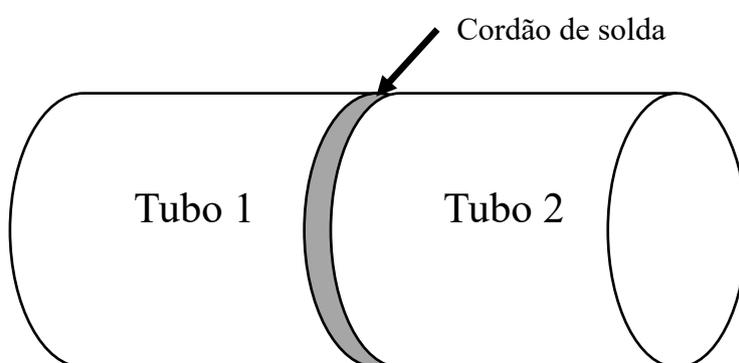


Figura 18 – Desenho esquemático da junta tubular de topo.

Tabela 4 – Composição química do aço AISI 4130

<u>Elemento Químico</u>	<u>% massa</u>
Ferro	Bal.
Carbono	0,295
Manganês	0,890
Silício	0,225
Níquel	0,017
Enxofre	0,002
Fósforo	0,015
Cobre	0,010
Molibdênio	0,186
Cromo	0,820
Nióbio	0,005
Vanádio	0,003
Titânio	0,002
Alumínio	0,024

A soldagem consistiu na utilização dos processos GTAW para realização dos passes de raiz, e do processo SAW para os passes de enchimento e de acabamento. Foram realizadas três camadas com o processo GTAW, sendo as duas primeiras compostas por

passe único e a última por dois passes, conforme ilustrado na Figura 19. O chanfro tipo V foi utilizado nas juntas, cujo as dimensões estão apresentadas na Figura 20. A temperatura interpasse (315 °C [2],[3]) foi monitorada com o uso termopares tipo K posicionados a 15 mm do chanfro. O pré-aquecimento (230 °C por 30 minutos) e o TTAT (655 °C por 2 horas) foram realizados por resistência elétrica. Os parâmetros das soldagens GTAW e SAW estão resumidos na Tabela 5.

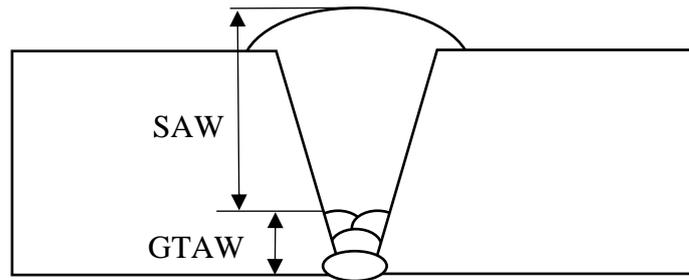


Figura 19 – Representação esquemática da disposição dos passes de raiz e de preenchimento de acordo com o processo de soldagem.

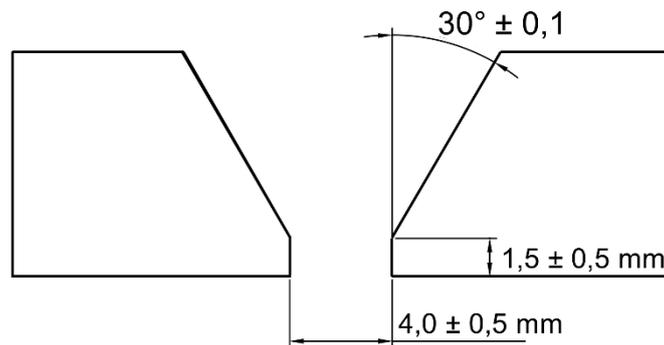


Figura 20 – Dimensões do chanfro V que utilizado na junta.

Tabela 5 – Parâmetros de soldagem de acordo com o processo utilizado

Parâmetros	GTAW		SAW	
	Raiz	Preenchimento	Preenchimento	Acabamento
Posição de soldagem	5G		1GR	
Metal de adição	AWS A5.28 ER80S-D2		AWS A5.23 F9P6-EF3-F3	
Gás de proteção	99,99%Ar		-	
Fluxo	-		UV 420 TTR-C	
Diâmetro do arame, [mm]	2,4		3,2	
Polaridade, [+/-]	DC -		DC +	
Voltagem, [V]	11 – 13,5	11,8 – 16,2	26,4 – 32,2	26,7 – 32,6
Corrente de soldagem, [A]	111 – 136	159 – 262	435 – 531	456 – 558
Velocidade de alimentação, [m/min]	-		60,0 – 75,0	
Velocidade de soldagem, [cm/min]	5,6 – 6,8	8,1 – 12,1	28,7 – 35,0	28,9 – 36,5
Stick-out, [mm]	-		10 – 20	
Aporte térmico, [kJ/mm]	1,3 – 1,6	1,4 – 2,1	2,4 – 2,9	2,5 – 3,0

3.2. Simulação computacional de soldagem

3.2.1. Modelo de elementos finitos

A simulação térmica do processo de soldagem baseia-se na conservação da energia e solução da equação fundamental para condução nos sólidos, expressa pela Equação (8).

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \dot{Q} = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (8)$$

Onde a distribuição da temperatura (T) é uma função do tempo (t) e da posição (x, y, z). k, ρ , e c_p representam a condutividade térmica, densidade e calor específico do tubo respectivamente. \dot{Q} é o calor gerado por volume. As propriedades do material

dependentes da temperatura k , ρ , e c_p foram obtidas a partir da simulação termodinâmica baseada na composição química do metal de base (Tabela 4) no software comercial JMatPro[®] (Figura 21).

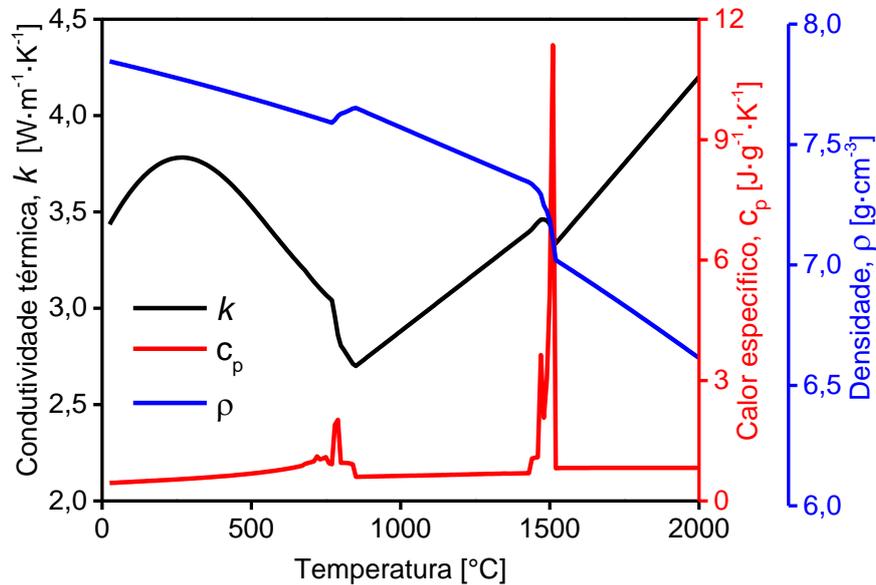


Figura 21 – Propriedades físicas do aço AISI 4130 em função da temperatura.

O processo de soldagem foi simulado utilizando método de elementos finitos a partir do software comercial SYSWELD[®]. O presente modelo usou um total de 329.587 elementos com 324.454 nós. A malha tem refinamento gradual em direção ao chanfro/metal de solda, com elementos de tamanho médio de 0,27 mm na região da ZTAGG (Figura 22). O procedimento de execução, documentação e validação das simulações de soldagem seguiram a ISO 18166 [97].

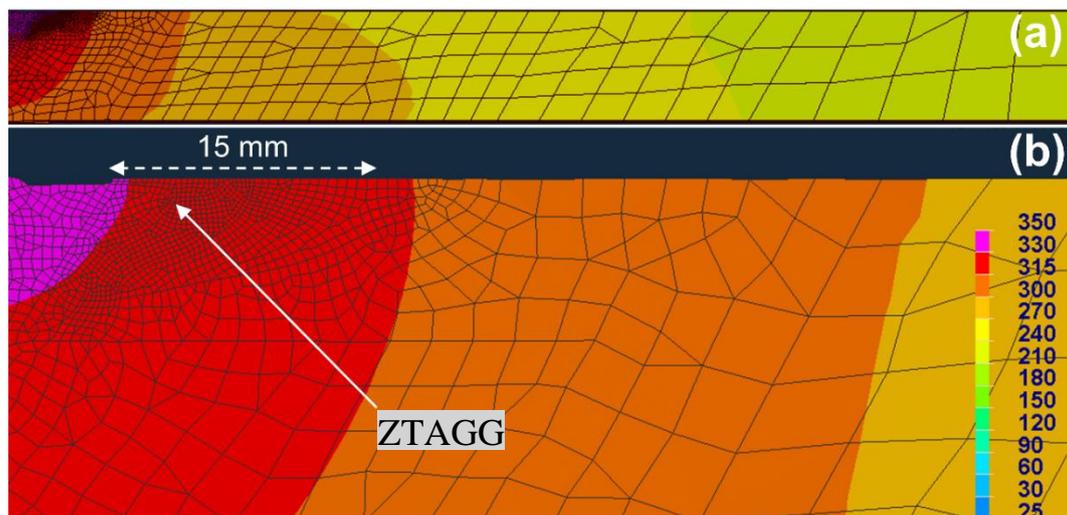


Figura 22 – Modelo de elementos finitos com distribuição da TI 315 °C a 15 mm do chanfro, (a) visão macro e (b) aumentada da distribuição de TI na ZTAGG.

Como condição inicial de cada simulação, o modelo garantiu a TI (315, 400, 475 e 550 °C) a 15 mm do chanfro (Figura 22b). A distribuição de temperatura inicial para TI (400, 475 e 550 °C) seguiram um perfil semelhante ao adotado para TI 315 °C. A condição de contorno adota no modelo considerou o fluxo de calor por radiação e convecção na junta soldada (Equação 9).

$$-k \left(\frac{\partial T}{\partial x} + \frac{\partial T}{\partial y} + \frac{\partial T}{\partial z} \right) = q - \varepsilon \sigma (T^4 - T_0^4) - h(T - T_0) \quad (9)$$

Onde T_0 , q , ε , σ , e h representam a temperatura ambiente ($T_0 = 20$ °C), energia fornecida pela fonte de calor, coeficiente de emissividade ($\varepsilon = 0,8$), constante de Stefan–Boltzmann ($\sigma = 5,6704 \cdot 10^{-8} \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-4}$), coeficiente de convecção ($h = 25 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-4}$), respectivamente. Além dessas considerações, o calor latente de transformação de fase foi adotado no modelo.

O modelo duplo elipsoide de GOLDAK *et al.* [90] (Equações 5 e 6) foi utilizado para representar a fonte de calor, Figura 23. O presente modelo adotou a metodologia proposta por AZAR *et al.* [98], onde para modelamento da soldagem a arco elétrico de alta penetração (*e.g.*, SAW), a poça de fusão foi ajustada utilizando duas fontes de calor (vertical e horizontal). A energia total da fonte de calor SAW foi dividida igualmente entre dois duplos elipsoides. Os valores de a , b , c_f , c_r , f_f e f_r utilizados para os dois duplos elipsoides estão disponíveis na Tabela 6.

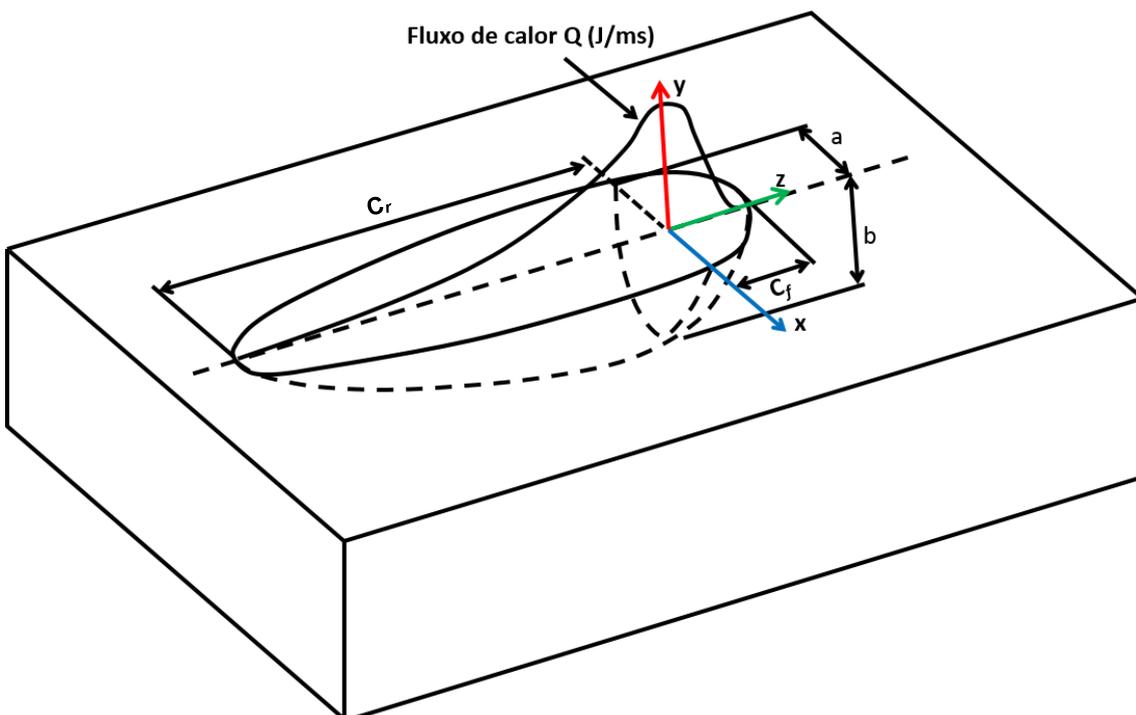


Figura 23 – Modelo duplo elipsoide tridimensional de GOLDAK *et al.* (adaptado [90]).

Tabela 6 – Parâmetros das fontes de calor utilizados (mm)

Fonte de calor	<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c_f</i>	<i>c_r</i>	<i>f_f</i>	<i>f_r</i>
1	2,75	0,80	7,70	2,30	1,17	0,83
2	7,50	0,60	7,50	2,50	1,20	0,80

3.3. Simulação física da zona termicamente afetada de grãos grosseiros

Após a realização da simulação numérica foram retirados ciclos térmicos da ZTAGG (região da ZTA que atingiu 1350 °C) das condições de temperatura interpasso 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C. Estes ciclos térmicos foram reproduzidos no simulador termomecânico Gleeble® 3800. Para isso foram adotadas amostras de barras quadradas (11 × 11 × 80 mm) retiradas na direção axial do tubo. Para otimizar a extensão da região simulada no corpo de prova foi utilizando um *free spam* (distância entre as garras) de 15 mm. Após a reprodução dos ciclos térmicos, os corpos de prova foram tratados termicamente a 655 °C por 120 minutos (TTAT) em um forno tipo mufla.

3.4. Dilatometria

Os ciclos térmicos da ZTAGG das condições de TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C foram reproduzidos em corpos de prova de dilatometria. Os ensaios foram realizados em um simulador termomecânico Gleeble® 3800 seguindo a norma ASTM E831 [99]. Para determinação das temperaturas de transformação dos microconstituintes, o método das tangentes [100] foi adotado.

3.5. Caracterização microestrutural

A preparação metalográfica seguiu o método tradicional. As amostras foram lixadas (lixas d'água na sequência 100, 220, 320, 400, 500, 600 e 1200#) e polidas (pasta de diamante na sequência de 3 e 1 µm). A microestrutura foi revelada em ataques químicos por imersão consecutivos: primeiro reagente, solução 2 ml de ácido nítrico (HNO₃) em 98 ml de álcool etílico (CH₃CH₂OH) durante 10 s; segundo reagente, 2g de ácido pícrico (C₆H₃N₃O₇) em solução de 98 ml de álcool etílico durante 10 s. A microscopia ótica foi realizada utilizando MO ZEISS Axio Imager. A microscopia eletrônica de varredura foi realizada no equipamento Tescan VEGA 3 no modo de elétrons secundários. O tamanho de grão da austenita prévia da ZTAGG foi determinado seguindo a norma ASTM E112 [101].

Como a realização do TTAT na soldagem do aço AISI 4130 é mandatória para alcançar os requisitos mecânicos para sua aplicação [2], foram realizadas análises utilizando EBSD apenas nas amostras da ZTAGG simuladas (Gleeble®) na condição

TTAT. A preparação para amostras de EBSD seguiram a mesma rota das amostras para MO e MEV acrescida de uma etapa adicional de polimento mecanizado com sílica coloidal de 0,04 µm por 2 h. A EBSD foi feita com um equipamento Bruker modelo e⁻ Flash com 20 kV, com passo de varredura de 0,5 µm e distância de trabalho de 17 mm. O pós-processamento dos dados foi realizado com a extensão MTEX Toolbox [102] (software livre de código aberto) versão 5.0.1 acoplada ao software MATLAB[®].

3.6. Caracterização mecânica

O comportamento mecânico da ZTAGG simulada (após TTAT) foi avaliado por meio de ensaio de microdureza Vickers e impacto Charpy-V. O ensaio de microdureza foi realizado com um microdurômetro Digimes HV-1000 com carga de 1 kg seguindo a norma ASTM E92 [103]. O ensaio de impacto Charpy-V (corpo de prova de dimensões 10 × 10 × 55 mm) foi realizado a -30 °C (resfriamento em álcool etílico) utilizando equipamento Pendulum Impact Tester modelo JBW-300, seguindo a norma ASTM A370 [104].

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Caracterização do metal de base

O material de base foi caracterizado na condição de como recebido (temperado e revenido). Na Figura 24a e 24b estão dispostas a micrografia ótica e eletrônica de varredura do metal de base respectivamente.

