

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA,**  
**MATERIAIS E DE MINAS**

Dissertação de Mestrado

**AVALIAÇÃO DO EFEITO DE DIFERENTES APORTES DE CALOR NA  
MICROESTRUTURA E TENACIDADE DA REGIÃO DE GRÃOS GROSSEIROS  
DA ZONA AFETADA PELO CALOR DE AÇO TMCP**

Autor: Tadeu Messias Donizete Borba  
Orientador: Prof. Ph.D. Paulo José Modenesi

Março/2019

TADEU MESSIAS DONIZETE BORBA

AVALIAÇÃO DO EFEITO DE DIFERENTES APORTES DE CALOR NA  
MICROESTRUTURA E TENACIDADE DA REGIÃO DE GRÃOS GROSSEIROS  
DA ZONA AFETADA PELO CALOR DE AÇO TMCP.

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação  
em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da  
Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas  
Gerais como requisito para obtenção do Grau de Mestre  
em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de concentração: Metalurgia da Transformação.  
Orientador: Prof. Ph.D. Paulo José Modenesi.

Belo Horizonte  
Universidade Federal de Minas Gerais  
Escola de Engenharia

2019

B726a

Borba, Tadeu Messias Donizete.

Avaliação do efeito de diferentes aportes de calor na microestrutura e tenacidade da região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor de aço TMCP [manuscrito] / Tadeu Messias Donizete Borba. - 2019. xv, 131 f., enc.: il.

Orientador: Paulo José Modenesi.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Bibliografia: f. 122-131

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia de transformação - Teses. 3. Soldagem - Teses. 4. Aço - Metalurgia - Teses. I. Modenesi, Paulo José. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU: 669(043)

*Dedicado à memória de João Rodrigues Borba, Abílio Borba Sobrinho, Nelsa Maria Borba, Elza de Carvalho e Getúlio Albino de Carvalho, exemplos de dedicação, perseverança e fé.*



## AGRADECIMENTOS

A Deus, por me dar saúde, forças, perseverança e constante proteção.

Aos meus pais, exemplos de amor, dedicação, fé, trabalho e humildade. Vocês me ensinaram a ser digno, lutar pelos meus sonhos e nunca mediram esforços para me educar e apoiar. Vocês são a minha força motriz para sempre seguir em frente nessa constante caminhada.

Aos meus avós e tios pelo encorajamento a constante busca pelo saber.

A Laura pela paciência, compreensão e apoio durante toda a execução desse trabalho especialmente durante aos finais de semana.

Ao prof. Paulo J. Modenesi, um exemplo de pesquisador, sabedoria e humildade. Obrigado pela paciência, apoio e especialmente pela confiança durante a execução desse trabalho. Sinto-me honrado por ter sido seu orientado.

Ao Odair José pela revisão do texto e pelas excelentes ideias que enriqueceram as análises e a discussão desse trabalho.

A Usiminas por apoiar a execução do trabalho de mestrado, especialmente a Gerência Geral de Pesquisa e Desenvolvimento.

Finalmente a todos os meus colegas do Centro de Pesquisa & Desenvolvimento Usiminas especialmente ao José Carlos Teixeira, Gustavo Gonzada Rodrigues, Margaret Moreira S. Barcelos, Gisele Assis Souza, Marília F. O. Caizer, Larissa Arnold, Nivia Lelis S. Souza, Robson Andrade Paiva, Heitor Cezar da Silva, Rodolfo J Conceição Silva e José Geraldo Teles.

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO .....	1
2	OBJETIVO.....	3
2.1	Objetivo Geral.....	3
2.2	Objetivos Específicos.....	3
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1	As indústrias eólica e naval.....	4
3.2	Aços TMCP.....	7
3.3	Regiões da ZAC .....	18
3.3.1	Região de Grãos Grosseiros (GGZAC).....	20
3.3.2	Região de Grãos Refinados (GRZAC).....	21
3.3.3	Região Intercrítica (ICZAC) .....	21
3.3.4	Região Subcrítica (SCZAC).....	22
3.4	Microestrutura típica da ZAC .....	25
3.5	Soldabilidade dos Aços TMCP .....	28
3.5.1	Trincas induzidas por hidrogênio nos aços TMCP .....	29
3.5.2	Amaciamento da ZAC de Aços TMCP.....	34
3.5.3	Tenacidade da ZAC.....	37
3.6	Simulação do Ciclo Térmico de Soldagem.....	45
3.6.1	Simulação Física da ZAC Utilizando Equipamento Gleeble® .....	50
3.6.2	Simulação Física do Ciclo Térmico de Soldagem e Desenvolvimento de Aços.....	55
4	METODOLOGIA .....	59
4.1	Metal de Base.....	59
4.1.1	Caracterização dos metais base.....	59
4.1.1.1	Análise Química.....	59
4.1.1.2	Avaliação Metalográfica via Microscopia Óptica.....	59
4.1.1.3	Ensaio Mecânicos.....	60
4.2	Simulação do Ciclo Térmico de Soldagem.....	60
4.2.1	Ensaio Dilatométricos.....	61
4.2.1.1	Análise Metalográfica e Dureza Vickers. ....	62
4.2.1.2	Determinação das Temperaturas de Transformação. ....	63
4.2.2	Simulação de Médios e Altos Aportes Térmicos na Gleeble®.....	63
4.2.2.1	Avaliação das Propriedades Mecânicas da GGZAC Simulada.....	64

4.2.2.2	Avaliação do Efeito do Maior Aporte de Calor nas Transformações Microestruturais, no Crescimento de Grão, na Tenacidade Charpy-V e na Formação do Constituinte MA .....	65
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	68
5.1	Caracterização dos Materiais de Base .....	68
5.2	Ensaio Dilatométrico.....	71
5.2.1	Efeito da Velocidade de Aquecimento na Austenitização .....	71
5.2.2	Transformações Microestruturais da GGZAC Simuladas Durante o Resfriamento.....	72
5.3	Simulação de Diferentes Aportes de Calor no Equipamento Gleeble®.....	85
5.3.1	Execução da Simulação De Diferentes Ciclos Térmicos de Soldagem via Gleeble®.....	85
5.3.2	Ensaio de Dureza e Avaliação das Propriedades em Tração e Tenacidade Charpy-V da GGZAC Simulada na Gleeble® .....	88
5.3.3	Avaliação do Efeito do Maior Aporte de Calor no Crescimento de Grão, nas Transformações Microestruturais e na Formação do Constituinte MA.....	96
5.4	Análise Microestrutural via MO e Cristalográfica via EBSD da Seção Transversal ao Plano de Fratura .....	109
6	CONCLUSÕES.....	118
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	121
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	122

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 3.1 – Utilização de aços de alta resistência produzidos via TMCP na indústria naval japonesa. Adaptado de Imai <sup>(3)</sup> . Ilustração: autor.....	5
FIGURA 3.2 – Evolução do processo de soldagem a arco submerso em função da taxa de deposição e a máxima corrente de soldagem aplicada. Adaptado de Domingues, J. R. <sup>(14)</sup> . Ilustração: autor.....	6
FIGURA 3.3 – Setor naval e eólico nacional segundo ABEEólica <sup>(18)</sup> e Sinaval <sup>(16)</sup> . Ilustração: autor.....	7
FIGURA 3.4 – Representação esquemática das etapas de laminação e tratamento térmico para os distintos modos de processamento dos aços adaptado de Mabuchi et al. <sup>(32)</sup> ...10	10
FIGURA 3.5 – Relação entre os valores de carbono equivalente (IIW e JIS) e a resistência mecânica de aços convencionais e TMCP representada através do limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR). Adaptado de Okamoto et al. <sup>(34)</sup> ..12	12
FIGURA 3.6 – Processos de refino e fluxo ilustrando os principais fenômenos metalúrgicos que ocorrem em cada etapa do processamento termomecânico. Adaptado de Okamoto et al. <sup>(37,38)</sup> .....	13
FIGURA 3.7 – Ilustração esquemática do TG $\gamma$ na produção do aço TMCP. Adaptado de Nishioka <sup>(39)</sup> . Ilustração: autor.....	15
FIGURA 3.8 – Ilustração esquemática do efeito da deformação na região de não recristalização e a velocidade de resfriamento na nucleação da ferrita. Adaptado de Okamoto et al. <sup>(37)</sup> .....	16
FIGURA 3.9 – Ilustração esquemática de um diagrama CCT evidenciando as alterações microestruturais de um aço estrutural em função da aplicação de diferentes velocidades de resfriamento via resfriamento acelerado. Adaptado de Bodnar et al. <sup>(40)</sup> . Ilustração: autor.....	17
FIGURA 3.10 – Diagrama esquemático das regiões da zona termicamente afetada de um aço com 0,20%C. Adaptado de Easterling e Schulze <sup>(41,42)</sup> . Ilustração: Autor.....	19
FIGURA 3.11 – Diagrama esquemático ilustrando as transformações de fase nas diferentes regiões da ZAC de um hipotético aço estrutural. Adaptado de Schulze e Akselsen <sup>(42,45)</sup> . Ilustração: Autor.....	19
FIGURA 3.12 – Seção transversal a ZAC de uma junta soldada através do processo ao arco submerso (Submerged Arc Welding – SAW) com 130kJ/cm do aço naval EH36 produzido via laminação convencional de 25,4 mm. Ataque: Nital 4% <sup>(8)</sup> .....	23
FIGURA 3.13 – Seção transversal a ZAC de uma junta soldada através do processo ao arco submerso (Submerged Arc Welding – SAW) com 130kJ/cm do aço naval EH36 produzido via laminação controlada seguida de resfriamento acelerado de 25,4 mm. Ataque: Nital 4% <sup>(8)</sup> .....	24
FIGURA 3.14 – Microestruturas típicas da ZAC de um aço baixo carbono e microligado. (FC = ferrita de contorno de grão; P = perlita; FWI = ferrita de Widmanstätten intragranular; AFC = agregados ferrita-carbonetos; FSA = ferrita com segunda fase alinhada; FSN = ferrita com segunda fase não alinhada; M = martensita <sup>(50)</sup> .....	28

FIGURA 3.15 – Exemplo de trincas iduzidas por hidrogênio no MS e na ZAC. Resultados do Ensaio Tekken realizado em aço TMCP de 460 MPa de escoamento <sup>(62)</sup> .....	31
FIGURA 3.16 – Correlação entre os resultados do teste Stout Slow-Weld e os valores de carbono equivalente <sup>(63)</sup> .....	33
FIGURA 3.17 – Ensaio Tekken (Chanfro – Y) para aços da classe de 490 MPa Adaptado de Imai <sup>(3)</sup> .....	33
FIGURA 3.18 – Ilustração da ZAC que apresentaram regiões de amaciamento em juntas soldadas de aços TMCP. (a) mapeamento de dureza Vickers em junta soldada de torre eólica, aço TMCP S355M; (b) perfil de dureza Vickers realizado em juntas soldadas de aços navais <sup>(8,9)</sup> .....	36
FIGURA 3.19 – Ilustração da ZAC que apresentaram regiões de amaciamento em junta soldada de aço TMCP de 700 MPa de limite de escoamento, um exemplo de utilização de aporte de calor superior ao recomendado para o material em questão <sup>(71)</sup> .....	37
FIGURA 3.20 – Ilustração da solubilização de diferentes precipitados na austenita e do tamanho de grão austenítico na GGZAC em função da presença de diferentes precipitados <sup>(72)</sup> .....	39
FIGURA 3.21 – Ilustração esquemática da relação entre microestrutura e tenacidade da ZAC. Adaptado de Terada et al. <sup>(78)</sup> . Evidências de MA como segunda fase de constituintes FSA e FSN na GGZAC de aços com alto teor de carbono. Ataque: Picral + metabissulfito de Sódio. Adaptado de Borba et al. <sup>(8,10)</sup> . Ilustração: autor.....	40-41
FIGURA 3.22 – Parâmetros que influenciam a tenacidade da ZAC.....	41
FIGURA 3.23 – Energia absorvida no ensaio Charpy-V em CPs retirados ao longo da ZAC de juntas soldadas de aços navais convencional e TMCP submetidos a duas condições de aporte de calor: (a) 61 KJ/cm <sup>(34)</sup> e (b) 130 kJ/cm <sup>(8)</sup> .....	43
FIGURA 3.24 – Efeito do teor de carbono e da velocidade de resfriamento na formação de MA na GGZAC <sup>(80,81)</sup> .....	43
FIGURA 3.25 – Influência dos elementos de liga na deterioração de resultados de CTOD de ZAC simuladas com duplo e triplo ciclo térmico <sup>(34)</sup> .....	44
FIGURA 3.26 – Faixa de tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C ( $t_{8/5}$ ) recomendado para a soldagem de diferentes tipos de aço de acordo com o limite de escoamento. Adaptado de <sup>(87)</sup> . Ilustração: autor.....	45
FIGURA 3.27 – Heterogeneidade ao longo do entalhe de CPs Charpy-V. LF: Linha de Fusão; MS: Metal de Solda; E: Espessura; GGZAC: Grãos Grosseiros da ZAC; GRZAC: Grãos Refinados da ZAC <sup>(8,10)</sup> .....	47
FIGURA 3.28 – Variação, com a temperatura, da densidade ( $\rho$ ), coeficiente de Poisson ( $\nu$ ), coeficiente de expansão térmica ( $\alpha_T$ ), condutividade térmica ( $\lambda$ ) e calor específico ( $C_p$ ) de um aço estrutural C-Mn <sup>(101,102)</sup> .....	50
FIGURA 3.29 – Problemas relatados por Silva durante a execução dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento Gleeble® <sup>(11)</sup> .....	53

- FIGURA 3.30 – Variação do perfil térmico ao longo do corpo de prova em função da distância entre garras (*span*) durante a execução dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento Gleeble®. Adaptado de Easterling<sup>(41)</sup>. Ilustração: autor.....54
- FIGURA 3.31 – Variação do perfil térmico ao longo do corpo de prova durante a execução dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento Gleeble® do Centro de P&D Usiminas. Ensaios preliminares. Extensão simulada mínima de 2,5 mm em relação ao centro do comprimento do CP (TC1 = termopar no meio do comprimento; TC2 = termopar a 2,5 mm do centro do CP).....54
- FIGURA 3.32 – Ilustração esquemática da simulação de diferentes regiões da ZAC via Gleeble®. Adaptado de Wang et al.<sup>(105)</sup>.....56
- FIGURA 3.33 – Ilustração esquemática da relação entre energia Charpy, dureza vickers e tratamento térmico pós soldagem (TTP°S) em função de diferentes velocidades de resfriamento simulados na Gleeble® de um aço estrutural C-Mn. Adaptado de Easterling<sup>(41)</sup>. Ilustração: autor.....57
- FIGURA 3.34 – Ilustração esquemática do efeito do reaquecimento da região de grãos grosseiros da ZAC em diferentes temperaturas de pico e do tratamento térmico pós soldagem (TTP°S) em CPs simulados na Gleeble® de um aço temperado e revenido. Adaptado de Easterling<sup>(41)</sup>.....57
- FIGURA 4.1 – Ilustração esquemática dos corpos de prova utilizados nos ensaios dilatométricos.....62
- FIGURA 4.2 – Ilustração esquemática dos ciclos térmicos que serão simulados na Gleeble®...64
- FIGURA 4.3 – Equipamento Gleeble® do Centro de Pesquisa & Desenvolvimento Usiminas..64
- FIGURA 4.4 – Ilustração esquemática dos CPs e do maior ciclo térmico simulados na Gleeble®.....66
- FIGURA 4.5 – Condições e aparato para a realização do recobrimento dos CPs Charpy com níquel e ilustração esquemática de corte dos CPs de Charpy para análise metalográfica.....67
- FIGURA 5.1 – Campo representativo das inclusões observadas no aço UHHIW e CONV.....68
- FIGURA 5.2 – Microestrutura, distribuição do tamanho de grão ferrítico e fração volumétrica dos microconstituintes dos aços avaliados. Ataque: Nital 4%.....70
- FIGURA 5.3 – Variação das temperaturas de início e fim de austenitização em relação a velocidade de aquecimento.....72
- FIGURA 5.4 – Curvas das derivadas temporais dos resultados dilatométricos em função da temperatura dos aços UHHIW e CONV.....73
- FIGURA 5.5 – Curvas dilatométricas e as respectivas derivadas temporais em função da temperatura.....74
- FIGURA 5.6 – Deconvolução das curvas de derivadas temporais em função da temperatura via *software* Origin®2018. Setas negras e vermelhas indicam o início e fim da transformação perlítica via derivada temporal e deconvolução, respectivamente.....76

FIGURA 5.7 –	Quantificação dos microconstituintes observados em cada condição de resfriamento e ensaio de dureza Vickers, 5kgf para o aço CONV e UHHIW.....	80
FIGURA 5.8 –	Microestrutura dos corpos de prova simulados nas condições de baixa velocidade de resfriamento.....	81
FIGURA 5.9 –	Microestrutura dos corpos de prova simulados nas condições de alta velocidade de resfriamento.....	82
FIGURA 5.10 –	Diagramas CCT para a região GG ZAC simulada dos aços CONV e UHHIW..	84
FIGURA 5.11 –	Variação do perfil térmico longitudinalmente ao corpo de prova durante a execução dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento Gleeble®.....	86
FIGURA 5.12 –	Macroestrutura longitudinalmente à um dos CPs após simulação no equipamento Gleeble® do ciclo térmico de soldagem de 30°C/s.....	87
FIGURA 5.13 –	Distribuição dos valores de dureza via <i>software</i> minitab® na região simulada e na ZAC para algumas condições simuladas da GGZAC no equipamento Gleeble®.....	89
FIGURA 5.14 –	Mapas de dureza Vickers construídos via <i>software</i> Matlab® realizados longitudinalmente ao CP de algumas condições simuladas da GGZAC no equipamento Gleeble®.....	89
FIGURA 5.15 –	Limite de escoamento e de resistência para o aço CONV e UHHIW em todas as condições da GGZAC simuladas no equipamento Gleeble®.....	91
FIGURA 5.16 –	Mapeamento de dureza Vickers (1kgf) realizado na da condição 1,2°C/s do aço UHHIW e construído via <i>software</i> Matlab®. Regiões amaciadas (setas em vermelho); CP de tração (desenho esquemático em branco). Microestrutura após ataque com nital 4%.....	93
FIGURA 5.17 –	Resultados do ensaio de tenacidade Charpy-V realizado nas diferentes velocidades de resfriamento para os aços CONV e UHHIW.....	95
FIGURA 5.18 –	Metalografia via MO na GGZAC simulada. Velocidade de resfriamento de 0,5°C/s. Ataque: Nital 4%.....	96
FIGURA 5.19 –	Análise da área dos TG $\gamma$ na GGZAC dos aços UHHIW e CONV. Velocidade de resfriamento de 0,5°C/s.....	98
FIGURA 5.20 –	Comparativo das distribuições do TG $\gamma$ observados na GGZAC obtida com velocidade de resfriamento de 0,5°C/s para o aço UHHIW e CONV.....	98
FIGURA 5.21 –	Fração volumétrica dos microconstituintes na GGZAC simulada. Velocidade de resfriamento de 0,5°C/s. Método do intercepto ASTM E562-89, malha: 25 pontos.....	99
FIGURA 5.22 –	Resultados do ensaio de impacto Charpy-V realizados nos CPs da GGZAC simulados na Gleeble® na condição de 0,5°C/s. Temperatura ensaio: -40°C...100	100
FIGURA 5.23 –	Superfície de fratura de alguns CPs de Charpy-V da GGZAC simulados na Gleeble® na condição de 0,5°C/s observados via MEV.....	101
FIGURA 5.24 –	Ilustração do tamanho de grão austenítico na GGZAC em função da presença de precipitados do tipo TiN <sup>(72)</sup> .....	103

FIGURA 5.25 – Precipitação de TiN no equilíbrio termodinâmico através do <i>software</i> ThermoCalc®.....	103
FIGURA 5.26 – Constituinte MA na GGZAC do aço CONV simulada na condição 0,5°C/s.....	105
FIGURA 5.27 – Análise metalográfica evidenciando o constituinte MA na RGG dos aços UHHIW e CONV. Ataque: picral (Solução 1) seguido do metabissulfato de sódio (Solução 2). F = placas de ferrita do constituinte FSA, FSN ou FC ou FPI; C/P = carboneto/perlita.....	106
FIGURA 5.28 – Análise de imagem via <i>software</i> ImageJ evidenciando os locais com a presença do constituinte MA (regiões em vermelho) do aço UHHIW.....	107
FIGURA 5.29 – Análise de imagem via <i>software</i> ImageJ evidenciando a maior fração de MA (regiões em vermelho) nas regiões bandeadas do aço CONV.....	108
FIGURA 5.30 – Fração do constituinte MA GGZAC dos aços UHHIW e CONV.....	108
FIGURA 5.31 – Análise via MO após polimento eletrolítico e ataque com reativo Pipal modificado na seção transversal ao plano de propagação da fratura. Condição: 0,5°C/s. Seta vermelha: CG $\gamma$ ; Seta branca: trincas 2 <sup>aria</sup> ; Seta preta: deformação.....	110
FIGURA 5.32 – Análise via EBSD nos CPs simulados na condição de 0,5°C/s dos aços CONV e UHHIW.....	112
FIGURA 5.33 – Aspecto geral da seção transversal ao plano de propagação da fratura por clivagem do CP simulado na condição 0,5°C/s do aço CONV. Análise via MO após polimento eletrolítico e ataque com reativo nital 4% e pipal modificado e via EBSD.....	114
FIGURA 5.34 – Regiões com a presença de trincas secundárias (T2°) na seção transversal ao plano de fratura do CP simulados na condição de 0,5°C/s do aço CONV. Análise via MO após polimento eletrolítico e ataque com reativo nital 4% e pipal modificado e via EBSD.....	115
FIGURA 5.35 – Análise via MO após ataque com reativo nital 4% e via EBSD após polimento eletrolítico.....	116
FIGURA 5.36 – Regiões com baixo desvio na propagação da trinca em regiões de elevado grau de desorientação. Condição: 0,5°C/s do aço CONV. Análise via MO após polimento eletrolítico e ataque com reativo nital 4% e pipal modificado e via EBSD.....	117
FIGURA 5.37 – Ilustração esquemática da propagação de trincas frágeis de clivagem em relação ao grau de desorientação. Adaptado de Shirahata et al. <sup>(168)</sup> . Ilustração: autor.....	117



## LISTA DE TABELAS

TABELA III.1 – Classificação dos diferentes produtos de transformação da austenita na ZAC <sup>(51)</sup> .....	25
TABELA III.2 – Nomenclatura segundo diferentes autores para os constituintes da ZAC <sup>(51)</sup> .....	26
TABELA III.3 – Identificação dos diferentes constituintes microestruturais em função da velocidade de resfriamento segundo os diferentes laboratórios metalográficos realizado no trabalho de Scotti et al. <sup>(13)</sup> .....	26
TABELA III.4 – Equações para o cálculo do carbono equivalente aplicado para a avaliação da soldabilidade de diversos aços <sup>(63)</sup> .....	32
TABELA III.5 – Variáveis utilizadas na simulação termomecânica da ZAC realizados por alguns pesquisadores nacionais.....	52
TABELA IV.1 – Parâmetros utilizados para a simulação da GGZAC no equipamento dilatômetro.....	62
TABELA IV.2 – Classificação dos diferentes produtos de transformação da austenita na ZAC. Adaptado de <sup>(7,50)</sup> .....	62
TABELA IV.3 – Parâmetros utilizados na simulação da GGZAC via equipamento Gleeble®.....	63
TABELA V.1 – Análise de inclusões segundo a carta padrão I da norma ASTM E45 <sup>(118)</sup> .....	69
TABELA V.2 – Composição química dos aços UHHIW e CONV (% p/p).....	69
TABELA V.3 – Valores de propriedades mecânicas e tenacidade Charpy-V dos aços UHHIW e CONV.....	70
TABELA V.4 – Temperaturas de transformação dos aços UHHIW e CONV via método convencional de análise das curvas dilatométricas.....	77
TABELA V.5 – Temperaturas de transformação dos aços UHHIW e CONV via método deconvolução das curvas de derivada temporal.....	77
TABELA V.6 – Fração volumétrica dos microconstituintes presentes na GGZAC simulada. Intervalo de confiança = 95%.....	99

## LISTA DE SÍMBOLOS

AC, AT ou H	= Aporte Térmico
A <sub>1</sub> & A <sub>3</sub>	= Temperaturas de Transformação no Equilíbrio
Ar <sub>3</sub>	= Temperatura de Início de Transformação da Austenita para Ferrita no Resfriamento
B	= Bainita
Bi	= Bainita Inferior
Bs	= Bainita Superior
C1	Grau de desorientação ao longo do caminho 1 – Ferrita com segunda fase não alinhada
C2	Grau de desorientação ao longo do caminho 2 – Ferrita com segunda fase não alinhada
C3	Grau de desorientação ao longo do caminho 3 – Ferrita com segunda fase alinhada
CCT	= <i>Continuous Cooling Transformation</i>
Ceq <sub>JIS</sub>	= Carbono Equivalente Segundo a JIS
CE <sub>IIW</sub>	= Carbono Equivalente Segundo o IIW
CG <sub>γ</sub>	= Contorno de Grão da Austenita Prévia
CPs	= Corpos de Prova
CONV	= Aço Convencional
EBSD	= <i>Electron Backscatter Diffraction</i>
EH36LC	= Aço Naval do Grau EH36 Produzido Via Laminação Convencional
EH36RA	= Aço Naval do Grau EH36 Produzido Via Resfriamento Acelerado
F ou α	= Ferrita
AFC	= Agregados Ferrita-Carbonetos
FC	= Ferrita de Contorno de Grão – Ferrita Proeutetóide
FSA	= Ferrita com Segunda Fase Alinhada
FSN	= Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada
FPI	= Figura de Polo Inversa
FWI	= Ferrita de Windmasttatën Intragranular
GGZAC	= Grãos Grosseiros da Zona Afetada pelo Calor
GRZAC	= Grãos Refinados da Zona Afetada pelo Calor
h	= Espessura
h <sub>c</sub>	= Espessura Crítica
ICZAC	= Intercrítica da Zona Afetada pelo Calor
IIW	= <i>International Institute of Welding</i>
JIS	= <i>Japanese Industrial Standards</i>
k	= Condutividade Térmica
L	= Laminação

LBZ	= <i>Local Brittle Zone</i>
LC	= Laminação Controlada
Lcon	= Laminação Convencional
LE	= Limite de Escoamento
LF	= Linha de Fusão
LR	= Limite de Resistência
M	= Martensita
MA	= Constituinte Martensita-Austenita
MB	= Metal de Base
MEV/EDS	= Microscopia Eletrônica de Varredura
M <sub>F</sub>	= Temperatura de Final de Formação da Martensita
MO	= Microscopia Óptica
M <sub>s</sub>	= Temperatura de Início de Formação da Martensita
MS	= Metal de Solda
N	= Normalização
P	= Perlita
P&D	= Pesquisa e Desenvolvimento
PTI	= Produtos formados em Temperaturas Intermediárias
R	= Revenimento
RA	= Resfriamento Acelerado
SCZAC	= Subcrítica da Zona Afetada pelo Calor
T2°	= Trinca secundária de clivagem
TMCP	= <i>Thermo Mechanical Control Process</i>
T <sub>0</sub>	= Temperatura de Preaquecimento ou Temperatura Ambiente
TC	= Tempera Convencional
TC1	= Termopar posicionado no centro do CP de Gleeble®
TC2	= Termopar posicionado a 4 mm do centro do CP de Gleeble®
TC3	= Termopar posicionado a 5 mm do centro do CP de Gleeble®
TD	= Tempera Direta
TG <sub>γ</sub>	= Tamanho de Grão da Austenita Prévia
T <sub>nr</sub>	= Temperatura de Não Recristalização da Austenita
T°p	= Temperatura de Pico
tT°p	= Tempo de Permanência na Temperatura de Pico
TTPS	= Tratamento Térmico Pós-Soldagem
TWI	= <i>The Welding Institute</i>

UHHIW	= <i>Ultra High Heat Input Welding</i>
VA	= Velocidade de Aquecimento
YP	= <i>Yield Point</i>
ZAC	= Zona Afetada pelo Calor
$\gamma$	= Austenita
$\rho$	= Densidade
$c$	= Calor Específico
$\eta$	= Eficiência Térmica
$\Delta t_{p/8}$	= Tempo de Resfriamento entre Temperatura de Pico e 800°C
$\Delta t_{8/5}$	= Tempo de Resfriamento entre 800 e 500°C
$\Delta T^{\circ}_{8/5}$	= Velocidade de Resfriamento entre 800 e 500°C

## RESUMO

A soldagem com elevado aporte térmico é uma das alternativas adotadas pelos grandes estaleiros e fabricantes de torres eólicas para aumento da produtividade nas operações de união de materiais. No entanto, os ciclos térmicos gerados durante a soldagem podem provocar transformações microestruturais prejudiciais à tenacidade na zona afetada pelo calor (ZAC), especialmente na região de grãos grosseiros (GGZAC). Neste trabalho, foram avaliados o crescimento de grão e as alterações microestruturais na GGZAC de um aço de 35 mm de espessura e de 355 MPa de limite de escoamento, produzido por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado (TMCP - *Thermomechanical Controlled Process*) em comparação com um aço de mesma classe de limite de escoamento produzido convencionalmente, ambos submetidos a distintos ciclos térmicos nos equipamentos dilatômetro e Gleeble®, de forma a simular elevados aportes de soldagem. Foi observado que o tamanho de grão da austenita prévia na GGZAC ( $TG\gamma$ ) segue uma distribuição log-normal e que o aço TMCP, independente do ciclo térmico de soldagem simulado, apresentou valores de  $TG\gamma$  significativamente menores quando comparados com o aço convencional. Infere-se que tal fato pode estar associado à presença de precipitados de TiN homogeneamente distribuídos e coerentes com a matriz, os quais dificultam o crescimento de grãos devido ao efeito de ancoramento em regiões em que a máxima temperatura não supera a temperatura de sua dissolução. A tenacidade ao impacto da GGZAC simulada do aço TMCP foi significativamente superior ao do aço convencional. O menor  $TG\gamma$ , a menor fração do constituinte frágil MA e a presença de uma microestrutura formada por constituintes de menor dureza e com elevada densidade de contornos de alto ângulo foram considerados como sendo os principais fatores que contribuíram para a melhor tenacidade desse aço. Os resultados obtidos mostraram que a utilização dos simuladores termomecânicos dilatômetro e Gleeble® é uma alternativa eficaz para a realização de estudos comparativos de soldabilidade de aços estruturais. Além disso, o emprego do aço TMCP pode ser uma opção para o aumento da produtividade dos fabricantes de torres eólicas e de navios de grande porte, por possibilitar a aplicação de processos de soldagem com elevados aportes de calor produzindo juntas soldadas com excelentes resultados de propriedades mecânicas, especialmente a tenacidade a baixas temperaturas.

**Palavras-chave:** GGZAC; Aços TMCP; Dilatometria; Gleeble®; Elevado Aporte Térmico.

## ABSTRACT

High heat input welding is one of the alternatives adopted by shipyards and wind tower manufacturers for increasing productivity in operations for joining materials. However, the thermal cycles generated during welding may cause microstructural transformations that are detrimental to the toughness in the heat-affected zone (HAZ), especially in the coarse-grained region (CGHAZ). In this work, the grain growth and the microstructural changes in the CGHAZ of a 355 MPa yield strength steel of 35 mm thickness, produced by controlled rolling followed by accelerated cooling - TMCP (Thermo-Mechanical-Control-Process), were compared to a steel of the same grade produced by conventional rolling, both submitted to high thermal cycles in the dilatometer and Gleeble® equipments, in order to simulate high heat inputs welding. It was observed that previous austenite grain size ( $SG\gamma$ ) in the CGHAZ follows a log-normal distribution and the TMCP steel, regardless of the heat input welding simulated used, showed (presents)  $SG\gamma$  values significantly lower than those obtained for the conventional steel. The lower  $SG\gamma$  of the TMCP steels were associated with the possible presence of TiN precipitates homogeneously distributed and coherent with the matrix, which pinning the grain growth due in regions where the maximum temperature does not exceed its dissolution temperature. The impact toughness of the simulated CGHAZ of TMCP steel was significantly higher than that of the conventional steel. The lower  $SG\gamma$ , the lower volume fraction of the MA constituent and the presence of a lower hardness constituents with high fraction of high angle boundaries were the main factors to the excellent toughness of this steel. The results achieved showed that the use of thermomechanical simulators dilatometer and Gleeble® is an alternative for performance comparative weldability studies of structural steels. In addition, the use of TMCP steel may be an option to increase the productivity of wind tower manufacturers and large ships, as it allows the application of welding processes with high heat input producing welded joints with excellent properties, especially the toughness at low temperatures.

**Key-words:** CGHAZ; TMCP Steels; Dilatometry; Gleeble®; High Heat Input Welding.

## 1 INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, as indústrias eólica e naval mundial têm passado por processos de modernização dos seus meios de produção, objetivando a otimização dos custos e tempos de fabricação e a redução do peso das estruturas e embarcações. Isso se deve à demanda crescente por novas alternativas de geração de energia limpa e à necessidade de embarcações mais seguras e eficientes, com foco na redução dos acidentes ambientais e nas emissões atmosféricas, um reflexo do aumento do transporte marítimo de *commodities*, da população e da economia mundial nas últimas décadas. Nesse cenário, os países asiáticos destacam-se como liderança mundial, sendo os maiores fabricantes de navios de grande porte e de torres eólicas. Essa hegemonia se deve principalmente à utilização de projetos pioneiros de construção de tramos metálicos e navios que, em grande parte, foram possíveis devido ao emprego de aços do tipo TMCP (*Thermo Mechanical Control Process*), pioneiramente desenvolvido pelas siderúrgicas japonesas na década de 1970. Tais aços permitiram uma maior exploração da soldagem com altos níveis de aporte térmico e o aperfeiçoamento dos processos de união, resultando em uma otimização dos processos de fabricação.

No Brasil, após anos de estagnação, a indústria naval ressurgiu no início dos anos 2000 impulsionada pelos investimentos realizados para o desenvolvimento da exploração em águas profundas do pré-sal. Porém, apesar de possuir 20 estaleiros de grande porte, devido ao cenário político/econômico atualmente desfavorável, esse setor passa novamente por uma crise. Já no setor elétrico, a energia eólica é uma tecnologia de geração nova no território brasileiro sendo explorada de forma expressiva somente a partir de 2009. Há grandes incentivos federais para o desenvolvimento dessa forma renovável de energia o que tem impulsionado o crescimento contínuo desse setor o qual, atualmente, coloca o Brasil como o oitavo país com maior produção mundial de energia eólica.

Apesar dos grandes investimentos para o desenvolvimento do setor eólico brasileiro e modernização da indústria naval nacional, ainda existem muitos problemas como falta de conhecimento e mão de obra qualificada, de desenvolvimento de novos materiais, de tecnologia e projetos modernos que otimizem as inúmeras operações de soldagem empregadas na fabricação dos aerogeradores e dos navios de grande porte.

Na literatura é possível encontrar inúmeros trabalhos de P&D e de aplicação prática que comprovam a superioridade, principalmente em termos de soldabilidade, dos aços TMCP em relação aos aços convencionais. Porém, no Brasil, esse aço ainda é pouco conhecido e existem

poucos trabalhos que divulguem as vantagens de sua aplicação tanto na indústria naval quanto eólica.

A simulação física dos ciclos térmicos é amplamente utilizada por institutos de pesquisa e empresas em várias partes do mundo em estudos de soldabilidade, porém, devido ao reduzido número de equipamentos disponíveis no Brasil, existem poucos estudos nacionais que utilizaram essa metodologia. Dessa forma, esse estudo teve como principal objetivo avaliar o crescimento de grão, as alterações microestruturais, as propriedades em tração e a tenacidade Charpy-V na região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor (GGZAC) do aço TMCP de 355 MPa de limite de escoamento (LE) denominado UHHIW (*Ultra High Heat Input Welding*), em comparação com um aço de mesma classe de LE produzido por laminação convencional, ambos submetidos a distintos ciclos térmicos nos equipamentos dilatômetro e Gleeble®, de forma a simular elevados aportes de soldagem. Além disso, foi determinada a faixa de aportes de calor que proporciona os melhores valores de tenacidade para cada aço avaliado, sendo desenvolvida uma metodologia de classificação dos aços em relação à soldabilidade utilizando o equipamento de simulação física Gleeble®.



## **2 OBJETIVO**

### **2.1 Objetivo Geral**

Avaliar a soldabilidade de aços da classe de 355 MPa de limite de escoamento produzidos por laminação convencional seguida por tratamento térmico de normalização e por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado (TMCP), através de simulação de ciclos térmicos de soldagem de elevados aportes de calor.

### **2.2 Objetivos Específicos**

- Avaliar a influência de diferentes ciclos térmicos de soldagem na microestrutura da região de grãos grosseiros da ZAC (Zona Afetada pelo Calor).
- Avaliar a influência da composição química nas transformações microestruturais ocorridas na região de grãos grosseiros da ZAC formada por diferentes ciclos térmicos de soldagem.
- Avaliar o efeito do amaciamento da ZAC na resistência mecânica e na tenacidade.
- Avaliar o crescimento de grão na ZAC e suas consequências na tenacidade.
- Desenvolver uma metodologia para classificação dos aços produzidos por diferentes rotas de fabricação em relação à soldabilidade, utilizando o equipamento de simulação física Gleeble®.
- Entender o efeito de diferentes ciclos térmicos na microestrutura e tenacidade da região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor de aços TMCP e, dessa forma, atuar na rota de processamento desses materiais de forma a melhorar suas propriedades quando aplicados em condições de soldagem com elevados aportes de calor.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 As indústrias eólica e naval

A dependência da economia mundial por combustíveis fósseis cada dia mais escassos e os efeitos adversos no meio ambiente provocados pelos meios convencionais de geração de energia<sup>(1)</sup>, por exemplo, as termoelétricas, nucleares e hidroelétricas, têm impulsionado as grandes potências globais pela busca e utilização de fontes de energia renováveis e de menor impacto ambiental. Nesse cenário, a não emissão de dióxido de carbono na atmosfera, atrelada aos baixos custos necessários para implantação e para manutenção em relação às usinas hidrelétricas e nucleares além da melhoria da economia local, geração de empregos e diversificação da matriz energética tem levado vários países a estabelecer incentivos regulamentando e dirigindo investimentos financeiros para estimular a geração de energia eólica. Atualmente a China detém a maior capacidade instalada com mais de 35% da geração de energia eólica mundial. Os Estados Unidos com 17%, seguido pela Alemanha (10%) e Índia (6%). O Brasil, com 2%, está em oitavo entre os maiores produtores de energia eólicas mundial<sup>(2)</sup>.

Nos últimos anos, a indústria naval passou por uma série de mudanças na forma de se construir navios que, em grande parte, foram impulsionadas pela ascensão do mercado de transporte de carga por via marítima, reflexo do aumento da população e da economia mundial, tendo como principal destaque a evolução do estilo de vida dos países emergentes<sup>(3,4)</sup>. Atualmente, as trocas internacionais de comércio feitas através dos oceanos representam 80% das transações realizadas em todo o mundo, o equivalente a US\$ 4,8 trilhões em mercadorias negociadas. Nesse contexto, nas últimas décadas, vários países iniciaram programas para renovação de suas frotas navais, tanto da marinha mercante quanto a de guerra<sup>(5)</sup>, com destaque para as embarcações especializadas no transporte de petróleo e carga a granel, que correspondem a mais de 60% do transporte marítimo mundial<sup>(1)</sup>.

Os países asiáticos dominam a indústria mundial de construção em larga escala de navios desde o início dos anos 80. Até 2017, China (35%), Coreia do Sul (31%) e Japão (20%), são os maiores fabricantes de navios do tipo graneleiros e petroleiros e detêm 86% do mercado mundial<sup>(6)</sup>. Dentre esses, destaca-se o Japão, que a partir da década de 1970, conforme ilustrado na figura 3.1, realizou grandes esforços em P&D visando ao desenvolvimento de aços de maior resistência mecânica e melhor soldabilidade, como exemplo os aços TMCP (3). Dessa forma, gradualmente os aços de baixa resistência (aços A36 com limite de escoamento em torno de 240 MPa – 24 kgf/mm<sup>2</sup>) produzidos convencionalmente foram substituídos pelos aços de alta

resistência TMCP de 32, 36 e, em casos específicos, 40 kgf/mm<sup>2</sup> de limite de escoamento (*Yield Point – YP*), não somente pelo aumento da resistência mecânica, mas também pela excelente tenacidade e soldabilidade desses materiais.

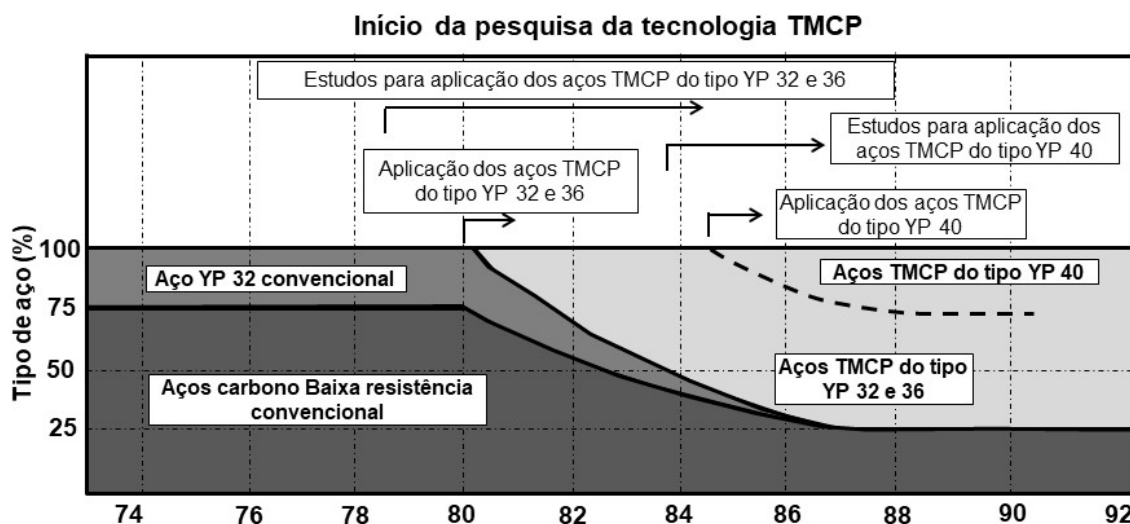


FIGURA 3.1 – Utilização de aços de alta resistência produzidos via TMCP na indústria naval japonesa. Adaptado de Imai<sup>(3)</sup>. Ilustração: autor.

Tais aços permitiram o aperfeiçoamento dos processos de união, dispensando a necessidade de preaquecimento na soldagem com baixo aporte térmico e viabilizando a possibilidade de uma maior exploração da soldagem com alto aporte térmico, resultando em um aumento da eficiência das etapas de soldagem durante a fabricação<sup>(7-13)</sup>, uma vez que, tanto na indústria naval quanto eólica são necessárias inúmeras atividades de caldeiraria e corte de chapas, dobramento e, especialmente, várias operações de soldagem. A demanda por materiais com propriedades diferenciadas e por processos de maior eficiência estimularam não somente a siderúrgicas a modernizar os seus meios de produção, mas também aos fabricantes de consumíveis e equipamentos de soldagem. Como exemplo, a figura 3.2 ilustra a evolução do processo de soldagem a arco submerso em função das taxas de deposição. Dessa forma, a utilização dos aços TMCP em conjunto com processos/consumíveis de soldagem modernos proporcionaram o desenvolvimento de projetos navais e de torres eólicas competitivos, com estruturas mais leves e com otimização dos custos e do tempo de fabricação.

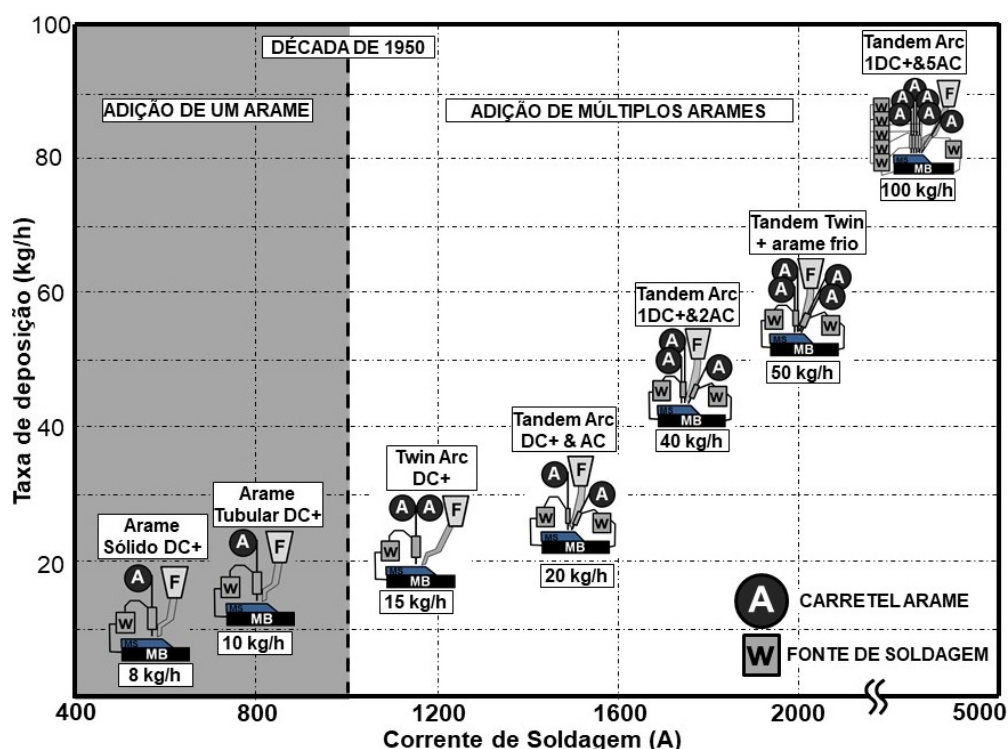


FIGURA 3.2 – Evolução do processo de soldagem a arco submerso em função da taxa de deposição e a máxima corrente de soldagem aplicada. Adaptado de Domingues, J. R.<sup>(14)</sup>. Ilustração: autor.

No Brasil, após duas décadas (1970-1980) de apogeu, a indústria naval permaneceu estagnada até o final dos anos 90. Essa cadeia produtiva ressurgiu no início dos anos 2000 devido a alta demanda por diferentes tipos de navios e estruturas marítimas que, em grande parte, foi impulsionada pelos investimentos realizados para o desenvolvimento da exploração em águas profundas do pré-sal<sup>(15)</sup>. Nesse contexto, grandes estaleiros brasileiros, localizados nos estados do Rio de Janeiro, Pernambuco, Rio Grande do Sul, e Bahia<sup>(15)</sup>, com o objetivo de otimizar os tempos e custos de produção, passaram por um processo de modernização, e adquiriram equipamentos de soldagem capazes de realizar a soldagem de apenas um lado da junta com a deposição de um único passe de solda empregando aportes de calor da ordem de 200 a 280 kJ/cm. Segundo o SINAVAL<sup>(16)</sup>, o Brasil possui 20 estaleiros de grande porte que, se não fosse o cenário político/econômico atualmente desfavorável, esse setor teria a capacidade de consumo de mais de 500 kt/ano, figura 3.3.

Já a geração de energia elétrica através da energia cinética dos ventos, só começou a ser explorada de forma expressiva no território brasileiro a partir de 2009, devido aos problemas de redução dos reservatórios hídricos o que impulsionou a criação de programas de incentivo federais como o PROINFA (Programa de Incentivo às Fontes Alternativas de Energia Elétrica)<sup>(17)</sup>. Segundo a ABEEOLICA (Associação Brasileira de Energia Eólica)<sup>(18)</sup>, atualmente

o Brasil possui em operação 583 parques eólicos com mais de 7 mil aerogeradores e uma capacidade instalada para a geração de energia eólica de 14,7 GW/ano que corresponde a 9,0% da matriz elétrica brasileira. A maior geração de energia eólica se concentra nas regiões Nordeste e Sul, sendo o Rio Grande do Norte, Bahia, Ceará e Rio Grande do Sul os estados com maior capacidade instalada, figura 3.3.

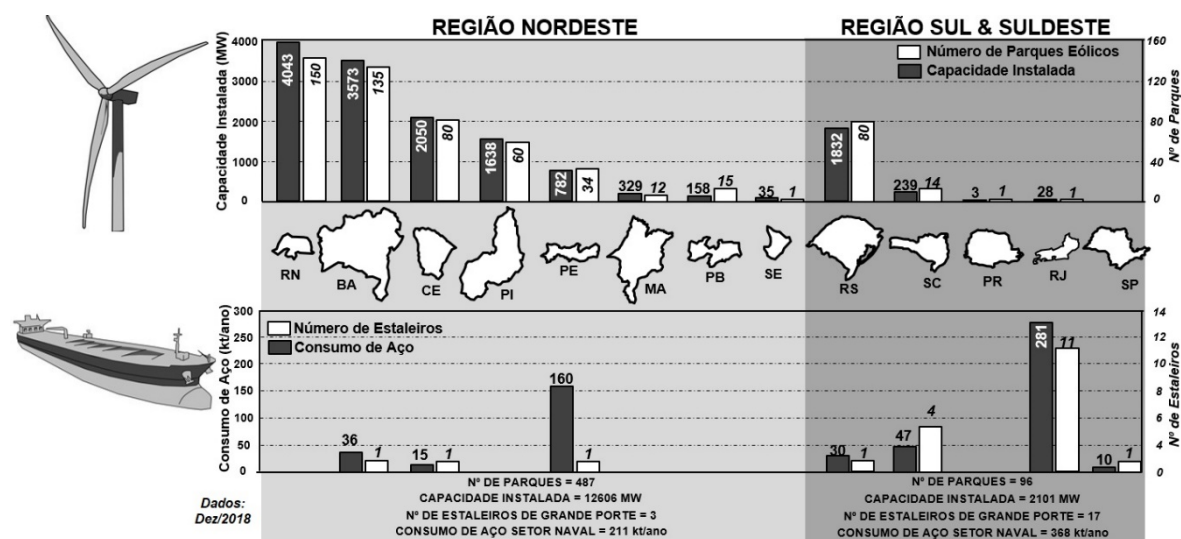


FIGURA 3.3 –Setor naval e eólico nacional segundo ABEEólica<sup>(18)</sup> e Sinaval<sup>(16)</sup>. Ilustração: autor.

Porém, apesar dos grandes investimentos para o desenvolvimento do setor eólico e naval nacional, ainda existem muitos problemas a serem enfrentados, dentre eles destacam-se: (i) a falta de mão de obra especializada; (ii) de desenvolvimento de novos materiais; (iii) a terceirização de parte do processo de fabricação, uma estratégia de produção adotada mundialmente; (iv) utilização de tecnologia e projetos modernos que otimizem as inúmeras operações de soldagem empregadas na fabricação dos aerogeradores e dos navios de grande porte. Por fim, a falta de inovações, principalmente em processos de soldagem, e o desconhecimento em relação às vantagens produtivas adquiridas com a utilização de aços modernos, como por exemplo, aços produzidos via laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, mantêm-se como uma forte característica negativa da indústria naval brasileira, o que ajuda a explicar sua baixa produtividade.

### 3.2 Aços TMCP

O aperfeiçoamento das diversas tecnologias aplicadas na siderurgia e o desenvolvimento de novas classes de aços com especificações de requisitos distintos (tenacidade a fratura, tração na

direção da espessura, limitação de valores de dureza na ZAC, etc.) do simples atendimento as propriedades em tração (como era exigido para os aços navais de baixa resistência mecânica aplicados no início do século XX) tem como principal força motriz a demanda mercadológica a qual, basicamente, tem sido impulsionada tanto por anseios econômicos quanto por ocorrências de catástrofes associadas a utilização de materiais não adequados para determinadas aplicações. Nesse contexto, é possível encontrar diversos exemplos ao longo do século XX, de modernização dos meios de produção que possibilitaram o desenvolvimento de novos tipos de aços, processos e consumíveis de soldagem o que permitiram, dessa forma, a exploração de regiões inóspitas com condições ambientais adversas. Abaixo são citados alguns desses eventos históricos que contribuíram para a evolução das classes de aços<sup>(19-27)</sup>:

- Em 1968 os anseios pela exploração de campos de petróleo no Alaska levaram, em 1969, ao desenvolvimento do aço APIX65 produzido via laminação controlada e, em 1971, ao desenvolvimento de fluxo básico para a soldagem com alta velocidade o que possibilitou a aplicação da soldagem ao arco submerso para a fabricação de tubos de grande diâmetro e, dessa forma, a construção da Trans-Alaska.

- A ocorrência, em 1969, de decoesão lamelar em plataformas semi-submersíveis, exigiu, a partir de 1970, o aperfeiçoamento de aços estruturais com quantidade reduzida de enxofre de forma a favorecer as propriedades em tração ao longo da espessura (tração Z).

- Em 1970, a necessidade de construção de navios petroleiros de grande porte, levou ao desenvolvimento dos aços navais HS50 (*HS – High Strength*) de 50 kgf/mm<sup>2</sup> de limite de resistência. Para essa aplicação os aços HS50 foram soldados através do processo ao arco submerso unilateral (deposição de passes somente em um dos lados da junta) o que possibilitou a otimização do processo de fabricação naval. Nesse mesmo ano iniciou-se a produção via lingotamento contínuo e a utilização do DWTT (*Drop Weight Tear Tester*) como método para avaliar a mecânica da fratura em aços APIs destinados a fabricação de tubos aplicados em condições que exigem elevadas pressões de trabalho.

- Após a primeira crise do petróleo em 1973, o ensaio de CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) passou a ser exigido em adição aos ensaios de impacto Charpy-V para qualificação de juntas soldadas de estruturas *offshore* e de dutos de condução. A explosão de um duto de condução no Oriente Médio devido a problemas relacionados a trincas induzidas por hidrogênio levou, em 1974, ao desenvolvimento dos aços API resistentes ao HIC (*Hydrogen Induced Cracking*) do tipo V-Cu-Ti-REM. Em 1974 iniciou-se a exigência de ensaios de CTOD para o metal de solda e limitação dos seus valores de dureza inferiores a 280 HV para as estruturas *offshore* construídas no Mar do Norte.

- Em 1977 a exigência por materiais com elevado valores de CTOD levou a produção de aços acalmados ao alumínio com adições controladas de titânio e nitrogênio (TiN) de forma a favorecer o refinamento de grão. Além disso, no mesmo ano, também foi desenvolvido os metais de solda com a adição de titânio e boro para favorecer os valores de CTOD do metal de solda destinados a essa aplicação.

- A segunda crise do petróleo em 1978 levou a extração de poços de petróleo em regiões até então inexploradas o que demandou por aços APIs resistentes a ambientes *sour* (ambiente ácido rico nos gás  $H_2S$  e  $CO_2$ ) os quais foram desenvolvidos no ano seguinte, com adição de titânio, cobre e níquel, tratados com cálcio para globular inclusões e com uma significativa redução dos teores de enxofre, inferiores a 0,002%.

Conforme citado, a forte demanda, especialmente na segunda metade do século XX, por aços com propriedades diferenciadas, com destaque para a tenacidade a fratura e a soldabilidade e o uso de aços de alta resistência para a construção de estruturas cada vez maiores e mais complexas estimularam uma inovação nos meios de produção das indústrias siderúrgicas as quais, através de trabalhos de P&D, iniciaram a investigação e o desenvolvimento de novas tecnologias que possibilitaram o controle dos mecanismos responsáveis pela alteração das propriedades mecânicas do aço<sup>(28)</sup>. Nesse contexto, foi constatado que através do processo de laminação controlada (LC) e, mais recente, através da LC seguida de resfriamento acelerado é possível produzir aços com elevada resistência mecânica associada a excelentes resultados de tenacidade a baixas temperaturas<sup>(29)</sup> devido, em grande parte, ao benefício da presença de uma matriz microestrutural refinada, conforme relatado nos trabalhos de Hall<sup>(30)</sup> e Petch<sup>(31)</sup> no início da década de 1950, os quais demonstraram, empiricamente, que o início do escoamento de aços baixo carbono está relacionado com o seu tamanho de grão.

Porém, os aços obtidos através do processo de laminação controlada seguida de resfriamento acelerado ainda são pouco empregados no Brasil, visto que o desenvolvimento dessa tecnologia é recente e começou a ser explorada exclusivamente pela Usiminas no ano de 2011.

Existem diversos trabalhos na literatura que abordam os fundamentos metalúrgicos dos diferentes processos de produção dos aços modernos, os quais não serão o foco principal desse estudo. Este tópico será destinado a uma breve revisão sobre as principais particularidades e vantagens dos aços TMCP, assim como os cuidados que devem ser tomados na soldagem dos aços produzidos via resfriamento acelerado comparativamente aos aços produzidos de forma convencional, ou seja, laminação a elevadas temperaturas seguida por tratamento térmico de normalização.

Na figura 3.4 é demonstrado, esquematicamente, a sequência de laminação e tratamentos térmicos dos principais processos de laminação empregados na produção de chapas grossas. Evidentemente que existem outras formas de classificação e outras variantes não apresentadas na figura 3.4.

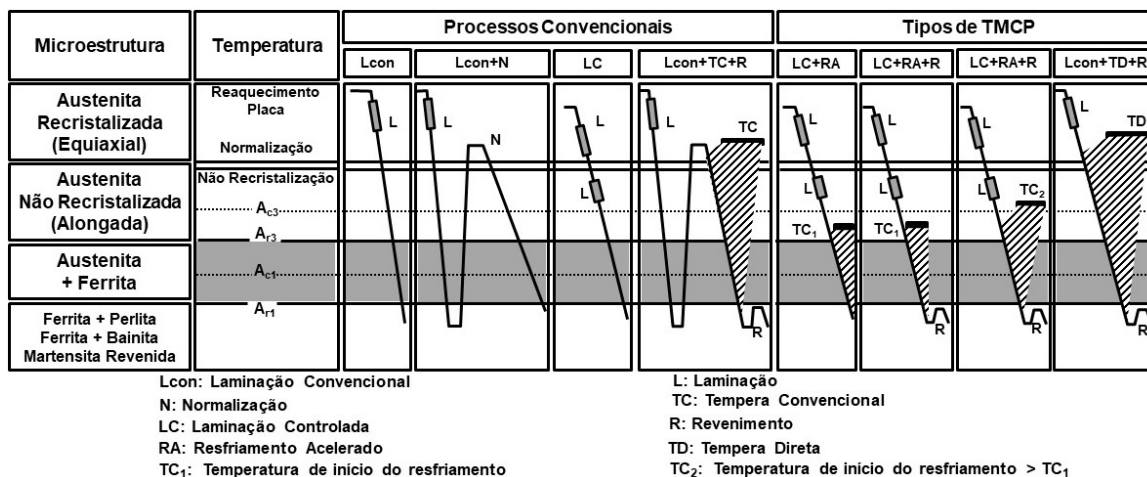


FIGURA 3.4 – Representação esquemática das etapas de laminação e tratamento térmico para os distintos modos de processamento dos aços adaptado de Mabuchi et al.<sup>(32)</sup>.

Na laminação convencional (Lcon) de chapas grossas, o objetivo é a obtenção de produtos com dimensões específicas com o menor custo de produção. Dessa forma o reaquecimento das placas e a execução dos passes de laminação são efetuados a altas temperaturas, onde o material apresenta maior plasticidade, sendo necessário o menor gasto de energia para fabricá-los. Havendo maiores requisitos de qualidade, as chapas de aço, após a laminação, são submetidas a tratamentos térmicos de normalização ou têmpera e revenimento. Na laminação convencional a resistência mecânica do material é obtida através dos mecanismos de endurecimento por solução sólida e precipitação. Dessa forma, as propriedades finais dos aços normalizados são fortemente afetadas pela composição química da liga. Além disso, a temperatura de reaquecimento das placas e as condições do tratamento térmico de normalização também são variáveis importantes, porque afetam o tamanho de grão austenítico ( $TG_{\gamma}$ ) e, dessa forma, a homogeneidade microestrutural e o tamanho de grão ferrítico do produto final.

A laminação controlada (LC) se difere da laminação a quente convencional devido à utilização de uma menor temperatura de reaquecimento de placas e à utilização de uma segunda etapa de laminação a partir da temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ) da austenita, conforme ilustrado na figura 3.4. O reaquecimento em baixas temperaturas favorece a obtenção de um tamanho de grão austenítico inicial menos grosseiro do que os observados no processo convencional (Lcon), tornando possível, operacionalmente, a aplicação de maiores reduções em faixas menores de



temperaturas. Já a execução de passes de laminação na região de não recristalização da austenita (abaixo da  $T_{nr}$ ) é um método eficiente para o refino de grão. Dessa forma, a nucleação heterogênea da ferrita ocorrerá nos contornos e no interior dos grãos, em maclas e bandas de deformação, conduzindo a uma estrutura final mais refinada em comparação aos aços de mesmo grau produzidos por laminação convencional<sup>(30,31)</sup>. Sendo assim, o desenvolvimento do processo de laminação controlada permitiu a otimização da composição química dos aços estruturais, melhorando a sua aplicação e tornando-os, por exemplo, menos sensíveis às alterações de temperatura provocadas pelas operações de soldagem, melhorando a sua soldabilidade e suas propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade a baixas temperaturas<sup>(33)</sup>.

Quando comparados com os aços de mesmo grau produzidos por laminação convencional os aços produzidos via laminação controlada seguida de resfriamento acelerado (LC + AR) apresentam excelentes resultados de tenacidade e resistência mecânica. Isso porque esses materiais possuem uma microestrutura mais refinada que a dos aços convencionais, o que se deve à transformação da austenita na condição deformada durante o resfriamento realizado com elevadas taxas. A característica principal desse processo é a utilização do resfriamento acelerado com água, imediatamente acima da temperatura de início de transformação no resfriamento ( $Ar_3$ ), após a laminação controlada. Os níveis de resistência mecânica obtidos nesse processo são em geral superiores aos observados quando aplicado somente a laminação controlada. As características de alta tenacidade obtidas são determinadas principalmente pela laminação controlada, enquanto que o resfriamento acelerado proporciona um aumento adicional de resistência mecânica sem comprometer, contudo, a tenacidade. O aumento de resistência é normalmente associado aos seguintes fatores<sup>(34)</sup>:

- Formação de bainita e/ou ferrita acicular finamente dispersa na matriz.
- Refino significativo de grão ferrítico.
- Endurecimento por solução sólida e precipitação mais efetiva do que no processo LC.
- Elevada densidade de discordâncias na ferrita em comparação ao processo LC.

As características da laminação controlada antes do resfriamento acelerado variam de acordo com a combinação das diferentes propriedades especificadas pelos clientes e aplicação do produto final.

