Tadeu Messias Donizete Borba

AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE ATRAVÉS DE SIMULAÇÃO FÍSICA E DA TENACIDADE À FRATURA DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO API X80 APLICADO EM ESTRUTURAS OFFSHORE



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
2024

Tadeu Messias Donizete Borba

AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE ATRAVÉS DE SIMULAÇÃO FÍSICA E DA TENACIDADE À FRATURA DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO API X80 APLICADO EM ESTRUTURAS OFFSHORE

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA.**

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Louriel Oliveira Vilarinho

UBERLÂNDIA - MG

2024

Ficha Catalográfica Online do Sistema de Bibliotecas da UFU
com dados informados pelo(a) próprio(a) autor(a).

B726 2024

Borba, Tadeu Messias Donizete, 1983-
AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE ATRAVÉS DE SIMULAÇÃO FÍSICA E DA TENACIDADE À FRATURA DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO API X80 APLICADO EM ESTRUTURAS OFFSHORE [recurso eletrônico] / Tadeu Messias Donizete Borba. - 2024.

Orientador: Louriel Oliveira Vilarinho.
Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Uberlândia, Pós-graduação em Engenharia Mecânica.
Modo de acesso: Internet.
Disponível em: http://doi.org/10.14393/ufu.te.2025.230
Inclui bibliografia.

1. Engenharia mecânica. I. Vilarinho, Louriel Oliveira,1975-, (Orient.). II. Universidade Federal de Uberlândia. Pós-graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 621

Bibliotecários responsáveis pela estrutura de acordo com o AACR2:

Gizele Cristine Nunes do Couto - CRB6/2091
Nelson Marcos Ferreira - CRB6/3074

UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
Av. João Naves de Ávila, nº 2121, Bloco 1M, Sala 212 - Bairro Santa Mônica, Uberlândia-MG, CEP 38400-902
Telefone: (34) 3239-4282 - www.posmecanicaufu.com.br - secposmec@mecanica.ufu.br

ATA DE DEFESA - PÓS-GRADUAÇÃO

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Mecânica				
Defesa de:	Tese de Doutorado, número 392, PGGEM				
Data:	19/12/2024	Hora de início:	08:00	Hora de encerramento:	11:36
Matrícula do Discente:	12013EMC016				
Nome do Discente:	Tadeu Messias Donizete Borba				
Título do Trabalho:	Avaliação da Soldabilidade Através de Simulação Física e da Tenacidade à Fratura de Juntas Soldadas de Aço API X80 Aplicado em Estruturas Offshore				
Área de concentração:	Materiais e Processos de Fabricação				
Linha de pesquisa:	Processos de Fabricação (Usinagem e Soldagem)				
Projeto de Pesquisa de vinculação:	Desenvolvimento de Tecnologias de Deposição 4.0 com Inovação, Gestão e Inclusão				

Reuniu-se por videoconferência, a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação, assim composta: Prof. Dr. Mateus Barancelli Schwedersky - UFSC; Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense - UFMG; Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho - UFU; Prof. Dr. Márcio Bacci da Silva - UFU e Prof. Louriel Oliveira Vilarinho, orientador(a) do(a) candidato(a).

Iniciando os trabalhos o(a) presidente da mesa, Prof. Louriel Oliveira Vilarinho, apresentou a Comissão Examinadora e o candidato(a), agradeceu a presença do público, e concedeu ao Discente a palavra para a exposição do seu trabalho. A duração da apresentação do Discente e o tempo de arguição e resposta foram conforme as normas do Programa.

A seguir o senhor(a) presidente concedeu a palavra, pela ordem sucessivamente, aos(às) examinadores(as), que passaram a arguir o(a) candidato(a). Ultimada a arguição, que se desenvolveu dentro dos termos regimentais, a Banca, em sessão secreta, atribuiu o resultado final, considerando o(a) candidato(a):

Aprovado.

Esta defesa faz parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor.

O competente diploma será expedido após cumprimento dos demais requisitos, conforme as normas do Programa, a legislação pertinente e a regulamentação interna da UFU.

v

Nada mais havendo a tratar foram encerrados os trabalhos. Foi lavrada a presente ata que após lida e achada conforme foi assinada pela Banca Examinadora.

Documento assinado eletronicamente por **Louriel Oliveira Vilarinho**, **Professor(a) do Magistério Superior**, em 19/12/2024, às 11:39, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015.

Documento assinado eletronicamente por **Alexandre Queiroz Bracarense**, **Usuário Externo**, em 19/12/2024, às 11:39, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015.

Documento assinado eletronicamente por **Waldek Wladimir Bose Filho**, **Usuário Externo**, em 19/12/2024, às 11:39, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015.

Documento assinado eletronicamente por **Marcio Bacci da Silva**, **Professor(a) do Magistério Superior**, em 19/12/2024, às 11:39, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015.

Documento assinado eletronicamente por **Mateus Barancelli Schwedersky**, **Usuário Externo**, em 19/12/2024, às 11:41, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015.

A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **5976811** e o código CRC **9B1C057A**.

Referência: Processo nº 23117.088574/2024-75 SEI nº 5976811

Dedico,

A Deus.

Aos meus pais.

A minha esposa, Laura.

A minha querida vovó dona Neném.

Ao meu afilhado Kaique e aos meus sobrinhos, Ester, Augusto, Linda e Susana.

AGRADECIMENTOS

A Deus, meu refúgio e minha fortaleza em quem confio.

Aos meus pais, exemplos de amor, dedicação, dignidade, fé, trabalho e humildade.

A minha esposa Laura pela paciência, compreensão e apoio durante toda a execução desse trabalho.

A minha avó e tios pelo encorajamento a constante busca pelo saber.

Ao professor Louriel Vilarinho, pela paciência, orientação e por ter incentivado na realização desse trabalho.

Aos membros da banca, Alexandre Bracarense, Mateus Barancelli Schwedersky, Marcio Bacci e Waldek Wladimir que doaram tempo e experiência para aperfeiçoar esta tese.

Ao Odair José, Wagner Flores e ao professor Julian Diaz pelos ensinamentos em mecânica da fratura.

Ao Heitor Cezar pelos ensaios de CTOD.

Ao meu amigo Felipe Finamor pela troca de conhecimento e apoio na execução dos modelos de *Machine Learning*.

A Usiminas por apoiar na execução desse trabalho.

A empresa ESAB pelos consumíveis e realização da soldagem dos diversos corpos de prova.

Aos meus colegas pesquisadores Eugênio T. de Carvalho, Fábio D. Murari, Jean V. Bahia, Marcus V. P. Arruda, Fernando de S. Costa, Júlio C. de S. Zorzi e Marco A. Wolff pelo apoio durante a realização de experimentos, discussões, aprendizado, revisão do texto e, principalmente, pela amizade.

Finalmente a todos da Diretoria Sênior de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas especialmente ao Marco A. P. Santos, Anderson X. Amorim, Samuel D. Reis, Sislene A. B. Pires, Gustavo G. Rodrigues, Valdilei S. Lage, Rodolfo, J. C. Silva, João V. S. de Oliveira, José G. Teles, Bruno H. G. Assis, Margaret M. S. Barcelos, Fleudiane, C. S. de Oliveira, Marilia F. O. Caizer, Larissa Arnold e Gisele A. Souza que, direta ou indiretamente, contribuíram para a concretização desse sonho.

BORBA, T. M. D. **Avaliação da Soldabilidade Através de Simulação Física e da Tenacidade à Fratura de Juntas Soldadas de Aço API X80 Aplicado em Estruturas Offshore.** 2024. 319 f. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, Minas Gerais, Brasil.

RESUMO

Estruturas e equipamentos *offshore*, utilizados tanto para a extração de petróleo quanto para a geração de energia eólica, são constantemente expostos a condições extremas, como baixas temperaturas, corrosão e carregamentos cíclicos. Dessa forma, para garantir a integridade de tais componentes, é exigido o emprego de materiais com excelentes propriedades mecânicas e boa soldabilidade. Nesse sentido, os principais comitês, institutos e sociedades normativas criaram procedimentos para avaliar e certificar a soldabilidade de aços aplicados na indústria *offshore*. As pré-qualificações APIRP2Z (2005), EN10225 (2009) e DNV OS F101 (2000) são documentos que foram concebidos para assegurar que aços desenvolvidos para essas aplicações apresentem excelente tenacidade na zona afetada pelo calor (ZAC). Diante deste contexto, este trabalho visou avaliar a soldabilidade do aço API X80, de 37,5 mm de espessura, produzido pela Usiminas por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado (TMCP - *Thermomechanical Controlled Process*) especialmente para esse setor. Na primeira parte da tese estudou-se o efeito dos processos de soldagem FCAW (*Flux Cored Arc Welding*) e SAW (*Submerged Arc Welding*) e do tratamento térmico pós-soldagem (*Post Weld Heat Treatment* - PWHT) sobre a tenacidade da ZAC por meio dos ensaios de tenacidade ao impacto Charpy-V e CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*). Em seguida, a influência de diferentes ciclos térmicos de soldagem nas transformações microestruturais, propriedades em tração e tenacidade ao impacto da região de grãos grosseiros (GGZAC) foi investigada por meio de simulação física empregando os equipamentos dilatômetro e Gleeble. Constatou-se que o aço em questão, soldado com os aportes térmicos 0,8 (FCAW) e 4,5 kJ/mm (SAW), com e sem a aplicação de PWHT, apresentou características de soldabilidade satisfatórias para a construção de estruturas e componentes *offshore*. Além disso, a metodologia desenvolvida neste trabalho por meio da simulação física auxiliou na determinação dos ciclos térmicos limítrofes para os quais o aço API X80 apresenta propriedades adequadas para a sua aplicação, demonstrando ser uma ferramenta apropriada para o desenvolvimento da sua engenharia de aplicação.

Palavras-chave: Aço API X80; *Offshore*; FCAW; SAW; ZAC; Aporte térmico; PWHT; Mapeamento de dureza; CTOD; Charpy-V; Gleeble; Dilatômetro.

BORBA, T. M. D. **Assessment of Weldability Through Physical Simulation and Fracture Toughness of API X80 Steel Welded Joints Applied To Offshore Structures**. 2024. 319 p. PhD Thesis, Federal University of Uberlândia, Uberlândia, MG, Brazil.

ABSTRACT

Offshore structures and equipment, used for both oil extraction and wind power generation, are constantly exposed to extreme conditions, such as low temperatures, corrosion and cyclic loading. Therefore, to ensure the integrity of such components, the use of materials with excellent mechanical properties and good weldability is required. In this sense, the main committees, institutes and normative societies have created procedures to evaluate and certify the weldability of steels applied in the offshore industry. The APIRP2Z (2005), EN10225 (2009) and DNV OS F101 (2000) prequalifications are documents that were designed to ensure that steels developed for these applications present excellent toughness in the heat-affected zone (HAZ). In this context, this study aimed to evaluate the weldability of API X80 steel, 37.5 mm thick, produced by Usiminas by controlled rolling followed by accelerated cooling (TMCP - Thermomechanical Controlled Process) especially for this sector. In the first part of the thesis, the effect of the FCAW (Flux Cored Arc Welding) and SAW (Submerged Arc Welding) welding processes and the post weld heat treatment (PWHT) on the toughness of the HAZ were studied through the Charpy-V and CTOD (Crack Tip Opening Displacement) impact toughness tests. Then, the influence of different welding thermal cycles on the microstructural transformations, tensile properties and impact toughness of the coarse grain region (CGHAZ) was investigated by means of physical simulation using the dilatometer and Gleegle equipments. It was found that the steel in question, welded with heat inputs of 0.8 (FCAW) and 4.5 kJ/mm (SAW), with and without the application of PWHT, presented satisfactory weldability characteristics for the construction of offshore structures and components. Furthermore, the methodology developed in this work through physical simulation helped in determining the limiting thermal cycles for which API X80 steel presents suitable properties for its application, demonstrating that it is an adequate tool for the development of its application engineering.

Keywords: TMCP API X80 steel; Offshore; HAZ; Heat Input; PWHT; CTOD; Charpy-V; Gleeble; Dilatometer.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Embotamento da trinca no ensaio DENT do aço DP780 (GUTIÉRREZ et al., 2013). 34

Figura 3.2 - Definições alternativas de CTOD: a) deslocamento na ponta original da trinca; b) restrição ao crescimento da trinca, e c) intercepto a 90° (adaptado de ANDERSON, 2017).....35

Figura 3.3 - Medição física do CTOD realizada por diferentes pesquisadores. 35

Figura 3.4 - Os diferentes modos de carregamento: modo I: carregamento trativo; modo II: carregamento de cisalhamento, e modo III: carregamento lateral ou rasgamento.....36

Figura 3.5 - Corpos de prova utilizados nos ensaios de mecânica da fratura ((ANDERSON, 2017). 37

Figura 3.6 – Tenacidade à fratura em função da geometria do CP (CHIESA et al., 2001). 38

Figura 3.7 - Alternativa para a realização de compressão lateral. Adaptado de ISO-15653 (2018).....41

Figura 3.8 - Superfície de fratura de CPs tipo SE(B) de juntas soldadas FSW do aço API X80 de 15 mm de espessura submetidos ao ensaio de CTOD a 25°C. a) sem alívio de tensões; (b) Compressão lateral; (c) Compressão lateral mais entalhe lateral com 10% de profundidade de cada lado do CP (DIAZ, 2016).....41

Figura 3.9 - Corpo de prova SE(B) e modelo da rótula plástica aplicado para estimar o valor de CTOD (ANDERSON, 2017). 43

Figura 3.10 - Os seis possíveis casos de diagrama P x Vp em um ensaio de CTOD (adaptado de BS1448, 1991).....44

Figura 3.11 - Ilustração esquemática da deformação assimétrica de juntas soldadas com variação de propriedades mecânicas (adaptado dos trabalhos de HAMBURG, 1998; DONATO, 2008 e KOÇAK, 2010).....46

Figura 3.12 - Efeito da diferença de propriedades entre MS e MB no ensaio de CTOD (adaptado de KOÇAK, 2010). 48

Figura 3.13 - Variação do limite de escoamento em relação ao tipo de aço e a região *undermatching*. As setas vermelhas indicam o caminho de uma eventual trinca (adaptado de DENYS, 1989, 1990).....49

Figura 3.14 - Desenho esquemático das diferentes regiões da ZAC. (ZERBST, 2019).....51

Figura 3.15 - Ilustração da solubilização de diferentes precipitados na austenita e do tamanho de grão austenítico na GGZAC em função da presença de diferentes precipitado (adaptado de KANAZAWA, 1976). 53

Figura 3.16 - 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: CGγ. Adaptado de Borba et al., 2020). 53

Figura 3.17 - MA observado via MEV (1 kV) após ataque com reativo Villela e via MET.....55

Figura 3.18 – Efeito do tempo de resfriamento e da composição quimica na formação do MA. 56

Figura 3.19 - Tenacidade ao impacto e CTOD na ICGGZAC em CPs simulados na Gleeble. 58

Figura 3.20 - Efeito do aporte térmico na formação, na morfologia do constituinte MA e nos resultados de CTOD de ZACs simuladas. Adaptado de Yang et al. 2019.....59

Figura 3.21 - Efeito do MA na tenacidade da GGZAC e ICGGZAC. Adaptado de Fu et al. (2022).....59

Figura 3.22 - Mecanismo de propagação de fratura na GGZAC. TGy: Grão austenítico prévio; CAA: contorno de alto ângulo; CONV.: aço convencional; UHHIW: aço TMCP Ultra High Heat Imput Welding (BORBA et al., 2020). 60

Figura 3.23 - Ilustração esquemática da relação entre microestrutura e tenacidade da ZAC e 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 TERADA, 2003; BORBA et al., 2016, 2017). 63

Figura 3.24 - Representação esquemática das etapas de laminação e tratamento térmico para os distintos modos de processamento dos aços. Adaptado de Mabuchi et al. (1997) por Borba (2019a). 67

Figura 3.25 - 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. (1993) por Borba (2019a). 69

Figura 3.26 - Processos de refino e fluxo ilustrando os principais fenômenos metalúrgicos que ocorrem em cada etapa do processamento termomecânico. Adaptado de Defourny (1994) e Okamoto et al. (1990) por Borba (2019a). 70

Figura 3.27 - Ilustração esquemática do TGγ na produção do aço TMCP. Adaptado de Nishioka (2000) por Borba (2019a). 72

Figura 3.28 - 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. (1990) por Borba (2019a). 72

Figura 3.29 - 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. (1997) por Borba (2019a). 73

Figura 3.30 - Conexão da coluna de revestimento com a cabeça de poço, o BOP, o riser e a plataforma. Adaptado de Rocha e Azeved (2009). 77

Figura 3.31 - Diferentes aplicações do aço API X80 no setor de estruturas offshore. Fonte: autor. 78

Figura 4.1 - Fluxograma geral da pesquisa. 79

Figura 4.2 - Fluxograma da amostragem do metal de base. 80

Figura 4.3 - Representação esquemática da configuração do chanfro para o ensaio Tekken (cotas em mm). (BORBA, 1019a). 81

Figura 4.4 - Desenho esquemático do ensaio de dureza Vickers. Carga: 1 kgf. Autor. 83

Figura 4.5 - Exemplo de alguns dos diagramas extraídos do trabalho de Zhang e Farrar (1995). 87

Figura 4.6 - Exemplo de diagramas utilizados nesse trabalho extraídos do trabalho de Zhang e Farrar (1995)..... 87

Figura 4.7 - Diagrama ilustrando as principais etapas para a criação do modelo de ML. Autor. 88

Figura 4.8 - Fluxograma ilustrando as principais etapas dos ensaios de soldabilidade. 89

Figura 4.9 - Desenho esquemático do chanfro e da montagem das juntas com as peças de ancoramento. Autor..... 90

Figura 4.10 - Corpo de prova do tipo SE(B). (ANDERSON, 2017). 95

Figura 4.11 - Fluxograma ilustrando as principais etapas da simulação física. 96

Figura 4.12 - Ilustração esquemática dos CPs utilizados nos ensaios dilatométricos. Autor. 98

Figura 4.13 - Curva dilatométrica durante o aquecimento ilustrando a temperatura de pico do segundo ciclo. Autor. 98

Figura 4.14 - Ilustração de um dos ciclos térmicos da ICGGZAC simulado. Autor. 99

Figura 4.15 - Curva dilatométrica e a respectiva derivada temporal em função da temperatura. FP: ferrita proeutetóide; P: perlita; PTI: produtos formados em temperaturas intermediárias – FSA, FSN, FWI; M: martensita. (BORBA, 2019a). 100

Figura 4.16 - Deconvolução da curva de derivada temporal em função da temperatura via *software* Origin®2022b. Autor. 100

Figura 4.17 - Quantificação de microconstituintes através da manipulação das curvas de Band Slope obtidas da análise via EBSD. Autor. 101

Figura 4.18 - Quantificação de microconstituintes através da manipulação das curvas de misorientation angle obtidas da análise via EBSD. Autor. 101

Figura 4.19 - Ciclos térmicos simulados na Gleeble. Autor.....102

Figura 4.20 - Mapa de dureza Vickers construídos via software Matlab® realizado longitudinalmente ao CP simulado da GGZAC no equipamento Gleeble. Autor.....103

Figura 4.21 - Ilustração esquemática dos corpos de prova. Autor. 103

Figura 5.1 - Apresentação dos resultados.....104

Figura 5.2 - Diagrama de Graville para o aço API X80. 105

Figura 5.3 - Curva de variação da dureza máxima da ZAC do aço estudado, em função do tempo de resfriamento de 800°C e 500°C (∆t8/5).....107

Figura 5.4 - Aspecto geral das inclusões observado nas amostras como polida. 109

Figura 5.5 - Avaliação do tamanho de grão ferrítico efetivo (TGe) via EBSD do aço API X80.....110

Figura 5.6 - Aspecto microestrutural observado no MB via MEV. Atque: nital 4%. 111

Figura 5.7 - Fração volumétrica dos precipitados em função da temperatura, via ThermoCalc. 111

Figura 5.8 - Resultados do ensaio de dureza Vickers ao longo da espessura do metal base.....112

Figura 5.9 - Resultados do ensaio de tração no metal base. 113

Figura 5.10 - Resultados do ensaio de impacto Charpy-V realizados no metal base. 115

Figura 5.11 - Curva de impacto Charpy-V vs. temperatura. Ajuste hiperbólico (FTH). 117

Figura 5.12 - Resultados de CTOD realizados no metal base. 118

Figura 5.13 - Resultado do ensaio Tekken.....120

Figura 5.14 - Aspecto dos CPs antes e após o ensaio Tekken. 121

Figura 5.15 - Correção da temperatura de pré-aquecimento determinada no ensaio Tekken. 122

Figura 5.16 - Curvas mestras do Método Gráfico para determinação da temperatura de pré-aquecimento em soldagem. Adaptado de Yurioka e Kasuya (1994). 125

Figura 5.17 - Correção do valor do CEN em função do temor de hidrogênio difusível do metal de solda, para aplicação no cálculo da temperatura de pré-aquecimento através do Método Gráfico. Adaptado de Yurioka e Kasuya (1994). 125

Figura 5.18 - Correção do valor do CEN em função do aporte térmico de soldagem e do valor do CE(IIW) do aço, para aplicação no cálculo da temperatura de pré-aquecimento através do Método Gráfico. Adaptado de Yurioka e Kasuya (1994). 125