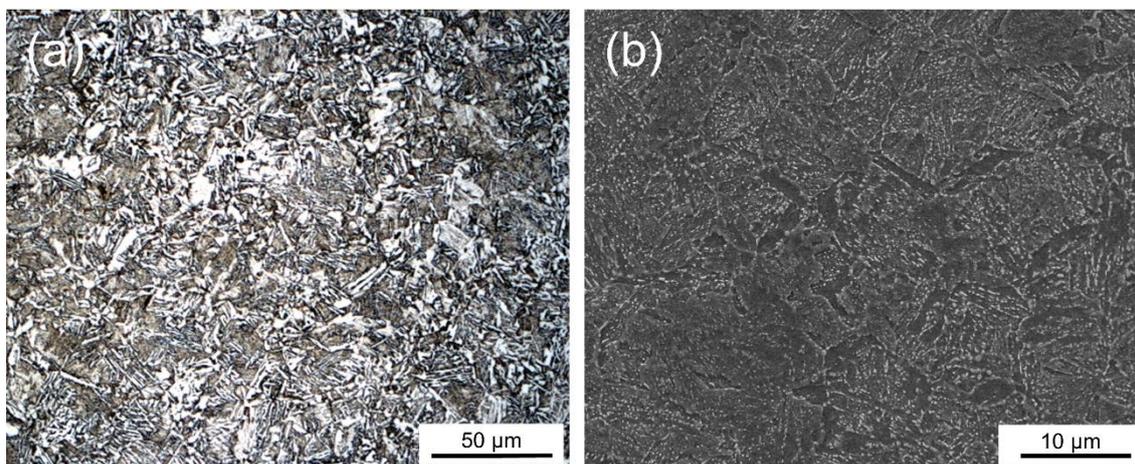


Figura 24 – Micrografia (a) ótica e (b) eletrônica de varredura do metal de base em estado de tratamento térmico como temperado e revenido.

Pode-se observar que o metal de base apresenta uma microestrutura composta por bainita (microconstituente de morfologia lamelar na cor branca, Figura 24a) e martensita revenida (microestrutura em alto relevo com precipitação de carbonetos, Figura 24b), assim como observado por KUMAR *et al.* [105]. A presença de martensita e bainita na microestrutura do metal de base ocorre devido à exposição do material a elevadas temperaturas (superior a A_3) seguido de um rápido resfriamento (têmpera) que não permitiu que ocorresse uma difusão de longo alcance durante as transformações de fase (microestruturas de origem displacivas [29],[30]). A presença de carbonetos (Figura 24b) na matriz ocorreu devido ao tratamento térmico de revenido, que permitiu que os elementos de liga, que se encontravam anteriormente em solução sólida supersaturada, se precipitassem na martensita. As propriedades mecânicas do metal de base de acordo com o fornecedor estão dispostas na Tabela 7.

Tabela 7 – Propriedades mecânicas do metal de base no estado como recebido

Resistência à tração	Limite de escoamento	Redução de área	Alongamento	Energia absorvida (-30 °C)	Microdureza
[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[J]	[HV1]
969,0	827,0	62,2	20,8	60,0	311,0

4.2. Validação da simulação

A calibração da fonte de calor foi realizada a partir da combinação de dois métodos. O primeiro consiste na comparação entre a macrografia da solda e um mapa de temperatura da seção transversal da solda simulada mostrando a zona fundida (ZF) (Figura 25). O segundo método consiste na comparação entre ciclo térmico simulado com os dados coletados pelo termopar posicionado a 25 mm do chanfro durante o processo de soldagem (Figura 26). Ambos os procedimentos supracitados foram adotados por BATE *et al.* [106] para validação de simulação realizada no software SYSWELD®. Foi calculado uma precisão de 97,5% entre a temperatura máxima simulada e a mensurada pelo termopar (Figura 26). A partir da boa correlação observada entre o resultado experimental e o simulado, validou-se o presente modelo.

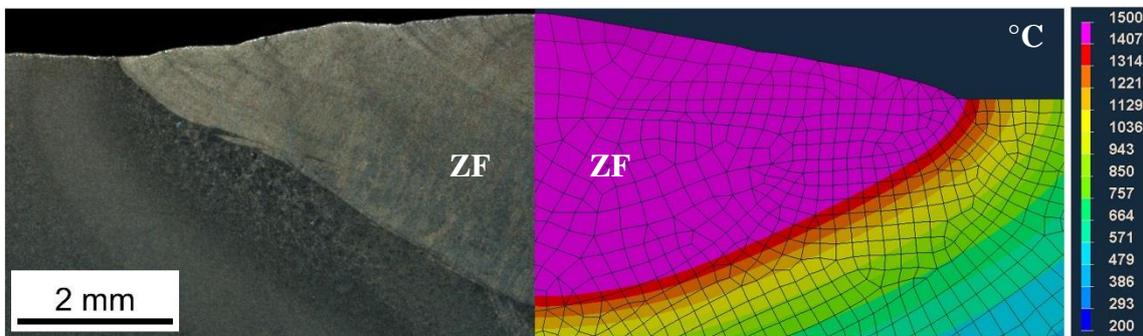


Figura 25 – Seção transversal da junta soldada e da junta simulada.

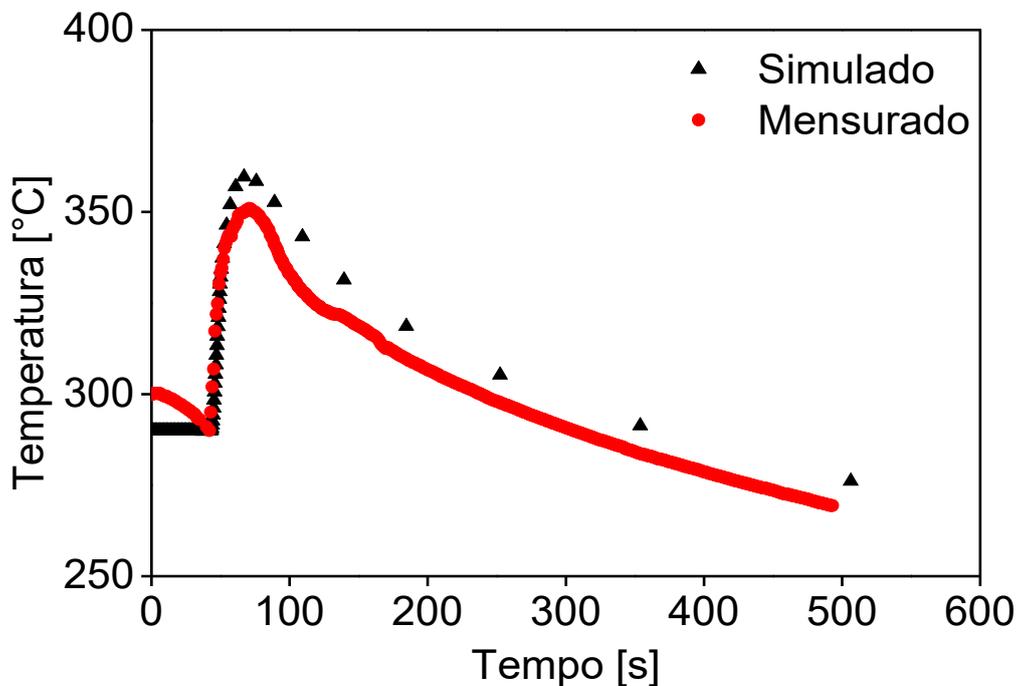


Figura 26 – Comparação entre o ciclo térmico simulado e o medido pelo termopar.

Após validar a simulação, foram realizadas quatro simulações da soldagem do passe de acabamento (último passe) considerando a temperatura interpasse 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C. Os mapas de temperatura da seção transversal da junta simulada de cada uma das quatro condições estão disponíveis na Figura 27. A partir de cada condição simulada, foi extraído um ciclo térmico representativo da ZTAGG (1350 °C). Os ciclos térmicos extraídos de cada condição estão disponíveis na Figura 28. Os nós em que foram retirados os ciclos térmicos de cada condição estão indicados por marcadores na cor branca (Figura 27). Estes ciclos térmicos foram posteriormente reproduzidos em corpos de prova no simulador termomecânico Gleeble®.

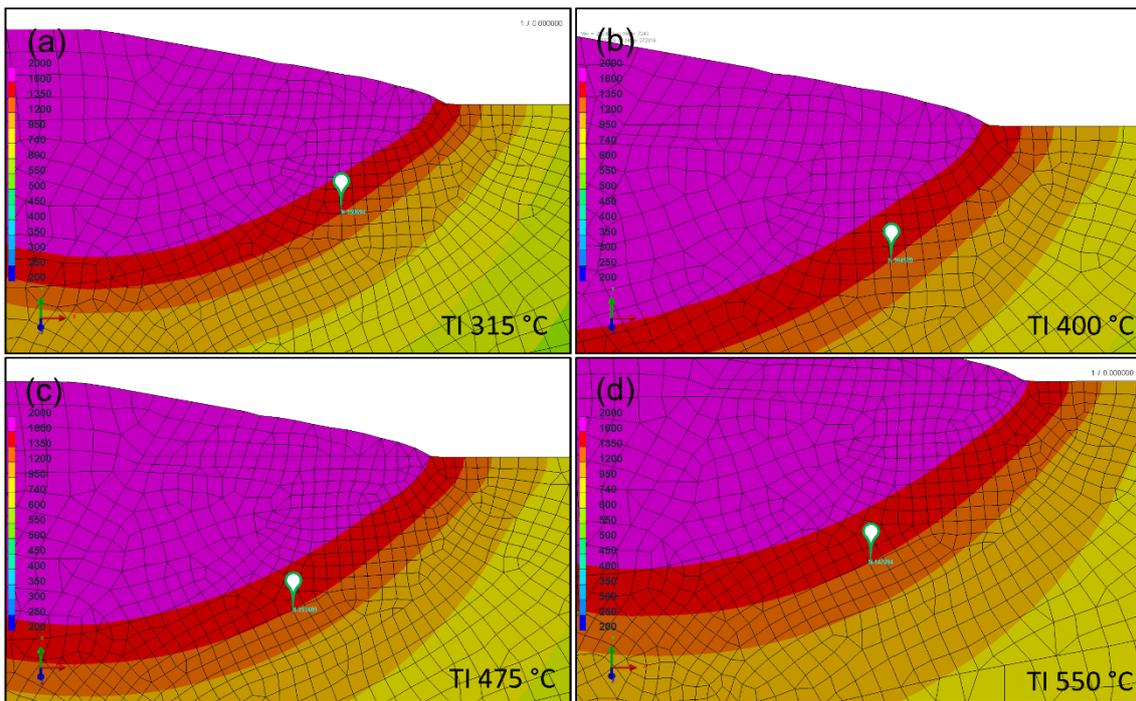


Figura 27 – Seção transversal da junta simulada da condição TI (a) 315 °C, (b) 400 °C, (c) 475 °C e (d) 550 °C.

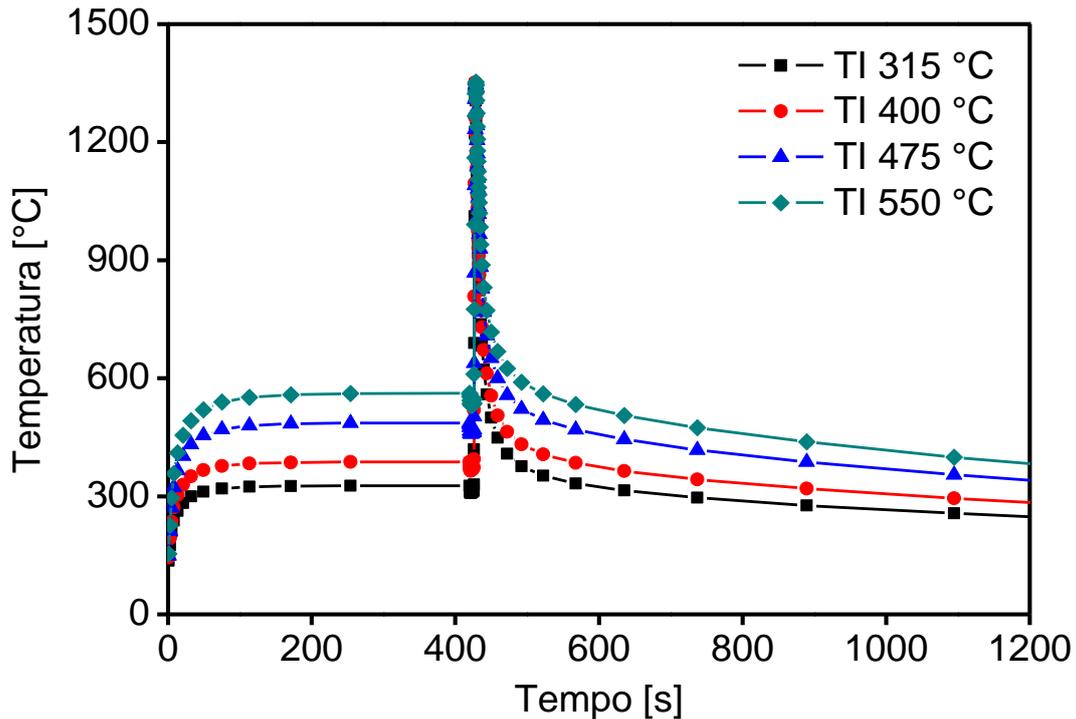


Figura 28 – Ciclos térmicos da ZTAGG simulada nas condições TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C.

4.3. Intervalo de resfriamento crítico

O tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C ($t_{8/5}$) é o mais crítico para a ZTA [62], pois é neste em que ocorrem as principais transformações de fase para aços ARBL. De forma a avaliar cada uma das condições, foi calculado a $t_{8/5}$ baseado nos ciclos térmicos simulados (Figura 28). Após a determinação deste último, foi calculado a taxa de resfriamento $\frac{\partial T}{\partial t}$ em todas as condições. Os valores de $t_{8/5}$ e $\frac{\partial T}{\partial t}$ estão relacionados na Figura 29.

Pode-se observar na Figura 29 que em altas temperaturas $\frac{\partial T}{\partial t}$ é superior para TI menores, o que é explicado devido ao maior gradiente de temperatura entre a TI e a temperatura de pico (1350 °C). Neste mesmo sentido, com a diminuição da temperatura máxima devido à sequência do resfriamento, este gradiente térmico diminui levando uma redução de $\frac{\partial T}{\partial t}$, que em baixas temperaturas (menor que 450 °C) se tornou aproximadamente iguais em todas as TIs. Ainda, os valores de $t_{8/5}$ corroboram com a análise supracitada, uma vez que o $t_{8/5}$ é superior em taxas de resfriamento menores.

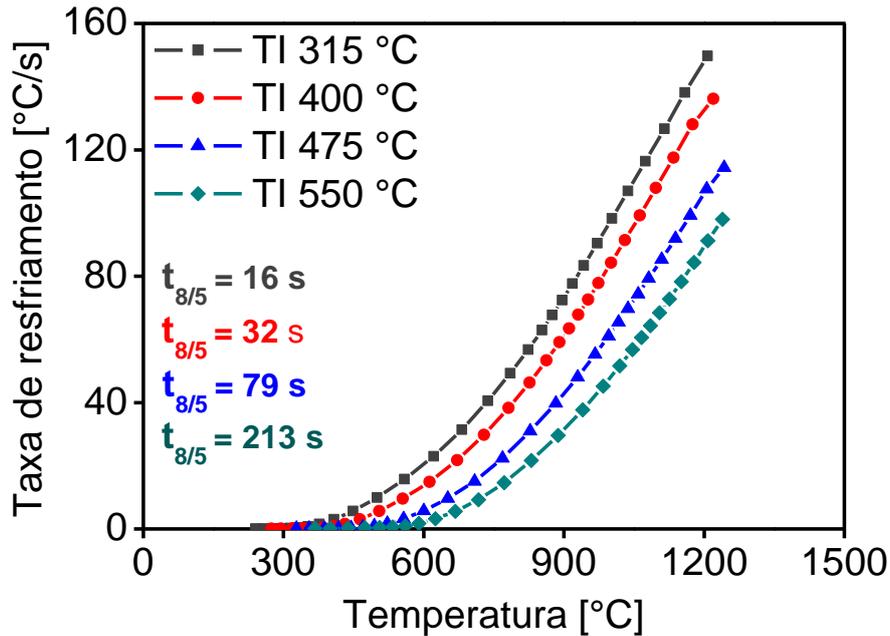


Figura 29 – Taxa de resfriamento e $t_{8/5}$ das condições TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C.

4.4. Previsão da formação de fases

Uma alternativa para prever o comportamento microestrutural para cada condição testada neste estudo (TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C) consiste em correlacionar os ciclos térmicos relativos à ZTAGG, obtidos através da simulação numérica (SYSWELD[®], Figura 28), com o diagrama de resfriamento contínuo do aço AISI 4130 obtido a partir de simulação termodinâmica no software JMatPro[®] (simulação baseada na composição química, Tabela 4). Neste sentido, foi realizada a simulação do TRC no software JMatPro[®] e a correlação entre as simulações numéricas e a termodinâmica está disponível na Figura 30. Pode-se observar que para as condições de TI 315 °C e 400 °C ($t_{8/5} \leq 32$ s) é esperado que a microestrutura seja composta por martensita (M) e bainita (B). Para as condições com menor taxa de resfriamento TI 475 e 550 °C ($t_{8/5} \geq 79$ s), a expectativa é que as microestruturas sejam compostas por bainita e ferrita (F).

Uma das principais consequências do aumento das TI é a queda de tenacidade da ZTA [5],[107],[108],[63]. WANG e LIU [109] observaram que a tenacidade de aços ARBL é sensível à taxa de resfriamento ($t_{8/5}$). KEEHAN *et al.* [110] estudaram a influência do $t_{8/5}$ na microestrutura de junta soldada de aço de alta resistência. Os autores relatam que para altos $t_{8/5}$ ocorreram a formação de bainita inferior e superior grosseira de baixa tenacidade; baixos $t_{8/5}$ resultaram em uma microestrutura composta de martensita e bainita inferior com alta tenacidade. Desta forma, baseando-se nos resultados da

Figura 30 e nos trabalhos supracitados ([5],[63],[107],[108],[109]) é esperado que após o TTAT, a ZTAGG para TI 315 °C e 400 °C (baixos $t_{8/5}$) apresentem maior tenacidade do que TI 475 °C e 550 °C (altos $t_{8/5}$).