Como uma parte do aumento de resistência mecânica dos aços TMCP é obtida através do refinamento de grão, conforme esquematicamente ilustrado na figura 3.5, para um mesmo nível de resistência mecânica é possível, dessa forma, serem empregados menores teores de elementos de liga, representados na figura 3.5 através dos valores de  $C_{eqJIS}$  e  $CE_{IIW}$ ,

beneficiando, além da tenacidade do metal de base, a tenacidade na zona afetada pelo calor de juntas soldadas. No entanto, problemas de amaciamento podem ocorrer devido aos mais baixos valores de  $Ceq^{(35)}$ . Além disso, devido ao fato do aumento de resistência estar em parte associado ao endurecimento por precipitação e à maior densidade de discordâncias, os aços produzidos via LC + RA apresentam limitações das condições de trabalho a quente e de tratamento térmico pós-soldagem (TTPS)<sup>(29,36)</sup>.

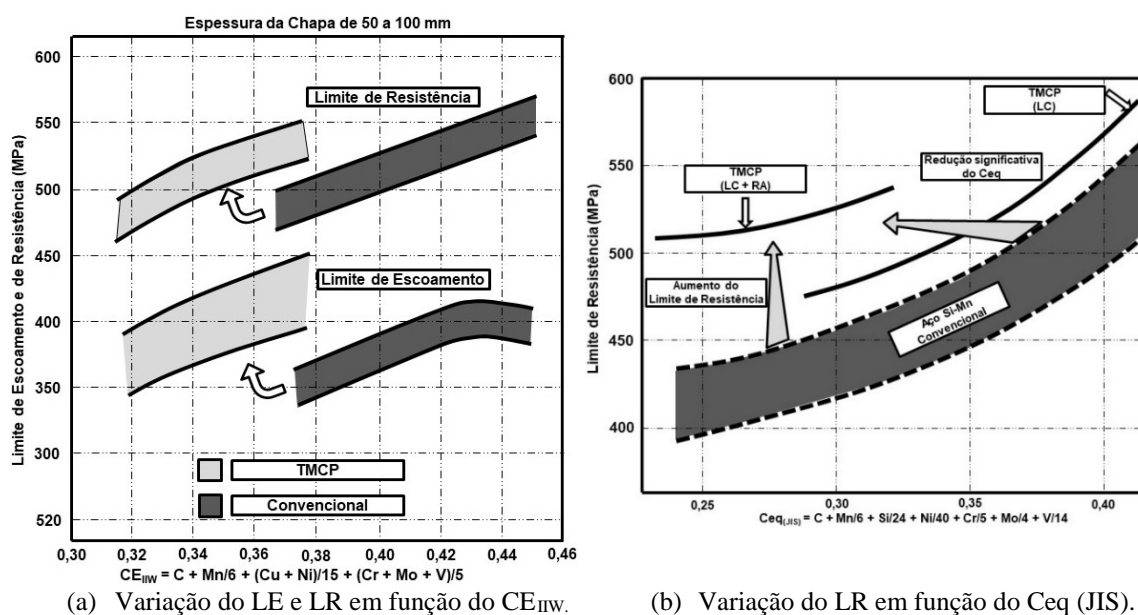


FIGURA 3.5 – Relação entre os valores de carbono equivalente (IIW e JIS) e a resistência mecânica de aços convencionais e TMCP representada através do limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR). Adaptado de Okamoto et al.<sup>(34)</sup>.

No caso dos aços termomecanicamente processados, para compreender e controlar as transformações microestruturas e, dessa forma, as propriedades do produto final, se faz necessário entender todos os fenômenos metalúrgicos que ocorrem em cada etapa do processo de produção. A figura 3.6 ilustra os fenômenos mais relevantes que ocorrem ao longo da produção de uma chapa grossa, evidenciando os principais efeitos metalúrgicos que cada etapa exerce na etapa subsequente<sup>(37)</sup>. Toda a estratégia para a fabricação dos aços modernos começa nas áreas primárias, redução e aciaria, com a aplicação de diferentes técnicas para reduzir o nível de impurezas do gusa líquido além do processamento no conversor LD. A realização de dessiliação ainda no canal de corrida é um processo que auxilia na otimização das etapas de refino do aço e é uma realidade cada vez mais frequente devido ao processamento de minérios de ferro menos nobres, especialmente com teores elevados de silício e fosforo. Além da pré oxidação do silício, a dessulfuração por agitação também é uma técnica eficaz para minimizar o tempo de processamento no conversor LD. A desgaseificação a vácuo é útil para reduzir os

teores de nitrogênio, hidrogênio e oxigênio do aço líquido. No forno panela é possível, com o auxílio de um arco elétrico, realizar o reaquecimento do aço líquido, adição de ligas metálicas, a dessulfuração final e a realização de tratamentos de globulização de inclusões. Técnicas especiais durante a solidificação do aço no lingotamento contínuo também são aplicadas para minimizar a formação de segregação central. A existência de um grande número de possíveis combinações entre os diferentes mecanismos para melhorar a resistência mecânica e a tenacidade torna o processo bastante flexível, robusto e, ao mesmo tempo, complexo.

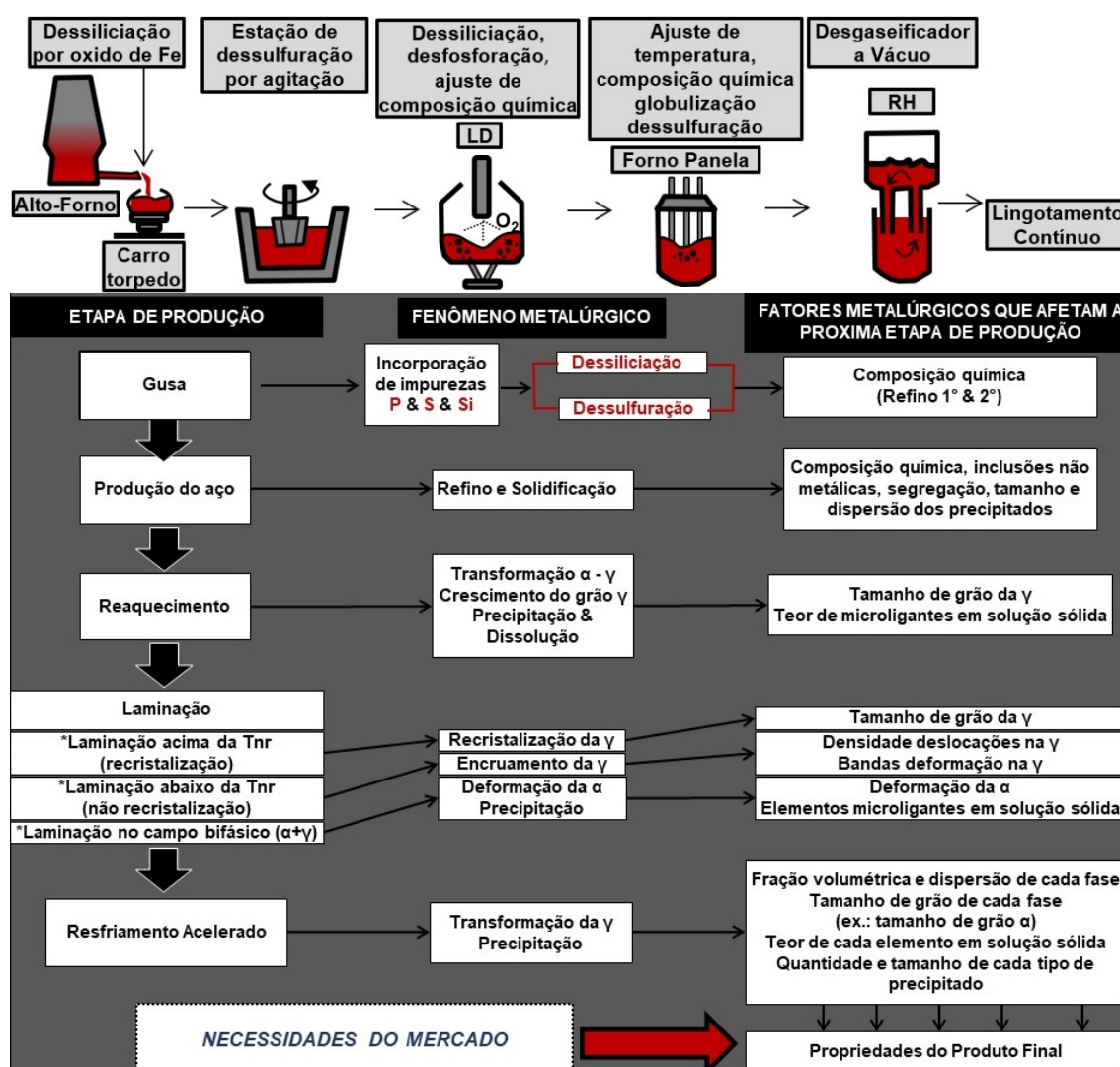


FIGURA 3.6 – Processos de refino e fluxo ilustrando os principais fenômenos metalúrgicos que ocorrem em cada etapa do processamento termomecânico. Adaptado de Defourny, J. e Okamoto et al.<sup>(37,38)</sup>. Ilustrações: autor.

Como a condição da austenita durante a produção dos aços TMCP é uma variável importante para o entendimento das propriedades do produto final, na figura 3.7<sup>(39)</sup> é evidenciado esquematicamente as alterações do tamanho de grão austenítico (TG $\gamma$ ) durante, essencialmente, as quatro principais etapas do processamento termomecânico:

1. Reaquecimento das placas: realizado na menor temperatura possível para prevenir o crescimento excessivo do grão austenítico;
2. Laminação de Desbaste: realizada acima da temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ), para potencializar o refinamento dos grãos austeníticos através da recristalização;
3. Laminação de Acabamento: realizada na região de não recristalização, abaixo da temperatura  $T_{nr}$ , objetivando o alongamento e a elevação da densidade de deslocações dos grãos austeníticos aumentando, dessa forma, o número de sítios para a nucleação da ferrita e;
4. Resfriamento Acelerado: para refinar os grãos ferríticos através da redução da temperatura de transformação.

Qualquer alteração nas condições descritas nas etapas (1), (2) e (3) afeta a transformação da austenita durante o resfriamento acelerado, etapa (4). Alterações nas etapas (2) e (3) alteram o número de sítios para a nucleação da ferrita, e o aumento das taxas de deformações (aumento do encruamento) da austenita na etapa (3) eleva a velocidade de nucleação, refinando a microestrutura final após a transformação.

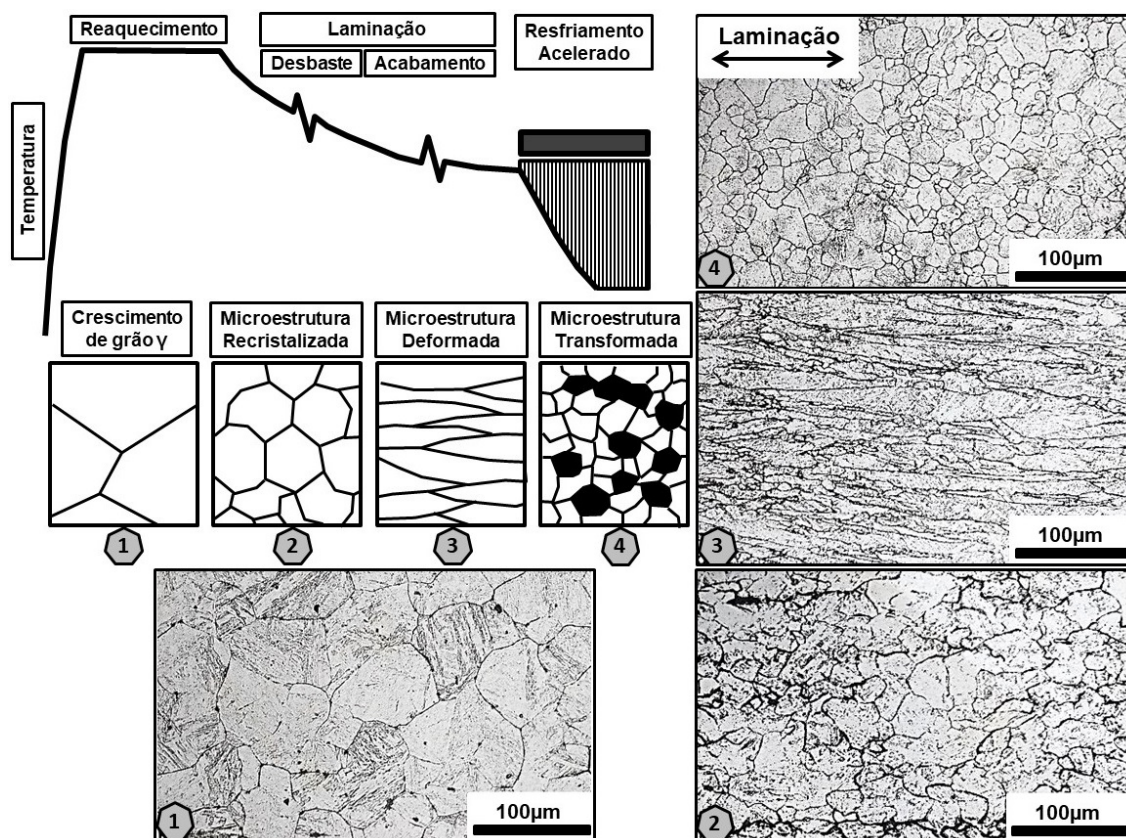


FIGURA 3.7 – Ilustração esquemática do Tg $\gamma$  na produção do aço TMCP. Adaptado de Nishioka<sup>(39)</sup>. Ilustração: autor.

Como na figura 3.7, na figura 3.8 é possível entender, brevemente, a influência do condicionamento da austenita durante a laminação convencional ou controlada somada aos efeitos do resfriamento acelerado na transformação da austenita em ferrita ( $\alpha$ )<sup>(37)</sup>. No caso da laminação a quente convencional, os sítios de nucleação da ferrita ocorrem basicamente nos contornos de grãos da austenita ( $\gamma$ ) recristalizada, produzindo grãos ferríticos equiaxiais relativamente grosseiros, cujo seu diâmetro irá depender da temperatura final de laminação. Nesse caso, o refino de grão obtido com o emprego do resfriamento acelerado deve-se à formação de irregularidades ou abaulamentos nos contornos de grãos, favorecendo a nucleação da ferrita nesses locais e devido à redução dos mecanismos de difusão, minimizando o crescimento dos grãos ferríticos. No caso da austenita deformada (não recristalizada) obtida com o emprego da laminação controlada, além dos contornos de grãos, a transformação também ocorre em sítios internos aos grãos austeníticos, resultando em refino da microestrutura mesmo com o resfriamento ao ar. Tais sítios são, basicamente, bandas de deformação e maclas de recozimento.

Quando o aço é submetido ao resfriamento acelerado logo após a laminação, a transformação austenita-ferrita ocorre em temperaturas mais baixas do que as observadas quando o material é

resfriado ao ar. Durante o resfriamento acelerado, a nucleação da ferrita ocorre não somente nos contornos de grãos e nas bandas de deformações da austenita, mas também em regiões de alta densidade de deslocamentos, nos contornos de subgrãos e, em alguns casos, até em inclusões, refinando ainda mais a microestrutura do aço<sup>(34)</sup>. A maior efetividade do RA em refinar os grãos ferríticos ocorre para a laminação abaixo da temperatura de não recristalização, ou seja, o principal objetivo da laminação controlada é a maximização da formação de sítios no interior dos grãos, os quais são operacionalizados com o emprego do resfriamento acelerado. Consequentemente, a microestrutura final dos aços produzidos via resfriamento acelerado pode ser extremamente refinada quando comparada com a dos aços convencionais normalizados.

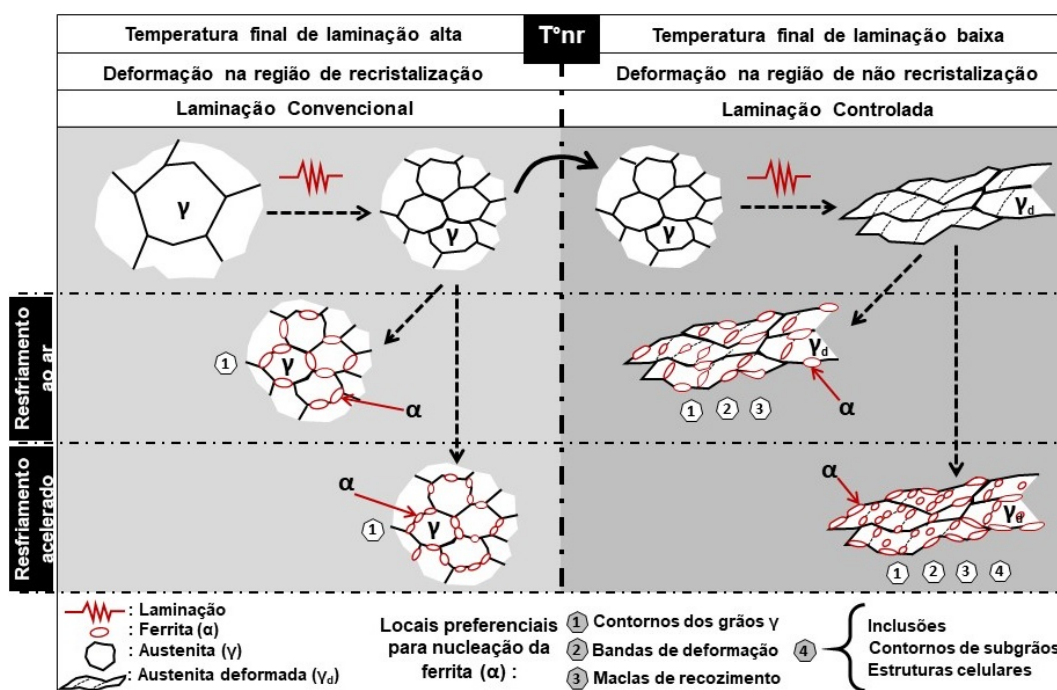


FIGURA 3.8 - Ilustração esquemática do efeito da deformação na região de não recristalização e a velocidade de resfriamento na nucleação da ferrita. Adaptado de Okamoto et al.<sup>(37)</sup>. Ilustração: autor.

A figura 3.9 é uma representação esquemática de um diagrama CCT (*Continuous Cooling Transformation*) de um aço carbono, sobre o qual encontram-se superpostas quatro curvas de resfriamento após deformação<sup>(40)</sup>. A curva 1 representa uma típica chapa produzida por laminação convencional seguida de resfriamento ao ar, cuja microestrutura consiste de uma mistura de ferrita (F) e perlita (P). As curvas 2 e 3 representam chapas processadas por resfriamento acelerado (RA). Empregando taxas moderadas de resfriamento, curva 2, obtêm-se uma microestrutura composta por ferrita, perlita e bainita (B), porém bem mais refinada que no caso anterior. O refinamento microestrutural é atribuído à queda das temperaturas de início de formação da ferrita e da perlita, causada pelo aumento da taxa de resfriamento. Em outras



palavras, o aumento do super-resfriamento abaixo das temperaturas de equilíbrio,  $A_3$  e  $A_1$ , aumenta a quantidade de sítios para nucleação, resultando em refinamento da microestrutura. A elevação da taxa de resfriamento promove um refinamento adicional dos grãos ferríticos e a perlita é substituída pela bainita, curva 3. Finalmente, a curva 4 ilustra chapas processadas por tempera direta (TD), em que são empregadas condições mais severas de resfriamento, com objetivo de se obter uma microestrutura constituída, respectivamente, por martensita e bainita ou somente martensita.

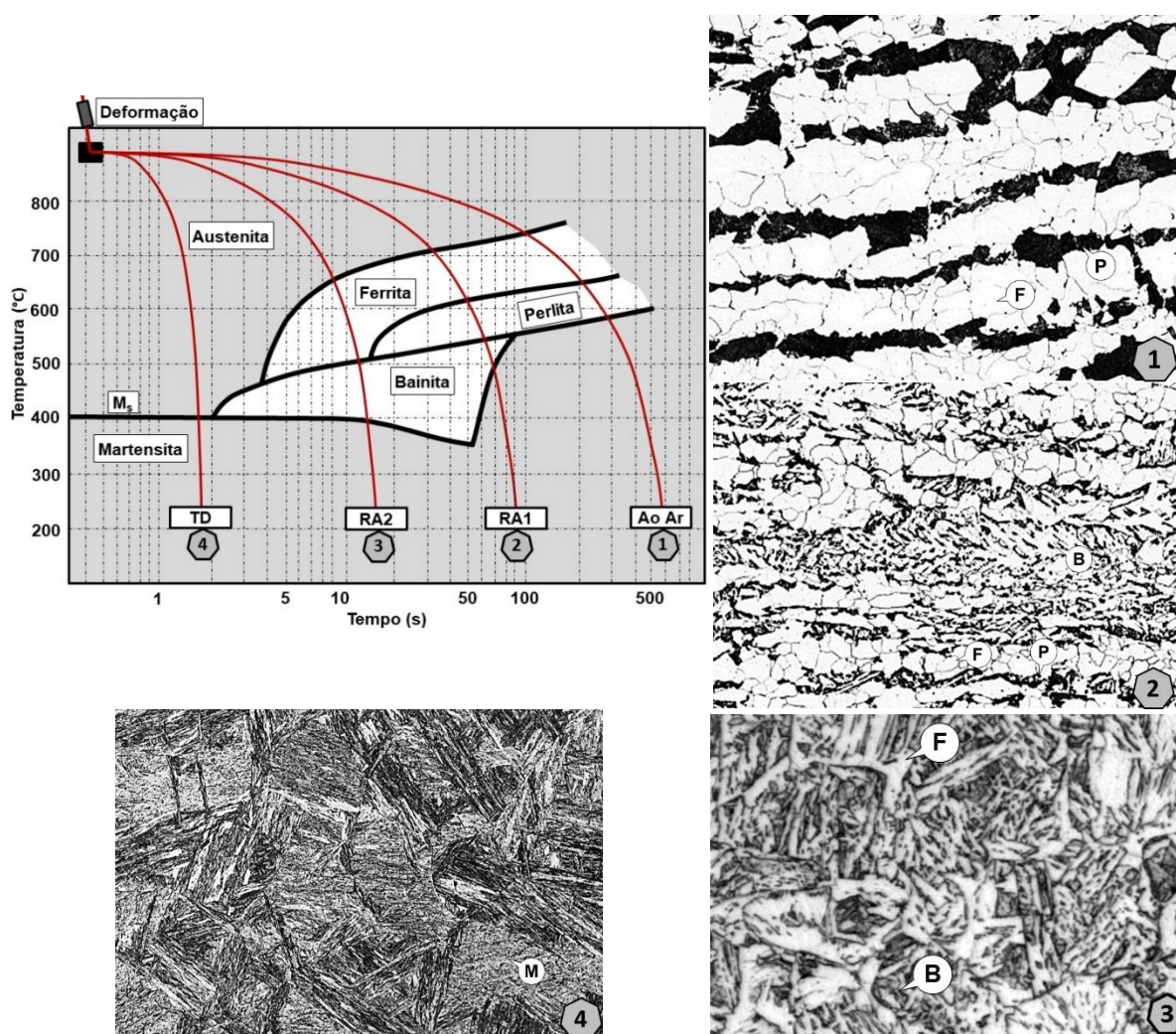


FIGURA 3.9 – Ilustração esquemática de um diagrama CCT evidenciando as alterações microestruturais de um aço estrutural em função da aplicação de diferentes velocidades de resfriamento via resfriamento acelerado. Adaptado de Bodnar et al.<sup>(40)</sup>. Ilustração: autor.

### 3.3 Regiões da ZAC

Os processos de soldagem por fusão são os métodos mais importantes e comumente empregados na união de materiais aplicados na indústria naval e de estruturas metálicas. Basicamente, a soldagem ao arco elétrico possibilita a união de componentes metálicos através da deposição ou não de metal de adição os quais são submetidos ao rápido aquecimento, a fusão localizada, e resfriamento. Conseqüentemente, a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal de base, especialmente os benefícios adquiridos através dos processamentos termomecânicos, são fortemente modificados devido ao ciclo térmico de soldagem. Esta parte do metal de base que sofre alterações no estado sólido é usualmente conhecida como zona afetada pelo calor (ZAC). Na figura 3.10 são ilustradas as principais regiões que compõem a ZAC dos aços carbono em função das alterações microestruturais, os respectivos ciclos térmicos de cada região da ZAC e a faixas das temperaturas de pico ( $T^{\circ p}$ ) à medida que se afasta do cordão de solda.

As alterações microestruturais da ZAC ocorrem em condições de rápido aquecimento seguido de um contínuo resfriamento, dificultando as transformações de caráter difusional, a não ser em casos especiais de elevados aportes de calor, como os processos de soldagem por eletrogás, eletroescória e até mesmo ao arco submerso que possibilitam a ocorrência de baixas velocidades de resfriamento, podendo favorecer a formação de fases próximas ao equilíbrio termodinâmico. As principais variáveis que influenciam o tamanho de cada uma dessas regiões e as transformações microestruturais durante o resfriamento são: a composição química, a espessura do material e o aporte térmico de soldagem. Estes dois últimos afetam a temperatura de pico e os tempos de permanência à alta temperatura e de resfriamento nos diferentes pontos da ZAC.

Nesse tópico será feita uma rápida abordagem das alterações microestruturais que ocorrem na ZAC resultante da soldagem por deposição de um passe. Uma revisão mais detalhada sobre a metalurgia física da soldagem pode ser explorada nos livros de Eastering<sup>(41)</sup>, Shulze<sup>(42)</sup>, Granjon<sup>(43)</sup> e Linnert<sup>(44)</sup>. O efeito combinado das diferentes  $T^{\circ p}$  e a velocidade de resfriamento define as alterações microestruturais nas diferentes regiões da ZAC conforme ilustrado na figura 3.11 através dos diagramas de resfriamento contínuo esquematizado para cada região da ZAC. Para mesma condição de soldagem, é possível verificar que a GGZAC apresenta temperaturas de transformação menores do que as observadas para a GRZAC o que, basicamente, está relacionado com a variação do tamanho de grão austenítico ( $TG\gamma$ ) ao longo da ZAC. Dessa forma, um material durante um determinado ciclo térmico de soldagem apresenta comportamento distinto em cada região da ZAC, possuindo uma complexa combinação de diferentes constituintes microestruturais, tornando difícil a sua predição.



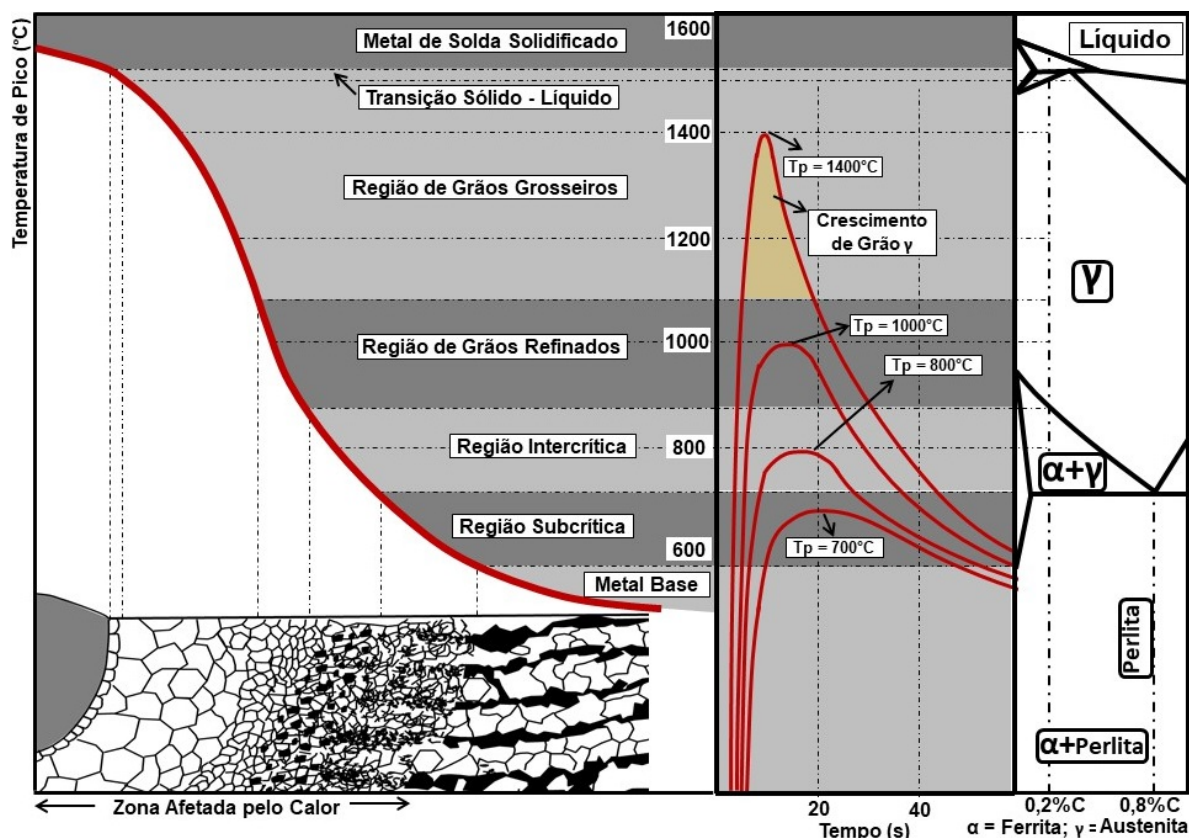


FIGURA 3.10 - Diagrama esquemático das regiões da zona termicamente afetada de um aço com 0,20% C. Adaptado de Easterling e Schulze<sup>(41,42)</sup>. Ilustração: autor.

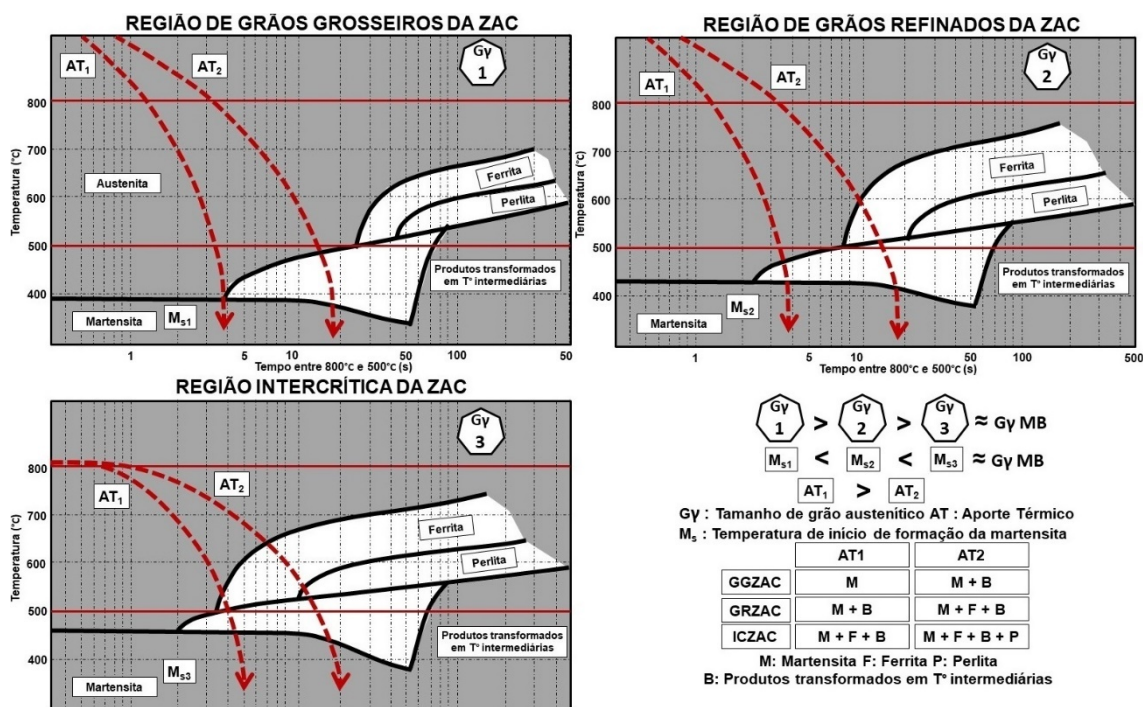


FIGURA 3.11 - Diagrama esquemático ilustrando as transformações de fase nas diferentes regiões da ZAC de um hipotético aço estrutural. Adaptado de Schulze e Akselsen<sup>(42,45)</sup>. Ilustração: autor.

### 3.3.1 Região de Grãos Grosseiros (GGZAC)

É a região do MB mais próxima ao MS, que não sofreu fusão, com temperaturas de pico entre a temperatura de crescimento de grão austenítico ( $> 1100^{\circ}\text{C}$ ) e a temperatura de *Sólidus* do material ( $\approx 1450^{\circ}\text{C}$ ), figura 3.10. É caracterizada pelo crescimento de grão austenítico ( $G\gamma$ ) o qual é governado, basicamente, pelo aporte de calor empregado e pela presença ou não de precipitados no metal de base a elevadas temperaturas. Quanto maior a energia de soldagem, em relação a espessura do material, maior será o tempo de permanência em elevadas temperaturas e, dessa forma, mais grosseira e mais extensa será essa região. Porém, é possível minimizar essa região promovendo a elevação da temperatura de crescimento do  $G\gamma$ , através da presença de precipitados homoganeamente distribuídos e coerentes com a matriz do MB<sup>(41-44)</sup>. Nesse sentido precipitados como os de AlN e, principalmente, os precipitados de TiN são estáveis em elevadas temperaturas, dificultando a migração dos contornos de grão devido ao efeito *pinning* ou “ancoramento”<sup>(7)</sup> em regiões da ZAC onde as temperaturas de pico não superem a temperatura de dissolução dos mesmos.

A microestrutura final dessa região depende da composição química do aço, especialmente do teor de carbono, do tamanho de grão austenítico e do ciclo térmico de soldagem empregado, especialmente da velocidade de resfriamento. Considerando apenas a composição química, aços com baixos teores de carbono geralmente tendem a apresentar, como primeiro produto de transformação, a ferrita proeutetóide, formada nos contornos de grão da austenita (Ferrita de Contorno de Grão - FC). Com o progresso do resfriamento é possível ocorrer a formação, no interior dos grãos austeníticos, a partir da FC, a ferrita com segunda fase alinhada (FSA) e/ou não alinhada (FSN) e perlita (P). Em condições de maiores velocidades de resfriamento (menores aportes de calor e/ou materiais com elevadas espessuras) e/ou com o aumento do teor de elementos de liga e, conseqüentemente, do carbono equivalente, geralmente é observada a redução da fração de FC em função da formação de produtos de baixa temperatura de transformação, como por exemplo, a martensita<sup>(41-44)</sup>.

Nas figuras 3.12 e 3.13 são apresentadas as seções transversais da região de solda de dois aços navais, EH36 convencional (EH36LC) sem adição de titânio e, EH36 produzido via resfriamento acelerado (EH36RA) com adição controlada (relação estequiométrica com o nitrogênio) de titânio, ambos soldados pelo processo de soldagem ao arco submerso com elevado aporte de calor,  $130 \text{ kJ/cm}^{(8)}$ . A junta soldada do aço EH36RA apresenta um menor tamanho de grão da austenita prévia e uma menor extensão da região de GGZAC quando comparado com a GGZAC da junta do aço EH36LC. Essa diferença entre a ZAC dos dois aços foi atribuída ao efeito *pinning* promovido pela presença de precipitados de TiN na matriz do MB. Além disso, é evidente que os constituintes microestruturais observados na GGZAC do aço

EH36RA apresentam aspecto diferente dos observados na GGZAC do aço EH36LC. O aço TMCP, em função de seu menor teor de carbono e valor de carbono equivalente, apresenta o início de transformação em temperaturas mais elevadas que o aço convencional, favorecendo o crescimento e, dessa forma, o alargamento dos constituintes FCG, FSA e FSN. Independente das alterações microestruturais e de propriedades das demais regiões da ZAC, a região de grãos grosseiros tem sido o principal objeto de estudos ao longo dos anos para o aperfeiçoamento e desenvolvimento de novos aços estruturais, principalmente para contornar problemas como baixos valores de tenacidade a baixas temperaturas e de trincas induzidas por hidrogênio especialmente em juntas soldadas com um único passe de solda<sup>(41-44)</sup>.

### 3.3.2 Região de Grãos Refinados (GRZAC)

É a região em que a  $T^{\circ}p$  varia entre a temperatura de crescimento  $G\gamma$  ( $>1100^{\circ}C$ ), e a temperatura  $A_3$  (início de formação da ferrita). Diferentemente da GGZAC, a maioria dos carbonetos ou nitretos presentes no metal de base não são facilmente dissolvidos<sup>(41-44)</sup>. Dessa forma, além do efeito *pinning*, a temperatura de pico nesta região também não permite que a austenita cresça consideravelmente e o tamanho dos  $G\gamma$  após o resfriamento é menor do que os observados na GGZAC das juntas soldadas com elevado aporte de calor, conforme evidenciado nas figuras 3.12 e 3.13<sup>(8)</sup>. Em aços baixo carbono, uma estrutura muito fina de ferrita e carbonetos, de difícil resolução por microscopia óptica tende a se formar nesta região, dependendo do aporte térmico e da espessura da chapa<sup>(41-44)</sup>. Geralmente, na maioria dos aços estruturais, essa região não apresenta problemas de tenacidade e de propriedades mecânicas. No caso dos materiais de elevado limite de escoamento, principalmente os aços produzidos por tratamento térmico de têmpera seguida de revenimento, é possível que essa região apresente uma certa queda de resistência mecânica.

### 3.3.3 Região Intercrítica (ICZAC)

Nessa região, durante a soldagem, o material é parcialmente austenitizado, e o início das subsequentes transformações ocorre na região bifásica ferrita/austenita, ou seja, entre as temperaturas  $A_3$  e  $A_1$ . Por se tratar de uma região que não apresenta uma completa austenitização, prever a microestrutura resultante após o resfriamento se torna uma tarefa complexa<sup>(41-44)</sup>. Como exemplo, após o aquecimento intercrítico, aços ferrita/perlita como é o caso do aço EH36LC da figura 3.12<sup>(8)</sup>, podem coexistir regiões com austenita de alto e de baixo teor de carbono as quais originarão produtos de transformação totalmente diferentes resultando em uma região de microestrutura e de propriedade mecânica heterogênea. Dessa forma, a ferrita proeutetoide, que não austenitizou durante o aquecimento, estará associada com perlita, bainita

superior, martensita autorevenida ou de alto carbono, microestruturas típicas da decomposição da austenita nesta região. Dependendo da composição química e da velocidade de resfriamento, na temperatura ambiente, as regiões ricas em carbono podem permanecer como austenita (temperatura final de transformação inferior à temperatura ambiente) associada à martensita, caracterizando o constituinte MA, o qual é prejudicial à tenacidade da ICZAC<sup>(41-44)</sup>. Além disso, materiais TMCP, quando submetidos a elevados aportes de calor podem apresentar redução dos valores nominais de dureza nessa região e, dessa forma, uma possível deterioração das propriedades mecânicas, especialmente para os aços temperados e revenidos.

### 3.3.4 Região Subcrítica (SCZAC)

É a região do metal de base aquecida a temperaturas inferiores a  $A_1$ . O tamanho de grão e a morfologia dos constituintes microestruturais, essencialmente, são semelhantes aos observados no metal de base. Por não atingir temperaturas de pico superiores a  $A_1$ , apresenta pequenas alterações microestruturais visíveis ao microscópio ótico. No caso de aços ferrita/perlita é possível verificar algumas regiões com esferoidização da perlita, conforme ilustrado nas figuras 3.12 e 3.13<sup>(8)</sup>. No caso de aços de elevada resistência mecânica temperados e revenidos, esta região pode sofrer um segundo revenimento e, conseqüentemente, apresentar queda da resistência mecânica ou dureza, em relação ao metal de base. A menor temperatura de pico da SCZAC é em torno de 500°C, uma vez que nenhuma mudança metalúrgica importante ocorre abaixo desta temperatura, para os tempos de permanência obtidos através de ciclo térmico associados a condições usuais de soldagem<sup>(41-44)</sup>. Da mesma forma que na região ICZAC, a SCZAC também pode apresentar perda de propriedade mecânica quando submetida a elevados ciclos térmicos, principalmente para os aços de alta resistência. É possível que aços microligados ao vanádio podem apresentar envelhecimento dinâmico nesta região. Segundo Gündüz e Cochrane isso pode ocorrer devido a interação de deslocamentos com *clusters* de átomos substitucionais de vanádio e de átomos intersticiais de carbono em temperaturas entre 500 e 200°C ocasionando na redução da tenacidade e elevação da temperatura de transição levando a fragilização da SCZAC. Apesar dessa possibilidade não há, na literatura, relatos de desastres/fraturas ocasionadas na SCZAC que foram associados a esse fenômeno<sup>(46)</sup>.



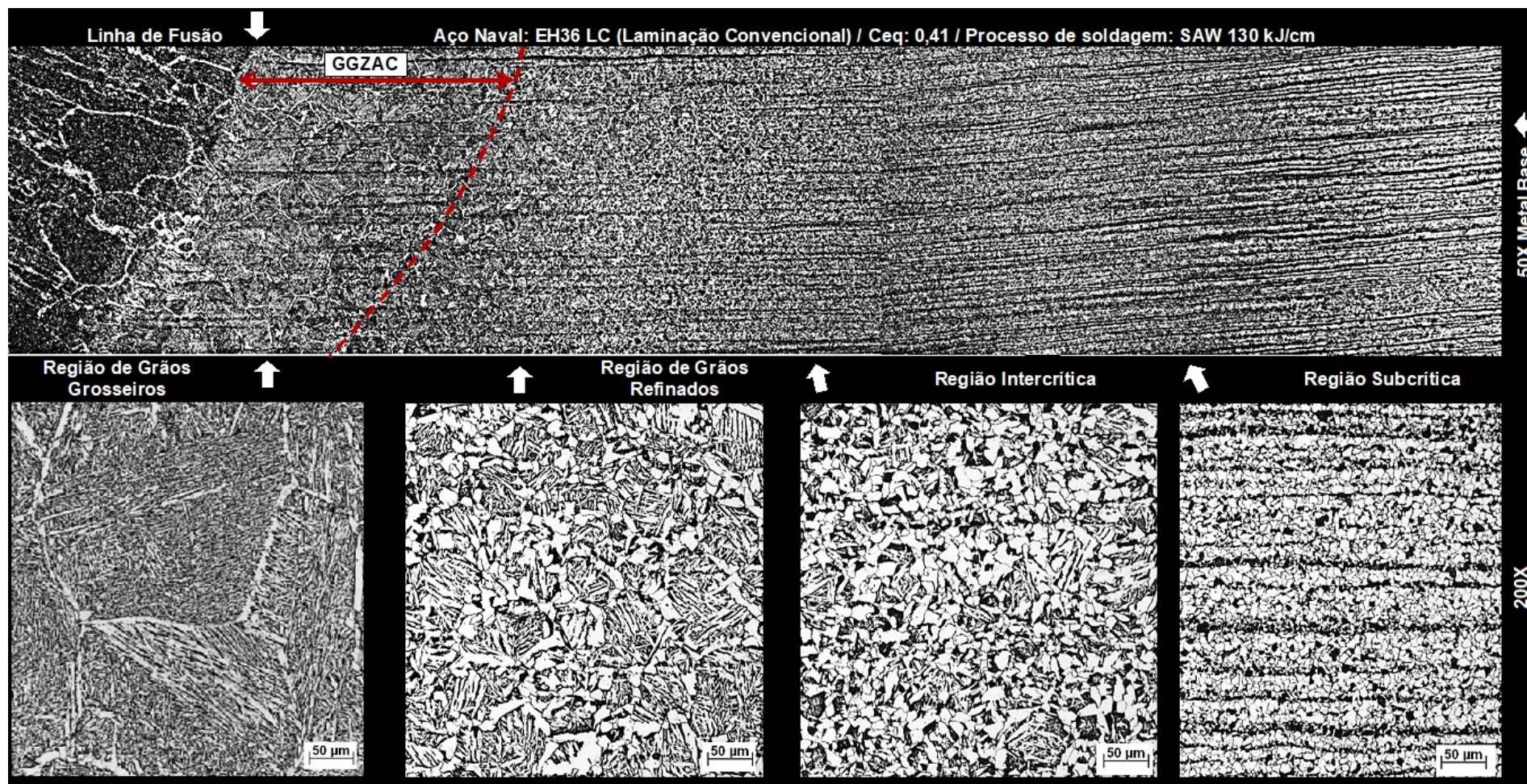


FIGURA 3.12 – Seção transversal a ZAC de uma junta soldada através do processo ao arco submerso (Submerged Arc Welding – SAW) com 130kJ/cm do aço naval EH36 produzido via laminação convencional de 25,4 mm. Ataque: Nital 4%<sup>(8)</sup>.



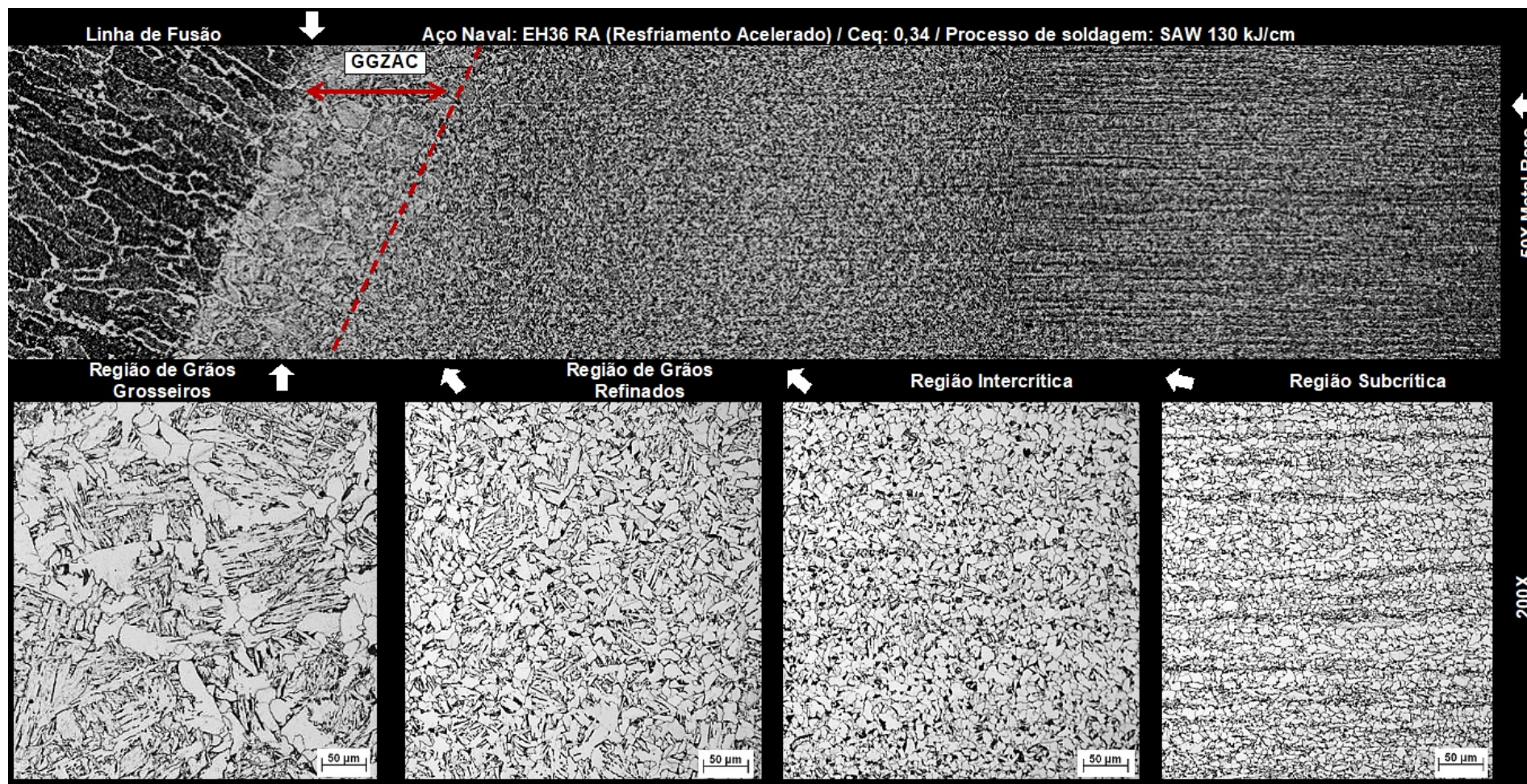


FIGURA 3.13 – Seção transversal a ZAC de uma junta soldada através do processo ao arco submerso (Submerged Arc Welding – SAW) com 130kJ/cm do aço naval EH36 produzido via laminação controlada seguida de resfriamento acelerado de 25,4 mm. Ataque: Nital 4%<sup>(8)</sup>.

### 3.4 Microestrutura típica da ZAC

As propriedades de uma junta soldada, especialmente a tenacidade a baixas temperaturas, são fortemente afetadas pelos constituintes microestruturais formados na ZAC e, dessa forma, a correta classificação dos mesmos é importante quando se deseja estabelecer uma correlação de causa e efeito. Nesse sentido, diferentemente do metal de solda, para o qual foram realizados vários trabalhos<sup>(47-49)</sup> com o objetivo de unificar as diferentes terminologias de seus constituintes microestruturais, poucos são os estudos neste sentido com relação à ZAC. Em 1984 o “The Welding Institute” (TWI) publicou um trabalho<sup>(50)</sup> que utiliza uma classificação semelhante à adotada para o metal de solda<sup>(47)</sup> para nomear os constituintes da ZAC. Em 1992 Alé et al.<sup>(51)</sup> compararam, conforme expressado na tabela III.1, as terminologias empregadas pelo TWI com as adotadas para a ZAC por diferentes pesquisadores da área de soldagem. Além disso, os autores comentam que não existe um consenso quanto à denominação dos diferentes constituintes, principalmente para aqueles formados em temperaturas intermediárias, conforme pode ser evidenciado na tabela III. 2. Em 2014, Scotti et al.<sup>(13)</sup>, em um esforço cooperativo realizado entre vários laboratórios metalográficos, caracterizaram os constituintes microestruturais de réplicas da GGZAC de um aço API X70 produzidas em simuladores termomecânicos e, conforme pode ser constatado na tabela III 3, também evidenciaram essas discrepâncias de nomenclaturas empregadas para constituintes semelhantes da ZAC, e comentam que deve ser estimulado o desenvolvimento de um guia para a classificação dos constituintes da ZAC de aços ferríticos.

TABELA III.1 – Classificação dos diferentes produtos de transformação da austenita na ZAC<sup>(51)</sup>.

<b>Terminologia adotada pelo “The Welding Institute”</b>	<b>Terminologia dos Pesquisadores da Área de Transformação de Fase</b>
Martensita	Martensita Bainita Inferior
Ferrita com MAC Alinhada Ferrita com MAC Não Alinhada	Ferrita de Widmanstätten Estrutura Granular Bainita Superior Bainita Inferior
Ferrita de Widmanstätten Intragranular	Ferrita Acicular
Ferrita Proeutetóide	Ferrita de contorno de grão Ferrita poligonal
Perlita	Perlita
Agregado Ferrita Carboneto	



TABELA III.2 – Nomenclatura segundo diferentes autores para os constituintes da ZAC<sup>(51)</sup>.

The Welding Institute	Martensita		Ferrita com MAC		Ferrita de Widmanstatten Intragranular	Ferrita Pró-Eutetóide	Perlita	Agregado Ferrita Carbeto	
			Alinhado	Não Alinhado					
Davey	Martensita		Ferrita com MAC		Ferrita de Widmanstatten Intragranular	Ferrita Pró-Eutetóide	Agregado Ferrita Carbeto		
			Alinhado	Não Alinhado					
Gittos e Dolby	Martensita		Placas de Ferrita			Ferrita Pró-Eutetóide	Ferrita com Carbeto Interfásicos		
			Laterais	de Widmanstatten Intragranular					
Dolby	Martensita		Bainita Superior		Ferrita de Widmanstatten Intragranular	Ferrita Pró-Eutetóide	Agregado Ferrita Carbeto	Bainita Inferior (b)	
Thaulow e outros	Martensita	Bainita Inferior (a)	Bainita Superior			Ferrita Poligonal	Perlita		
			Placas Laterais de Ferrita		Placas de Ferrita acicular Intragranular				
Grong e Akselsen	Martensita e Bainita Inferior		Placas Laterais de Ferrita		Ferrita Acicular	Ferrita Pró-Eutetóide	Perlita		
			Ferrita de Widmanstatten e Bainita Superior						
(a) A bainita inferior não é relacionada na classificação proposta pelos autores, porém é mencionada ao longo do trabalho									
(b) As descrições fornecidas pelo autor foram insuficientes para agrupar estes constituintes com relação a classificação da referência.									

TABELA III.3 – Identificação dos diferentes constituintes microestruturais em função da velocidade de resfriamento segundo os diferentes laboratórios metalográficos realizado no trabalho de Scotti et al.<sup>(13)</sup>.

$\Delta T_{8/5}^{\circ}$ (°C/s)	Laboratório K	Laboratório P	Laboratório M	Laboratório N	Laboratório L
1				Ferrita alotriomórfica e perlita lamelar com carbonetos	
2			Matriz ferrítica com MA e ferrita acicular	Ferrita e perlita com alta fração de perlita formada a partir da ferrita proeutetóide	Ferrita e perlita fina
3	Ferrita e bainita	Ferrita acicular			
4					
5					
6	Bainita e ferrita	Ferrita acicular e bainita	Matriz ferrítica e ferrita acicular sem MA	Ferrita e carbonetos formados a baixa temperatura sugerindo uma estrutura bainítica	Ferrita e MA
10					
20					
30					Ferrita e bainita
60	Bainita e martensita				
70					
92	Martensita e bainita				
110					
130		Bainita e martensita	Martensita	Ferritas de aspecto acicular e carbonetos precipitados a baixa temperatura em uma estrutura bainítica	Bainita e martensita
400	Martensita			Ferritas de aspecto acicular e carbonetos precipitados a baixa temperatura em uma estrutura martensítica revenida	



Na figura 3.14 são apresentadas as imagens microestruturais apresentadas no trabalho realizado pelo TWI<sup>(50)</sup> em 1984 e citada por Alé et al.<sup>(51)</sup> assim como a descrição da terminologia empregada para a classificação de cada constituintes da ZAC:

**Martensita (M):** Nas figuras 3.14(a) e (b) são indicados exemplos do constituinte martensita. É um constituinte que se forma em baixas temperaturas de transformação e sob altas taxas de resfriamento. É promovido pelo aumento do teor de elementos de liga, embora possa ser encontrado em aços C-Mn comuns soldados com baixo aporte de calor (alta velocidade de resfriamento).

**Ferrita com segunda fase alinhada (FSA) e não alinhada (FSN):** Nas figuras 3.14(b), (c), (d) e (e) são indicados exemplos dos constituintes ferrita com segunda fase alinhada e não alinhada. Geralmente é o constituinte mais observado em aços C-Mn, ocorrendo numa ampla faixa de aportes de calor. A segunda fase, que pode ser martensita, austenita, carboneto e/ou ferrita e carboneto, se apresenta alinhada ou não alinhada. Contudo, a presença ou não do alinhamento provavelmente está relacionada à seção de corte.

**Ferrita de Widmanstätten intragranular (FWI):** Nas figuras 3.14(c) e (e) são indicados exemplos do constituinte ferrita de Windmanstatten intragranular. É um constituinte formado a temperaturas de transformação mais elevadas e favorecido por velocidades de resfriamento mais baixas das observadas para a formação da martensita. As ripas da ferrita de Widmanstätten apresentam uma menor razão de aspecto que as da FSA ou FSN.

**Ferrita proeutetóide ou ferrita de contorno de Grão (FC):** Nas figuras 3.14(e) e (f) são indicados exemplos do constituinte ferrita de contorno de grão. Constituinte frequentemente formado nos contornos de grãos austeníticos, especialmente em soldagens com alto aporte de calor. É o primeiro produto de transformação a se formar na ZAC, podendo ser suprimido com a adição de elementos de liga que baixam a temperatura de decomposição da austenita.

**Perlita (P):** Na figura 3.14(f) é indicado um exemplo do constituinte perlita. Constituinte geralmente encontrado em associação com a ferrita proeutetóide, formado quando da utilização de aportes de calor muito elevados.

**Agregado ferrita-carboneto (AFC):** Na figura 3.14(f) é indicado um exemplo do constituinte agregado ferrita-carboneto. Constituinte formado fora dos contornos de grãos austeníticos. Apresenta uma estrutura interna cuja resolução fica abaixo da obtida por microscopia óptica. A maiores aumentos aparece como uma dispersão de carbonetos na ferrita.

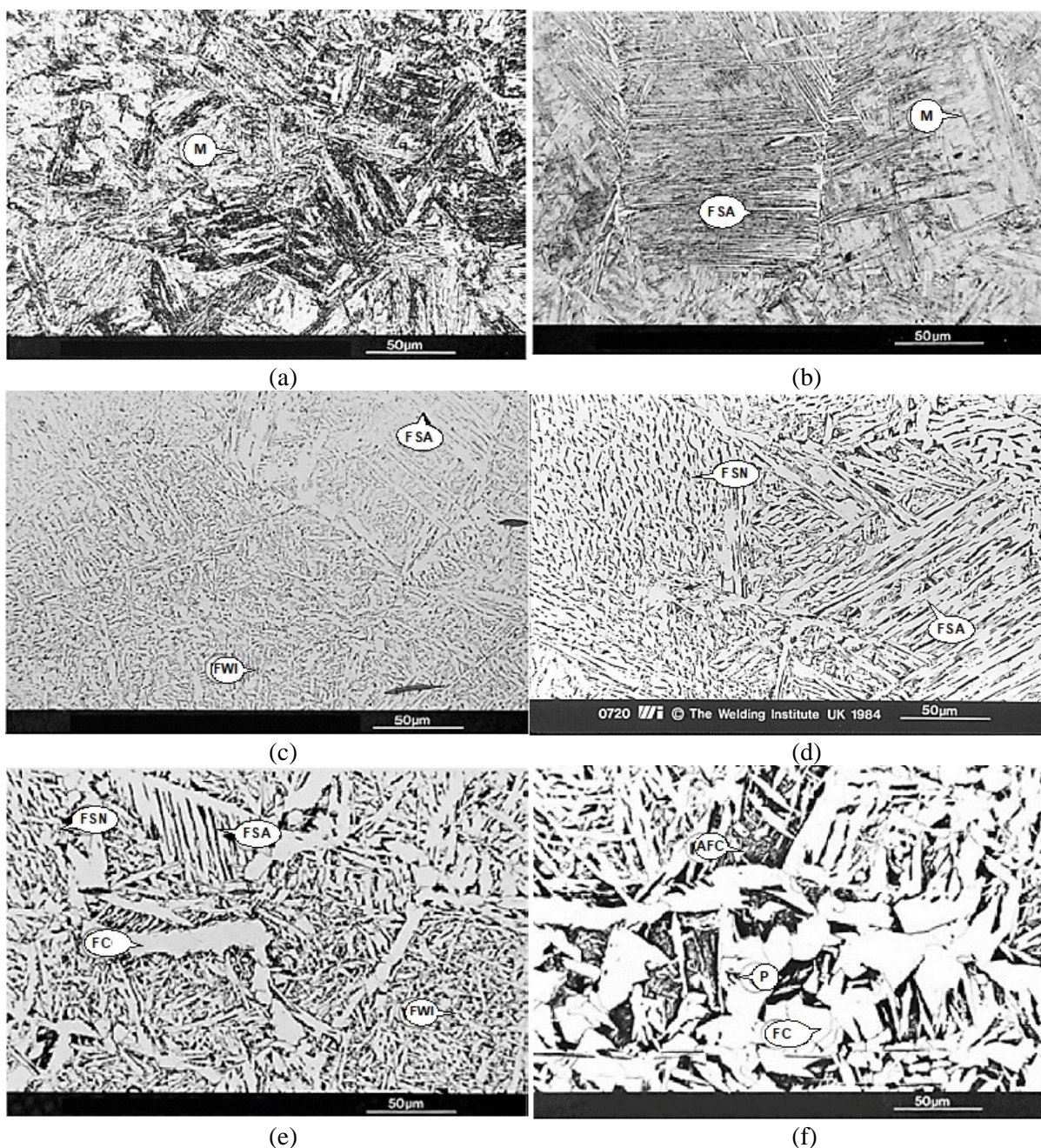


FIGURA 3.14 – Microestruturas típicas da ZAC de um aço baixo carbono e microaligado. (FC = ferrita de contorno de grão; P = perlita; FWI = ferrita de Widmanstätten intragranular; AFC = agregados ferrita-carbonetos; FSA = ferrita com segunda fase alinhada; FSN = ferrita com segunda fase não alinhada; M = martensita<sup>(50)</sup>).

### 3.5 Soldabilidade dos Aços TMCP

O desenvolvimento de um novo aço, tanto o projeto de liga quanto as etapas finais de seu processamento (laminação convencional ou controlada seguida ou não de tratamentos térmicos como têmpera convencional, resfriamento acelerado, têmpera direta com ou sem revenimento)

são concebidos visando atender, além das especificações de propriedades mecânicas, requisitos particulares necessários para cada tipo de aplicação. Como exemplo podem ser citados: (i) resistência a fatores ambientais como corrosão atmosférica, corrosão ácida, corrosão sob tensão e fragilização ao hidrogênio; (ii) boa conformabilidade, resistência à fadiga, resistência a decoesão lamelar, resistência a colapsos devido a variações do terreno onde a estrutura metálica e/ou tubulação será construída (*strain based design*) e, principalmente; (iii) excelente soldabilidade. Geralmente, a busca pelo atendimento de uma dessas características afeta negativamente outra propriedade, como exemplo, a relação antagônica entre propriedade em tração e tenacidade ao impacto Charpy-V quando se deseja elevar a resistência mecânica somente através da adição de elementos de liga (endurecimento por solução sólida, precipitação e, principalmente, pela formação de fases de maior dureza). Felizmente, o contrário também é observado, ou seja, quando se busca um excelente nível de limpidez é possível aprimorar a tenacidade, a resistência a decoesão lamelar e ao hidrogênio além de bons resultados de conformabilidade. Outro bom exemplo é a obtenção de uma ótima relação entre resistência mecânica e tenacidade através do refinamento de grão (obtido principalmente através do processamento termomecânico) que, associado a redução da adição de elementos de liga (principalmente o carbono) e adição de microligantes (titânio, nióbio e vanádio), favorecem também a soldabilidade. Abaixo são listadas algumas características da soldabilidade dos aços TMCP.