Figura 5.19 - Amostras das juntas soldadas utilizadas na análise de composição química. 128

Figura 5.20 - Diagrama de Graville para os metais de solda. 129

Figura 5.21 - Mapa de correlação de Pearson.....131

Figura 5.22 - Fluxograma ilustrando as etapas empregadas para a predição dos diagramas CCTs via Machine Learning. 132

Figura 5.23 - Comparação dos algoritmos através dos erros MAE e RMSE obtidos no treinamento.....134

Figura 5.24 - Comparação dos algoritmos através dos valores de R2 obtidos no treinamento.....134

Figura 5.25 - Dispersão dos resultados intermediários na eficácia de predição via KNN.....135

Figura 5.26 - comparação entre os modelos KNN, GLM, XGB e RF.....135

Figura 5.27 - Comparação dos dados reais com o diagrama CCT previsto pelo modelo de Machine Learning desenvolvido. 137

Figura 5.28 - Aplicação do modelo de ML desenvolvido para a previsão das temperaturas de início e fim de transformação dos MS SAW e FCAW.....140

Figura 5.29 - Resumo gráfico da avaliação de tenacidade ao impacto Charpy-V realizado nas juntas soldadas do aço API X80. 141

Figura 5.30 - Resumo gráfico da avaliação da tenacidade à fratura via CTOD realizado nas juntas soldadas do aço API X80. 141

Figura 5.31 - Junta FCAW (0,8 kJ/mm). 35 passes e 11 camadas. Ataque nital 4%. 143

Figura 5.32 - Junta SAW (4,5 kJ/mm). 18 passes e 7 camadas. Ataque nital 4%. 144

Figura 5.33 - Resultados de dureza realizados na escala Vickers com carga de 1 kgf nas juntas FCAW. 147

Figura 5.34 - Resultados de dureza realizados na escala Vickers com carga de 1 kgf nas juntas SAW. 148

Figura 5.35 - Microestrutura via MO e MEV do metal de solda das juntas FCAW e SAW. Ataque nital 4%. 150

Figura 5.36 - Microestrutura via MO e MEV da ICZAC e GGZAC. Junta FCAW. Ataque nital 4%. 152

Figura 5.37 - Microestrutura via MO e MEV da ICZAC e GGZAC. Junta SAW. Ataque nital 4%. 153

Figura 5.38 - Microestrutura via MEV da região de grão grosseiros da ZAC reaquecida intercriticamente por passe subsequente evidenciando a segunda fase (MAC). Ataque nital 4%.‘ 154

Figura 5.39 - Resultado do ensaio de impacto Charpy-V realizado na temperatura de -30°C em CPs amostrados na face e na raiz das juntas FCAW e SAW, com entalhes posicionados no MS, na GGZAC e no final da ZAC (MB/ZAC), com e sem a utilização de PHWT 156

Figura 5.40 - Ilustração do posicionamento dos entalhes na macrografia e nos mapas de dureza para ambas a juntas soldadas, na face e na raiz do cordão e na condição com e sem PWHT. Posição do entalhe da esquerda para a direita: MB/ZAC, GG e MS. 157

Figura 5.41 - Variação da linearidade da linha de fusão ao longo da junta FCAW. 158

Figura 5.42 - Resultado do ensaio de impacto Charpy-V realizado com diferentes temperaturas em CPs amostradas na face das juntas FCAW e SAW, com entalhes posicionados no MS, na GGZAC e no final da ZAC (MB/ZAC), com e sem a utilização de PHWT. Para cada temperatura de cada condição foram ensaiados três CPs. 159

Figura 5.43 - Resultado do ensaio de impacto Charpy-V realizado com diferentes temperaturas em CPs amostradas na raiz das juntas FCAW e SAW, com entalhes posicionados no MS, na GGZAC e no final da ZAC (MB/ZAC), com e sem a utilização de PHWT. Para cada temperatura de cada condição foram ensaiados três CPs. 160

Figura 5.44 - Curvas de transição para a GGZAC ajustada via função tangente hiperbólica. 162

Figura 5.45 - Efeito da fração das regiões GGZAC e ZAC reaquecida (RZAC) amostradas pelo entalhe na energia de impacto Charpy-V normalizada pelo valor médio para cada temperatura de ensaio 163

Figura 5.46 - Região reaquecida da ZAC da junta FCAW evidenciando que o local preferencial de formação do constituinte MA é no CGy. 165

Figura 5.47 - CPs com entalhe na ZAC após ensaio de CTOD evidenciando a variação da extensão da trinca de fadiga. 167

Figura 5.48 - Macrografias de seções transversais à trinca de fadiga comparativamente com as respectivas sobras do entalhe realizado por eletroerosão. 168

Figura 5.49 - Entalhe posicionado incorretamente, distante da região GGZAC. 170

Figura 5.50 - Entalhe amostrando uma menor fração da região GGZAC. 170

Figura 5.51 - Amostragem de diferentes regiões ao longo do comprimento do entalhe para os CPs das juntas soldadas FCAW e SAW, respectivamente. Seta branca: MS; Seta amarela: GGZAC. Ataque: Nital 4%. 171

Figura 5.52 - Curva de Carga vs. CMOD para um CP da junta FCAW com entalhe na GGZAC ensaiado na temperatura de -10°C e com CTOD igual a 0,43mm. 172

Figura 5.53 - Exemplo da curva de Carga vs. CMOD para CPs com entalhe posicionado na GGZAC retirados da junta FCAW e SAW e ensaiados -10°C. 172

Figura 5.54 - Resultados do ensaio CTOD realizado nas juntas soldadas com o entalhe posicionado ao longo da espessura na GGZAC, na interface da ZAC(MB/ZAC), no MS e no MB nas condições com e sem a aplicação de PWHT. 173

Figura 5.55 - Regiões amostradas pelo entalhe dos CPs retirados na GGZAC.....175

Figura 5.56 - Relação entre a fração da região GGZAC amostrada pelo entalhe e o valor de CTOD para os CPs retirados próximos a linha de fusão. 175

Figura 5.57 – Resumo gráfico da simulação física para o desenvolvimento de um diagrama de soldabilidade. Autor. 177

Figura 5.58 - Variação das temperaturas de início e fim de austenitização em relação a velocidade de aquecimento. 179

Figura 5.59 - Taxa de transformação austenítica. 180

Figura 5.60 – Exemplo das curvas dilatométricas e as respectivas derivadas temporais em função da temperatura. 183

Figura 5.61 – Exemplos da deconvolução das curvas de derivadas temporais em função da temperatura via software Origin®2022b.....184

Figura 5.62 - Microestrutura observada na GGZAC simulada para algumas das condições resfriamento. Ataque com reativo químico nital 4%. 190

Figura 5.63 - Quantificação dos microconstituintes observados em cada condição de resfriamento.....191

Figura 5.64 - Fração dos constituintes determinados pelo método da deconvolução.....191

Figura 5.65 - Resultado de dureza na escala Vickers com carga de 1 kgf para cada condições de resfriamento simulada. 191

Figura 5.66 - Diagrama CCT para a região de GGZAC simulada para o aço API X80. 192

Figura 5.67 - Exemplo de um dos ciclos térmicos simulados. 193

Figura 5.68 - Alteração das temperaturas de transformação entre o primeiro e o segundo ciclo térmico, tanto no aquecimento quanto no resfriamento. TXL: taxa de resfriamento lento; TXI&E: Taxa de resfriamento intermediário e elevado. 194

Figura 5.69 - Resultado de dureza na escala Vickers com carga de 1 kgf para todos os CPs simulados..... 195

Figura 5.70 - Resultado da quantificação do constituinte MA empregando o software ImageJ® e resultados de análise via EBSD. 197

Figura 5.71 - Resultado da análise via EBSD realizada em algumas amostras para a determinação do constituinte MA.....198

Figura 5.72 - Efeito da velocidade de resfriamento na formação de MA na ZAC.....199

Figura 5.73 - Ciclo térmico simulado na condição de Φ8/5 = 0,5°C/s e ilustração da variação de temperatura ao longo do comprimento do CP.....200

Figura 5.74 - Variação da temperatura programada (T°x) e obtida durante a simulação da condição Φ8/5 = 0,5°C/s. 202

Figura 5.75 - Diferença entre a temperatura programada e registradas no termopar de controle. 203

Figura 5.76 - Variação do perfil térmico transversalmente ao CP durante a execução dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento Gleeble. Φ8/5 = 0,5°C/s & Φ8/5 = 5,0°C/s. 203

Figura 5.77 – Macrografia com sobreposição de mapas de dureza Vickers de dois CPs após simulação no equipamento Gleeble. 204

Figura 5.78 - Fluxograma ilustrando a quantidade de CPs empregados em cada etapa da avaliação dos ensaios mecânicos das GGZACs simuladas na Gleeble. 205

Figura 5.79 - Distribuição dos valores de dureza na GGZAC simulada e na região de transição para algumas condições simuladas no equipamento Gleeble 207

Figura 5.80 - Mapas de dureza Vickers realizados longitudinalmente ao CP de algumas condições simuladas da GGZAC no equipamento Gleeble. 208

Figura 5.81 - Fração volumétrica dos precipitados em função da temperatura via ThermoCalc e regiões onde observou-se a elevação de dureza nas regiões de transição entre a GGZAC simulada e o MB dos CPs com baixa taxa de resfriamento. 209

Figura 5.82 - Resultados dos ensaios de tração para o aço API X80 em todas as condições da GGZAC simuladas no equipamento Gleeble. 210

Figura 5.83 - Resultados do ensaio de tenacidade Charpy-V realizado nas diferentes taxas de resfriamento para o aço API X80. 212

Figura 5.84 - Constituinte frágil MA detectado na microestrutura das condições de mais baixa velocidade de resfriamento. Ataque: nital 4%. As setas pretas indicam alguns exemplos do constituinte MA. 214

Figura 5.85 - Análise via EBSD das condições 0,5, 1,0 e 5,0 °C/s de resfriamento. 218

Figura 5.86 - Análise via EBSD das condições 10,0, 30,0 e 150,0 °C/s de resfriamento. 219

Figura 5.87 - Efeito da taxa de resfriamento no tamanho de grão da austenita prévia, no grau de desorientação e na razão de aspecto e tamanho das unidades cristalográficas. 220

Figura 5.88 - Resultados microestruturais, de dureza, tração e energia Charpy-V de diferentes GGZACs do aço API X80, geradas via Gleeble em diferentes condições de resfriamento entre 800 e 500°C (ϕ8/5). 222

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Classificação dos diferentes produtos de transformação da austenita na ZAC (ALÉ, 1992).....61

Tabela 3.2 - Nomenclatura segundo diferentes autores para os constituintes da ZAC (ALÉ, 1992).....62

Tabela 3.3 - Identificação dos diferentes constituintes microestruturais em função da velocidade de resfriamento segundo os diferentes laboratórios metalográficos realizado no trabalho de Scotti et al., (2014).....62

Tabela 4.1 - Parâmetros de soldagem empregados na deposição do cordão de teste do ensaio Tekken.....82

Tabela 4.2 - Informações do consumível utilizado na confecção das juntas FCAW.....84

Tabela 4.3 - Composição química do MS FCAW como soldado (% em peso). Catálogo ESAB...84

Tabela 4.4 - Valores de propriedades mecânicas em tração, de energia absorvida em ensaio de impacto Charpy-V e CTOD do MS FCAW. Informações de catálogo.....84

Tabela 4.5 - Informações do consumível utilizado na confecção da junta soldada SAW.....84

Tabela 4.6 - Composição química do MS SAW como soldado (% em peso). Catálogo ESAB.....84

Tabela 4.7 - Valores de propriedades mecânicas em tração, de energia absorvida em ensaio de impacto Charpy V e CTOD do MS SAW. Informações de catálogo.....85

Tabela 4.8 - Exemplo da composição química de algumas ligas utilizadas nesse trabalho e a faixa de cada elemento (% em peso).....88

Tabela 4.9 - Parâmetros de soldagem FCAW – Baixo Aporte.....91

Tabela 4.10 - Parâmetros de soldagem SAW – Alto Aporte.....91

Tabela 4.11 - Classificação dos diferentes produtos de transformação da austenita na ZAC. (BORBA e MODENESI, 2019b).....93

Tabela 4.12 - Ensaio de impacto Charpy realizado nas juntas soldadas.....94

Tabela 4.13 - Parâmetros utilizados para a simulação da GGZAC no equipamento dilatômetro..98

Tabela 4.14 - Parâmetros utilizados para a simulação dilatométrica da ICGGZAC.....99

Tabela 4.15 - Parâmetros utilizados na simulação da GGZAC via equipamento Gleeble.....102

Tabela 5.1 - Análise química do aço API X80 (% em peso).....105

Tabela 5.2 - Valor de carbono equivalente para o aço estudado, segundo diferentes fórmulas..105

Tabela 5.3 - Classificação de inclusões – ASTM E45 Carta Padrão I (2018).....109

Tabela 5.4 - Resultados de ensaio de impacto Charpy-V realizados no metal base.....115

Tabela 5.5 - Parâmetros para o ajuste hiperbólico (FTH) dos dados experimentais.....117

Tabela 5.6 - Temperatura de transição para outros estudos do aço API X80.....117

Tabela 5.7 - Resultados de CTOD realizados no metal base.....118

Tabela 5.8 - Comparação das temperaturas de pré-aquecimento para a soldagem obtidas no ensaio Tekken e calculadas pelo Método Gráfico.....126

Tabela 5.9 - Valores estimados de temperatura de pré-aquecimento segundo EN1011-2 (2001).....127

Tabela 5.10 - Análise química dos metais de solda (% em peso).....128

Tabela 5.11 - Resultados obtidos nos ensaios de tração das juntas soldadas.....155

Tabela 5.12 - Parâmetros do ajuste hiperbólico.....162

Tabela 5.13 - Relação dos CPs de CTOD ensaiados para cada junta soldada.....166

Tabela 5.14 - Temperaturas de transformação do aço API X80 via análise das curvas dilatométricas.....185

Tabela 5.15 - Temperaturas de transformação do aço API X80 via deconvolução das curvas dilatométricas.....186

Tabela 5.16 - Temperaturas de transformação do aço em questão via análise das curvas dilatométricas.....194

Tabela 5.17 - Resultado da quantificação do constituinte MA empregando o software ImageJ® e resultados de análise via EBSD.197

LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

a_0	Comprimento inicial da trinca de fadiga durante a realização do ensaio de ctod
Ac_1	Temperatura de início de austenitização
Ac_3	Temperatura final de austenitização
AL	Alongamento total do corpo de prova de tração
API	*American Petroleum Institute*
Ar1/Ms	Final da transformação austenítica
Ar3	Início da transformação austenítica
ASTM	*American Society For Testing And Materials*
AT	Aporte Térmico de soldagem
B	Espessura dos corpos de prova de CTOD
b_0	Ligamento remanescente durante a realizado do ensaio de CTOD (W-A0)
B_N	B para CP com face plana
Bi	Bainita Inferior
BOP	*Blowout Preventer*
Bs	Bainita Superior
BSI	*Brithish Standards Institution*
C(T)	*Compact Specimen*
CCA	Contornos de Alto Ângulo
CCT	*Continuous Cooling Transformation*
CGy	Contorno de Grão da Austenita Previa
CLC®	*Continuous On Line Control*
CMOD	Crack Mouth Opening Displacement
CONV	Aço Convencional
CPs	Corpos de prova
CTOD	*Crack Tip Opening Displacement*
CUBIST	*Decision Trees-Rule-Based Cubist*
DC(T)	*Disk Shaped Compact Specimen*
DWT	*Drop Weight Test*
DWTT	*Drop Weight Tear Test*
E	Módulo De Elasticidade
EBSD	*Electron Backscatter Diffraction*
F	Ferrita
FA	Ferrita Acicular
FC	Ferrita de Contorno de Grão
FCAW	*Flux Cored Arc Welding*
F_f	Carga máxima de fadiga durante o ensaio de CTOD
FP	Ferrita Poligonal
FPI	Ferrita Poligonal Intragranular
FQP	Ferrita Quase-Poligonal
FSA	Ferrita com Segunda Fase Linhada
FSN	Ferrita com Segunda Fase Não Linhada
FSW	Junta Soldada por Fricção
FTH	Função Tangente Hiperbólica
FWI	Ferrita de Widmanstätten Intragranular

GGZAC	Região de Grãos Grosseiros
GLM	*General Linear Regression*
GLMNET	*Elastic Net Regression*
GRZAC	Região de Grãos Refinados da ZAC
Gyp	Grão Austenítico Prévio
HIC	*Hydrogen Induced Cracking*
HS	*High Strength*
ICGC	Região de Grãos Grosseiros da ZAC Reaquecida Intercriticamente
ICGGZAC	Região de Grãos Grosseiros da ZAC Reaquecida Intercriticamente
ICZAC	Região Intercriticas da ZAC
IPF	*Inverse Pole Figure*
ISO	*International Institute Of Standards*
JSME	*Japan Society Of Mechanical Engineers*
K_{IC}	Fator de intensidade de tensão
KNN	*K-Nearest Neighbours*
L	Corpos de prova orientados longitudinalmente à direção de laminação.
LBZ	*Local Brittle Zones*
LC	Laminação Controlada
Lcon	Laminação Convencional
LE	Limite de Escoamento
LF	Linha de Fusão
LR	Limite de Resistência
M	Martensita
MA	Constituinte Martensita/Austenita Retida
MAE	*Mean Absolute Error*
MB	Metal Base
MD	Metal Depositado
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MEV	Microestrutura Eletrônica de Varredura
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
MFLE	Mecânica da Fratura Linear-Elástica
MML	Modelo de *Machine Learning*
MO	Microscopia Óptica
MS	Metal de Solda
OCTG	*Oil Country Tubular Goods*
p	Perlita
PI	Patamar Inferior de Energia Charpy-V
PS	Patamar Superior de Energia Charpy-V
PTI	Produtos de Temperatura Intermediária
PWHT	*Post Weld Heat Treatment*
R2	Coeficiente de determinação *(R-Squared)*
RA	Resfriamento Acelerado
RF	*Random Forest*
RH	Equipamento *Ruhrstahl Heraeus*
RMSE	*Root Mean Squared Error*
rp	Fator rotacional plástico
$R_{p0,2}$	Limite de escoamento a 0,2%

$(R_{p0,2})_p$	Limite de escoamento no momento do pré trincamento
$(R_{p0,2})_p$	Limite de escoamento na temperatura de ensaio
RUC	Razão de aspecto das unidades cristalográficas
RZAC	Regiões Reaquecidas da Zona Afetada Pelo Calor
S	Distância entre os roletes de apoio (*Span*)
SAW	*Submerged Arc Welding*
SCGC	Região de Grãos Grosseiros da ZAC Reaquecida Subcriticamente
SCZAC	Regiões Subcríticas da ZAC
SE(B)	*Single Edge Notched Bend Specimen*
SE(T)	*Single Edge Notch Tension*
SSY	*Small Scale Yielding*
SVM	*Suport Vector Machine*
T	Corpos de prova orientados transversalmente à direção de laminação.
T°T	Temperatura de Transformação
Temp_i	Temperatura de Início de transformação do metal de solda
Temp_f	Temperatura final de transformação do metal de solda
TA	Temperatura de Austenitização
TC1	Termopar de controle posicionado no centro do CP ensaiado na Gleeble
TC2	Termopar soldado a 4,0 mm do centro do comprimento do CP ensaiado na Gleeble
TC3	Termopar soldado a 5,0 mm do centro do comprimento do CP ensaiado na Gleeble
TD	Tempera Direta
TGe	Tamanho Médio do Grão Efetivo
TGyp	Tamanho de Grão da Austenita Prévia
TMCP	*Thermomechanical Controlled Process*
Tnr	Temperatura de não recristalização
tR	Tempo de resfriamento
Rate	Taxa de resfriamento
TTDF	Temperatura de Transição Dúctil Frágil
TTPS	Tratamento Térmico Pós Soldagem
TUC	Tamanho das unidades cristalográficas
TWI	*The Welding Institute*
UAGC	Região de Grãos Grosseiros da ZAC Inalterada
UC	Unidades Cristalográficas
UHHIW	Aço *Ultra High Heat Input Welding*
Vp	Parcela plástica do deslocamento
W	Largura dos cps de CTOD
WPS	*Welding Procedure Specifications*
XGB	*Decision Trees-Stochastic Extreme Gradient Boosting*
ZAC	Zona Afetada Pelo Calor
ZACMS	Zona Afetada Pelo Calor do metal de solda (Cordão de solda)
α	Ferrita
γ	Austenita
∆TT°	Diferença entre as temperaturas previstas e reais do metal de solda
v	Coeficiente de Poisson
ϕ8/5	Velocidade de resfriamento entre 800 E 500°C