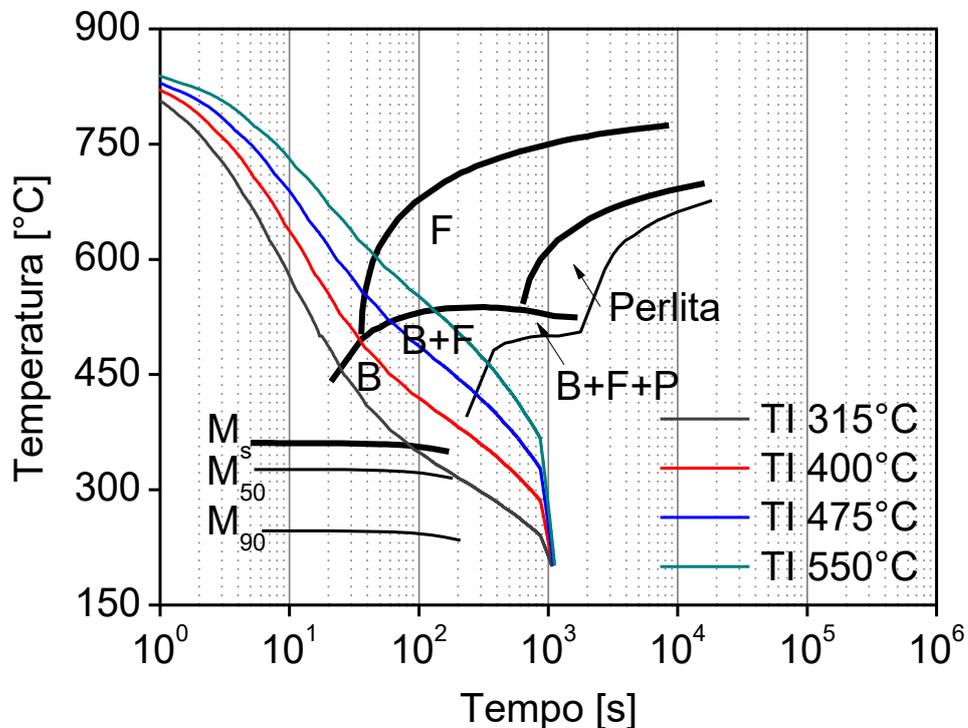


Figura 30 – TRC (JMatPro[®]) com o ciclo resfriamento das condições TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 500 °C (SYSWELD[®]).

Embora a correlação feita entre as simulações (Figura 30) se mostre uma ferramenta prática para prever o efeito de ciclos térmicos no comportamento microestrutural, ressalta-se que a mesma somente se tornará válida caso as microestruturas previstas para formação em cada condição forem, de fato, observadas após a reprodução destes ciclos térmicos em corpos de prova (Gleeble[®]).

4.5. Análise microestrutural

4.5.1. Condição como soldado

Após a reprodução dos ciclos térmicos da ZTAGG no simulador termomecânico Gleeble[®], os corpos de prova foram caracterizados utilizando microscopia ótica e eletrônica de varredura. As micrografias estão disponíveis na Figura 31.

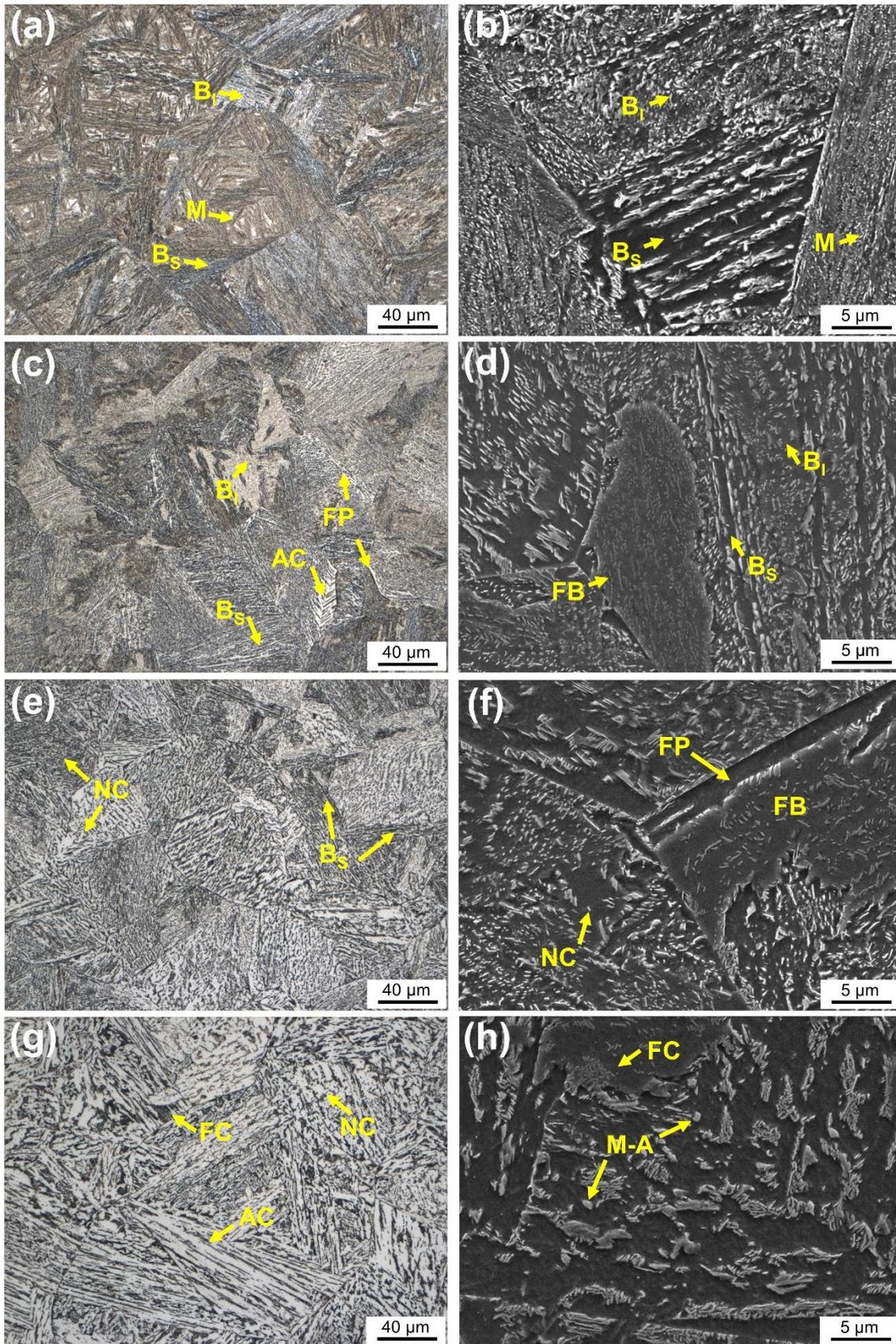


Figura 31 – MO das condições de TI (a) 315 °C, (c) 400 °C, (e) 475 °C, (g) 550 °C e MEV (b) 315 °C, (d) 400 °C, (f) 475 °C e (h) 550 °C na condição como soldado.

Pode-se observar nas Figuras 31a e 31b que a microestrutura de TI 315 °C era composta majoritariamente por bainita (inferior – B_I e superior – B_S) e martensita (M). A formação destes constituintes era esperada, uma vez que esta condição teve maior $\frac{\partial T}{\partial t}$ ($t_{8/5} = 16$ s). Na condição TI 400 °C (Figura 31c) foram observadas as formações dos constituintes: B_S, B_I, ferrita com carbonetos alinhados (AC), ferrita proeutetoide (FP) e ferrita bainítica (FB, Figura 31d). Segundo HONEYCOMBE e PICKERING [111], em aços carbono baixa liga com elementos formadores de carbonetos (*e.g.*, AISI 4130), o crescimento da ferrita é restringido pela necessidade dos elementos de liga particionar por difusão (diferença de solubilidade entre a austenita e ferrita). Como resultado os carbonetos precipitam nos contornos de grão da austenita prévia formando BF. A formação de BF em aços Cr-Mo também foi observada por MIRAK e AHMADABADI [24].

As Figuras 31e e 31f apresentam as micrografias da condição TI 475 °C. Pode-se observar a formação majoritária de ferrita com carbonetos não alinhados (NC), sendo possível observar também B_S adjacentes a contornos de grão, FP e FB. As Figuras 31g e 31h mostram que a microestrutura de TI 550 °C é formada predominantemente por NC e AC, também sendo possível notar a presença de agregados de ferrita-carbonetos (FC) e constituintes M-A. Segundo MARTINO e THEWLIS [112], FC consiste em uma matriz ferrítica com fina dispersão de carbonetos, em que a morfologia deste último pode se apresentar na forma clássica de perlita, como partículas esféricas ou na forma de fibras curtas, estendidas, ramificadas ou densamente interconectadas dependendo da composição química, tratamento térmico e a temperatura de transformação do aço. O constituinte M-A consiste em uma mistura de martensita e austenita retida que se forma a partir da austenita enriquecida em carbono [113]. Os termos NC, AC, FP e FC foram utilizados neste trabalho conforme citado pelo Instituto de Soldagem (TWI, acrônimo em inglês para *The Welding Institute*) [114]. Os resultados acima são congruentes com [6],[54],[71],[24],[112],[115] que observaram a presença de M, B, FB, FP, FC e M-A em aços HSLA.

Para as condições TI 315 °C e 400 °C, a correlação feita entre os ciclos térmicos simulados com o diagrama TRC (Figura 30) previu de forma correta a formação dos constituintes martensita e bainita. Por outro lado, para a condição TI 400 °C não foi previsto a formação da ferrita (AC e FP). Para as condições de maior temperatura

interpasse (TI 475 e 550 °C), os constituintes previstos foram observados, com exceção da perlita (FC segundo nomenclatura para constituintes da ZTA [114]) para TI 550 °C.

O software JMatPro[®] calcula as temperaturas de transformações da austenita em ferrita, bainita ou perlita em aços ARBL a partir do modelo de KIRKALDY [116]. Este apresenta boa precisão para a determinação da temperatura de início de formação da ferrita para aços baixa liga, porém devido a presença de elementos formadores de carbonetos (*e.g.*, Cr, Mo e W) o coeficiente de difusão é recalculado considerando o efeito *drag*, retardando o início da transformação da austenita em ferrita ($\gamma \rightarrow \alpha$). Além do mais, NA *et al.* [117] relatam que Cr e o Mo retardam a formação da ferrita, e que o Mo apresenta o maior efeito retardante, pois se torna segregado nos contornos de grãos da austenita prévia, suprimindo a formação da ferrita. No entanto, ANDRÉS *et al.* [118],[119] em análise de dilatométrica, observaram que o Mo acelera a cinética de transformação da ferrita para aços ARBL; o TRC experimental do aço AISI 4130 de acordo com a sociedade americana de materiais [120] (ASM, acrônimo em inglês para *American Society Materials*) mostra que a formação de bainita é sempre acompanhada pela formação de ferrita. Desta forma, há divergências no que diz respeito ao efeito do Cr e Mo no tempo de início de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Apesar disso, os trabalhos de ANDRÉS *et al.* [118],[119] e o TRC experimental de acordo com ASM [120] corroboram a presença de ferrita (NC, AC, FP) para TI 400 °C, 475 °C e 550 °C.

O diagrama TRC do aço AISI 4130 simulado (JMatPro[®], Figura 30) apresentou tempos de início de formação da ferrita maiores, justificando a não previsão de ferrita para as condições de menor $t_{8/5}$ (TI 315 °C e TI 400 °C). Para avaliar o quanto a simulação termodinâmica distanciou na previsão das temperaturas de início de formação dos microconstituintes, foram reproduzidos os ciclos térmicos da ZTAGG (Figura 28) em corpos de prova de dilatométrica utilizando a simulação termomecânica Gleeble[®]. A Figura 32 mostra a dilatação em função da temperatura das condições TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C. As Figuras 33, 34, 35 e 36 mostram a determinação das temperaturas de início de formação dos constituintes utilizando o método da tangente das condições TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C respectivamente. A Tabela 8 relaciona as temperaturas de início de formação da ferrita (T_F), bainita (T_B), perlita (T_P) e martensita (T_M) simuladas (Figura 30) e aquelas obtidas a partir da dilatométrica (Figura 33, 34, 35 e 36). As temperaturas T_F , T_B e T_M ditas como previstas (JMatPro[®]) na Tabela 8 foram consideradas como o ponto de interseção entre a curva de resfriamento e o início de

formação de determinada fase do diagramam TRC (Figura 30). A temperatura de $356,70\text{ }^{\circ}\text{C}^*$ (Tabela 8), T_M da condição TI $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ simulada, foi estimada a partir da projeção de M_S simulada para tempos maiores no TRC (Figura 30).

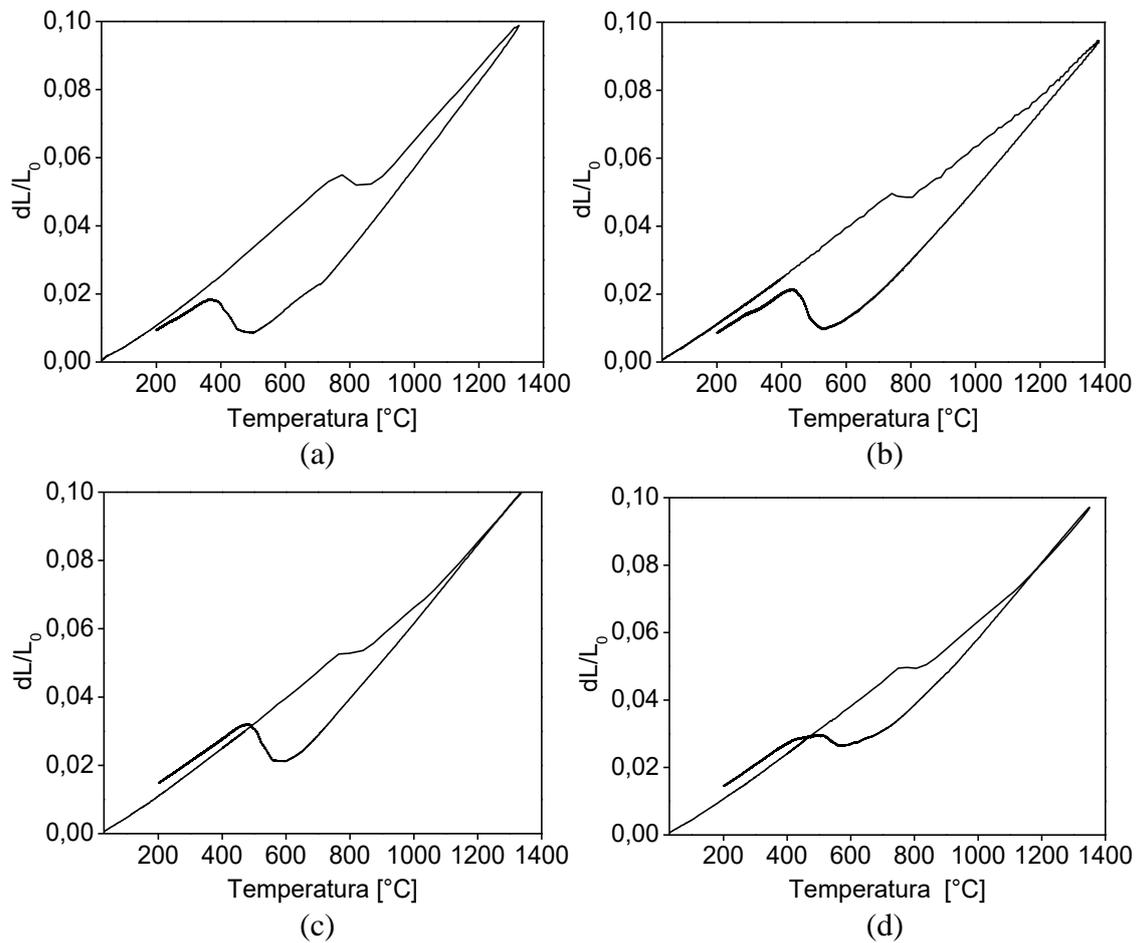


Figura 32 – Dilatação em função da temperatura das condições TI (a) $315\text{ }^{\circ}\text{C}$, (b) $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, (c) $475\text{ }^{\circ}\text{C}$ e (d) $550\text{ }^{\circ}\text{C}$.

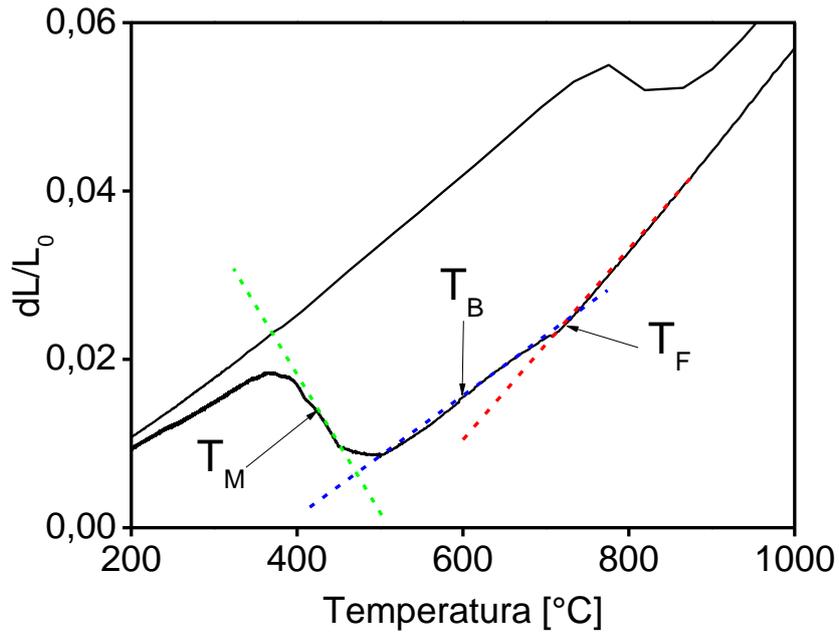


Figura 33 – Determinação das temperaturas de transformação dos constituintes da condição TI 315 °C pelo método da tangente.