### **3.5.1 Trincas induzidas por hidrogênio nos aços TMCP**

Anualmente, as indústrias naval/*offshore*, de máquinas pesadas e equipamentos, e de estruturas soldadas para construção civil têm um elevado custo nas operações de reparos devido a falhas de serviço provocadas muitas vezes por fadiga ou fratura frágil. Um número significativo dessas falhas, muitas vezes trágicas, é originado por trincas pré-existentes na região da solda. Um dos defeitos mais comuns geralmente localizados na zona afetada pelo calor (ZAC) ou no metal de solda (MS) é devido a trincas induzidas por hidrogênio, também chamada de trinca a frio, trinca “atrasada” ou trincas abaixo do cordão de solda, a qual geralmente ocorrem depois de finalizadas as operações de soldagem e, portanto, são de difícil detecção. Dessa forma, uma das principais preocupações em termos de soldabilidade do material está associada a susceptibilidade a ocorrência de trincas induzidas por hidrogênio na ZAC e/ou no MS.

As trincas induzidas por hidrogênio surgem em temperaturas abaixo de 150°C, quando há uma quantidade suficiente de hidrogênio presente simultaneamente com tensões residuais na junta (que varia com a espessura e com o grau de restrição) atuando em uma região soldada que possui uma ZAC com microestrutura de elevada dureza (depende da composição química e do

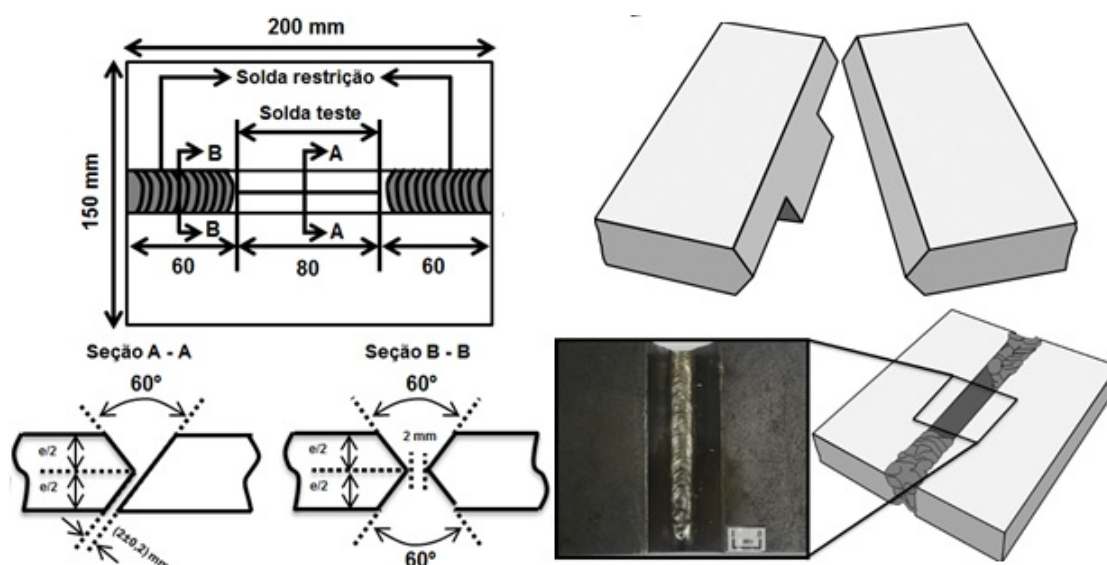
ciclo térmico de soldagem)<sup>(52)</sup>. Nesse sentido para minimizar a susceptibilidade de componentes soldados a ocorrência de defeitos desse tipo, basicamente, devem ser controlados quatro fatores: (i) hidrogênio inserido na poça de fusão; (ii) restrições da região a ser soldada; (iii) ciclo térmico de soldagem e; (iv) susceptibilidade à formação de constituintes frágeis na ZAC. Todos esses fatores, principalmente os três primeiros, estão relacionados à aplicação dos aços e, essencialmente, ao procedimento de soldagem utilizado. Existem várias normas e códigos como a AWS D1.1<sup>(53)</sup> e ASME<sup>(54)</sup> que listam uma série de medidas para evitar a ocorrência desse tipo de defeito que não serão expostas nessa revisão. Nesse tópico será comentado um pouco sobre a influência da utilização do preaquecimento e o papel da composição química do metal de base na susceptibilidade a ocorrências de trincas por hidrogênio.

Uma forma de minimizar os riscos para ocorrência de trincas a frio é a realização de aquecimento antes de iniciar o procedimento de soldagem. O conhecimento da temperatura mínima de preaquecimento para a soldagem dos aços estruturais é de suma importância, pois a mesma atua diretamente na redução da velocidade de resfriamento, proporcionando a formação de microestruturas de menor dureza na ZAC, permitindo também uma maior difusão do hidrogênio para fora do componente soldado, prevenindo assim a formação de tal defeito. Segundo a literatura, 350 HV é assumido como o valor máximo de dureza, acima do qual o material apresenta uma maior susceptibilidade a trincas a frio na ZAC<sup>(55,56)</sup>. Em casos de aplicação em ambientes agressivos, como o caso de tubos para condução de óleo/gás com atmosfera rica em  $H_2S_{(g)}$ , a norma NACE MR0175 recomenda valores de dureza inferiores a 248 HV<sup>(57)</sup> no MB, na ZAC e no MS. Entretanto, a utilização de um preaquecimento desnecessário aumenta o custo do processo e pode causar distorções térmicas nos componentes a serem soldados.

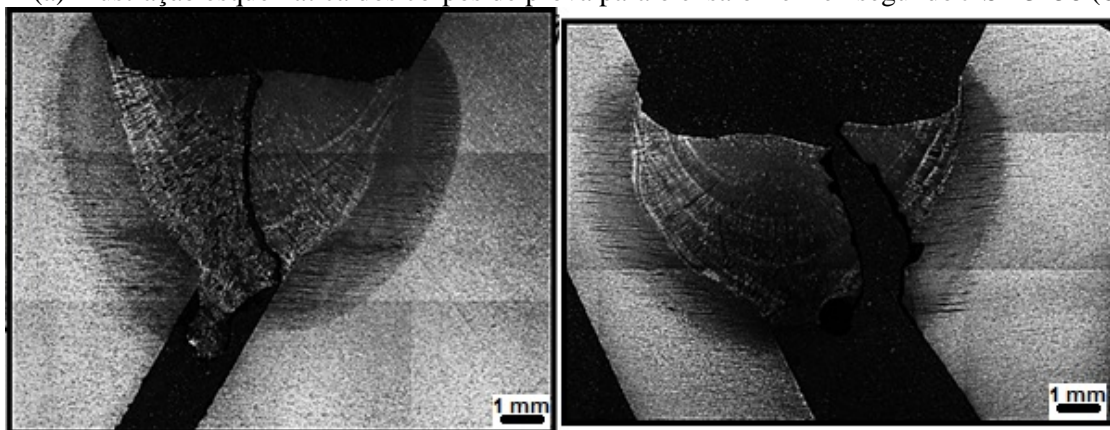
A temperatura de preaquecimento pode ser avaliada com base em diferentes normas, códigos ou especificações que estabelecem, de diferentes formas, critérios para o preaquecimento como, por exemplo, na norma europeia EN1011 parte 2<sup>(58)</sup>, no anexo XI do Código de Soldagem Estrutural da AWS<sup>(53)</sup> e na norma da Petrobras N133<sup>(59)</sup>. Todos os procedimentos levam em consideração aspectos como o tipo de junta, espessura de seus membros, a composição química do metal de base e o teor de hidrogênio difusível resultante na solda. Há também a possibilidade da realização de ensaios como o ensaio Tekken (Y-Groove) e o ensaio de Dureza Máxima especificados, respectivamente, pelas normas JIS Z 3158<sup>(60)</sup> e JIS Z 3101<sup>(61)</sup> que também são utilizados para a determinação da temperatura de preaquecimento. Porém são procedimentos onerosos e que demandam tempo, conhecimento específico e infraestrutura para tal. Na figura 3.15 são apresentados exemplos de CPs Tekken de um aço estrutural TMCP de 460 MPa de escoamento ensaiados abaixo da temperatura de preaquecimento e que apresentaram trincas na



região de solda. É possível verificar a figura 3.15 (b) que o CP apresentou o início da trinca no MS. Esse é um exemplo da utilização de um metal de adição que proporciona um MS com maiores teores de elementos de liga em relação ao MB TMCP, sendo a ocorrência de trincas a frio no MS ao invés da ZAC o principal problema. As mesmas condições para a ocorrência das trincas por hidrogênio na ZAC também se aplicam ao MS, ou seja, concentração de tensões, alto teor de hidrogênio e microestrutura frágil.



(a) Ilustração esquemática dos corpos de prova para o ensaio Tekken segundo JIS Z3158 (60).



(b) Iniciação e propagação da trinca no MS. (c) Iniciação na ZAC e propagação da trinca no MS.

FIGURA 3.15 – Exemplo de trincas iduzidas por hidrogênio no MS e na ZAC. Resultados do Ensaio Tekken realizado em aço TMCP de 460 MPa de limite de escoamento<sup>(62)</sup>.

A influência da composição química do metal de base na fragilização por hidrogênio tem sido o objeto de estudo de vários pesquisadores que, ao longo dos anos, criaram várias equações, tabela III.4<sup>(63)</sup>, buscando auxiliar, de forma simples, a execução das operações de soldagem. Essas equações de CE podem ser divididas em três grupos. O primeiro grupo é formado por expressões nas quais o coeficiente do manganês (Mn) é multiplicado por 1/6. O valor de CE

desse grupo está associado a temperabilidade bainítica, ou seja, são materiais que possuem uma certa composição química a qual favorece a formação de constituintes intermediários. O segundo grupo é constituído por equações onde o coeficiente do Mn é multiplicado por 1/16 ou 1/20 e, dessa forma, o carbono é mais importante que qualquer outro elemento químico. Já as expressões do terceiro grupo consideram que há uma certa interação entre o carbono e os demais elementos químicos.

TABELA III.4 - Equações para o cálculo do carbono equivalente aplicado para a avaliação da soldabilidade de diversos aços<sup>(63)</sup>.

EQUAÇÃO
$CE (IIW) = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$
$CE (WES) = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$
$CE (Winterton) = C + Mn/6 + Cu/40 + Ni/20 + Cr/10 + Mo/50 - V/10$
$CE (Stout II) = (C + Mn)/6 + Cu/40 + Ni/20 + (Cr + Mo)/10$
$CE (Conttrel) = C + Mn/6 + Cr/5 + Mo/5 + V/3 + Nb/4C + 0,0001/S$
$P_{CM} = C + Mn/20 + Si/30 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$
$CE (Graville) = C + Mn/16 + Ni/50 + Cr/23 + Mo/7 + Nb/8 + V/9$
$CE (Düren) = C + Si/25 + Mn/16 + Cu/16 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/40 + V/15$
$CEN = C + A(C)\{Si/24 + Mn/6 + Cu/15 + Ni/20 + (Cr + Mo + V + Nb)/5 + 5B\}$
Onde: $A(C) = 0,75 + 0,25 \tanh\{20(C - 0,12)\}$
$CE (Stout I) = 1000C(Mn/6 + Cr/10 + Mo/10 + Ni/20 + Cu/40)$

A figura 3.16 ilustra a relação entre os valores de CE e Pcm com a temperatura de preaquecimento<sup>(63)</sup>. É perceptível que o aumento dos elementos de liga aumenta a necessidade de realização de preaquecimento e, dessa forma, a redução da adição dos mesmos, principalmente o carbono, reduz a fragilização de regiões soldadas, por minimizar a probabilidade de formação de constituintes frágeis e de elevada dureza na ZAC. Os aços TMCP são materiais concebidos com menores valores de carbono equivalente e teores de carbono e, portanto, são menos sensíveis aos ciclos térmicos de soldagem e propensos à formação de regiões da ZAC sujeitas a ocorrência de trincas induzidas por hidrogênio. Na figura 3.17 são apresentadas as temperaturas críticas de preaquecimento, em função da espessura, de aços da classe de 350 MPa de limite de escoamento produzidos por diferentes rotas. É evidente a baixa susceptibilidade ao trincamento a frio dos aços TMCP. O valor de carbono equivalente (Pcm) dos aços TMCP é tão baixo que não há necessidade de preaquecimento para espessuras inferiores a 50 mm, a partir da qual é recomendado 50°C de preaquecimento, bem inferior aos 125°C indicados para um aço convencional de mesma espessura e classe. Essa é uma das grandes vantagens dos aços TMCP em aplicações que exigem a soldagem de campo, onde a utilização de preaquecimento é de difícil execução.

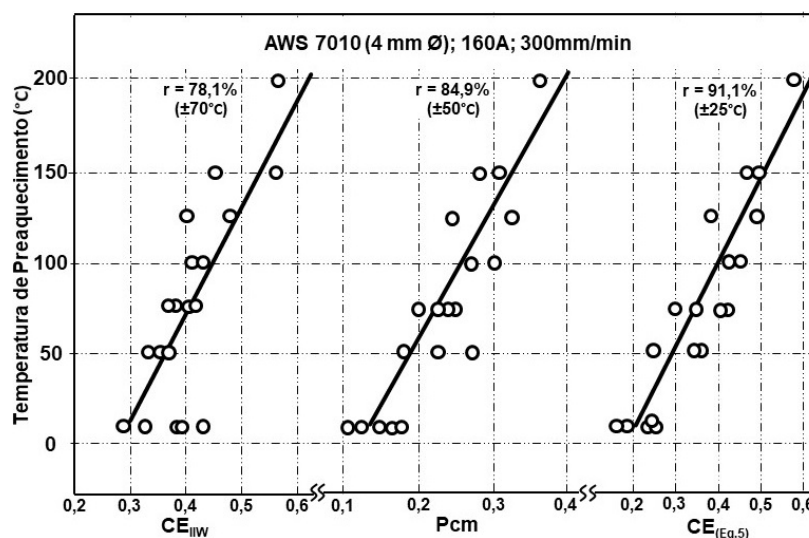


FIGURA 3.16 – Correlação entre os resultados do teste Stout Slow-Weld e os valores de carbono equivalente<sup>(63)</sup>.

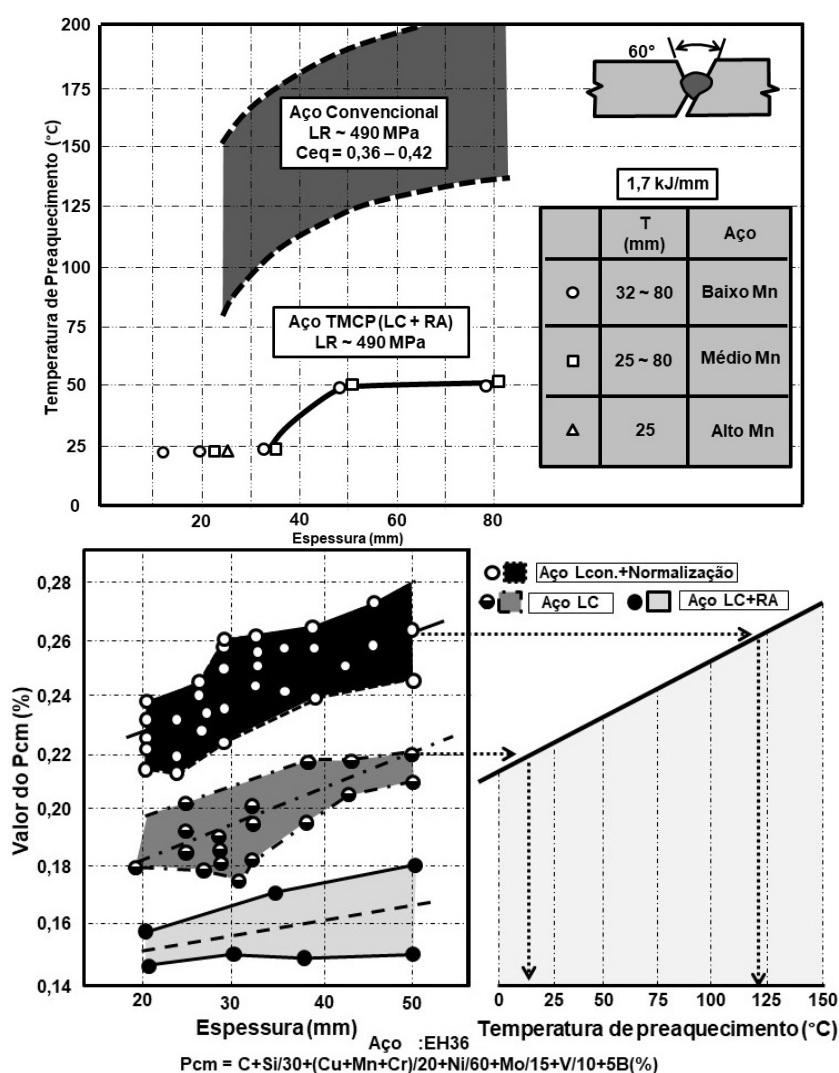


FIGURA 3.17 – Ensaio Tekken (Chanfro – Y) para aços da classe de 490 MPa Adaptado de Imai<sup>(3)</sup>.

### 3.5.2 Amaciamento da ZAC de Aços TMCP

Quando materiais TMCP são submetidos a ciclos térmicos de soldagem que proporcionam baixas velocidades de resfriamento, como é o caso da soldagem com alto aporte de calor produzido pelos processos a arco submerso, eletroescória e por eletrogás, há a redução de dureza na ZAC<sup>(64)</sup>. Segundo Denys<sup>(65)</sup>, a extensão do amaciamento é proporcional ao aumento do aporte térmico de soldagem e ocorrem na porção da ZAC submetida a temperaturas de pico entre 650°C – 1100°C, correspondendo as regiões subcrítica, intercrítica e de grãos refinados da ZAC. Além da dependência do aporte de calor, ou melhor, da redução da velocidade de resfriamento, a extensão da região amaciada na ZAC dependerá dos mecanismos aplicados para aumentar a resistência mecânica do MB e a sensibilidade desses mecanismos perante aos ciclos térmicos de soldagem. A redução da resistência em regiões próximas a solda é observado para os aços nos quais tem o seu aumento de resistência dependente das microestruturas formadas fora do equilíbrio, ou seja, transformações metaestáveis, ou através de outros mecanismos que não permitem a recuperação de resistência por tratamentos térmicos como o refino de grão e o endurecimento por aumento da densidade de deslocamentos. Quando presentes, os precipitados podem contribuir para a redução da resistência devido ao coalescimento e crescimento dos mesmos ou atuar de forma a balancear a redução da resistência devido à formação de novos precipitados.

O amaciamento se manifesta de duas formas em função da temperatura de pico podendo ser classificado como: (i) amaciamento de revenimento ( $T^{\circ}p$  abaixo da temperatura  $A_1$ ) e; (ii) amaciamento de transformação ( $T^{\circ}p$  acima da temperatura  $A_1$ )<sup>(64)</sup>.

O amaciamento por revenimento é mais pronunciado nos materiais de elevada resistência mecânica, principalmente aqueles produzidos por têmpera direta seguida de revenimento, os quais geralmente possuem uma matriz constituída por martensita revenida e/ou bainita de elevada densidade de deslocamentos. O ciclo térmico de soldagem provoca em regiões da ZAC aquecidas abaixo de  $A_1$  um segundo revenimento podendo resultar na: (i) redução do teor de carbono da martensita revenida do MB; (ii) coalescimento dos precipitados e, (iii) recuperação, recristalização e crescimento de grão<sup>(64)</sup>.

O amaciamento por transformação ocorre para todos os aços TMCP. Basicamente, a microestrutura metaestável dos aços TMCP quando exposta a temperaturas superiores a  $A_1$  são alteradas irreversivelmente. Durante o resfriamento subsequentemente, a austenita formada transformará em constituintes com menor densidade de defeitos e com maior tamanho de grão e, portanto, de menor resistência mecânica como a ferrita e bainita<sup>(66)</sup>. Além disso, os fenômenos



de recuperação e recristalização são favorecidos em temperaturas superiores a  $A_1$  resultando na redução da parcela de resistência mecânica adquirida através da densidade de deslocamentos.

Porém, para que a região amaciada exerça efeitos negativos nas propriedades mecânicas de uma estrutura soldada, essa deve exceder 25% da espessura do material<sup>(3)</sup>. Além disso, existem na literatura<sup>(3,36,65-69)</sup> alguns trabalhos que comprovam que o amaciamento da ZAC não afeta significativamente a vida em fadiga de juntas soldadas de aços TMCP, porém a avaliação do efeito dessa região nas propriedades de um componente soldado é complexa e depende da interação de fatores como as características de propriedade mecânica do metal de solda, da ZAC e do metal de base associado às restrições e qualidade do cordão de solda que são difíceis de serem estudados pelos ensaios convencionais de tração e fadiga.

Uma maneira de se minimizar o efeito deste fenômeno, garantindo a resistência de juntas soldadas de aços TMCP, é limitar o aporte de calor a um máximo admissível, em função do grau do aço aplicado. Na prática, este limite de aporte é menos restritivo que o requerido para que não haja uma perda significativa de tenacidade na ZAC. Deve ser ressaltado que os aços TMCP mais avançados, os quais possuem um refino substancial do tamanho de grão, apresentam uma ZAC obtida com elevado aporte de calor com um amaciamento pouco significativo<sup>(68,69)</sup>. Segundo Denys<sup>(65)</sup>, juntas soldadas com MS *overmatching* (MS com resistência mecânica superior ao MB) possuem uma menor probabilidade de apresentar problemas relacionados ao amaciamento em relação a juntas soldadas com MS *undermatching* (MS com resistência mecânica inferior ao MB). Porém, essa conclusão é restrita a estruturas com concentradores de tensão moderados permitindo que certo escoamento ocorra antes da propagação de uma eventual fratura frágil.

Uma forma de evidenciar regiões amaciadas e seus efeitos nas propriedades em tração de juntas soldadas é através da realização de ensaios de dureza Vickers que, conforme já retratado na literatura, apresenta uma boa correlação com os valores de limite de escoamento e resistência<sup>(70)</sup>. Na figura 3.18(a) é apresentado o ensaio de mapeamento de dureza Vickers realizado na seção transversal da região de solda de um aço estrutural aplicado em torres eólicas e que foi soldado com 61 kJ/cm. Foi evidenciada uma estreita região (tonalidade azul) ao longo de toda a ZAC, que apresentou redução de dureza da ordem de 20 HV1 em relação ao MB. Já, na figura 3.18(b), é apresentado um perfil de dureza realizado em juntas soldadas com 130 kJ/cm de aporte de calor de aços navais EH36 convencional em comparação a aço EH36 produzido por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, evidenciado o amaciamento em torno de 9% no material TMCP. Em ambos os casos, o amaciamento não afetou as propriedades em tração das

juntas soldadas, uma vez que o valor de limite de resistência foi superior ao especificado para o MB em questão e todos os corpos de prova romperam fora da região amaciada.

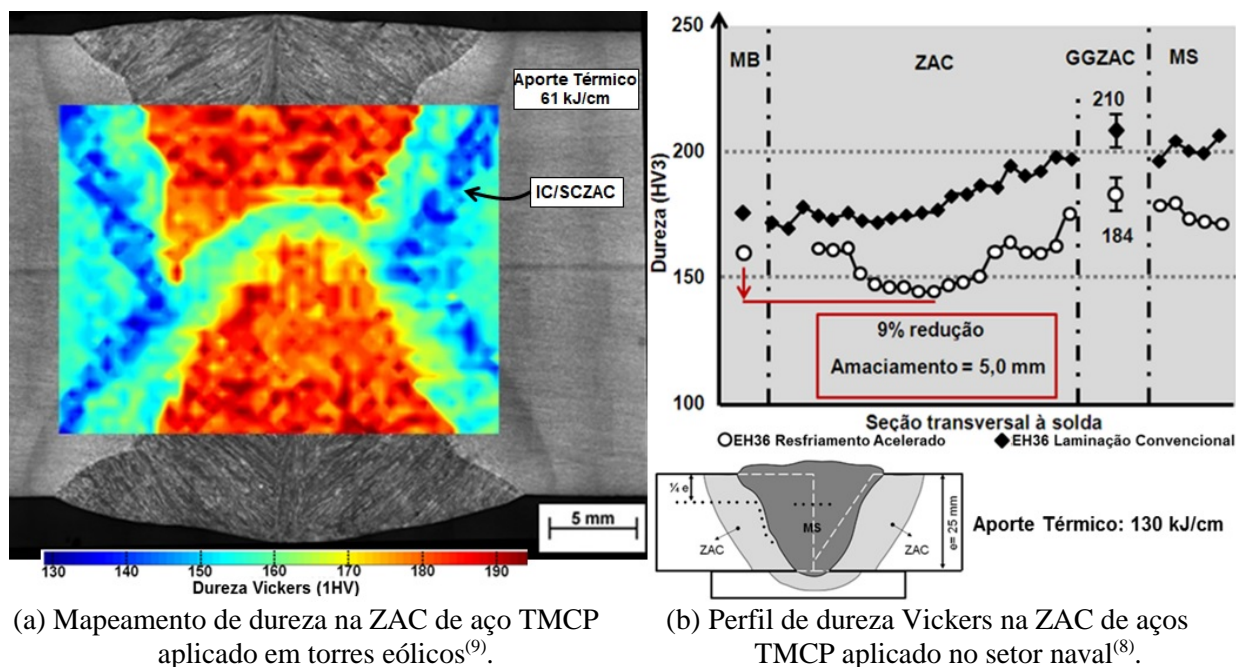


FIGURA 3-18 – Ilustração da ZAC que apresentaram regiões de amaciamento em juntas soldadas de aços TMCP. (a) mapeamento de dureza Vickers em junta soldada de torre eólica, aço TMCP S355M; (b) perfil de dureza Vickers realizado em juntas soldadas de aços navais<sup>(8,9)</sup>.

A redução da resistência mecânica na ZAC é mais pronunciada em materiais de elevada resistência mecânica, especialmente os materiais produzidos via têmpera direta seguida de revenimento<sup>(65)</sup>. Na figura 3.19 é ilustrado esse fato, na qual é apresentado um mapeamento de dureza Vickers realizado em uma junta soldada de material TMCP de 700 MPa de limite de escoamento. O aço de elevada resistência mecânica foi propositalmente submetido a elevado aporte de calor para evidenciar o efeito do ciclo térmico de soldagem na extensão e na magnitude do amaciamento. É possível observar que a região de redução da dureza é significativa e na região intercrítica da ZAC (ICZAC) é da ordem de  $\sim 82\text{HV}_1$ . Nessa região predomina a presença dos constituintes ferrita e perlita totalmente diferente da microestrutura original do material, martensita revenida. Essa alteração microestrutural na ZAC pode afetar de forma significativa as propriedades da junta soldada de materiais de elevada resistência e, portanto, deve ser avaliado a faixa ideal de aporte de calor empregado para cada tipo de material.

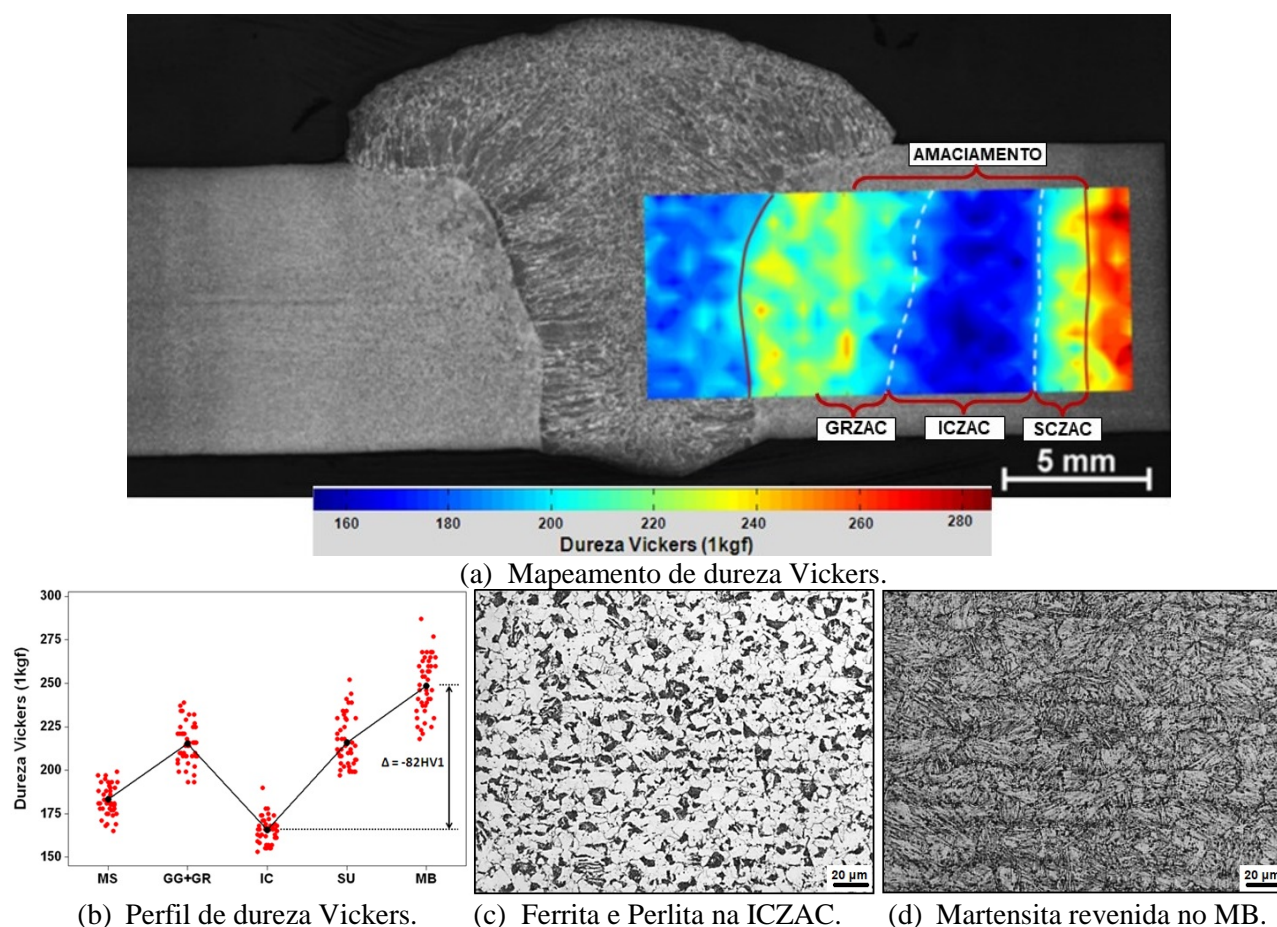


FIGURA 3.19 – Ilustração da ZAC que apresentaram regiões de amaciamento em junta soldada de aço TMCP de 700 MPa de limite de escoamento, um exemplo de utilização de aporte de calor superior ao recomendado para o material em questão<sup>(71)</sup>.

### 3.5.3 Tenacidade da ZAC

Durante a soldagem com aplicação de elevados aportes de calor, a ZAC, principalmente a região de grãos grosseiros (GGZAC), é submetida a altas temperaturas por um longo período de tempo, favorecendo o crescimento de grão austenítico e a formação de microestruturas grosseiras, as quais afetam negativamente os resultados de energia absorvida durante o ensaio de impacto Charpy-V, muitas vezes não alcançando os requisitos especificados pelos clientes para o metal de base. Basicamente, o controle da tenacidade na GGZAC pode ser feito de duas maneiras: (i) através do controle do crescimento de grão da austenita durante o ciclo térmico de soldagem e; (ii) através da formação na ZAC de constituintes de boa tenacidade.

**Crescimento de grão da austenita na GGZAC:** Os grãos austeníticos da GGZAC, formados durante o rápido aquecimento provocado pelo ciclo térmico de soldagem, tendem a crescer afetando, dessa forma, a tenacidade da GGZAC. Basicamente, grãos austeníticos maiores provocam a redução da tenacidade devido: (i) ao favorecimento da formação de constituintes

frágeis em função do aumento da temperabilidade local e; (ii) por não ser um obstáculo à propagação de eventuais trincas de clivagem por apresentar contornos de grão de baixo ângulo<sup>(7)</sup>. Sendo assim, a inibição do crescimento de grão austenítico durante a soldagem é uma estratégia para melhorar as propriedades a baixas temperaturas de juntas soldadas. Isso pode ser realizado através de mecanismos de ancoramento (efeito *pinning*) dos contornos que, geralmente, são realizados através da presença de finos precipitados coerentes e estáveis na matriz do metal de base.

As partículas presentes na matriz do aço mais estáveis em elevadas temperaturas são os óxidos, seguidos pelos nitretos, sulfetos e carbonetos. Para as composições químicas normalmente utilizadas em aços estruturais, há a decomposição de partículas precipitadas no material de base quando este é submetido a ciclos térmicos de soldagem. Como exemplo, na figura 3.20 (a) é possível verificar os produtos de solubilidade em função da temperatura de diferentes precipitados comumente presentes nesses aços. Nesse sentido é possível inferir que durante a formação da ZAC a decomposição dos carbonetos pode ocorrer na faixa de 1100 a 1150°C, dos nitretos entre 1150 e 1300°C, e dos sulfetos geralmente entre 1100 e 1200°C<sup>(72)</sup>. As partículas de óxidos formados durante os tratamentos de refino do aço (alumina, silicatos etc.) não são afetados pelo ciclo térmico de soldagem. Porém, por serem relativamente grandes e, dessa forma, não coerentes com a matriz, geralmente não atuam como mecanismos de ancoramento do grão austenítico durante a soldagem.

O método mais utilizado para refinar a microestrutura e a extensão da GGZAC, é através da adição controlada de Ti para a formação de partículas de TiN finas, coerentes e homogeneamente distribuídas na matriz, as quais são estáveis a elevadas temperaturas sendo, conforme ilustrado na figura 3.20 (b), os precipitados mais efetivos no ancoramento dos contornos de grãos da austenita<sup>(7,72)</sup>. Além disso, na figura 3.20 (b) também é mostrado três diferentes curvas para o precipitado TiN. Cada uma dessas curvas representa tamanhos diferentes de TiN indicando que o tamanho de tal partícula é importante para a efetividade do ancoramento do grão austenítico. Para isso as partículas devem apresentar um diâmetro médio inferior a 400 nm que, segundo a literatura<sup>(72)</sup>, para essa estratégia ser efetiva a relação Ti/N deve estar entre 2,00 e 3,4. A prática industrial para produzir aços com tais características é um processo extremamente complexo sendo um *know-how* de cada empresa que detém tal tecnologia. Para aportes extremamente elevados, superiores a 300 kJ/cm, como o caso de soldagem com eletro escória, é exigido a utilização de óxidos do tipo TiO<sub>2</sub> para promover o efeito *pinning* na ZAC, uma tecnologia que somente as siderúrgicas japonesas detém.

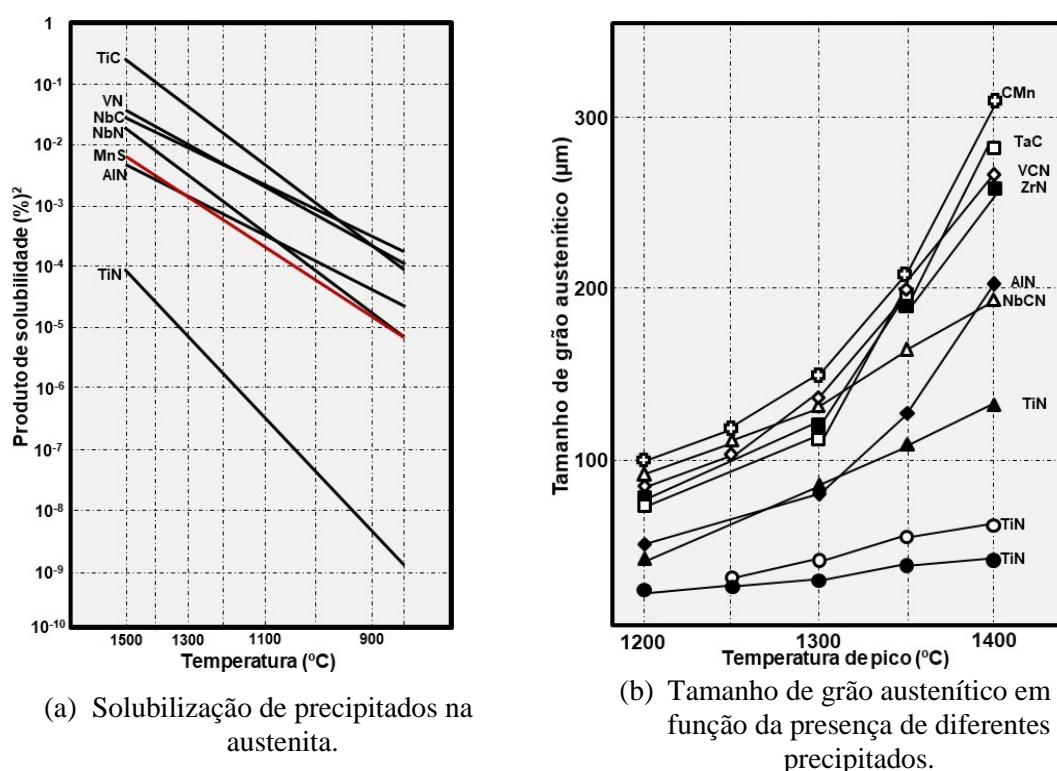


FIGURA 3.20 – Ilustração da solubilização de diferentes precipitados na austenita e do tamanho de grão austenítico na GGZAC em função da presença de diferentes precipitados<sup>(72)</sup>.

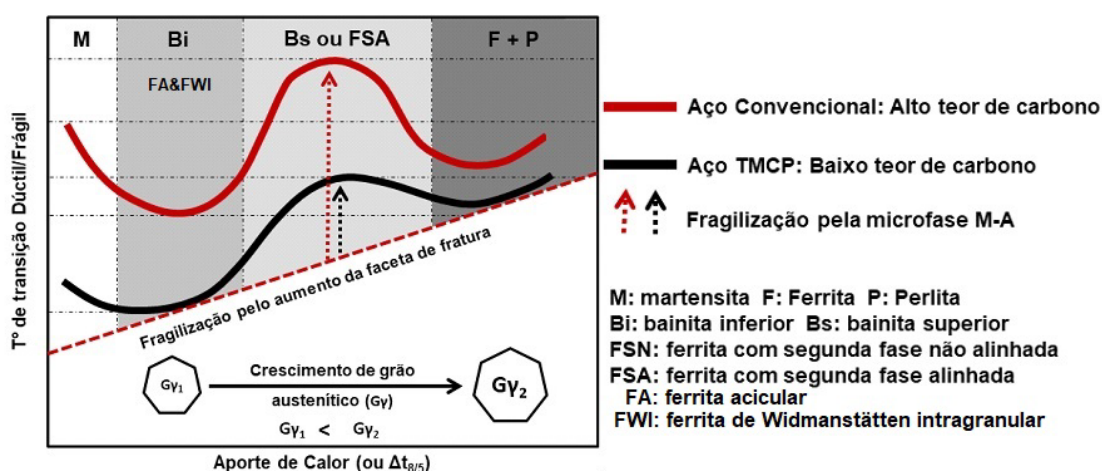
**Relação entre constituintes microestruturais e tenacidade na GGZAC:** Segundo a literatura<sup>(73,74)</sup>, as menores temperaturas de transição (melhores valores de tenacidades), na ZAC de juntas soldadas com único passe, são obtidas em aços com baixo teor de carbono que apresentaram como microestrutura resultante a bainita inferior conforme evidenciado de forma esquemático na figura 3.21. Já as mais altas temperaturas de transição, ou os piores resultados de tenacidade, são verificados em aços alto carbono e estão associados à bainita superior, martensita não revenida e às estruturas grosseiras de ferrita e carbonetos. A relação entre tenacidade e os principais constituintes microestruturais formados na ZAC serão apresentados a seguir:

- A martensita é tradicionalmente conhecida como um constituinte frágil. Seu efeito deletério a ZAC é por potencializar a nucleação de trincas de clivagem em regiões adjacentes mais macias, onde a deformação tende a se concentrar. Entretanto, a utilização de aços com menores teores de carbono, propicia a formação na ZAC de uma martensita de boa tenacidade, devido ao autorevenimento causado pela elevação da temperatura de início de formação (Ms)<sup>(75)</sup>.
- A bainita inferior, assim como a martensita autorevenida, apresenta boa tenacidade para aços baixo carbono<sup>(76)</sup>. Embora a alta dureza determine que nestes constituintes possam



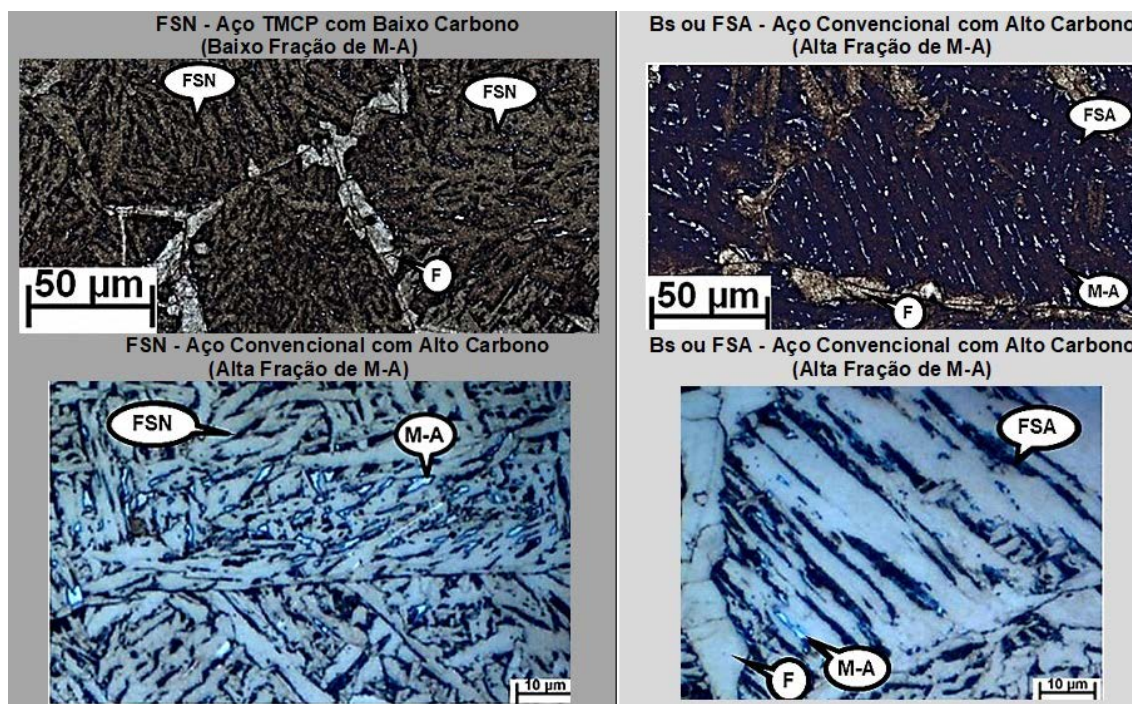
nuclear facilmente trincas de clivagem, a alta densidade de carbonetos finos e dispersos dificulta a propagação dessas trincas<sup>(76)</sup>.

- A bainita superior ou ferrita com segunda fase alinhada provoca a redução da tenacidade da ZAC. Isto estaria relacionado com a facilidade que esta bainita apresenta em fratura por clivagem, pois os contornos de baixo ângulo, entre as ripas de ferrita, não determinam uma obstrução importante à propagação da trinca<sup>(56)</sup>. Em materiais com maiores teores de liga, principalmente o carbono, com é o caso dos aços convencionais, quando submetidos a elevados aportes de calor há o favorecimento da formação de constituinte MA entre as ripas de ferrita da bainita superior conforme ilustrado na figura 3.21 (b). O aumento da fração de MA pode resultar em queda na tenacidade da bainita superior por ser um ponto para a nucleação de trincas de clivagem<sup>(7)</sup>.
- A tenacidade da ferrita acicular ou ferrita de Widmanstätten intragranular é geralmente alta. Sendo assim, é o constituinte visado em soldagem de alto aporte de calor de aços C-Mn e microligados, já que nessas condições não se obtém bainita inferior e/ou martensita autorevenida. Esta característica da ferrita acicular pode ser associada principalmente ao grau de refino, normalmente elevado, desse constituinte e à presença de contornos de alto ângulo, quando a ferrita acicular é nucleada a partir de inclusões.
- A ferrita proeutetóide (ferrita de contorno de grão e ferrita poligonal) e a perlita são constituintes considerados, de uma maneira geral, como deletérios à tenacidade da ZAC, principalmente por estarem associados a uma estrutura grosseira decorrente das baixas taxas de resfriamento, necessárias à formação destes constituintes<sup>(77)</sup>.



(a) Relação microestrutura e tenacidade da ZAC.

FIGURA 3.21 – Ilustração esquemática da relação entre microestrutura e tenacidade da ZAC. Adaptado de Terada et al.<sup>(78)</sup>. Evidências de MA como segunda fase de constituintes FSA e FSN na GGZAC de aços com alto teor de carbono. Ataque: Picral + metabissulfito de Sódio. Adaptado de Borba et al.<sup>(8,10)</sup>. Ilustração: autor.



(b) Constituinte MA na GGZAC de aço naval convencional e TMCP.

FIGURA 3.21 – Continuação.

No diagrama da figura 3.22 são ilustrados os principais parâmetros que afetam as transformações microestruturais e, dessa forma, a tenacidade da GGZAC. A relação entre aporte de calor, temperatura inicial e a espessura da junta definem o ciclo térmico de soldagem que, geralmente, é expresso pelas diferentes temperaturas de pico e pelos tempos de resfriamento entre 800 e 500°C ( $\Delta t_{8/5}$ ) os quais podem ser determinados por várias equações como, por exemplo, as expressões matemáticas de Rosenthal e Rykalin. A microestrutura formada na GGZAC é o resultado da interação entre composição química e as características do processamento do MB com as condições de aquecimento e resfriamento impostos pelas operações de soldagem. Dessa forma, qualquer alteração que afete as relações numeradas pelas conexões 1 e 2 modificará as condições de transformações microestruturais as quais se manifestaram nos resultados de tenacidade da GGZAC.

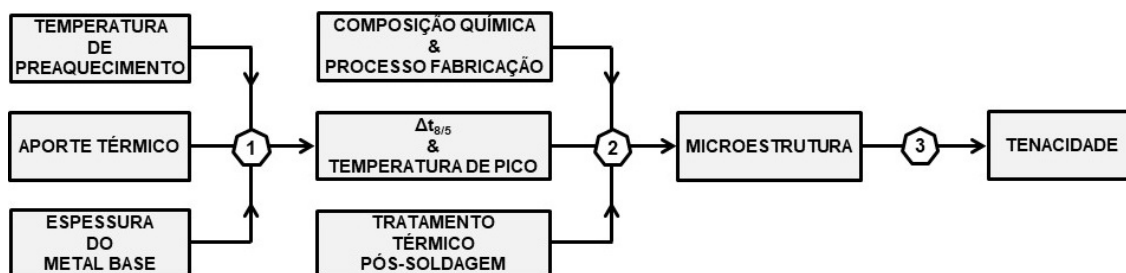


FIGURA 3.22 – Parâmetros que influenciam a tenacidade da ZAC. Ilustração: autor.

Uma alternativa para minimizar a redução da tenacidade na GGZAC é trabalhar no ciclo térmico de soldagem visando velocidades intermediárias de resfriamento através da limitação da faixa de aporte de calor empregada para cada condição e material. Contudo, esta ação não é satisfatória em todos os casos, principalmente quando se visa alta produtividade durante a soldagem. Outra possibilidade é empregar metais base que são menos sensíveis aos ciclos térmicos de soldagem. Os aços TMCP, quando comparados com os aços convencionais de mesma resistência mecânica, em função do baixo teor de carbono e da adição controlada de elementos de liga possuem uma maior probabilidade de formação de constituintes microestruturais de melhor tenacidade e, dessa forma, são menos afetados às condições extremas de baixo e de elevado aporte de calor<sup>(74)</sup>. Conforme ilustrado na figura 3.23, mesmo na soldagem com alto aporte, em presença de uma microestrutura grosseira como a bainita superior (ou ferrita com segunda fase alinhada) e a ferrita de contorno de grão, os aços TMCP ainda apresentam uma melhor tenacidade que os aços convencionais, devido à microestrutura de menor dureza e menor quantidade de constituinte MA<sup>(76)</sup>. Além disso, a menor quantidade de inclusões e os baixos teores de impurezas dos aços TMCP, especialmente fósforo e enxofre, que apresentam tendência a fragilizar os contornos de grão<sup>(79)</sup>, também promovem um efeito favorável na tenacidade da ZAC.

Os menores valores de tenacidade, conforme já evidenciado na figura 3.21, geralmente observados na GGZAC de aços com elevado teor de carbono, estão associados à presença do constituinte MA como a segunda fase dos constituintes FSA ou Bs, as quais são sítios que facilitam a fratura por clivagem. Conforme ilustrado na figura 3.24, aços com maior teor de carbono, quando soldados com elevados aportes de calor (elevados tempos de resfriamento), possuem uma maior tendência à formação de constituintes frágeis do tipo MA. O MA é formado devido ao enriquecimento em carbono da austenita provocado pela expulsão de carbono da ferrita onde esse possui uma menor solubilidade. A presença do constituinte MA entre as placas de ferrita são pontos favoráveis para a nucleação de trincas, reduzindo a tensão de fratura do material e, dessa forma, facilitando a propagação instável da trinca<sup>(7,80,81)</sup> na ZAC, mesmo se essa apresentar quantidade considerável de contornos de grãos de alto ângulo ( $\geq 45^\circ$ ), conhecido como excelentes obstáculos para inibir a propagação de trincas por clivagem<sup>(82-86)</sup>.

Na figura 3.24 (b) também é possível verificar que a partir de tempo de resfriamento ( $t_{8/5}$ ) elevados inicia-se a decomposição do constituinte MA em ferrita e carbonetos. Porém, mesmo para condições de elevado tempo de resfriamento, como exemplo 500 s, ainda permanecem uma fração, no caso 4%, considerável de MA com potencial efeito prejudicial à tenacidade da junta soldada em questão, especialmente ao que diz respeito a mecânica da fratura.



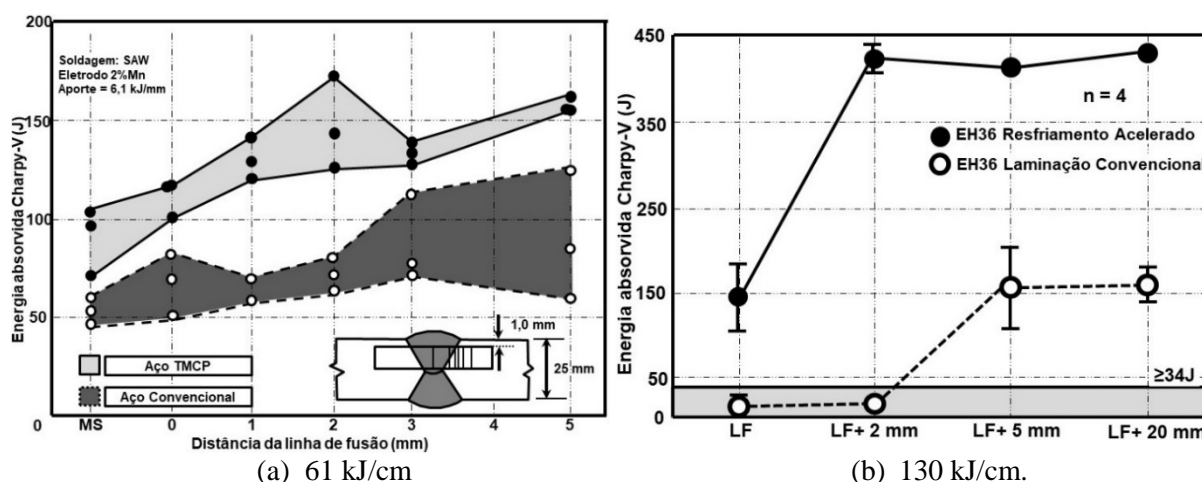


FIGURA 3.23 Energia absorvida no ensaio Charpy-V em CPs retirados ao longo da ZAC de juntas soldadas de aços navais convencional e TMCP submetidos a duas condições de aporte de calor: (a) 61 KJ/cm<sup>(34)</sup> e (b) 130 kJ/cm, adaptado de<sup>(8)</sup>.

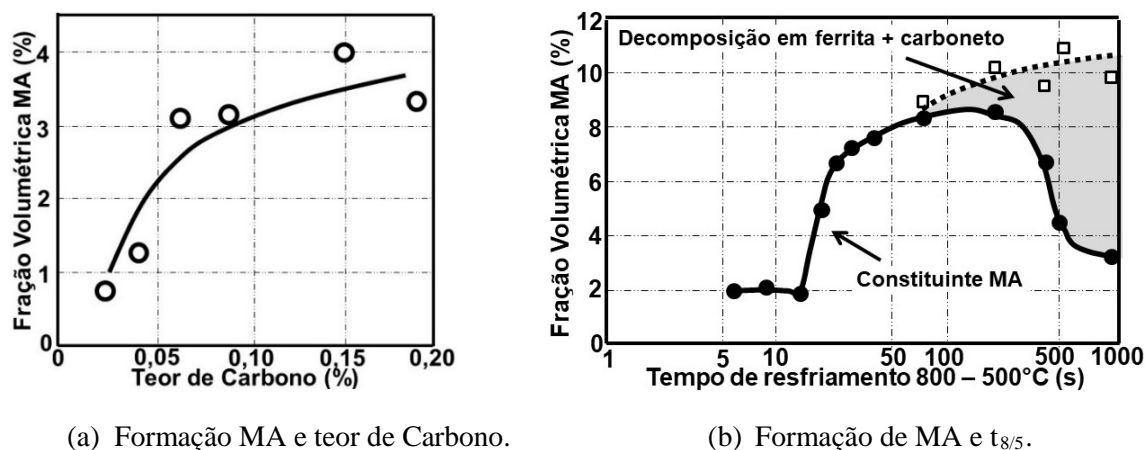


FIGURA 3.24 Efeito do teor de carbono e da velocidade de resfriamento na formação de MA na GGZAC adaptado de<sup>(80,81)</sup>.

Na figura 3.25 é evidenciado o efeito na tenacidade a fratura dos demais elementos de liga, além do carbono, que favorecem a formação da constituinte MA na GGZAC durante a soldagem com mais de um passe solda (duplo e triplo ciclos térmicos), em ordem decrescente de tendência, são: B, N e C, seguido dos elementos formadores de carbonetos: Nb, V, Mo e Cr. Como grande parte desses elementos está presente conjuntamente nos aços TMCP, especialmente nos materiais de maior resistência mecânica (especialmente aços com limite de escoamento superior a 355 MPa), estes aços apresentam uma redução na tenacidade da ZAC associada ao constituinte MA. Contudo, em função da composição química menos carregada (menores teores de C e valores de  $C_{eqIW}$ ), de modo que estes elementos são mantidos em valores mínimos, especialmente o carbono, a tenacidade da ZAC dos aços TMCP é ainda consideravelmente superior à dos aços produzidos via laminação controlada ou normalização<sup>(34)</sup>.

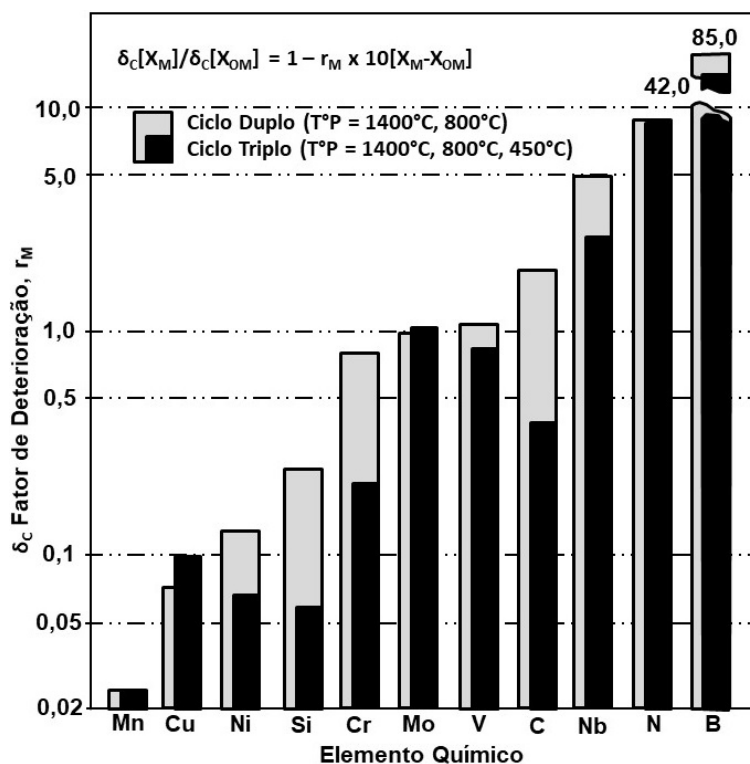


FIGURA 3.25 – Influência dos elementos de liga na deterioração de resultados de CTOD de ZAC simuladas com duplo e triplo ciclo térmico<sup>(34)</sup>.

O entendimento do efeito das diferentes condições de soldagem nas propriedades de junta soldada real é de extrema importância para a garantia da integridade da mesma. Na figura 3.26 é ilustrado a variação, idealizada, da faixa do tempo de resfriamento entre 800 e 500°C (representação da interação entre aporte de calor, espessura e temperatura de preaquecimento, figura 3.22) permitida para aplicação de diferentes aços (representados pelos valores de limite de escoamento)<sup>(87)</sup>. Observa-se que com o aumento das propriedades mecânicas do material há, necessariamente, uma redução gradual das condições de soldagem, faixa ideal do tempo de resfriamento entre 800 e 500°C ( $t_{8/5}$ ). No caso de aços estruturais, onde o limite de escoamento é próximo de 355 MPa, a faixa de trabalho pode ser extensa, com os valores de  $t_{8/5}$  cobrindo algumas dezenas de segundos. Com o aumento gradual das propriedades mecânicas do material, se faz necessário trabalhar com uma maior restrição das condições de soldagem de forma a evitar os problemas citados nos itens anteriores como amaciamento e trincas induzidas por hidrogênio e/ou redução da tenacidade na ZAC obtida com alto e baixo aporte de calor, respectivamente.

O desenvolvimento desse tipo de diagrama através de juntas soldadas reais é um projeto longo, oneroso, que demanda equipe e estrutura qualificada para a confecção de vários corpos de prova para a execução de diferentes tipos de ensaios. Dessa forma, a simulação física de diferentes ciclos térmicos de soldagem, como será apresentado nos próximos itens, pode ser uma

alternativa rápida e confiável para a realização desse tipo de abordagem gerando informações importantes para a aplicação dos aços.

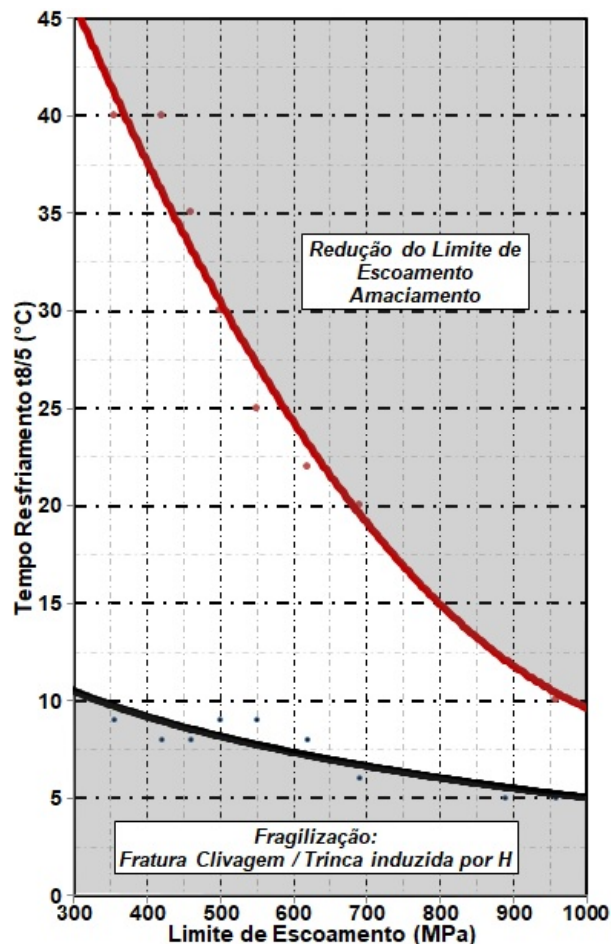
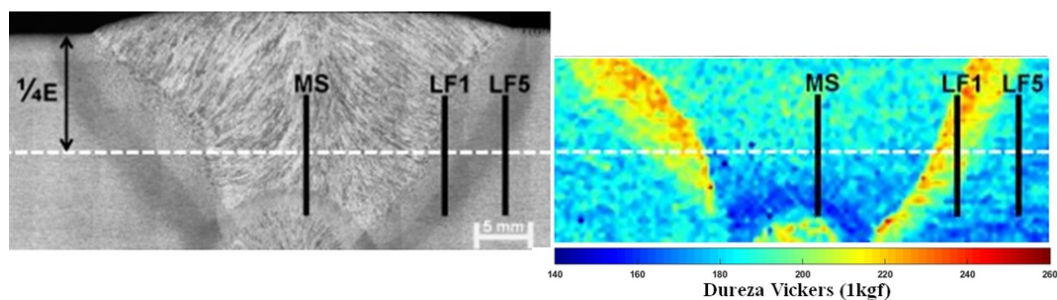


FIGURA 3.26 – Faixa de tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C ( $t_{8/5}$ ) recomendado para a soldagem de diferentes tipos de aço de acordo com o limite de escoamento. Adaptado de<sup>(87)</sup>. Ilustração: autor.