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO 25
2. OBJETIVOS 29
2.1. Objetivos Específicos 29
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 31
3.1. Tenacidade à Fratura em Juntas Soldadas 31
3.1.1. Mecânica da fratura 31
3.1.2. Parâmetro CTOD 34
3.1.3. Configuração dos corpos de prova 37
3.1.4. Pré-trinca de fadiga 38
3.1.5. Pré-trinca de fadiga em juntas soldadas 40
3.1.6. Medição do valor de CTOD 42
3.1.1. Variabilidade dos ensaios de CTOD e de impacto Charpy-V em juntas soldadas 45
a) *Mismatching* do metal de solda 46
b) Zonas frágeis localizada 49
I. Crescimento da austenita na grãos grosseiros (GGZAC, ICGGZAC e SCGGZAC) 51
II. Formação de precipitados grosseiros 54
III. Formação do constituinte martensita-austenita (MA) 54
IV. Microestrutura da ZAC 60
3.2. Aços TMCP 65
3.3. Aços API X80 para Aplicação em Estruturas Offshore 74
3.3.1. Produtos tubulares petrolíferos (OCTG – Oil Country Tubular Goods) 75
3.3.2. Plataformas de petróleo e torres eólicas *offshore* 77
4. METODOLOGIA 79
4.1. Caracterização do Metal Base 80
4.1.1. Análise de composição química 80
4.1.2. Determinação da temperatura de Pré-aquecimento 81
4.1.3. Análise metalográfica 82
a) Análise de inclusões 82
b) Análise microestrutural 82
c) Tamanho de grão efetivo via análise EBSD 82
4.1.4. Ensaio de dureza 83
4.1.5. Ensaio de tração 83
4.1.6. Ensaio de impacto Charpy-V 83

4.1.7. Ensaio de CTOD....83
4.2. Caracterização dos Metais de Solda....84
4.2.1. Análise de composição química....85
4.2.2. Previsão das temperaturas de transformação via *Machine Learning*....85
4.3. Avaliação da Soldabilidade FCAW e SAW do aço API X80....89
4.3.1. Soldagem com baixo aporte térmico – 0,8 kJ/mm – FCAW....91
4.3.2. Soldagem com alto aporte térmico – 4,5 kJ/mm - SAW....91
4.3.3. Ensaios por ultrassom....92
4.3.4. Tratamento térmico pós-soldagem....92
4.3.5. Análise metalográfica das juntas soldadas....92
4.3.6. Mapeamento de dureza....93
4.3.7. Avaliação cristalográfica da ZAC....93
4.3.8. Ensaio de tração transversal....94
4.3.9. Curva de transição Dúctil-Frágil via ensaio de impacto Charpy-V....94
4.3.10. Desidrogenação das juntas soldadas....95
4.3.11. Avaliação da tenacidade à fratura via parâmetro CTOD....95
4.4. Avaliação da Soldabilidade do aço API X80 via Simulação Física....96
4.4.1. Simulação dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento dilatômetro....97
a) Análise metalográfica e de dureza Vickers....99
b) Determinação das temperaturas de transformação....100
c) Análise cristalográfica via EBSD....101
4.4.2. Simulação dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento Gleeble....101
a) Análise metalográfica....102
b) Mapeamento de dureza Vickers....103
c) Ensaio de tração e de impacto Charpy-V....103
5. RESULTADOS E DISCUSÃO....104
5.1. Avaliação do Metal Base....104
5.1.1. Análise de composição química....104
5.1.2. Análise metalográfica e cristalográfica....108
5.1.3. Dureza....112
5.1.4. Propriedades em tração....112
5.1.5. Curva de transição Dúctil-Frágil de impacto Charpy-V....113
5.1.6. Tenacidade à fratura – parâmetro CTOD....118
5.1.7. Determinação da temperatura de pré-aquecimento....119
a) Ensaio Tekken....119
b) Método gráfico....123
c) Segundo a norma EN 1011-2 (BS5135)....126
5.2. Avaliação dos Metais de Solda....127

5.2.1. Análise de composição química 127
5.2.2. Previsão das temperaturas de transformação via *Machine Learning* 129
a) Avaliação e processamento dos dados 129
b) Modelagem com diferentes métodos de *Machine Learning* 132
c) Validação do modelo 135
d) Aplicação do modelo 138
5.3. Avaliação da Soldabilidade FCAW e SAW do aço API X80 141
5.3.1. Análise macroestrutural 142
5.3.2. Mapeamento de dureza na escala Vickers 144
5.3.3. Análise microestrutural 149
5.3.4. Ensaio de tração 155
5.3.5. Ensaio de impacto Charpy-V 155
5.3.6. Ensaio de CTOD 166
a) Validação da pré-trinca de fadiga 167
b) Validação da região amostra pelo entalhe 168
c) Curva carga vs CMOD 171
d) Resultado de CTOD 172
5.4. Avaliação da Soldabilidade do aço API X80 via Simulação Física 177
5.4.1. Simulação dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento dilatômetro 178
a) Efeito da velocidade de aquecimento na austenitização 178
b) Construção do diagrama CCT para a GGZAC – efeito da velocidade de resfriamento 179
5.4.2. Efeito do reaquecimento intercrítico da GGZAC na formação de MA 192
5.4.3. Simulação dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento Gleeble 199
a) Mapeamento de dureza Vickers 206
b) Ensaio de tração 209
c) Ensaio de tenacidade ao impacto Charpy-V 212
6. CONCLUSÕES 223
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 229
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 231
ANEXOS 247

1. INTRODUÇÃO

A crescente demanda por novos campos de petróleo e por novas alternativas de geração de energia limpa tem intensificado a execução de atividades industriais no mar (offshore), em regiões cada vez mais distantes dos continentes. Devido às adversidades climáticas, como baixas temperaturas, correntes marítimas, tempestades e vendavais, as operações offshore são críticas, complexas e perigosas.

Nesse sentido, as estruturas de sustentação, sejam fixas ou flutuantes, tanto de plataformas de petróleo quanto de torres eólicas, têm sido os componentes de maior preocupação com relação à integridade estrutural, especialmente devido a desastres ocorridos na segunda metade do século XX, os quais foram associados a problemas de qualidade dos materiais. Particularmente para o setor de óleo e gás, além das estruturas submersas, os dutos e conectores inseridos diretamente (OCTG - *Oil Country Tubular Goods*) nos poços de petróleo (*Wellhead*), responsáveis pelo bombeamento dos diversos fluidos e do controle da pressão do reservatório, também são de grande preocupação, sobretudo porque qualquer falha pode causar graves acidentes ambientais.

Visando à segurança e à conservação da integridade, ao longo dos anos têm sido concebidos projetos de plataformas fixas do tipo jaquetas, semissubmersiveis e flutuantes, utilizadas na exploração de petróleo e que, mais recentemente, estão sendo empregadas na geração de energia eólica *offshore*. Porém, a construção dessas estruturas complexas, assim como dos conectores de poços, necessita da utilização de inúmeras operações de soldagem, as quais podem trazer grandes riscos de comprometimento das suas propriedades. Atrelado a isso, buscando a redução dos custos de fabricação e dos pesos das estruturas *offshore*, o emprego de componentes de menor espessura usando aços de alta resistência mecânica tem sido a principal demanda desses setores. Nesse cenário desafiador, algumas das maiores siderúrgicas do mundo apresentam em seu portifólio de produtos aços estruturais da classe de 80 Kpsi de limite de escoamento, que atendem aos rigorosos requisitos das normas e códigos *offshore* (API1104, 1999; DNV OS F101, 2000; APIRP2Z, 2005; EN10225, 2009; N-1678, 2010; DNV OS C401, 2023). Alinhada com essa tendência, a Usiminas desenvolveu o aço TMCP API X80, com 37,5 mm de espessura, posicionando-se entre as empresas capacitadas para fornecer um aço com esse nível de resistência mecânica, desenvolvido para aplicações severas.

Com a preocupação de minimizar as falhas em regiões soldadas de estruturas *offshore*, os principais comitês, institutos e sociedades normativas internacionais (ASME, 2023; AWS, 2020; BS EN, 2001, API, 2005; 2009; ABS, 2024; LR, 2024; NKK, 2023; KR, 2022, DNV, 2008, 2023) desenvolveram códigos e normas para avaliar o efeito do ciclo térmico de soldagem nas

propriedades do metal base e desenvolver procedimentos adequados à cada tipo de aplicação. Como exemplo, as pré-qualificações como APIRP2Z (2005), EN10225 (2009) e DNVOSC401 (2023) foram criadas para garantir que diferentes regiões da zona afetada pelo calor (ZAC) apresentem, em certas condições padronizadas, valores aceitáveis de tenacidade, de forma a assegurar a integridade global dos componentes soldados.

Para a ZAC, as regiões de grãos grosseiros (GGZAC) e a de grãos grosseiros reaquecida intercriticamente (ICGGZAC) são as de maior preocupação em termos de tenacidade e, por esse motivo, são denominadas zonas de fragilização localizada (*local brittle zones* – LBZ). A tenacidade dessas regiões é resultado da relação complexa entre microestrutura, efeitos de precipitação, formação do constituinte MA (Martensita/Austenita retida), tamanho de grão da austenita prévia e das unidades cristalográficas. Todos esses fenômenos são controlados, além da composição química e do histórico de processamento do material, pelas condições de soldagem (envolvendo a geometria da junta, o aporte térmico empregado, uso ou não de pré-aquecimento e PWHT, etc.) em que as GGZAC e a ICGGZAC são geradas (EASTERLING, 1983; GRANJON, 1991; LINNERT, 1994; SCHULZE, 2010; CUI et al., 2020; BAI et al. 2020; FU et al. 2022; LI et al. 2024(a,b); WANG et al., 2024). Dessa forma, o conhecimento e o controle dos ciclos térmicos de soldagem são fatores importantes para a obtenção de uma junta soldada de boa qualidade e que atenda aos requisitos de aplicação (EASTERLING, 1983; GRANJON, 1991; LINNERT, 1994; SCHULZE, 2010). Porém, a dificuldade de conduzir investigações microestruturais na ZAC de juntas soldadas reais é a presença de sub-regiões extremamente pequenas e heterogêneas. Logo, torna-se 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. Com a utilização de equipamentos como o dilatômetro, a Gleeble e/ou a SmitWeld, é possível realizar a simulação física dos ciclos térmicos e obter condições próximas às de soldagem reais, reproduzindo um volume microestrutural considerável de regiões específicas da ZAC. Essa metodologia tem sido usada tanto para a investigação das transformações microestruturais como para a realização de ensaios de dureza, tração e de impacto Charpy-V, permitindo o estudo da soldabilidade de diferentes materiais (ALÉ, 1994; SILVA, 2010; BORBA e MODENESI; 2019; BORBA et al. 2020; DONG et al., 2022; MOON et al., 2022; LUO et al., 2022; BERTOLO et al., 2023; LI et al., 2024 (a,b); YUAN et al., 2024; PANG et al. 2024; WANG et al., 2024; GONG et al.; 2024).

Buscando entender os efeitos de diferentes ciclos térmicos nas propriedades do aço API X80, a sua soldabilidade foi estudada no presente trabalho de duas formas (i) através da soldagem real, avaliando o efeito da utilização dos processos FCAW e SAW e da aplicação do PWHT na tenacidade ao impacto Charpy-V e à fratura da ZAC, via parâmetro CTOD e (ii) avaliação do efeito de diferentes condições de soldagem nas propriedades de GGZACs reproduzidas nos simuladores termomecânicos dilatômetro e Gleeble. Constatou-se que o aço em questão,

soldado nas condições de aportes térmicos 0,8 (FCAW) e 4,5 kJ/mm (SAW), com e sem a aplicação de PWHT, apresenta características adequadas para aplicações que exigem requisitos conforme as normas EN10225 (2009), DNV OS F101 (2000), API1104 (1999) e Petrobras N-1678 (2010) sendo, portanto, uma excelente opção para a construção de componentes/estruturas para plataformas e torres eólicas offshore. Além disso, com a utilização da simulação física foi possível conhecer a faixa de ciclo térmico onde o API X80 apresenta propriedades ideais para a sua aplicação demonstrando ser uma ferramenta adequada para o desenvolvimento da engenharia de aplicação de aços para o setor naval/*offshore*.

2. OBJETIVOS

Avaliar a soldabilidade do aço API X80, destinado à construção de estruturas *offshore* e produzido por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, por meio da simulação física da região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor (GGZAC), bem como a influência do aporte térmico e do tratamento térmico pós-soldagem na tenacidade ao impacto Charpy-V e à fratura, utilizando o parâmetro CTOD, da zona afetada pelo calor (ZAC) de juntas soldadas multipasses.

2.1. Objetivos Específicos

- Determinar a temperatura de pré-aquecimento do API X80 e avaliar se o mesmo apresenta propriedades adequadas para aplicação em componentes e estruturas offshore usando como critérios requisitos da pré-qualificação APIRP2Z (2005).
- Correlacionar a tenacidade à fratura das juntas soldadas com o aporte térmico utilizado e a aplicação do PWHT conforme requisitos da pré-qualificação APIRP2Z (2005).
- Determinar a temperatura de transição dúctil-frágil da GGZAC das juntas como soldadas e após PWHT segundo critérios da pré-qualificação APIRP2Z (2005).
- Avaliar se os metais de solda são adequados para aplicação em componentes e estruturas offshore e desenvolvimento de modelo para previsão das suas temperaturas de transformação.
- Construção do diagrama CCT (*continuous cooling transformation*) para a GGZAC do aço API X80 via dilatometria.
- Avaliar a influência de diferentes ciclos térmicos na microestrutura, dureza Vickers, na tenacidade e nas propriedades em tração da GGZAC simulada do aço API X80 via ensaios no equipamento Gleeble.
- Determinar o efeito do duplo ciclo térmico na formação de MA via ensaios nos equipamentos dilatômetro e Gleeble.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Tenacidade à Fratura em Juntas Soldadas

Será feita uma breve descrição da determinação experimental do parâmetro CTOD e a sua aplicação na determinação da tenacidade à fratura de juntas soldadas.

Não será foco dessa revisão a teoria da Mecânica da Fratura apontando as principais diferenças entre a Mecânica da Fratura Linear-Elástica (MFLE) e a Elasto-Plástica (MFEP) tampouco o aprofundamento em assuntos voltados para a integridade estrutural como a construção de Curvas de Resistência J-R e δ-R, os conceitos da Mecânica da Fratura Biparamétrica e a teoria J-Q. Todos esses assuntos podem ser encontrados em diversos trabalhos da literatura (IRWIN, 1961; WELLS, 1961; RICE, 1968; BROEK, 1986; RUGGIERI, 2001; DONATO, 2008; CHEN e CAO, 2015; ANDERSON, 2017; ZERBST et al., 2019; WANG et al., 2020; CARPINTERI, 2021; COATES e VALMIKI, 2022; SAXENA, 2019, 2022).

3.1.1. Mecânica da fratura

Procedimentos convencionais para avaliação da integridade de estruturas geralmente empregam critérios simplificados incorporando mecanismos de colapso plástico e as propriedades mecânicas dos materiais utilizados em sua construção. Estes procedimentos estabelecem critérios para aceitação de descontinuidades baseados em dados experimentais limitados a aços estruturais de baixa resistência, os quais não refletem, necessariamente, o mecanismo de falha real (por exemplo, crescimento estável de defeitos macroscópicos antes da fratura final) e nem consideram requisitos específicos para materiais modernos, como os aços estruturais de alta resistência mecânica produzidos por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado (RUGGIERI, 2001). Por muitos anos aceitou-se que a resistência à propagação de fratura dúctil dos aços utilizados em estruturas navais e *offshore* era essencialmente associada à energia absorvida no teste de impacto. No entanto, a propagação de uma fratura envolve taxas de deformação e condições geométricas bem diferentes daquelas produzidas em corpos de prova (CPs) para ensaio de impacto Charpy-V (JONES, 1984).

Os ensaios de impacto convencionais são muito utilizados para a comparação ou especificação de aços e para caracterizar alterações no comportamento à fratura do aço em função da temperatura (LANGFORD, 1980). Esses ensaios empregam altas taxas de carregamento que, por elevarem a triaxialidade de tensões na ponta do entalhe existente no CP, favorecem a ruptura

por clivagem, ou seja, a fratura frágil. Os ensaios mais comuns dessa categoria são o ensaio de impacto, por exemplo, Charpy-V, o ensaio de queda de peso também denominado de ensaio Pellini (*Drop Weight Test*-DWT) e o ensaio DWTT (*Drop Weight Tear Test*) (API 5L, 2018).

O ensaio de impacto Charpy-V é um dos primeiros e mais utilizados para o estudo da fratura dos metais (KOBAYASHI, 2002). Através dele procura-se simular as condições mais adversas em serviço pois emprega CPs com a presença de um entalhe como concentrador de tensões, uma taxa de carregamento elevada e, geralmente, o emprego de baixas temperaturas de ensaio (DIETER, 1988). Por esse ensaio determina-se a energia total absorvida pelos CPs em consequência da aplicação do carregamento dinâmico imposto por um martelo com energia potencial gravitacional definida (altura de queda e massa definida).

A presença de entalhes nos CPs cria um estado triaxial de tensões suficiente para provocar a sua ruptura frágil devido ao aumento da tensão radial (normal à raiz do entalhe) em relação à tensão de cisalhamento. Entalhes mais agudos ou mais profundos reduzem a energia absorvida e são utilizados para avaliar diferenças entre metais dúcteis ou quando ensaiados a baixas velocidades de carregamento (SOUZA, 1982).

Mesmo sendo um ensaio amplamente utilizado, conhecido e com a grande vantagem associada à sua facilidade de execução, as informações obtidas no ensaio de impacto são de caráter comparativo, não sendo aceitas como um indicador quantitativo da resistência à fratura. Isso está relacionado ao fato de que essas informações não correspondem a propriedades intrínsecas dos materiais, em especial, o aço (DIETER, 1988; SOUZA, 1982). Além disso, por causa de sua natureza essencialmente empírica, apresentam algumas restrições, principalmente o fato de seus resultados não serem muito adequados para cálculos de projetos.

Por outro lado, o desenvolvimento de ensaios experimentais que possibilitem responder, quantitativamente, o efeito da presença de pequenos defeitos em estruturas sujeitas a campo de tensões e deformações só foi possível devido a utilização da abordagem da Mecânica da Fratura. Tais questões referem-se ao tamanho crítico de um defeito que possibilitará a falha ou quanto tempo será necessário para esse defeito crescer, por exemplo, do menor tamanho detectável por um ensaio não-destrutivo até um tamanho máximo, que não comprometa a integridade da estrutura (SOUZA, 1982; BROEK, 1986). Essa quantificação pode ser obtida através de um balanço energético para a propagação da trinca ou da caracterização dos campos de tensão e de deformação na ponta dessa trinca.

O desenvolvimento da Mecânica da Fratura surgiu em função da incapacidade de prever a fratura de estruturas com presença de defeitos do tipo trinca através dos conceitos tradicionais da resistência dos materiais, os quais consideram os materiais como sendo um meio contínuo, isotrópico e homogêneo, e que a fratura somente ocorreria quando o nível de tensão aplicado fosse superior ao de sua resistência mecânica, representada por um critério de escoamento

adequado, geralmente obtido em ensaio de tração (IRWIN, 1961; WELLS, 1961; RICE, 1968; BROEK, 1986; RUGGIERI, 2001; DONATO, 2008; ANDERSON, 2017; CARPINTERI, 2021; COATES, 2022; SAXENA, 2019, 2022).

O aumento da plasticidade na região da ponta da trinca com o aumento do carregamento da estrutura representa, em termos genéricos, a dissipação do trabalho das forças externas na forma de energia de deformação plástica. Consequentemente, uma estrutura dúctil contendo um defeito suportará elevados níveis de carga, mesmo após a iniciação e propagação estável da fratura (RUGGIERI, 2001). Por isso, em muitos materiais é impossível caracterizar o comportamento à fratura através da Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL). Sendo assim, a caracterização de fratura de materiais plasticamente deformáveis ou dúcteis, o parâmetro CTOD e a integral J apresentam larga aplicabilidade (IRWIN, 1961; WELLS, 1961; RICE, 1968; BROEK, 1983; RUGGIERI, 2001; DONATO, 2008; CHEN, 2015; ANDERSON, 2017; ZERBST, 2019; CARPINTERI, 2021; COATES, 2022; SAXENA, 2019, 2022).

Atualmente é possível encontrar diferentes procedimentos que descrevem a metodologia de medição da tenacidade à fratura muito desses normatizados por organizações como a ASTM (*American Society for Testing and Materials*), BSI (*British Standards Institution*), ISO (*International Institute of Standards*) e JSME(*Japan Society of Mechanical Engineers*). O primeiro documento sobre esse assunto foi desenvolvido pela ASTM em 1970 para a avaliação do fator intensidade de tensões e em 1979 foi publicada a primeira norma para o ensaio de CTOD (BS5762, 1979; SILVA, 1998, 2004).

Mesmo que as normas sejam diferentes, os testes de tenacidade à fratura têm diversas características em comum. Por exemplo, as configurações dos CPs são similares, e a orientação dos mesmos em relação à direção de laminação do material é sempre uma importante consideração. As pré-trincas são introduzidas por fadiga, qualquer que seja a norma, mesmo que os requerimentos de carga mudem de uma para a outra. A instrumentação básica requerida para medir a carga e deslocamento é comum a todos os testes de mecânica da fratura, mas alguns testes requerem instrumentação adicional para monitorar o crescimento de trinca (ANDERSON, 2017; ZERBST, 2019; CARPINTERI, 2021; COATES, 2022; SAXENA, 2022).

A Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) é uma alternativa desenvolvida para o estudo da fratura em materiais de comportamento não-linear exibindo considerável plasticidade na ponta da trinca como o caso dos aços estruturais, especialmente aqueles aplicados no setor naval/*offshore*. Como já foi citado, o parâmetro CTOD e a integral J (RICE, 1968; HUTCHINSON, 1968; BROEK, 1986; KANNINEM e POPELAR, 1985; CAYARD e BRADLEY, 1989; CHEN e CAO, 2015; ANDERSON, 2017; ZERBST, 2019; CARPINTERI, 2021; SAXENA, 2022) se apresentam como parâmetros de caracterização de fratura para materiais plasticamente deformáveis.

3.1.2. Parâmetro CTOD

A correlação entre a abertura da ponta da trinca e a quantificação da tenacidade do material foi introduzida originalmente por Wells (1961) como forma de caracterizar as condições de fratura em materiais de elevada tenacidade. Quando Wells tentou medir o valor de tenacidade à fratura, K_{IC} em uma série de aços estruturais, notou que estes materiais eram muito tenazes para serem caracterizados pela MFEL (ANDERSON, 2017; CARPINTERI, 2021; COATES, 2022; SAXENA, 2022). Ou seja, atingiram um grau de plasticidade na ponta da trinca que invalidava a aplicação de teoria elástica linear.

Para uma grande maioria dos aços de aplicação estrutural (os quais apresentam considerável ductilidade), a extensão da zona plastificada na região da ponta da trinca excede os critérios de dominância da MFEL. Sob tais condições, um parâmetro capaz de incorporar o comportamento elasto-plástico do material deve ser aplicado, dando início a abordagem da MFEP.

Ao examinar os CPs fraturados, Wells percebeu que a deformação plástica provocava um certo grau de embotamento na ponta de trincas inicialmente agudas, e que tal fenômeno geométrico estava diretamente relacionado com a tenacidade do material. Essa observação levou Wells a propor a quantificação das variações geométricas na ponta da trinca como um parâmetro de medição de tenacidade à fratura. Atualmente este parâmetro é amplamente utilizado e conhecido como CTOD (*Crack Tip Openning Displacement*) (ANDERSON, 2017; CARPINTERI, 2021; SAXENA, 2022). Como exemplo da evidência de Well, na Figura 3.1 é apresentado uma região de alta plasticidade provocando o embotamento da trinca no ponto máximo de carregamento do ensaio DENT realizado em aço DP780 por Gutiérrez, et al. (2013).

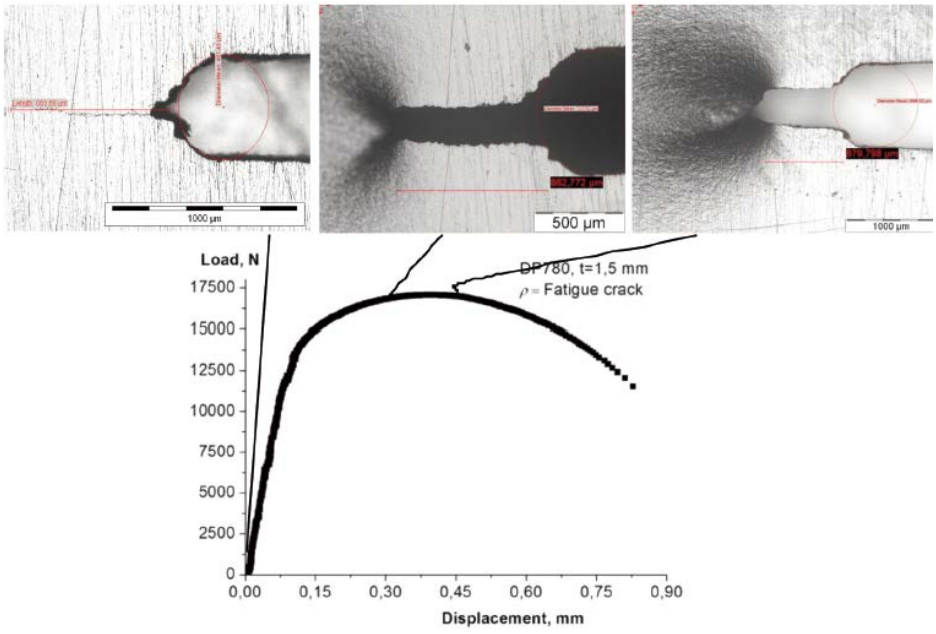


Figura 3.1 - Embotamento da trinca no ensaio DENT do aço DP780 (GUTIÉRREZ et al., 2013).

O CTOD apresenta diferentes definições, sendo algumas abordagens utilizadas para avaliação de dados experimentais como o conceito de deslocamento na ponta da trinca observado por Wells (1961) e estudado por Irwin (1961), Figura 3.2(a), ou os conceitos de faixas de escoamento, Figura 3.2(b), ou geométricos, Figura 3.2(c), propostos por Dugdale (1960) e Barenblatt (1962), e Rice e Rosengren, (1968) muito utilizados na definição da tenacidade à fratura por elementos finitos. Na Figura 3.3 é apresentado exemplos da medição do CTOD realizados dentro de trincas sendo essas monitoradas via MEV durante o seu crescimento ou através de réplicas de silicone.

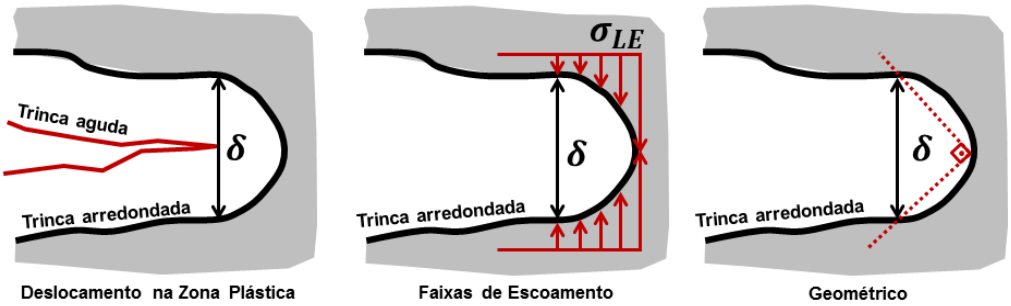
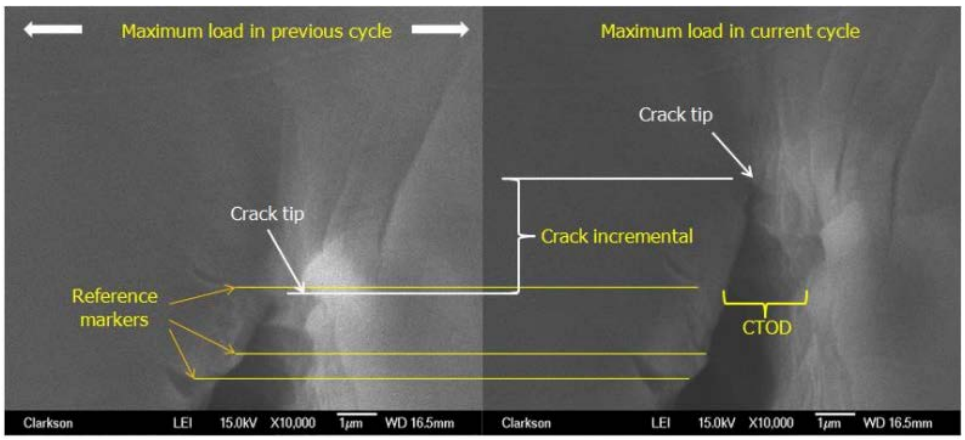
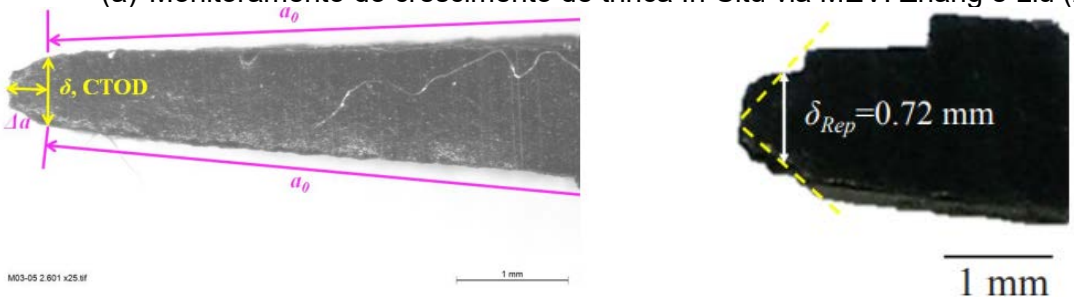


Figura 3.2 - Definições alternativas de CTOD: a) deslocamento na ponta original da trinca; b) restrição ao crescimento da trinca, e c) intercepto a 90° (adaptado de ANDERSON, 2017).



(a) Monitoramento do crescimento de trinca In-Situ via MEV. Zhang e Liu (2011).



(b) Réplica de silicone. Khor et al. (2018) (c) Réplica de silicone. Samadina et al.(2019)

Figura 3.3 - Medição física do CTOD realizada por diferentes pesquisadores.

Em seu artigo original, Wells realizou análises que relacionam o CTOD (representado pela letra grega δ) ao fator de intensidade de tensões K (modo I de solicitação, Figura 3.4), obtendo a equação (3.1). Assim, considerando pequenas deformações na ponta da trinca (*Small Scale Yielding* - SSY), o parâmetro CTOD tem relação direta com o fator K da MFEL, porém os limites de validade deste parâmetro são maiores do que aqueles estabelecidos na MFEL. Entretanto, o comportamento a fratura para materiais dúcteis com considerável deformação plástica não pode ser avaliado por meio da metodologia SSY. Para materiais dúcteis, deve-se incorporar à equação (3.1) uma parcela referente à deformação plástica.

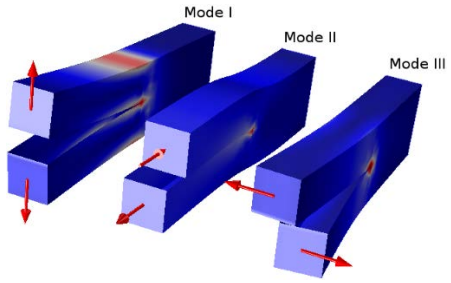


Figura 3.4 - Os diferentes modos de carregamento: modo I: carregamento trativo; modo II: carregamento de cisalhamento, e modo III: carregamento lateral ou rasgamento.

$$\delta = \frac{4.k_I^2}{E.\pi.\sigma_{LE}} \tag{3.1}$$

Onde: δ: valor de CTOD; k_I: fator de intensidade de tensão no modo I de solicitação; E: módulo de elasticidade do material; σ_{LE}: tensão limite de escoamento (CONSOL, 2024).

Existem várias definições para o CTOD, mas todas descrevem como sendo um parâmetro do material relativo à abertura física na região da ponta da trinca. Em geral o CTOD é definido como sendo a tenacidade à fratura de um material baseada na sua deformação em um ponto de máximo carregamento, iniciação de um crescimento estável e instável da trinca. O ensaio consiste no carregamento de CPs com uma pré-trinca de fadiga de comprimento definido (representando um defeito), onde os dados de deslocamento versus carga aplicada são juntamente com as características geométricas do CP são utilizados para o cálculo do parâmetro CTOD.

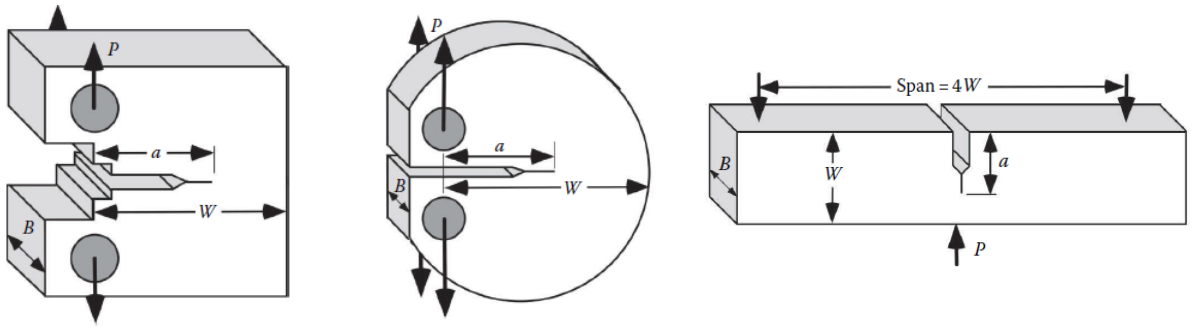
O teste de tenacidade à fratura tronou-se normatizado em 1970 e atualmente é descrito por várias normas como a BS7448 (1991), ISO12135 (2021), ASTM E1820 (2013)e WES1108 (2016). Contudo, diferentes considerações são utilizadas em cada uma dessas normas, o que ocasiona na geração de diferentes valores de CTOD. A determinação correta e com precisão o CTOD é de grande importância, particularmente quando esse valor é utilizado para definir os limites de tolerância para descontinuidades na avaliação da integridade estrutural. Subestimar o CTOD pode levar a rejeição de um material ou ao reparo “desnecessário” de uma estrutura,

elevando os custos de operação/fabricação. Por outro lado, superestimar um resultado pode potencializar a utilização de um componente/estrutura “não segura”.

3.1.3. Configuração dos corpos de prova

Nos estudos da MFEP foram avaliados vários tipos de CPs de forma a descrever, com melhor precisão, o parâmetro CTOD mantendo o estado plano de tensões. Atualmente, de acordo com a norma ASTM E1820 (2013), é permitido a utilização de três tipos de CPs padronizados para a caracterização da iniciação e crescimento de trinca, o presente trabalho fará uso do *Single Edge Notched Bend Specimen* -SE(B), Figura 3.5(c). Os outros CPs são o *Compact Specimen* - C(T), e o *Disk Shaped Compact Specimen* - DC(T), conforme Figura 3.5(a) e (b), respectivamente.

A configuração do CP apresenta três características dimensionais importantes: comprimento da trinca (a), espessura (b) e largura (w). Em muitos casos, W=2xB e a/W = 0,5. Outra dimensão característica é definida como ligamento remanescente (b), e é dada pela diferença entre largura e comprimento de trinca, b = (W – a) (ANDERSON, 2017). O tamanho do CP segue uma padronização geométrica, na qual se incluem: 1/2T, 1T, 2T e 4T, onde T é a espessura da amostra em polegadas. Por exemplo, um CP compacto normalizado 1T tem as dimensões B=1’’(25,4 mm) e w = 2’’ (50,8 mm) (ANDERSON, 2017).



(a) C(T) (b) DC(T) (C) SE(B)

Figura 3.5 - Corpos de prova utilizados nos ensaios de mecânica da fratura ((ANDERSON, 2017).

Os CPs normatizados para ensaios de mecânica de fratura apresentam uma geometria que induzem a um elevado nível de restrição plástica. No entanto, de acordo com a literatura (CHIESA et al., 2001; FONZO et al., 2001; FONZO et al., 2009; DNV-RP-F108, 2019; XU et al., 2009), defeitos do tipo trinca encontrados em estruturas cilíndricas pressurizadas desenvolvem baixo nível de restrição plástica, e os resultados laboratoriais de tenacidade contrastam significativamente com a realidade. Dessa forma, cada vez mais, tem-se utilizado CPs do tipo SE(T) (*Single Edge Notch Tension*) na avaliação da tenacidade à fratura de tubos.

Tal fato tem sido justificado pela obtenção de níveis similares de restrição plástica, resultantes, principalmente, por similaridade do tipo de carregamento e do tamanho do defeito comumente obtidos em estruturas/tubos reais.

Na Figura 3.6 está mostrada uma ilustração esquemática da variação da tenacidade à fratura em função do nível de restrição plástica para diferentes geometrias de CPs e em um tubo contendo trinca. Pode-se observar que a tenacidade (J, K ou CTOD) aumenta à medida que a restrição plástica diminui. Observa-se ainda que a geometria do tipo SE(T) possui nível de restrição plástica similar ao do tubo, o que permite obter resultados mais realísticos do comportamento à fratura desse componente estrutural quando comparada com as geometrias normatizadas (SE(B) e CT).

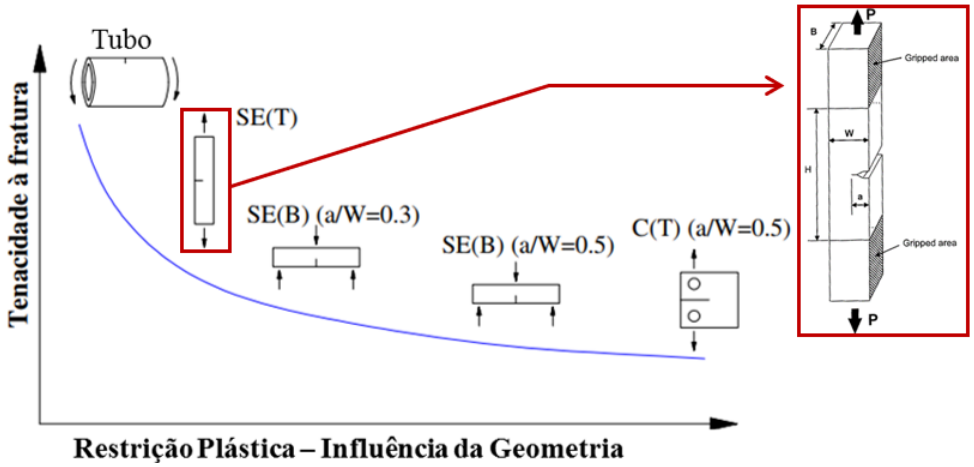


Figura 3.6 – Tenacidade à fratura em função da geometria do CP (CHIESA et al., 2001).

3.1.4. Pré-trinca de fadiga

A teoria da Mecânica da Fratura aplica-se ao estudo da nucleação e propagação de trincas idealmente agudas introduzidas em CPs normatizados de forma a simular fisicamente o "comportamento" de trincas em estruturas reais. A maneira mais eficiente de se introduzir trincas agudas com uma extensão definida e controlada em ensaios laboratoriais é através de carregamento cíclico (ANDERSON, 2017).

Antes de realizar a etapa de pré-trincamento deve-se usinar o entalhe no CP de preferência utilizando a técnica de eletroerosão, por não induzir efeitos nas paredes do entalhe e por proporcionar uma ponta aguda, facilitando a nucleação da pré-trinca (ASTM-E399-09, 2010; LUCON, 2012; ANDERSON, 2017; ISO12135, 2021; ASTM-E647, 2024).

O procedimento típico para abertura de pré-trinca numa amostra é através da iniciação da mesma por fadiga na ponta do entalhe usinado, em que o seu crescimento é cuidadosamente monitorado durante a ciclagem (ANDERSON, 2017 CARPINTERI, 2021; ISO12135, 2021; COATES, 2022; SAXENA, 2022). Equipamentos do tipo servo-hidráulicas podem ser

programados para produzir carregamento senoidal, bem como uma variedade de outras formas de ondas. A trinca de fadiga deve ser introduzida de tal maneira que o valor de tenacidade não seja influenciado durante sua medição. O cálculo da carga máxima de fadiga (F_f) depende das características geométricas iniciais tais como a_0 (tamanho de trinca inicial) e b_0 (ligamento remanescente inicial), e deve atender a 2 requisitos segundo a Norma ISO 12135-2021 para corpos de prova SE(B).

$$F_f = 0{,}8 \cdot \frac{B\,(W-a_o)^2}{S} \cdot R_{p0,2} \tag{3.2}$$

$$F_f = \xi E \cdot \frac{(W \cdot B \cdot B_N)^{0,5}}{g_1\left(\frac{a_0}{W}\right)} \cdot \frac{W}{S} \cdot \frac{(R_{P0,2})_P}{(R_{P0,2})_t} \tag{3.2a}$$

$$g_1\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_0}{W}\right)^{0,5}\left[1{,}99 - \frac{a_0}{W}\left(1-\frac{a_0}{W}\right)\left(2{,}15 - \frac{3{,}93a_0}{W} + \frac{2{,}7a_0^2}{W^2}\right)\right]}{2\left(1+\frac{2a_0}{W}\right)\left(1-\frac{a_0}{W}\right)^{1,5}} \tag{3.2b}$$

Onde: F_f: Carga máxima de fadiga; B: espessura do CP; B_N: B para CP com face plana; W: largura do CP; a_0 : tamanho inicial da trinca; $R_{p0,2}$: limite de escoamento a 0,2%; $(R_{p0,2})_p$: limite de escoamento no momento do pré trincamento; $(R_{p0,2})_p$: limite de escoamento na temperatura de ensaio; S: Distância entre os apoios para o CP SE(B); E: módulo de Young; ξ: 1,6 x 10^{-4} $m^{0,5}$ (ISO12135, 2021).

Pode-se conduzir o trincamento de fadiga abaixo do carregamento permitido, para garantir uma segurança adicional de validade dos resultados. Mas, o tempo ou números de ciclos necessários para produzir a trinca aumenta com a redução da carga aplicada.

Para acompanhar o crescimento da trinca a olho nu, se faz necessário a preparação metalográfica (lixamento e polimento) das superfícies laterais próximas a ponta do entalhe. Além disso, devem ser feitas marcações transversais e igualmente espaçadas para identificar o tamanho da trinca durante o pré-trincamento. É importante ressaltar que a extensão mínima da pré-trinca por fadiga é de 5% B (2,5%W) ou 1,3 mm (MEITH et al., 2002; ISO12135, 2021).