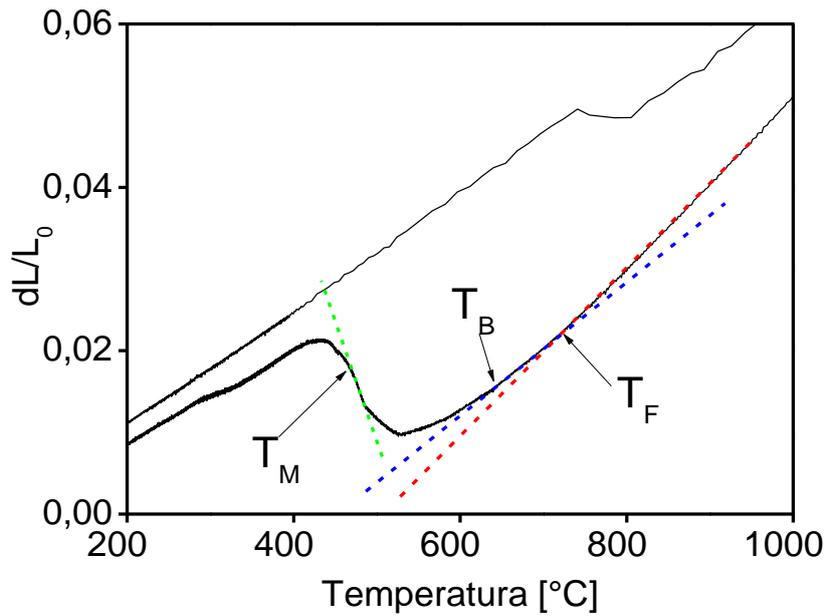


Figura 34 – Determinação das temperaturas de transformação dos constituintes da condição TI 400 °C pelo método da tangente.

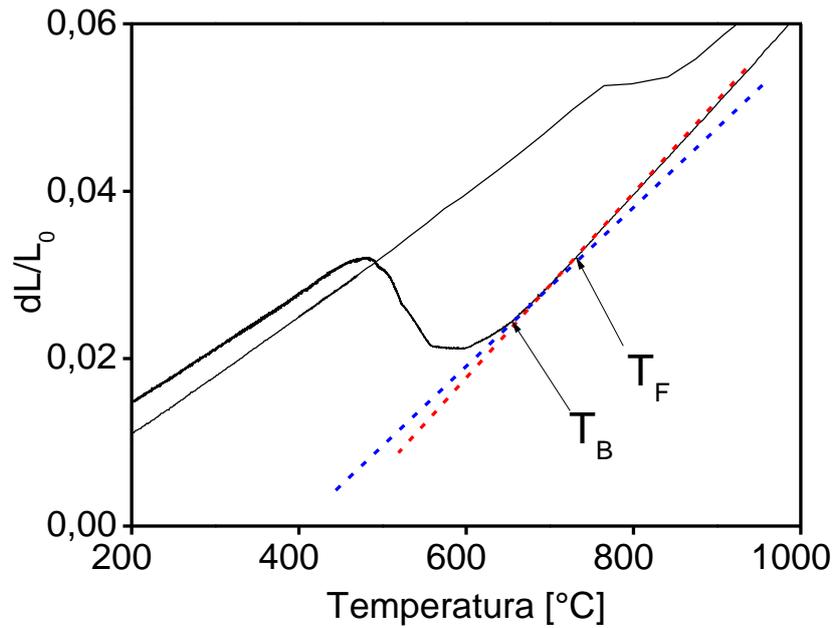


Figura 35 – Determinação das temperaturas de transformação dos constituintes da condição TI 475 °C pelo método da tangente.

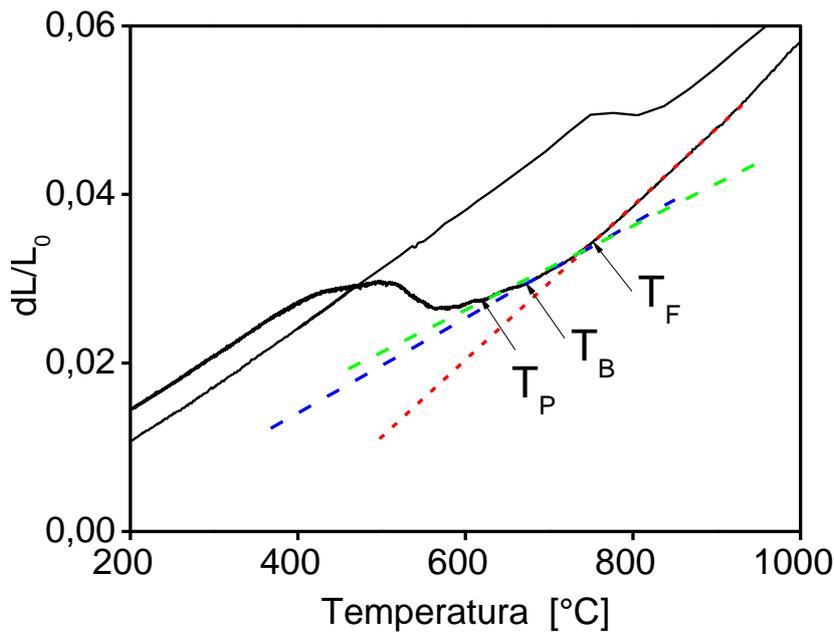


Figura 36 – Determinação das temperaturas de transformação dos constituintes da condição TI 500 °C pelo método da tangente.

Tabela 8 – Temperaturas de início de transformação da ferrita (T_F), perlita (T_P), bainita (T_B) e martensita (T_M) simuladas e experimentais [°C]

TI	T_F		T_B		T_P	T_P Dilatometria	T_M	
	JMatPro	Dilatometria	JMatPro	Dilatometria	JMatPro		JMatPro	Dilatometria
315	-	718	457	594	-	-	357	422
400	-	723	494	640	-	-	357*	470
475	555	731	519	655	-	-	-	-
500	605	752	534	670	-	594	-	-

Assim como pode-se observar na Tabela 8 e na Figura 37, as temperaturas T_F , T_B , T_P e T_M reais (obtidas a partir da dilatométrica) ocorreram em temperaturas maiores e em tempos menores do que aquelas obtidas a partir da simulação termodinâmica. Logo, o TRC real do aço AISI 4130 deste estudo apresenta as regiões de início de transformação de fase em tempos menores e em temperaturas mais elevadas, o que converge com o diagrama de PHILIP [21], ASM [120] e com os resultados de ANDRÉS *et al.* [118],[119].

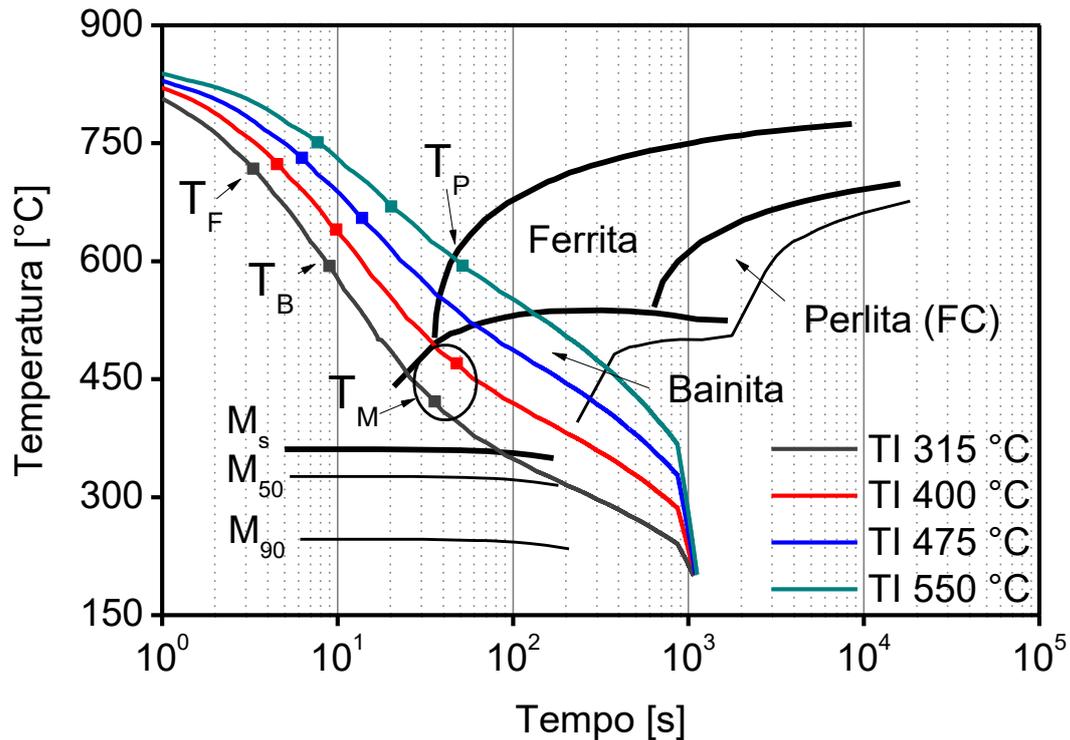


Figura 37 – Diagrama TRC simulado (JMatPro®), ciclos térmicos de resfriamento (SYSWELD®) e temperaturas de transformação obtidas a partir da dilatométrica.

4.5.2. Condição após TTAT

Após a realização da reprodução dos ciclos térmicos na Gleeble®, os corpos de prova foram tratados termicamente a 655°C por 120 minutos. As micrografias das condições TI 315 °C, TI 400 °C, TI 475 °C e TI 550 °C TTAT estão disponíveis na Figura 38.

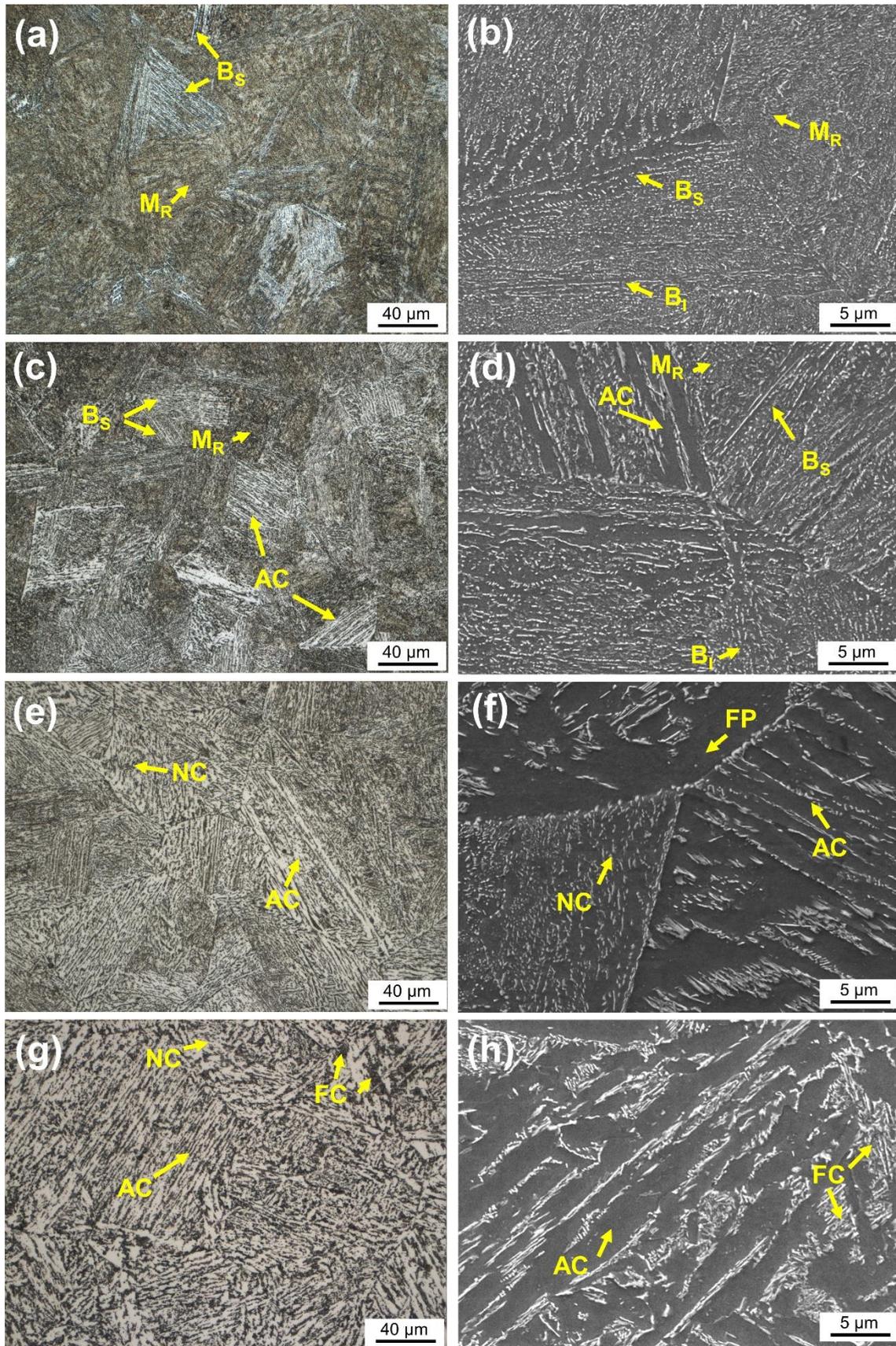


Figura 38 – MO das condições de TI (a) 315 °C, (c) 400 °C, (e) 475 °C, (g) 550 °C e MEV (b) 315 °C, (d) 400 °C, (f) 475 °C e (h) 550 °C na condição após TTAT.

As Figuras 38a - 38b e 38c - 38d apresentam as micrografias do material na condição TI 315 °C e TI 400 °C TTAT respectivamente. Nota-se que a microestrutura destas condições é composta por martensita revenida (M_R), B_I , B_S e AC (este somente para TI 400 °C). O estado revenido da martensita é resultante da precipitação de elementos de liga que se encontravam anteriormente em solução sólida supersaturada. Em outras palavras, devido a maior taxa de resfriamento desta condição, não houve condições termodinamicamente favoráveis para que, durante o resfriamento, parte dos elementos de liga que estavam em solução sólida na austenita se precipitassem em forma de carbonetos. Assim, a realização do TTAT (655 °C por 2 h) proporcionou condições cinéticas necessárias para que ocorresse a precipitação destes elementos de liga (*i.e.*, o TTAT atuou promovendo o revenido da martensita). Para as condições TI 475 °C TTAT (Figura 38c e 38d) e TI 550 °C TTAT (Figura 38g 38h), os constituintes ferrita (NC, AC e FP) e FC (este somente para TI 550 °C) foram identificados. Dessa forma, nota-se que em todas as condições não foi possível identificar alteração microestrutural significativa comparando com a condição como soldado. Este comportamento ocorreu devido à temperatura do TTAT ser inferior à de transformação dos aços ARBL (A_1), *i.e.*, o TTAT não promoveu austenitização.

Com o objetivo de identificar os tipos de carbonetos precipitados (região de tonalidade escura (preta) nas micrografias do MO e tonalidade clara (branco) nas micrografias do MEV na Figura 38), foram realizadas varreduras utilizando EBSD nas amostras das quatro condições estudadas após TTAT, Figura 39. Na Figura 39a e 39b (TI 315 °C e 400 °C, respectivamente) pode-se observar que os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ se precipitaram preferencialmente no interior das ripas de martensita (M_R). Em todas as condições observou-se grãos com intensa precipitação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ em seu interior, indicando a presença de FC como observado nas Figuras 31 e 38. Nas Figuras 39c e 39d notou-se também a presença de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ entre algumas ripas de bainita. Embora em menor teor, foi identificado também a presença de carbonetos do tipo M_7C_3 . Estes por sua vez, se precipitaram preferencialmente nos contornos de grão. A baixa quantidade de M_7C_3 identificada nas análises vai de encontro com os resultados de BHADESHIA e HONEYCOMBE [36], pois de acordo com os autores, o coalescimento dos carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ tendem a ocorrer quando os carbonetos do tipo M_7C_3 encontram-se dissolvidos na matriz do aço. A identificação de carbonetos do

tipo $M_{23}C_6$ e M_7C_3 em aços Cr-Mo baixa liga também converge com os resultados de [35],[53],[121] e [122].

Nota-se que embora foi observado uma grande precipitação de carbonetos na ferrita (correspondentes a NC e AC) das condições TI 475 °C e TI 550 °C (Figuras 38f e 38h), estes carbonetos não foram identificados na análise da Figura 39c e 39d. Como o objetivo da análise consistia em identificar carbonetos ricos em Cr ($M_{23}C_6$, M_7C_3) e Mo (M_2C), a análise não procurou carbonetos ricos em Fe (M_3C), logo as regiões correspondentes a estes carbonetos foi indexada como Fe (CCC).

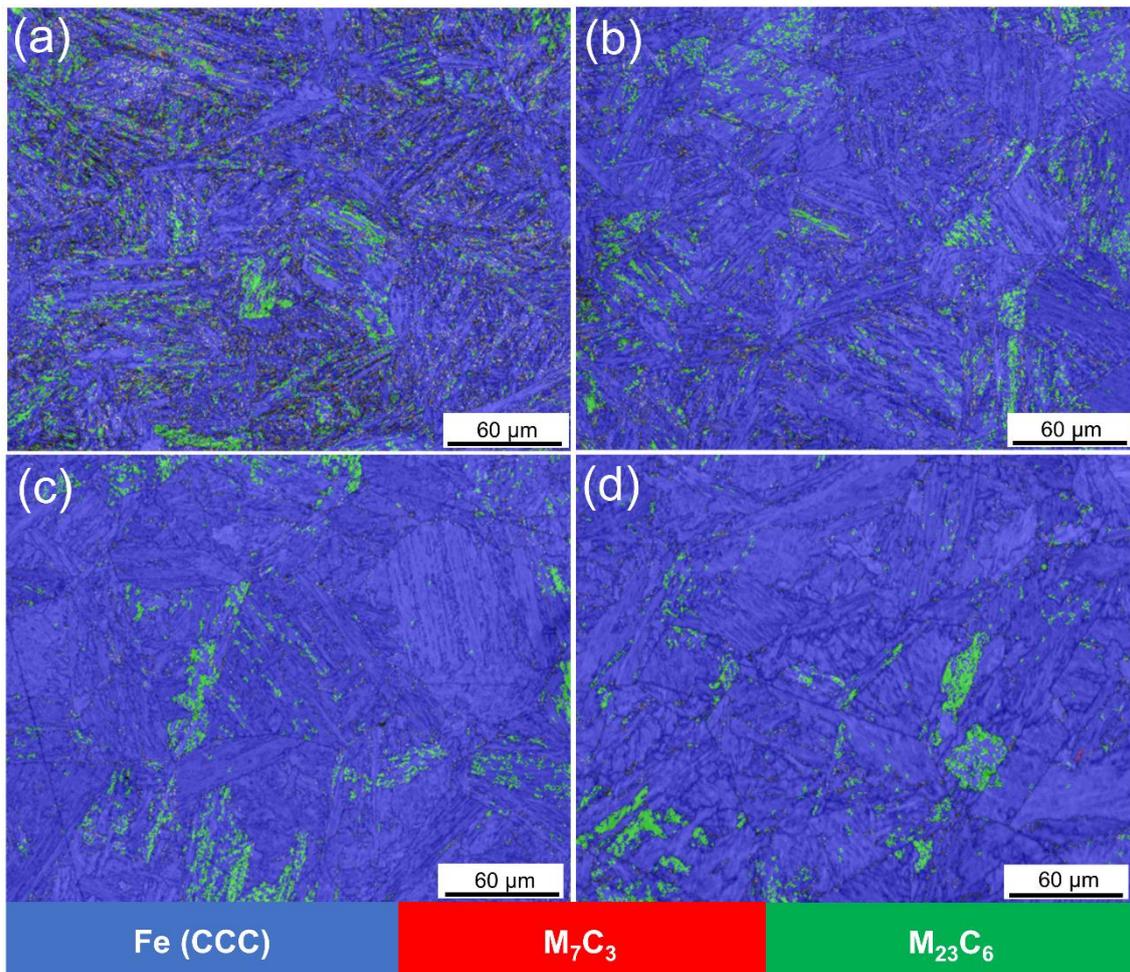


Figura 39 – Mapa de fases (EBSD) para as condições (a) 315 °C, (c) 400 °C, (e) 475 °C, (g) 550 °C após TTAT.