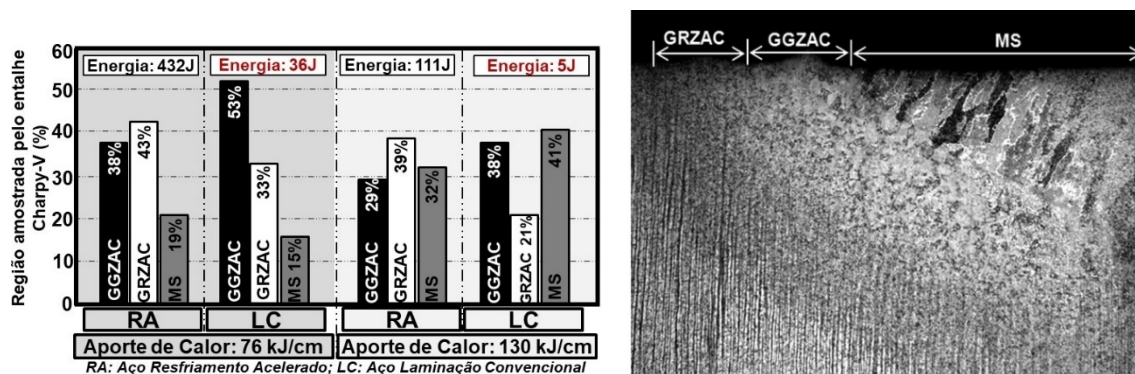
### 3.6 Simulação do Ciclo Térmico de Soldagem

O estudo da influência dos processos de união por fusão, com destaque para a soldagem ao arco elétrico, nas variações microestruturais e, dessa forma, nas propriedades mecânicas, especialmente a tenacidade a baixas temperaturas, tem sido o principal tema de debates e de vários estudos de pesquisa ao longo das décadas, especialmente após os episódios catastróficos com alguns dos mais de 2500 navios cargueiros da série *Liberty* construídos durante a segunda guerra mundial. Nesse contexto, as primeiras investigações<sup>(88)</sup> que avaliaram a influência das operações de soldagem na integridade estrutural dos navios *Liberty* apontaram para: (i) a má qualidade dos aços da década de 1930 e 1940, os quais apresentavam temperatura de transição

próxima à temperatura ambiente; (ii) erros de projeto, como a presença de diversos pontos concentradores de tensões, principalmente no deck superior onde a maioria das fraturas tiveram origem; (iii) evidências de defeitos grosseiros de solda; (iv) ocorrências de tensões residuais geradas pelas dilatações, contrações térmicas e restrições dos componentes soldados e; (v) transformações microestruturais no cordão de solda e na zona afetada pelo calor que facilitaram a propagação das fraturas frágeis. A forma e intensidade com que as alterações microestruturais ocorrem dependem, dentre outros fatores, da composição química dos materiais e, principalmente, dos ciclos térmicos gerados durante o processo de soldagem. Dessa forma, o conhecimento e o controle dos ciclos térmicos de soldagem são fatores de maior importância para a obtenção de uma junta soldada de boa qualidade, e que atenda os requisitos de aplicação<sup>(41)</sup>. O problema de conduzir investigações microestruturais na ZAC de juntas soldadas reais é a presença de sub-regiões extremamente pequenas e heterogêneas. Dessa forma, se torna difícil correlacionar o efeito de um determinado constituinte microestrutural ou até mesmo de uma região específica da ZAC com resultados de propriedades mecânicas de uma junta soldada real. Na figura 3.27 é exemplificado essa dificuldade, na qual é evidenciado que o entalhe de CPs de Charpy-V retirados próximos a linha de fusão (LF) amostram diferentes regiões da ZAC, tornando difícil a realização de uma conexão de causa e efeito entre constituintes microestruturais e tenacidade. Além disso, a confecção de juntas soldadas com o caráter investigativo apresenta certo custo, se faz necessária a utilização de materiais específicos como consumíveis de soldagem e metais base, mão de obra qualificada e, principalmente, de equipamentos de soldagem que, geralmente, não são de fácil disponibilidade, especialmente em instituições de ensino e centros de pesquisa. Sendo assim, o desenvolvimento de metodologias para a simulação dos ciclos térmicos de soldagem tem evoluído mundialmente ao longo dos anos principalmente por ser uma ferramenta de baixo custo, por possibilitar o estudo e controle das diversas variáveis dos processos de união e por apresentar resultados relativamente rápidos e confiáveis. Porém, o sucesso no emprego de tal técnica, necessita do conhecimento das principais particularidades dos processos de soldagem que afetam o ciclo térmico de soldagem.



(a) Variação de dureza Vickers ao longo do entalhe de CPs Charpy-V<sup>(10)</sup>.



(b) Fração das diferentes regiões amostradas pelo entalhe de CPs Charpy-V retirados próximo a LF e exemplo da seção transversal de um desses CPs evidenciando as diferentes regiões logo abaixo do entalhe<sup>(8)</sup>.

FIGURA 3.27 – Heterogeneidade ao longo do entalhe de CPs Charpy-V. LF: Linha de Fusão; MS: Metal de Solda; E: Espessura; GGZAC: Grãos Grosseiros da ZAC; GRZAC: Grãos Refinados da ZAC<sup>(8,10)</sup>.

Basicamente, o ciclo térmico de soldagem pode ser definido através de quatro variáveis: (i) velocidade de aquecimento; (ii) temperatura máxima do ciclo térmico ou temperatura de pico ( $T^{\circ}p$ ); (iii) tempo de permanência na  $T^{\circ}p$  e; (iv) velocidade de resfriamento e/ou tempo de resfriamento, comumente determinado em uma faixa específica de temperatura.

Estas variáveis dependerão dos parâmetros de soldagem, ou seja, da corrente, tensão e velocidade de soldagem e, da espessura, geometria e propriedades físicas (condutividade térmica, calor específico e densidade) do material a ser soldado.

Todas as variáveis acima citadas são de grande importância no que diz respeito aos efeitos metalúrgicos provocados na junta soldada, principalmente com relação ao crescimento de grão na ZAC. Dessas, o tempo ou velocidade de resfriamento em uma determinada faixa de temperatura são as variáveis mais utilizadas na avaliação dos ciclos térmicos, por serem estas as que definem o tipo de microestrutura resultante na região soldada. Nos aços C-Mn, como a maioria das transformações microestruturais ocorre entre 800 e 500°C, o tempo ( $t_{8/5}$ ) ou velocidade ( $\Delta T^{\circ}_{8/5}$ ) de resfriamento nessa faixa de temperatura, são as variáveis mais utilizadas para estudar o ciclo térmico na ZAC. A avaliação do ciclo térmico pode ser feita de forma

direta, através de instrumentação com termopares inseridos em posições específicas na junta soldada, conforme descrito por Marra<sup>(89)</sup> e Maciel<sup>(90)</sup>, ou através de cálculos com expressões matemáticas baseadas em equações de fluxo de calor.

As primeiras soluções analíticas para as equações diferenciais de fluxo de calor de Fourier considerando fontes de calor móveis, ou seja, aplicadas a soldagem a arco, foram desenvolvidas por Rosenthal<sup>(91)</sup> e Rykalin<sup>(92)</sup> na década de 1930. A seguir são apresentadas as expressões baseadas no modelo idealizado por Rosenthal e Rykalin para juntas soldadas.

$$T - T_0 = \frac{\eta H / h}{\sqrt{4\pi k c \rho (t - t_0)}} \exp\left(\frac{r^2 c \rho}{4k(t - t_0)}\right) \quad (1)$$

$$\eta H = h \sqrt{\frac{4\pi k c \rho \Delta t_{8/5}}{\frac{1}{(500 - T_0)^2} - \frac{1}{(800 - T_0)^2}}} \rightarrow \Delta t_{8/5} = \left(\frac{1}{4\pi k \rho c}\right) \left(\frac{\eta H}{h}\right)^2 \left[\left(\frac{1}{(500 - T_0)}\right)^2 - \left(\frac{1}{(800 - T_0)}\right)^2\right] \quad (2)$$

$$T - T_0 = \frac{\eta H}{2\pi k (t - t_0)} \exp\left(\frac{r^2 c \rho}{4k(t - t_0)}\right) \quad (3)$$

$$\eta H = \frac{2\pi k \Delta t_{8/5}}{\frac{1}{(500 - T_0)} - \frac{1}{(800 - T_0)}} \rightarrow \Delta t_{8/5} = \frac{\eta H}{2\pi k} \left(\frac{1}{(500 - T_0)} - \frac{1}{(800 - T_0)}\right) \quad (4)$$

$$r = \sqrt{\frac{2\eta H}{T_p c \rho \pi e}} \quad (5)$$

$$h_c = \left[\left(\frac{\eta H}{2c\rho}\right) \left(\frac{1}{(500 - T_0)} - \frac{1}{(800 - T_0)}\right)\right]^{1/2} \quad (6)$$

Onde: H: Aporte Térmico (J/mm);  $\eta$ : eficiência de transferência do arco elétrico, que varia em função do processo de soldagem; k: condutividade térmica (J/s/mm/°C);  $\rho$ : densidade (kg/mm<sup>3</sup>); c: calor específico (J/kg/°C); T: temperatura máxima (°C); T<sub>0</sub>: temperatura ambiente ou de preaquecimento (°C) e; h: espessura da chapa ou peça (mm).

Estas expressões fazem distinção entre chapas finas (fluxo de calor bidimensional) equações (1) e (2), e chapas grossas (fluxos de calor tridimensional), equações (3) e (4). Os principais parâmetros de soldagem utilizados nas expressões para o cálculo do tempo e da velocidade de resfriamento são a energia de soldagem, definida como o produto da corrente e da tensão utilizada dividida pela velocidade de soldagem, a temperatura inicial ou temperatura de preaquecimento da peça e as propriedades físicas dos materiais envolvidos.

Para estabelecer a condição de chapa fina ou grossa, são utilizadas expressões baseadas na espessura, propriedades físicas, temperatura inicial da chapa e na energia de soldagem utilizada, conforme definido através da expressão (6) que retorna o cálculo da espessura crítica (h<sub>c</sub>). segundo a *American Welding Societ* (AWS)<sup>(93)</sup>, a expressão para chapa fina, equação (1), deve ser aplicada quando a relação h/h<sub>c</sub> for menor que 0,6 e a expressão para chapa grossa, equação (3), para h/h<sub>c</sub> maior que 0,9. Para valores intermediários, a AWS recomenda a

utilização de valores intermediários calculados entre as equações (1) e (3). Para o tempo de resfriamento entre 800 e 500°C, a equação (4) seria aplicada para  $h/hc > 1$  e a equação (2) para  $h/hc < 1$ <sup>(41,42,93)</sup>. Vale destacar que a elaboração das equações de 1 a 6 foram realizadas com o intuito de gerar expressões matemáticas simplificadas e deduzidas sob as seguintes condições:

- as propriedades térmicas não variam com a temperatura;
- a fonte de calor é considerada pontual ou linear;
- não se considera o calor liberado das transformações de fase;
- a placa é considerada infinita e;
- são consideradas perdas de calor apenas por condução.

Apesar dessas considerações e do desenvolvimento de novas expressões e da utilização de métodos de elementos finitos, essas equações ainda são o método mais popular para o cálculo do ciclo térmico de soldagem nos estudos dos fenômenos metalúrgicos da ZAC<sup>(7,11,94-99)</sup>. Porém, a utilização dessas expressões para a avaliação de ciclos térmicos no metal de solda não fornecem resultados representativos. Conforme discutido por Myers et al.<sup>(100)</sup>, existem vários fatores que tornam a predição da temperatura no metal de solda através das expressões de 1 a 6 incompatível com a realidade, sendo os mais relevantes: (i) a não consideração da variação das propriedades físicas do material com a temperatura, conforme ilustrado na figura 3.28, e; (ii) a não previsão dos fenômenos metalúrgicos que ocorrem na região fundida. Para superar essas limitações muitos autores utilizam o método de elementos finitos para a análise do fluxo de calor em cordões de solda.

A simulação numérica emprega métodos de elementos finitos utilizando *softwares* dedicados como ANSYS®, ABAQUS®, SysWeld® e SimufactWeld®, sendo esses dois últimos totalmente dedicados a processos de soldagem. Os métodos computacionais numéricos são muito bem reconhecidos pelos pesquisadores da área de união de materiais principalmente para a simulação dos campos de tensões residuais gerados por ciclos térmicos de soldagem, como exemplo vale destacar o trabalho de Miranda que avaliou as distorções em componentes soldados de vagão ferroviário empregando o *software* SimufactWeld®<sup>(101,102)</sup>. Apesar de existirem programas computacionais dedicados à soldagem que disponibilizam a possibilidade de simulação das transformações microestruturais na ZAC, o estudo de tais fenômenos metalúrgicos e sua influência nas propriedades do componente soldado ainda é mais bem representado através da simulação física ou termomecânica da ZAC.

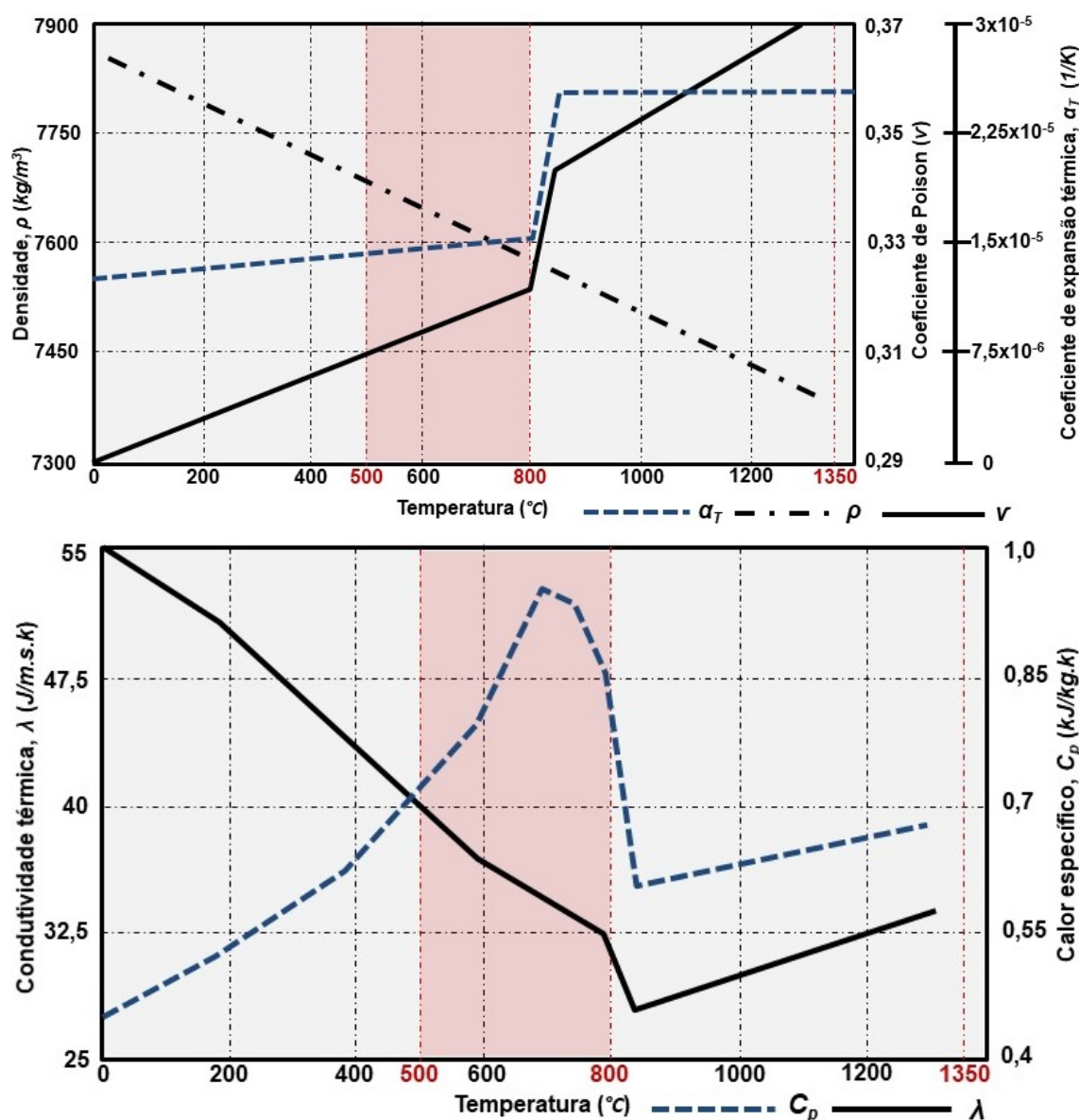


FIGURA 3.28 – Variação, com a temperatura, da densidade ( $\rho$ ), coeficiente de Poisson ( $\nu$ ), coeficiente de expansão térmica ( $\alpha_T$ ), condutividade térmica ( $\lambda$ ) e calor específico ( $C_p$ ) de um aço estrutural C-Mn<sup>(101,102)</sup>.

### 3.6.1 Simulação Física da ZAC Utilizando Equipamento Gleeble®

A simulação termomecânica da ZAC permite obter condições próximas às condições de soldagem reais além da geração de um volume considerável de material com uniformidade microestrutural representando pontos específicos da ZAC. Essa metodologia pode ser usada para investigações microestruturais assim como para a obtenção de corpos de prova (CPs) para a realização de ensaios mecânicos padronizados como tração, Charpy-V, CTOD, ductilidade a quente e fadiga. Atualmente, são utilizadas diferentes técnicas para a simulação física da ZAC podendo destacar os seguintes métodos: (i) austenitização de CPs em forno e resfriado em



diferentes meios de forma a simular diferentes velocidades de resfriamento determinadas através de termopares acoplados aos CPs; (ii) utilização de equipamento do tipo dilatômetro para simulação de microestruturas em diferentes condições de aquecimento e resfriamento e; (iii) utilização de simuladores termomecânicos como a Gleeble® e SmitWeld®.

Cada processo de simulação física da ZAC possui suas próprias características e desvantagens e, entre as varias técnicas, nesse tópico será retratado um pouco do equipamento Gleeble®, que é um sistema integrado de ensaios termomecânicos computadorizados<sup>(103)</sup>, uma evolução da tecnologia desenvolvida originalmente por Nippes e Savage no Rensselaer Polytechnic Institute em 1949 em Troy, Nova Iorque<sup>(104)</sup>. O equipamento, extremamente robusto, proporciona o aquecimento de amostras por efeito Joule, permitindo o emprego de velocidades elevadas de aquecimento de até 1000°C/s e tempos variados de permanência em elevadas temperaturas de trabalho com controle preciso. Além disso, o equipamento possui uma biblioteca de equações clássicas de fluxo de calor possibilitando trabalhar com diferentes velocidades de resfriamento de 1°C/min até 1000°C/s. O controle da temperatura pode ser feito por meio de termopares ou por pirômetro de infravermelho permitindo, dessa forma, a simulação de ciclos de aquecimento/resfriamento complexos<sup>(103)</sup>.

O sistema mecânico da Gleeble® consiste de um sistema servo-hidráulico com capacidade de 10 toneladas em tração/compressão. A velocidade de deslocamento pode chegar a até 1000 mm/s. O controle fechado via sinal de deslocamento, carga ou deformação por extensômetro, garante precisão e repetibilidade dos ensaios<sup>(103)</sup>. O sistema de controle digital fornece os sinais necessários para monitoramento e controle das variáveis térmicas e mecânicas de ensaio<sup>(103)</sup>. Existem inúmeras aplicações da Gleeble® mas no que diz respeito a processos siderúrgicos e ao desenvolvimento de novos aços, esse equipamento é normalmente utilizado para simulação de: (i) ciclos térmicos de soldagem; (ii) lingotamento contínuo; (iii) laminação a quente e; (iv) recozimento contínuo.

Nesse trabalho serão explorados os recursos pelo qual a Gleeble® foi inicialmente idealizada em 1949, que é a replicação de ciclos térmicos de soldagem em corpos de prova padronizados.

O *software HAZ Calculator* de operação da Gleeble®, disponibiliza cinco modelos de transferência de calor (F(s,d), Hannerz, Rykalin 2D, Rykalin 3D e Rosenthal) para a criação e monitoramento dos ciclos térmicos de soldagem replicados, além da possibilidade de inserir curvas de aquecimento/resfriamento, criados pelo próprio usuário. Dentre as cinco expressões, as mais utilizadas são as de Rykalin 2D, equação (1), e Rykalin 3D, equação (3), por serem os modelos que possibilitam a inserção de uma quantidade maior de dados de entrada como, por exemplo, a espessura do material.

A simulação física dos ciclos térmicos é amplamente utilizada por institutos de pesquisa e empresas em varias partes do mundo para avaliação da soldabilidade de diversos materiais, porém, devido a disponibilidade de equipamentos, existem poucos estudos nacionais que utilizaram essa metodologia<sup>(11,13,94-98)</sup>. No Brasil, atualmente, sabe-se da existência de simuladores termomecânicos como a Gleeble® nos laboratórios das empresas Usiminas em Ipatinga (MG) e Gerdau Aços Especiais em Piratini (RS), e em institutos de tecnologia como o SENAI CTS no Rio de Janeiro (RJ), SENAI CETEC em Belo Horizonte (MG) e no Laboratório Nacional de Nano Tecnologia LNNano em Campinas (SP). Além da Gleeble®, também existem simuladores termomecânicos desenvolvidos em laboratórios de Engenharia Mecânica como os equipamentos das Universidades Federais de Uberlândia (UFU) e do Pernambuco (UFPE). Na tabela III.5, estão listados alguns desses estudos nacionais e as principais variáveis, quando reportado, utilizadas em cada trabalho para a simulação do ciclo térmico de soldagem.

TABELA III.5 – Variáveis utilizadas na simulação termomecânica da ZAC realizados por alguns pesquisadores nacionais.

Autor	Método de Simulação	Material	VA (°C/s)	Tp (°C)	tTp (s)	AC (kJ/mm)	Tempo de resfriamento (s)		Método Velocidade de Resfriamento
							$\Delta t_{p/8}$	$\Delta t_{8/5}$	
Silva (11)	Usiminas-Gleeble3500	Aço Naval/Offshore	440	1350	0,3	0,6; 1,5 e 5,0	$\Delta t_{p/8}$ : 2,1; 10,8 e 15,3	$\Delta t_{8/5}$ : 6,3; 32,6 e 46	Dados de Marra et. al (89)
Luengas (94)	SENAI CTS-Gleeble3800	Duplex SAF2205	350	1200	2	1,5 e 3,0	$\Delta t_{p/8}$ : 14,4 e 57,7	$\Delta t_{8/5}$ : 42,5 e 169,8	Rykalin 2D
Carvalho (95)	SENAI CTS-Gleeble3800	Aço API 5L X80	500	1450	0,4	0,5; 1,0; 1,5; 2,0 e 3,0	Calculado a partir de Rykalin 3D		Rykalin 3D
Andia (96)	LNNano-Gleeble3800	Aço API 5L X80	200	1350	1	1,2; 2,5; 3,0 e 4,0	Calculado a partir de Rykalin 3D		Rykalin 3D
Vieira (97)	PUC Rio - TT° T*	Aço API 5L X80	Em forno	900	3600	--	Ar: 1,5; Óleo: 30 e Água: 115	Instrumentação com termopares nos CPs	
Oliveira (98)	SENAI CTS-Gleeble3800	Aço API 5L X100	0,5 e 200	1350	--	0,5; 1,5; e 3,0	5,5; 17,7 e 38,4	Elementos finitos Software SysWeld®	
Scotti (13)	UFU – Efeito Joule **	Aço API X70	1290 e 52,4	1350	--	--	$\Delta t_{8/5}$ : 3,2; até 419		Não informado
	Lab. não Informado Gleeble	Aço API X70	--	1350	--	--	$\Delta t_{8/5}$ : 2,0; até 130		Não informado
Amaral (12)	Salzgitter-Gleeble 3500	Aço Sincron BHS 450M	90	1300	2	--	$\Delta t_{8/5}$ : 4,0; 10,0; 25 e 70		
Alé (7)	Inst. Belga de Soldagem Smitweld	Aço C-Mn	--	1350	--	3,0 e 10,0	$\Delta t_{8/5}$ : 20 e 90		
Chavez (99)	Ohio State University- Gleeble 3180	Aço API 5L X80	--	650; 800; 950 e 1300	3-10	--	$\Delta t_{p/1,5}$ : 75; 65; 38 e 30		

VA = Velocidade de Aquecimento; Tp= Temperatura de Pico; tTp= Tempo de permanência na Tp; AC= Aporte de Calor Simulado;  $\Delta t_{p/8}$ =tempo de resfriamento entre a Tp e 800°C;  $\Delta t_{8/5}$ =tempo de resfriamento entre 800 e 500°C;  $\Delta t_{p/5}$ =tempo de resfriamento entre Tp e 150°C.

\* TT° T = Tratamento térmico de tempera em diferentes meios: ar, óleo e água.

\*\* Efeito Joule: equipamento para realização de simulação termomecânica do ciclo térmico de soldagem desenvolvido na UFU.

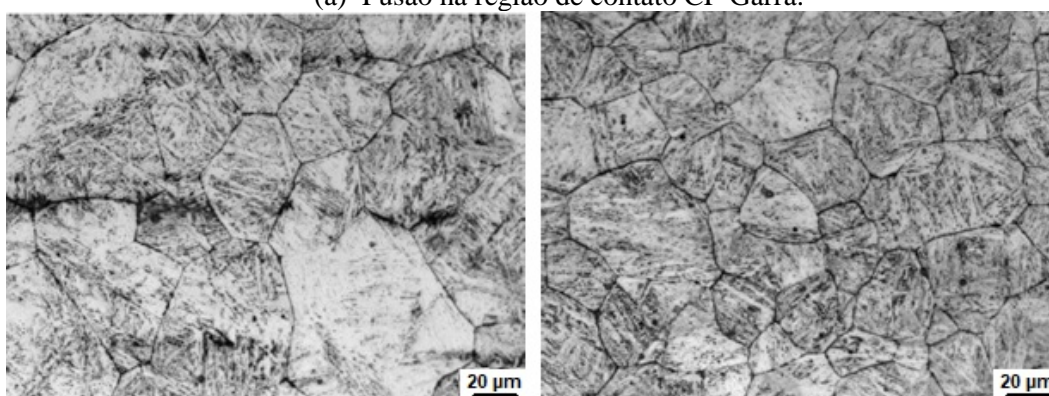
Trabalhos de pesquisadores nacionais realizados em laboratórios fora do Brasil.

Tais trabalhos avaliaram, basicamente, o comportamento da região de grãos grosseiros submetida a ciclo térmico único e/ou múltiplos em materiais como os aços API X70, X80 e X100, em aços estruturais de 460 MPa de limite de escoamento e em materiais desenvolvidos em escala piloto para aplicações no setor naval e de plataformas offshore. Dentre esses, o

trabalho de Silva retrata que através dos ensaios realizados na Gleeble® foi possível verificar que aços navais produzidos via resfriamento acelerado apresentam resultados superiores de tenacidade na GGZAC em relação a aços convencionais quando submetidos a diferentes ciclos térmicos de soldagem e que tais materiais são menos susceptíveis a formação de constituintes frágeis como o MA. Além disso, o autor lista algumas irregularidades e dificuldades encontradas durante a execução das simulações na Gleeble® em sua fase experimental que são de grande valia para os iniciantes na operação de tal equipamento. Silva deparou com os seguintes problemas: (i) fusão na região de contato entre CPs e as garras de cobre, figura 3.29(a); (ii) heterogeneidade ao longo da seção transversal dos CPs, figura 3.29(b,c) e; (iii) alta dispersões nos ensaios de impacto Charpy-V. As duas últimas ocorrências são citadas por outros autores que utilizaram o equipamento Gleeble® e ocorrem basicamente pela diferença de resfriamento entre superfície e centro dos CPs e devido a utilização de diferentes distâncias entre as garras de cobre (*span*), gerando um gradiente térmico transversalmente e longitudinalmente que proporcionam diferentes extensões das regiões de trabalho, conforme evidenciado na figura 3.30. Porém, apesar desses detalhes a utilização da Gleeble® possibilita, conforme apresentado na figura 3.31, a reprodução do ciclo térmico desejado em uma extensão considerável ao longo do CP possibilitando a realização de análises metalográficas e de ensaios mecânicos.



(a) Fusão na região de contato CP-Garra.



(b) Tamanho de grão austenítico próximo ao termopar.

(c) Tamanho de grão austenítico na extremidade oposta ao termopar.

FIGURA 3.29 – Problemas de crescimento desigual do  $G\gamma$  relatados por Silva durante a execução dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento Gleeble®<sup>(11)</sup>.

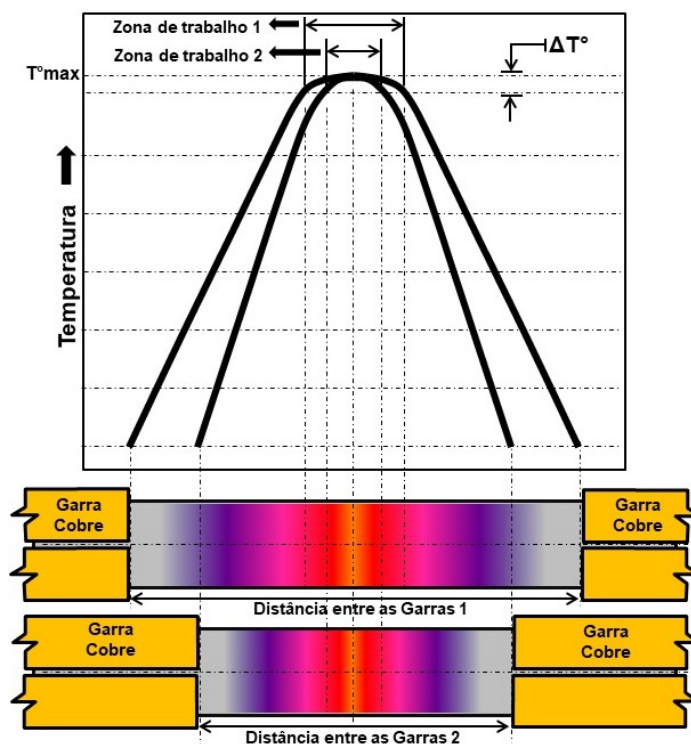


FIGURA 3.30 – Variação do perfil térmico ao longo do corpo de prova em função da distância entre garras (*span*) durante a execução dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento Gleeble®. Adaptado de Easterling<sup>(41)</sup>. Ilustração: autor.

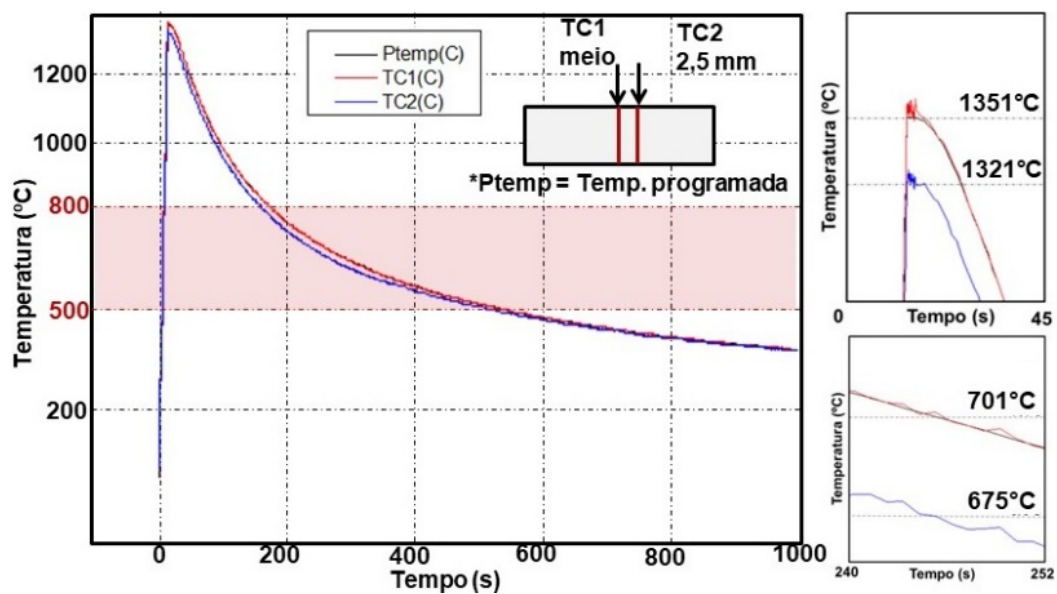


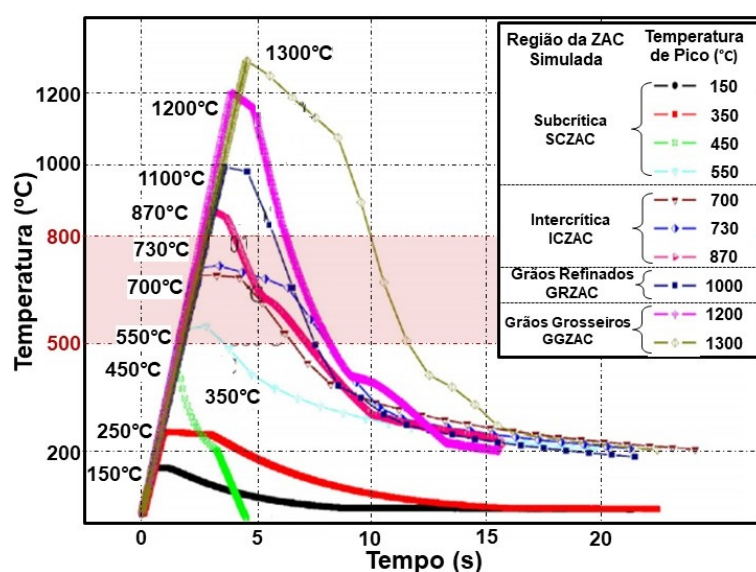
FIGURA 3.31 – Variação do perfil térmico ao longo do corpo de prova durante a execução dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento Gleeble® do Centro de P&D Usiminas. Ensaios preliminares. Extensão simulada mínima de 2,5 mm em relação ao centro do comprimento do CP (TC1 = termopar no meio do comprimento; TC2 = termopar a 2,5 mm do centro do CP).

### 3.6.2 Simulação Física do Ciclo Térmico de Soldagem e Desenvolvimento de Aços

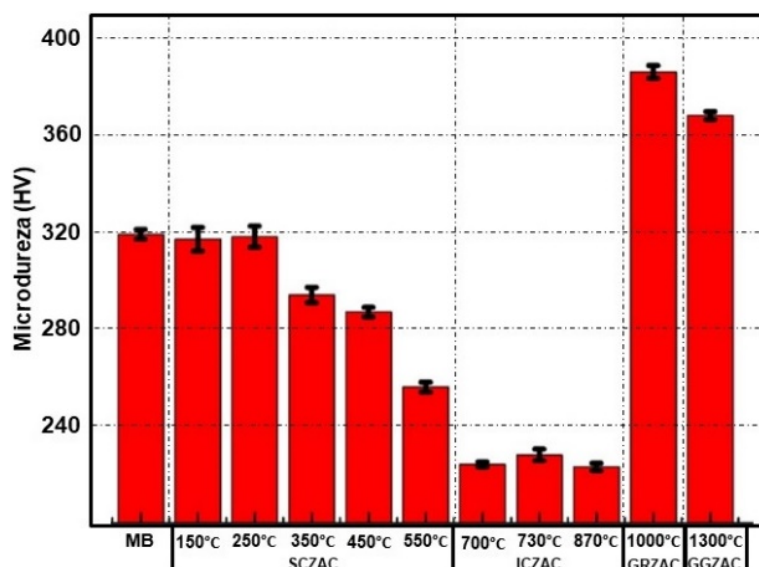
A utilização de simulações físicas, ou melhor, termomecânicas dos ciclos térmicos de soldagem como uma das ferramentas para o desenvolvimento de novos produtos têm como principais objetivos a avaliação, quanto à soldabilidade, de novas composições químicas de aços. Apesar de a ZAC apresentar diferentes regiões, a região de grãos grosseiros (GGZAC) é, dentre as demais, a região de maior preocupação em termos de propriedades, principalmente a tenacidade e, portanto, é considerado como sendo a região que governa a soldabilidade de um componente soldado. A tenacidade da GGZAC é resultado da relação complexa entre microestrutura, efeitos de precipitação, formação do constituinte MA e do tamanho de grão. Todos esses fenômenos são controlados, além da composição química do material, pelo ciclo térmico de soldagem em que a GGZAC é submetido<sup>(13,41,56)</sup>. Seguindo esse raciocínio, normalmente são empregadas duas abordagens para a simulação física do ciclo térmico de soldagem:

- Uma comparação direta, onde são avaliadas as alterações microestruturais e de propriedades de impacto Charpy-V em CPs retirados de chapas de aços de diferentes composições químicas e submetidos às mesmas condições de simulação de forma a representar as condições de soldagem comumente utilizadas na aplicação de tais materiais. Os resultados são comparados e determinado, dessa forma, o “melhor” material para aquela aplicação específica, não sendo, de forma relevante, os resultados de tenacidade absolutos obtidos;
- Uma segunda abordagem envolve o estudo do efeito de diferentes ciclos térmicos de soldagem na tenacidade Charpy-V, nas transformações microestruturais e nas propriedades em tração para um determinado aço. Nesse sentido, dependendo da classe de aço, basicamente, são realizadas duas técnicas:
  - (i). A simulação de ciclos térmicos alterando a temperatura de pico e mantendo a velocidade de resfriamento entre 800 e 500°C, de modo a tentar replicar as diferentes regiões da ZAC produzidas com a aplicação de um nível específico de aporte de calor, figura 3.32 (a). Dessa forma é possível avaliar o efeito de tais ciclos térmicos nas características/propriedades do material como, por exemplo, a variação dos valores de dureza em cada região, figura 3.32 (b).
  - (ii). A simulação de diversos aportes de calor através da variação das velocidades ou tempos de resfriamento entre 800 e 500°C, mantendo fixa a temperatura de pico na ordem de 1350°C, para reproduções de regiões de grãos grosseiros da ZAC. O objetivo, neste caso, é a determinação da faixa de aportes de calor que proporcione os melhores valores de tenacidade, conforme ilustrado na figura 3.33. Uma outra abordagem que pode ser utilizada é a realização de simulações na Gleeble® para avaliar o efeito da

aplicação de ciclos térmicos sucessíveis de forma a representar condições de soldagem de múltiplas deposições de passes de solda. Nesse caso, as temperaturas de pico do segundo ciclo são alteradas (de forma a reproduzir condições de reaquecimento intercrítico, subcrítico, etc.) e os tempos de resfriamento entre 800 e 500°C geralmente são semelhantes aos utilizados na simulações do primeiro ciclo, mas também podem ser alterados de forma a simulação a aplicação de um aporte térmico de soldagem diferente do utilizado inicialmente. Na figura 3.34 é apresentado os resultados de diferentes curvas de transição de corpos de prova Charpy-V de ZACs simuladas com aplicação de ciclos térmicos subsequentes.



(a) Simulação dos ciclos térmicos para diferentes regiões da ZAC.



(b) Efeito dos diferentes ciclos térmicos simulados nos valores de dureza Vickers.

FIGURA 3.32 - Ilustração esquemática da simulação de diferentes regiões da ZAC via Gleeble®. Adaptado de Wang et al.<sup>(105)</sup>.



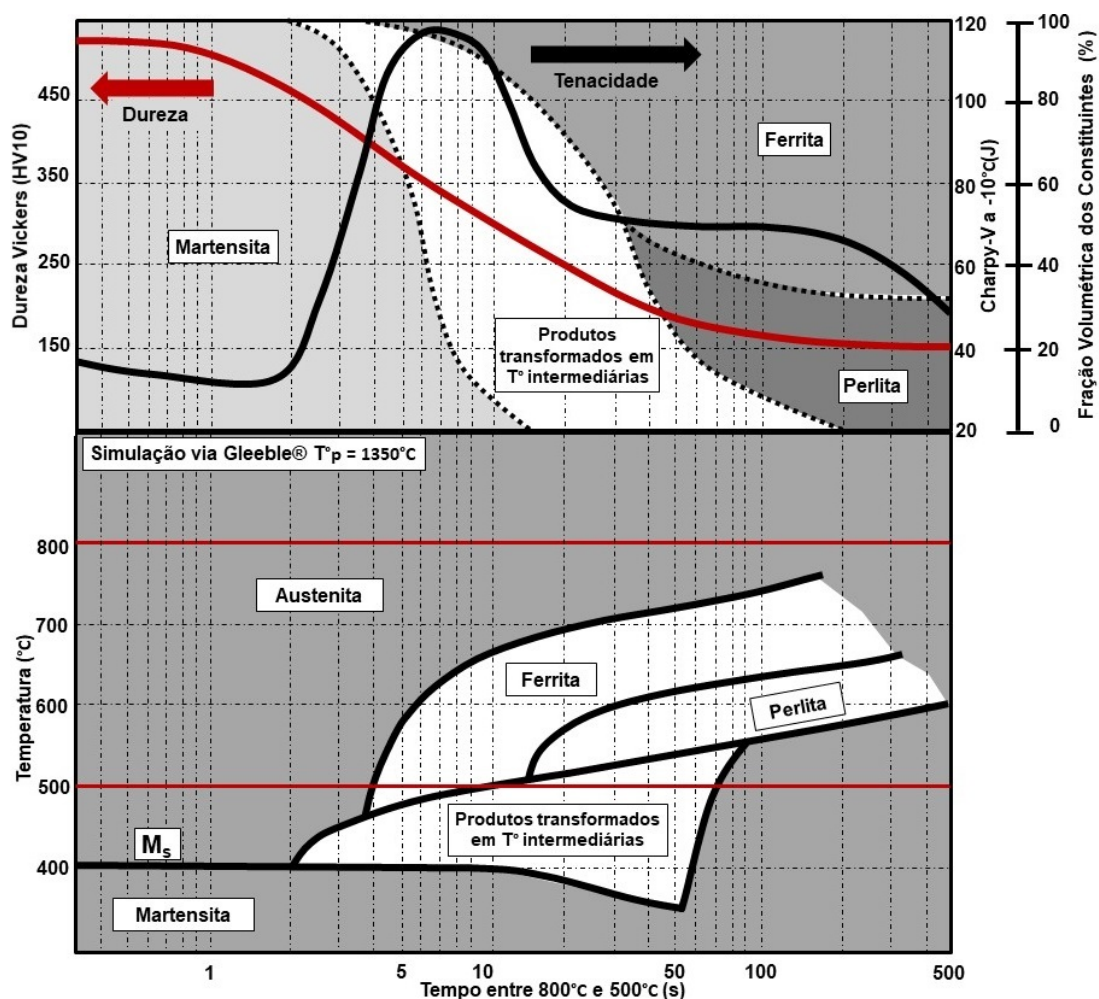


FIGURA 3.33 - Ilustração esquemática da relação entre energia Charpy, dureza vickers e tratamento térmico pós soldagem (TTP°S) em função de diferentes velocidades de resfriamento simulados na Gleeble® de um aço estrutural C-Mn. Adaptado de Easterling<sup>(41)</sup>. Ilustração: autor.

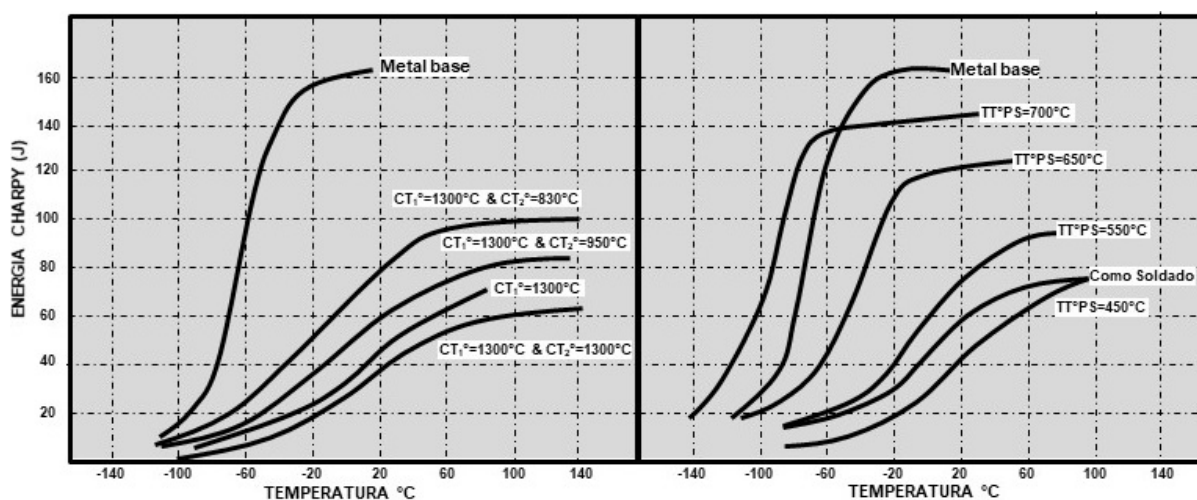


FIGURA 3.34 - Ilustração esquemática do efeito do reaquecimento da região de grãos grosseiros da ZAC em diferentes temperaturas de pico e do tratamento térmico pós soldagem (TTP°S) em CPs simulados na Gleeble® de um aço temperado e revenido. Adaptado de Easterling<sup>(41)</sup>.



De modo geral, os resultados de ensaios de impacto Charpy-V em corpos de prova simulados apresentam certa correlação com dados de tenacidade Charpy-V de juntas reais quando se pretende classificar um determinado grupo de aços tendo por base a tenacidade da ZAC. Porém, os resultados de tenacidade obtidos via simulação termomecânica são, na sua grande maioria, inferiores aos resultados observados em juntas soldadas reais indicando que existem outras variáveis, além da composição química, que exercem efeitos consideráveis na tenacidade da ZAC. Uma hipótese é com relação a extensão e homogeneidade das distintas regiões de uma ZAC real comparada com as ZACs simuladas. CPs de Charpy-V retirados de uma ZAC gerada por um processo de soldagem real, geralmente amostra distintas regiões ao longo do entalhe sendo os seus resultados de tenacidade influenciados por essa heterogeneidade microestrutural, conforme ilustrado anteriormente na figura 3.27. Tal fato não ocorre em CPs simulados, ou pelo menos não deveria, uma vez que o principal objetivo da simulação termomecânica é justamente avaliar a influência de uma dada região/microestrutura da ZAC na tenacidade do material. Apesar de certos desvios com relação a condições reais, a técnica de simulação de ciclos térmicos de soldagem tem sido utilizada por grandes empresas siderúrgicas ao longo dos anos como fundamental, tanto para o teste de novas composições químicas de aços como para a identificação de problemas associados à tenacidade de juntas soldadas de aços comercializados.

## 4 METODOLOGIA

Basicamente esse trabalho foi dividido em dois grupos de ensaios/técnicas: (i) ensaios dilatométricos para avaliar o efeito de diferentes condições de resfriamento (diferentes aportes de calor) nas transformações microestruturais da GGZAC dos aços CONV e UHHIW e; (ii) ensaios via equipamento Gleeble® com o propósito de avaliar o efeito de médios e, principalmente, de elevados aportes de calor nas propriedades mecânicas da região de GGZAC dos aços em questão.

Todos os ensaios/análises programados nesse estudo, assim como a confecção de todos os corpos de prova (CPs), foram executados/realizados no Centro de Pesquisa & Desenvolvimento da Usiminas.

### 4.1 Metal de Base

Como metal de base foram avaliados os aços estruturais da classe de 350 MPa de limite de escoamento, de 35 mm de espessura, produzidos em escala industrial e obtidos por dois métodos de processamento:

(i) **Aço convencional (CONV):** Material processado por laminação convencional seguido por tratamento térmico de normalização.

(ii) **Aço TMCP Ultra High Heat Input Welding (UHHIW):** Material processado por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado.

Os dois materiais são aplicados no setor eólico/estruturas e no setor naval/offshore. Dessa forma, atendem os requisitos tanto da norma estrutural EN-10025 (CONV: parte 2; UHHIW: parte 4)<sup>(106,107)</sup> quanto do grau naval EH36<sup>(1)</sup>.

#### 4.1.1 Caracterização dos metais base

**4.1.1.1 Análise Química:** Para os dois materiais, foram retiradas amostras para a realização de análise química via espectroscopia óptica dos elementos, Mn, Si, Al, Ca, Ni, Cr, Cu, Nb, V, Ti e P e via Leco dos elementos C, S e N.

**4.1.1.2 Avaliação Metalográfica via Microscopia Óptica:** Para cada material, foram retiradas amostras para realização das seguintes análises ao microscópio ótico, em seções contendo o plano de espessura e longitudinais ao sentido de laminação da chapa:

(i) **Análise de Inclusões:** Determinação dos tipos e distribuição das inclusões presentes nos aços, de acordo com a carta padrão I da norma ASTM E45<sup>(108)</sup>. Esta verificação foi realizada em seção polida, sem ataque metalográfico.

(ii) **Análise microestrutural:** Para a identificação dos constituintes presentes na matriz dos dois aços, foi realizado preparação metalográfica convencional e utilizado ataque químico com reativo nital 4%.

(iii) **Tamanho de grão ferrítico:** A análise do tamanho de grão ferrítico foi conduzida de acordo com a norma ASTM E112<sup>(109)</sup>.

**4.1.1.3 Ensaios Mecânicos:** foi realizado ensaio de tração para determinação do alongamento, do limite de escoamento e de resistência dos materiais estudados conforme os requisitos da norma ASTM A370<sup>(110)</sup>. Também foi realizado perfil de dureza Vickers com carga de 5 kgf ao longo de toda a espessura com espaçamento de 1 mm entre impressões. Além disso, foi realizado ensaio de impacto Charpy-V segundo a norma ASTM A370<sup>(110)</sup> utilizando três CPs do tipo *full size* (10X10X55 mm) retirados no meio da espessura e sendo o seu comprimento paralelo a direção de laminação.

## 4.2 Simulação do Ciclo Térmico de Soldagem

Com o objetivo de desenvolver uma metodologia para a classificação e o desenvolvimento da engenharia de aplicação de aços produzidos por distintas rotas de fabricação em relação à soldabilidade, foram utilizados os equipamentos de simulação física dilatômetro e Gleeble® para a reprodução de diferentes ciclos térmicos de soldagem. Para tal, em ambos os equipamentos, foram realizadas as simulações de diversos aportes térmicos de soldagem para reproduções da GGZAC de juntas soldadas com um único passe de solda. A correlação entre os diferentes tempos de resfriamento ( $t_{8/5}$  – tempo em segundos de resfriamento entre 800°C e 500°C) e os aportes térmicos (AT) simulados, foi determinada segundo a equação de Rykalin 2D (1)<sup>(92)</sup>.

$$\eta AT = h \sqrt{\frac{4\pi k c \rho \Delta t_{8/5}}{\frac{1}{(500-T_0)^2} - \frac{1}{(800-T_0)^2}}} \rightarrow \Delta t_{8/5} = \left(\frac{1}{4\pi k \rho c}\right) \left(\frac{\eta AT}{h}\right)^2 \left[\left(\frac{1}{(500-T_0)}\right)^2 - \left(\frac{1}{(800-T_0)}\right)^2\right] \quad (1)$$

Onde: AT: Aporte Térmico (J/mm);  $\eta$ : eficiência de transferência do arco elétrico, que varia em função do processo de soldagem que, nesse caso, será considerado como igual a um; k: condutividade térmica (0,5 W/cm°C);  $\rho$ : densidade (7,8 g/cm<sup>3</sup>); c: calor específico (1 J/g°C);  $T_0$ : temperatura ambiente ou de preaquecimento (25°C) e; h: espessura da chapa ou peça (3,5 cm).

#### 4.2.1 Ensaios Dilatométricos

A dilatometria é uma das técnicas de simulação termomecânica mais utilizadas para o estudo das transformações de fase no estado sólido em condições isotérmicas, de aquecimento contínuo e de resfriamento contínuo<sup>(111-113)</sup>. Esta técnica permite determinar a evolução microestrutural em relação ao binômio tempo/temperatura através de alterações dimensionais do CP quando submetido a um ciclo térmico específico. As alterações dimensionais e microestruturais do CP são utilizadas para determinar as temperaturas críticas de transformação de um determinado material<sup>(114)</sup>. As transformações de fase provocam rearranjos na estrutura cristalina que resultam na alteração do volume do CP (a diferença do fator de empacotamento entre as estruturas CFC e CCC provoca a alteração na densidade da célula unitária), podendo ser positiva (expansão) ou negativa (contração)<sup>(115)</sup>. Essas alterações dimensionais são registradas pelo dilatômetro e esses dados são usados para construir as curvas de dilatação pela temperatura ou curvas dilatométricas.

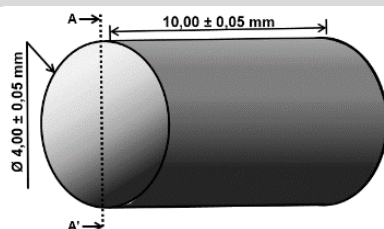
Na literatura é possível encontrar diversos diagramas de transformação no resfriamento contínuo (*Continuous Cooling Transformation - CCT*) que descrevem as transformações de fases durante processos de tratamentos térmicos de aços porém, poucos desses são de fato aplicáveis aos estudos voltados para a ZAC devido, basicamente: (i) as lentas velocidades de aquecimento utilizadas, geralmente menores que 5°C/s, e; (ii) a utilização de baixas temperaturas de pico ou de austenitização empregadas nesse tipo de abordagem, o que resulta na manipulação de amostras com tamanho de grão austenítico menor do que o normalmente observado na ZAC, especialmente na GGZAC.

A avaliação do efeito dos ciclos térmicos nas temperaturas de transformação da GGZAC dos aços em questão foi realizada através de ensaios dilatométricos, utilizando um dilatômetro de alta velocidade da marca BÄHR modelo DIL805 do Centro de Pesquisa & Desenvolvimento Usiminas. Foram utilizados CPs cilíndricos retirados do centro da espessura, com 4 mm de diâmetro e 10 mm de comprimento, com o maior eixo orientado paralelamente à direção de laminação, conforme ilustrado na figura 4.1. Para a realização dos ensaios, os CPs foram aquecidos por indução de corrente elétrica a uma velocidade de 100°C/s até a temperatura máxima de 1350°C, com tempo de permanência de dois segundos, e posteriormente resfriados a diferentes velocidades simulando aportes térmicos de soldagem compreendidos entre 4 e 330 kJ/cm, conforme descrito na tabela IV. 1. Além dos ensaios para simular os diferentes ciclos térmicos de soldagem, alguns corpos de prova de cada aço foram aquecidos a diferentes velocidades (0,5; 10; 50; 100°C/s) para avaliar a variação das temperaturas de início ( $Ac_1$ ) e de final ( $Ac_3$ ) de formação da austenita durante o aquecimento.

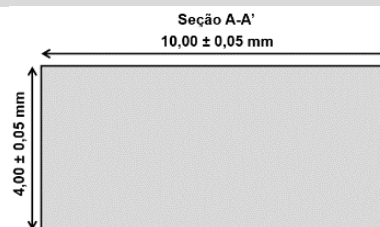
Tabela IV.1 – Parâmetros utilizados para a simulação da GGZAC no equipamento dilatômetro.

$\Delta T^{\circ}8/5$ ( $^{\circ}C/s$ )	130	100	50	30	20	10	5,0	2,0	1,0	0,5
$t_{8/5}$ (s)	2	3	6	10	15	30	70	150	300	500
AT (kJ/cm)	4	5	12	50	60	80	120	180	250	330

$\Delta T^{\circ}8/5$  = Velocidade de resfriamento entre 800°C e 500°C;  $t_{8/5}$  = Tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C; AT = Aporte Térmico.



(a) Dimensões do corpo de prova.



(b) Seção A-A' onde foram realizadas as análises metalográficas e de dureza.

FIGURA 4.1 - Ilustração esquemática dos corpos de prova utilizados nos ensaios dilatométricos.

**4.2.1.1 Análise Metalográfica e Dureza Vickers:** Todos os CPs submetidos aos ensaios dilatométricos foram seccionados longitudinalmente, figura 4.1(b), e preparados metalograficamente pelo procedimento convencional de lixamento até lixa 1200 e polimento até pasta de diamante de 1  $\mu$ m, seguido de ataque químico com nital 4%. Realizou-se, através de uma malha de 16 pontos aplicada em cinco distintas regiões (n=80 pontos), a caracterização/quantificação metalográfica via microscopia óptica (MO). Os microconstituintes foram identificados como: ferrita proeutetóide (FC ou FPI), perlita (p), produtos de temperatura intermediária (PTI) e martensita (M), uma forma simplificada da classificação do The Welding Institute (TWI)<sup>(50)</sup>, onde, os PTIs englobam os constituintes FSA, FSN e FWI, tabela IV. 2. Nesta mesma seção, realizou-se ensaios de dureza Vickers com carga de 5kgf.

Tabela IV.2 – Classificação dos diferentes produtos de transformação da austenita na ZAC. Adaptado de<sup>(7,50)</sup>.

Microconstituintes formados na GGZAC em função da redução da temperatura de transformação	“The Welding Institute”	Terminologia adotada por outros Pesquisadores	Descrição Geral
	Ferrita Proeutetóide - FP	Ferrita de contorno de grão - FC Ferrita poligonal Intragranular - FPI	Grãos alotriomórficos formados no contorno da austenita; Grãos poligonais ou equiaxiais;
	Perlita - P	Perlita - P Agregado Ferrita Carboneto - AFC	Estrutura lamelar constituída de ferrita e cementita
	Ferrita com MAC Alinhada - FSA	Ferrita de Widmanstätten - FW Bainita Superior - BS	Placas paralelas de ferritas que tem suas origens em FPI ou FC Ex:(Ferrita de Widmanstätten);
	Ferrita com MAC Não Alinhada - FSN	Estrutura Granular - EG Bainita Inferior - BI	Placas de ferritas cercadas por microconstituintes aproximadamente equiaxiais sem orientação definida ou somente agulhas de ferritas sem orientação definida;
	Ferrita de Widmanstätten Intragranular - FWI	Ferrita Acicular - FA	Microconstituente formado no interior do grão $\gamma$ , com aspecto de finas agulhas de orientação não definida separadas por contornos de alto ângulo e com razão de aspecto de 3:1
	Martensita - M	Martensita - M Bainita Inferior - BI	Martensita lenticular ou em placas

**4.2.1.2 Determinação das Temperaturas de Transformação:** Após os ensaios dilatométricos, para cada condição de resfriamento, tabela IV.1, foram levantadas as curvas de dilatação vs temperatura. As temperaturas de início e término da transformação austenítica correspondem a transição entre as partes linear e não linear, das curvas dilatométricas ( $\Delta L/L_0$ ). Já as transformações que ocorrem em temperaturas intermediárias (PTI), como a formação dos microconstituintes FSA, FSN e FWI, tabela IV.2, foram determinadas através de dois métodos: (i) avaliação das curvas da derivada primeira de  $\Delta L/L_0$  em relação ao tempo  $d(\Delta L/L_0)/dt$  e; (ii) análise da deconvolução da curva  $d(\Delta L/L_0)/dt$  via *software* Origin® 2018. Após a determinação de todas as temperaturas de transformação de todas as condições simuladas, foi possível criar os diagramas *CCTs* para a região GGZAC dos aços CONV e UHHIW.

#### 4.2.2 Simulação de Médios e Altos Aportes Térmicos na Gleeble®

Uma vez que as dimensões dos CPs utilizados no dilatômetro não permitem a realização de outros ensaios a não ser avaliações metalográficas e de dureza, para avaliar o efeito de médios e altos aportes de calor nas propriedades em tração e na tenacidade Charpy-V da GGZAC resultante, foi realizada a simulação dos ciclos térmicos listados na tabela IV.3 e ilustrados na figura 4.2. Para tal, foi empregado o simulador termomecânico Gleeble® 3500 do Centro de Pesquisa & Desenvolvimento Usiminas, figura 4.3. Foram ensaiados CPs de seção quadrada 10 x 10 mm e 105 mm de comprimento, amostrados longitudinalmente em relação à direção de laminação. Nesse equipamento o aquecimento ocorre através do efeito Joule gerado pela passagem de corrente elétrica nos CPs, a qual é transmitida pelas garras de cobre. O monitoramento/controle da temperatura é realizado por um microcomputador que processa os dados recebidos do termopar soldado por resistência na superfície dos CPs. A programação das curvas de aquecimento/resfriamento e temperatura de pico foram realizadas através das equações de Rykalin disponíveis no módulo HAZ do próprio *software* de controle do equipamento.

Tabela IV.3 – Parâmetros utilizados na simulação da GGZAC via equipamento Gleeble®.

$\Delta T^{8/5}$ (°C/s)	30	15	10	7,5	4,3	3	2	1,5	1,2	0,9	0,8	0,5
t <sub>8/5</sub> (s)	10	20	30	40	70	100	150	200	250	320	360	500
AT (kJ/cm)	50	65	80	90	120	150	180	200	225	260	280	330
$\Delta T^{8/5}$ = Velocidade de resfriamento entre 800°C e 500°C; t <sub>8/5</sub> = Tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C; AT = Aporte Térmico.												

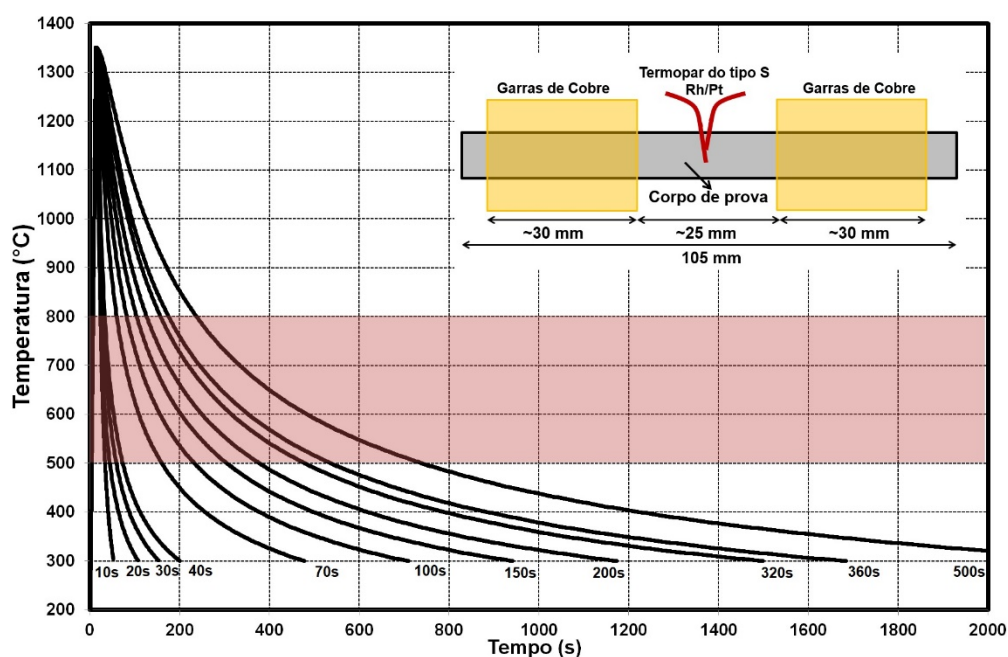


FIGURA 4.2 - Ilustração esquemática dos ciclos térmicos que serão simulados na Gleeble®.

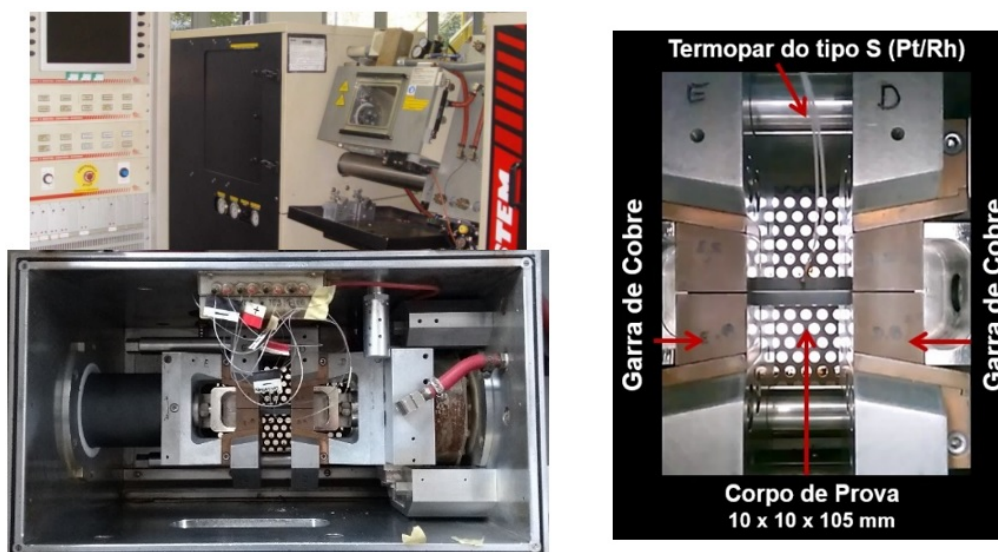


FIGURA 4.3 – Equipamento Gleeble® do Centro de Pesquisa & Desenvolvimento Usiminas.