O número de ciclos necessários para executar o pré-trincamento por fadiga depende da temperatura, tamanho e geometria da amostra, material, tensões residuais, raio de entalhe usinado, razão de carga (R = Pmin / Pmax) e fator de intensidade de tensão (K_{IC}). Se, por algum motivo, a condição inicial do trincamento desviar da linearidade, o resultado pode não representar a região de interesse, levando a uma interpretação incorreta dos resultados. O pré-trincamento deve ser feito sem a aplicação de altos valores de carga utilizando frequência de ciclagem inferiores a 100 Hz (MEITH et al., 2002). Cargas excessivas durante o pré-tricamento acelera o crescimento da trinca, no entanto, criam regiões plásticas na ponta da trinca. Recomenda-se o uso de equações de carga padrão para determinar um valor de carga adequado (MEITH et al., 2002), além de aumentar a frequência tanto quanto a máquina permitir. Geralmente são aplicadas frequências de 20 a 40Hz e o crescimento da trinca normalmente é conduzido em duas etapas, sendo a primeira parte realizada com altas cargas até que a trinca alcance 50% do seu tamanho desejado e, em seguida, a carga é reduzida (~ 50%) e mantida

estável até que a trinca atinja o tamanho final. Mais informações sobre o monitoramento das trincas de fadiga podem ser encontradas na literatura (MEITH et al., 2002; BS7448-1, 1991; SCIBETTA et al., 2002; ISO12135, 2021).

3.1.5. Pré-trinca de fadiga em juntas soldadas

As tensões residuais existentes nas juntas soldadas apresentam grande influência durante a etapa de pré-trincamento, devido às baixas cargas empregadas no processo de fadiga. Como exemplo, medições de tensões residuais em juntas soldadas por fricção em aço mostraram que há variações entre as distribuições de tensões residuais tanto trativas quanto compressivas (LEE et al, 2006; STEUWER et al, 2012; ZERBST et al, 2019). Além disso, as tensões residuais também alteram a restrição plástica na ponta da trinca, devido à interação entre as cargas externas e as internas (tensões residuais), potencializando a formação desigual da frente da trinca de fadiga (MEITH et al., 2002; ZERBST et al, 2019). Devido as tensões residuais, a etapa de pré-trincamento por fadiga em CPs soldados, quando comparado aos materiais de base, necessita de um maior número de ciclos de fadiga, cerca de 60% a 90%.

Um outro problema quando se avalia a mecânica da fratura em juntas soldadas é a validação da trinca de fadiga após o ensaio de CTOD. A presença de tensões residuais gera uma heterogeneidade no estado de tensões na ponta da trinca, provocando desigualdades no crescimento da trinca entre o centro e as extremidades. A diferença excessiva ao longo da frente da trinca de fadiga pode invalidar o ensaio de CTOD se essa for superior a 10%, no caso da norma ASTM-E1290 (2013), ou superior a 20%, no caso da norma ISO-15653 (2018). Uma frente de trinca desigual proporciona uma heterogeneidade entre os modos de carregamento. Como todas as equações para o cálculo do parâmetro CTOD, das diferentes normas, foram concebidas considerando modo I (carregamento trativo) de propagação da trinca, esses resultados de tenacidade à fratura não atendem aos requisitos padrão. A tenacidade à fratura resultante de pré-trincas irregulares pode levar a superestimação da tenacidade à fratura (SILVA, 1998).

Uma metodologia recomendada pela norma ISO-15653 (2018) para a realização de ensaios de CTOD em CPs retirados de juntas soldadas é o emprego, antes da abertura da trinca de fadiga, de uma compressão localizada em ambos os lados da ponta do entalhe (frente de propagação da trinca de fadiga) conforme esquematicamente ilustrado na Figura 3.7. No item C.2 dessa norma, são sugeridos três tipos de dispositivos que podem ser utilizados para a realização da compressão lateral. A carga aplicada depende do limite de escoamento do material avaliado, do dispositivo escolhido, da espessura e da geometria do CP. A finalidade desse procedimento é minimizar o efeito das tensões residuais geradas pelos ciclos térmicos de soldagem no estado de tensões na ponta do entalhe de forma a favorecer a formação de uma frente de propagação

plana da trinca de fadiga. Em alguns casos, após a etapa de pré-trincamento, também é realizada a usinagem lateral dos CPs objetivando a posterior execução do ensaio de CTOD a partir de uma trinca de fadiga com uma frente linear. A profundidade desse processo de usinagem lateral não deve exceder 25% da espessura do CP (MEITH et al., 2002).

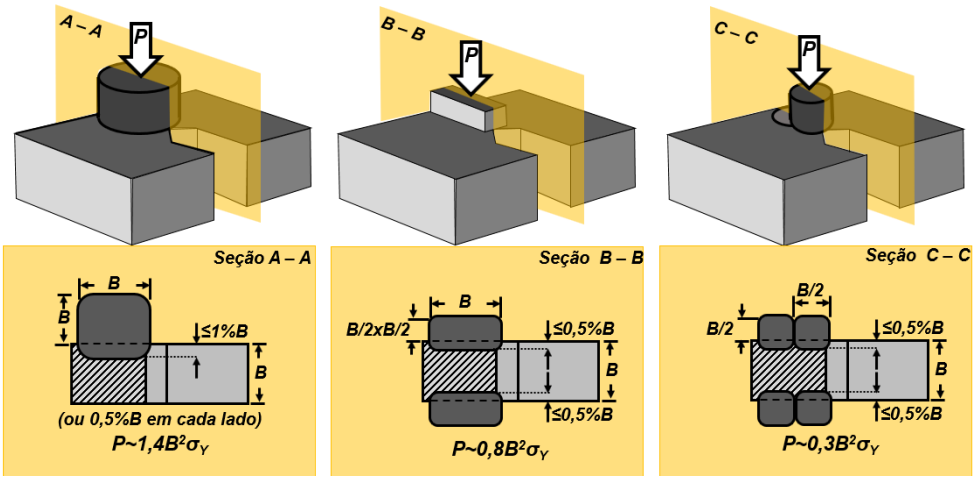


Figura 3.7 - Alternativa para a realização de compressão lateral. Adaptado de ISO-15653 (2018).

Na Figura 3.8 é apresentada a superfície de fratura de CPs SE(B) na qual é possível evidenciar o efeito das tensões residuais de uma junta soldada por fricção (FSW) no procedimento de pré-tricamento. Observa-se na Figura 3.8(a) que a frente da trinca de fadiga não atendeu os requisitos de validação do ensaio de CTOD. Com a utilização do procedimento de compressão lateral, empregando o dispositivo do tipo B recomendado pela norma ISSO-15653 (2018), associado ao processo de trincamento por fadiga usando uma razão de carga igual a 0,5 (R = 0,5) obteve-se uma frente de propagação mais linear, Figura 3.8(b). Já na Figura 3.8(c) foi aplicada a compressão lateral e, posteriormente a realização da trinca de fadiga com R = 0,5, foram usinados entalhes laterais com 10% de profundidade, procedimento este que possibilitou a condição para a formação de uma frente de trinca linear.

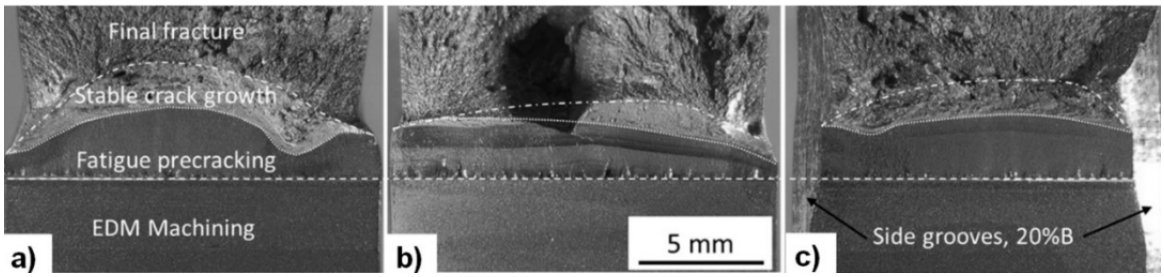


Figura 3.8 - Superfície de fratura de CPs tipo SE(B) de juntas soldadas FSW do aço API X80 de 15 mm de espessura submetidos ao ensaio de CTOD a 25°C. a) sem alívio de tensões; (b) Compressão lateral; (c) Compressão lateral mais entalhe lateral com 10% de profundidade de cada lado do CP (DIAZ, 2016).

Apesar da utilização da técnica de compressão lateral ser amplamente utilizada nos ensaios de tenacidade à fratura de juntas soldadas (MEITH, 2002), por ser o melhor método descrito na literatura para modificar as tensões residuais (ANDERSON, 2017), tal procedimento pode proporcionar uma redução dos resultados do ensaio de CTOD (MAHMOUDI, 2003; OZAWA et al., 2021; 2023). Como exemplo, Bastian e Santos (1991) observaram que a tenacidade à fratura do aço API X70 via parâmetro CTOD pode variar 18% (já considerando as variações naturais do ensaio) com a adição do entalhe lateral. Já no estudo de Bayão (2008) foi observada variação de até 24% para os aços API X60 com a introdução do entalhe lateral. Segundo Ozawa et al (2021, 2023) a obtenção de uma trinca de fadiga linear em CPs de juntas soldadas é diretamente dependente da quantidade de deformação lateral aplicada. Contudo, os autores também verificaram o valor crítico CTOD é afetado pela quantidade de deformação aplicada. No trabalho de 2021, realizado em juntas soldadas de um aço EH40 de 50 mm de espessura, Ozawa et al (2021) observaram que a redução do valor de CTOD pode chegar até 70% com a aplicação de 1% de deformação lateral. Por outro lado, Meith et al. (2002) concluíram que os resultados de tenacidade à fratura estão mais associados ao local onde se realiza a compressão lateral do que à magnitude da carga aplicada.

3.1.6. Medição do valor de CTOD

O conceito de CTOD, descrito originalmente no trabalho de Wells (1961), foi adaptado pelo *The Welding Institute* (TWI), em 1973, no trabalho de Dawes (1973) o qual tinha como principal finalidade encontrar um parâmetro que caracterizasse a tenacidade à fratura de componentes de aços estruturais soldados. Nesse trabalho o cálculo dos valores de CTOD será conduzido por meio do método da rótula plástica. Tal formulação é descrito pela norma BS7448 (1991) e deriva diretamente do trabalho do TWI sendo que este procedimento se tornou um padrão largamente utilizado para determinação dos valores críticos de CTOD em aços estruturais e em juntas soldadas. Conforme pode ser visto na equação (3.3), tal método divide o CTOD (δ) total em duas componentes: uma parcela elástica (dependente do fator de intensidade de tensões) e outra plástica (dependente da parcela plástica do carregamento), sendo que ambas dependem das características geométricas do CP. A medição experimental de CTOD pode ser realizada utilizando CPs SE(B) de flexão em três pontos dotados de trinca central unilateral, como apresentado na Figura 3.9 (ANDERSON, 2017). O ponto central do modelo da rótula plástica é a hipótese de que CPs SE(B) se deforma ao redor de um ponto rotular fixo, posicionado ao longo do ligamento remanescente da trinca por um fator r_p. Tal hipótese permite que, por meio de semelhança de triângulos, a parcela plástica do CTOD seja diretamente obtida da abertura da ponta da trinca plástica V_p, conforme esquematicamente ilustrado na Figura 3.9.

$$\delta = \left[\left(\frac{P.S}{B.W^{1,5}}.f\left(\frac{a_0}{W}\right)\right)^2.\frac{(1-v^2)}{2.\sigma_{LE}.E}\right] + \left[\frac{r_p.(W-a_0).V_p}{r_p.W+0,6.a_0+z}\right] \quad (3.3)$$

Em que: P: carga obtida do diagrama Carga x CMOD (Crack Mouth Opening Displacement); S: distância entre os roletes de apoio (span); B: espessura do CP; W: largura do CP; a0: tamanho inicial da trinca; $f\left(\frac{a_0}{W}\right)$*: fator que depende da geometria do CP; v: coeficiente de Poisson;* σ_{LE}*: limite de escoamento corrigido para a temperatura na qual o ensaio de CTOD foi conduzido; E: módulo de elasticidade; rp: fator rotacional plástico. Adotado 0,4 pela BS7448 (1991); Vp: parcela plástica do deslocamento; z: espessura das fixações do clip-gage utilizados para medição do CMOD representado pela letra V na Figura 3.9.*

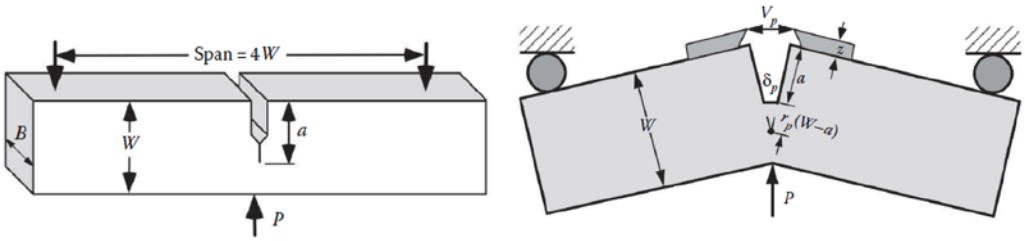


Figura 3.9 - Corpo de prova SE(B) e modelo da rótula plástica aplicado para estimar o valor de CTOD (ANDERSON, 2017).

Os valores de carga (P) e a parcela plástica do deslocamento (Vp), definidos na equação (3.3) para cálculo do parâmetro CTOD, são obtidos por meio do diagrama carga vs deslocamento ou CMOD(*Crack mouth opening Displacement*). De forma geral, segundo a norma BS7448 (1991), os registros de carga vs deslocamento assume uma das seis formas apresentadas na Figura 3.10, sendo que, através da interpretação desses diagramas, é possível classificar a tenacidade à fratura de um determinado CP SE(B) em três grupos de CTOD, conforme 0descrito abaixo:

- **Grupo *δc*:** as curvas I, II e III pertencem a esse grupo e representam uma condição frágil, ou seja, deslocamento da abertura da ponta da trinca com iniciação instável. Pode-se notar nos três casos uma limitada plasticidade e, nenhuma ou pouca propagação estável da trinca, arbitrariamente, inferior a 0,2 mm. Em alguns casos, como demonstrado pela curva III, é possível que ocorra descontinuidade (*pop-in*) na curva carga vs deslocamento, devido à rápida propagação ou retardação da trinca. Os três casos são de baixas deformações plásticas, ocorrendo logo na fase inicial de carregamento e geralmente estão associados ao patamar inferior (*lower shelf*) dos aços onde o mecanismo de fratura é a clivagem. Pc e Vc são usados para calcular o CTOD (*δc*).

- **Grupo *δu*:** também representa uma condição frágil, porém, precedida por um pequeno crescimento de trinca, superior a 0,2 mm, anteriormente à iniciação de fratura frágil ou instável. As curvas IV e V pertencem a esse grupo, em que a pequena parcela estável de propagação da trinca é utilizada para o cálculo do valor de CTOD, *δu,* a partir das componentes Pu e Vu determinados antes da propagação instável (caso IV) ou de um *pop-in* (caso V). Quando for observada uma queda repentina de carga (*pop-in*) superior a 1%, a carga (P) deve ser obtida imediatamente antes desta queda. Um exemplo que ilustra estes parâmetros pode ser visto na

Figura 3.10. Neste exemplo, nota-se que a carga utilizada para o cálculo de CTOD foi P=28,35 kN. A partir do ponto utilizado para se determinar o valor da carga, traça-se uma reta paralela ao trecho reto da curva obtendo-se assim o valor de Vu.

- **Grupo *δm*:** o valor de CTOD é definido no ponto de carga máxima (*maximum load plateau*). Está associado ao patamar superior (*upper shelf*) dos aços com uma considerável deformação plástica onde o mecanismo de fratura é dúctil. A curva VI representa esse grupo, e ilustra um diagrama carga vs deslocamento para materiais extremamente dúcteis, para os quais a propagação estável da trinca prossegue depois da carga máxima (Pm). Assim, o valor de CTOD, *δm*, pode ser calculado para a carga máxima, Pm, e seu correspondente deslocamento, Vm.

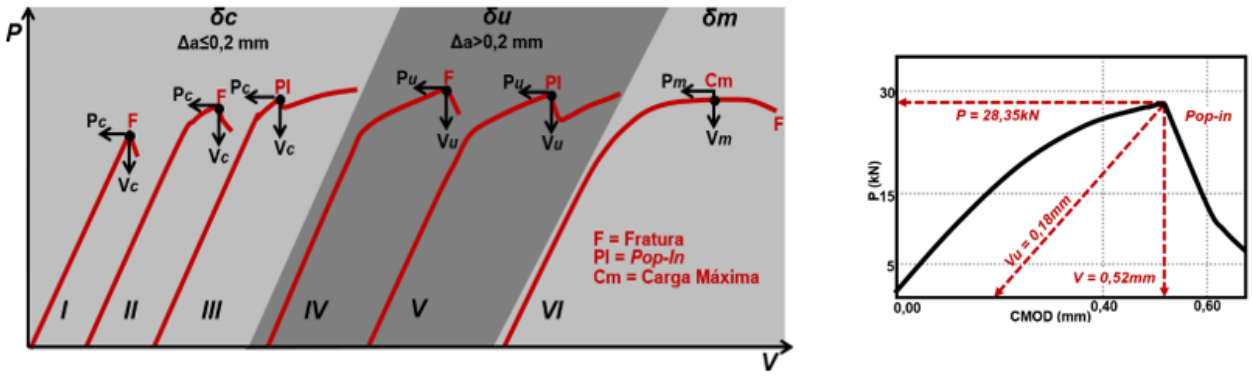


Figura 3.10 - Os seis possíveis casos de diagrama P x Vp em um ensaio de CTOD (adaptado de BS1448, 1991).

Para essa pesquisa, será empregado a equação (3.4) descrita na norma ISO12135 (2021). Até a sua versão anterior, de 2016, a equação para o cálculo do CTOD era baseada no conceito da norma BS7448 (1995). Quando um CP SEN(B) é carregado em dobramento de 3 pontos, a ponta da trinca é sujeita a tensões trativas, dessa forma, existe uma região na frente da trinca, na porção de ligamento em que o material é sujeito a tensões de compressão. No cálculo da componente plástica do CTOD as normas BS7448 (1995), ISO12135(2016), ASTM E1290 (2013), WES 1108 (2016) e ASTM E1820 (2013) assumem que o CP “rotaciona” em um ponto fixo dentro da região de ligamento não trincada, a frente da trinca, a uma distância $r_p x B_0$, onde r_p é o fator de rotação e B_0 é o ligamento restante a frente da trinca. Esse conceito usa um modelo de “dobradiça” plástica em 2D assumindo um estado plano de deformação na ponta da trinca. Wells, inicialmente, mostrou que para CPs do tipo SEN(B), inicialmente, o ponto de rotação deveria estar próximo a ponta da trinca ($r_p < 0,1$). Com o aumento da carga e após o escoamento geral do material, o ponto de rotação converge para dentro da região de ligamento remanescente a frente da ponta da trinca ($r_p \approx 0,45$). A norma BS7448 (1995) assume um valor constante de $r_p = 0,40$ no cálculo de CTOD. Os motivos para um valor constante para CP SEN(B)

não é de domínio público, mas foi entendido que esse valor foi determinado após vários experimentos o qual subestima o valor de CTOD real (WELLS, 1971; WU, 1983). Dessa forma, na sua nova versão, a norma ISO12135 utiliza-se do conceito de ponto de rotação dependente do encruamento do material não sendo utilizado um valor fixo. Maiores detalhes sobre o efeito do encruamento na determinação do valor do parâmetro CTOD pode ser encontrado nos trabalhos de Khor et al. (2018) e Khor (2019).

$$\delta = \left[\left(\frac{S}{W}\right)\frac{F}{(BB_N W)^{0.5}} g_1\left(\frac{a_0}{W}\right)\right]^2 \frac{(1-\nu^2)}{mR_{p0.2}E} + \tau\frac{0.4(W-a_0)V_p}{0.6a_0 + 0.4W + a_0} \quad (3.4)$$

$$\tau = \left[-1.4\left(\frac{R_{p0.2}}{R_m}\right)^2 + 2.8\left(\frac{R_{p0.2}}{R_m}\right) - 0.35\right]\{0.8 + 0.2\,exp[-0.019(B-25)]\} \quad (3.4a)$$

$$\mathrm{m} = 4.9 - 3.5\frac{R_{p0.2}}{R_m} \quad (3.4b)$$

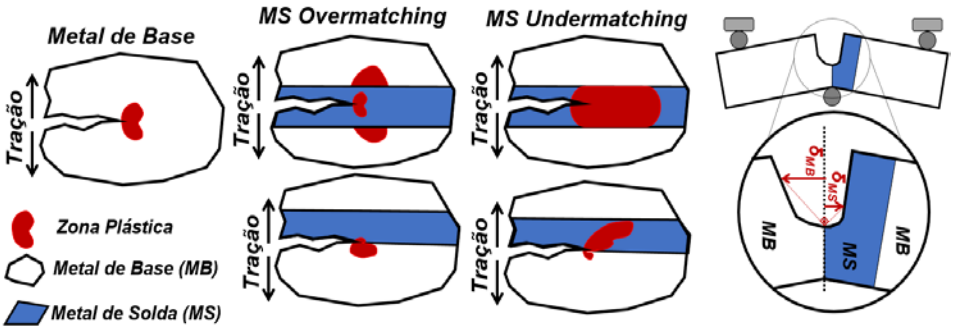
Em que: F: força aplicada; S: span, distância entre os apoios no dobramento em três pontos; W: largura do CP; B: espessura do CP; a0: comprimento da trinca (fadiga mais entalhe); v: razão de Poisson; E: módulo de Young, Rp0.2: limite de escoamento a 0.2%; Rm: limite de resistência; Vp: valor de Crack mouth opening displacement (CMOD).