4.6. Análises por difração de elétrons retroespalhados

A Figura 40 mostra o mapa de orientações cristalográficas para as condições TI 350 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C TTAT. Assim como observado na Figura 38, a microestrutura para a condição de menor $t_{8/5}$ é refinada com morfologia de ripas, característica de martensita. Além disso, foi possível observar bainita (B_s e B_I) devido a

presença de blocos de mesma orientação cristalográfica no interior da austenita prévia [123]. Para maiores TIs, a microestrutura resultante foi mais grosseira, onde o grão de austenita prévia se transformou em constituintes de origem reconstitutiva com orientações cristalográficas próximas, característico da presença de ferrita [124], assim como indicado pela Figura 38, onde observou-se AC, NC e FP. Além disso, vale ressaltar que não foi constatado orientação cristalográfica preferencial nas amostras, apesar do fluxo de calor durante a simulação térmica da ZTAGG ser orientado (extração de calor feita no sentido de maior comprimento da amostra).

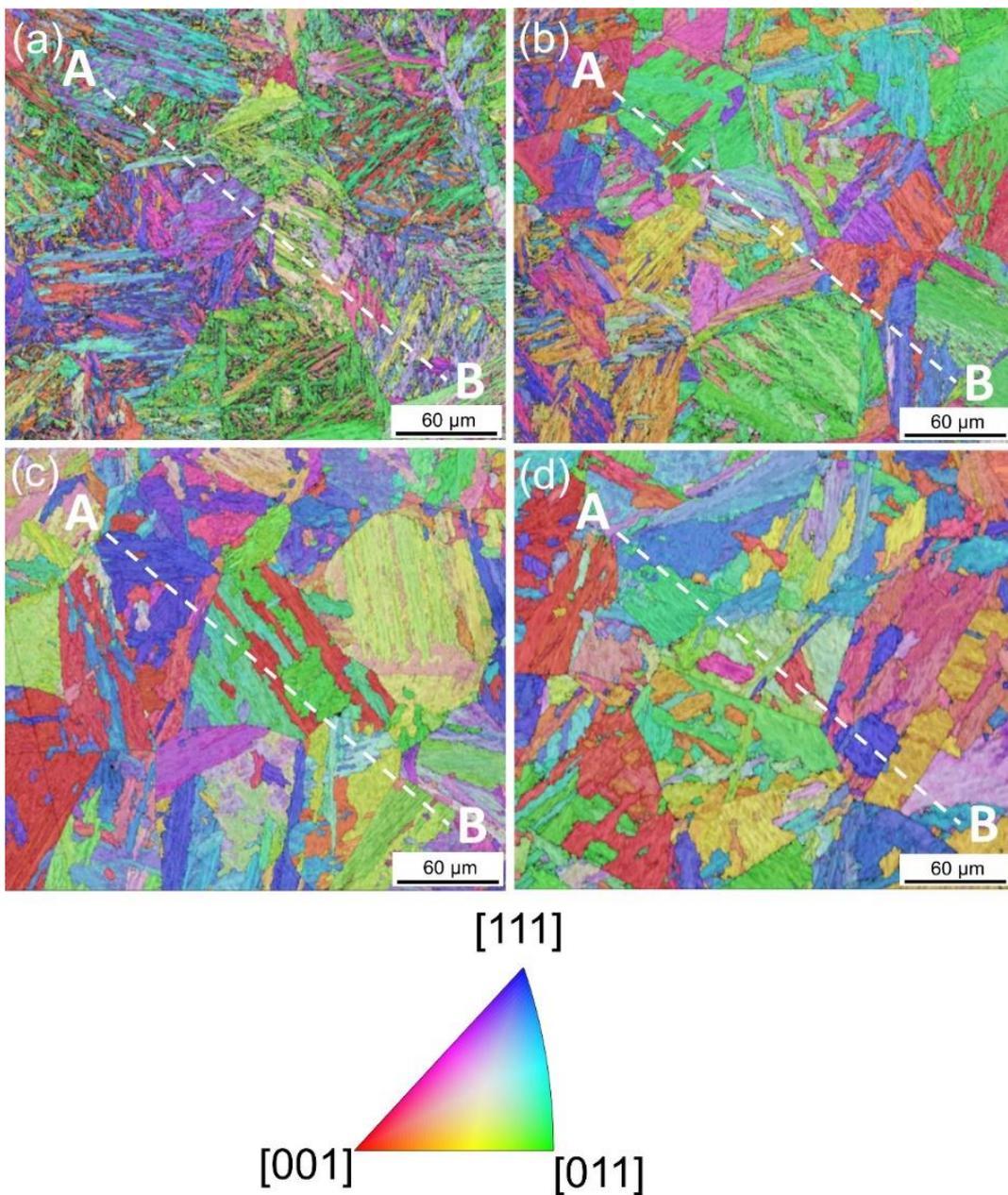


Figura 40 – Mapa de orientação (EBSD) para as condições TI 315 °C, TI 400 °C, TI 475 °C e TI 550 °C TTAT.

O KANM (acrônimo em inglês para *kernel average neighbor misorientation*) representa a desorientação média entre pontos vizinhos no interior de um grão [125], sendo proporcional a densidade de discordâncias geometricamente necessárias (DGN) [126]. Os mapas de distribuição de desorientações locais são usados para avaliar o gradiente de deformação local. Estes mapas são uma forma eficiente de localizar áreas com concentração de tensão para um intervalo de desorientação entre 0° e 5° [127]. As desorientações maiores que 5° não são levadas em consideração pois podem ocorrer devido ao desenvolvimento de contornos de baixo ângulo. Na Figura 41 se encontram disponíveis as micrografias MEV em modo de elétrons retroespalhados e os correspondentes mapas de distribuição de desorientações locais. Pode-se observar na Figura 41 que a maior concentração de tensão está associada aos contornos de grão, o que é explicado pela maior densidade de discordâncias que apresenta esta região. No intuito de elucidar especificamente a diferença de deformação no interior dos grãos para as quatro TIs, uma análise quantitativa da desorientação local foi realizada, Figura 42.

As transformações de fase displacivas possuem uma deformação intrínseca, assim os constituintes oriundos dessas transformações (martensita e bainita [30]) tendem a apresentar maior deformação intragranular. Desta forma, já era esperada que as condições TI 315°C e 400°C apresentassem maiores frequências de desorientação local (θ_L) para maiores ângulos ($\theta > 1,3^\circ$, Figura 42). Isso também ocorre pois maiores taxas de resfriamento dão origem a maiores deformações e defeitos na rede cristalina [128].

De acordo com FURUHARA *et al.* [129], elevadas temperaturas de transformação reduzem a força motriz para formação da bainita, para estes casos a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ não apresenta todos os 24 variantes (formas de acomodação dos planos cristalinos durante transformações displacivas; relação de orientações de Kurdjumov-Sachs [29]), o que reduz a auto acomodação das deformações. Embora TI 315°C e 400°C apresentem microestrutura composta por martensita e bainita, a bainita da condição TI 400°C foi formada a temperaturas maiores (devido à menor taxa de resfriamento desta condição), apresentando assim uma maior deformação no interior do grão (*i.e.*, maior θ_L) quando comparado a TI 315°C .

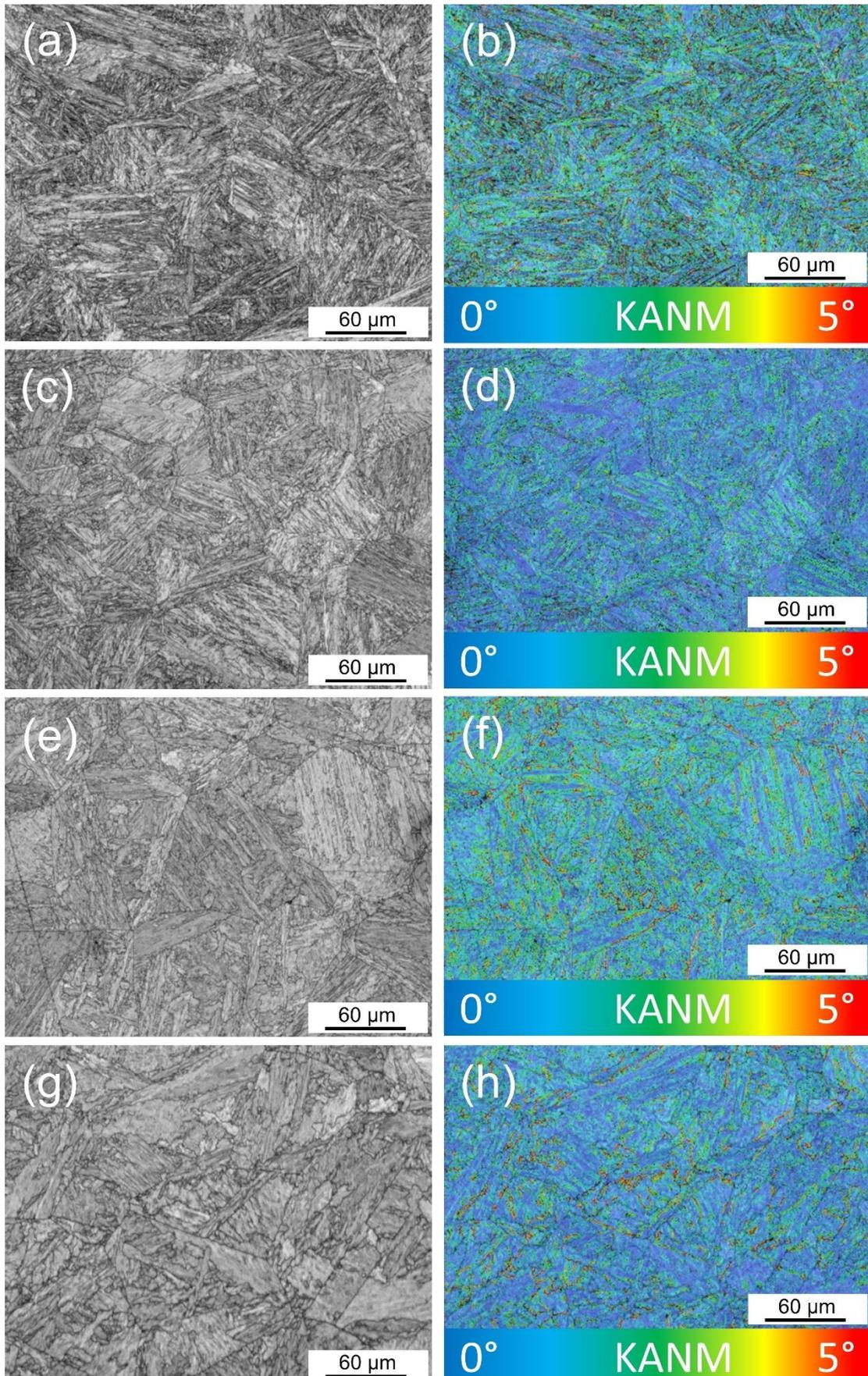


Figura 41 – Micrografias MEV e respectivos mapas de distribuição de desorientações locais.

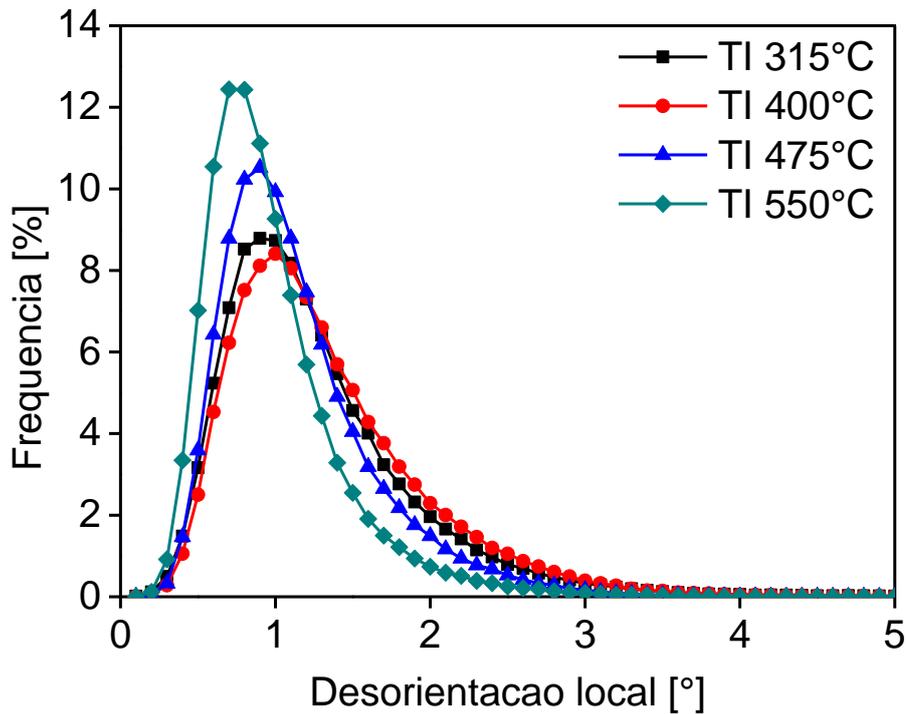


Figura 42 – Distribuição KANM para as condições TI 315 °C, TI 400 °C, TI 475 °C e TI 550 °C TTAT.

As condições de maior tempo de resfriamento ($t_{8/5}$) apresentaram uma maior frequência de desorientação de baixo ângulo ($0^\circ < \theta < 1,3^\circ$), resultado esperado devido à origem reconstitutiva dos constituintes (AC, NC, FP e FC) observados para TI 475 °C e TI 550 °C TTAT. Assim, é esperado uma maior densidade de DGN para as menores TIs (maior taxa de resfriamento) e conseqüentemente uma maior ação do endurecimento por deformação [130]. Comportamento semelhante foi observado por ABDULSTAAR *et al.* [131], que mostraram que o KANM varia entre as regiões da ZTA, *i.e.*, depende da taxa de resfriamento e dos constituintes formados.

De acordo com BARMAN *et al.* [132], a conectividade dos contornos de grãos é crucial no comportamento dos materiais, especialmente em fenômenos intergranulares (*e.g.*, fluência, difusão, propagação de trinca e corrosão). A distribuição característica dos contornos de grão (GBCD, acrônimo em inglês para *grain boundary character distribution*) tem sido tradicionalmente associada à distribuição de desorientações na rede cristalina nos contornos de grão [133], sendo definida como o comprimento do contorno de grão para uma dada desorientação. A GBCD (Figura 43) foi determinada a partir dos dados de EBSD (Figura 40). Neste trabalho, ângulos de desorientações ($\theta < 15^\circ$) foram considerados como contornos de grão de baixo ângulo (CGBA); $\theta \geq 15^\circ$, contornos de

grão de alto ângulo (CGAA). Pode-se observar que maiores ITs apresentam maiores frequências de CGBA, devido à presença cada vez mais predominante de ferrita (AC, NC, FP) e FC, Figura 38. Em $0 < \theta < 7,5$, a frequência da TI 400 °C se apresentou superior do que as outras condições. Este comportamento pode ter ocorrido devido a maior quantidade de B_s e ao maior grau de deformação local observado no diagrama KANM (Figura 42). As maiores frequências de CGAA para IT 315 °C e IT 400 °C se deve à auto acomodação que ocorre nas transformações displacivas (*e.g.*, pares de variantes V_1 e V_2 , V_1 e V_3 , e V_1 e V_4 [29]), assim, a maior quantidade de martensita na microestrutura confere uma maior frequência de CGAA. Além disso, segundo KITAHARA *et al.* [29], CGAA com $\theta = 60^\circ$ são caracterizados como contornos $\Sigma 3$ CSL (acrônimo em inglês para *coincidence site lattice*), os quais apresentam menor energia de contorno de grão e maior resistência a propagação de trincas intergranulares [134].