**4.2.2.1 Avaliação das Propriedades Mecânicas da GGZAC Simulada:** Após a simulação da GGZAC em diferentes ciclos térmicos de soldagem foram realizados os seguintes ensaios:

(i) **Mapeamento de dureza Vickers:** para todas as condições listadas na tabela IV.3 foi realizado mapeamento de dureza Vickers com carga de 1 kgf e distância entre impressões de 0,5 mm na seção transversal dos CPs simulados, logo abaixo da região do termopar;

(ii) **Ensaio de impacto Charpy-V:** foi realizado, para ambos os aços, ensaio de impacto Charpy-V em 3 CPs para cada condição simulada, conforme a norma ASTM A370<sup>(110)</sup>. Os CPs



foram redimensionados para o tipo *full size* (10 x 10 x 55 mm), com o entalhe posicionado logo abaixo da região do termopar de controle, figura 4.4. A temperatura de ensaio escolhida foi de -10°C, superior a temperatura especificada para os aços (-40°C), uma vez que o principal objetivo desse ensaio foi somente verificar como se comporta a tenacidade Charpy-V de cada aço avaliado em decorrência da utilização dos diferentes ciclos térmicos simulados;

(iii) **Ensaio de tração não normatizado:** Foram avaliadas as propriedades em tração dos aços CONV e UHHIW em função das diferentes velocidades de resfriamento simuladas. Para tal, um CP de cada aço e condição listada na tabela IV.3, foi redimensionado conforme desenho esquemático da figura 4.4(a), com o centro da base de medida (10 mm) na mesma posição do termopar de controle.

**4.2.2.2 Avaliação do Efeito do Maior Aporte de Calor nas Transformações Microestruturais, no Crescimento de Grão, na Tenacidade Charpy-V e na Formação do Constituinte MA:** para avaliar o efeito do maior aporte de calor ( $\Delta T^{0.8/5} = 0,5^\circ\text{C/s}$ ,  $AT=330 \text{ kJ/cm}$ ), figura 4.4(b), considerado, nesse trabalho, como o mais crítico para o crescimento de grão na GGZAC e na tenacidade ao impacto Charpy-V da GGZAC resultante, foram realizadas as seguintes análises/técnicas:

(i) **Determinação da distribuição da área do grão austenítico prévio (TG $\gamma$ ):** a medição da área do TG $\gamma$  foi realizada via análise de imagens utilizando o *software ImageJ*, e usando como referência os grãos de ferrita proeutetóide formada nos contornos de grão da austenita (FC). O objetivo é correlacionar o TG $\gamma$  com os resultados de tenacidade e com o tamanho das facetas de clivagem da superfície de fratura dos ensaios Charpy-V;

(ii) **Análise metalográfica:** foi realizada a quantificação dos microconstituintes via MO e após ataque com reativo nital 4%, através do método do intercepto, segundo a norma ASTM E 562-89<sup>(116)</sup>. Utilizou-se uma malha de 25 pontos para um aumento de 200X. Calculou-se um intervalo de confiança de 95% para os valores de fração volumétrica de cada microconstituente. Para cada amostra, foram realizadas 100 aplicações da malha, resultando na contagem de 2500 pontos por amostra. Os microconstituintes foram classificados conforme o sistema criado pelo *The Welding Institute-TWI*<sup>(50)</sup>, tabela IV.2;

(iii) **Quantificação do constituinte MA:** para a revelação dos constituintes MA foram realizadas diversas tentativas combinando os reativos picral e metabissulfito de sódio variando, basicamente, o tempo de ataque. Dessa forma, foram geradas imagens, via MO, com contraste ideal possibilitando a quantificação desses constituintes frágeis via análise de imagens

utilizando o *software ImageJ*. O objetivo é correlacionar a presença do constituinte MA com os resultados de tenacidade Charpy-V;

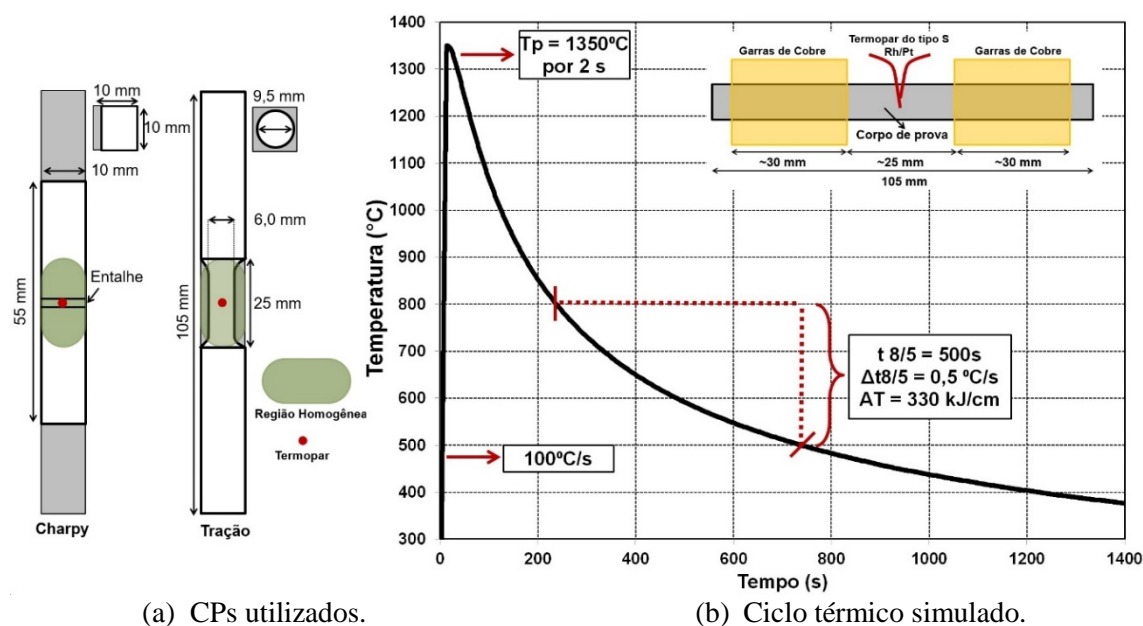


FIGURA 4.4 - Ilustração esquemática dos CPs e do ciclo térmico do maior aporte de calor simulados na Gleeble®.

(iv) **Ensaio de impacto charpy V:** foi realizado ensaio de impacto Charpy-V, conforme ASTM A370<sup>(110)</sup>, na temperatura de  $-40^{\circ}\text{C}$  (temperatura especificada para os aços avaliados na condição mais crítica estipulada para o grau naval EH36) em quatro CPs redimensionados para o tipo *full size* (10 x 10 x 55 mm), com o entalhe posicionado logo abaixo da região do termopar de controle. Diferentemente do que foi descrito em (ii) do item 4.2.2.1, o objetivo desse ensaio foi avaliar o efeito do maior aporte de calor na tenacidade e, se possível, correlaciona-los com os resultados dos demais ensaios descritos em (i), (ii) e (iv) desse item;

(v) **Análise fractográfica:** Após o ensaio de impacto Charpy-V foi realizada a análise via MEV/EDS da superfície fratura de dos CPs ensaiados, objetivando a avaliação do tipo de fratura e, quando possível, a quantificação e medição das eventuais facetas de clivagem. Além disso, com objetivo de se correlacionar o tamanho das facetas de clivagem e o caminho preferencial de propagação da fratura com a microestrutura e o valor de  $TG\gamma$ , foram realizadas análises metalográficas da seção transversal ao plano da fratura dos CPs de impacto Charpy-V. A superfície de fratura foi recoberta com Ni por eletrodeposição para se evitar o abaulamento da borda do CP próximo à fratura. As condições de eletrodeposição, as mesmas realizadas no trabalho de Alé<sup>(7)</sup>, são descritas na figura 4.5. Após a eletrodeposição de Ni, as amostras foram seccionadas conforme ilustrado na figura 4.5(b). A superfície do plano de corte então foi preparada no modo convencional e atacada com nital 4% para revelar a microestrutura<sup>(7)</sup>.

Para correlacionar as facetas de clivagem com o TG $\gamma$  foram realizados diferentes ataques químicos, conforme descrito na literatura<sup>(117)</sup>, sendo a preparação com polimento eletrolítico utilizando sílica coloidal em suspensão e posterior ataque químico com solução Pipal modificado (16 g de CrO<sub>3</sub>/80g de NaOH em 145 ml de água destilada e 6 gotas de HCl) a combinação que apresentou o melhor resultado.

A microestrutura ao longo do plano ortogonal à propagação da fratura dos CPs de Charpy-V também foi caracterizada em termos de orientação cristalográfica utilizando um microscópio eletrônico de varredura capaz de realizar análise de difração de elétrons retroespalhados (*Electron Backscatter Diffraction* – EBSD). Para tal, as amostras foram preparadas via polimento eletrolítico utilizando sílica coloidal em suspensão. As análises foram realizadas posicionando as amostras a uma distância de trabalho de 17,5 mm e com um ângulo de inclinação de 70° em relação ao feixe de elétrons incidente e 20 kV de tensão. Os elétrons retroespalhados geram padrões de difração que são capturados por uma tela de fósforo posicionada no interior da câmara de vácuo e transmitidos à uma câmera (fabricante HKL) os quais são processados através do *software* HKL fast acquisition 2007 e comparados com os padrões de raios pré-estabelecidos de Kikuchi (padrão de difração dos elétrons retroespalhados).

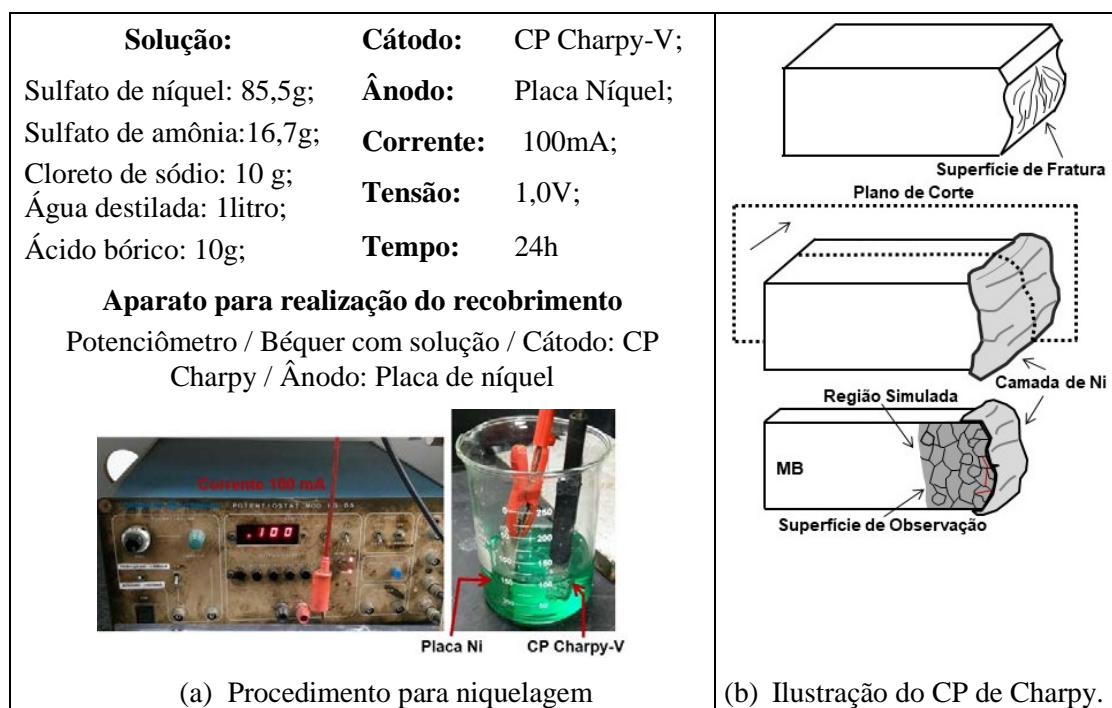


FIGURA 4.5 – Condições e aparato para a realização do recobrimento dos CPs Charpy com níquel e ilustração esquemática de corte dos CPs de Charpy para análise metalográfica.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Para a apresentação e discussão dos resultados de cada etapa listada no capítulo anterior esse capítulo foi dividido em quatro tópicos: (i) caracterização dos materiais base; (ii) resultados dos ensaios dilatométricos; (iii) simulação de diferentes aportes de calor no equipamento Gleeble®; e (iv) análise microestrutural via MO e cristalográfica via EBSD da seção transversal ao plano de fratura.

### 5.1 Caracterização dos Materiais Base

Na figura 5.1 é mostrado o campo representativo das inclusões em seção longitudinal ao sentido de laminação e no meio da espessura dos materiais base. A classificação das inclusões foi feita por comparação em amostra polida via MO, conforme carta padrão I da norma ASTM E45<sup>(118)</sup>. Na tabela V.1 são apresentados os resultados da análise comparativa de inclusões. Observou-se, para os dois aços, que as inclusões se adequam ao padrão “finas (F)”, estão distribuídas aleatoriamente ao longo da espessura e consistem, basicamente, de óxidos de aspecto globular (ricos em cálcio e alumínio) e alumina classificadas como sendo 1,0F e 0,5F, respectivamente. Não foi observada a presença de inclusões alongadas e esses resultados ratificam a eficiência do processo de refino do aço líquido e comprovam, dessa forma, que ambos os aços apresentam uma limpeza adequada para aplicações com exigências restritas, especialmente de tenacidade a baixas temperaturas.

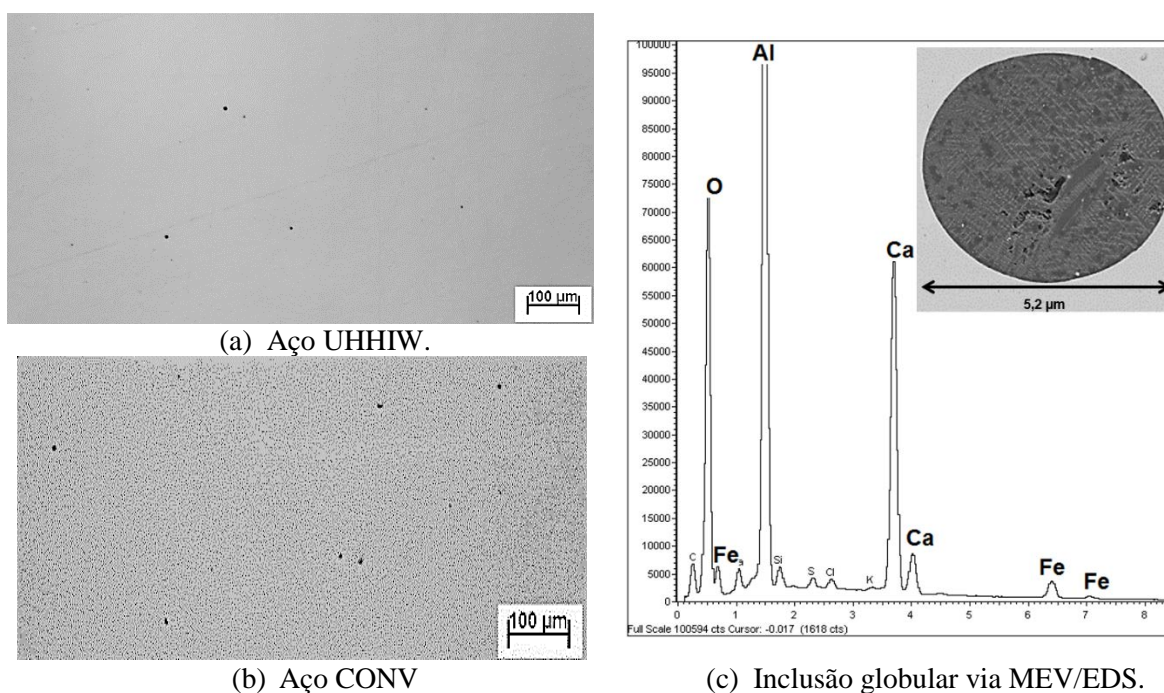


FIGURA 5.1. Campo representativo das inclusões observadas no aço UHHIW e CONV.

TABELA V.1 - Análise de inclusões segundo a carta padrão I da norma ASTM E45<sup>(118)</sup>.

Aço	Óxidos Globulares		Alumina		Sulfetos		Silicatos	
	F	G	F	G	F	G	F	G
UHHIW	1,0		0,5					
CONV	1,0	N	0,5	N	N		N	

Obs.: F = Finas; G = Grossas; N = Não observado.

Na tabela V.2 encontram-se os resultados de composição química realizada via espectroscopia óptica e Leco dos aços avaliados nesse trabalho. Observa-se que o aço UHHIW apresenta valores de  $C_{eq}$  e de  $P_{cm}$  significativamente menores do que do aço CONV. Essa diferença, basicamente, é em função do menor teor de carbono (0,09%) do aço UHHIW em relação ao aço CONV (0,16%). Uma outra importante diferença são os teores de titânio e nitrogênio, especialmente a relação Ti/N. Como será apresentado na seção 5.3, o aço UHHIW apresenta uma relação Ti/N que possivelmente irá favorecer a formação de finos precipitados de TiN os quais podem atuar no ancoramento de grão da austenita na região de grãos grosseiros da ZAC. Essa é uma característica especial desse material, uma estratégia de desenvolvimento de aços modernos concebida ao longo de toda a sua cadeia de produção.

TABELA V.2 – Composição química dos aços UHHIW e CONV (% p/p).

Aço	C	Mn	Si	P	S	Al	Ca
UHHIW	0,09	1,38	0,22	0,012	0,0009	0,033	0,0016
CONV	0,16	1,42	0,18	0,020	0,0020	0,035	0,0021
	Ni+Cr+Cu+Nb+V		Ti	N	Ti/N	$C_{eq}^{(a)}$	$P_{cm}^{(b)}$
UHHIW	0,095		0,010	0,0042	2,37	0,32	0,17
CONV	0,107		0,020	0,0039	5,13	0,41	0,24

Nota: a -  $C_{eq} = C + Mn/6 + (Ni + Cu)/15 + (Cr+Mo + V)/5(35)$

b -  $P_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B(35)$

Na Figura 5.2, pode ser observado o aspecto microestrutural, após ataque com reativo nital 4%, a distribuição do tamanho de grão ferrítico e a fração volumétrica dos microconstituintes dos materiais em questão. Comparando as figuras 5.2(a) e 5.2(b) é notório que os aços, apesar de serem desenvolvidos para as mesmas aplicações, apresentam microestruturas bem distintas. A diferença mais significativa está relacionada com a ausência de bandejamento microestrutural no aço UHHIW em contraste às “faixas” de ferrita proeutetóide intercaladas com perlita do aço CONV. Uma outra observação é praticamente a inexistência de perlita e a presença de bainita no aço UHHIW. Na figura 5.2(c) é evidenciado que o aço UHHIW apresenta, em maior quantidade, ferrita poligonal (67%) e bainita (29%) e, em menor quantidade, perlita (4%). Já para o aço CONV observa-se a predominância de ferrita poligonal (68%) em relação a perlita (32%). Por fim, na figura 5.2(d) é apresentada a distribuição de tamanho de grão ferrítico, realizado conforme a norma ASTM E112<sup>(109)</sup>, comprovando, quantitativamente, que o aço UHHIW apresenta uma microestrutura mais refinada ( $9,96 \pm 1,03 \mu\text{m}$ ; n=112) em relação ao aço CONV ( $19,14 \pm 2,42 \mu\text{m}$ ; n=112). O refinamento microestrutural do aço UHHIW é



atribuído ao efeito combinado dos parâmetros de laminação controlada e do resfriamento acelerado que, associados à composição química, afetam significativamente a temperatura de transformação da austenita. Como já foi demonstrado em diversos trabalhos<sup>(3,7,8,10-13,30,119)</sup>, esse refinamento estrutural proporciona uma excelente combinação de resistência mecânica com elevados valores de tenacidade. Na tabela V.3 é possível observar os resultados de propriedades mecânicas em tração e de tenacidade Charpy-V, destacando os resultados extremamente elevados de energia absorvida pelo aço UHHIW em relação ao aço CONV.

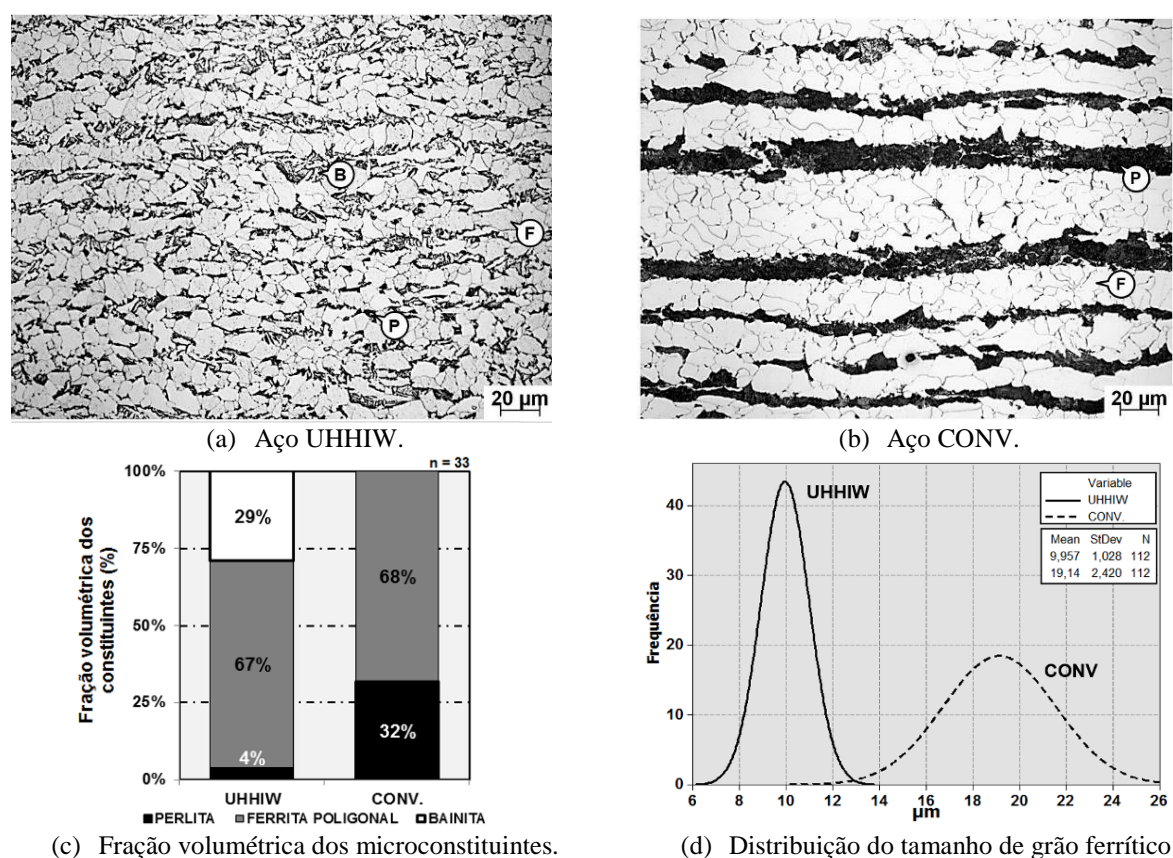


FIGURA 5.2. Microestrutura, fração volumétrica dos microconstituintes e distribuição do tamanho de grão ferrítico dos aços avaliados. Ataque: nital 4%.

TABELA V.3 – Valores de propriedades mecânicas e tenacidade Charpy-V dos aços UHHIW e CONV.

Aço	Limite de Escoamento (MPa) <sup>a</sup>	Limite de Resistência (MPa) <sup>a</sup>	Alongamento (%) <sup>b</sup>
UHHIW	408±6	513±8	31±2
CONV	416±3	541±7	23±3
<b>Espec. EN10025 (2&amp;4)</b>	<b>≥345</b>	<b>470 - 630</b>	<b>≥21</b>
<b>Espec. EH 36</b>	<b>≥345</b>	<b>490 - 620</b>	<b>≥15</b>
Aço	Charpy-V (J) <sup>c</sup> (-40°C)	Especificação	
UHHIW	433±2	EN10025 (2&4)	EH 36
CONV	147±39	31 J(-40°C)	34 J(-40°C)
		27 J(-20°C)	

Nota: a – valor médio determinado a partir do ensaio de três corpos de prova; b - Base de Medida = 50 mm; c – valor médio determinado a partir do ensaio de cinco corpos de prova ensaiados na temperatura de -40°C.

## 5.2 Ensaios Dilatométricos

A decomposição da austenita, durante os rápidos ciclos térmicos de soldagem, raramente ocorre em condições de equilíbrio e, portanto, o emprego dos diagramas de fases para estudo dos microconstituintes formados na ZAC não fornece informações importantes. Por outro lado, os diagramas CCTs aplicados ao estudo da ZAC proporcionam um meio eficaz para avaliar as alterações microestruturais que ocorrem em condições fora do equilíbrio. Porém, como os processos de soldagem por fusão proporcionam uma extensa faixa de temperaturas de pico ao longo da ZAC seria, em princípio, necessária uma elevada quantidade de diagramas CCTs para descrever as transformações que ocorrem em cada região específica da ZAC.

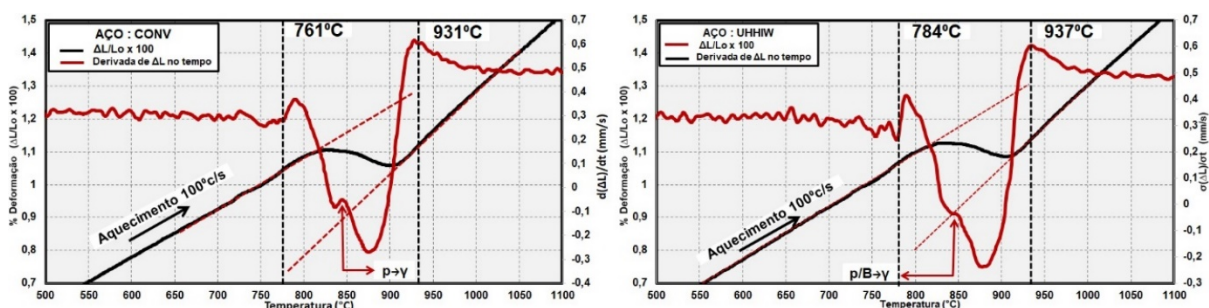
Dessa forma, para avaliar as diferentes transformações microestruturais que ocorrem devido a aplicação de diferentes ciclos térmicos de soldagem simulados via dilatometria, nesse trabalho foi escolhida a região GGZAC, por ser um local de elevado crescimento de grão austenítico em função das suas temperaturas de pico (~1100 a 1450°C), de transformações microestruturais complexas e, principalmente, por ser um potencial sítio para nucleação de fratura por clivagem e, portanto, considerado como um local de fragilização (*Local Brittle Zone – LBZ*)<sup>(120)</sup>.

### 5.2.1 Efeito da Velocidade de Aquecimento na Austenitização

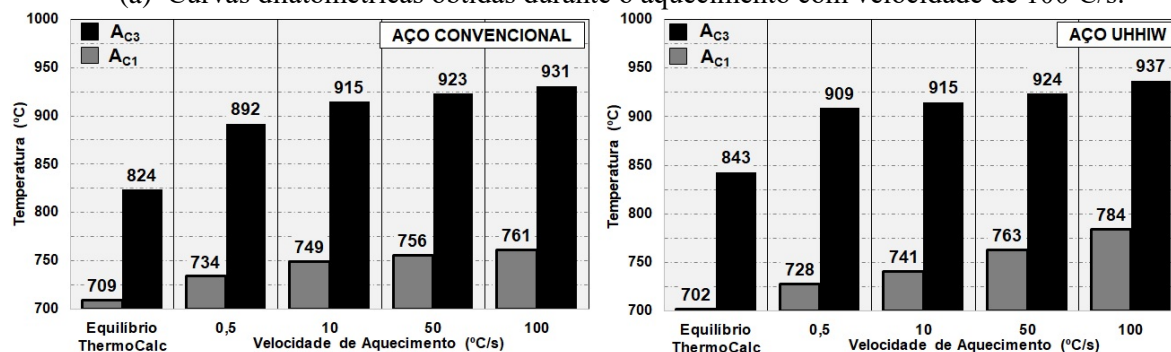
Na figura 5.3 é apresentado o efeito da velocidade de aquecimento nas temperaturas de transformação  $A_{C1}$  e  $A_{C3}$  assim como a variação do comprimento do CP e a derivada temporal de suas alterações dimensionais em função da temperatura, para a maior velocidade de aquecimento simulada. Analisando a figura 5.3(a) é possível monitorar toda a transformação da austenita, e determinar as suas temperaturas de início e fim de formação. As linhas tangentes à curva dilatométrica e as linhas verticais associadas ao pico da derivada temporal ilustram o modo pelo qual as temperaturas críticas de início e fim de formação da austenita foram determinadas. Observa-se que a contínua expansão do CP com o aumento da temperatura é alterada para contração volumétrica quando este atinge a temperatura de início de austenitização,  $A_{c1}$ , que ocorre devido a variação do fator de empacotamento entre as células CCC e CFC formada<sup>(115)</sup>. A seta vermelha nas curvas da deriva temporal  $[d(\Delta L)/dt]$  dos aços marcam o início da decomposição da ferrita proeutetóide e o término da decomposição da perlita (P), no caso do aço CONV, e da bainita/perlita (P/B) no caso do aço UHHIW, em austenita<sup>(121)</sup>. A partir desse ponto (após a finalização da decomposição da perlita), a austenita continua sendo formada, porém exclusivamente às custas da decomposição da ferrita em um processo que, segundo a literatura, é mais lento do que o anterior<sup>(122)</sup>. É notório, na figura 5.3(b), que o aumento da velocidade de aquecimento provoca a elevação das temperaturas de formação



da austenita. A formação da austenita é um processo dependente da temperatura, que ocorre por nucleação e crescimento, dessa forma, o aumento da velocidade de aquecimento afeta as temperaturas de transformação, especialmente a temperatura final de austenitização,  $A_{C3}$ <sup>(123-125)</sup>.



(a) Curvas dilatométricas obtidas durante o aquecimento com velocidade de  $100^{\circ}\text{C/s}$ .



(b) Variação da temperatura de transformação em relação a velocidade de aquecimento.

FIGURA 5.3. Variação das temperaturas de início e fim de austenitização em relação a velocidade de aquecimento.

## 5.2.2 Transformações Microestruturais da GGZAC Simuladas Durante o Resfriamento

O principal objetivo dos ensaios dilatométricos realizados nesse estudo foi investigar a influência da velocidade de resfriamento na formação dos diferentes microconstituintes de forma comparativa entre os aços avaliados. Como comentado no Capítulo 4, após o aquecimento a  $100^{\circ}\text{C/s}$  até  $1350^{\circ}\text{C}$  e passados os dois segundos de permanência nessa temperatura de pico, cada CP, de cada aço, foi submetido a dez diferentes velocidades de resfriamento de forma a simular a GGZAC produzida sob diferentes aportes de calor.

O estudo das curvas dilatométricas foi realizado através da análise de cada uma das curvas de variação dimensional e a sua respectiva derivada de primeira ordem temporal em função da temperatura. Segundo a literatura a técnica da tangente a curva dilatométrica ( $\Delta L/Lo$ ) oferece uma maior precisão para a determinação do início ( $A_{r3}$ ) e término ( $A_{r1}/M_s$ ) da transformação austenítica. Porém, as transformações que ocorrem em temperaturas intermediárias (PTI), como a formação dos constituintes FSA, FSN e FWI, são observadas mais claramente através da curva da derivada primeira de  $\Delta L/Lo$  em relação ao tempo  $d(\Delta L/Lo)/dt$ . Com os resultados dos ensaios dilatométricos e das análises microestruturais realizadas via MO, os quais serão

apresentados a seguir, foi construída a tabela V.4, na qual é listada a variação da temperatura de transformação em função da velocidade de resfriamento para cada constituinte formado.

Na figura 5.4 são apresentados os primeiros resultados dos ensaios dilatométricos onde foi possível verificar que, para os dois aços em questão, o aumento da velocidade de resfriamento acarreta na redução das temperaturas de transformação da austenita e no aumento da taxa de formação dos seus produtos de transformação, evidenciado através dos máximos valores da derivada temporal de  $\Delta L/L_0$ ,  $d(\Delta L/L_0)/dt$ . Esses dois fatores são, de forma geral, explicados pela redução da capacidade da ocorrência de transformações difusionais reconstitutivas em que o aumento da velocidade de resfriamento afeta a cinéticas de transformação da austenita favorecendo, progressivamente, as transformações que ocorrem em temperaturas intermediárias e baixas, as quais são acompanhadas pela deformação da rede cristalina<sup>(126)</sup>.

Na figura 5.5 são apresentadas algumas das curvas dilatométricas obtidas em condições de lentas (figura 5.5(a) e (b)) e altas velocidades de resfriamento (figura 5.5(c) e (d)). As linhas pontilhadas vermelhas representam as tangentes a curva dilatométrica, e as linhas negras verticais indicam o início e o fim de transformação de algum determinado microconstituente.

Quando comparado os dois aços, verifica-se que as curvas dilatométricas do aço UHHIW apresentam temperaturas mais altas de decomposição da austenita ( $Ar_3$  e  $Ar_1$ ), do que as do aço CONV, para as mesmas condições de resfriamento. Os maiores valores de  $C_{eq}$ , de carbono e, especialmente, os maiores tamanhos de grãos da austenita prévia (que será tratado em maiores detalhes na seção 5.3.3), elevam a temperabilidade local do aço CONV afetando a cinética dos microconstituintes formados por mecanismos difusionais reduzindo, dessa forma, as temperaturas de transformação desse material. A formação dos diferentes microconstituintes observados em cada condição avaliada será melhor detalhada a seguir, utilizando os resultados da caracterização/quantificação microestrutural.

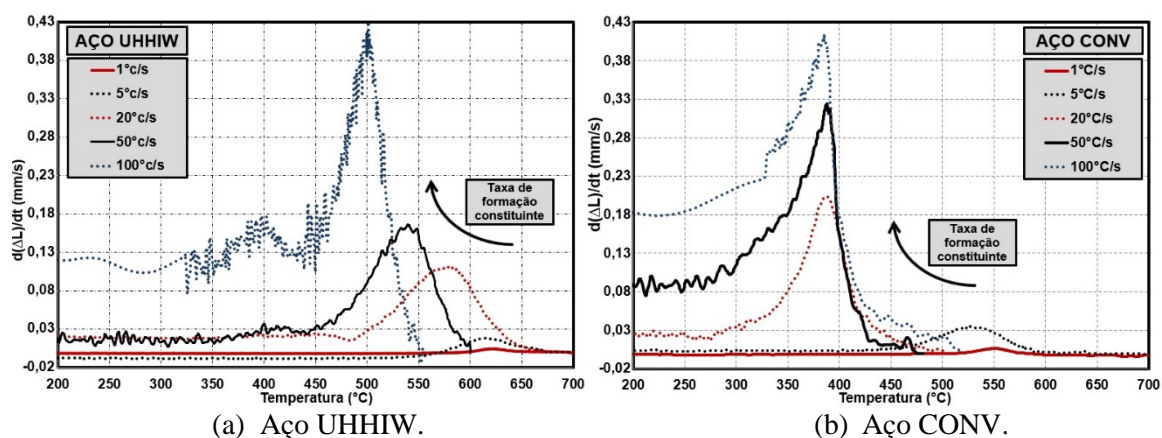
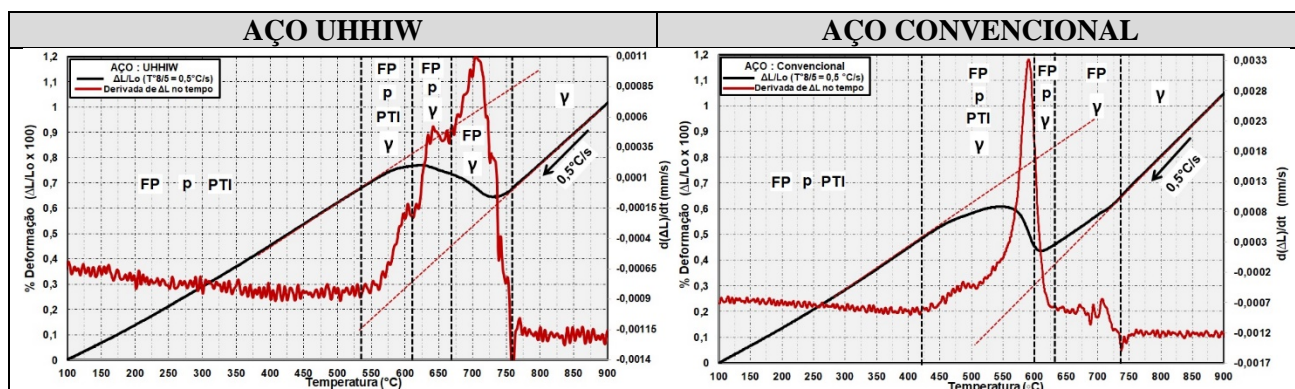
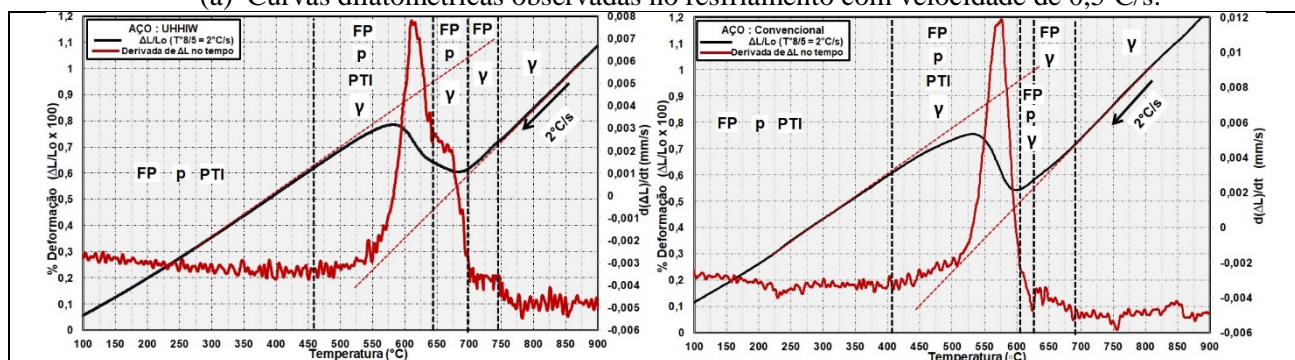


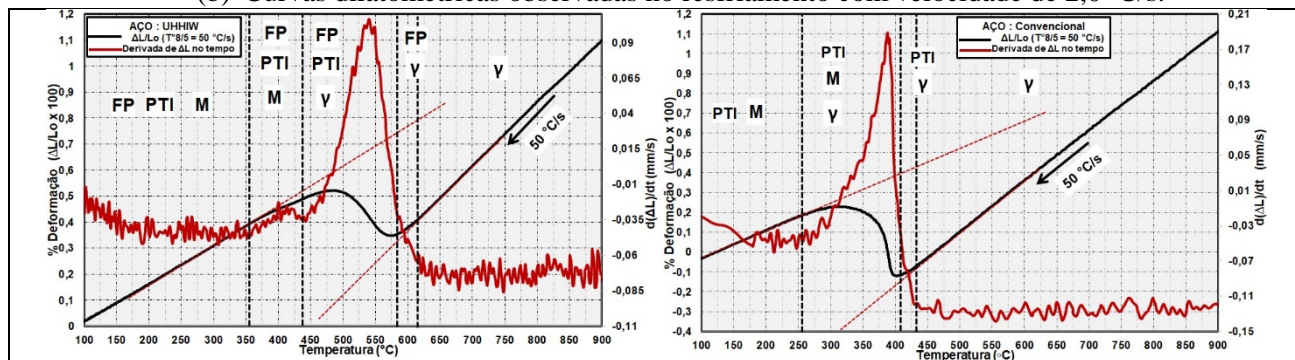
FIGURA 5.4. Curvas das derivadas temporais dos resultados dilatométricos em função da temperatura dos aços UHHIW e CONV.



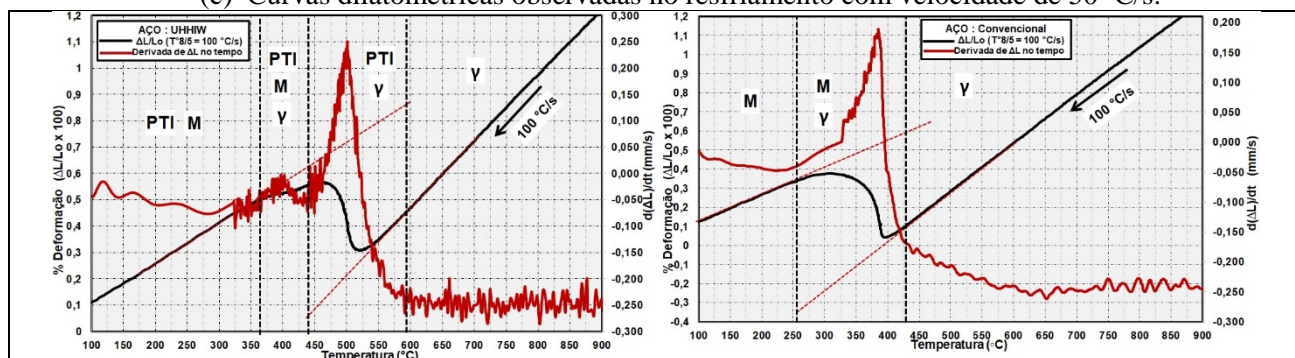
(a) Curvas dilatométricas observadas no resfriamento com velocidade de 0,5°C/s.



(b) Curvas dilatométricas observadas no resfriamento com velocidade de 2,0 °C/s.



(c) Curvas dilatométricas observadas no resfriamento com velocidade de 50 °C/s.



(d) Curvas dilatométricas observadas no resfriamento com velocidade de 100°C/s.

FIGURA 5.5. Curvas dilatométricas e as respectivas derivadas temporais em função da temperatura.



Na figura 5.6 e na tabela V.5 são apresentados o resultado do levantamento das temperaturas de transformação através do método da deconvolução dos picos da curva  $d(\Delta L/L_0)/dt$ , realizados via software Origin®2018 tendo, como resultado, curvas gaussianas.

Segundo os poucos trabalhos encontrados na literatura sobre essa metodologia<sup>(127,128)</sup>, as temperaturas de início das transformações da austenita em seus diversos produtos, na maioria dos casos, possuem valores diferentes, mas a evolução/crescimento desses novos constituintes ocorre de forma simultânea, apresentando máximas taxas de transformação em temperaturas distintas. Utilizando esse raciocínio e comparando as figuras 5.5 e 5.6 e as tabelas V.4 e V.5, é possível verificar que as temperaturas de transformação obtidas são bem distintas entre as duas metodologias adotadas.

Da mesma forma que foi evidenciado através da metodologia convencional, o método da deconvolução indica que o aumento da velocidade de resfriamento reduz as temperaturas e taxas de transformação da FP e P, gaussianas vermelhas e azuis, respectivamente.

De forma geral, o campo de formação de todos os microconstituintes é mais extenso (temperatura de início e fim de formação) no método da deconvolução do que no método convencional e isso é mais evidente para as baixas velocidades de resfriamento. Utilizando como exemplo a deconvolução da curva da derivada temporal, obtida com resfriamento a  $0,5^\circ\text{C/s}$  para o aço UHHIW, figura 5.6(a), observa-se que as temperaturas previstas para o início e para o fim de formação da perlita, curva azul, ocorre próximo de  $730$  e  $566^\circ\text{C}$ , respectivamente. Já analisando somente a derivada, curva negra, a perlita inicia sua formação a  $673^\circ\text{C}$  e finaliza em  $613^\circ\text{C}$ , um campo de transformação de  $60^\circ\text{C}$ , muito menor do que o campo estimado via deconvolução de  $164^\circ\text{C}$ . Além disso, para todas as velocidades de resfriamento foi possível estimar a temperatura em que ocorre a máxima taxa de crescimento [máximo valor  $d(\Delta L/L_0)/dt$ ] de cada microconstituente formado. Nesse sentido, é possível verificar, ainda na figura 5.6(a), que a temperatura em que a perlita atinge a sua máxima taxa de formação,  $647^\circ\text{C}$ , coincide com o final da formação da FP,  $639^\circ\text{C}$ , e com o início dos PTI,  $628^\circ\text{C}$ .

Apesar de ser uma metodologia que ilustra a coexistência das transformações microestruturais que ocorrem durante o ensaio dilatométrico, o presente autor teve dificuldade para encontrar trabalhos na literatura que tratem os resultados de ensaios dilatométricos dessa forma e, por esse motivo, toda a abordagem com relação as transformações microestruturais e principalmente a construção dos diagramas CCTs para a GGZAC simulada, que serão apresentados no final desse tópico, foram realizados com base somente nos resultados obtidos da metodologia convencional de interpretação das curvas dilatométricas. Dessa forma, esses resultados são de caráter informativo, visando demonstrar uma segunda metodologia para avaliação das temperaturas de transformação via ensaios dilatométricos.

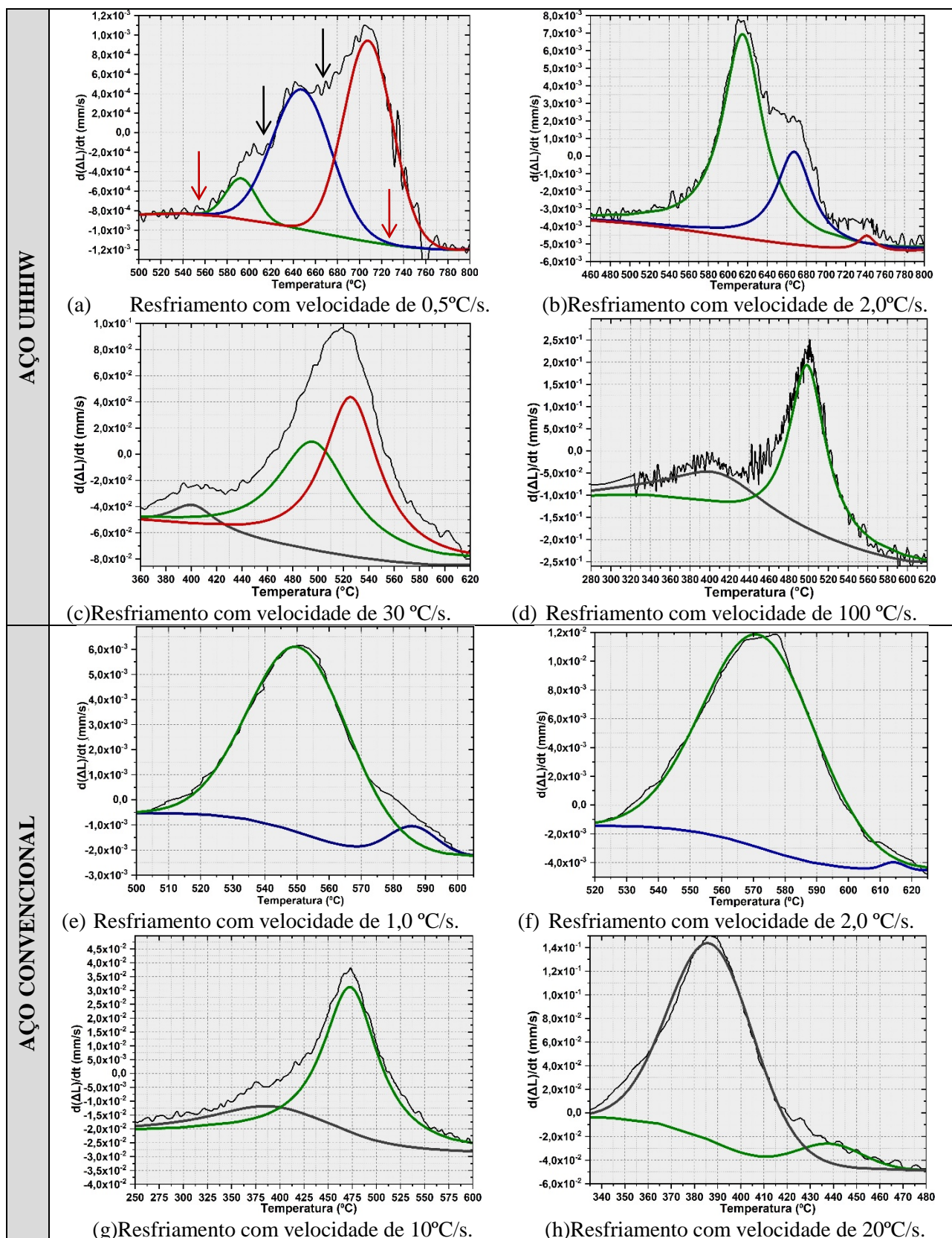


FIGURA 5.6. Deconvolução das curvas de derivadas temporais em função da temperatura via *software* Origin®2018. Setas negras e vermelhas indicam o início e fim da transformação perlítica via derivada temporal e deconvolução, respectivamente.

TABELA V.4 – Temperaturas de transformação dos aços UHHIW e CONV via método convencional de análise das curvas dilatométricas.

Aço UHHIW – Temperaturas de transformação – Método convencional										
(°C/s)	0,5	1	2	5	10	20	30	50	100	130
FP <sub>S</sub>	756	744	747	700	671	655	612	617		
p <sub>S</sub>	673	692	697	647						
PTI <sub>S</sub>	613	649	640	626	621	608	571	586	580	561
PTI <sub>F</sub> /M <sub>S</sub>	534	504	453	493	458	466	423	428	434	439
M <sub>F</sub>							352	356	358	361

Aço UHHIW – Temperaturas de transformação – Método convencional										
(°C/s)	0,5	1	2	5	10	20	30	50	100	130
FP <sub>S</sub>	739	710	697	648						
p <sub>S</sub>	635	611	626							
PTI <sub>S</sub>	601	570	607	588	580	504	465	439		
PTI <sub>F</sub> /M <sub>S</sub>	421	407	409	408	386	420	409	416	437	422
M <sub>F</sub>				232	245	267	249	256	244	250

*S = temperatura de início de formação; F = temperatura final de formação.*

	formação da FP;		formação da p;		formação dos PTI;		formação da M.
--	-----------------	--	----------------	--	-------------------	--	----------------

TABELA V.5 – Temperaturas de transformação dos aços UHHIW e CONV via método deconvolução das curvas de derivada temporal.

Aço UHHIW – Temperaturas de transformação – Método deconvolução										
°C/s	0,5	1	2	5	10	20	30	50	100	130
FP <sub>S</sub>	778	761	765	703	658	655	607	611		
FP <sub>txm</sub>	707	728	741	673	636	589	525	547		
FP <sub>F</sub>	639	689	718	640	617	516	453	487		
p <sub>S</sub>	730	741	742	684						
p <sub>txm</sub>	647	678	667	657						
p <sub>F</sub>	566	621	614	637						
PTI <sub>S</sub>	628	703	701	679	654	633	573	595	594	546
PTI <sub>txm</sub>	593	621	615	616	586	556	494	515	498	505
PTI <sub>F</sub>	556	538	531	528	501	465	422	435	430	457
M <sub>S</sub>							434	441	449	439
M <sub>txm</sub>							400	408	408	395
M <sub>F</sub>							362	369	307	309

Aço CONV – Temperaturas de transformação – Método deconvolução										
°C/s	0,5	1	2	5	10	20	30	50	100	130
FP <sub>S</sub>	745	706	670	642						
FP <sub>txm</sub>	709	658	647	606						
FP <sub>F</sub>	647	610	621	589						
p <sub>S</sub>	613	601	621							
p <sub>txm</sub>	594	586	614							
p <sub>F</sub>	571	569	605							
PTI <sub>S</sub>	607	594	619	598	593	469	454	411		
PTI <sub>txm</sub>	585	549	569	521	471	438	431	388		
PTI <sub>F</sub>	559	502	521	487	375	411	398	367		
M <sub>S</sub>				511	509	440	429	432	442	426
M <sub>txm</sub>				391	386	385	382	369	386	385
M <sub>F</sub>				324	302	335	303	310	291	281

*S = temperatura de início de formação; F = temperatura final de formação; txm = temperatura com taxa máxima de formação.*

	formação da FP;		formação da p;		formação dos PTI;		formação da M.
--	-----------------	--	----------------	--	-------------------	--	----------------

Nas figuras 5.7(a) e (b) são apresentados os resultados obtidos na análise quantitativa dos microconstituintes presentes na GGZAC simulada via dilatométrica em função de todas as

velocidades de resfriamento para o aço CONV e UHHIW, respectivamente. A identificação dos constituintes foi realizada conforme exposto no item 4.2.1.

As microestruturas identificadas em algumas condições de baixa e alta velocidade de resfriamento são apresentadas de forma sucinta nas figuras 5.8 e 5.9, respectivamente. A análise microestrutural foi realizada via MO, no meio da espessura, no centro do CPs dilatométrico (abaixo da região do termopar de controle) e após ataque com reativo nital 4%.

Com base nas micrografias das GGZACs simuladas apresentadas nas figuras 5.8 e 5.9 e, principalmente, nos resultados da análise quantitativa mostrados na figura 5.7 é possível afirmar:

- (i). Para as baixas velocidades de resfriamento, é notável a diferença do tamanho de grão da austenita prévia (determinado através da ferrita de contorno de grão – FC), que é qualitativamente maior nas condições simuladas do aço CONV em comparação as do aço UHHIW. Infere-se que o menor tamanho de grão da austenita prévia do aço UHHIW pode estar associado à presença de precipitados de TiN homogeneamente distribuídos e coerentes com a matriz, os quais dificultam a migração dos contornos de grão devido ao efeito *pinning* <sup>(7,41,72)</sup> em regiões onde a temperatura de pico não supera a temperatura de sua dissolução.
- (ii). De forma geral, para as baixas velocidades de resfriamento, a análise metalográfica revelou diferentes proporções dos mesmos microconstituintes entre os aços avaliados. Observa-se nos contornos de grãos da austenita prévia (CG $\gamma$ ), a ferrita alotriomórfica de contorno de grão (FC) e, em algumas dessas regiões, pequenos nódulos de perlita fina (P). Qualitativamente é observado, para os dois aços, que o aumento da velocidade de resfriamento provoca, gradualmente, a redução da “espessura” das FC. Além disso, é evidente que a ferrita proeutetóide (FP), aqui evidenciada como sendo os microconstituintes FC e ferrita poligonal intragranular (FPI), do aço UHHIW são mais grosseiras/espessas do que as do aço CONV. Segundo Bhadeshia<sup>(129)</sup> em condições de altas temperaturas de transformação e, principalmente, em baixas velocidades de resfriamento, os contornos da austenita prévia torna-se rapidamente decorados com ferrita alotriomórfica e seu crescimento subsequente ocorre anisotropicamente, aumentando a sua espessura através de mecanismos reconstitutivos. Dessa forma, a cinética de formação da FC não é controlada pela sua nucleação nos CG $\gamma$ , mas sim pelo seu espessamento, que ocorre de forma lenta em condições de paraequilíbrio, a qual é fortemente afetada pelo aumento da velocidade de resfriamento. Isso se deve ao aumento da quantidade relativa de soluto, especialmente a do carbono, na interface entre a ferrita proeutetóide em formação e a austenita residual em transformação. Esse gradiente de soluto na interface entre os dois constituintes afeta a cinética de crescimento da FC reduzindo a sua taxa de crescimento numa relação parabólica com o progresso de sua formação.



(iii). Na figura 5.7 é evidente que o aumento da velocidade de resfriamento provoca o aumento gradual dos produtos formados em temperaturas intermediárias (PTI), no caso do aço UHHIW, e da martensita (M), para o aço CONV, em detrimento, para os dois aços, da ferrita proeutetóide (FP). A redução da FP com o aumento da velocidade de resfriamento era esperada para ambos os aços uma vez que esse microconstituente cresce por mecanismo de transformação difusional reconstrutivo com o mínimo de distorção da rede cristalina conforme já exposto em (ii). No interior dos grãos há a FSA, FSN e FWI, ocorrendo nessa ordem de formação conforme as suas temperaturas de transformação. A FSA nucleia preferencialmente a partir das FC e são formadas em temperaturas mais elevadas<sup>(130)</sup>. As FSN são formadas em temperaturas inferiores as da FSA e a sua segunda fase geralmente possui morfologia em blocos. Vale referir-se a argumentação de alguns pesquisadores que indicam que a FSN e a FSA são um mesmo constituinte, onde a presença ou não do alinhamento da ferrita estaria relacionada simplesmente à seção de observação ou seção de corte metalográfica, conforme citado no documento do TWI de 1984<sup>(50)</sup>. A FWI é formada em baixas temperaturas, nucleando em inclusões e/ou defeitos/deformações do arranjo cristalino<sup>(131)</sup>. Todos os PTI formam através de mecanismo adifusional por deformação com redistribuição do carbono na austenita<sup>(129)</sup>. Além disso, tanto a espessura das placas de ferrita quanto a densidade de deslocamentos são afetadas pela velocidade de resfriamento. Por fim, a segunda fase entre as placas de ferrita são oriundas da austenita residual a qual, dependendo da composição química local e do ciclo térmico atuante, pode permanecer retida ou transformada em martensita (constituente MA) e/ou ferrita e/ou carbonetos após o resfriamento. No caso do aço CONV, de forma geral, observa-se uma maior quantidade de segunda fase entre as ripas das FSA e FSN, o que é justificado pelo seu maior teor de carbono e maior tamanho de grão prévio, também já abordado anteriormente.

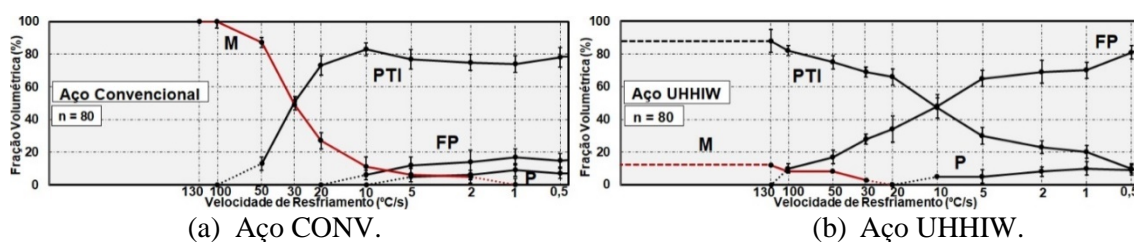
(iv). Observa-se a presença de perlita fina (P) associadas a FC e FP e até a velocidade de 10°C/s a perlita está presente em frações não superiores a 10% para os dois aços.

(v). Para as condições de maiores velocidades de resfriamento, observa-se que a microestrutura do aço CONV é majoritariamente martensítica, ao contrário da predominância de microconstituintes aciculares como a FWI do aço UHHIW.

(vi). No caso do aço UHHIW a M inicia a sua formação a 30°C/s e não supera a fração de 12% para a maior velocidade de resfriamento de 130°C/s, sendo os PTI os constituintes com maior fração volumétrica. Em contrapartida, na velocidade de 10°C/s a M já está presente na microestrutura do aço CONV e apresenta um contínuo aumento de sua fração, ultrapassando os 50% para velocidades superiores a 30°C/s.

Na figura 5.7 (c) é ilustrado o resultado das medidas de dureza Vickers (HV5) para todas as condições simuladas. De maneira geral, observa-se que, para os dois aços, a dureza aumenta

com o aumento da velocidade de resfriamento. Essa elevação de dureza é devido à formação de microconstituintes de baixa temperatura de transformação, os quais foram favorecidos pelas elevadas velocidades de resfriamento. Porém, é possível verificar que o aço CONV apresenta valores de dureza superiores a 350 HV5, para velocidades de resfriamento maiores que 10°C/s. O valor 350 HV é considerado na literatura como sendo crítico para susceptibilidade à formação de trincas induzidas por hidrogênio<sup>(132)</sup>. Tal fato não é observado para o aço UHHIW, mesmo para a mais alta velocidade de resfriamento nas quais observou-se a presença de M. Basicamente, além do próprio teor de carbono (elemento controlador da dureza da martensita), essa diferença nos valores de dureza é devido a presença de microconstituintes de menor dureza em decorrência dos menores valores de carbono equivalente e menor tamanho de grão da austenita prévia dos aços UHHIW. Tal fato também pode ser explicado pela maior temperatura Ms dos aços UHHIW, favorecendo o autorevenimento da M durante o resfriamento reduzindo, dessa forma, a sua dureza.



FRAÇÃO VOLUMÉTRICA - AÇO CONVENCIONAL										
°C/s	0,5	1,0	2,0	5,0	10	20	30	50	100	130
FP	15±4	17±5	14±7	12±5	6±3					
P	7±3	9±4	6±3	5±3						
PTI	78±6	74±5	75±5	77±6	83±4	73±6	51±3	13±4		
M			5±4	6±4	11±4	27±6	49±5	87±3	100±3	100±4

FRAÇÃO VOLUMÉTRICA - AÇO UHHIW										
°C/s	0,5	1,0	2,0	5,0	10	20	30	50	100	130
FP	81±4	70±5	69±7	65±5	48±7	34±8	28±3	17±4	10±3	
P	9±3	10±4	8±3	5±4	5±2					
PTI	10±3	20±4	23±4	30±5	47±6	66±5	69±3	75±4	82±3	88±7
M								3±3	8±4	8±4

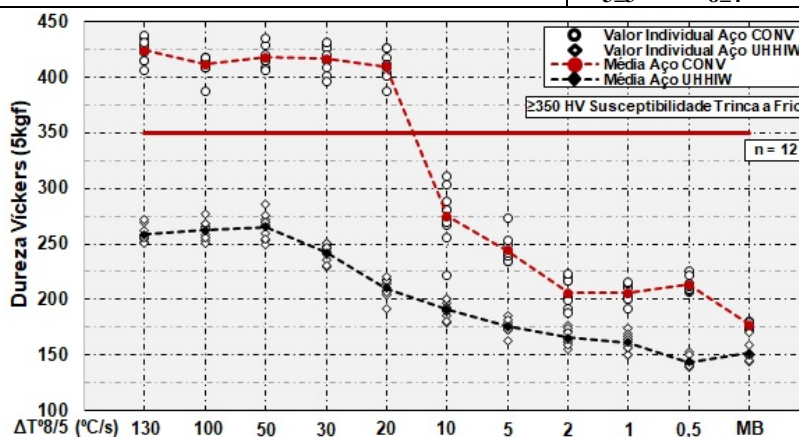


FIGURA 5.7. Quantificação dos microconstituintes observados em cada condição de resfriamento e ensaio de dureza Vickers, 5 kgf para o aço CONV e UHHIW.