3.1.1. Variabilidade dos ensaios de CTOD e de impacto Charpy-V em juntas soldadas

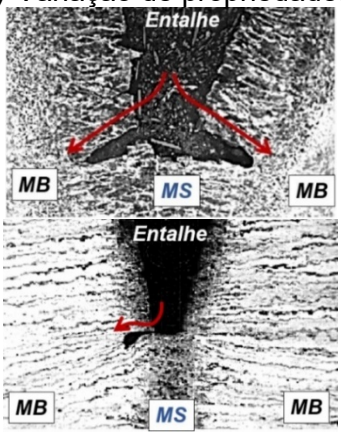
A metodologia brevemente reportada é largamente aplicada para a determinação experimental de CTOD e fornece resultados consistentes para materiais homogêneos e CPs com trinca profunda. Porém, dentro do interesse do presente trabalho, o método apresenta algumas limitações com relação à aplicação em juntas soldadas devido a heterogeneidade elasto-pastica dos metais de base e de adição que, dependendo do grau de variabilidade, podem afetar significativamente a tenacidade à fratura do conjunto soldado. Vários são os aspectos que dificultam a execução de estudos de Mecânica da Fratura em componentes soldados. Fatores ligados ao procedimento de união (processo de soldagem, variações de aporte térmico, posição de soldagem, condições ambientais), ao projeto industrial (limitações de acesso, desenho de chanfro irregulares, elevadas restrições estruturais), e a aspectos do metal base e de adição (processo de produção, características de soldabilidade) são pontos de grande importância e que auxiliam na interpretação de resultados de tenacidade à fratura e no estabelecimento de uma relação de causa e efeito. Nessa revisão será apresentada uma breve discussão dos efeitos *mismatching* do metal de solda (MS) e na formação de Zonas Frágeis Localizadas, considerados na literatura como os mais críticos para a variabilidade dos resultados de tenacidade executados em juntas soldadas.

a) *Mismatching* do metal de solda

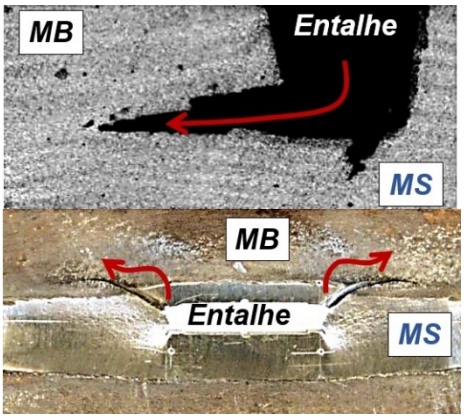
Com relação a Mecânica da Fratura, a presença de uma dissimilaridade de propriedades mecânicas entre o MS, ZAC e do metal base (MB) altera a distribuição de tensões na região soldada afetado, basicamente, o caminho de propagação e a plasticidade na ponta da trinca de fadiga e a posição do ponto rotular, invalidando a aplicação dos procedimentos descritos nas principais normas do ensaio de CTOD. Tal variação é geralmente identificada como *strength mismatch* sendo denominado de *undermatching* e *overmatching* para as condições em que o MS possui propriedades em tração inferiores e superiores às do MB, respectivamente. Na Figura 3.11 é ilustrado esquematicamente os principais campos de deformação que podem ocorrer durante a propagação de trincas no MS e na ZAC de juntas soldadas *overmatching* e *undermatching*. Observa-se que, dependendo da relação *matching* entre MS e MB, há uma modificação do campo de plasticidade na frente da trinca ($\delta_{MB} \neq \delta_{MS}$) provocando a alteração do caminho de sua propagação invalidando ou dificultando a interpretação dos resultados do ensaio de CTOD.



(a) Variação de propriedades mecânica entre MS e MB e o efeito na zona plástica.



(b) Undermatching: LE(MS) < LE (MB).



(c) Overmatching: LE(MS) > LE (MB).

Figura 3.11 - Ilustração esquemática da deformação assimétrica de juntas soldadas com variação de propriedades mecânicas (adaptado dos trabalhos de HAMBURG, 1998; DONATO, 2008 e KOÇAK, 2010).

Comumente, para minimizar o risco de ocorrência de falhas no cordão de solda, são utilizados metais de adição que proporcionam a formação de metais de solda do tipo *overmatching*. Várias

normas e códigos de soldagem recomendam a utilização de um metal de adição do tipo *overmatching* para a “proteção” da região soldada no caso de eventuais carregamentos externos que excedam o limite de escoamento da estrutura. No entanto, esse requisito é difícil de ser atendido para estruturas compostas por materiais de elevada resistência mecânica, com limite de escoamento superior a 600 MPa, uma vez que metais de solda com elevada resistência mecânica geralmente apresentam uma baixa tenacidade podendo afetar, significativamente, a tenacidade à fratura e a ductilidade de uma junta soldada, especialmente em condições de carregamento perpendicular ao cordão de solda (ZERBST et al, 2019; TAN et al. 2023).

Há tempos, pesquisadores têm se preocupado na avaliação do efeito da interação entre as propriedades do MS e do MB na integridade global de um componente soldado (DENYS, 1989; 1990; KOÇAK et al., 1989,1994, 2010; HAMBURG, 1998; DONATO, 2008; ZERBST et al, 2019; TAN et al. 2023). Porém, ainda há dúvidas em relação a esse assunto, especialmente quanto ao efeito dos ciclos térmicos de soldas multipasses, que geram várias regiões reaquecidas, formando uma ZAC e um cordão de solda complexo, caracterizado por grande heterogeneidade microestrutural e de propriedades.

O efeito *matching* é ilustrado na Figura 3.12 através do efeito do posicionamento do entalhe nas características da curva carregamento vs deslocamento do ensaio de CTOD de CP retirados de juntas soldadas onde o MS (curva - I) é *overmatching* em relação ao MB (curva – IV).

Observa-se na curva I que o MS apresenta uma carga elevada de carregamento, porém, uma baixa deformação plástica, indicando que esse material possui baixa capacidade de restrição da propagação de eventuais trincas. Porém, analisando a curva II, em que o entalhe é posicionado no MS próximo a linha de fusão, verifica-se uma considerável propagação da trinca em relação a curva I e que a tensão crítica para ocorrência de uma fratura frágil ou propagação instável da trinca não é atingida devido, provavelmente, à indução de um campo de deformação plástica que ocorre no metal base, de menor resistência mecânica, próximo à região do entalhe. A instabilidade da propagação da trinca no MS (curva I) é totalmente atenuada pela presença de uma região “amaciada” ou de menor resistência mecânica (curva II). Nesse sentido, em materiais ou regiões com propriedades heterogêneas, aparentemente, a propagação da trinca tende a ocorrer em regiões de menor resistência mecânica. Dessa forma, na Figura 3.12 é claramente ilustrado que a tenacidade à fratura obtida por sistemas com grande variação de propriedades mecânicas não necessariamente representa as propriedades do material onde a trinca se originou (posição do entalhe).

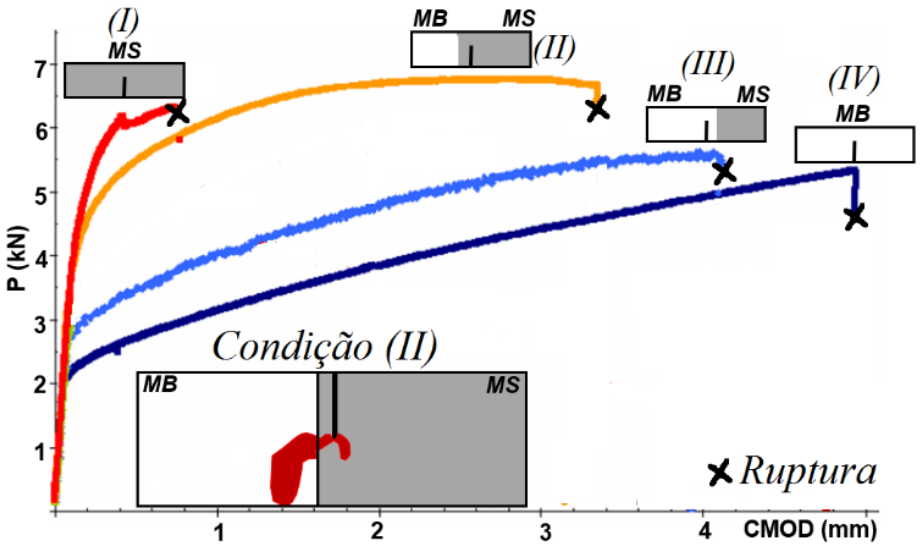


Figura 3.12 - Efeito da diferença de propriedades entre MS e MB no ensaio de CTOD (adaptado de KOÇAK, 2010).

Além da relação da resistência mecânica entre o MS e/ou MB também deve ser dada atenção para as variações de propriedades que ocorrem na ZAC, principalmente o efeito de amaciamento, em função dos ciclos térmicos de soldagem, especialmente para juntas soldadas de materiais de elevada resistência mecânica produzidos via resfriamento acelerado. Segundo Denys (1989, 1990), um dos pesquisadores que mais estudou o amaciamento da ZAC, a extensão da região amaciada aumenta com o aporte térmico e juntas soldadas com MS *overmatching* possuem uma menor probabilidade de apresentar problemas relacionados ao amaciamento em relação a juntas soldadas com MS *undermatching*. 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.

Na Figura 3.13, é apresentado, esquematicamente, o raciocínio de Denys, que descreve como o caminho de propagação de uma eventual trinca se comporta em função do tipo de aço e do MS. Para esse autor, o grau de *overmatching* ou *undermatching*, assim como a extensão e a magnitude da queda de dureza da ZAC, exercem grande influência na resistência à propagação de trincas em componentes soldados.

De forma resumida, quando utilizado MS do tipo *undermatching* há uma maior probabilidade de ocorrência de defeitos (crescimento/propagação de descontinuidades) no cordão de solda, Figura 3.13-A1, A2 e A3, devido a concentração de deformações plásticas nessa região por apresentar menores valores de propriedade mecânica em relação as regiões vizinhas (MB e ZAC). Por outro lado, o emprego de MS do tipo *overmatching* favorece a “proteção” da região do cordão de solda, Figura 3.13-B1, B2 e B3, “deslocando” as deformações plásticas para a ZAC e/ou no MB. Uma vez que a ocorrência de defeitos no MS é um fator de maior probabilidade do que em qualquer outra região de estruturas soldadas devido, os principais códigos e normas de soldagem recomendam, sempre que possível, a utilização de MS *overmatching*. Porém, vale ressaltar que em algumas aplicações, materiais de alta resistência produzidos via TMCP, quando

submetidos a elevados ciclos térmicos de soldagem que proporcionam um excessivo amaciamento da ZAC, mesmo utilizando metais de solda do tipo *overmatching,* apresentam maior propensão a ocorrências de fraturas na ZAC, Figura 3.13–B3.

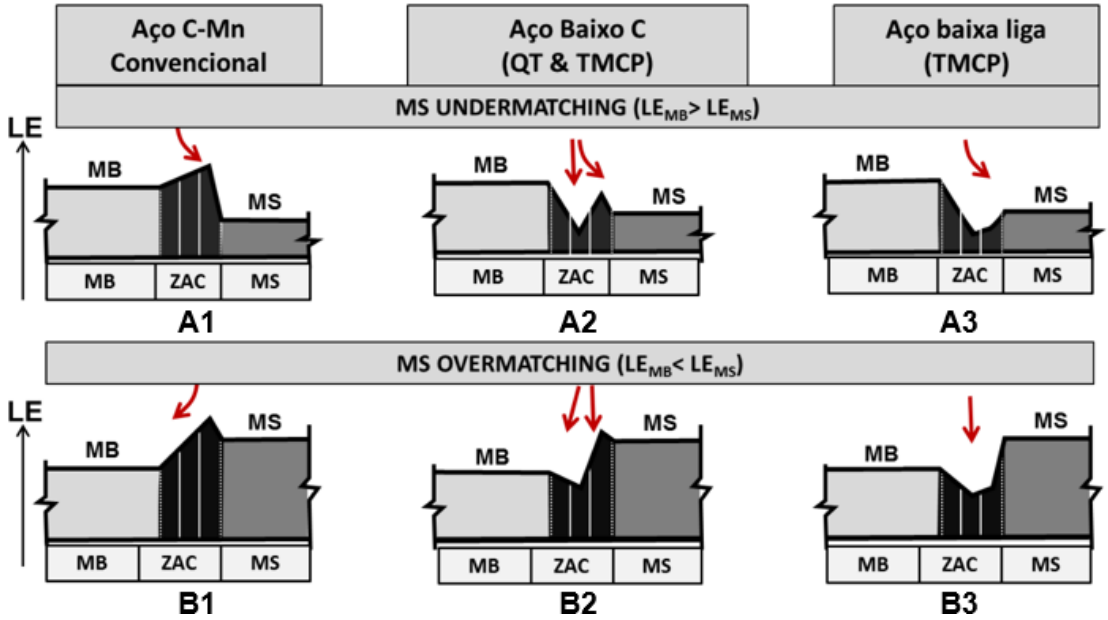


Figura 3.13 - Variação do limite de escoamento em relação ao tipo de aço e a região *undermatching*. As setas vermelhas indicam o caminho de uma eventual trinca (adaptado de DENYS, 1989, 1990).

b) Zonas frágeis localizada

O balanço entre alta resistência e boa tenacidade dos aços processados via laminação controlada seguida por resfriamento acelerado pode ser deteriorado pelos diversos ciclos térmicos de soldagem utilizados durante a fabricação de uma estrutura *offshore*. Na década de 1980, com a utilização mais expressiva dos ensaios de CTOD nas qualificações de soldagem, alguns estudos (FAIRCHILD, 1987; BATENSON et al., 1988; WALKER, 1989) indicaram que a fragilização de componentes soldados foi causada por pequenas regiões de baixa tenacidade na ZAC. Esses locais foram denominados como sendo Zonas Frágeis Localizadas (LBZ - *Local Brittle Zones*) e, naquele momento, foram associados a região de grãos grosseiros (KIM e CHOO, 1988; FAIRCHILD et al. 1987, 1988; SATOH e TOYODA, 1988). Contudo, as LBZs podem ocorrem em qualquer região da ZAC, no metal de solda ou mesmo no metal de base.

Foi através do teste de CTOD possível evidenciar a existência das LBZs nos aços estruturais TMCP. O ensaio de impacto Charpy-V, devido à baixa agudez e menor área amostra pelo entalhe, é menos sensível à presença de LBZs e, portanto, o posterior emprego do teste CTOD em paralelo com o teste de impacto Charpy-V nas avaliações de metal base e de juntas soldadas, poderia ser a resposta do porquê, até então, as LBZs não haviam sido identificadas nos aços convencionais (BATTE e KIRKWOOD, 1988). Além disso, os procedimentos de soldagem empregados naquela época não utilizam chanfro reto o que favorecia o refinamento devido a

deposição subsequente minimizando as LBZs (BATTE e KIRKWOOD, 1988). Porém, apesar dos CPs de Charpy-V serem menos “sensíveis” a presença de LBZs, atualmente é possível encontrar vários trabalhos que correlacionam baixos valores e elevadas dispersões nos resultados de tenacidade ao impacto a fatores microestruturais e cristalográficos fragilizantes de ZACs formadas tanto por um quanto por vários ciclos térmicos de soldagem (ALÉ, 1994; SILVA, 2010; BORBA, et al., 2019(a), 2020; YAN et al., 2022; LI, et al., 2024(a,b); WANG et al., 2024; JIANG, et al., 2024; AN et al., 2024; GONG, et al., 2024).

Por outro lado, apesar das LBZs reduzirem a tenacidade durante os ensaios de CTOD e aumentam a dispersão dos resultados de Charpy-V, não se tem registro de fratura em campo associadas a presença dessas zonas em estruturas de plataforma marítimas.

Durante a união de estruturas *offshore* são utilizados processos que envolvem a deposição de um ou mais passes de soldagem. A depender da distância da zona fundida, espessura do material, temperatura inicial do componente, da energia de soldagem e da quantidade de passes empregados, a zona afetada pelo calor formada será composta por um misto de regiões que apresentam diferentes microconstituintes transformados em temperaturas abaixo da Ac_1 ou formados a partir de uma austenitização parcial (entre Ac_1 e Ac_3) ou total (acima da Ac_3). Dessa forma, conforme apresentado na Figura 3.14, a ZAC de cada passe é subdividida na GGZAC, GRZAC ICZAC e SCZAC (EASTERLING, 1983; HUTCHINSON et al., 2015; WANG et al., 2017, 2018). A GGZAC é a mais próxima da linha de fusão (LF) e, portanto, é a região da ZAC submetida às temperaturas elevadas (superior a 1100°C até imediatamente antes da temperatura de fusão), o que provoca uma completa austenitização da microestrutura original, seguida por um crescimento substancial dos grãos. A GRZAC é formada quando a região é totalmente austenítica, mas o crescimento do grão não é significativo devido à menor temperatura de pico (~1100°C). A ICZAC é formada quando a temperatura de pico se situa no campo bifásico (α + γ) do material, o que proporciona uma parcial austenitização microestrutural. A SCZAC é a região mais distante da zona fundida, onde nenhuma austenita é formada, mas que pode sofrer revenimento microestrutural e/ou o coalescimento de precipitados a depender da composição química do material.

Diante disso, vários pesquisadores exaustivamente estudaram o efeito da formação dessas LBZs nas propriedades mecânicas de componentes soldados e, principalmente, o resultado da sua presença no comprometimento da integridade de estruturas *offshore*. Apesar de alguns autores terem verificado fragilização nas regiões subcríticas (SCZAC) e intercriticas (ICZAC) da ZAC, em geral, os piores resultados de tenacidade têm sido observados nas regiões grãos grosseiros (GGZAC), grãos grosseiros reaquecido intercriticamente (ICGGZAC) e subcriticamente (SCGGZAC) dessa forma, são consideradas potencialmente LBZs, por serem possíveis sítios para nucleação de fratura por clivagem. A baixa tenacidade desta região é discutida em termos

da presença de um ou mais dos seguintes fatores metalúrgicos: (i) tamanho de grão austenítico; (ii) formação de microestrutura frágil como a ferrita com segunda fase alinhada (bainita superior); (iii) formação de precipitados grosseiros e; (iv) presença de MA.

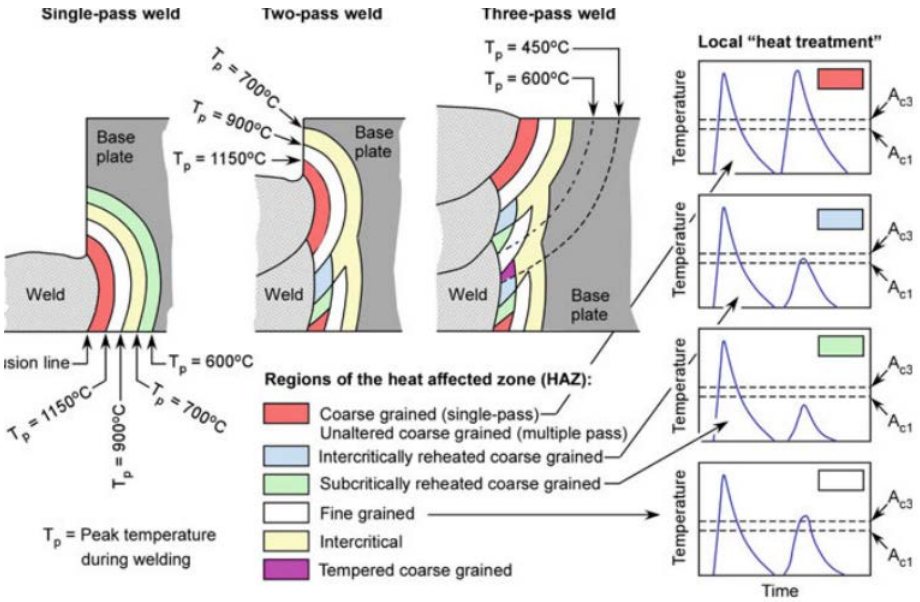


Figura 3.14 - Desenho esquemático das diferentes regiões da ZAC. (ZERBST, 2019).