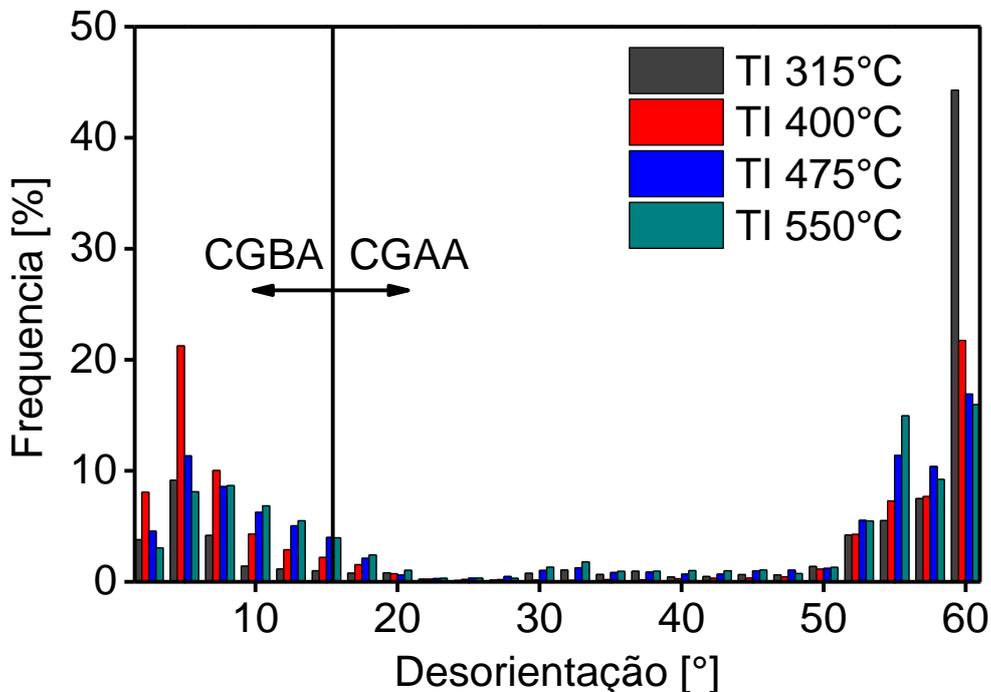


Figure 43 – Distribuição característica de contornos de grão de TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C TTAT.

Segundo LIPETZKY e KREHER [135], os CGAA defletem a fratura durante sua propagação. Dessa forma, a maior frequência de CGAA tende a dissipar mais energia da trinca, sendo assim esperado que TI 315 °C e 400 °C TTAT apresentem maior valor de tenacidade ao impacto. Contudo, não somente os CGAA influenciam na tenacidade, mas também o tamanho de grão efetivo, *i.e.*, o caminho livre de propagação de trinca sem deflexão. Desta forma, é esperado que materiais com menor tamanho de grão efetivo

possuem maior tenacidade [136],[137],[138],[139]. Por este motivo, foi realizado uma análise pontual em linha reta (ponto A até o ponto B, Figura 40) para avaliar o tamanho de grão efetivo, que foi definido como a distância entre dois pontos consecutivos com $\theta \geq 50^\circ$, assim como realizado por ZHOU *et al.* [128]. A análise de desorientação ponto a ponto a ponto das TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C TTAT se encontram disponíveis na Figura 44. Figura 45 expressa a influência da TI no tamanho de grão da austenita prévia e no tamanho de grão efetivo.

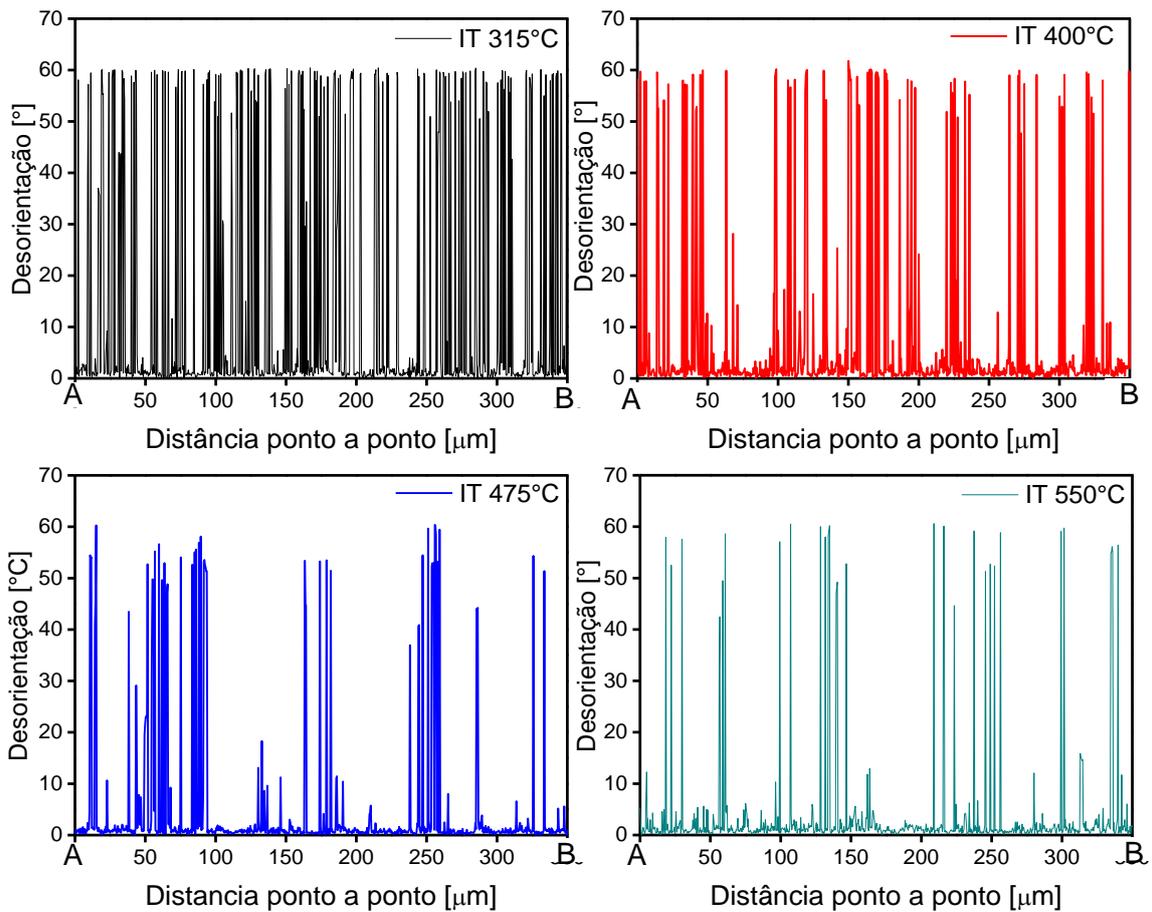


Figura 44 – Análise de desorientação ponto a ponto das TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C.

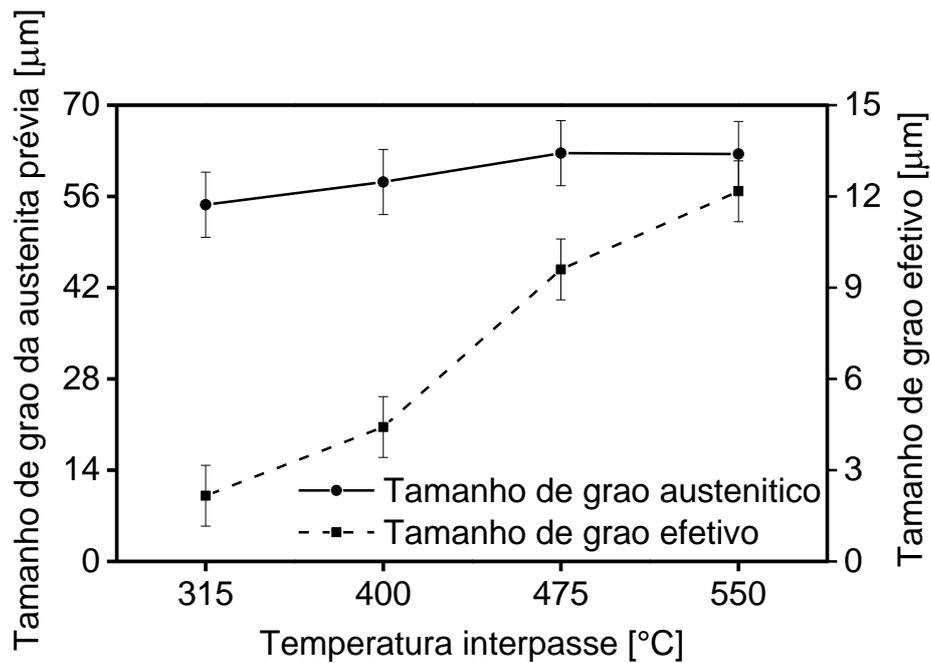


Figura 45 – Tamanho de grão da austenita prévia e tamanho de grão efetivo das TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C.

De acordo com a Figura 45, a TI apresentou baixa influência no tamanho de grão da austenita prévia devido ao baixo tempo de residência (3,73 s; 4,13 s; 5,29 s e 6,29 s para TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C, respectivamente) em altas temperaturas (entre 1350 e 950 °C). Por outro lado, o tamanho de grão efetivo foi fortemente influenciado para as TI ≥ 400 °C devido aos constituintes formados (AC, NC, FP e FC). Assim, é esperado que as condições de TI ≥ 400 °C tenham um maior caminho de propagação de trinca sem deflexão, *i.e.*, um menor consumo de energia durante a propagação da trinca. Desta forma, por mais que TI 400 °C tenha grande frequência de CGAA, seu tamanho de grão efetivo foi aproximadamente 104% maior que TI 315 °C, indicando menor consumo de energia necessário para a propagação da trinca.

4.7. Propriedades mecânicas

Para avaliar a influência das TI no comportamento mecânico da ZTAGG simulada, foram realizados ensaios de dureza e impacto Charpy-V nos corpos de prova após o TTAT.

4.7.1. Dureza

A Figura 46 mostra a microdureza das TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C TTAT. Pode-se observar que a TI 315 °C apresentou a maior dureza, o que é explicado devido à

visual predominância da microestrutura martensítica e bainítica (Figuras 31 e 38) produto do ciclo térmico de menor $t_{8/5}$. Além disso, as durezas das condições seguintes diminuíram gradativamente na mesma ordem que aumentou a TI (400 °C, 475 °C e 550 °C). Foi observado na Figura 38 que o aumento de TI provocou a formação de uma microestrutura majoritariamente ferrítica, sendo que a proporção de ferrita é superior em TIs mais elevadas (maiores $t_{8/5}$), o que explica a queda da dureza. Embora as condições TI 475 °C e 550 °C visualmente apresentem microestrutura majoritariamente ferrítica (AC e NC) e KANM equivalente, o menor $t_{8/5}$ da condição TI 475 °C permitiu uma precipitação mais homogênea dos carbonetos e uma lamela de ferrita de menor espessura, o que justifica a dureza superior de TI 475 °C. Além disso, as maiores durezas de TI 315 °C e 400 °C vão de encontro com os resultados observados com o KANM (Figura 42), devido a ação somada dos mecanismos de endurecimento causado pela microestrutura resultante das transformações displacivas (martensita e bainita) e a densidade de DGN (maiores frequências de $\theta > 1,3^\circ$).

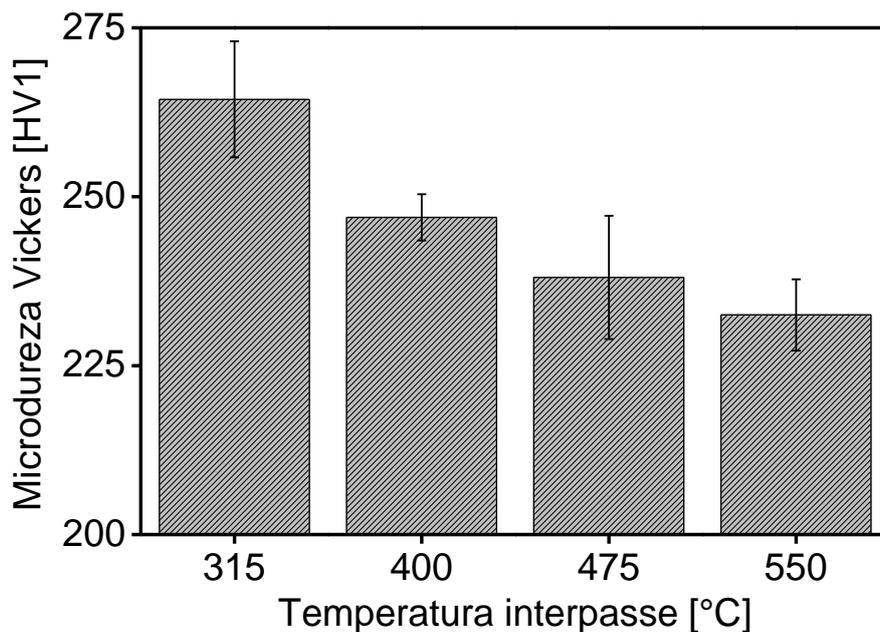


Figura 46 – Dureza das TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C.

4.7.2. Tenacidade ao impacto

A Figura 47 e 48 mostram a tenacidade ao impacto e as superfícies de fratura para as TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C na condição TTAT respectivamente. Pode-se observar que a condição TI 315 °C apresentou a maior tenacidade ao impacto com superfície de fratura mista, com a presença de *dimples* e quase-clivagem (Figura 48a). Por outro lado, as condições TI 400 °C, 475 °C e 550 °C apresentaram uma queda

significativa (cerca de 75 %) na tenacidade ao impacto comparado com a condição de menor interpasse, com fratura frágil (superfície facetada característica de clivagem). Os valores de tenacidade ao impacto das condições $TI \geq 400$ °C são inferiores ao requerido pela norma ASME B31.3 [2] (41 J, linha vermelha tracejada na Figura 47). Desta forma, o aumento da produtividade (redução do tempo de soldagem) pelo uso de processo contínuos é limitado pelo acúmulo de energia na junta soldada (aumento indiscriminado da TI).

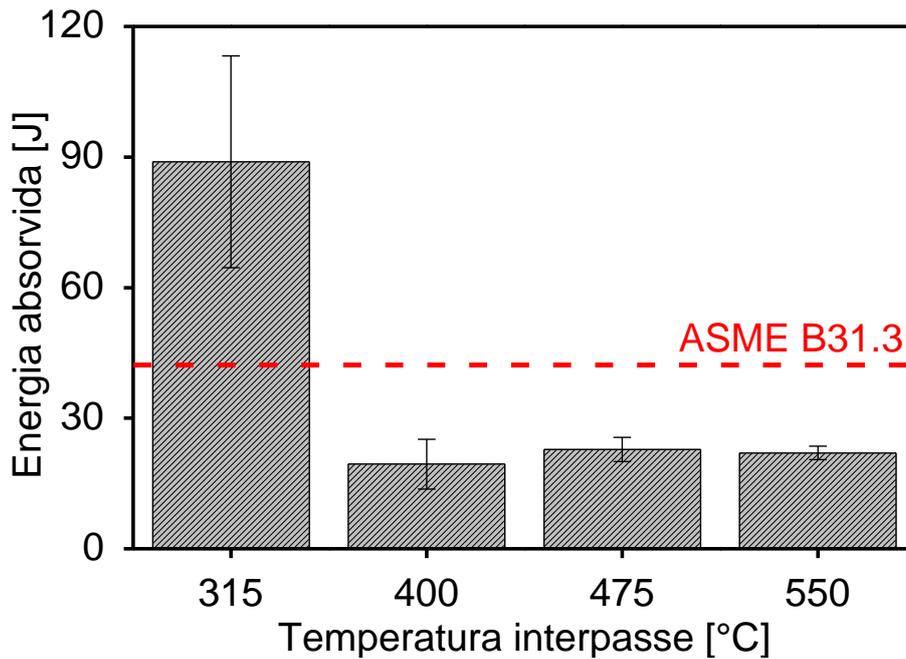


Figura 47 – Energia absorvida das TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C. Limite de aceitação ASME B31.3 (linha vermelha).

Como indicado anteriormente, a queda da tenacidade ocorrida em $IT \geq 400$ °C não pode ser atribuída ao crescimento de grão da austenita prévia [10],[11], uma vez que não houve um aumento significativo com o aumento da TI (Figura 45); no entanto, houve um aumento no tamanho de grão efetivo. Quanto menor o tamanho de grão efetivo, maior a frequência de deflexões e consumo de energia com a propagação da trinca, com consequente aumento tenacidade ao impacto em baixas temperaturas. De acordo com ZHAN *et al.* [128], a direção de propagação da trinca muda quando encontra contornos de blocos martensíticos ou lamelas bainíticas, e é interrompida quando encontra contornos $\Sigma 3$ CSL nos pacotes de martensita. Isto corrobora a maior tenacidade ao impacto da condição de TI 315 °C, uma vez que ela apresentou microestrutura composta por martensita e bainita, pequeno tamanho de grão efetivo e grande fração de $\theta = 60^\circ$ (*i.e.*, $\Sigma 3$ CSL [50]).