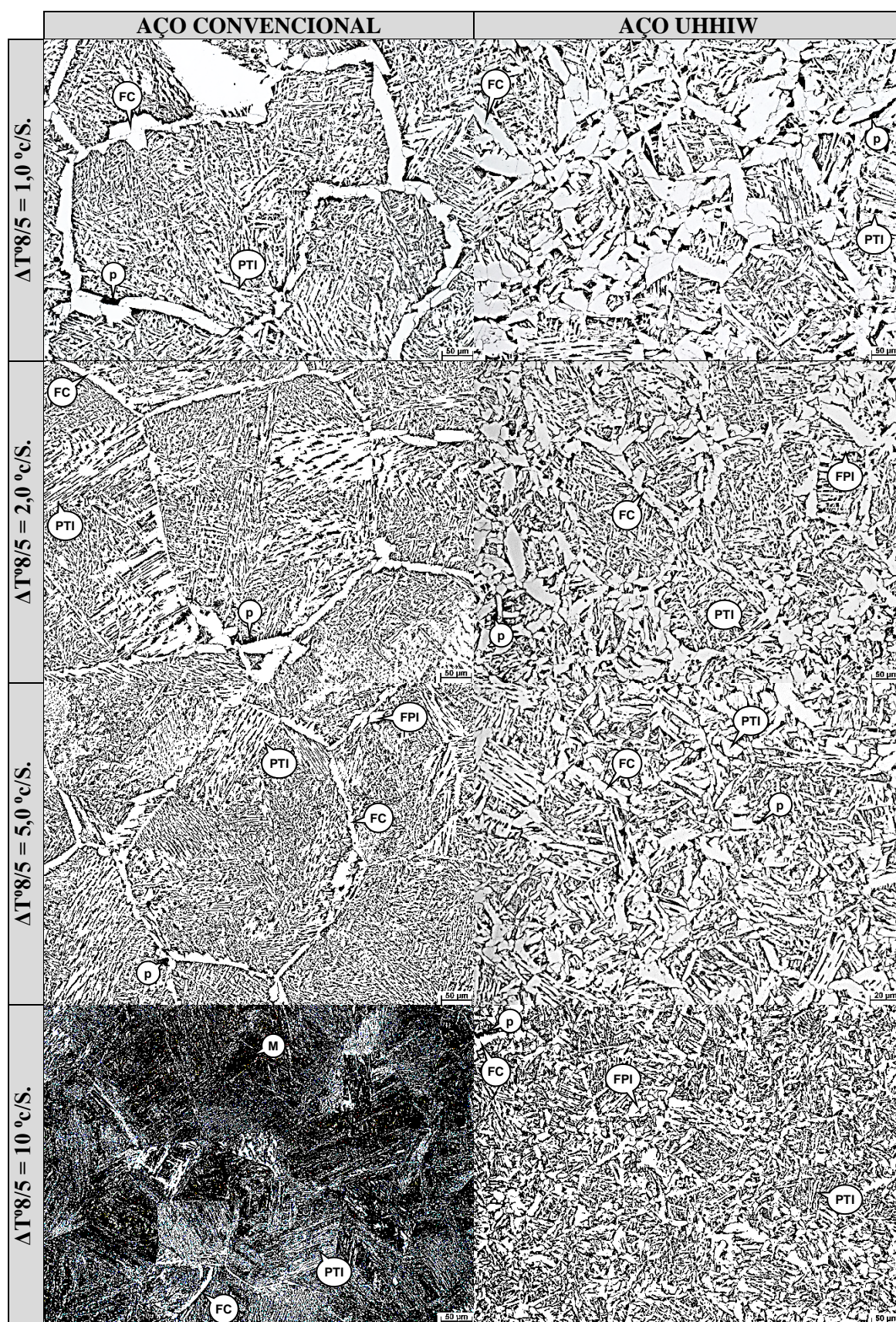


FIGURA 5.8. Microestrutura observada na GGZAC simulada nas condições de baixa velocidade de resfriamento. Ataque com reativo químico nital 4%.



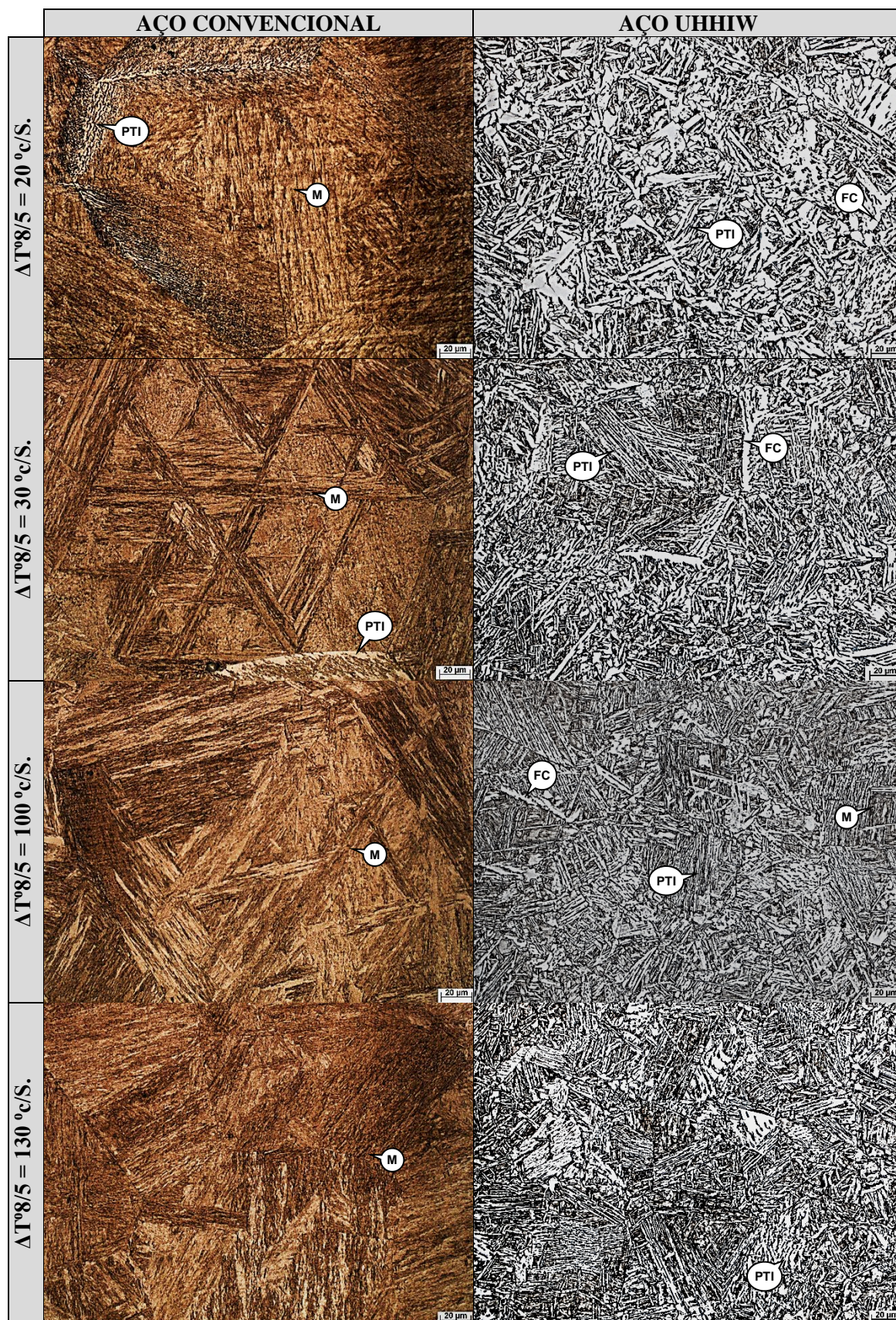


FIGURA 5.9. Microestrutura observada na GGZAC simulada nas condições de alta velocidade de resfriamento. Ataque com reativo químico nital 4%.

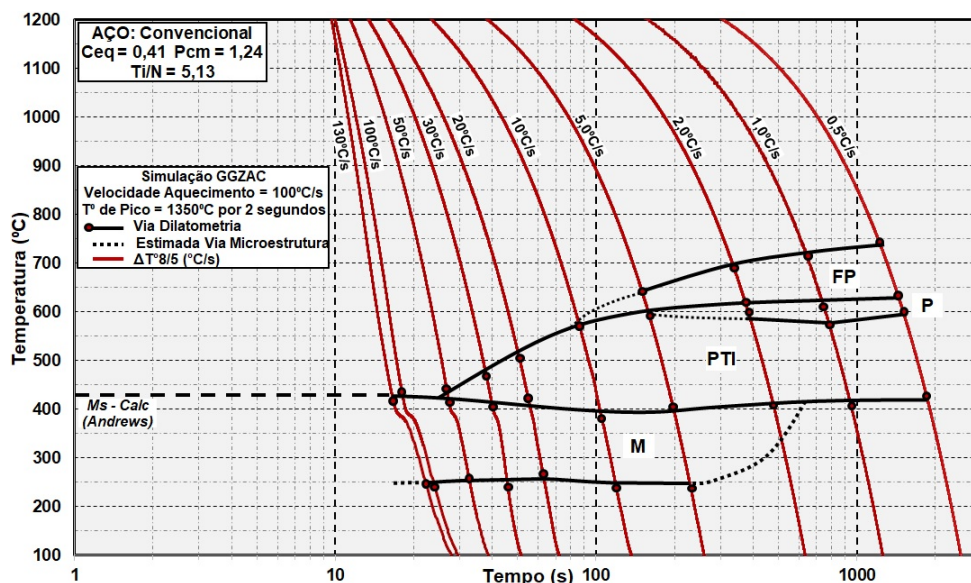


De forma a consolidar os ensaios dilatométricos, com o resultado do estudo de todas as curvas dilatométricas associadas aos resultados de caracterização/quantificação metalográfica, foi possível criar os diagramas CCTs para a região GGZAC simulada dos aços CONV e UHHIW, figura 5.10. Na figura 5.10 (c) é apresentada a sobreposição dos diagramas CCTs para facilitar a comparação desses dois aços. É possível verificar as seguintes diferenças com relação aos diferentes campos de transformações microestruturais:

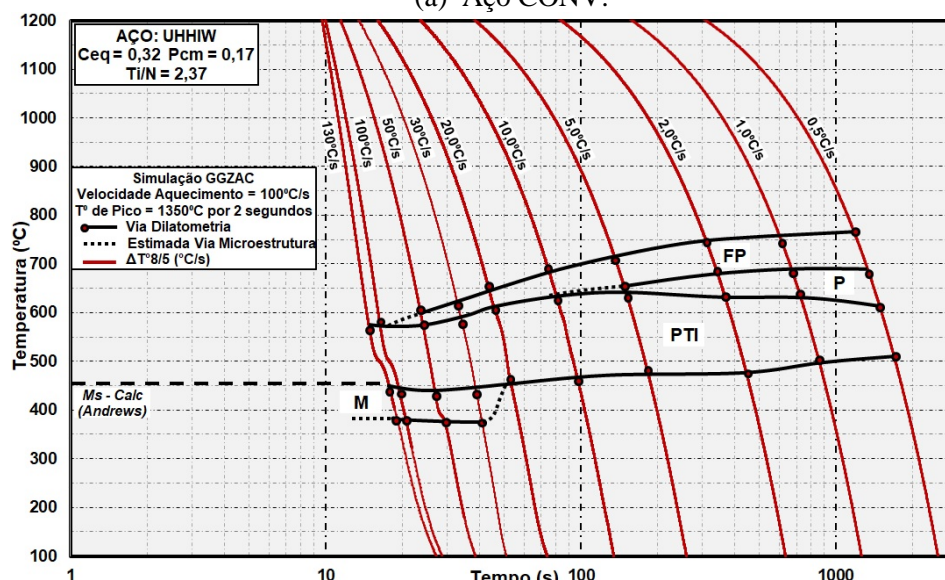
(i) para uma mesma velocidade de resfriamento o aço UHHIW apresenta o início de transformação em temperaturas mais elevadas que o aço CONV [ $\Delta T^\circ$  FP,  $\Delta T^\circ$  P e  $\Delta T^\circ$  PTI, figura 5.10 (c)]. Como já argumentado, esse fenômeno pode ser explicado pelo menor teor de carbono e valor de carbono equivalente e pela provável presença de finos precipitados de TiN que atuam como inibidores do crescimento do grão austenítico favorecendo as transformações difusionais como a formação da ferrita proeutetóide (FP) e a perlita (P);

(ii) no caso do aço CONV, observa-se que o campo dos produtos de transformação em temperaturas intermediárias (PTI) (diferença entre as temperaturas de início e fim de transformação) é maior quando comparado com o aço UHHIW. Além disso, os campos de todos os microconstituintes, FP, P, PTI e, especialmente da martensita, são deslocados para maiores tempos de transformação [ $\Delta t$  FP,  $\Delta t$  P,  $\Delta t$  PTI e,  $\Delta t$  M, figura 5.10 (c)] e;

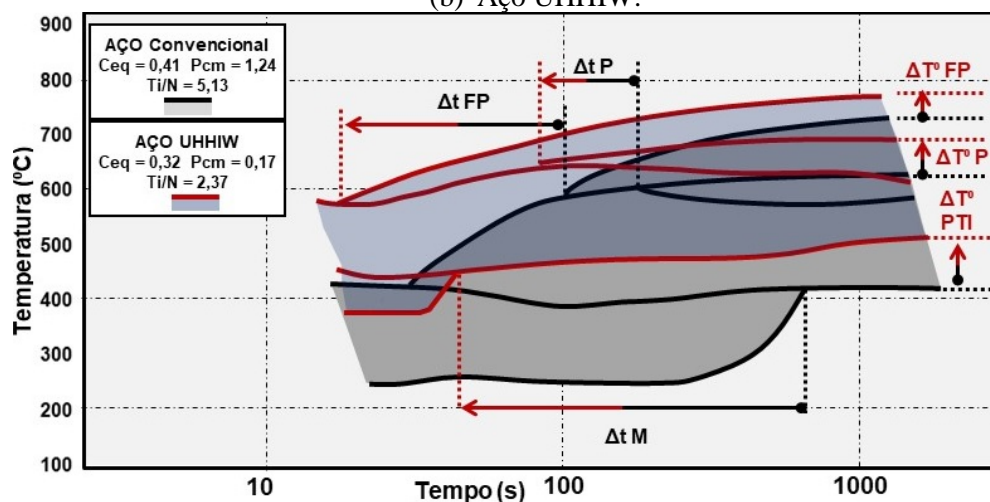
(iii) o campo martensítico do aço CONV, em detrimento aos campos de formação da FP e da P, é presente em praticamente todas as condições avaliadas, englobando praticamente todos os tempos de transformação, sendo dominante para condições com velocidade de resfriamento superiores a  $30^\circ\text{C/s}$ . Essas diferenças são em decorrência da maior temperabilidade local do aço CONV devido ao seu maior teor de carbono e maior tamanho de grão da austenita prévia quando comparado com o aço UHHIW nas mesmas condições.



(a) Aço CONV.



(b) Aço UHHW.



(c) Sobreposição dos diagramas CCTs do aço CONV e UHHW.

FIGURA 5.10. Diagramas CCT para a região GGZAC simulada dos aços CONV e UHHW.

### 5.3 Simulação de Diferentes Aportes de Calor no Equipamento Gleeble®

Nesse tópico será abordado os resultados das análises realizadas nos CPs da GGZAC obtidas por simulações termomecânicas no equipamento Gleeble®. Os resultados serão tratados em três seções: (i) execução da simulação dos diferentes ciclos térmicos de soldagem; (ii) ensaio de dureza e avaliação das propriedades em tração e tenacidade Charpy-V para as diferentes condições de simulação e; (iii) avaliação do efeito do maior aporte de calor nas transformações microestruturais, no crescimento de grão e na formação do constituinte frágil MA. O principal objetivo desse plano de ensaios foi, através da utilização do equipamento Gleeble®, entender o efeito de diferentes ciclos térmicos nas propriedades em tração e na tenacidade Charpy-V da GGZAC. Além disso, os resultados dessas análises serão importantes para gerar subsídio técnico para o desenvolvimento de uma metodologia de classificação dos aços produzidos por diferentes rotas de fabricação em relação à soldabilidade auxiliando, dessa forma, no desenvolvimento de novos produtos e na engenharia de aplicação desses materiais.

#### 5.3.1 Execução da Simulação De Diferentes Ciclos Térmicos de Soldagem via Gleeble®

Como exposto no item 4.2.2, foram simulados 11 diferentes ciclos térmicos de soldagem, tabela IV.3 e figura 4.2, para a geração de CPs da GGZAC de médios e altos aportes de calor. Para tal, foi utilizado o modelo matemático Rykalin-2D, disponível no *software* de simulação HAZ da Gleeble®. Os ciclos térmicos simulados foram estabelecidos através dos seguintes dados de entrada: (i) temperatura de pico ( $T_p = 1350^\circ\text{C}$ ); (ii) aporte térmico (AT conforme tabela IV.3); (iii) temperatura de preaquecimento ( $T_0 = 25^\circ\text{C}$ ); (iv) velocidade de aquecimento ( $100^\circ\text{C/s}$ ); (v) tempo de permanência em  $T_p$  ( $t_p = 2\text{s}$ ) e; espessura da chapa ( $h = 35\text{ mm}$ ). Além dos dados referentes ao ciclo térmico que se deseja simular, também foi necessário fornecer os dados de propriedades do material como calor específico ( $1\text{ J/g}^\circ\text{C}$ ), densidade ( $7,8\text{ g/cm}^3$ ) e condutividade térmica ( $0,5\text{ W/cm}^\circ\text{C}$ ).

Na figura 5.11 é evidenciado o ciclo térmico simulado nas condições de  $\Delta T^{8/5} = 0,5^\circ\text{C/s}$  ( $t_{8/5} = 500\text{s}$ ) e  $\Delta T^{8/5} = 4,3^\circ\text{C/s}$  ( $t_{8/5} = 70\text{s}$ ). É possível verificar que na região central do CP, região de interesse para avaliação da microestrutura e das propriedades em tração e da tenacidade Charpy-V, foi imposto com precisão (temperaturas registradas pelo termopar TC1) o ciclo térmico desejado (curva de temperatura identificada como T programado) sendo observado uma tendência de redução do desvio padrão ( $30^\circ\text{C/s} = 2,19^\circ\text{C}$ ;  $2^\circ\text{C/s} = 0,98^\circ\text{C}$ ;  $0,5^\circ\text{C/s} = 0,76^\circ\text{C}$ ) entre os valores setados e obtidos com a redução da velocidade de resfriamento. Para avaliar a extensão da GGZAC reproduzida, foram soldados um segundo (TC2) e um terceiro (TC3) termopar a 4,0 mm e 5,0 mm do centro do CP, respectivamente.



Como esperado, há uma redução da temperatura ao longo do comprimento do CP a medida que se distânciava da região central (TC1). Além disso não foi observado tendências com relação ao aumento da velocidade de resfriamento. Para a temperatura de pico, verificou-se que a redução da temperatura em relação ao programado, a 4 mm do centro (TC2), foi de 19 e 61°C e de 40 e 89°C a 5 mm do centro (TC3).

Já na faixa de temperatura entre 800°C e 500°C de resfriamento, observou-se que os termopares TC2 e TC3, registraram uma pequena variação de 11 e 35°C e de 39 e 75°C em relação ao setado, respectivamente.

Através desses resultados é possível garantir que uma região central do CP de no mínimo 10 mm foi submetida ao ciclo térmico desejado, visto que, a região da ZAC que se deseja replicar é a de grãos grosseiros a qual, segundo a literatura<sup>(41)</sup>, está compreendida entre 1100 e 1450°C.

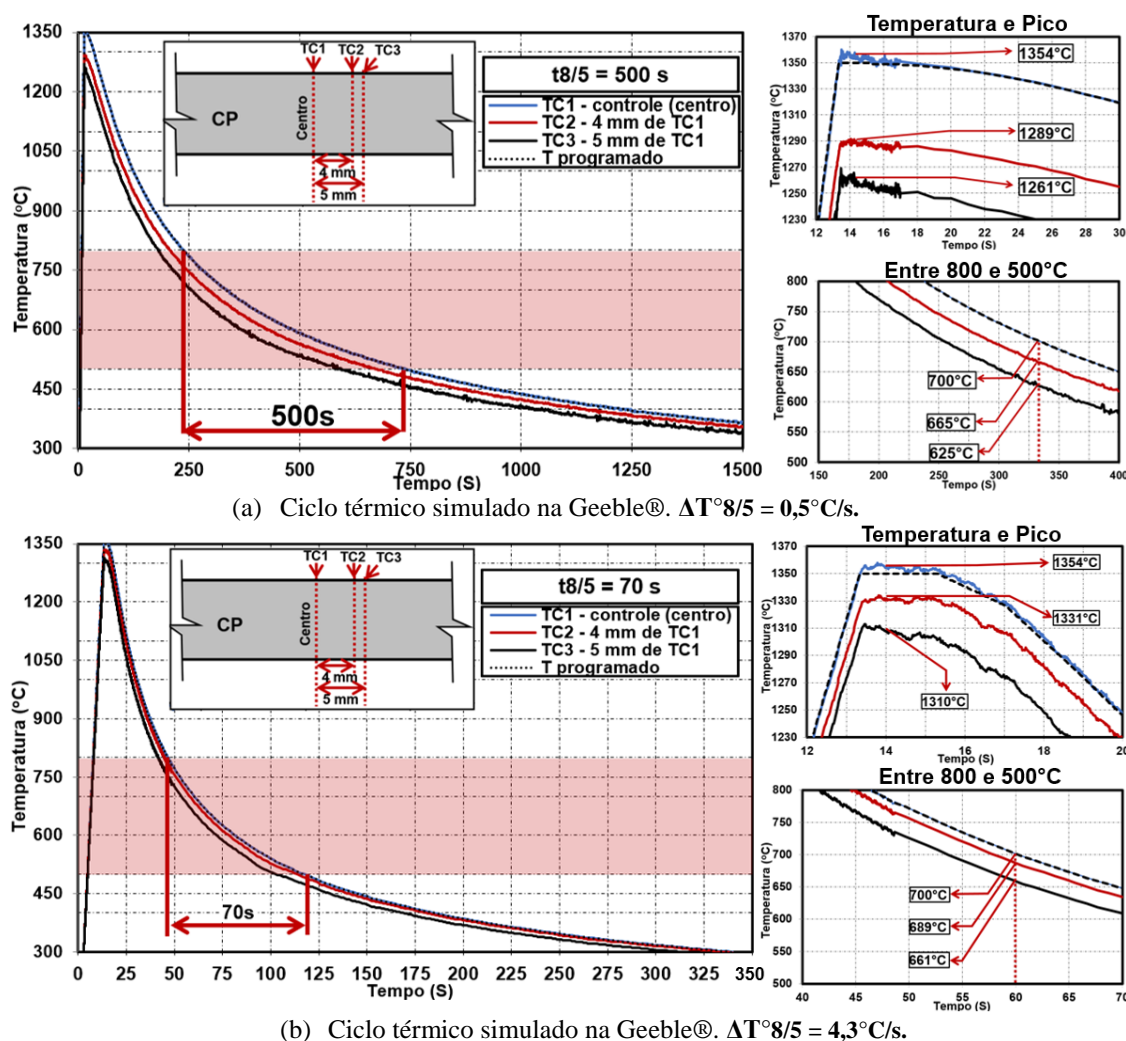


Figura 5.11. Variação do perfil térmico longitudinalmente ao corpo de prova durante a execução dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento Gleeble®.

Após as simulações termomecânicas, foi realizada análise macroestrutural e microestrutural de alguns CPs para evidenciar a homogeneidade microestrutural da GGZAC obtida. Como exemplo, na figura 5.12, é apresentada a macroestrutura após ataque com reativo nital 4% ao longo do comprimento do CP simulado na condição de 30°C/s do aço CONV. Constatou-se que a região de interesse ou região simulada (determinada através da homogeneidade microestrutural observada abaixo do termopar TC1), apresenta uma largura de 10,8 mm coerente com os resultados apresentados na figura 5.11. De forma geral, observa-se que a extensão da região simulada, para o equipamento Gleeble® do CP&D da Usiminas, está compreendida entre 40% e 50% do comprimento de trabalho ou *span* utilizado.

Além disso, verificou-se que, em ambos os lados da região simulada, há regiões “afetadas pelo calor – ZAC” de grande variação microestrutural. As ZACs formadas estão associadas a redução da temperatura de pico ( $T_p$  visada = 1350°C) à medida que se afasta da região central (figura 5.11) dos CPs, atingindo temperaturas cada vez menores em relação a faixa de temperatura da GGZAC que se deseja simular (1400 – 1100°C). Isso ocorre devido ao balanço térmico gerado entre o aquecimento por efeito *Joule* e o resfriamento devido as garras de cobre posicionadas nas extremidades dos CPs.

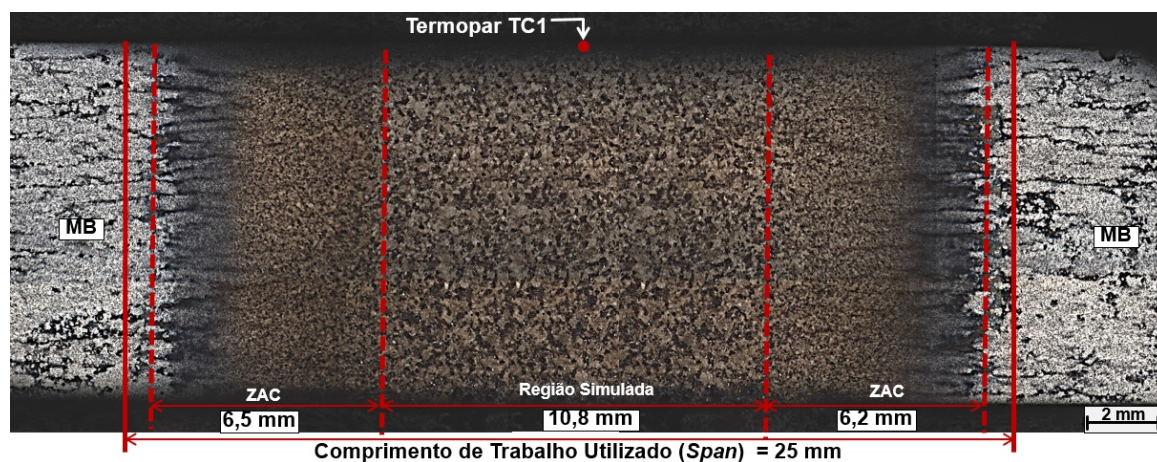


Figura 5.12. Macroestrutura longitudinalmente à um dos CPs após simulação no equipamento Gleeble® do ciclo térmico de soldagem de 30°C/s.

Segundo a literatura<sup>(133,134)</sup>, as propriedades em tração e, especialmente a tenacidade Charpy-V são fortemente afetadas pela extensão da região simulada. Quanto maior a extensão da largura da região simulada mais realista serão os resultados de tenacidade Charpy-V em relação a microestrutura obtida. Este tipo de comportamento mostra que as medidas de tenacidade são afetadas pelas propriedades do material de base adjacente, que podem determinar o nível de tensão obtido na ponta do entalhe<sup>(133)</sup>. Quando a região simulada é estreita e há uma diferença significativa entre o limite de escoamento do metal de base e o limite de escoamento da região simulada, aumenta a possibilidade de intensificação de tensões na ponta do entalhe favorecendo

a ruptura. Para os casos de maior região simulada a tensão na ponta do entalhe independe das propriedades das ZACs formadas e do metal de base. Além disso, em aços convencionais (normalizados) é possível que a ZAC se apresente mais resistente que o metal de base, mas para os aços TMCP, algumas regiões da ZAC podem apresentar redução de dureza e, dessa forma, queda de resistência mecânica<sup>(135)</sup>, como será apresentado a seguir. Por fim, através das análises macroestruturais realizadas nos CPs simulados, é possível inferir que as condições utilizadas nesse estudo propiciaram a geração CPs da GGZAC com um volume microestrutural considerável (segundo a literatura<sup>(133)</sup>, uma extensão superior a 6 mm) para a realização dos ensaios propostos.

### **5.3.2 Ensaio de Dureza e Avaliação das Propriedades em Tração e Tenacidade Charpy-V da GGZAC Simulada na Gleeble®**

Na figura 5.13 é apresentado a distribuição e os valores médios de dureza Vickers (1kgf) obtidos tanto na região simulada (região central abaixo do TC1) quanto nas ZACs formadas, figura 5.12, para algumas das condições avaliadas. Na figura 5.14 é apresentado o mapeamento de dureza Vickers realizado ao longo do CP de algumas das GGZAC simuladas. Tais resultados permitiram inferir que:

- (i). como observado nos ensaios de dureza realizados nas amostras obtidas via dilatométrica, figura 5.7 (c), para ambos os aços, na região simulada, figura 5.12 (a), o aumento da velocidade de resfriamento provoca uma elevação nos valores médios de dureza sendo que, esse efeito é mais pronunciado para o aço CONV, o qual apresentou valores médios superiores a 350 HV1 para as maiores velocidades de resfriamento;
- (ii). independente da condição simulada estudada e da região avaliada, o aço CONV apresenta os maiores valores de dureza em relação ao aço UHHIW;
- (iii). particularmente para o aço UHHIW, percebe-se uma redução dos valores de dureza em relação ao metal de base para as menores velocidade de resfriamento. Para a condição 0,5°C/s observou 3% de amaciamento na região simulada e 9% na ZAC. Já para a condição de 1,2°C/s foi observado amaciamento somente na ZAC de 8,2%;
- (iv). Na figura 5.14 são evidenciadas as diferenças entre os valores de dureza quando comparado o aço CONV com o aço UHHIW em função da alteração da velocidade de resfriamento. Observa-se que o aço CONV apresenta valores de dureza, em toda a região simulada, superiores a 350HV para a condição de maior velocidade de resfriamento. Além disso, na condição de menor velocidade de resfriamento é possível observar a região onde ocorreu o amaciamento do aço UHHIW, regiões as quais, por estarem próximas as garras de cobre, foram submetidas a temperaturas de pico inferiores a 1100°C.

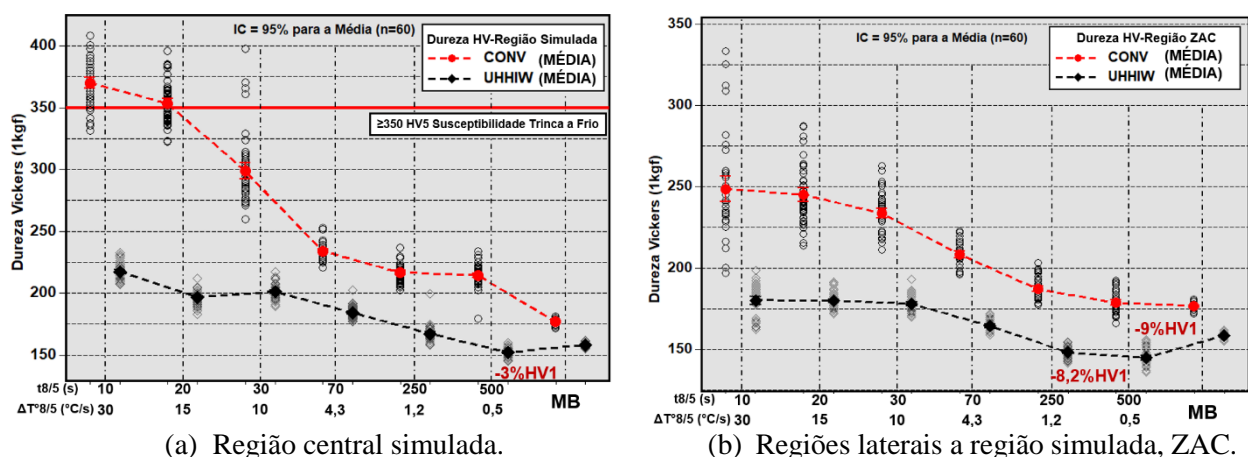


Figura 5.13. Distribuição dos valores de dureza via *software* minitab® na região simulada e na ZAC para algumas condições simuladas da GGZAC no equipamento Gleeble®.

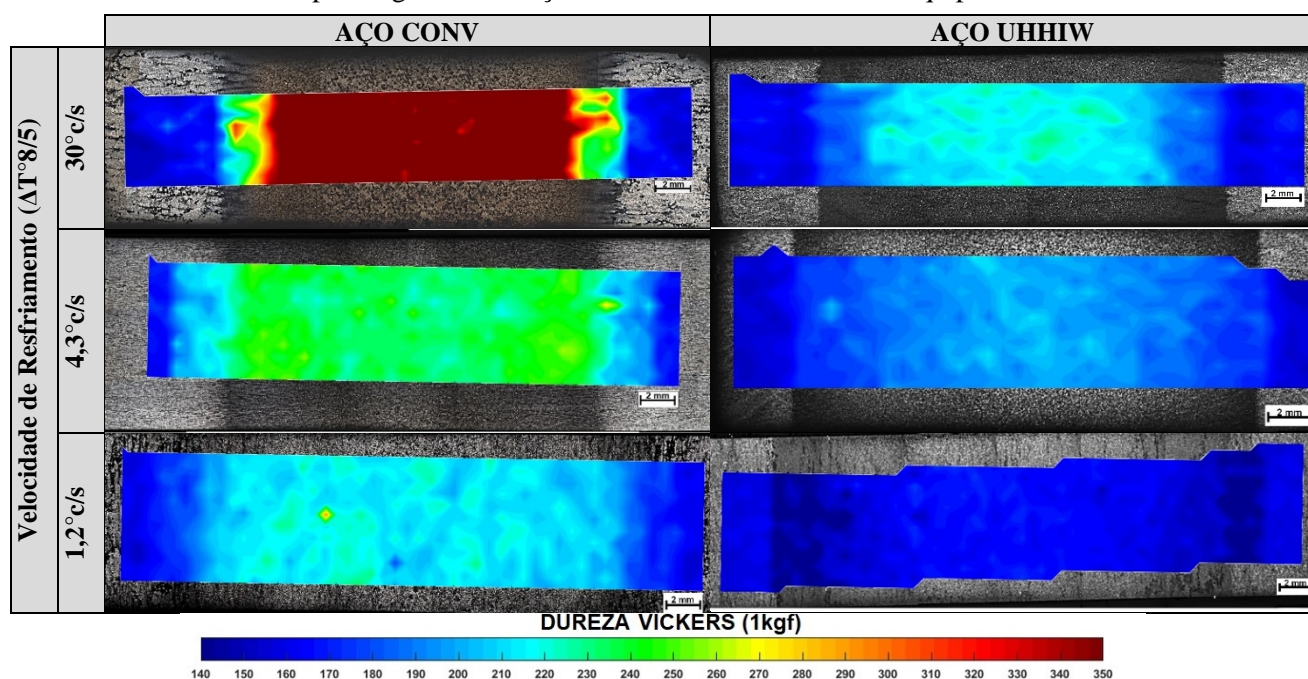


Figura 5.14. Mapas de dureza Vickers construídos via *software* Matlab® realizados longitudinalmente ao CP de algumas condições simuladas da GGZAC no equipamento Gleeble®.

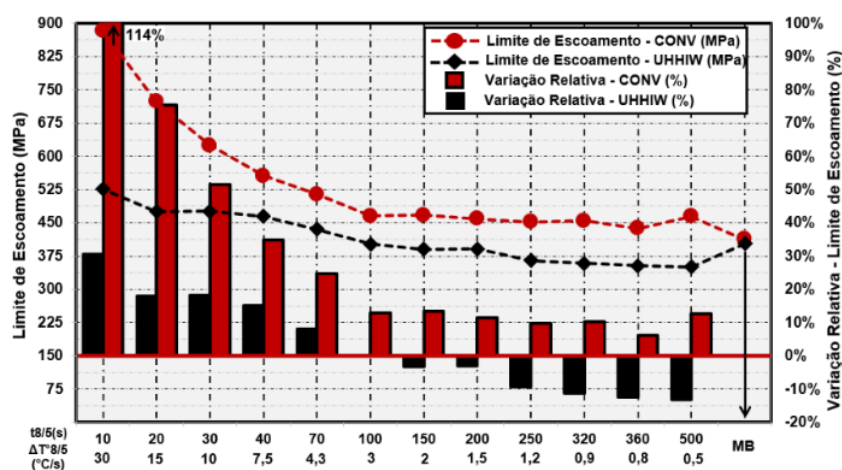
No caso dos aços estruturais/navais produzidos por laminação controlada seguida por resfriamento acelerado, parte da resistência mecânica é obtida através de transformações microestruturais, endurecimento por aumento da densidade de deslocamentos e refino de grão da ferrita proeutetóide. Dessa forma, quando aços TMCP são submetidos a ciclos térmicos de soldagem que proporcionam lentas velocidades de resfriamento, como o caso da soldagem com elevado aporte de calor, há a redução dos valores de dureza e, como será apresentado a seguir, das propriedades em tração em uma faixa da ZAC devido a perda de parte do endurecimento adquirido na etapa de resfriamento acelerado. Essa parcela não pode ser restaurada devido aos



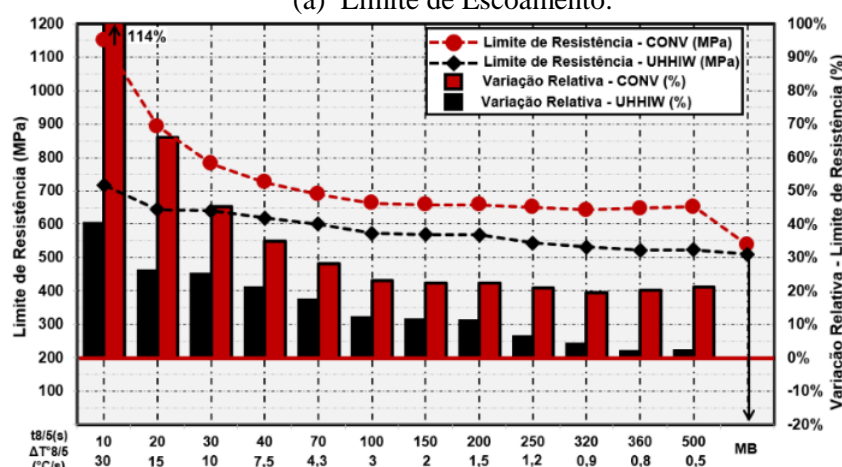
baixos teores de carbono e valores de carbono equivalente, impossibilitando a formação de microestruturas de maior resistência mecânica<sup>(11,36,41,74)</sup>. Esse fenômeno é conhecido como amaciamento por transformação onde a microestrutura metaestável dos aços TMCP, quando exposta a temperaturas superiores a  $A_1$ , são alteradas irreversivelmente. Durante o resfriamento subsequentes, a austenita formada transforma em constituintes com menor densidade de defeitos e com maior tamanho de grão e, portanto, de menor resistência mecânica<sup>(66)</sup> quando comparado ao MB original. Além disso, os fenômenos de recuperação e recristalização são favorecidos em temperaturas superiores a  $A_1$  resultando na redução da parcela de resistência adquirida através da densidade de deslocamentos. Já para o aço CONV esse efeito é menos significativo devido ao seu maior carbono equivalente e maior crescimento de grão, o que lhe confere uma maior temperabilidade local.

Por fim, vale ressaltar que, apesar da presença de uma certa região amaciada, o aço UHHIW apresenta-se menos sensível a elevação da velocidade de resfriamento quando comparado com o aço CONV o qual apresentou aumentos de dureza superiores a 100HV1 para  $\Delta T^{8/5} > 4,3^\circ\text{C/s}$ . Na figura 5.15 são apresentados os resultados das propriedades em tração, para os dois materiais, realizados nos CPs simulados nas diferentes condições avaliadas no equipamento Gleeble®. Analisando a figura 5.15 é possível afirmar que:

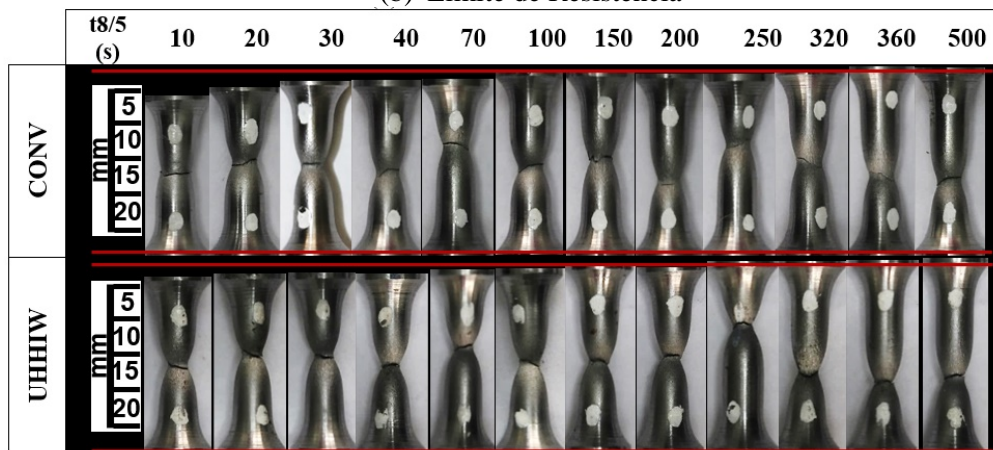
- (i). No caso do aço CONV, o aumento da velocidade de resfriamento provoca uma elevação dos valores tanto do LE quanto do LR;
- (ii). Observou-se que o aço CONV, para as condições entre 0,5 e 2  $^\circ\text{C/s}$ , apresentou uma elevação do LE de 13% (464 MPa) e 14% (467 MPa) e do LR de 21% (652 MPa) e 22% (659 MPa) em relação ao metal de base (LE= 412 MPa & LR = 538 MPa);
- (iii). Ainda para o aço CONV, para as velocidades de resfriamento superiores a 7,5 $^\circ\text{C/s}$ , tanto o LE quanto o LR aumentaram em 45% em relação aos resultados do metal de base chegando a 114% (LE = 882 MPa & LR = 1150 MPa) na condição de maior velocidade de resfriamento, 30 $^\circ\text{C/s}$ ;
- (iv). No caso do aço UHHIW, para as velocidades de resfriamento entre 0,5 e 2  $^\circ\text{C/s}$ , observou-se a redução do LE entre 12% (350 MPa) e 3% (390 MPa) em relação ao metal de base (403 MPa). Tal fenômeno foi menos significativo para o LR desse material;
- (v). O aumento da velocidade de resfriamento entre 3 e 15 $^\circ\text{C/s}$ , é acompanhado por uma elevação LE, porém, não superando 20% (475 MPa) do valor do metal de base UHHIW;
- (vi). Qualitativamente observa-se a redução do alongamento, figura 5.14 (c), com o aumento da velocidade de resfriamento, especialmente para o aço CONV;
- (vii). Assim como nos ensaios de dureza Vickers, o aço CONV apresenta uma maior sensibilidade à variação da velocidade de resfriamento quando comparado com o aço UHHIW.



(a) Limite de Escoamento.



(b) Limite de Resistência



(c) Região de ruptura dos CPs de tração.

Figura 5.15. Limite de escoamento e de resistência para o aço CONV e UHHIW em todas as condições da GGZAC simuladas no equipamento Gleeble®.

O aumento das propriedades em tração observado principalmente para o aço CONV está diretamente relacionado com o aumento da fração volumétrica dos constituintes microestruturais formados a baixas temperaturas devido ao aumento da velocidade de resfriamento. Como já demonstrado nos resultados dos ensaios dilatométricos, item 5.2.2, para

as menores velocidades de resfriamento, o aço CONV apresenta uma quantidade considerável, superior a 70%, de produtos gerados em temperaturas intermediárias os quais apresentam finas placas laterais de ferrita, MAC (martensita-austenita-carbonetos) com segunda fase entre essas placas, e uma maior densidade de deslocamentos<sup>(129)</sup> conferindo ao material uma maior resistência mecânica quando comparado a microestrutura original do MB, ferrita poligonal bandeada com perlita fina.

Para as velocidades de resfriamento superiores a 3 °C/s, condições com aumento substancial do LE (superior a 20%), o aço CONV apresenta a formação de martensita, item 5.2.2, a qual apresenta um aumento da sua fração volumétrica em detrimento a ferrita proeutetóide com o aumento da velocidade de resfriamento. Para a condição de 30°C/s, na qual o LE e LR aumentaram 114% em relação aos valores do MB, o aço CONV apresenta uma microestrutura totalmente diferente da sua original, com aproximadamente 11% de martensita e cerca de 83% de produtos intermediários, figura 5.7.

Como já comentado anteriormente, o aço UHHIW apresenta redução de dureza para as menores velocidades de resfriamento devido, principalmente, as alterações microestruturais geradas nessas condições. Para a condição de 1,2°C/s, na qual foi observado redução dos valores de dureza e de LE, o mapeamento de dureza Vickers da figura 5.16 revela que a extensão da região amaciada é considerável, 5,4 mm, e que a mesma também foi amostrada pela base de medida, 35 mm, utilizada para a confecção dos CPs de tração. Nessa região predomina a presença de ferrita poligonal e perlita fina diferente da microestrutura do material de base e da região simulada. Segundo Denys<sup>(65)</sup>, a diferença de resistência mecânica entre regiões adjacentes potencializa a concentração de tensões e, dessa forma, a ocorrência de deformações naquela de menores valores de dureza. Por outro lado, segundo a literatura<sup>(3)</sup>, para que a região amaciada exerça efeitos negativos em uma junta soldada real, a mesma deve exceder 25% da espessura do material. Além disso, alguns trabalhos da literatura<sup>(3,36,65-69)</sup> demonstram que o amaciamento da ZAC não afeta significativamente a performance de uma junta soldada real de aços estruturais TMCP como, por exemplo, a sua vida em fadiga. Porém, a avaliação do efeito dessa região nas propriedades de um componente soldado é complexa e depende da interação de fatores como as características de propriedade mecânica do metal de solda, da ZAC e do metal de base associados às restrições e qualidade do cordão de solda, os quais são difíceis de serem observados em ensaios laboratoriais convencionais. Segundo Denys<sup>(65)</sup>, a forma correta para a realização de estudos dessa natureza é utilizar corpos de prova de grande dimensões (*wide plate specimen test*) o qual possibilita a interação mútua das propriedades das diversas regiões de uma junta soldada e, dessa forma, a determinação do desempenho global da estrutura. Por outro lado



a realização desse tipo de ensaio demanda a utilização de equipamentos de grande capacidade de carregamento os quais são onerosos e de difícil disponibilidade.

Uma maneira de se minimizar o efeito do amaciamento é confeccionar juntas soldadas com metal de solda (MS) *overmatching* (MS com resistência mecânica superior ao MB) as quais possuem uma menor probabilidade de apresentar problemas relacionados a esse fenômeno em comparação a juntas soldadas com MS *undermatching* (MS com resistência mecânica inferior ao MB)<sup>(65)</sup>. Uma outra estratégia adotada pela maioria das empresas produtoras de aços TMCP, a qual também foi aplicada durante a concepção do aço UHHIW, é produzir materiais com propriedades em tração superiores ao mínimo especificado visando a “compensação” de um eventual redução de dureza do material durante a sua aplicação.

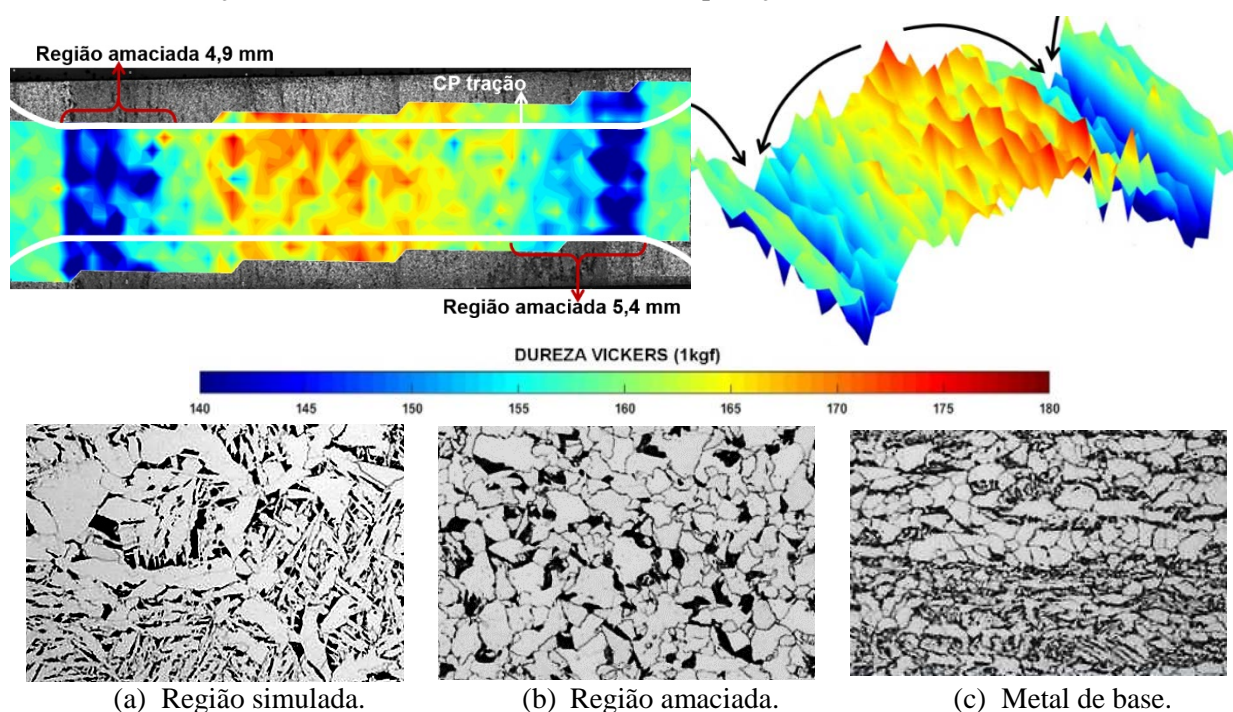


Figura 5.16. Mapeamento de dureza Vickers (1kgf) realizado na da condição 1,2°C/s do aço UHHIW e construído via *software* Matlab®. Regiões amaciadas (setas em vermelho); CP de tração (desenho esquemático em branco). Microestrutura após ataque com reativo químico nital 4%.

Na figura 5.17 é apresentado os resultados de tenacidade Charpy-V realizada em dois CPs para todas as condições de simulação em ambos os aços. O principal objetivo desses ensaios foi realizar uma comparação qualitativa dos dois materiais e tentar determinar a faixa de velocidade de resfriamento (aporte de calor) em que cada aço avaliado apresenta os “melhores” resultados. Uma vez que os valores de tenacidade obtidos de CPs simulados termomecânicamente são, na maioria dos casos, inferiores aos resultados observados em juntas soldadas reais<sup>(13,41,56,65,105)</sup>, foi escolhida uma temperatura de ensaio (-10°C) superior a especificada (-40°C) para os materiais em questão para estabelecer condições menos frágeis viabilizando, dessa forma, uma possível

comparação entre os materiais e a determinação da faixa ideal de trabalho. Uma forma mais coerente para a execução de tal metodologia seria a determinação da temperatura de transição dos aços estudados em avaliações preliminares, porém devido a limitação de números de CPs, recursos e tempo, optou-se por utilizar arbitrariamente a temperatura de  $-10^{\circ}\text{C}$ . Vale ressaltar que para esses ensaios não foram realizadas análises da superfície de fratura e as considerações microestrutural foram feitas com base nos resultados dilatométricos já abordados. De acordo com os resultados é possível dizer que:

(i) Em todas as condições avaliadas o aço UHHIW apresenta valores de tenacidade superiores aos observados para o aço CONV;

(ii) Nas condições mais lentas de resfriamento nota-se uma maior dispersão dos valores para o aço UHHIW. Uma vez que a região central simulada apresentou uma extensão favorável<sup>(133,134)</sup>, maior que 10,0 mm, formando um volume considerável de microestrutura na qual deseja-se estudar, tal espalhamento, também observado em outros trabalhos da literatura<sup>(7,11,65)</sup>, foi atribuído a maior fração de ferrita de contorno de grão e perlita, conforme demonstrado nos resultados dilatométricos realizados nessas condições de ensaio. Segundo a literatura<sup>(56,77)</sup>, a ferrita de contorno de grão geralmente é “caminho” preferencial para propagação de trincas, por não apresentarem desvio apreciável para a propagação de fratura por clivagem, porém, no caso do aço UHHIW, o efeito negativo desse constituinte, aparentemente, é balanceado (visto que os menores valores observados são superiores a 70 J) pelos menores tamanhos de grãos da austenita prévia e menor probabilidade de formação do constituinte frágil MA, que foi qualitativamente abordado nos resultados dos ensaios dilatométricos e que será melhor explorado na próxima seção. Um outro fator que deve ser levado em conta quando se realiza ensaios de impacto Charpy-V é com relação a pouca agudez do entalhe, que aumenta o volume de material exposto a tensão normal máxima, e ao fato desse ensaio medir, ao mesmo tempo, energia de iniciação e de propagação de fratura<sup>(134)</sup>;

(iii) Ainda para o aço UHHIW, com o aumento da velocidade de resfriamento há uma redução da dispersão. Nesse caso é possível que os melhores valores de tenacidade observados entre 2 e  $15^{\circ}\text{C/s}$  estejam associados ao contínuo aumento dos constituintes FSN e FWI, que apresentam boa tenacidade<sup>(5,56,76)</sup> em detrimento aos constituintes grosseiros ferrita de contorno de grão e a ferrita com segunda fase alinhada conforme descrito no item 5.2.2;

(iv) Para a maior velocidade de resfriamento,  $30^{\circ}\text{C/s}$ , observa-se uma redução dos valores de tenacidade do aço UHHIW. Acredita-se que essa redução ocorreu devido ao aparecimento da martensita, item 5.2.2, para essa condição. O efeito deletério da martensita na ZAC é por potencializar a nucleação de trincas por clivagem em regiões adjacentes de menor dureza, onde

a deformação tende a se concentrar, mesmo em situações em que esse constituinte apresenta-se em pequena quantidade<sup>(75)</sup>;

(v) Para as menores velocidades de resfriamento, entre 0,5 e 1,2 °C/s, o aço CONV apresenta-se completamente frágil, sendo a clivagem intergranular o mecanismo dominante da propagação da fratura. Essas condições de menor tenacidade é atribuída ao maior tamanho de grão da austenita prévia, uma maior quantidade de ferrita com segunda fase alinhada, item 5.2.2, e uma maior probabilidade de formação de constituintes MA como será abordado a seguir;

(vi) As melhores condições observadas para o aço CONV foram aquelas entre 1,5 e 4,3 °C/s. Uma vez que nos resultados dilatométricos não foram observadas alterações microestruturais significativas entre essas velocidades de resfriamento, acredita-se que esses melhores resultados de tenacidade estão associados a tendência de menor formação de MA com o aumento da velocidade de resfriamento<sup>(80,81)</sup> e a formação de constituintes cada vez mais aciculares e menos grosseiros como, por exemplo, a ferrita de Windmanstätten intragranular de boa tenacidade;

(vii) A partir de 4,3 °C/s há novamente uma queda nos valores dos ensaios de tenacidade Charpy-V. Para essas condições há um aumento da fração de martensita, o que pode ter contribuído para a redução dos valores de tenacidade porém, superiores aos resultados observados para as velocidades de resfriamento menores que 1,2°C/s o que, possivelmente está associado ao menor tamanho de grão da austenita previa devido a maior velocidade de resfriamento.

Por fim, é possível inferir que o aço CONV apresenta um melhor comportamento entre as velocidades de resfriamento 1,5 e 4,3 °C/s, podendo ser uma faixa adequada para a aplicação desse material. Já o aço UHHIW possui maiores valores de tenacidade em todas as condições, apresentando uma tendência de melhor comportamento entre 2 e 15°C/s de velocidade de resfriamento.

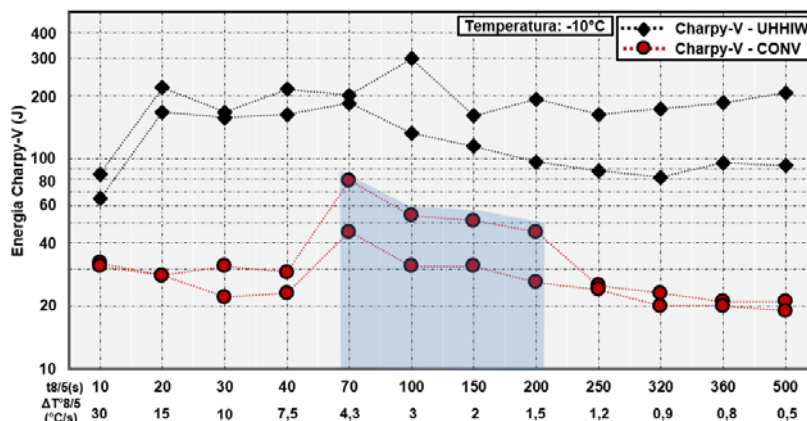
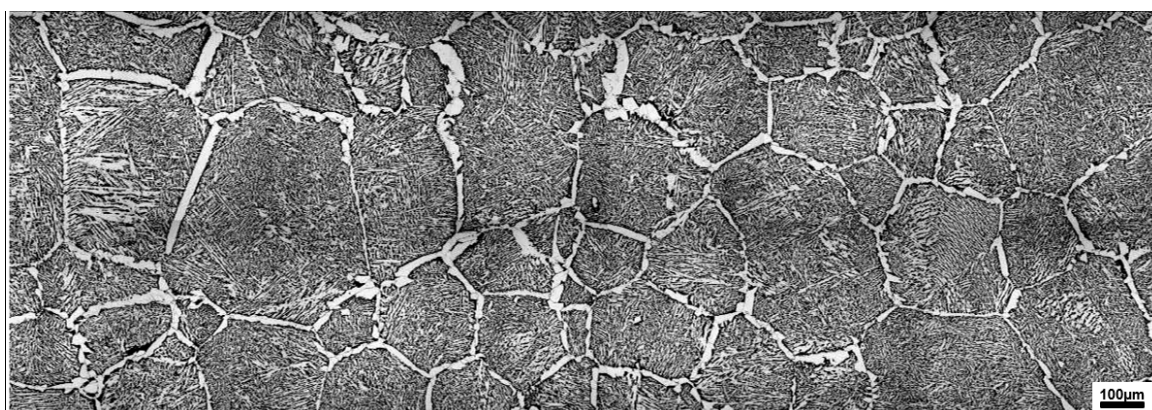


Figura 5.17. Resultados do ensaio de tenacidade Charpy-V realizado nas diferentes velocidades de resfriamento para os aços CONV e UHHIW.

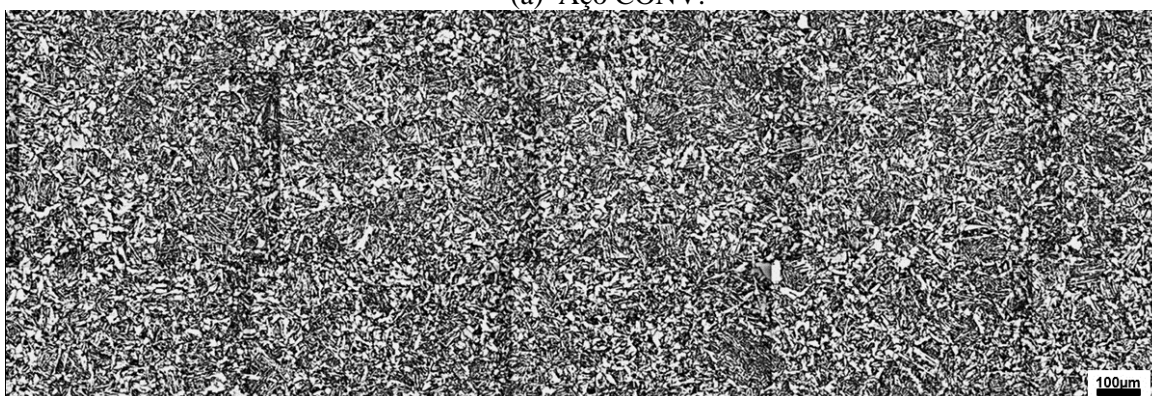
### 5.3.3 Avaliação do Efeito do Maior Aporte de Calor no Crescimento de Grão, nas Transformações Microestruturais e na Formação do Constituinte MA

Com o objetivo de avaliar a influência do maior aporte de calor no crescimento de grão, nas transformações microestruturais, na formação do constituinte MA e, dessa forma, na tenacidade ao impacto Charpy-V, foi reproduzido, via Gleeble®, cinco CPs da região de GGZAC aplicando o ciclo térmico de 0,5°C/s de velocidade de resfriamento.

Em quatro CPs foram realizados os ensaios de impacto Charpy-V na temperatura especificada para os aços em questão, -40°C. Já o CP restante foi utilizado para a realização das análises metalográficas na seção transversal ao plano abaixo da região onde foi soldado o termopar TC1. Na figura 5.18 é apresentada a microestrutura observada via MO e após ataque com reativo químico nital 4% da região simulada para os dois aços avaliados. Analisando as figuras é evidente que o aço TMCP UHHIW possui um menor tamanho de grão da austenita prévia (TG $\gamma$ ), determinado através da FC, em comparação com o aço CONV, quando ambos são submetidos à mais lenta velocidade de resfriamento, 0,5°C/s.



(a) Aço CONV.



(b) Aço UHHIW.

Figura 5.18. Metalografia via MO na GGZAC simulada. Velocidade de resfriamento de 0,5°C/s. Ataque: nital 4%.

O conhecimento do tipo de distribuição do tamanho de grão ferrítico e/ou da TG $\gamma$  possibilita o entendimento de certas propriedades do material, como a sua resistência a tração e tenacidade, além de características como resistividade elétrica e magnética. O raciocínio de Hall<sup>(30)</sup> e

Petch<sup>(31)</sup> que correlaciona o tamanho médio do grão com as propriedades em tração e tenacidade só é utilizado de forma mais correta para distribuições parametrizada unimodal (Normal/Gaussiana), na qual é possível determinar valores estatísticos como média e desvio padrão. Para distribuições não parametrizadas do tipo Log-normal ou bimodal onde uma pequena fração de grãos grosseiros tem significativo efeito na tenacidade<sup>(136)</sup>, não é correto seguir essa mesma abordagem, uma vez que o tamanho de grão médio não representa adequadamente a resposta física de distribuições heterogêneas. Materiais com distribuições de grão que não seguem o formato unimodal, tem as suas propriedades, especialmente a tenacidade, fortemente influenciada pelos maiores tamanhos de grãos<sup>(137,138)</sup>. Segundo esses autores, a tensão de fratura é reduzida devido a influência dos maiores grãos, mesmo esses presentes em uma pequena fração, entre 5 a 10%, em relação a toda a distribuição (área total ocupada pelos maiores grãos é considerável em relação a área analisada).