I. Crescimento da austenita na grãos grosseiros (GGZAC, ICGGZAC e SCGGZAC)

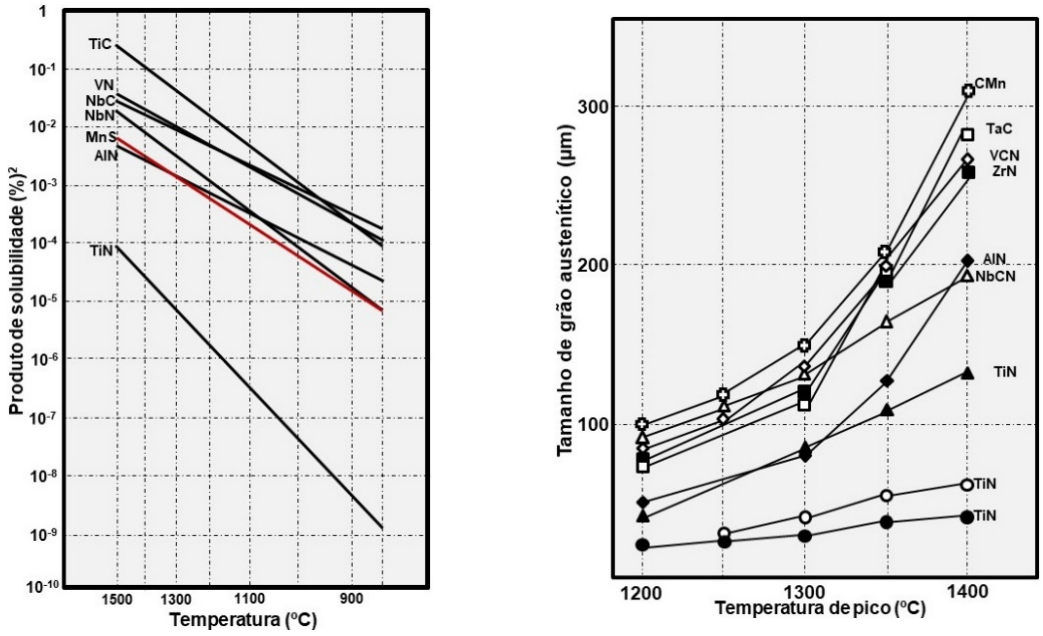
Os grãos austeníticos crescem durante o rápido aquecimento provocado pelo ciclo térmico de soldagem, quando a temperatura de pico ultrapassa 1100°C, podendo atingir valores da ordem de 60μm a 250μm, a depender do tempo e da temperatura de austenitização (EASTERLING, 1983; DENYS e Mc HENRY, 1988; FUJIYAMA et al., 2017; XU et al., 2020; BAI et al., 2020; LIU et al., 2021; WANG, et al., 2024). Para a GGZAC, de um modo geral, quanto maior o aporte térmico, maior o tamanho de grão da austenita prévia (TGyp) esperado e, portanto, menor será a sua tenacidade. Contudo, o seu efeito direto na tenacidade não é completamente esclarecido, e essa dificuldade se deve à influência indireta do TGyp no controle da temperatura de transformação e na formação da microestrutura intragranular. Com exemplo, Koo e Ozekcin (1987) apontaram que para uma GGZAC totalmente martensítica existe uma boa correlação entre o aumento do TGyp com o aumento da temperatura de transição (redução da tenacidade). Porém, não foi observado um efeito do TGyp na tenacidade da GGZAC quando aplicado tratamento térmico pós soldagem (TTPS). Nesse caso, a melhoria da tenacidade foi atribuída a formação de contornos de subgrão, que reduzem o grão efetivo, atuando como barreiras a trincas de clivagem. Além disso, esses autores também comentam que o valor da energia absorvida dependerá da microestrutura obtida. Na ausência de microconstituinte MA a energia absorvida apresenta uma certa relação com o TGyp. Porém, na sua presença, o tamanho de grão efetivo

não é mais o fator dominante, e o processo de fratura é controlado pela quantidade desse microconstituinte, o que já foi observado por outros pesquisadores ao longo dos anos (OKADA et al., 1994; SILVA, 2010; BORBA, 2019a; FU et al., 2022; BERTOLO et al., 2023; LI et al., 2024(a,b)). Dessa forma, basicamente, grãos austeníticos maiores provocam a redução da tenacidade devida ao favorecimento da formação de constituintes frágeis, em função do aumento da temperabilidade local e por não ser um obstáculo à propagação de eventuais trincas de clivagem por apresentar contornos de grão de baixo ângulo. 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 MB em elevadas temperaturas (EROGLU,2000; WU e DAVIS, 2004; HAMAD et al.,2008; ISHIKAWA et al., 2006; BORBA, 2020).

As partículas presentes na matriz do aço mais estáveis em elevadas temperaturas são os óxidos, seguidos pelos nitretos, sulfetos e carbonetos. Como exemplo, na Figura 3.15(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 (KANAZAWA, 1976; EASTERLING, 1983). 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 austenitico 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 3.15(b), os precipitados mais efetivos no ancoramento dos contornos de grãos da austenita (KANAZAWA, 1976; EASTERLING, 1983; ALÉ, 1994). 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 (KANAZAWA, 1976; EASTERLING, 1983; ALÉ, 1994), 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_2 para promover o efeito

pinning na ZAC, uma tecnologia que somente as siderúrgicas japonesas detém. Na Figura 3.16 é apresentando CPs simulando em condição de elevado aporte térmico (ϕ = 0,5 °C/s) na Gleeble, onde é possível observar que a tenacidade é significativamente aperfeiçoada devido à redução significativa do contorno de grão da austenita previa (CGy) proporcionado pelo efeito *pinning* realizado com precipitados de TiN em aços navais (BORBA et al., 2020).



(a) Solubilização de precipitados na austenita.

(b) Tamanho de grão austenítico em função da presença de diferentes precipitados.

Figura 3.15 - Ilustração da solubilização de diferentes precipitados na austenita e do tamanho de grão austenítico na GGZAC em função da presença de diferentes precipitado (adaptado de KANAZAWA, 1976).

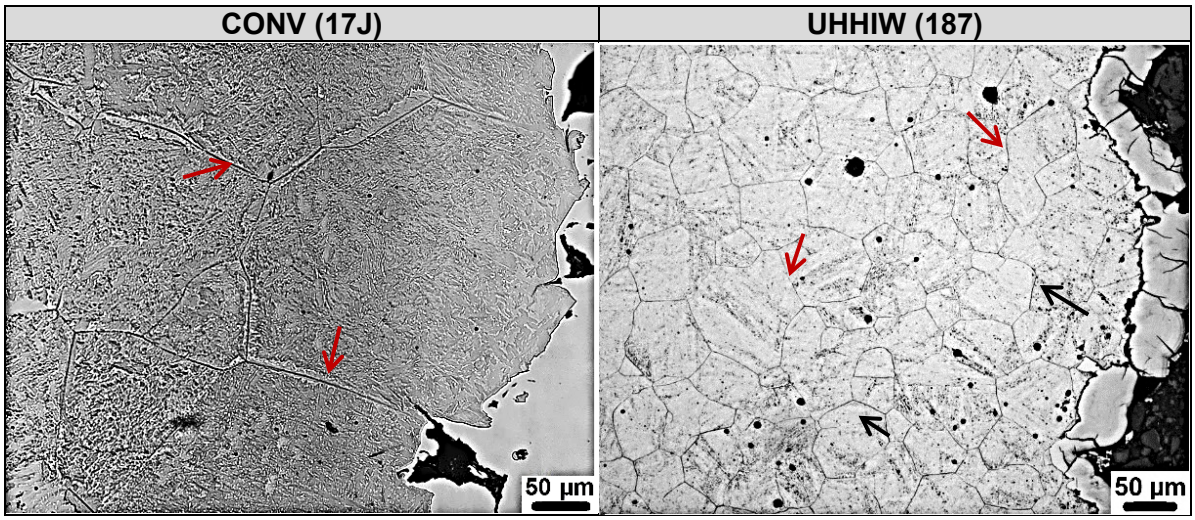


Figura 3.16 - Análise via MO após polimento eletrolítico e ataque com reativo pipal modificado na seção transversal ao plano de propagação da fratura. Condição: 0,5°C/s. Seta vermelha: CGγ. Adaptado de Borba et al., 2020).

II. Formação de precipitados grosseiros

A precipitação de elementos microligantes (por exemplo, nióbio e vanádio) pode reduzir consideravelmente a tenacidade da região de grãos grosseiros. Normalmente, o primeiro passe de soldagem dissolve estes elementos na matriz austenítica. Após reaquecimento por passes subsequentes de soldagem ou quando utilizado TTPS, os elementos microligantes se precipitam ou formam agrupamentos de partículas irregulares podendo coalescer, gerando campos de tensões na matriz (FAIRCHILD, 1987). De acordo com a teoria de Griffith (1920), quanto maior a partícula, menor sua tensão de fratura e, consequentemente, maior a sua probabilidade de falha sendo, dessa forma, prejudicial à tenacidade à fratura do aço por ser um iniciador de trinca (CHEN e CAO, 2015; CARPINTERI, 2021). Em relação à forma, carbonetos alongados apresentam uma maior probabilidade de trincarem preferencialmente em uma direção e por consequência, criam um maior campo de tensões na matriz do que os precipitados esféricos (BORDET et al., 2005).

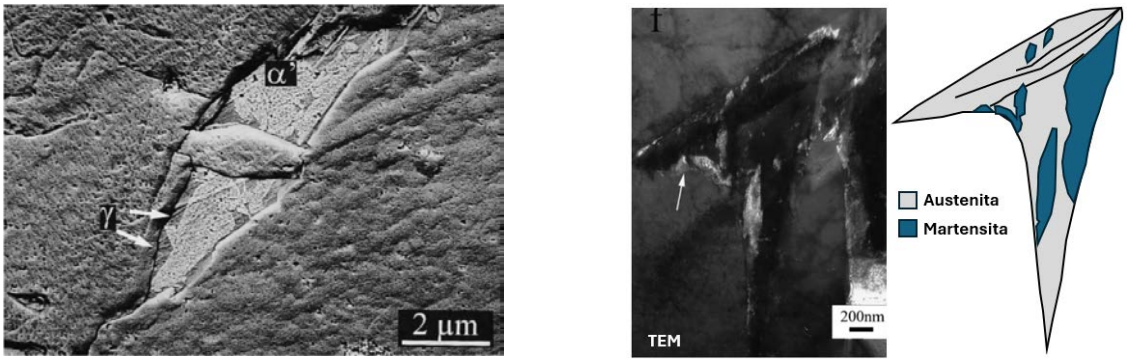
Na condição de como soldado, o efeito deletério do endurecimento por precipitação pode ser observado na ICGGZAC em especial na SCGGZAC. Após TTPS, todas as regiões da zona de grãos grosseiros podem ser sujeitas a este tipo de fragilização. Como na SCGGZAC esta precipitação possivelmente já ocorre associada ao ciclo térmico de soldagem, o TTPS pode ter o efeito de superenvelhecimento e recuperar a tenacidade dessa região. O aumento do aporte térmico pode contribuir negativamente com relação à tenacidade devido à possibilidade de uma região mais larga da ZAC ser submetida a temperaturas de pico suficientemente altas para a dissolução dos precipitados do metal de base.

Entretanto, entender a relação entre precipitados e a tenacidade à fratura de um determinado aço não é simples, uma vez que esse efeito é dependente do tipo, tamanho e distribuição dessas partículas na matriz e sua interação com os diferentes microconstituintes da ZAC, do metal de base ou até mesmo do metal de solda. Por exemplo, o efeito positivo do ancoramento do crescimento de grão austenítico durante a formação da GGZAC depende da presença de precipitados finos e coerentes com a matriz. Para que isso seja possível, dentre vários outros, a composição química do aço é um dos fatores mais importantes. Um projeto de liga “incorreto” favorecer a formação de partículas grosseiras as quais podem atuar com sítios para a nucleação e propagação de fratura por gerarem campos de tensões na microestrutura ao seu entorno (KANAZAWA et al., 1976; EASTERLING, 1983; PACYNA e WITEK, 1988; ALÉ, 1994; KRAUSS, 2006; CHEN e CAO, 2015; BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2017; BORBA, 2019a, 2020).

III. Formação do constituinte martensita-austenita (MA)

A tenacidade a fratura de aços de alta resistência e baixa liga é afetada pela presença do constituinte MA nas regiões GGZAC e, principalmente, na ICGGZAC. Ikawa et al. (1980) apresentaram um possível mecanismo para a formação do MA. Durante o resfriamento do ciclo

térmico de soldagem, a transformação ferritica/bainítica propicia a partição do carbono, estabilizando a austenita restante devido ao seu enriquecimento de carbono. Durante o resfriamento contínuo, parte da austenita tende a se transformar em ferrita e carbonetos. Mas sob resfriamento em elevadas taxas, esse processo é dificultado, pelo qual a austenita não decomposta se transforma em martensita a uma temperatura mais baixa, enquanto uma quantidade pequena de austenita é retida. Em partes, isso ocorre devido a geração de tensões compressivas na austenita não transformada como consequência dos constituintes recém-formados (alteração de volume) ao seu entorno (IKAWA, 1980; ALÉ, 1996; ROJKO e GLIHA, 2005). Lambert et al.(2000) também explicam a formação desse constituinte de maneira semelhante, ou seja, após resfriamento contínuo, houve uma transformação parcial da austenita em martensita, levando à formação de ilhas de MA. Wang et al. (2006) investigaram a formação de ilhas de MA em aço de tubulação X70. Segundo eles, a austenita inalterada durante a transformação ferrítica torna-se enriquecida com carbono e eventualmente transformada em ilhas de MA após resfriamento contínuo. Essas ilhas de MA são compostas de flocos de austenita retidos e uma série de placas de martensita com vários tamanhos e orientações, conforme mostrado na Figura 3.17. Todas as teorias concordam sobre o modo de formação de ilhas MA, a principal diferença está associada a composições química típica de cada aço que normalmente alteram as temperaturas e durações da transformação.



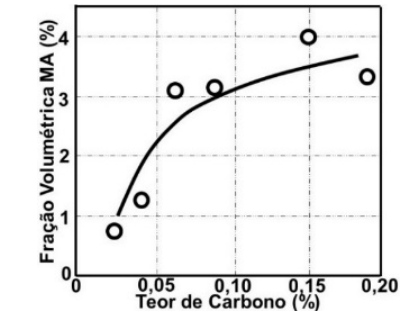
(a) MA via MEV. Lambert et al.(2000). (b) MA via MET. Wang et al. (2006).

Figura 3.17 - MA observado via MEV (1 kV) após ataque com reativo Villela e via MET.

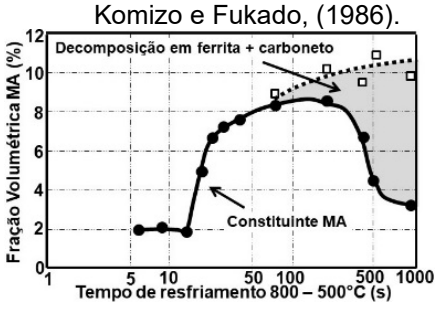
Na soldagem multipasses, devido aos sucessivos ciclos térmicos, áreas da GGZAC em que são completamente reaustenitizadas, a microestrutura, geralmente, é similar a observada na GGZAC original. Em áreas onde o reaquecimento ocorre na faixa intercritica de temperatura (ICGGZAC) ocorre uma parcial reaustenitização, não somente nas regiões enriquecidas por carbono e manganês, mas também nos contornos de grão da austenita prévia. Nessa ICGGZAC é formado um “segundo” grupo de austenita a qual, durante o resfriamento, pode formar mais ilhas do constituinte MA. Já em regiões reaquecidas subcriticamente, o constituinte MA pode ser revenido

transformando em ferrita e carbonetos (IKAWA, 1980; ALÉ et al., 1996). Conforme ilustrado na Figura 3.18, além do aporte térmico, representado na Figura 3.18(b) pelo tempo de resfriamento t8/5, a composição química do material, especialmente o teor de carbono, propiciam a estabilização da austenita durante a etapa de resfriamento do ciclo térmico de soldagem potencializando a formação de ilhas de MA em determinadas regiões da ZAC, afetando a sua tenacidade, Figura 3.18(c).

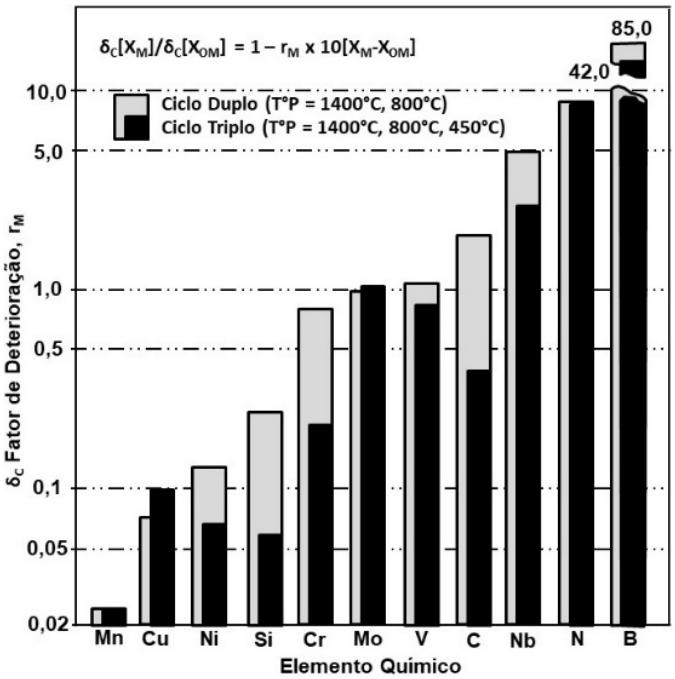
A ocorrência de uma estrutura grosseira contendo uma certa fração de MA com elevada razão de aspecto potencializa a redução da tenacidade à fratura da ICGGZAC. A redução da tenacidade à fratura dessa região está associada ao aumento das facetas de clivagem e a presença de MA. O constituinte MA pode se originar de forma alongada entre as placas de ferrita com segunda fase alinhada ou não alinhada, e/ou nos contornos de grãos da austenita prévia ou associada a ferrita proeutetóide (LEE et al., 1992; ALÉ et al., 1996; DAVIS e KING, 1994). O principal efeito adverso do constituinte MA na tenacidade dependerá da sua fração volumétrica, do seu tamanho e da sua distribuição, e está associada a vários fenômenos como microtrincas na matriz adjacente ou no próprio MA, ao aumento de tensões residuais ou por atuar como um concentrador de tensões.



(a) MA e teor de carbono. Adaptado de Komizo e Fukado, (1986).



(b) MA e o tempo de resfriamento. Adaptado de Ikawa et al. (1980)



(c) Composição quimica e o valor de CTOD da ZAC simulada. Adaptado de Okamoto et al. (1993).

Figura 3.18 – Efeito do tempo de resfriamento e da composição quimica na formação do MA.

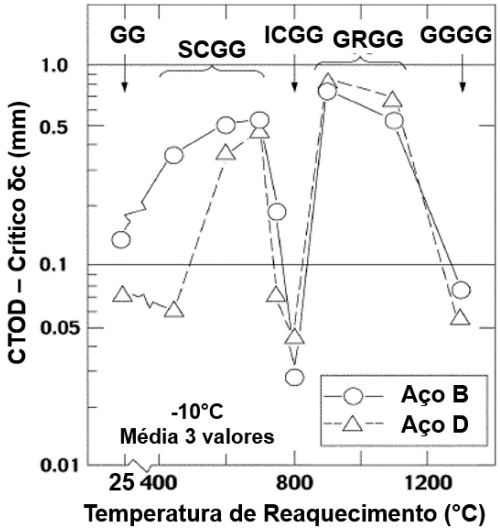
Na Figura 3.19 é apresentado diferentes resultados de tenacidade de ZACs simuladas na Gleeble com aplicação de dois ciclos térmicos onde o primeiro ciclo foi empregado uma temperatura de pico fixa e igual a 1450°C, e variou-se a temperatura do segundo pico. De

maneira geral, observa-se que os piores resultados foram obtidos para aqueles CPs onde a GGZAC foi reaquecida intercriticamente. Segundo Toyoda (1989), as regiões UAGC (GGZAC inalterada), SCGC (reaquecida subcriticamente) e ICGC (reaquecida intercriticamente) apresentam valores de CTOD inferiores a 1,0 mm (obtidos numa temperatura de -10°C) e que, das três regiões, a ICGC apresenta a menor tenacidade, apesar de todas apresentarem o mesmo tamanho de grão austenítico. Segundo Vishnu (1984), que também obteve resultados semelhantes aos de Toyoda, a queda da tenacidade na ICGCZAC se deu principalmente pela formação de constituinte MA e agregados ferrita-carboneto, sendo o primeiro considerado o mais prejudicial à tenacidade. Entretanto, a literatura também retrata (TOYODA, 1989; VISHNU, 1984; ZHANG e SHI, 1997; BERTOLO et al., 2023) que a perda de tenacidade da ZAC não é somente devido à presença dos MA, mas à sua distribuição e morfologia, bem como à microestrutura da matriz. Segundo Yang et al. (2019), a tenacidade a fratura de GGZAC simulada de aços de alta resistência é extremamente sensível a presença do constituinte MA, porém, segundo Bonnevie (2004), a redução da tenacidade de um componente soldado está mais relacionada com a morfologia do constituinte MA do que a sua própria fração. Na Figura 3.20 é evidenciado esse fato, onde os constituintes grosseiros de elevada razão de aspecto são os maiores responsáveis para a redução da tenacidade os quais, geralmente, são formados em condições de elevado aporte térmico. Na Figura 3.21 são apresentadas as curvas de transição através do ensaio Charpy-V realizado em CPs retirados da GGZAC e da ICGGZAC de uma junta soldada por arco submerso do aço API X80. Segundo Fu *et al.*(2022), os menores valores de energia absorvida e a maior temperatura de transição dúctil-frágil observada para os corpos de prova retirados da ICGGZAC estão associados à formação do constituinte MA nos contornos de grãos da austenita prévia (CGy). A tenacidade da região GGZAC também foi afetada pela presença do constituinte MA, porém, a redução da energia absorvida foi menos significativa porque, segundo os autores, o MA está homogeneamente distribuído na matriz e não no CGy, local preferencial para a nucleação de fratura por clivagem.