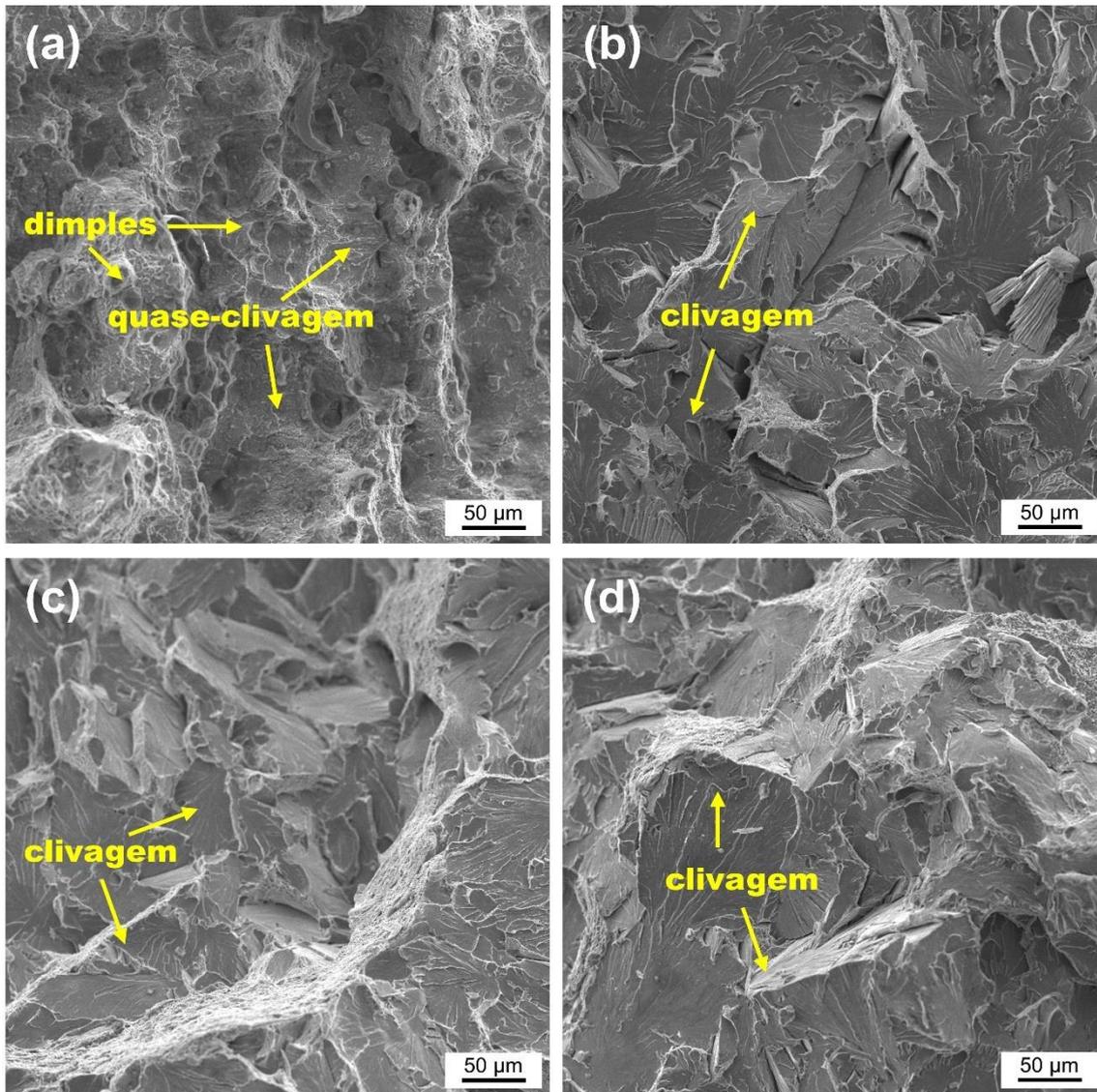


Figura 48 – Superfície de fratura (MEV) das TI 315 °C, 400 °C, 475 °C e 550 °C.

A maior fração de CGBA ($\theta < 10^\circ$) observados na condição TI 400 °C (Figura 43) contribuiu para que esta apresentasse o menor valor de tenacidade ao impacto entre todas as condições [140]. Além disso, como indicado por GE *et al.* [107] e BYUN *et al.* [141], a maior fração de CGBA das TIs $\geq 400^\circ\text{C}$, a presença de FP, constituintes M-A, AC e NC nas microestruturas contribuíram para a queda de tenacidade da ZTAGG simulada. LIU *et al.* [142] observaram que a trinca não sofre deflexão quando encontra CGBA, o que permite um caminho preferencial para uma propagação de trinca intragranular. Desta forma, a presença de uma microestrutura de baixa tenacidade (FP, M-A, AC e NC), alta fração de CGBA e aumento do tamanho de grão efetivo para TIs $\geq 400^\circ\text{C}$ contribuíram para a queda abrupta de tenacidade ao impacto.

A queda de tenacidade observada para $TI > 315 \text{ }^\circ\text{C}$ é corroborada por KEEHAN *et al.* [110]. Estes autores relatam que M e B_I promoveram uma maior tenacidade ao impacto, e com o aumento de $t_{8/5}$ (mudança na microestrutura para B_S grosseira e ferrita) ocorreu uma queda acentuada na tenacidade a impacto. Além disso, CUI *et al.* [134],[143], também corroboram com os resultados de TI $475 \text{ }^\circ\text{C}$ e $550 \text{ }^\circ\text{C}$, pois os autores observaram pouca diferença microestrutural entre as condições analisadas, contudo, uma mudança significativa da tenacidade ao impacto foi causada pela variação de tamanho de grão efetivo e a GBCD.

5. CONCLUSÕES

O estudo da influência da temperatura interpasse de soldagem na zona termicamente afetada de grãos grosseiros simulada de tubos de aço AISI 4130 alcançou as seguintes conclusões:

- A TI apresentou forte influência sobre tenacidade ao impacto da ZTAGG simulada, onde foi observada uma queda abrupta (cerca de 75%, não alcançando os valores requeridos na ASME B31.3) mudando o modo de fratura de dúctil (TI 315 °C) para frágil (TI \geq 400 °C). Além disso, a TI apresentou forte influência na GBCD, onde foi observado maior fração CGAA e um menor tamanho de grão efetivo para TI 315 °C, o que conduziu a um menor caminho livre de propagação de trincas. E ainda, o aumento na TI foi acompanhado por uma diminuição na microdureza.
- A TI influenciou na taxa de resfriamento e no $t_{8/5}$, ocasionando uma mudança notória na microestrutura da ZTAGG, de forma que nas condições de menor $t_{8/5}$ (TI 315 e 400 °C) ocorreram a formação predominante de martensita e bainita (B_I e B_S). As condições de maior $t_{8/5}$ (TI 475 e 550 °C) ocorreram formação predominante de AC e NC, sendo possível também observar a presença de FC e constituintes M-A. Por outro lado, a TI apresentou baixa influência no tamanho de grão da austenita prévia devido ao baixo tempo de residência em elevadas temperaturas (entre 1350 °C e 950 °C).
- O uso combinado das simulações numérica e termodinâmica (ciclos térmicos - SYSWELD® e diagrama TRC - JMatPro®, respectivamente) se mostraram como uma ferramenta válida para estimar a formação microestrutural de juntas soldadas. Por outro lado, a partir do uso de dilatomia, foi possível verificar que as temperaturas de início de transformação da austenita em ferrita, perlita, bainita e martensita reais ocorreram em temperaturas maiores e em menores tempos do que aquelas obtidas a partir da correlação entre as simulações.
- A simulação numérica da soldagem foi validada com sucesso a partir da comparação entre uma macrografia da junta soldada e o mapa de temperatura da seção transversal da solda simulada; e também através da correlação entre a temperatura máxima simulada e a mensurada pelo termopar (97,5% de precisão).

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar a influência de temperaturas interpasse inferiores a 315 °C na tenacidade ao impacto ZTAGG do aço AISI 4130 utilizando a mesma metodologia utilizada neste trabalho.
- Avaliar o comportamento mecânico da ZTAGG do aço AISI 4130 quando não utilizado o TTAT, seguindo a metodologia utilizada neste trabalho.
- Realizar soldagem GTAW e SAW de tubos de aço AISI 4130 considerando as temperaturas interpasse deste estudo, para avaliar a influência destas nas propriedades mecânicas da junta soldada real.
- Uso do presente modelo numérico para avaliar a influência das TI nas tensões e deformações residuais.
- Avaliar a influência das temperaturas interpases do presente estudo na zona termicamente afetada de grãos grosseiros reaquecida na região intercrítica.
- Avaliar a tenacidade da fratura e a resistência à corrosão sob tensão de juntas soldadas considerando as TI deste estudo.
- Reproduzir a mesma metodologia deste estudo considerando as TI entre 315 e 400 °C para determinar a TI crítica para a tenacidade ao impacto.

7. REFERENCIAS

- [1] SENTHIL, B., SELVAM, R. P. “Dynamic analysis of a J-lay pipeline”, *Procedia Eng.*, vol. 116, n. 1, pp. 730–737, 2015.
- [2] ASME. B31: Code for Pressure Piping. 2016.
- [3] PETROBRAS. N-133 : Soldagem. Rio de Janeiro. 2017.
- [4] PRASAD, K., DWIVEDI, D. K. “Some investigations on microstructure and mechanical properties of submerged arc welded HSLA steel joints”, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 36, no. 5–6, pp. 475–483, 2008.
- [5] NEVES, J., LOUREIRO, A. “Fracture toughness of welds - Effect of brittle zones and strength mismatch”, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 153–154, no. 1–3, pp. 537–543, 2004.
- [6] SHI, Y., HAN, Z. “Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800 MPa grade high strength low alloy steel”, *J. Mater. Process. Technol.*, VOL. 207, NO. 1–3, PP. 30–39, 2008.
- [7] ALVAREZ, T. R., PAVARINO, M., SOUZA, G., PARDAL, J., TAVARES, S., FERREIRA, M., CARDOTE FILHO, I. “Influence of interpass temperature on the properties of duplex stainless steel during welding by submerged arc welding process”, *Weld. Int.*, vol. 30, no. 5, pp. 348–358, 2016.
- [8] JIANG, W., YAHIAOUI, K. “Influence of cooling rate on predicted weld residual stress buildup in a thick-walled piping intersection”, *J. Press. Vessel Technol. Trans. ASME*, vol. 132, no. 2, pp. 0212051–0212058, 2010.
- [9] TAO, P., ZHANG, C., YANG, Z., TAKEDA, H. “Evolution and coarsening of carbides in 2.25Cr-1Mo steel weld metal during high temperature tempering”, *J. Iron Steel Res. Int.*, vol. 17, no. 5, pp. 74–78, 2010.
- [10] TAN, J., CHAO, Y. J., “Effect of service exposure on the mechanical properties of 2.25Cr-1Mo pressure vessel steel in a hot-wall hydrofining reactor” , *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 405, no. 1–2, pp. 214–220, 2005.
- [11] LIU, X., SHIWA, M., SAWADA, K., YAMAWAKI, H., WATANABE, M., YIN, F. “Effect of cold working deformation on the internal friction of 2.25Cr-

- 1Mo steel”, Mater. Sci. Eng. A, vol. 527, no. 24–25, pp. 6741–6744, 2010.
- [12] CHERUVU, N. S. “Degradation of mechanical properties of Cr-Mo-V and 2.25Cr-1Mo steel components after long-term service at elevated temperatures”, Metall. Trans. A, vol. 20, no. 1, pp. 87–97, 1989.
- [13] BHADESHIA, H. K. D. H. “Changes in chemical composition of carbides in 2-25Cr-1Mo power plant steel - Part 1 bainitic microstructure”, vol. 10, 1994.
- [14] LANDON, P. R., CALIGIURI, R. D., DULETSKY, P. S. “The influence of the M₂₃(C,N)₆ compound on the mechanical properties of type 422 stainless steel”, Metall. Trans. A, vol. 14, no. 7, pp. 1395–1408, 1983.
- [15] VOICU, R., LACAZE, J., ANDRIEU, E., POQUILLON, D., FURTADO, J. “Creep and tensile behaviour of austenitic Fe-Cr-Ni stainless steels”, Mater. Sci. Eng. A, vol. 510–511, no. C, pp. 185–189, 2009.
- [16] PENG, B., ZHANG, H., HONG, J., GAO, J., ZHANG, H., WANG, Q., LI, J. “The effect of M₂₃C₆ on the high-temperature tensile strength of two austenitic heat-resistant steels: 22Cr-25Ni-Mo-Nb-N and 25Cr-20Ni-Nb-N”, Mater. Sci. Eng. A, vol. 528, no. 10–11, pp. 3625–3629, 2011.
- [17] ASTM. A29/A29M: Standard Specification for General Requirements for Steel Bars, Carbon and Alloy, Hot-Wrought. 2016.
- [18] BARBIER, D., GUÉRIN, J. D., DUBAR, M., BÉNARD, T., BONNEAU, S., CABRERA, E. S. P. “Hot ductility and flow stress of AISI 4130 and 52100-type steels”, Mater. Sci. Eng. A, vol. 690, pp. 37–43, 2017.
- [19] TSENG, K. H., SHIU, Y. J. “Effect of thermal stability of powdered oxide on joint penetration and metallurgical feature of AISI 4130 steel TIG weldment”, Powder Technol., vol. 286, pp. 31–38, 2015.
- [20] ASM : Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. 2018.
- [21] PHILIP, T. V. “Steel Products,” ASM International, pp. 421–423, 1995.
- [22] RASMA, E. T., 2015. *Caracterização estrutural e mecânica do aço AISI/SAE 4140 tratado sob diferentes tratamentos térmicos*. Tese de D.Sc., UENF, Campo dos

Goytacazes, RJ, Brasil.

- [23] BULTEL, H., VOGT, J. B. “Influence of heat treatment on fatigue behaviour of 4130 AISI steel”, *Procedia Eng.*, vol. 2, no. 1, pp. 917–924, 2010.
- [24] MIRAK, A. R., NILI-AHMADABADI, M. “Effect of modified heat treatments on the microstructure and mechanical properties of a low alloy high strength steel”, *Mater. Sci. Technol.*, vol. 20, no. 7, pp. 897–902, 2004.
- [25] JÄGLE, E. A. “Modelling of Microstructural Banding during Transformations in Steel”, Universidade de Cambridge, Inglaterra, 2017.
- [26] LEE, I. K., CHIEN, Y. C. “A Study of Microstructure and Mechanical Properties of Thick Welded Joints of a Cr – Mo Steel”, *Met. Sci. Heat Treat.*, vol. 57, no. 3–4, pp. 175–180, 2015.
- [27] GRANGE, R. A. “Effect of microstructural banding in steel”, *Metall. Trans.*, vol. 2, no. 2, pp. 417–426, 1971.
- [28] BROOKS, C. R. *Heat Treatment, Structure And Properties Of Non-Ferrous Alloys*. 2a edição. 1984.
- [29] KITAHARA, H., UEJI, R., TSUJI, N., MINAMINO, Y. “Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel”, *Acta Mater.*, vol. 54, no. 5, pp. 1279–1288, 2006.
- [30] WAYMAN, C. M. “The phenomenological theory of martensite crystallography: Interrelationships”, *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 25, no. 9, pp. 1787–1795, 1994.
- [31] FARACO, M. S. “Caracterização da microestrutura e propriedades mecânicas de juntas soldada de aço baixa liga com baixo carbono,” 2009.
- [32] CHIAVERINI, V. *Aços e ferros fundidos*. 7a edição. ABM, 2008.
- [33] TOTTEN, G. E. *Steel heat treatment metallurgy and technologies*. 2a edição. Taylor & Francis Group, 2007.
- [34] KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2a edição. Wiley-Interscience, 2003.
- [35] RACE J. M., BHADSHIA, H. K. D. H. “Precipitation sequences during carburisation of Cr–Mo steel,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 8, no. 10, pp. 875–882, 1992.

- [36] HONEYCOMBE, H. K. D. H., BHADESHIA, R. *Microstructure and properties*, 3a edição. Elsevier Ltd, 2006.
- [37] LIMA, M. V. R., 2017. *Estudo da influência do tratamento térmico pós-soldagem na ZTA de junta soldada de aço AISI/SAE 4130 modificado*. Trabalho de conclusão de curso, UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [38] FUJITA, N., BHADESHIA, H. K. D. H. “Modelling simultaneous alloy carbide sequence in power plant steels,” *ISIJ Int.*, vol. 42, no. 7, pp. 760–769, 2002.
- [39] GANDY, D. **The Grade 22 Low Alloy Handbook**. 1a edição. 2005.
- [40] CASTRO, J. J., CADENET, R. **Welding metallurgy of stainless and heat-resisting steels**. 1974.
- [41] O’BRIEN, A. **Welding Handbook – Welding process, part 1**. 9a edição.
- [42] MARQUES, A. Q., MODENESI, P. V., BRACARENSE, P. J. **Soldagem – Fundamentos e Tecnologia**. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2005.
- [43] CHEN, J. S., LU, Y., LI, X. R., ZHANG, Y. M. “Gas tungsten arc welding using an arcing wire”, *Weld. J.*, vol. 91, no. 10, pp. 261–269, 2012.
- [44] PADMANABAN, A., NEELAKANDAN, B., KANDASAMY, D. “A study on process characteristics and performance of hot wire gas tungsten arc welding process for high temperature materials”, *Mater. Res.*, vol. 20, no. 1, pp. 76–87, 2017.
- [45] HORI, K., KUSANO, K., MYOGA, T. “Development of hot wire TIG welding methods using pulsed current to heat filler wire - research on pulse heated hot wire TIG welding processes”, *Weld. Int.*, vol. 18, no. 6, pp. 456–468, 2004.
- [46] KIRAN, D. V., BASU, B., DE, A. “Influence of process variables on weld bead quality in two wire tandem submerged arc welding of HSLA steel”, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 212, no. 10, pp. 2041–2050, 2012.
- [47] CHO, D. W., KIRAN, D. V., SONG, W. H., NA, S. J. “Molten pool behavior in the tandem submerged arc welding process”, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 214, no. 11, pp. 2233–2247, 2014.
- [48] KIRAN, D. V., CHO, D. W., SONG, W. H., NA, S. J. “Arc behavior in two wire

- tandem submerged arc welding”, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 214, no. 8, pp. 1546–1556, 2014.
- [49] PORTER, Y. M., EASTERLING, D., SHERIF, K. E. *Phase transformations in metals and alloys*. 3a edição. Nova Iorque, 2009.
- [50] LIPPOLD, J. N., KISER J. C., DUPONT, S. D. **Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys**. 1a edição. New Jersey: John Wiley & Sons, 2009.
- [51] EASTERLING, K. E. **Introduction to the physical metallurgy of welding**. 2a edição. 1992.
- [52] LIYING, H., TAO, L. “Effect of groove shapes on mechanical properties of welded joints of ASTM 4130 steel”, *China Weld.*, vol. 25, no. 2, pp. 40–46, 2016.
- [53] PEDDLE B. E., PICKLES, C. A. “Carbide development in the heat affected zone of tempered and post-weld heat treated 2.25Cr-1Mo steel weldments”, *Can. Metall. Q.*, vol. 40, no. 1, pp. 105–126, 2001.
- [54] JOSHI, J. R., POTTA, M., ADEPU, K., KATTA, R. K., GANKIDI, M. R. “A comparative evaluation of microstructural and mechanical behavior of fiber laser beam and tungsten inert gas dissimilar ultra high strength steel welds”, *Def. Technol.*, vol. 12, no. 6, pp. 464–472, 2016.
- [55] LI, L., HAN, T., HAN, B. “Embrittlement of Intercritically Reheated Coarse Grain Heat-Affected Zone of ASTM4130 Steel”, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 49, no. 4, pp. 1254–1263, 2018.
- [56] NASCIMENTO, M. P., VOORWALD, H. J. C., PAYÃO FILHO, J. D. C. “Fatigue strength of tungsten inert gas-repaired weld joints in airplane critical structures”, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 211, no. 6, pp. 1126–1135, 2011.
- [57] LI, L. Y., WANG, Y., HAN, T., LI, C. W. “Microstructure and embrittlement of the fine-grained heat-affected zone of ASTM4130 steel”, *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, vol. 18, no. 4, pp. 419–423, 2011.
- [58] ASM International. **Metals Handbook**. 8a edição, 1981.
- [59] GRAF, K., NIEDERHOFF, M. “Toughness Behavior of the Heat-affected Zone

(HAZ) in Double Submerged-Arc Welded Large Diameter Pipe”, in Pipeline Technology Conference, 1990.