Dessa forma, se faz importante determinar qual distribuição pertence determinada amostra de grãos de determinado material<sup>(139,140)</sup>.

Para avaliar quantitativamente a diferença do tamanho de grão da austenita prévia entre os dois aços foi realizada a medição dos  $TG\gamma$  em toda a seção transversal dos CPs mostrados na figura 5.18. Na figura 5.19 é apresentado o resultado dessas medições. Após a medição da área dos grãos da austenita prévia, os dados obtidos foram analisados no *software* Minitab® e submetidos ao teste de qualidade de ajuste de Anderson-Darling que, para valores de  $p$  maiores que 0,005, sugere para qual distribuição de probabilidade os dados se ajustam melhor<sup>(141,142)</sup>. Os gráficos de probabilidade, figura 5.19 (b) e (d), incluem pontos percentuais para as probabilidades correspondentes de um conjunto ordenado de dados. A linha do meio é o percentil esperado da distribuição com base em estimativas de parâmetros de máxima verossimilhança. As linhas esquerda e direita representam os limites inferior e superior para os intervalos de confiança de cada percentil. Para ambos os aços, o  $TG\gamma$  segue uma distribuição não parametrizada (valores  $p < 0,005$  para o teste de normalidade) do tipo log-normal ( $p = 0,135$  para o aço UHHIW e  $p = 0,138$  para o aço CONV) para 95% de intervalo de confiança (IC). Isso significa que o  $TG\gamma$  dos dois materiais, na condição de menor velocidade de resfriamento, obedece a uma distribuição heterogênea, com uma assimetria à direita, ou seja, uma grande fração de grãos menores em relação a uma pequena fração de grãos muito maiores.

Para facilitar a visualização e comparação dos dois aços foi construído o gráfico apresentado na figura 5.20, no qual é possível verificar que o aço UHHIW apresenta cerca de 79% da distribuição do  $TG\gamma$  menores que  $30000 \mu\text{m}^2$  ao contrário do aço CONV que apresentou mais da metade dos grãos medidos superiores a  $60000 \mu\text{m}^2$ . Na figura 5.20 (b) é possível observar que 10% da fração dos maiores  $TG\gamma$  do aço CONV é maior que duas vezes o  $TG\gamma$  do aço UHHIW,



o que pode ser um dos motivos para a menor tenacidade desse material devido a possível redução de sua tensão de fratura.

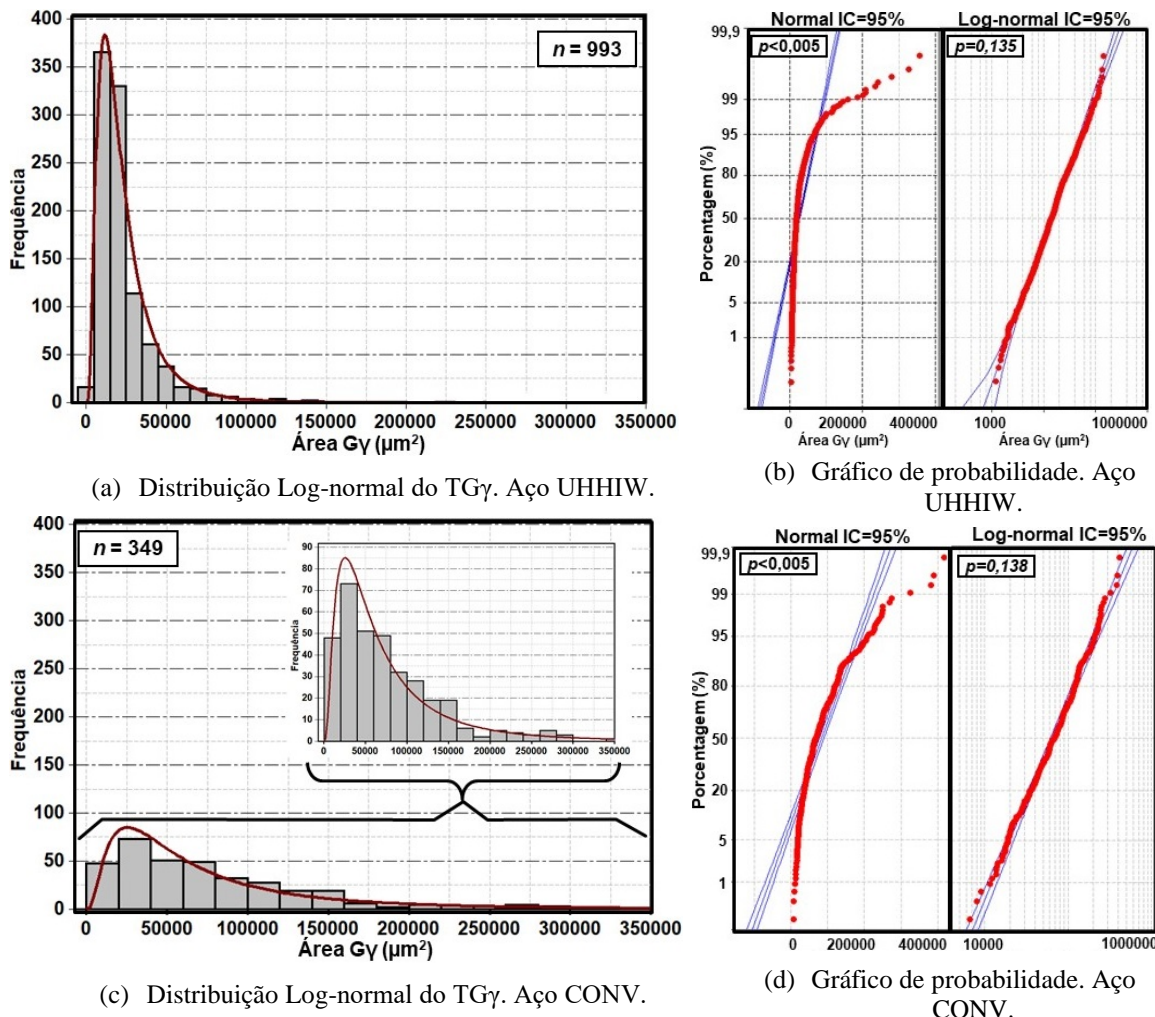


Figura 5.19. Análise da área dos TG $\gamma$  na GGZAC dos aços UHHIW e CONV. Velocidade de resfriamento de 0,5°C/s.

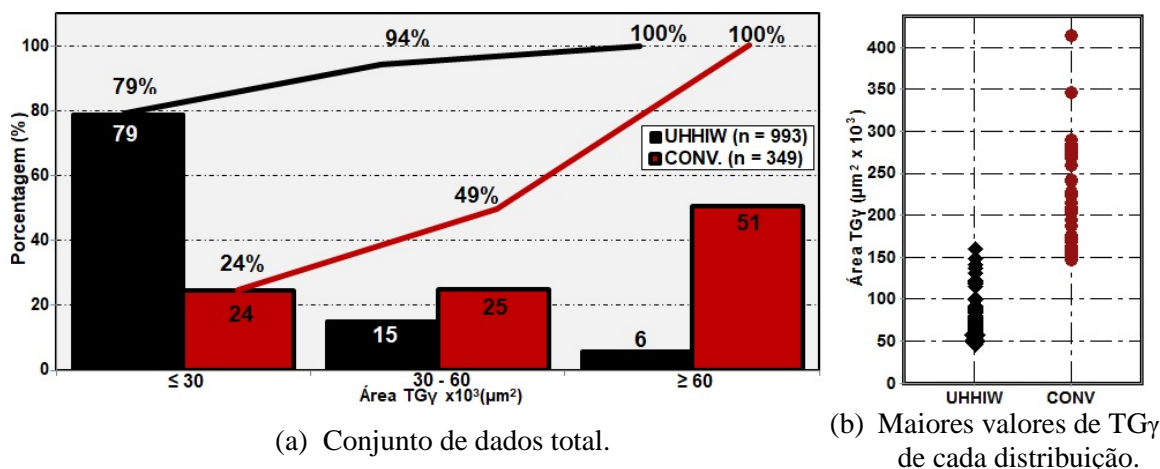


Figura 5.20. Comparativo das distribuições do TG $\gamma$  observados na GGZAC obtida com velocidade de resfriamento de 0,5°C/s para o aço UHHIW e CONV.



Na tabela V.6 e na figura 5.21 é apresentado o resultado das frações volumétricas dos constituintes. Para tal foi realizada a quantificação dos constituintes via MO e após ataque com nital 4%, através da contagem de pontos (interceptos), segundo a norma ASTM E 562-89<sup>(116)</sup>. Utilizou-se uma malha de 25 pontos para um aumento de 200X. Calculou-se um intervalo de confiança de 95% para os valores de fração volumétrica de cada constituinte. Para cada amostra, foram realizadas 100 aplicações da malha, resultando na contagem de 2500 pontos por amostra. É possível verificar que o aço UHHIW apresenta uma maior quantidade de ferrita proeutetóide (FP),  $80\pm 3\%$ , distribuídas entre a ferrita de contorno de grão (FC) e a ferrita poligonal intergranular (FPI) e uma menor quantidade de perlita fina (P),  $8\pm 3\%$ , e de produtos transformados em temperaturas intermediárias (PTI),  $12\pm 1\%$ .

Já o aço CONV apresenta uma microestrutura predominantemente formada pelos constituintes PTI,  $81\pm 2\%$ , sendo as ferritas com segunda fase alinhada (FSA) e não alinhada (FSN) correspondendo por mais de 60% da fração volumétrica. Tais constituintes são considerados como deletérios a tenacidade da GGZAC, especialmente quando formados em condições de elevado aporte de calor. A perlita apresenta-se em quantidades inferiores a 2%.

Os resultados da quantificação metalográfica apresentados na tabela V.6 e na figura 5.21 confirmam os resultados já apresentados nos ensaios dilatométricos para as baixas velocidades de resfriamento.

TABELA V.6 – Fração volumétrica dos microconstituintes presentes na GGZAC simulada. Intervalo de confiança = 95%.

AÇO	FP		PTI			P
	FC	FPI	FWI	FSN	FSA	
UHHIW	$25\pm 3\%$	$55\pm 3\%$	$0,1\pm 0,1\%$	$6\pm 1\%$	$6\pm 1\%$	$8\pm 1\%$
CONV	$14\pm 1\%$	$3\pm 1\%$	$12\pm 2\%$	$39\pm 2\%$	$30\pm 2\%$	$1\pm 1\%$

FP: Ferrita Proeutetóide; PTI = Produto de Transformação em Temperatura Intermediária; FC = Ferrita de Contorno de Grão; FPI = Ferrita Poligonal; FWI: Ferrita de Widmanstätten Intragranular; FSN: Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada; FSA: Ferrita com Segunda Fase Alinhada; P: Perlita.

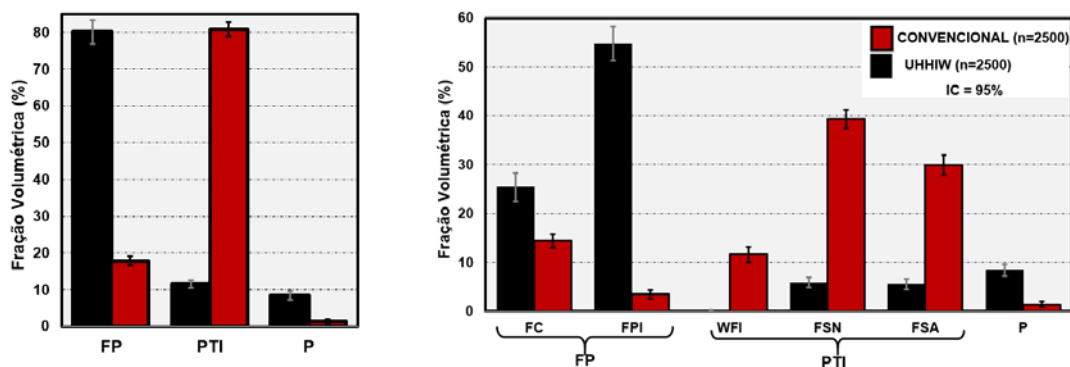


Figura 5.21. Fração volumétrica dos microconstituintes na GGZAC simulada. Velocidade de resfriamento de  $0,5^{\circ}\text{C/s}$ . Método do intercepto ASTM E562-89, malha: 25 pontos.

Na figura 5.22 são apresentados os resultados do ensaio de impacto Charpy-V. Observa-se que os resultados do aço UHHIW ( $183 \pm 31$  J) são muito superiores aos obtidos para o aço CONV ( $16 \pm 5$  J) quando submetidos às mesmas condições de simulação e de temperatura de ensaio. Ainda na figura 5.22 observa-se que todos os CPs do aço UHHIW apresentam um início de fratura predominantemente dúctil (área dúctil na superfície de fratura dos CPs UHHIW:  $39 \pm 4\%$ ), uma região intermediária, centro dos CPs, com aspecto cristalino (área cristalina na superfície de fratura dos CPs UHHIW =  $53 \pm 6\%$ ) e um término fibroso, característico do rasgamento final da fratura (área rasgamento final na superfície de fratura dos CPs UHHIW =  $7 \pm 2\%$ ) acompanhado por uma considerável expansão lateral ( $1,7 \pm 0,2$  mm;  $17 \pm 2\%$ ). Já os CPs do aço CONV apresenta um aspecto de fratura predominantemente cristalina, sem evidência de regiões dúcteis e nem expansão lateral.

Analisando as superfícies de fratura via MEV, apresentadas na figura 5.23, é possível observar que na região imediatamente abaixo da ponta do entalhe, região de iniciação da fratura, o aço UHHIW apresenta modo de fratura do tipo dúctil com a presença de inúmeros *dimples*, indicando uma redução na energia de propagação da fratura provocada, possivelmente, pela maior quantidade de desvios da trinca em função do seu menor  $TG\gamma$ . Nessa mesma região, o aço CONV apresenta facetas de clivagem (FC) ( $\bar{x}_{FC CONV} = 4386 \pm 129 \mu m^2$ ;  $n=33$ ), indicando a característica frágil da microestrutura desse aço quando submetido a condição de  $0,5^\circ C/s$  de resfriamento. Já na região central dos CPs do aço UHHIW a fratura apresenta aspecto misto, ou de quase-clivagem, com microcavidades (*dimples*) intercaladas com facetas de clivagem. No caso do aço CONV o centro dos CPs apresenta-se frágil, com algumas facetas de clivagem de grandes dimensões (maiores FC na fratura dos CPs do aço CONV  $\bar{x}_{FC CONV} = 41791 \pm 491 \mu m^2$ ;  $n=12$ ) além de trincas secundárias em planos ortogonais a fratura.

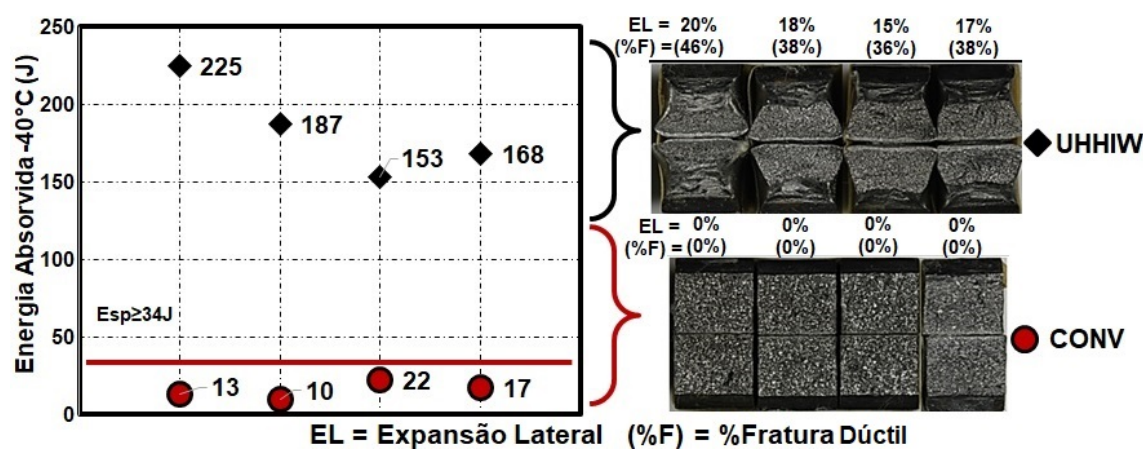


Figura 5.22. Resultados do ensaio de impacto Charpy-V realizados nos CPs da GGZAC simulados na Gleeble® na condição de  $0,5^\circ C/s$ . Temperatura ensaio:  $-40^\circ C$ .



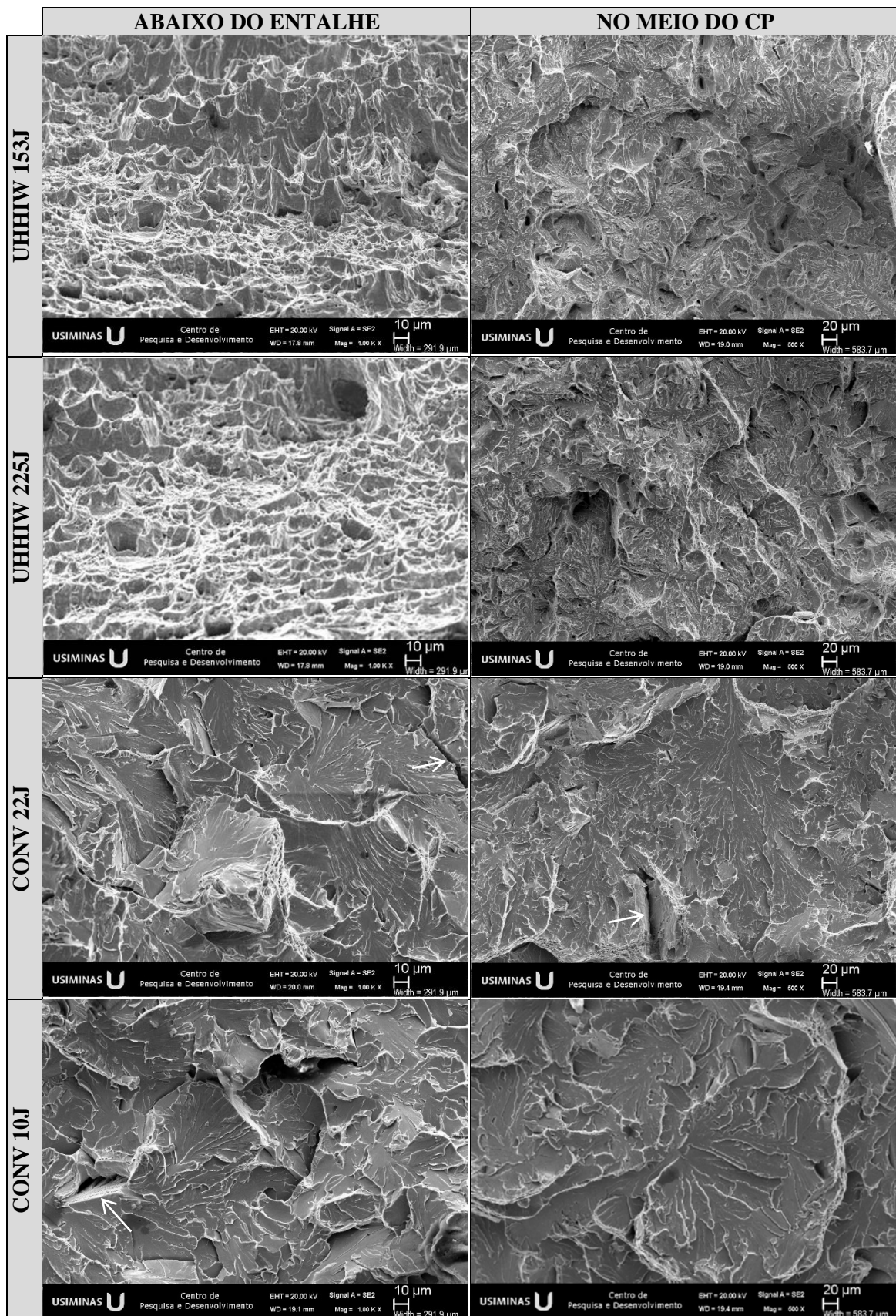


Figura 5.23. Superfície de fratura de alguns CPs de Charpy-V da GGZAC simulados na Gleeble® na condição de 0,5°C/s observados via MEV. Setas: trincas secundárias.

A tenacidade da GGZAC pode ser, basicamente, afetada devido a presença de um ou mais dos seguintes fatores: (i) grande tamanho de grão da austenita prévia ( $TG\gamma$ ); (ii) matriz formada por ferrita com segunda fase alinhada (FSA) grosseiras; (iii) precipitação de elementos microligantes; (iv) presença do constituinte frágil MA e; (v) fatores mecânicos .

Quando comparado o aço UHHIW com o aço CONV os melhores valores de tenacidade desse primeiro material se devem, principalmente, a dois fatores: (i) mecânico: para o aço UHHIW, na condição de 0,5 °C/s, observou-se uma redução do valor de limite de escoamento em relação ao valor obtido para o metal de base, contribuindo para a deformação plástica do material, mesmo nas condições de rápido carregamento do ensaio de impacto Charpy-V e, possivelmente, uma maior tensão de fratura em relação ao aço CONV, devido ao seu menor tamanho de grão da austenita prévia<sup>(137,138)</sup>; (ii) microestrutura: menor  $TG\gamma$  e a possível formação de contornos de sub-grão, reduzindo o tamanho de grão efetivo, atuando, dessa forma, como barreiras a propagação das trincas por clivagem. Além disso o aço UHHIW, devido ao seu menor teor de carbono e valor de carbono equivalente, proporciona a formação de constituintes de menor dureza e com uma menor fração de segunda fase dos constituintes FSA e FSN. Segundo a literatura<sup>(7,143)</sup>, FSA e FSN são microconstituintes frágeis, principalmente quando associados a grandes tamanhos de grãos da austenita prévia, devido aos seus contornos de baixo ângulo os quais não proporcionam importantes desvios na fratura, gerando facetas de clivagens planas, as quais reduzem a tenacidade do material<sup>(144)</sup>. No caso da soldagem com elevado aporte de calor e especialmente para os aços com maiores teores de carbono, a formação desses constituintes é potencializada com uma forte tendência de aumento no tamanho das suas colônias com uma segunda fase mais grosseira<sup>(145,146)</sup>.

Os grãos austeníticos da GGZAC, formados durante o rápido aquecimento provocado pelo ciclo térmico de soldagem, tendem a crescer afetando, dessa forma, a tenacidade da GGZAC. Basicamente, grãos austeníticos maiores provocam a redução da tenacidade devido: (i) a redução da tensão necessária para iniciação da fratura por clivagem<sup>(138,147)</sup>; (ii) a influência indireta deste fator na temperatura de transformação e no favorecimento da formação de constituintes intragranulares frágeis em função do aumento da temperabilidade local e; (iii) por não ser um obstáculo à propagação de eventuais trincas de clivagem por apresentar produtos de transformação com contornos de baixo ângulo.

Dessa forma, a inibição do crescimento de grão austenítico durante a soldagem é uma estratégia adotada para melhorar as propriedades a baixas temperaturas de juntas soldadas com elevados aportes de calor. Isso pode ser realizado através de mecanismos de ancoramento (efeito *pinning*) dos contornos que, geralmente, são realizados através da presença de finos precipitados coerentes e estáveis na matriz do metal de base. Para as composições químicas normalmente

utilizadas em aços estruturais, o método mais utilizado para refinar a microestrutura e a extensão da GGZAC e, dessa forma, melhorar a tenacidade da região soldada<sup>(148)</sup> é através da adição controlada de Ti para a formação de partículas de TiN finas, geralmente inferiores a 400 nm, coerentes e homogeneamente distribuídas na matriz, as quais são estáveis a elevadas temperaturas, sendo os precipitados mais efetivos no ancoramento dos contornos de grãos da austenita<sup>(8,10)</sup>. Segundo a literatura<sup>(72)</sup> para essa estratégia ser efetiva a relação Ti/N deve estar entre 2,00 e 3,4. Na figura 5.24 observa-se que o aço UHHIW possui uma relação Ti/N de 2,37, ao contrário do aço CONV que apresenta uma relação TI/N superior a 3,4 (relação estequiométrica) igual a 5,13. A precipitação de partículas grosseiras de TiN, maiores que 3  $\mu\text{m}$ , podem causar pontos localizados de tensões na matriz metálica, favorecendo a nucleação de trincas por clivagem<sup>(136)</sup>. Para avaliar a estabilidade dos precipitados possivelmente existentes na matriz dos aços avaliados foram realizadas simulações no equilíbrio termodinâmico com o auxílio do *software* ThermoCalc®. Conforme ilustrado nas figuras 5.25 (a) e (b), o aço UHHIW apresenta precipitados de TiN estáveis a partir de 1350°C justificando os menores TG $\gamma$  observados na GGZAC simulada do aço UHHIW em relação ao aço CONV. Apesar de todos os resultados apontarem para a efetividade do efeito *pinning*, tal afirmativa só poderia ser confirmada através da realização de análises por microscopia eletrônica de transmissão, as quais não fizeram parte do escopo desse trabalho.

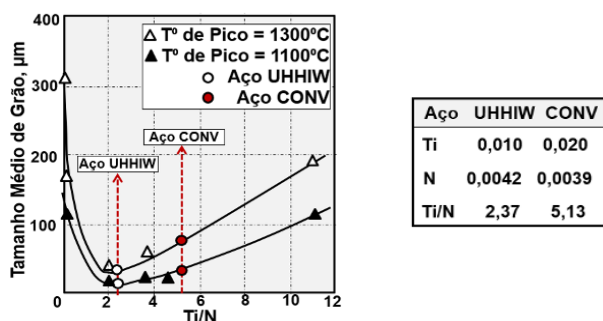


Figura 5.24. Ilustração do tamanho de grão austenítico na GGZAC em função da presença de precipitados do tipo TiN<sup>(72)</sup>.

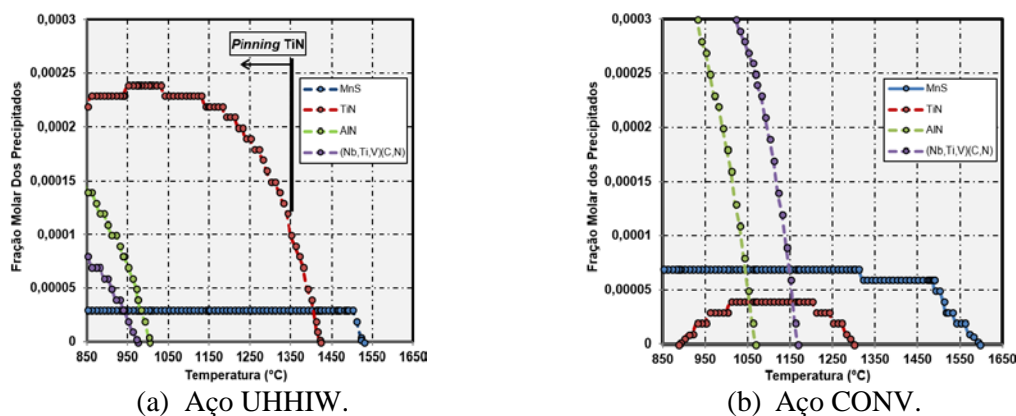


Figura 5.25. Precipitação de TiN no equilíbrio termodinâmico através do *software* ThermoCalc®.



Além do tamanho do grão austenítico, outro fator que contribuiu para os melhores resultados de tenacidade do aço UHHIW é a sua menor susceptibilidade à formação do constituinte frágil MA<sup>(7,8,10)</sup> devido ao seu menor teor de carbono. Segundo Ikawa<sup>(80)</sup> e Komizo<sup>(81)</sup>, materiais com maiores teores de carbono quando soldados com maiores aportes térmicos possuem uma maior tendência à formação desses microconstituintes. A presença do constituinte MA entre as placas dos microconstituintes FSA e FSN são pontos favoráveis para a nucleação de trincas, reduzindo a tensão de fratura do material e, dessa forma, facilitando a propagação instável da fratura<sup>(7,80,81)</sup>. A identificação do constituinte MA via microscopia óptica de forma a permitir a sua quantificação é um processo trabalhoso, principalmente pela dificuldade em distinguir o MA das demais regiões ricas em carbonetos. Quando utilizado o tradicional reativo químico nital 4% o MA pode ser confundido com carbonetos, quando apresenta-se na forma alongada, ou com agregado ferrita-carboneto quando estiver na forma poligonal. Na literatura é possível encontrar diversos trabalhos<sup>(149-153)</sup> que utilizam diferentes técnicas como ataque químicos eletrolíticos e aquecido (geralmente inferiores a 100°C) com diferentes tipos e combinações de reativos químicos para evidenciar o MA.

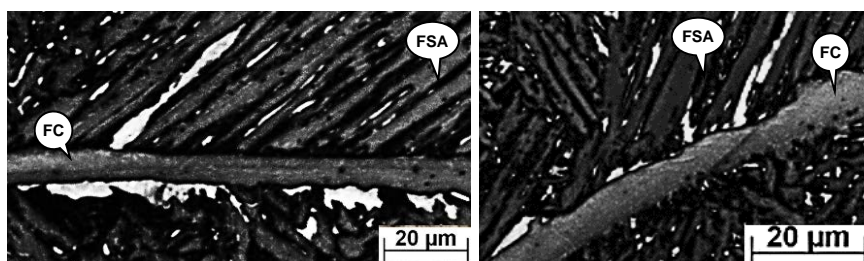
Para revelar o constituinte frágil MA, nesse trabalho foi utilizado ataque metalográfico combinado dos reativo picral (5 g de ácido pícrico em 95 ml de álcool etílico) seguido do metabissulfito de sódio (2 g de metabissulfito de sódio em 98 ml de água destilada). Foram realizados vários ataques preliminares e constatou-se que, para esse trabalho, o tempo de ataque foi a variável de maior influência na distinção do MA em relação aos carbonetos. Observou-se que para o ataque utilizando a primeira solução química, reativo picral, o tempo ideal de imersão foi semelhante para os dois aços e de aproximadamente 60 segundos. Já para o segundo reativo, metabissulfito de sódio, para realizar uma melhor diferenciação do MA em relação aos carbonetos, para o aço UHHIW foi necessário utilizar um tempo de imersão cerca de duas vezes maior (aproximadamente 120 s) do que o utilizado para o aço CONV (aproximadamente 60 s). Dessa forma, ficou evidente que para esse tipo de ataque químico ser efetivo na distinção do constituinte MA se faz necessário realizar avaliações preliminares para estabelecer os tempos corretos de ataque.

Na figura 5.26 são apresentados alguns exemplos da morfologia dos constituintes MA observados na GGZAC simulada do aço CONV. Basicamente, o MA se apresenta de três formas: (i) alongado e adjacente as ferritas de contorno de grão, figura 5.26(a); (ii) alongado na mesma direção das placas da ferrita do constituinte FSA, figura 5.26(b) e; (iii) poligonal e finas, cercadas por placas de ferrita do constituinte FSN, figura 5.26(c).

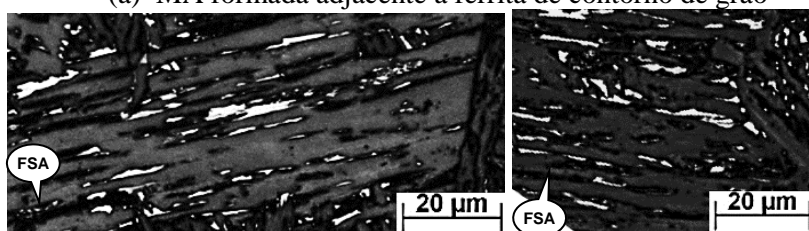
Qualitativamente, para o aço CONV, foi observado que o constituinte MA se apresenta preferencialmente alongado como segunda fase da FSA e em alguns lugares associado a ferrita



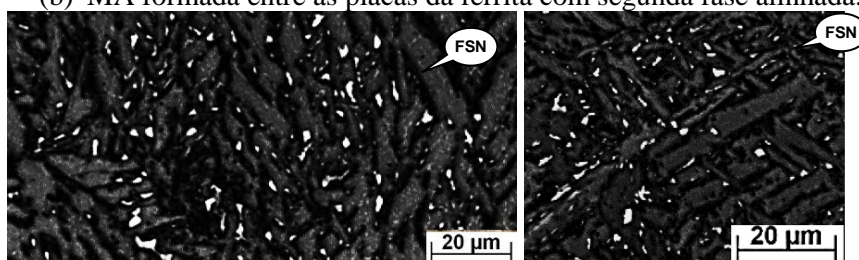
de contorno de grão. Para o aço UHHIW, quando presente, tal constituinte forma poligonalmente entre as placas de ferrita da FSN. Quando presente na forma alongada, o constituinte MA potencializa a nucleação de microtrincas na interface com as placas de ferrita da FSA ou com a FC devido a diferença de dureza entre as duas fases, provocando um estado triaxial de tensões e gerando elevada de tensões na interface ferrita/MA excedendo a resistência a fratura por clivagem da matriz ferrítica provocando, dessa forma, a fratura por clivagem com pouca deformação plástica. No caso da FSN, quando comparada com a fragilidade da FSA, a propagação da fratura por clivagem tende a ser dificultada devido ao maior grau de desorientação das placas de ferrita que circundam o constituinte MA. Apesar dessa característica cristalográfica, a FSN não deixa de ser um constituinte que apresenta uma certa fragilidade.



(a) MA formada adjacente a ferrita de contorno de grão



(b) MA formada entre as placas da ferrita com segunda fase alinhada.



(c) MA formada entre as placas de ferrita com segunda fase não alinhada.



(d) Aspécto geral das diferentes formas do constituinte MA.

Figura 5.26. Constituinte MA na GGZAC do aço CONV simulada na condição 0,5°C/s.

Na figura 5.27 é apresentado algumas das microestruturas nas quais o ataque combinado foi efetivo para evidenciar o constituinte MA com contraste suficiente para quantificá-lo por análise de imagens via *software ImageJ*. Observa-se que o aço CONV apresenta uma maior quantidade de MA quando comparado com o aço UHHIW sendo que, esse segundo constituinte frágil apresenta-se mais grosseira e adjacente a FC e no interior das FSA. Para o aço UHHIW o MA apresenta-se, na sua maioria, na forma poligonal localizando-se preferencialmente na FSN.

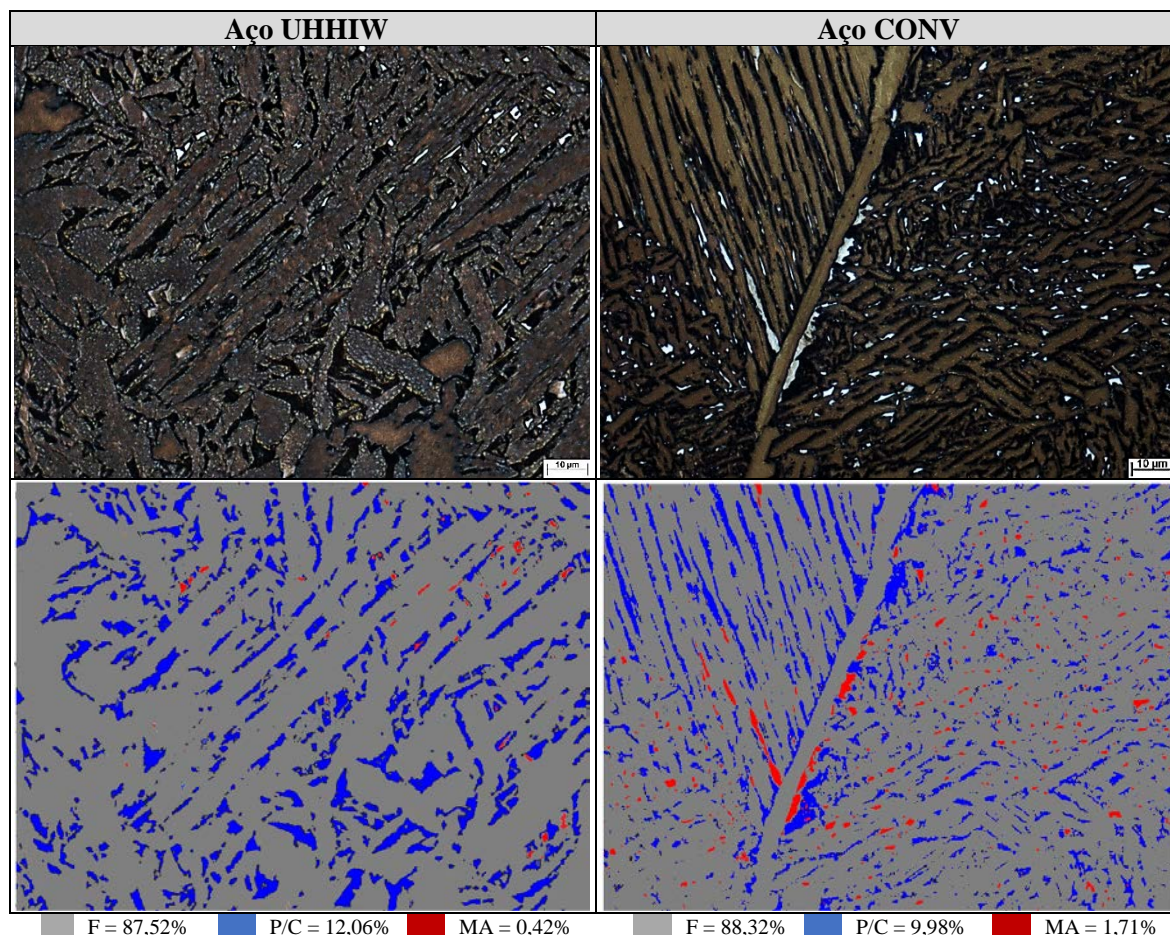


Figura 5.27. Análise metalográfica evidenciando o constituinte MA na RGG dos aços UHHIW e CONV. Ataque: picral (Solução 1) seguido do metabissulfito de sódio (Solução 2). F = placas de ferrita do constituinte FSA, FSN ou FC ou FPI; C/P = carboneto/perlita.

Nas Figuras 5.28 e 5.29 são apresentados alguns dos resultados da análise de imagem via *software ImageJ* para a quantificação do constituinte MA. Analisando esses resultados foi possível evidenciar que o material CONV apresenta regiões com uma maior concentração de MA do que em outras, o que pode estar relacionado com o bandejamento microestrutural que é característico desse aço. O mesmo não foi verificado para o aço UHHIW no qual, quando presente, o constituinte MA qualitativamente é do tipo poligonal, cercado por placas do constituinte FSN. Regiões do metal de base com a presença de perlita, durante o ciclo térmico de soldagem, rapidamente são transformadas, formando austenita com teor de carbono próximo



ao nível de saturação na temperatura de dissolução<sup>(154)</sup>, tendo em vista que ocorre partição deste elemento<sup>(155)</sup>. As regiões reaustenitizadas ricas em carbono apresentam a redução da temperatura final de transformação local abaixo da temperatura ambiente. Dessa forma, após o resfriamento, essas regiões possuem grande probabilidade de permanecerem como austenita retida associadas a uma pequena parcela transformada em martensita caracterizando o constituinte MA<sup>(154)</sup>. Akselsen e outros<sup>(154)</sup> indicam que a dissolução da perlita e carbonetos em austenita durante o aquecimento é imediata, mas a sua transformação durante o resfriamento é limitada. Isto determina que as ilhas de austenita e, em consequência o constituinte MA, formadas durante o resfriamento apresentam uma distribuição semelhante a da perlita no metal de base original. Dessa forma, a fração volumétrica do MA tem uma relação direta com a fração volumétrica de perlita do material de base<sup>(156)</sup>. Portanto, é esperado melhores resultados de tenacidade na GGZAC em materiais base que apresentem as regiões de perlita finamente dispersas ou inexistentes<sup>(154,156)</sup>. Os resultados dessa análise indicam que, apesar das elevadas temperaturas atingidas na região de grãos grosseiros da ZAC, o material conserva o seu bandeamento químico, especialmente de elementos químicos substitucionais de baixa difusividade como, por exemplo, o manganês (Aço CONV Mn = 1,42%; Aço UHHIW Mn = 1,38%). O carbono (Aço CONV C = 0,16%; Aço UHHIW C = 0,09%), mesmo durante o aquecimento, se difunde pela austenita, mas, durante o resfriamento, tende a se concentrar nas regiões de maior temperabilidade da austenita. Essas características químicas podem explicar a heterogeneidade na distribuição do constituinte MA observada no CP da GGZAC simuladas do aço CONV onde a maior concentração de MA está associada a regiões com presença de colônias de perlita do metal de base.

Finalmente, na figura 5.30, é apresentado o gráfico comparativo da fração do constituinte MA entre o aço UHHIW e CONV medida em 12 campos. Como já era esperado, o aço UHHIW possui uma baixa susceptibilidade à formação deste constituinte frágil, apresentando uma fração de  $0,26 \pm 0,04\%$ , em comparação a  $2,24 \pm 0,24\%$  medida dentro da região bandeada do aço CONV.

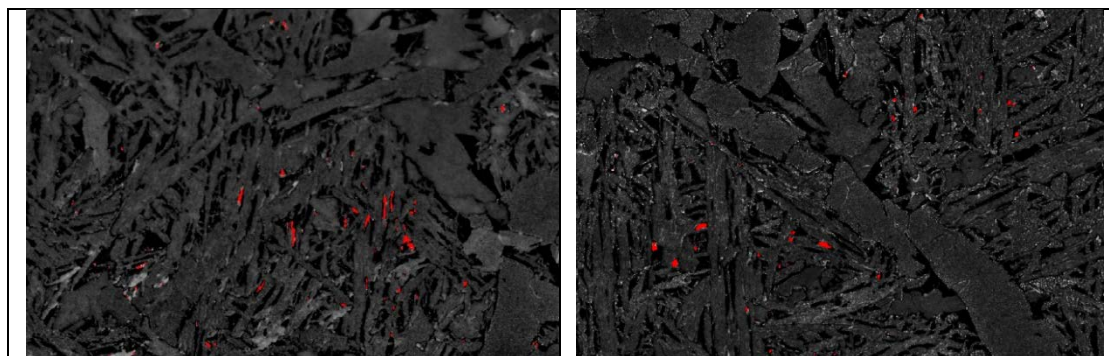


Figura 5.28. Análise de imagem via *software* ImageJ evidenciando os locais com a presença do constituinte MA (regiões em vermelho) do aço UHHIW.

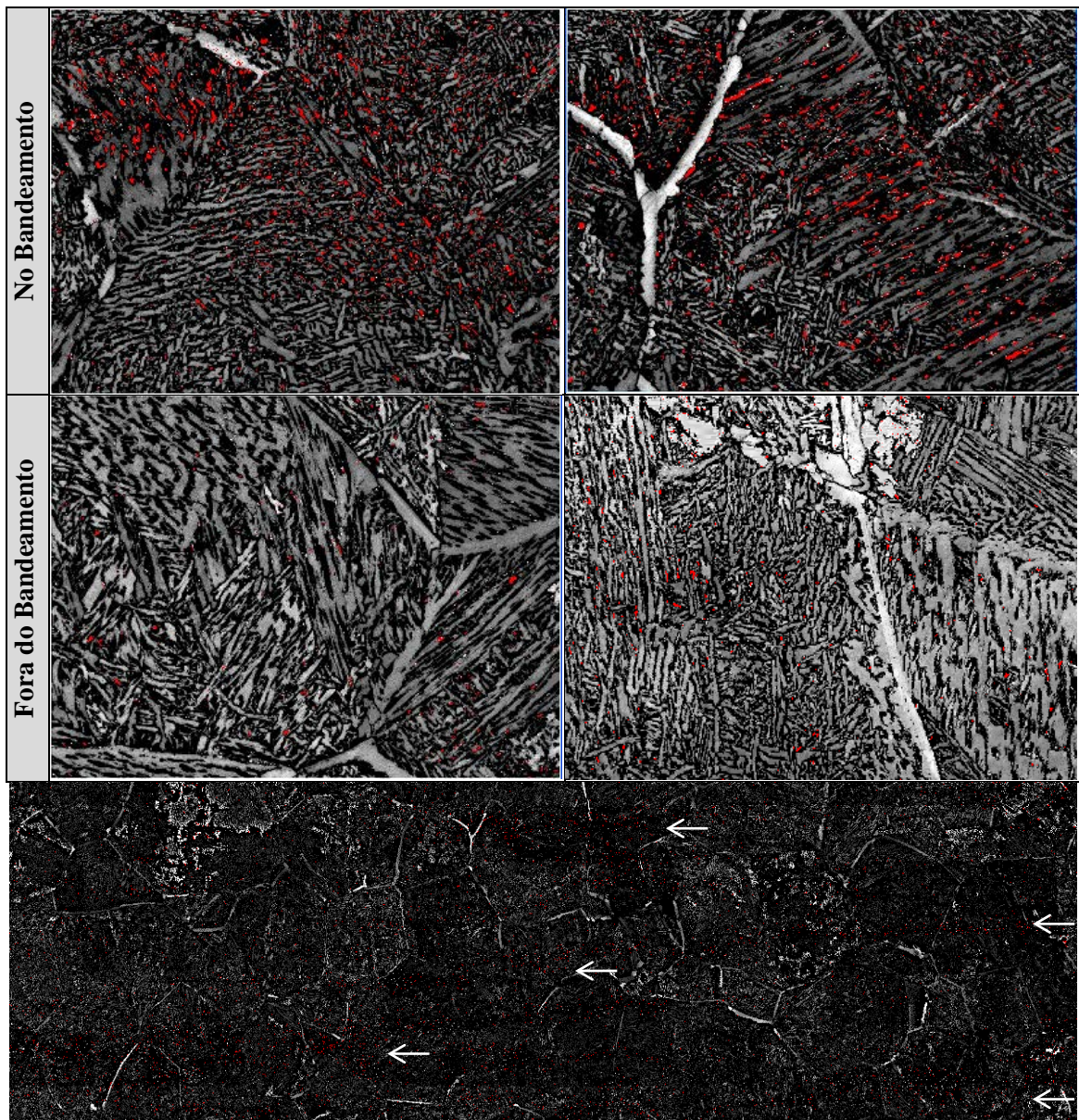


Figura 5.29. Análise de imagem via *software* ImageJ evidenciando a maior fração de MA (regiões em vermelho) nas regiões bandeadas do aço CONV.

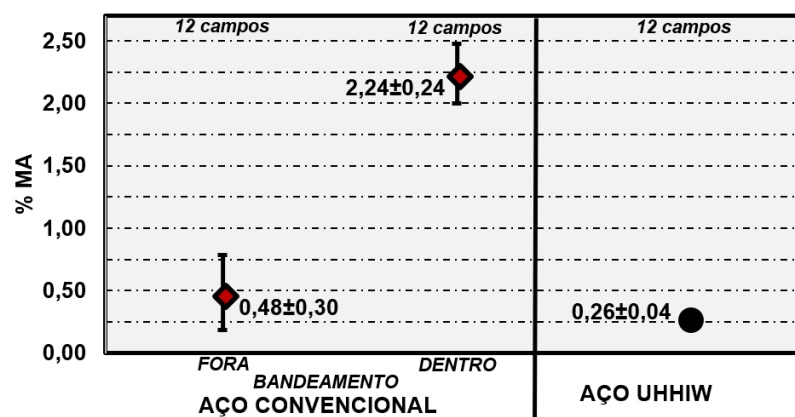


Figura 5.30. Fração do constituinte MA GGZAC dos aços UHHIW e CONV.

#### 5.4 Análise Microestrutural via MO e Cristalográfica via EBSD da Seção Transversal ao Plano de Fratura

Após os ensaios de impacto Charpy-V apresentados na seção anterior, foi selecionado um dos corpos de prova do aço UHHIW (187 J) e do aço CONV (17 J), para avaliação das características microestruturais e cristalográficas em regiões próximas a propagação da fratura. Vale destacar que para revelar os contornos de grãos austeníticos foram realizados uma série de ataques preliminares com diferentes tipos de reativos químicos<sup>(17)</sup> sendo a preparação com polimento eletrolítico utilizando sílica coloidal em suspensão e posterior ataque químico com solução Pipal (16 g de  $\text{CrO}_3$ /80 g de NaOH em 145 ml de água destilada e 6 gotas de HCl) a combinação que apresentou o melhor resultado.

Na figura 5.31 é apresentada a seção transversal ao plano da fratura dos corpos de prova selecionados observada via MO.

Observa-se, tanto para o aço CONV, quanto para o aço UHHIW, regiões com diferente tamanho de grão austenítico. A natureza heterogênea do grão austenítico a qual, conforme exposto na seção anterior, segue uma distribuição do tipo log-normal, está associado ao crescimento competitivo, em temperaturas superiores a  $1100^\circ\text{C}$  (GGZAC 1450-1100°C), de alguns grãos em detrimento a outros. O  $\text{TG}\gamma$  do aço CONV é cerca de 10 vezes maior que o  $\text{TG}\gamma$  do aço UHHIW o que, conforme já abordado anteriormente, está associado ao pelo efeito *pinning* de precipitados de TiN.

Na região de iniciação da fratura (abaixo do entalhe do CP de Charpy-V) verifica-se uma considerável deformação plástica do aço UHHIW, o que pode ser justificado, como já discutido na seção 5.3.2, pela formação de uma microestrutura de menor dureza, de menor resistência mecânica e menor tensão de fratura (menor  $\text{TG}\gamma$ ) quando comparado com o aço CONV, no qual é possível observar, além de praticamente a inexistência de plasticidade, trincas secundárias (trinca em planos ortogonais ao plano principal de propagação da fratura) evidenciando a microestrutura frágil desse aço. Para o aço CONV foi observado 42 trincas secundárias associadas a trinca principal e nenhuma trinca secundária para o material UHHIW.

Qualitativamente, na região central do central do CP, praticamente toda a extensão da fratura do aço UHHIW apresenta um aspecto dúctil (visão ao plano transversal de diversas microcavidades ao longo da fratura), ao contrário da propagação retilínea e com poucos desvios da trinca do aço CONV característica da fratura frágil por mecanismo de clivagem. Além disso, de uma forma geral, observa-se que a trinca principal do aço CONV apresenta desvios ao longo do seu caminho de propagação quando analisado o interior de um determinado  $\text{CG}\gamma$ , indicando que a unidade de fratura por clivagem (facetas) pode estar relacionada com estruturas de menor dimensão presentes internamente ao grão da austenita prévia.



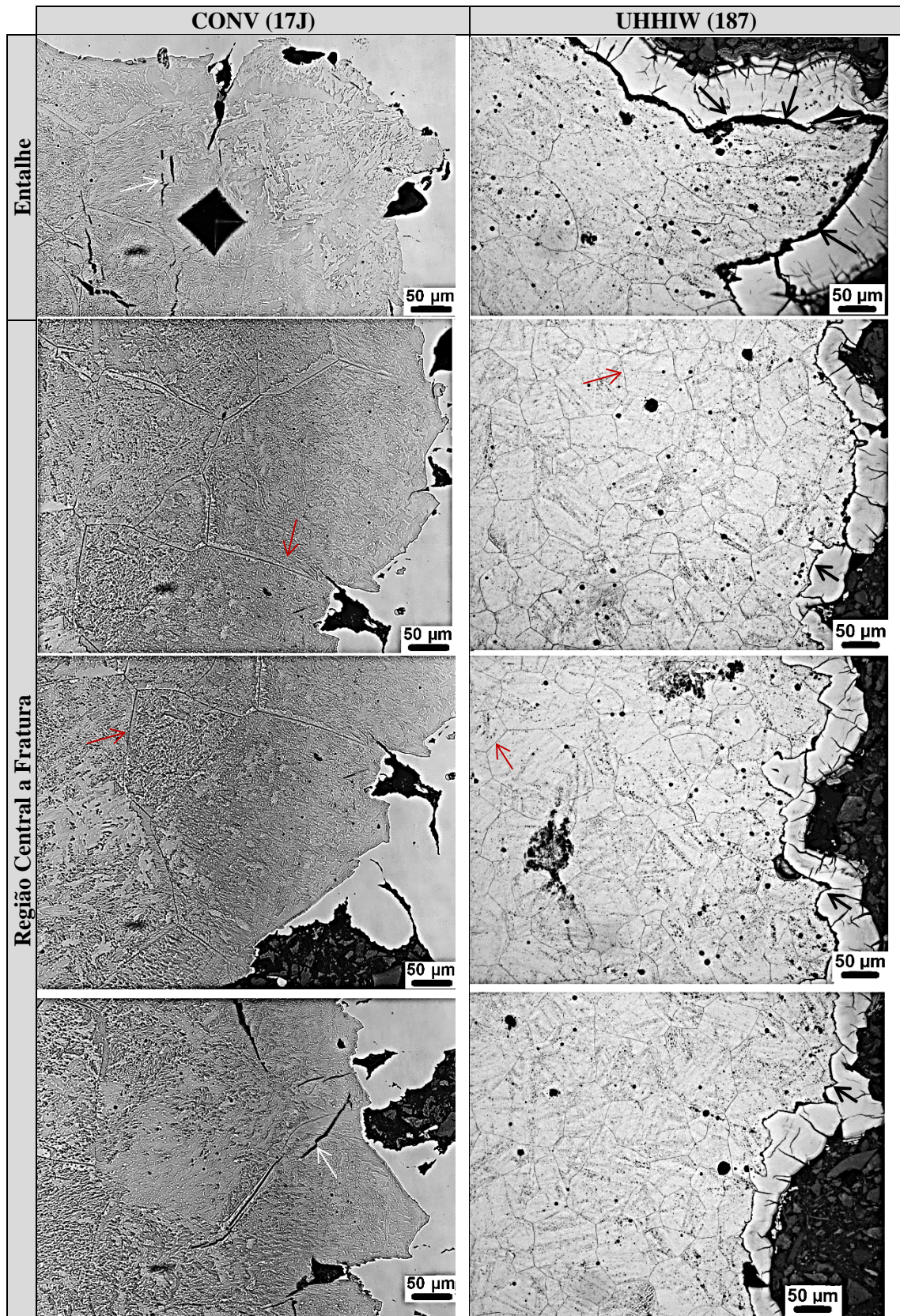


Figura 5.31. Análise via MO após polimento eletrolítico e ataque com reativo pipal modificado na seção transversal ao plano de propagação da fratura. Condição: 0,5°C/s. Seta vermelha: CG $\gamma$ ; Seta branca: trincas 2<sup>aria</sup>; Seta preta: deformação.

Geralmente, os mecanismos de fratura são estudados através da caracterização da superfície de fratura, seja essa via microscopia óptica convencional ou eletrônica de varredura. No entanto, para entender melhor os mecanismos de nucleação e propagação das fraturas por clivagem, é importante conhecer informações referentes a orientações cristalográficas preferenciais de propagação das trincas por clivagem e da microestrutura ao redor destas. A análise via EBSD é uma técnica avançada para obter informações cristalográficas de trincas de clivagem<sup>(157)</sup> as quais podem ser caracterizadas ao longo do plano ortogonal ao plano de fratura. A trinca principal é difícil de ser caracterizada devido à baixa indexação dos parâmetros EBSD causado pela alta deformação e alta tensão residual após o ensaio destrutivo, como os ensaios de impacto Charpy-V, especialmente se esta for uma fratura do tipo dúctil. No entanto, a análise realizada em regiões com a presença de trincas secundárias podem prover informações úteis para estudar os mecanismos envolvidos na formação e propagação de fratura do tipo clivagem. Trincas secundárias são aquelas que após sua nucleação são desviadas ou embotadas em contornos de alto ângulo, em pequenos grãos ou em pacotes<sup>(158)</sup>. Existem muitos trabalhos que caracterizam trincas frágeis através da técnica EBSD<sup>(157,159-163)</sup> e nesse trabalho será avaliado a seção transversal ao plano de propagação de fratura do aço CONV. Devido a elevada deformação plástica observada na seção transversal do CP de Charpy-V UHHIW, figura 5.31, para esse material, foi avaliado via EBSD regiões distantes da região de propagação de trinca principal de forma a comparar as orientações cristalográficas desse material com as do aço CONV.

Na figura 5.32 são apresentados os resultados da análise via EBSD usando dos mapas do ângulo de Euler e frequência do grau de desorientação comparativo dos aços CONV e UHHIW. O mapa de ângulo de Euler evidencia quantitativamente a orientação preferencial do cristal analisado, em que variações de cores indicam grandes variações de orientação cristalográfica, e a interface entre essas regiões geralmente são de elevado grau de desorientação. A sequência de cores é normalmente vermelha para Euler  $\phi_1$ , verde para Euler  $\phi$  e azul para  $\phi_2$ . O grau de desorientação é a diferença na orientação cristalográfica entre dois cristais em material policristalino. A desorientação é a transformação necessária, em termos de rotação, para se mover de um sistema de coordenadas de um determinado cristal local para um sistema de coordenadas de segundo cristal em comparação. Segundo a literatura<sup>(82-86)</sup> contornos de grãos de alto ângulo, ( $\geq 45^\circ$ ), são efetivos para dificultar a propagação de microtrincas de forma a favorecer a tenacidade do material. Analisando a figura 5.32, observa-se que o aço UHHIW apresenta uma quantidade superior (58%) de subestruturas de alto ângulo ( $\geq 45^\circ$ , especialmente  $55^\circ$  e  $60^\circ$ ) coincidentes com encontros de pequenos pacotes de diferentes orientações de Euler (diferentes tons de cores), em comparação a maior fração (72%) de contornos de baixo ângulo ( $< 45^\circ$ ) do aço CONV. O menor tamanho de grão da austenita prévia do CP simulado na



condição de menor velocidade de resfriamento ( $0,5^{\circ}\text{C/s}$ ) observados no aço UHHIW favorece a formação de subestruturas ou pacotes internos ao grão austenítico de menores tamanhos (regiões de mesma coloração nos mapas de Euler) quando comparado as maiores unidades cristalográficas do CP simulado na mesma condição do aço CONV. A avaliação das características cristalográficas é utilizada não somente para entender os fatores que afetam a tenacidade, mas também para compreender as propriedades em tração do material, como o limite de escoamento (LE) e de resistência (LR). Segundo a literatura<sup>(86,164,165)</sup> unidades cristalográficas de contornos de baixo grau de desorientação ( $\leq 15^{\circ}$ ) são os principais responsáveis por controlar o LE e LR porque atuam como uma espécie de barreira ao movimento das deslocações. Nesse sentido, na condição de menor velocidade de resfriamento simulada,  $0,5^{\circ}\text{C/s}$ , tanto o aço CONV quanto o aço UHHIW apresentam praticamente as mesmas quantidades (CONV = 40%; UHHIW = 39%) de contornos de baixo ângulo. Apesar dessa semelhança cristalográfica entre os materiais, não é possível comprovar tal fato através dos resultados do ensaio de tração uma vez que o aço UHHIW na condição de  $0,5^{\circ}\text{C/s}$  apresentou ruptura na região amaciada, distante da região avaliada via EBSD.

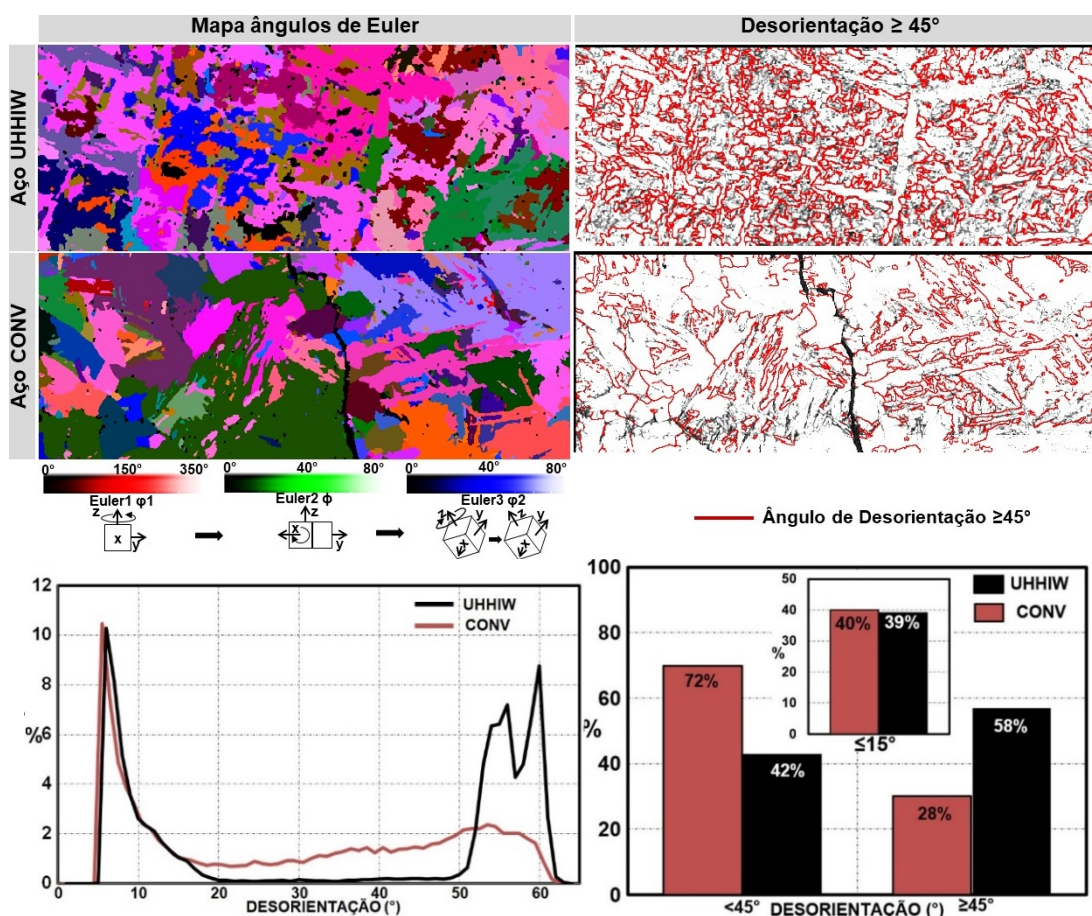


Figura 5.32. Análise via EBSD nos CPs simulados na condição de  $0,5^{\circ}\text{C/s}$  dos aços CONV e UHHIW.