- [60] MOEINIFAR, S., KOKABI, A. H., HOSSEINI, H. R. M. “Role of tandem submerged arc welding thermal cycles on properties of the heat affected zone in X80 microalloyed pipe line steel”, J. Mater. Process. Technol., vol. 211, no. 3, pp. 368–375, 2011.
- [61] FAR, S. M. “Influence of thermal simulated and real tandem submerged arc welding process on the microstructure and mechanical properties of the coarse-grained heat-affected zone”, Mater. Manuf. Process., vol. 26, no. 11, pp. 1423–1429, 2011.
- [62] AWS. Welding Metallurgy. 4a edição, 1994.
- [63] SIRIN, K., SIRIN, S. Y., KALUC, E. “Influence of the interpass temperature on t_{8/5} and the mechanical properties of submerged arc welded pipe”, J. Mater. Process. Technol., vol. 238, pp. 152–159, 2016.
- [64] SHEN, S., OGUOCHA, I. N. A., YANNACOPOULOS, S. “Effect of heat input on weld bead geometry of submerged arc welded ASTM A709 Grade 50 steel joints”, J. Mater. Process. Technol., vol. 212, no. 1, pp. 286–294, 2012.
- [65] KUMAR R., ARYA, H. K. “Experimental Determination of Cooling Rate and its Effect on Microhardness in Submerged Arc Welding of Mild Steel Plate”, J. Mater. Sci. Eng., vol. 03, no. 02, 2013.
- [66] ARYA, H., SINGH, K., SINGH, S. “Cooling Rate Effect on Microhardness for SAW Welded Mild Steel Plate”, Int. J. Theor. Appl. Res. Mech. Eng., vol. 2, no. 2, pp. 71–77, 2013.
- [67] PETERS, K. A., GRAEF, A., HILLENBRAND, M. K., , NIEDERHOFF H. G, “Modern line pipe steels for offshore use”, Fed. Repub. Ger., vol. 27, no. 8, 1988.
- [68] SIRIN, K., 2004. *The Effect of Welding Parameters on the Weld Quality in the Submerged Arc Welded Spiral Pipe Production*. Tese de D.Sc, Universidade de Kocaeli, Turquia.
- [69] SMITH, C., PISTORIUS, P. G. H., WANNENBURG, J. “The effect of a long post weld heat treatment on the integrity of a welded joint in a pressure vessel steel”,

- Int. J. Press. Vessel. Pip., vol. 70, no. 3, pp. 183–195, 1997.
- [70] RAVI, S., BALASUBRAMANIAN, V., BABU, S., NASSER, S. N. “Influences of MMR, PWHT and notch location on fatigue life of HSLA steel welds”, Eng. Fail. Anal., vol. 11, no. 4, pp. 619–634, 2004.
- [71] LI, L. Y., WANG, Y., HAN, T., LI, C. W. “Embrittlement and toughening in CGHAZ of ASTM4130 steel”, Sci. China Physics, Mech. Astron., vol. 54, no. 8, pp. 1447–1454, 2011.
- [72] WANG C. C., CHANG, Y. “Effect of postweld treatment on the fatigue crack growth rate of electron-beam-welded AISI 4130 steel”, Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci., vol. 27, no. 10, pp. 3162–3169, 1996.
- [73] LINDGREN, L. E. “Finite element modeling and simulation of welding part 1: Increased complexity”, J. Therm. Stress., vol. 24, no. 2, pp. 141–192, 2001.
- [74] MARCAL, P. “Structural Mechanics Programs”, University Press, Charlottesville, pp. 191 – 206, 1974.
- [75] DARMADI, D. B., “Residual stress analysis of pipeline girth weld joints,” University of Wollongong, 2014.
- [76] DARMADI, D. B., NORRISH, J., TIEU, A. K. “Analytic and finite element solutions for temperature profiles in welding using varied heat source models” ,World Acad. Sci. Eng. Technol., vol. 81, pp. 154–162, 2011.
- [77] DARMADI, D. B. “Validating the accuracy of heat source model via temperature histories and temperature field in bead-on-plate welding”, Int. J. Eng. Technol., vol. 11, no. 5, pp. 12–20, 2011.
- [78] DARMADI, D. B., TIEU, A. K., NORRISH, J. “A validated thermal model of bead-on-plate welding”, Heat Mass Transf. und Stoffuebertragung, vol. 48, no. 7, pp. 1219–1230, 2012.
- [79] LEWIS, N. S., PERUMAL, R. W., KANKANHALLI, N. Fundamentals of the finite element method for heat and fluid flow. John Wiley & Sons, 2004.
- [80] OZISIK, M. N. Finite Difference Methods in Heat Transfer. 2a edição. CRC Press, 2017.

- [81] BAKER, A. J. Finite Element Computational Fluid Mechanics. Nova Iorque, 1995.
- [82] BATHE, K. J. Finite Element Procedures in Engineering Analysis. Englewood Cliffs, 1982.
- [83] CHANDRUPATLA, A. D., BELEGUNDU, T. R. Introduction to Finite Elements in Engineering. Prentice Hall of India Pvt Ltd, 1991.
- [84] HUEBNER, E. A., THORNTON, K. The Finite Element Method for Engineers, 2a edição. John Wiley & Sons, 1982.
- [85] LEWIS, K. N., MORGAN, R. W., THOMAS, K., SEETHARAMU, H.R. Finite Element Methods in Heat Transfer Analysis. John Wiley & Sons, 1996.
- [86] ZUBAIRUDDIN, M., ALBERT, S. K., VASUDEVAN, M., CHAUDHARI, V., SURI, V. K. “Finite Element Simulation of Weld Bead Geometry and Temperature Distribution during GTA Welding of Modified 9Cr-1Mo Steel and Experimental Validation”, J. Manuf. Sci. Prod., vol. 14, no. 4, pp. 195–207, 2014.
- [87] DONATI, L., TROIANI, E., PROLI, P., TOMESANI, L. “FEM Analysis and Experimental Validation of Friction Welding Process of 6xxx Alloys for the Prediction of Welding Quality”, Materials today proceedings, vol. 2, no. 10, 2015.
- [88] LEPORE, M., CARLONE, P., BERTO, F., SONNE, M. R. “A FEM based methodology to simulate multiple crack propagation in friction stir welds”, Eng. Fract. Mech., vol. 184, pp. 154–167, 2017.
- [89] MANURUNG et al., Y. H. P. “Welding distortion analysis of multipass joint combination with different sequences using 3D FEM and experiment”, Int. J. Press. Vessel. Pip., vol. 111–112, pp. 89–98, 2013.
- [90] GOLDAK, J., CHAKRAVARTI A., BIBBY, M. “A new finite element model for welding heat sources”, Metall. Trans., no. 15B, pp. 299–305, 1984.
- [91] ANCA, A., CARDONA, A., RISSO, J., FACHINOTTI, V. D. “Finite element modeling of welding processes”, Appl. Math. Model., vol. 35, no. 2, pp. 688–707, 2011.
- [92] LEE C. H., CHANG, K. H. “Prediction of residual stresses in high strength carbon steel pipe weld considering solid-state phase transformation effects”, Comput.

- Struct., vol. 89, no. 1–2, pp. 256–265, 2011.
- [93] MANDZIEJ, S. T. “Physical Simulation of Metallurgical Process”. *Materiali in Tehnologije*, v. 44(3), pp. 105–119, 2009.
- [94] BARRICK E. J., DUPONT, J. N. “Mechanical properties and microstructural characterization of simulated heat-affected zones in 10 wt pct Ni steel”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 748, pp. 189–204, 2019.
- [95] ZHANG L., KANNENGIESSER, T. “Austenite grain growth and microstructure control in simulated heat affected zones of microalloyed HSLA steel”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 613, pp. 326–335, 2014.
- [96] SPANOS, G., FONDA, R. W., VANDERMEER, R. A., MATUSZESKI, A. “Microstructural changes in HSLA-100 steel thermally cycled to simulate the heat-affected zone during welding”, *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 26, no. 12, pp. 3277–3293, 1995.
- [97] ISO TECHNICAL SPECIFICATION. 18166: Numerical welding simulation. 2016.
- [98] AZAR, A. S., ÅS, S. K., AKSELSEN, O. M. “Determination of welding heat source parameters from actual bead shape”, *Comput. Mater. Sci.*, vol. 54, no. 1, pp. 176–182, 2012.
- [99] ASTM. E831-19: Standard Test Method for Linear Thermal Expansion of Solid Materials by Thermomechanical Analysis, 2019.
- [100] HARRISON P. L., FARRAR, R. A. “Application of continuous cooling transformation diagrams for welding of steels”, *Int. Mater. Rev.*, vol. 34, no. 1, pp. 35–51, 1989.
- [101] ASTM. E112: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. 2013.
- [102] HIELSCHER R., SCHAE BEN, H. “A novel pole figure inversion method: Specification of the MTEX algorithm”, *J. Appl. Crystallogr.*, vol. 41, no. 6, pp. 1024–1037, 2008.
- [103] ASTM. E92: Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials. 2017.

- [104] ASTM. A370: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. 2012.
- [105] KUMAR, P. N., BHASKAR, Y., MASTANAIAH, P., MURTHY, C. V. S. “Study on Dissimilar Metals Welding of 15CDV6 and SAE 4130 Steels by Inter Pulse Gas Tungsten Arc Welding”, *Procedia Mater. Sci.*, vol. 5, pp. 2382–2391, 2014.
- [106] BATE, S. K., CHARLES, R., WARREN, A. “Finite element analysis of a single bead-on-plate specimen using SYSWELD”, *Int. J. Press. Vessel. Pip.*, vol. 86, no. 1, pp. 73–78, 2009.
- [107] GE, J., LIN, J., LEI, Y., FU, H. “Location-related thermal history, microstructure, and mechanical properties of arc additively manufactured 2Cr13 steel using cold metal transfer welding”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 715, pp. 144–153, 2018.
- [108] GRÄF, K. A., NIEDERHOFF, M. K. “Toughness behaviour of the heat-affected zone (HAZ) in double submerged-arc welded large-diameter pipe,” in *Pipeline Technology Conference*, 1990.
- [109] WANG W., LIU, S. “Alloying and microstructural management in developing SMAW electrodes for HSLA-100 steel”, *Weld. J.*, vol. 81, no. 7, 2002.
- [110] KEEHAN, E., ZACHRISSON, J., KARLSSON, L. “Influence of cooling rate on microstructure and properties of high strength steel weld metal”, *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 15, no. 3, pp. 233–238, 2010.
- [111] HONEYCOMBE R. W. K., PICKERING, F. B. “Ferrite and bainite in alloy steels”, *Metall. Trans.*, vol. 3, no. 5, pp. 1099–1112, 1972.
- [112] DI MARTINO S. F., THEWLIS, G. “Transformation characteristics of ferrite/carbide aggregate in continuously cooled, low carbon-manganese steels”, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 45, no. 2, pp. 579–594, 2014.
- [113] MATSUDA et al., F. “Review of mechanical and metallurgical investigations of martensite-austenite constituent in welded joints in Japan”, *Weld. World, Le Soudage Dans Le Monde*, vol. 37, no. 3, pp. 134–154, 1996.
- [114] The Welding Institute. *Metallography of welds in C-Mn steels*. Cambridge, 1984.

- [115] BHOLE S. D., BILLINGHAM, J. “Effect of heat input on HAZ toughness in HSLA steels”, *Met. Technol.*, vol. 10, no. 1, pp. 363–367, 1983.
- [116] KIRKALDY, J. S. “Diffusion-controlled phase transformations in steels. Theory and applications.”, *Scand. J. Metall.*, vol. 20, no. 1, 1991.
- [117] NA, H. S., KIM, B. H., LEE, S. H., KANG, C. Y. “Thermodynamic alloy design of high strength and toughness in 300 mm thick pressure vessel wall of 1.25Cr-0.5Mo steel”, *Metals (Basel)*, vol. 8, no. 1, pp. 1–13, 2018.
- [118] DE ANDRES, C. G., CAPDEVILA, C., CABALLERO, F. G., MARTÍN, D. S. “Effect of molybdenum on continuous cooling transformations in two medium carbon forging steels”, *J. Mater. Sci.*, vol. 36, no. 3, pp. 565–571, 2001.
- [119] DE ANDRÉS, C. G., CAPDEVILA, C., MADARIAGA, I., GUTIÉRREZ, I. “Role of molybdenum in acicular ferrite formation under continuous cooling in a medium carbon microalloyed forging steel”, *Scr. Mater.*, vol. 45, no. 6, pp. 709–716, 2001.
- [120] VOORT, G. F. V. *Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels*. 1991.
- [121] PILLING J., RIDLEY, N. “Tempering of 2.25 Pct Cr-1 Pct Mo Low Carbon Steels”, *Metall. Trans. A*, vol. 13, no. 4, pp. 557–563, 1982.
- [122] HU, X., LI, L., WU, X., ZHANG, M. “Coarsening behavior of M₂₃C₆ carbides after ageing or thermal fatigue in AISI H13 steel with niobium”, *Int. J. Fatigue*, vol. 28, no. 3, pp. 175–182, 2006.
- [123] YANG, X., DI, X., LIU, X., WANG, D., LI, C. “Effects of heat input on microstructure and fracture toughness of simulated coarse-grained heat affected zone for HSLA steels”, *Mater. Charact.*, vol. 155, no. July, p. 109818, 2019.
- [124] SHRESTHA, S. L., BREEN, A. J., TRIMBY, P., PROUST, G., RINGER, S. P., CAIRNEY, J. M. “An automated method of quantifying ferrite microstructures using electron backscatter diffraction (EBSD) data”, *Ultramicroscopy*, vol. 137, pp. 40–47, 2014.
- [125] WRIGHT, S. I., NOWELL, M. M., FIELD, D. P. “A review of strain analysis using electron backscatter diffraction”, *Microsc. Microanal.*, vol. 17, no. 3, pp. 316–329, 2011.

- [126] SARAF, L. “Kernel Average Misorientation Confidence Index Correlation from FIB Sliced Ni-Fe-Cr alloy Surface”, *Microsc. Microanal.*, vol. 17, no. S2, pp. 424–425, 2011.
- [127] ZHOU, T., YU, H., HU, J., WANG S. “Study of microstructural evolution and strength-toughness mechanism of heavy-wall induction bend pipe”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 615, pp. 436–446, 2014.
- [128] ZHOU, T., YU, H., WANG, S. “Effect of microstructural types on toughness and microstructural optimization of ultra-heavy steel plate: EBSD analysis and microscopic fracture mechanism”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 658, pp. 150–158, 2016.
- [129] FURUHARA, T., KAWATA, H., MORITO, S., MAKI, T. “Crystallography of upper bainite in Fe-Ni-C alloys”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 431, no. 1–2, pp. 228–236, 2006.
- [130] SODJIT S., UTHAISANGSUK, V. “Microstructure based prediction of strain hardening behavior of dual phase steels”, *Mater. Des.*, vol. 41, pp. 370–379, 2012.
- [131] ABDULSTAAR, M. A., AL-FADHALAH, K. J., WAGNER, L. “Microstructural variation through weld thickness and mechanical properties of peened friction stir welded 6061 aluminum alloy joints”, *Mater. Charact.*, vol. 126, pp. 64–73, 2017.
- [132] BARMAN et al., K. “Critical events, entropy, and the grain boundary character distribution”, *Phys. Rev. B - Condens. Matter Mater. Phys.*, vol. 83, no. 13, pp. 1–12, 2011.
- [133] KIM, C. S., ROLLETT, A. D., ROHRER, G. S. “Grain boundary planes: New dimensions in the grain boundary character distribution”, *Scr. Mater.*, vol. 54, no. 6, pp. 1005–1009, 2006.
- [134] CUI, S., SHI, Y., CUI, Y., ZHU, T. “The impact toughness of novel keyhole TIG welded duplex stainless steel joints”, *Eng. Fail. Anal.*, vol. 94, no. August, pp. 226–231, 2018.
- [135] LIPETZKY P., KREHER, W. “Grain boundary toughness effects on crack propagation in brittle polycrystals”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 205, no. 1–2, pp. 110–116, 1996.

- [136] BHATTACHARJEE, D., KNOTT, J. F., DAVIS, C. L. “Charpy-Impact-Toughness Prediction using an ‘Effective’ Grain Size for Thermomechanically Controlled Rolled Microalloyed Steels”, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 35 A, no. 1, pp. 121–130, 2004.
- [137] KIM, S., LEE, S., LEE, B. S. “Effects of grain size on fracture toughness in transition temperature region of Mn-Mo-Ni low-alloy steels”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 359, no. 1–2, pp. 198–209, 2003.
- [138] PARK, Y. J., BERNSTEIN, I. M. “The process of crack initiation and effective grain size for cleavage fracture in pearlitic eutectoid steel”, *Metall. Trans. A*, vol. 10, no. 11, pp. 1653–1664, 1979.
- [139] HWANG, B., KIM, Y. G., LEE, S., KIM, Y. M., KIM, N. J., YOO, J. Y. “Effective grain size and Charpy impact properties of high-toughness X70 pipeline steels”, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 36, no. 8, pp. 2107–2114, 2005.
- [140] LIU, K., WANG, D., DENG, C., GONG, B., WU, S. “Improved microstructure heterogeneity and low-temperature fracture toughness of C–Mn weld metal through post weld heat treatment”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 770, no. August 2019, p. 138541, 2020.
- [141] BYUN et al., J. S. “Inoculated acicular ferrite microstructure and mechanical properties”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 319–321, pp. 326–331, 2001.
- [142] LIU et al., F. “Effect of microstructure on the Charpy impact properties of directed energy deposition 300M steel”, *Addit. Manuf.*, vol. 29, no. July, 2019.
- [143] CUI, S., SHI, Y., SUN, K., GU, S. “Microstructure evolution and mechanical properties of keyhole deep penetration TIG welds of S32101 duplex stainless steel”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 709, pp. 214–222, 2018.