Nas figuras de 5.33 a 5.36 são apresentados os resultados das análises cristalográfica em plano transversal a propagação da fratura do CP de Charpy-V simulado na condição 0,5°C/s do aço CONV (17 J). Nessas figuras são evidenciados a região analisada observada via MO, e três diferentes análises via EBSD: (i) grau de desorientação maiores que 45°; (ii) figura de polo inversa (FPI) e; (iii) representação das variantes segundo ângulos de Euler. Na figura 5.33 observa-se que ao longo do caminho retilíneo de propagação da fratura por clivagem e, principalmente, internamente aos grãos da austenita previa, figura 5.33 (a,b), há uma grande heterogeneidade de unidades cristalinas (diferentes cores no mapa de Euler, figura 5.33 (c), e na figura de polo inversa, figura 5.33 (d)). Comparando as figuras 5.33 (c) e (d) com os CG $\gamma$  evidenciados na figura 5.33 (b), é possível verificar que os desvios na propagação da trinca principal, que define as facetas de clivagem observadas na superfície de fratura, estão relacionado com os pacotes de mesma orientação cristalográfica do que com o próprio CG $\gamma$ . Isso indica que a unidade que retarda a propagação da trinca frágil ou grão efetivo<sup>(7)</sup> são as unidades cristalográficas ao invés dos grãos comumente revelados por ataques metalográficos e observados via microscopia óptica ou eletrônica de varredura.

Na figura 5.34 são apresentadas as análises via MO e EBSD em regiões com a presença de trincas secundárias (T2°) que propagam ortogonalmente ao caminho da trinca principal (fratura).

Observa-se que as trincas secundarias identificadas como T2°A e B originam na interface entre a ferrita de contorno de grão (FC) e um constituinte acicular, possivelmente FWI de contornos de alto ângulo ( $\geq 45^\circ$  linhas vermelhas) e propagam sem um apreciável desvio pela ferrita de contorno de grão (FC) de baixo grau de desorientação ( $< 45^\circ$  região clara). Especificamente para a T2°A, desvios sucessivos de seu caminho ocorrem após a sua transposição do CG $\gamma$  devido a presença de pacotes, de alto grau de desorientações. O final da propagação da T2°B ocorre com o seu embotamento na interface do CG $\gamma$  onde há um pacote com orientação cristalográfica identificada pela cor rosa no mapa de ângulos de Euler. Isso pode ter ocorrido devido:

(i) a não existência de planos adequados, {100}, para a continuação de sua propagação do pacote de tonalidade azul claro (FC) para o pacote de tonalidade rosa. Todos os possíveis planos apresentam elevada desorientação com o plano de propagação local da trinca requerendo uma certa rotação da próxima unidade cristalográfica via cisalhamento exigindo uma elevada energia;

(ii) devido o próximo pacote ser pequeno (diâmetro: 8,1  $\mu\text{m}$ ). De acordo com Griffith<sup>(166)</sup> a tensão de fratura do grão é inversamente proporcional a raiz quadrada de seu diâmetro. Portanto, para uma trinca propagar através de grãos menores necessariamente a tensão resultante aplicada tem que ser maior do que a exigida para fraturar grãos maiores.

É possível verificar que as T2° ocorrem em regiões com a presença de ferrita de contorno de grão (FC), ferrita com segunda fase alinhada (FSA) e não alinhada, com baixa densidade de contornos de alto ângulo, ou seja, baixa capacidade de retardar/bloquear a propagação das trincas por clivagem. Uma vez nucleadas não há uma densidade considerável de contornos de alto ângulo para impedir a sua propagação que ocorre facilmente ao longo de todo o grão que, além da principal família de planos {100}, segundo Naylor<sup>(167)</sup> também podem propagar através, porém em menor probabilidade, dos planos {110}, {112} e {123}.

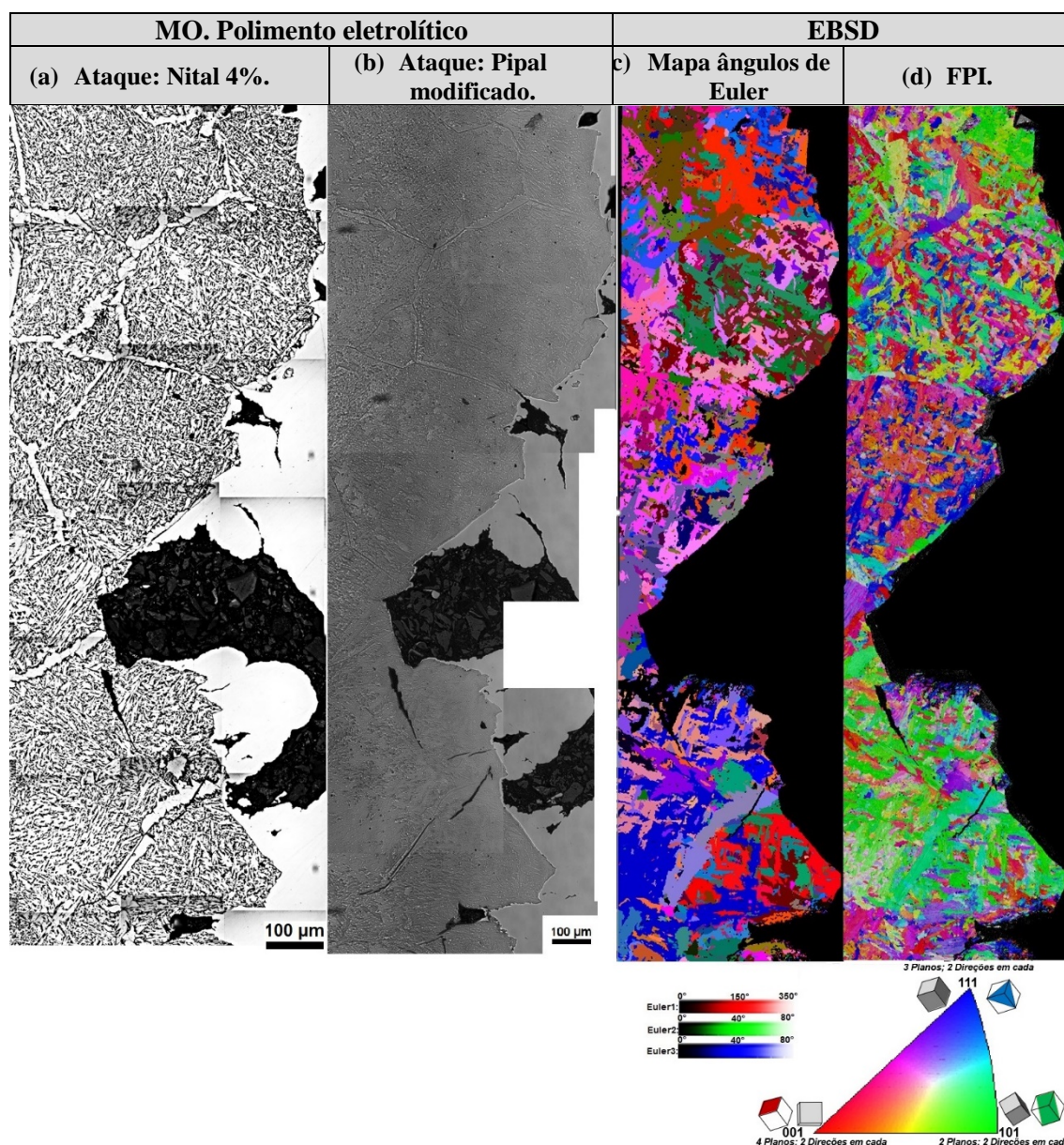


Figura 5.33. Aspecto geral da seção transversal ao plano de propagação da fratura por clivagem do CP simulado na condição 0,5°C/s do aço CONV. Análise via MO após polimento eletrolítico e ataque com reativo nital 4% e pipal modificado e via EBSD.



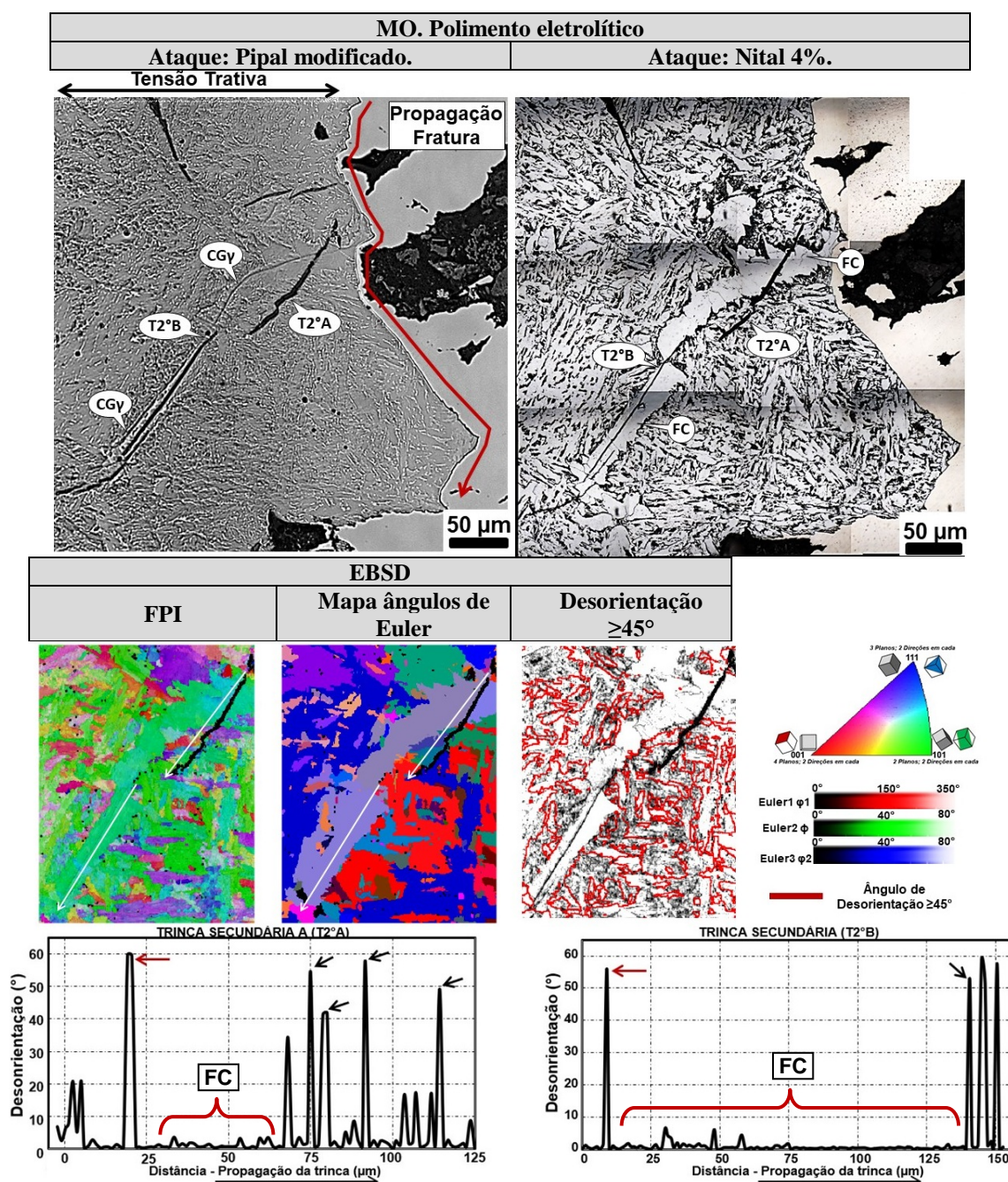


Figura 5.34. Regiões com a presença de trincas secundárias ( $T2^\circ$ ) na seção transversal ao plano de fratura do CP simulados na condição de  $0,5^\circ\text{C/s}$  do aço CONV. Análise via MO após polimento eletrolítico e ataque com reativo nital 4% e pipal modificado e via EBSD.

Na figura 5.35 são apresentados mapas de figura de polo inversa e grau de desorientação no interior de alguns microconstituintes revelados após ataque com reativo nital 4%. Observa-se que microconstituintes morfológicamente semelhantes, observados via MO, e caracterizados como sendo FSN apresentam características cristalográficas diferentes, com baixo, C1, e alto, C2, grau de desorientação. Já no caminho C3 é apresentada as características cristalográficas no interior da FSA que, como esperado, apresenta baixo grau de desorientação. Porém, observa-se

que na região de encontro de duas FSA, há contorno de alto ângulo ( $\geq 45$ ). Além disso, observa-se que há pacotes ao longo do caminho C3 de diferentes orientações que proporcionam alto grau de desorientação e que não são revelados via ataque metalográfico com nital 4%. Esses são dois exemplos da aplicação da análise via EBSD como complementação da análise microestrutural via MO onde características cristalográficas podem auxiliar a diferenciar constituintes aparentemente de mesmo aspecto microestrutural.

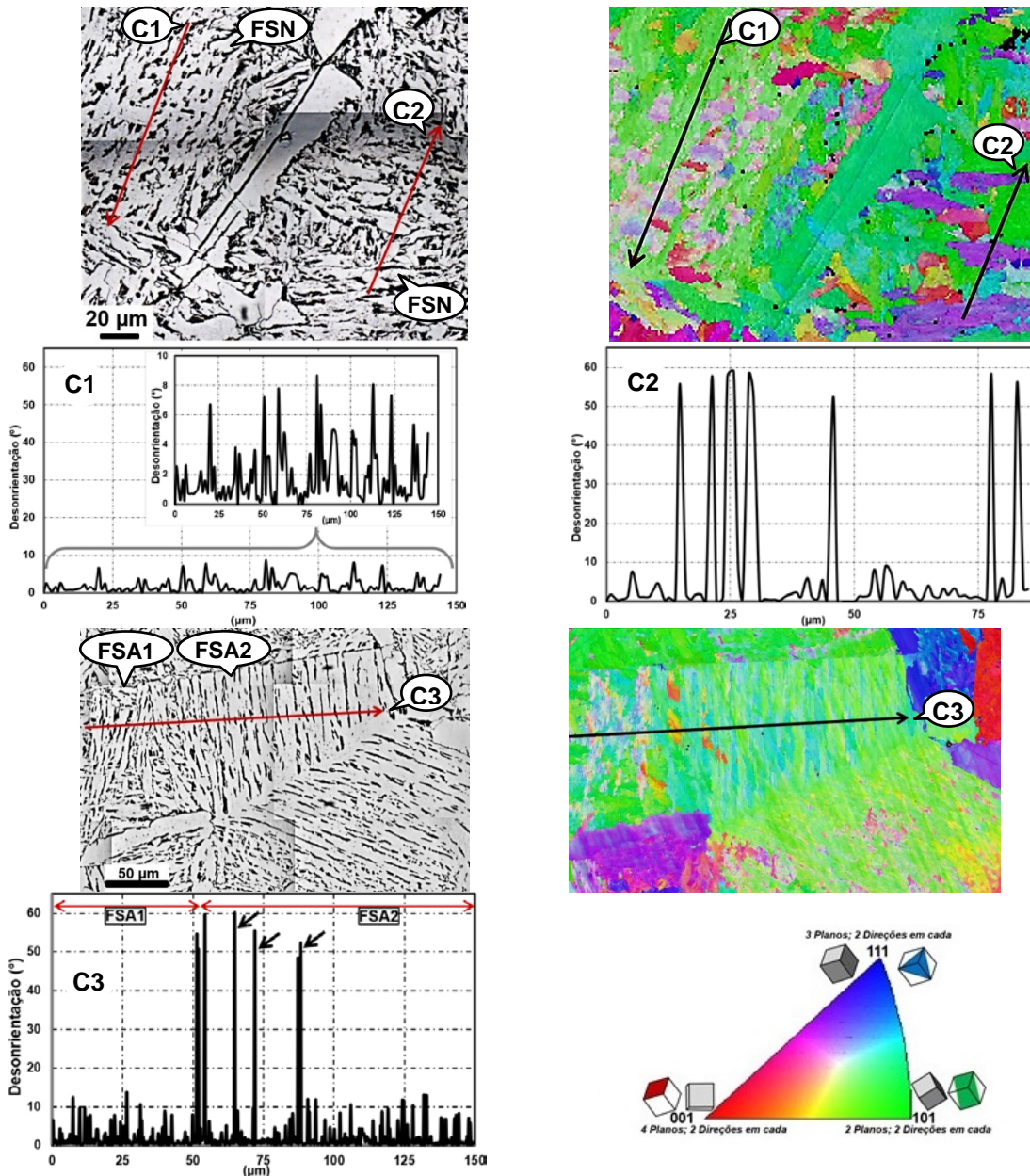


Figura 5.35. Análise via MO após ataque com reativo nital 4% e via EBSD após polimento eletrolítico.

Na figura 5.36 são apresentadas algumas regiões ao longo da propagação da trinca de clivagem em que estão presentes pacotes de alto grau de desorientação, porém, não são observados desvios apreciáveis no caminho da fratura. A propagação da fratura ocorre em três dimensões e



os mapas de desorientação obtidos via EBSD são visualizados em duas dimensões. Dessa forma, deve-se levar em consideração que o plano de propagação das trincas de clivagem geralmente é ortogonal ao plano de análise. Na figura 5.37 são ilustradas as possíveis variações na propagação da trinca de clivagem em relação ao grau de desorientação e ao plano de análise.

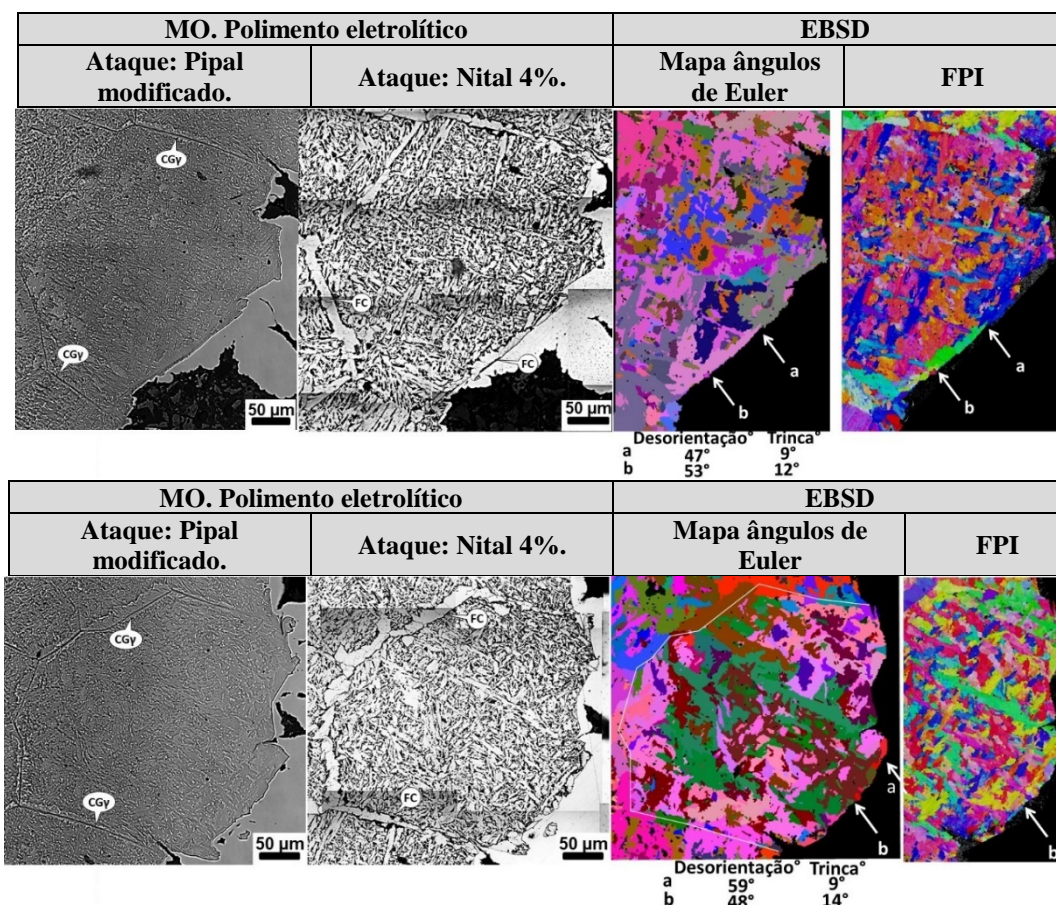


Figura 5.36. Regiões com baixo desvio na propagação da trinca em regiões de elevado grau de desorientação. Condição: 0,5°C/s do aço CONV. Análise via MO após polimento eletrolítico e ataque com reativo nital 4% e pipal modificado e via EBSD.

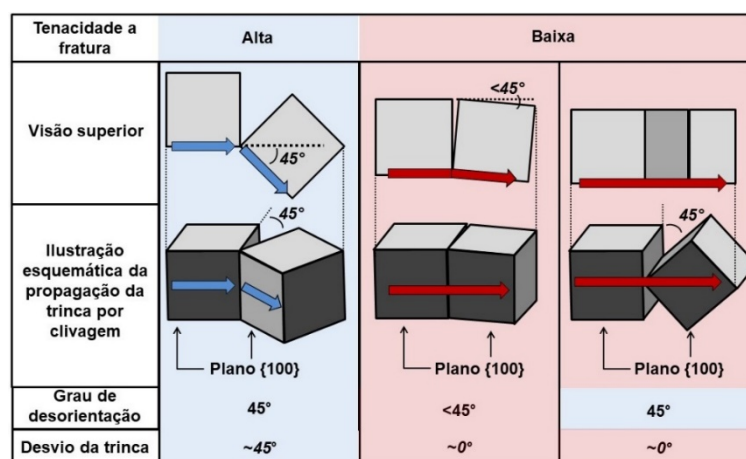


Figura 5.37. Ilustração esquemática da propagação de trincas frágeis de clivagem em relação ao grau de desorientação. Adaptado de Shirahata et al.<sup>(168)</sup>. Ilustração: autor.

## 6 CONCLUSÕES

Nesse trabalho avaliou-se o desempenho de aços da classe de 355 MPa de LE produzidos por laminação convencional seguida por tratamento térmico de normalização e por laminação controlada, seguida de resfriamento acelerado (TMCP), quando submetidos a ciclos térmicos reproduzindo a GGZAC de elevados aportes de calor nos simuladores termomecânicos dilatômetro e Gleeble®. As análises microestruturais foram realizadas por microscopia óptica para quantificar os diferentes constituintes e para avaliar o tamanho de grão da austenita prévia. Além do ataque com reativo químico nital 4%, foram utilizados ataques especiais para a identificação e quantificação do constituinte MA. As propriedades mecânicas foram avaliadas através de ensaios de dureza Vickers, de tração uniaxial e de impacto Charpy-V. Foi também realizada análise fractográfica no MEV e em seção ortogonal ao plano de fratura de alguns CPs de Charpy-V fraturados via microscopia óptica e via EBSD. Baseado nos resultados obtidos, as principais conclusões foram:

### Ensaio dilatométricos

- (i) De maneira geral, para os dois aços avaliados, observou-se que o aumento da velocidade de resfriamento provocou a redução das temperaturas de transformação da austenita e o aumento da taxa de formação dos seus produtos de transformação. Esses dois fatores estão relacionados com a redução da capacidade da ocorrência de transformações difusionais reconstrutivas, favorecendo, progressivamente, a transformação em baixas temperaturas.
- (ii) Para as mesmas condições de resfriamento, o aço UHHIW apresenta início de transformação em temperaturas mais elevadas que o aço CONV, favorecendo a formação da ferrita proeutetóide, o que pode ser explicado pelo menor valor de carbono equivalente e pelo menor tamanho de grão da austenita prévia.
- (iii) O aumento da velocidade de resfriamento provocou o aumento gradual dos produtos formados em temperaturas intermediárias, para o aço UHHIW, e da martensita, para o aço CONV, em detrimento, para os dois aços, da ferrita proeutetóide.
- (iv) O campo martensítico do aço CONV é presente em praticamente todas as condições avaliadas, sendo dominante para condições com velocidade de resfriamento maiores que 30°C/s.
- (v) Para os dois aços foram observados o aumento da dureza com o aumento da velocidade de resfriamento devido à formação de microconstituintes de baixa temperatura de transformação. O aço CONV, no entanto, apresenta valores de dureza superiores a 350 HV5, para velocidades de resfriamento maiores que 10°C/s, indicando uma maior susceptibilidade a trincas induzidas por hidrogênio para esse material.

### **Simulação no equipamento Gleeble®**

(i) Observou-se que os ciclos térmicos que se desejava simular foram aplicados com precisão na região central do CP, região de interesse para avaliação da microestrutura e das propriedades em tração e da tenacidade Charpy-V. Ao longo do comprimento do CP simulado, na condição de menor velocidade de resfriamento ( $0,5^{\circ}\text{C/s}$ ), verificou-se uma variação na temperatura de pico (visada:  $1350^{\circ}\text{C}$ ) em relação ao programado, de  $61^{\circ}\text{C}$  e  $89^{\circ}\text{C}$  à 4 mm e 5 mm do centro, respectivamente. Através desses resultados foi possível inferir que uma região central do CP de no mínimo 10 mm foi submetida ao ciclo térmico da GGZAC desejado.

(ii) O aumento da velocidade de resfriamento provocou uma elevação dos valores do limite de escoamento e de resistência do aço CONV sendo que na condição de  $30^{\circ}\text{C/s}$ , o limite de escoamento aumentou em 114%. O aumento das propriedades em tração do aço CONV está associado ao aumento da fração volumétrica de constituintes microestruturais formados em baixas temperaturas de transformação que, na condição de  $30^{\circ}\text{C/s}$ , apresentou cerca de 11% de martensita e mais de 80% de produtos intermediários. Para o aço UHHIW o aumento da velocidade de resfriamento provoca uma elevação nos valores do limite de escoamento, mas não superiores a 20% do metal de base.

(iii) Para as velocidades mais lentas de resfriamento, observou-se uma redução de até 12% nos valores de limite de escoamento do aço UHHIW, mas ainda mantendo um valor superior ao especificado de 355 MPa para o metal de base. A redução do LE foi associada a presença de uma região amaciada de 5,4 mm com uma microestrutura constituída de ferrita poligonal e perlita fina, constituintes diferentes dos observados no material de base e na região simulada. Já para o aço CONV não foi observado tal fenômeno e para a condição de mais lento resfriamento,  $0,5^{\circ}\text{C/s}$ , o limite de escoamento e de resistência apresentaram um aumento de 13% e 14%, respectivamente.

(iv) Através do ataque metalográfico com reativo picral seguido do metabissulfato de sódio foi possível realizar a quantificação por análise de imagens do constituinte MA. Foi evidenciado que o material CONV apresenta regiões com uma maior concentração ( $2,24\pm 0,24\%$ ) de MA do que em outras ( $0,48\pm 0,30\%$ ), o que pode estar relacionado com o bandejamento microestrutural típico desse aço. Foi verificado que o aço UHHIW possui uma menor fração ( $0,26\pm 0,04\%$ ) desse constituinte frágil em comparação ao aço CONV.

(vi) Para a condição de menor velocidade de resfriamento,  $0,5^{\circ}\text{C/s}$ , na qual foi visado a simulação de um elevado aporte de calor, 330 kJ/cm, o aço UHHIW apresentou cerca de 79% da distribuição do tamanho de grão da austenita prévia inferior a  $30000\ \mu\text{m}^2$ , ao contrário do aço CONV que apresentou mais da metade dos grãos medidos superiores a  $60000\ \mu\text{m}^2$ . A partir desse resultado é possível inferir que a adição controlada de Ti e N possivelmente favoreceu a



formação de precipitados TiN coerentes com a matriz, capazes de ancorar os contornos de grão em elevadas temperaturas.

(v) Todos os resultados de tenacidade ao impacto Charpy-V do aço UHHIW foram extremamente elevados em relação aos resultados obtidos para o aço CONV, submetido às mesmas condições de simulação e de temperatura de ensaio. Tal fato pode ser justificado pelo seu menor tamanho de grão da austenita prévia, bem como os menores teores de carbono e valores de carbono equivalente, que proporcionam a formação de microconstituintes de menor dureza e uma menor fração do constituinte frágil MA.

(vi) A análise via EBSD mostrou-se ser uma ferramenta extremamente útil para a caracterização e diferenciação das complexas microestruturas formadas na ZAC e sua influência nas propriedades finais dos materiais em questão. Os mapas cristalográficos criados via análise por EBSD evidenciaram que nas condições de mais baixa velocidade de resfriamento o aço UHHIW apresenta uma elevada densidade de contornos de alto ângulo e pacotes cristalográficos menores quando comparado ao aço CONV, dois fatores que podem ter contribuído para os melhores resultados de tenacidade a baixas temperaturas. Também foi observado que as trincas de clivagem do aço CONV alteram a sua direção de propagação quando ultrapassam contornos de alto grau de desorientação, indicando que unidades cristalinas de contornos de alto ângulo são efetivas em desviar ou embotar a propagação de trincas frágeis ao invés do contorno de grão da austenita prévia.

Pode-se concluir que a utilização dos simuladores termomecânicos dilatômetro e Gleeble® é uma alternativa rápida para determinar a soldabilidade de aços estruturais. Além disso, a utilização do aço TMCP UHHIW pode ser uma excelente opção para o aumento da produtividade dos fabricantes de torres eólicas e de navios de grande porte, por permitir a aplicação de processos de soldagem com elevado aporte de calor.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- (i) Validar dos resultados obtidos na simulação física através da confecção de juntas soldadas reais instrumentadas dos aços avaliados nesse estudo;
- (ii) Avaliar o efeito da velocidade de resfriamento de diferentes ciclos térmicos de soldagem simulados via Gleeble® na formação e, principalmente, na morfologia de constituintes MA na GGZAC de aços estruturais;
- (iii) Avaliar o efeito da composição química na formação de constituintes MA, especialmente com relação ao bandeamento químico de elementos como C, Mn e Nb;
- (iv) Criar uma metodologia para a caracterização por EBSD dos diferentes constituintes microestruturais formados na GGZAC simulada via Gleeble®, de forma a correlacionar com as nomenclaturas convencionais;
- (v) Avaliar o efeito das características cristalográficas via EBSD nas propriedades em tração e tenacidade Charpy-V da GGZAC simulada via Gleeble®;
- (vi) Criar uma metodologia para avaliar a tenacidade a fratura da GGZAC em corpos de prova simulados no equipamento Gleeble®;
- (vii) Avaliar o efeito de múltiplos ciclos de soldagem simulados via Gleeble® na tenacidade a fratura de aços TMCP;
- (viii) Avaliar o efeito do envelhecimento da região subcrítica da ZAC simulada via Gleeble® nas propriedades mecânicas de aços microligados ao vanádio;
- (ix) Repetir esse trabalho para aços temperados e revenidos convencionalmente em comparação com aços TMCP produzidos por tempera direta seguida de revenimento.

## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. LLOYD'S REGISTER. Disponível em: [http://www.lr.org/about\\_us/](http://www.lr.org/about_us/). Acesso em outubro de 2018.
2. GLOBAL WIND ENERGY COUNCIL. Disponível em: <http://gwec.net>. Acesso em janeiro de 2019.
3. IMAI, S. Recent progress and future trends for shipbuilding steel. *Welding International*. vol. 22, n°11, p.755-761. 2008.
4. SITE DO INSTITUTO PAN-AMERICANO DE ENGENHARIA NAVAL. Disponível em: <http://www.ipen.org.br/>. Acesso: outubro de 2018.
5. McPHERSON, N. A. Materials selection for current and future UK naval requirements. *Ironmaking and Steelmaking*. vol. 38, n°3, p.161-167. 2011.
6. SHIPBUILDING MARKET DEVELOPMENTS. Disponível em: <http://www.oecd.org/sti/ind/shipbuilding-market-developments-Q2-2018.pdf>. Acesso em janeiro de 2019.
7. ALÉ, R.M. Efeito da Adição de Elementos de Liga (Cu e Ni) nas Propriedades Mecânicas e Microestrutura da ZAC de Aços C-Mn Microligados ao Nb. Rio de Janeiro: COPPE/UFRJ, (Tese de Doutorado em Engenharia Metalúrgica). 1994.
8. BORBA, T. M. D., et al. Assessment of the Weldability of EH36 TMCP Shipbuilding Steel Welded by High Heat Input Submerged Arc Welding, *Welding International*. *Welding International*. DOI: 10.1080/09507116.2016.1218619. 2016. .
9. BORBA, T.M.D. et. al. Aumento da Produtividade na Fabricação de Torres Eólicas Com a Utilização de Aço TMCP e Aplicação de Processo SAW Tandem Arc. XLI CONSOLDA, 2015.
10. BORBA, T.M.D. et. al. Avaliação da soldabilidade do aço Sincron EN10025-4 S355M aplicado na fabricação de torres eólicas com processo de soldagem de alta deposição. XLIII CONSOLDA, 2017.
11. SILVA, R. F. Caracterização da Zona Termicamente Afetada de Aço Produzido via Resfriamento Acelerado. Belo Horizonte: PPGEM/UFMG (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica). 2010.
12. AMARAL, T. S. Atlas Microestrutural para Otimização de Procedimentos de Soldagem. Uberlândia: POSMEC/UFU, (Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica). 2016.
13. SCOTTI A., et al. Um Round-Robin Teste com Simulação Térmica da ZAC de Soldagem para Obtenção de Diagramas CRC: a necessidade de procedimentos e terminologia de microconstituintes harmonizados. *Soldagem e Inspeção*. vol.19, n°3, p.279-290. 2014.
14. DOMINGUES, J. R. Panorama da Tecnologia da Soldagem na Indústria Naval/Offshore no Brasil Cenário Atual e Tendências. In: FEIRA E CONFERÊNCIA DA INDÚSTRIA NAVAL E OFFSHORE, IV, 2009, Rio de Janeiro. *Anais NavalShore*, p. 116-127. 2009.
15. PROGRAMA DE ACELERAÇÃO DO CRESCIMENTO. Disponível em: <http://www.pac.gov.br/>. Acesso em out. de 2018.
16. SINAVAL. Disponível em: <http://sinaval.org.br/>. Acesso: janeiro de 2019.
17. PROINFA. Disponível em: <http://www.aneel.gov.br/proinfa>. Acesso em janeiro de 2019.

18. ABEEOLICA. Disponível em: <http://www.portalabeeolica.org.br>. Acesso em janeiro de 2019.
19. OKUDA, N. TANAKA, K. Mechanism and Prevention of the End Crack in One Side Submerged Arc Welding (Report 1). *Journal of the Japan Welding Society*. vol. 51, n°4, p.343, 1982.
20. INOUE, T. IMAI, S. Lamellar tear resistant steel. *Seitetsu Kenkyu*. vol. 309, p.127. 1982.
21. COE, F. R. Welding steels without hydrogen cracking. The Welding Institute Cambridge, Reino Unido, p. 63. 1973.
22. VOLDRICH, C. B. Cold cracking in the heat affected zone. *Welding Journal*. vol.26, n°3, p.152-169. 1947.
23. LORENZ, K. DUREN, C. C-equivalent for evaluation of weldability of large-diameter pipe steels. *International Institute of Welding. Doc IIW Doc. IX-B-1 1 – 82*, 1982.
24. NAKASUGI, H. MATSUDA, H. TAMEHIRO, H. Development of Controlled-Rolled Ultra Low Carbon Bainitic Steel for Large Diameter Line Pipe. In: *Alloys for the 80s. Climax Molybdenum Co. Michigan, USA*, p.213-224. 1980.
25. KOHNO, R. TAKAMI, T. MORI, N. NAGANO, K. New fluxes for improved weld metal toughness for HSLA steel. *Welding Journal*. vol 61, p. 373. 1982.
26. MORI, N. HOMA, H. OKITA, S. WAKABAYASHI, M. Mechanism of notch toughness improvement in Ti-B bearing weld metals. *International Institute of Welding. Doc IIW Doc. IX-1196-81*, 1981.
27. NAKANISHI, M. KOMIZO, Y. SETA, I. Improvement of Welded HAZ Toughness by Dispersion with Nitride Particles and Oxide Particles. *Journal of the Japan Welding Society*. vol.52, n°2, p.117-124. 1983.
28. PICKERING, F.B. High strength, low-alloy steels - a decade of progress. *Proceedings Microalloying '75 International Symposium on High Strength Low Alloy Steels*. Washington, DC. oct. 1975.
29. ENDO, S. NAKATA, N. Development of Thermo-Mechanical Control Process (TMCP) and high performance steel in JFE steel. *JFE Technical Report*. n°20, p.1-7. mar 2015.
30. HALL, E. O. The Deformation and Ageing of Mild steel: III Discussion of Results. *Proceedings of the Physical Society - Section B*. vol. B 64, n°9, p.747-753, 1951.
31. PETCH, N., J. The cleavage strength of polycrystals. *Iron Steel Institute*. vol.174, n°1, p.25-28. 1953.
32. MABUCHI, H. ISHIKAWA, T. NOMIYAMA, Y. Further progress in accelerated cooling as the new era of high tech steels. In: *Conference Proceedings from Materials Solutions '97 on Accelerated Cooling/Direct Quenching of Steels, Indianapolis. Ohio: ASM Int.* p.43-50. 1997.
33. PRICE, J. C. Steels and Their Fabrication For Artic and Marine Structures. *Conf. on Offshore Mechanics and Artic Engineering*, 1981.
34. OKAMOTO, K. YOSHIE, A. NAKAO, H. Physical metallurgy of direct quenched steel plates and its application for comercial processes and products. *Proc. International Symposium Physical Metallurgy of Direct-Quenched Steels. The Minerals, Metals & Materials. Society*, ed K A Taylor, S W Thompson and F B Fletcher, p.339-405. 1993.
35. DE MEESTER, B. Note on the Carbon Equivalent. *Welding in the World, Reino Unido*. vol. 28, n. ¾, p. 8-11. 1990.

36. KAWANO, H. Fatigue strength of thermo-mechanically controlled process steel and its weld joint. PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE (ISOPE), Kitakyushu, Japan. 2002.
37. OKAMOTO, K. YOSHIE, A. NAKAO, H. Microstructures and mechanical properties of heavy steel plates produced by accelerated cooling and direct quenching process, In: 32nd Mechanical Working and Steel Processing Conference, Cincinnati, Ohio, USA. p.21. october 1990.
38. DEFOURNY, J. Guide to Weldability and Metallurgy of Welding of Steels Processed by Thermomechanical Rolling or by Accelerated Cooling. WELDING IN THE WORLD. vol. 3, n°1, p. 2-33. 1994.
39. NISHIOKA, K. Market requirements of thermomechanically processed steel for the twenty-first century. Steel World. vol.5, n°1, p.61-67. 2000.
40. BODNAR, R.L. SHEN, Y. LIN, M. Accelerated cooling on Burns Harbor's 160'' plate mill. In: Conference Proceedings from Materials Solutions '97 on Accelerated Cooling/Direct Quenching of Steels, 1997, Indianapolis. Ohio: ASM International, p.3-13. 1997.
41. EASTERLING, K. Introduction to the Physical metallurgy of Welding. Londres: BMM, p. 231. 1983.
42. SCHULZE, G. Die Metallurgie des Schweißens – Eisenwerkstoffe und Nichteisenmetallische Werkstoffe. Londres: Springer, ed.4, p.668. 2010.
43. GRANJON, H. Fundamentals of Welding Metallurgy. Cambridge: Woodhead Publishing Ltd with The Welding Institute. p. 220. 1991.
44. LINNERT, G. E. Welding Metallurgy Carbon and Alloy Steels. AWS, v 1, ed. 4, p.1002. 1994.
45. AKSELSSEN, O. M. et. al. A comparative study of the heat affected zone (HAZ) properties of boron containing low carbon steel. Metallurgical Transactions A. vol. 17A, p. 1529 – 1536. 1986.
46. GÜNDÜZ, S. COCHRANE, R. C. Effect of dynamic strain aging on mechanical properties of vanadium microalloyed steel. Materials Science and Technology. Vol.19:n° 4, p. 422-428. 2003.
47. INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING – Guideline for the classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope. IIW/IIS DOC 835-85, p.6, 1985.
48. ABSON, D. J., DOLBY, R. E. The welding institute research bulletin. Vol 2, n°4, p. 100 – 103, 1980.
49. POPE, A. M., BUSSIMGER, E. R., REBELLO, J. M. A., PERDIGÃO, S. C. VII encontro nacional de tecnologia da soldagem, ABS. Belo Horizonte, Brasil, p.113–131, 1981.
50. THE WELDING INSTITUTE. Introductory Notes on Metallography of Welds in C-Mn Steels. The Welding Institute, Reino Unido, p. 36, 1984.
51. ALÉ, R.M.; JORGE, J.C.F.; REBELLO, J.M.A. Constituintes microestruturais de soldas de aços C-Mn baixa liga: parte III: Zac. Soldagem & Materiais, Arquivo Técnico. vol.1. n°3, p.38-49. 1992.
52. THE WELDING INSTITUTE – Welding Steels Without Hydrogen Cracking – TWI 1980.
53. AMERICAN WELDING SOCIETY, D 1.1. Structural Welding Code. Anexo XI. 1998.



54. THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. ASME Boiler and Pressure Vessel Code IX: Qualification Standard for Welding and Brazing Procedures, Welders, Brazers, and Welding and Brazing Operators. EUA, 2010.
55. YURIOKA, N., KASUYA, T. & OKUMURA, M. – Methods for Predicting Maximum Hardness of Heat-Affected Zone and Selecting Necessary Preheat Temperature for Steel Welding – Nippon Steel Technical Report No. 65, 1995. .
56. YURIOKA, N. TMCP steels and their welding. *Welding in the World*. vol.35, n°6, p.2-17. 1995.
57. ANSI/NACE MR0175/ISO 15156. Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H<sub>2</sub>S-Containing environments in oil and gas production. 2015. .
58. EUROPEAN COMMITTEE FOR STANDARDIZATION, EN1011 – Recommendations for welding of metallic materials, Part 2: Arc Welding of ferritic steels. 2001.
59. NORMA PETROBRAS, N-133, Soldagem, 2002.
60. JIS Z 3158 – Method of Y- Groove Weld Cracking Test, 1993.
61. JIS Z 3101 – Testing Method of Maximum Hardness in Weld Heat Affected Zone 1990.
62. BORBA, T. M. D. Determinação da Temperatura de Preaquecimento para a Soldagem de aços Navais Sincron dos Graus DH36 e EH36. Relatório Interno da Usiminas. 2014.
63. YURIOKA, N. & KASUYA, T. – A Chart Method to Determine Necessary Preheat in Steel Welding – IIW Doc. II-1230-94, IIW Doc. IX-1740-94. 1994.
64. HOCHHAUSER, F. ERNST, W. RAUCH, R. VALLANT, R. ENZINGER, N. Influence of the soft zone on the strength of welded modern HSLA steel. *Welding in the World*. vol. 56, n°5-6, p.77-85. <http://dx.doi.org/10.1007/BF03321352>. 2012.
65. DENYS, R. The Effect of HAZ Softening on the Fracture Characteristics of Modern Steel Weldments and the Practical Integrity of Marine Structures made by TMCP Steels. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON EVALUATION OF MATERIALS PERFORMANCE IN SEVERE ENVIRONMENT, 1989, Japão: ISIJ. vol. 2, p. 1013-1027. 1989.
66. UNFRIED, J.S., GARZON, C.M., GIRALDO, J.E. Numerical and experimental analysis of microstructure evolution during arc welding in armor plate steels. *Journal of Materials Processing Technology*. vol.209, n°4. 2009.
67. YAHIMA. Proc. Symposium on Welding Metallurgy of TMCP Steels Japan. Japan Welding Society, p.140-150. 1985.
68. NAGAI, Y. FUKAMI, H. INOUE, H., DATE, A. NAKSHIMA, T., KOJIMA, ADACHI, T. YS 500 N/mm<sup>2</sup> High Strength Steel for Offshore Structures with Good CTOD Properties at Welded Joint. Nippon Steel Technical Report, n°90, p. 14-19. 2004.
69. KIM, S. H. SUH, I. S. KANG, K. B. Development of TMCP Steel Plate for Shipbuilding Application. Posco Technical Report. 2006.
70. PAVLINA, E.J. VAN TYNE, C.J. Correlation of yield strength and tensile strength with hardness for steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*. ASM International. vol.17, n°6, p.888–893. 2008.
71. BORBA, T. M. D. Avaliação da soldabilidade de aços de 700 MPa de limite de escoamento produzido via tempera direta. Relatório Interno da Usiminas. 2015.
72. KANAZAWA, S. et. al. Improvement of weld fusion zone toughness by fine TiN. *Transactions of the ISIJ*. vol. 16, p. 486-495. 1976.

73. BRAMFITT, B. L., SPEERS, J. G. A perspective on the morphology of bainite. Metallurgical and material transactions A. vol. 21, n°3, p. 817-829. 1988.
74. HARRISON, P. L, HART, P. H. M. HAZ microstructure and its role in the fracture of microalloyed steel weld. The Institute of Materials 2nd Griffith Conference, 1995.
75. GRONG, O. AKSELSSEN, O. M. HAZ toughness of microalloyed steels for offshore. Metal Construction. V. 18, n. 9, p. 557 – 562, 1986.
76. HAZE, T. AIHARA, S. Influence of toughness and size of local brittle zone on HAZ toughness of HSLA steels. In: PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARTIC ENGINEERING (OMAE). Houston, USA, p. 515–523. 1988.
77. KOZASU, I. Metallurgical investigation on the scatter of toughness in the weldment of pressure vessel steel. Welding Research Council Bulletin. n°331, p.35. 1988.
78. TERADA, Y. et al. X100 linepipe with excelente HAZ toughness and deformability. PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARTIC ENGINEERING OMAE Cancun, Mexico. 2003.
79. FURUYA, H., AIHARA, S., MORITA, K. A New Proposal of HAZ Toughness Evaluation Method: Part 2 - HAZ Toughness Formulation by Chemical Compositions. Welding Journal. p. 44-s-50-s, february 2007.
80. IKAWA, H. et al. Effect of MA Constituent on HAZ Toughness of a High Strength Steel. Journal of the Japan Welding Society, vol. 49, n°8, p. 532-537. 1980.
81. KOMIZO, Y. I. e FUKADO, Y. CTOD Properties and MA Constituent in HAZ of C-Mn Microalloyed Steel. Quarterly Journal of the Japan Welding Society. vol.4, n°2, p. 447-452. 1986.
82. GOURGUES, A.F. FLOWER, H.M. LINDLEY, T.C. Electron back scattering diffraction study of acicular ferrite, bainite, and martensite steel microstructure. Materials Science and Technology. vol 16, n° 1, p. 26-40. 2000.
83. MAO, G. CAYRON, C. CAO, R. LOGÉ, R. CHEN, J. The relationship between low-temperature toughness and secondary crack in low-carbon bainitic weld metals. Materials Characterization. vol.145, p.516-526, 2018.
84. LI, X. MA, X. SUBRAMANIAN, S. V. SHANG, C. EBSD characterization of secondary microcracks in the heat affected zone of a X100 pipeline steel weld joint. International Journal of Fracture. vol.193, n°2, p.131-139. 2015.
85. SUBRAMANI, S. MA, X. WANG, X. SHANG, C. ZHANG, X. MIAO, C. COLLINS, L. Control of age shear area in DWTT at low temperature in niobium microalloyed line pipe steel. Proceeding of the 12th International Pipeline Conference, Calgary, Canada. p.10. 2018.
86. OLASOLO, M. URANGA, P. RODRIGUEZ-IBABE, J.M. LÓPEZ, B. Effect of austenite microstructure and cooling rate on transformation characteristics in a low carbon Nb-V microalloyed steel. Materials Science Engineering A. vol.528, n°6, p.2559-2569. 2011.
87. CERTILAS NEDERLAND BV. Cooling time (Delta T8/5)S355 till S960. Disponível em: <http://www.certilas.nl/en/content/cooling-times-delta-t85-s355-till-s960>. Acessado em: janeiro de 2019.
88. DE CARMO E. P. BOODBERG, A. Causes of cleavage fracture in ship plate: hatch corner design. BUREAU OF SHIPS, NAVY DEPARTAMENT. No SSC-16. 1947.

89. MARRA, K. M. et. al. Determinação de ciclos térmicos de soldagem na região da ZAC para varias combinações de aporte de calor, espessura de chapa de depósito e temperatura de preaquecimento. Relatório Interno Usiminas. 1995.
90. MACIEL, T. M. Ciclos térmicos em metais de solda de aços de alta resistência. São Carlos: DEMa/UFSC (Tese de Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais). 1994.
91. ROSENTHAL D. the theory of moving sources of heat and its application to metal treatments, Transaction of ASME. vol.68, p.849-865. 1946.
92. RYKALIN, R. Energy sources for welding, Welding in the World. vol.12, n°9-10, p.227-248. 1974.
93. AMERICAN WELDING SOCIETY, Welding Handbook – Welding Technology. Miami: AWS, vol.1. Caps 1 e 7. 9th ed. 2001.
94. LUENGAS, L. O. et. al. Análise Microestrutural da ZTA Simulada na Gleeble do Aço Duplex SAF 2205: 71° Congresso Anual ABM. Rio de Janeiro, Brasil. Set 2016. .
95. CARVALHO, L. P. Análise da Soldabilidade de Aço API 5L X80MS Por Meio de Simulação Física. Rio de Janeiro: COPPE/UFRJ, (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). 2016.
96. ANDIA, J. L. M. Caracterização Microestrutural, Mecânica e Simulação Física da ZTA em aço API X80. Rio de Janeiro: PUC Rio, (Dissertação de Mestrado em Engenharia de Materiais). 2012.
97. VIEIRA, A. A. H. Avaliação Microestrutural de Aços da Classe API5LX80 Submetidos a Diferentes Ciclos Térmicos. Rio de Janeiro: PUC Rio (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). 2007.
98. OLIVEIRA, V. H. P. M. et. al. Estudo da Zona Afetada Pelo Calor de Aço API 5L X100 com Simulação Computacional e Física. 72° Congresso Anual ABM. São Paulo, Brasil. Out. 2017.
99. CHAVEZ, G. F. S. Simulação Física e Caracterização de Zona Afetadas Pelo Calor de Aços API 5L Grau X80. São Paulo: PUC SP, (Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica). 2011.
100. MYERS P. O. UYEHARA O. A. BORMAN G. L. Fundamentals of heat flow in welding. Welding Research Council Bulletin, New York, n°123. p.52. 1967.
101. SIMUFACT WELDING V.4.0.1, 2014 – MSC Software Corporation.
102. MIRANDA, A. C. M. Simulação numérica das deformações e tensões residuais na fabricação de um componente soldado. Belo Horizonte: PPGEM/UFMG (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica). 2015.
103. MANUAL GLEEBLE. Gleeble Systems and Applications. New York: Dynamic Systems Inc. 1 volume. December 1998.
104. NIPPES, E.F. SAVAGE, W.F. Tests of Specimens Simulating Weld Heat-Affected Zones. Welding Journal. vol.28, p.599-616. 1949.
105. WANG, J. et al. A study of the softening mechanisms of laser-welded DP1000 steel butt joints. Materials & Design. vol.97, p.118–125. 2016.
106. DIN EN 10025-2 Hot Rolled Products of Structural Steels Part 2: Technical Delivery Conditions for Non-Alloy Structural Steels. 2005.
107. DIN EN 10025-4 Hot Rolled Products of Structural Steels Part 2: Technical Delivery Conditions for Thermomechanical Rolled Weldable Fine Grain Structural Steels. 2005.

108. NORMA ASTM E45 – Test methods for determining the inclusion content of steel. Edição 2005; Revisão E1. Versão anterior: 1997.
109. NORMA ASTM E112. Test methods for determination average grain size. Revisão E2. Edição 1996.
110. NORMA ASTM A370. Test methods and definitions for mechanical testing of steel products. Edição 2008; Revisão A. Versão anterior: 2007.
111. VIMALAN G, et al. Phase transformation behaviour in P91 during post weld heat treatment: a gleeble study. Transactions of the Indian Institute of Metals. vol.70, n°3, p.875–885. 2017.
112. HUANG, Q. et al. Dilatometry analysis of dissolution of Cr-rich carbides in martensitic stainless steels. Metallurgical and Materials Transactions A. vol. 48, n°12, p.5771–5777. 2017.
113. SHAHRIARI B, et al. Continuous cooling transformation behavior and the kinetics of bainite formation in a bainitic-martensitic steel. International Journal of Materials Research. vol.108, n°9, p.715–724. 2017.
114. LOPEZ-MARTINEZ, E. et al. Effect of initial microstructure on austenite formation kinetics in high-strength experimental microalloyed steels. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials. vol.22, n°12, p.1304-1312. 2015.
115. CABALLERO, FG., et al. Modelling of kinetics and dilatometric behaviour of austenite formation in a low-carbon steel with a ferrite plus pearlite initial microstructure. Journal of Materials Science. vol. 37, n°16, p.3533–3540. 2002.
116. ASTM E562-89. Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count. Philadelphia. Annual Book of ASTM Standards, p. 502-507. 1989.
117. ZHANG, L. GUO, D. C. A general etchant for revealing prior-austenite grain boundaries in steels. Materials Characterization. vol.30, n°4, p.299-305. 1993.
118. NORMA ASTM E45 – Test methods for determining the inclusion content of steel. Edição 2005; Revisão E1. Versão anterior: 1997.
119. KONG, X. et al. Optimization of Mechanical Properties of High Strength Bainitic Steel Using Thermo-Mechanical and Accelerated Cooling Process. Journal of Materials Processing Technology. vol.217, p.202-210. 2015.
120. BHADESHIA, H, K, D, H. About calculating the characteristics of martensite-austenite constituent. In: Proceedings of the international seminar on welding of high strength pipeline steel. TMS, Araxa, Brasil. 2011.
121. LEE, S-J. CLARKE, K.D. VAN TYNE, C.J. A on-heating dilation conversional model for austenite formation in hypoeutectoid steels. Metallurgical and Materials Transactions A. vol.41, n°9, p.2224-2235. 2010.
122. SAVRAN, V. I. OFFERMAN, S. E. SIETSMA, J. Austenite nucleation and growth observed on the level of individual grain by three-dimensional X-ray diffraction microscopy. Metallurgical and Materials Transactions A. vol.41, p.583-591. 2010.
123. D. SAN MARTIN, T. DE COCK, A. GARCIA-JUNCEDA, F.G. CABALLERO, C. CAPDEVILA, C. GARCIA DE ANDRÉS. Effect of heating rate on reaustenisation of low carbon niobium microalloyed steel, Materials Science and Technology. vol. 24, n°3, p. 266-272. 2008.

124. D. SAN MARTIN, P.E.J. RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, C. GARCÍA DE ANDRÉS. In situ study of austenite formation by dilatometry in a low carbon microalloyed steel. *Scripta Materiali*. vol. 58, p. 926-929. 2008.
125. K.D. CLARKE, C.J. VAN TYNE, R.E. HACKENGERG. Induction hardening 5150 steel: Effects of initial microstructure and heating rate, *Journal of Materials Engineering and Performance*. vol.20, n°2, p.161-168. 2011.
126. BHADSHIA, H. K. D. H. SVENSSON, L.E. *Journal of Materials science*. vol. 24, p. 3180-3188. 1989.
127. PAWLOWSKI, B. Dilatometric examination of continuously heated austenite formation in hypoeutectoid steels. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. vol.54, n°2, p.185–193. 2012.
128. LIU, T. et. al. Dilatometric determination of four critical temperatures and phase transition fraction for austenite decomposition in hypo-eutectoid steels using peak separation method. *Journal of Materials Research*. vol.33, n°8, p.967-977. 2018.
129. YANG, J. R. BHADSHIA, H. K. D. H. Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Denver USA, AIME, p. 549-563. Feb. 1987. .
130. PURDY, G.R. HILLERT, M. On the nature of the bainite transformation in steels. *Acta Metallurgica*. vol.32, n°6, p.823-828. 1984.
131. HARRISON, P. L. FARRAR, R.A. Application of continuous cooling transformation diagrams for welding of steels. *International Materials Reviews*. vol. 34, n°1, p. 35-51, 1989.
132. DE MEESTER, B. The Weldability of Modern Structural TMCP Steel. *ISIJ International*. vol. 37, n°6, p. 537-551. 1997.
133. DEVILLERS, L. KAPLAN, D. JANSEN, J.P. Aspects métallurgiques et mécaniques de la tenacité des zones affectées par la chaleur. *La revue de métallurgie-CIT*, p. 267-282, mar. 1988.
134. HANUS, F. E. Proc. 7th Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, The Hague, The Netherlands, ASME, p. 509-513, mar. 1989.
135. LIAN, B. DENYS, R. M. Proc. 9th Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Houston, USA, ASME, feb. 1990.
136. ECHEVERRIA, A. RODRIQUEZ-IBABE, J. M. The role of grain size in brittle particle induced fracture of steels. *Materials Science and Engineering A*. vol. 346, n°1-2, p. 149-158. 2003.
137. CHE, J. H. ZHU, L. MA, H. On the scattering of the local fracture stress. *Acta Metallurgica et Materialia*, vol. 38, n°12, p. 2527-2535. 1990.
138. WU, S. J. DAVIS, C. L. Effect of duplex ferrite grain size distribution on local fracture stresses of Nb-microalloyed steels. *Materials Science and Engineering A*. vol. 387-389, n°1-2, p.456-460. 2004.
139. VOORT, G. F. V. Analysis of grain size distributions . *Advanced Materials & Processes*. vol. 175, n°2 p.21-23. february/march 2017.
140. VOORT, G. F. V. *Metallography Principles and Practice*. ASM International. McGraw Hill, New York. p. 773. 1999.
141. ANDERSON, T. W., DARLING, D. A. Asymptotic theory of certain "goodness-of-fit" criteria based on stochastic processes. *Annals of Mathematical Statistics*. vol. 23, p. 193–212. 1952.



142. RAZALI, N. WAH, Y. Power comparisons of Shapiro–Wilk, Kolmogorov–Smirnov, Lilliefors and Anderson–Darling tests. *Journal of Statistical Modeling and Analytics*. vol.2, n°1, p.21–33. 2011.
143. BATTE, A.D. e KIRKWOOD, P.R. Developments in the Weldability and toughness of Steels for Offshore Structure. In: *INTERNATIONAL CONFERENCE ON MICROALLOYING*, 88. EUA. Anais EUA: ASME 1988, p. 175-188. 1988.
144. ALÉ, R. M. et al. Soldagem de Aços de Alta Resistência Produzidos via Resfriamento Acelerado. In: *CONGRESSO ABM*, 65., 2010, Brasil. Anais... Brasil: ABM, 2010.
145. DAVIDSON, J. A. KONKOL, P. J. SOVAK, J. F. *Welding Research Council Bulletin*, n345, p. 43. 1989.
146. LAZOR, R. B. McDONALD, R. D. GLOVER, A. G. Properties of welds in thick section Nb-containing steels. *Welding in energy-Related Projects*, p.1-9. 1984.
147. RITCHIE, R. O. KNOTT, K. F. Micro cleavage cracking during fatigue crack propagation in low strength steel. *Materials Science and Engineering*. vol.14, n°1, p.7-14. 1974.
148. GLADMAN, T. The physical metallurgy of microalloyed steels. Book 615, The Institute of Materials, London, 1997.
149. LEE, S. KIM, B. C. LEE, D. Y. Fracture mechanism in coarse grained HAZ of HSLA. *Scripta Metallurgica*. vol.23, n°6, p.995-1000. 1989.
150. MATSUDA ,F. LI, Z. BERNASOVSKY, P. et al. An investigation on the behaviour of the MA constituent in simulated HAZ of HSLA steels. *Welding in the World*. vol.29, n°9/10, p.307-313. 1991.
151. IKAWA, H. OSHIGE, H. TANOUE, T. Effect of martensite-austenite constituents on HAZ toughness of high strength steel. *American Technical Society, IIW Doc. IX-1156-80*, p.11. 1980.
152. ALE, R. M. REBELLO, M. A. CHARLIER, J. A metallographic technique for detecting martensite-austenite constituents in the weld heat affected zone of a micro alloyed steel. *Materials Characterization*. vol. 37, p. 89-93. 1996.
153. MARDER, A. R. BENSCOTER A. O. Quantitative microanalysis of dual phase steels. *Metallography*. vol.15, n°1, p.73-85. 1982.
154. AKSELSEN, O.M. GRONG, O. SOLBERG, J.K. *Materials Science and Technology*. vol. 3. p. 649-655. 1987.
155. KOO, J. Y. OZEKELN, A. *Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels*, Denver, USA, AIME, p. 119-135. Feb. 1987.
156. AKSELSEN, O.M. SOLBERG, J.K. GRONG, O. *Scandinavian Journal of Metallurgy*. vol. 17, p. 194-200. 1982.
157. BOUYNE E, FLOWER HM, LINDLEY TC, PINEAU A. Use of EBSD technique to examine microstructure and cracking in a bainitic steel. *Scr Mater*. Vol 39, p. 295-300. 1998.
158. LI, Y. BAKER, TN. Effect of morphology of martensite-austenite phase on fracture of weld heat affected zone in vanadium and niobium microalloyed steels. *Materials Science and Technology*. vol 26, n°9, p. 1029-1040. 2010.
159. LAMBERT-PERLADE A, et. al. Mechanisms and modeling of cleavage fracture in simulated heat-affected zone microstructures of a high-strength low alloy steel. *Metallurgical and Material Transactions A*. vol.35, n°3, p.1039-1053. 2004.

160. GRABULOV A, PETROV, R. ZANDBERGEN HW. EBSD investigation of the crack initiation and TEM-FIB analyses of the microstructural changes around the cracks formed under rolling contact fatigue (RCF). *International Journal Fatigue*. vol.32, n°3, p.576-583. 2010.
161. NOHAVA, J. HAUSILD, P. KARLIK, M. BOMPARD, P. Electron backscattering diffraction analysis of secondary cleavage cracks in a reactor pressure vessel steel. *Materials Characterization*. vol.49, n°3, p.211-217. 2003.
162. VENEGAS, V. CALEYO, F. GONZALEZ, KL, BAUDIN, T. HALLEN, JM. PENELLE, R. EBSD study of hydrogen-induced cracking in API-5 L-X46 pipeline steel. *Scripta Materialia*. vol.52, n°2, p.147-152. 2005.
163. JIAN, HG. JIANG, F. WEI, LL. ZHENG, XY. WEN, K. Crystallographic mechanism for crack propagation in the T7451 Al-Zn-Mg-Cu alloy. *Materials Science and Engineering A*. vol.527, n°21-22, p. 5879-5882. 2010.
164. ZHU, K. BOUAZIZ, O. OBERBILLIG, C. HUANG, M. An approach to define the effective lath size controlling yield strength of bainite. *Materials Science and Engineering A*. vol.527, n°24-25, p.6614-6619. 2010.
165. FAN, L. ZHOU, D. WANG, T. LI, S. WANG, Q. Tensile properties of an acicular ferrite and martensite/austenite constituent steel with varying cooling rates. *Materials Science Engineering A*. vol. 590, p. 224-231. 2014.
166. GRIFFITH A.A. The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical Transactions of the Royal Society A*. vol. A 221, p. 163-198. 1921.
167. NAYLOR, J. P. The influence of the lath morphology on the yield stress and transition temperature of martensitic-bainitic steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. vol.10, n°7, p.861-873. 1979.
168. SHIRAHATA, H. et al. YP 460 N/mm<sup>2</sup> class heavy thick plate with excellent brittle crack arrestability for mega container ships. *Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report*. n°110. september, 2015.