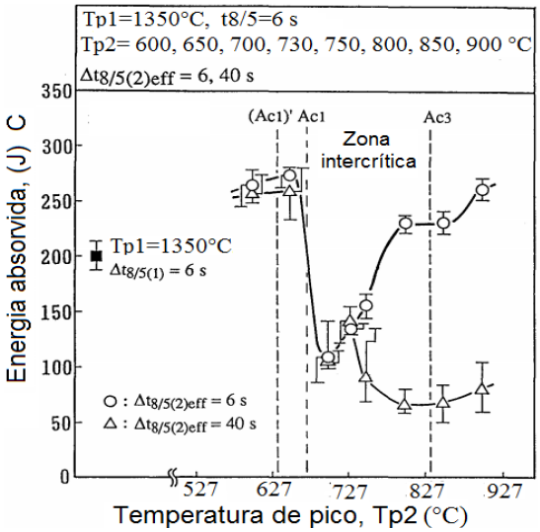
Bertolo et al. (2023) obtiveram resultados interessantes e indicaram que o tamanho das ilhas de MA e as propriedades da matriz (densidade de contornos de alto ângulo) são mais importantes que a sua quantidade. Quando as ilhas de MA estão associadas a constituinte de dureza elevada, essas apresentam uma maior probabilidade de falha do que quando estão envolvidas por microestruturas “macias”.

Por fim, a redução da tenacidade proporcionada pela presença de LBZs ocorre devido a interação de diferentes características, não sendo, necessariamente, um fator isolado como o mais crítico. No caso dos aços modernos onde a presença deletéria do MA pode ser balanceada por uma matriz dúctil. Por exemplo, Figura 3.22, Borba et al. (2020) apresentam um possível mecanismo para a fragilização da GGZAC simulada de dois aços navais, sendo um produzido de forma convencional (CONV) e outro por laminação controlada seguida de resfriamento

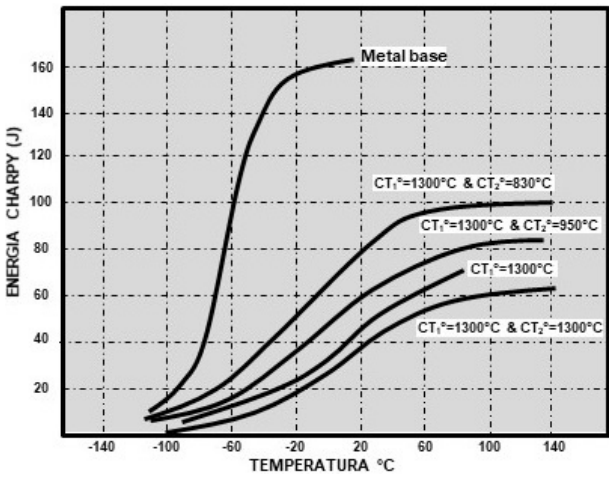
acelerado que também possui precipitados de TiN (UHHIW) para proporcionar o efeito de ancoramento do grão austenítico prévio (Gyp). Uma GGZAC com maior Gyp, em associação com maior teores de carbono do aço CONV, proporciona uma maior fração de MA que, em associação com uma matriz de baixa densidade de contornos de alto ângulo apresenta uma baixa tenacidade em comparação ao aço UHHIW que, devido ao seu menor Gyp na GGZAC e teor de carbono, propicia a geração de menor fração de MA e uma microestrutura com características cristalográficas que permitem a redução da propagação de trincas por clivagem, o que contribui para a sua tenacidade.



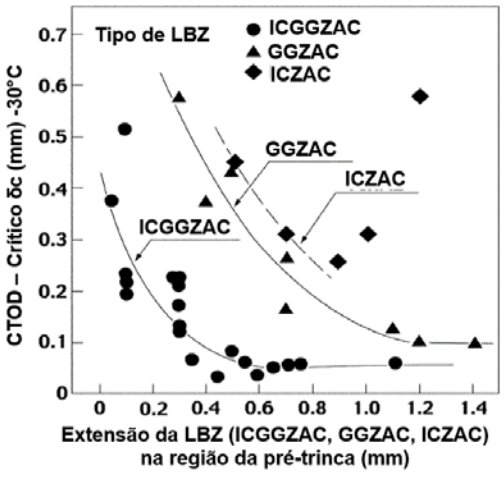
(a) CTOD na ICGGZAC. Adaptado de Toyoda (1989).



(b) Energia absorvida na ICGGZAC. Adaptado de Liao et al. (1980).



(c) Charpy-V na ICGGZAC. Adaptado de Easterling (1983).



(d) CTOD na ICGGZAC. Adaptado de Shiga (1990).

Figura 3.19 - Tenacidade ao impacto e CTOD na ICGGZAC em CPs simulados na Gleeble.

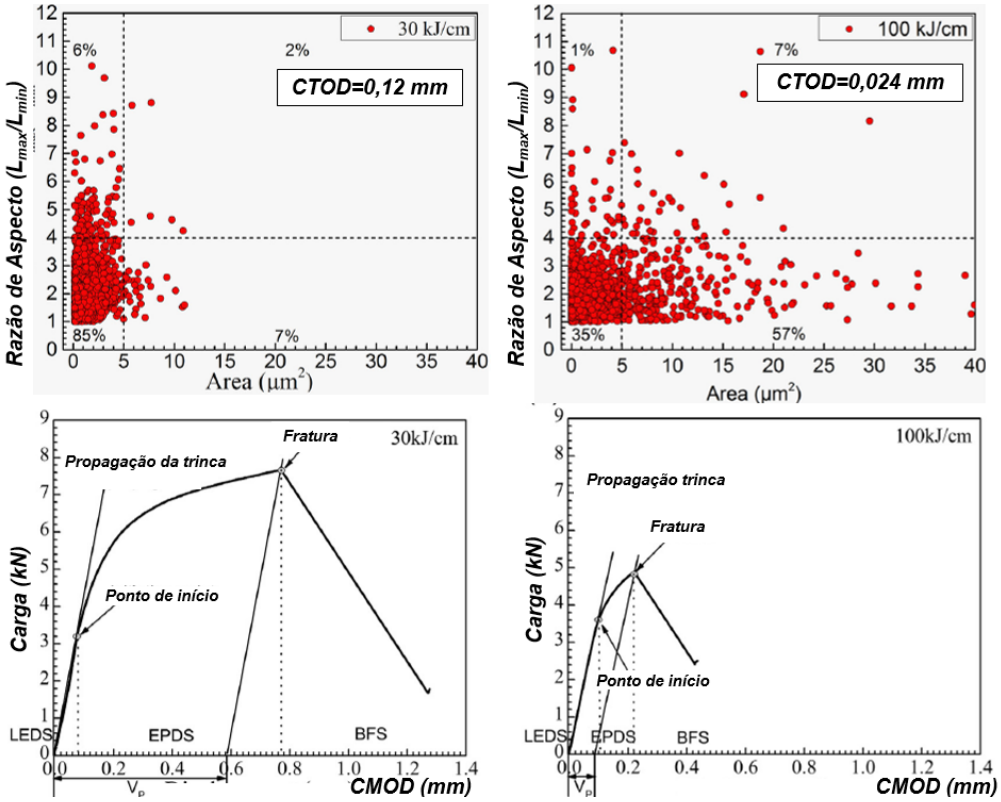
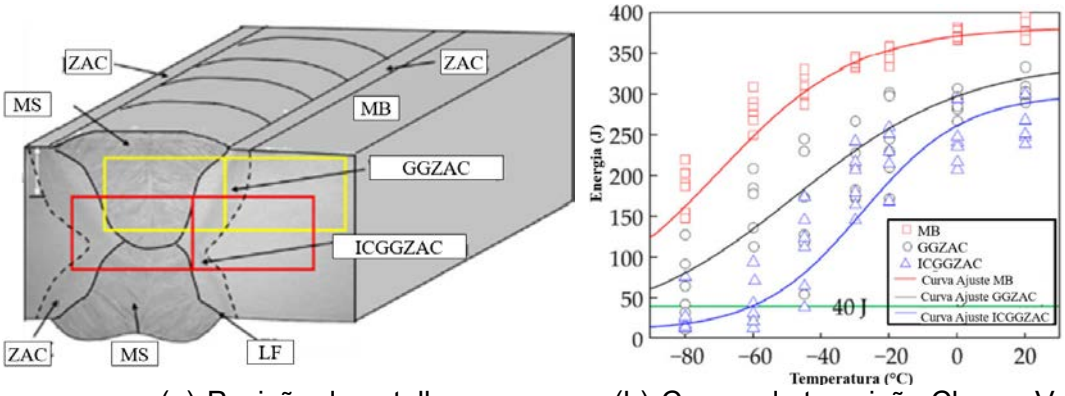
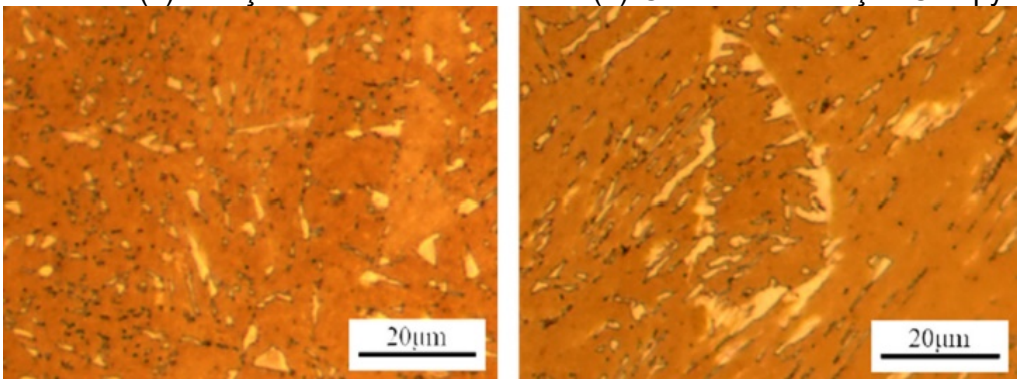


Figura 3.20 - Efeito do aporte térmico na formação, na morfologia do constituinte MA e nos resultados de CTOD de ZACs simuladas. Adaptado de Yang et al. 2019.



(a) Posição do entalhe. (b) Curvas de transição Charpy-V.



(c) MA na GGZAC. (d) MA na ICGGZAC.

Figura 3.21 - Efeito do MA na tenacidade da GGZAC e ICGGZAC. Adaptado de Fu et al. (2022).

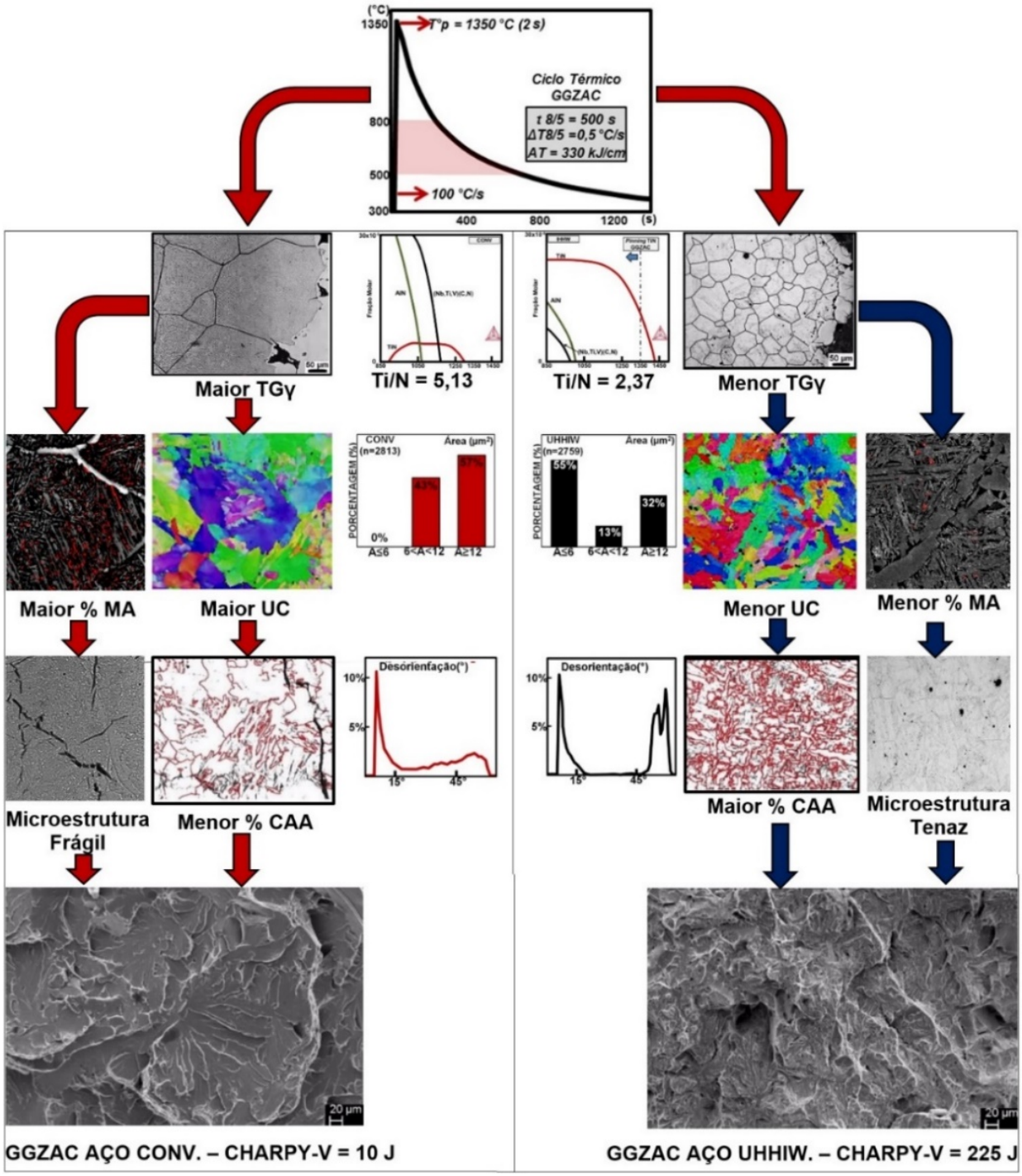


Figura 3.22 - Mecanismo de propagação de fratura na GGZAC. TGy: Grão austenítico prévio; CAA: contorno de alto ângulo; CONV.: aço convencional; UHHIW: aço TMCP Ultra High Heat Imput Welding (BORBA et al., 2020).

IV. Microestrutura da ZAC

Nos estudos que procuram relacionar os constituintes da ZAC com as suas propriedades, não existe um consenso quanto à denominação dos diferentes constituintes, principalmente para aqueles formados em temperaturas intermediárias, dificultando o entendimento e a correlação entre trabalhos. Nesse sentido, em 1984 o "*The Welding Institute*" (TWI) publicou um trabalho (TWI, 1984) que utiliza uma classificação semelhante à adotada pelo *International Institute of*

Welding (1985) para o metal de solda para nomear os constituintes da ZAC. Em 1992 Alé et al. (1992) compararam, conforme expressado na Tabela 3.1, as terminologias empregadas pelo TWI com as adotadas para a ZAC por diferentes pesquisadores da área de soldagem, conforme pode ser evidenciado na Tabela 3.2. Em 2014, Scotti et al. (2014) 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 3.3, 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.

Alé (1994), em seu estudo, fez uma revisão bibliográfica abrangente relacionando o efeito dos diferentes microconstituintes com a tenacidade. De acordo com este autor, de modo geral, 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, o que também foi observado por Terada (2003) o qual citou o trabalho de Sato e Yamato (1981) que evidenciaram a relação entre microestrutura e tenacidade na ZAC de forma esquemática na Figura 3.23.

Tabela 3.1 - Classificação dos diferentes produtos de transformação da austenita na ZAC (ALÉ, 1992).

Terminologia adotada pelo "The Welding Institute"	**Terminologia dos Pesquisadores da Área de Transformação de Fase**
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 3.2 - Nomenclatura segundo diferentes autores para os constituintes da ZAC (ALÉ, 1992).

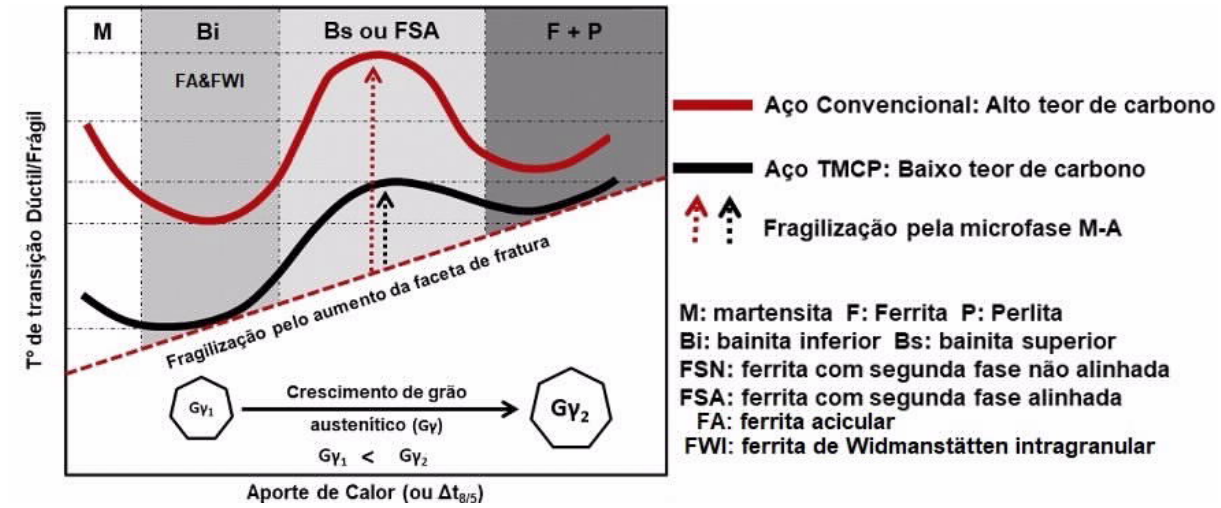
<table>
<tr><td>The Welding Institute</td><td colspan="2">Martensita</td><td colspan="2">Ferrita com MAC</td><td>Ferrita de Widmanstatten Intragranular</td><td>Ferrita Pró-Eutetóide</td><td>Perlita</td><td>Agregado Ferrita Carbeto</td><td></td></tr>
<tr><td></td><td></td><td></td><td>Alinhado</td><td>Não Alinhado</td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td></tr>
<tr><td>Davey</td><td colspan="2">Martensita</td><td colspan="2">Ferrita com MAC</td><td>Ferrita de Widmanstatten Intragranular</td><td>Ferrita Pró-Eutetóide</td><td colspan="2">Agregado Ferrita Carbeto</td><td></td></tr>
<tr><td></td><td></td><td></td><td>Alinhado</td><td>Não Alinhado</td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td></tr>
<tr><td>Gittos e Dolby</td><td colspan="2">Martensita</td><td colspan="2">Placas de Ferrita</td><td></td><td rowspan="2">Ferrita Pró-Eutetóide</td><td colspan="2" rowspan="2">Ferrita com Carbetos Interfásicos</td><td></td></tr>
<tr><td></td><td></td><td>Laterais</td><td colspan="2">de Widmanstatten Intragranular</td><td></td><td></td><td></td></tr>
<tr><td>Dolby</td><td colspan="2">Martensita</td><td colspan="2">Bainita Superior</td><td>Ferrita de Widmanstatten Intragranular</td><td>Ferrita Pró-Eutetóide</td><td colspan="2">Agregado Ferrita Carbeto</td><td>Bainita Inferior (b)</td></tr>
<tr><td rowspan="2">Thaulow e outros</td><td rowspan="2">Martensita</td><td rowspan="2">Bainita Inferior (a)</td><td colspan="2">Bainita Superior</td><td rowspan="2">Placas de Ferrita acicular Intragranular</td><td rowspan="2">Ferrita Poligonal</td><td rowspan="2">Perlita</td><td colspan="2" rowspan="2"></td></tr>
<tr><td colspan="2">Placas Laterais de Ferrita</td></tr>
<tr><td>Grong e Akselsen</td><td colspan="2">Martensita e Bainita Inferior</td><td colspan="2">Placas Laterais de Ferrita
Ferrita de Widmanstatten e Bainita Superior</td><td>Ferrita Acicular</td><td>Ferrita Pró-Eutetóide</td><td>Perlita</td><td colspan="2"></td></tr>
</table>

(a) A bainita inferior não é relacionada na classificação proposta pelos autores, porém é mencionada ao longo do trabalho

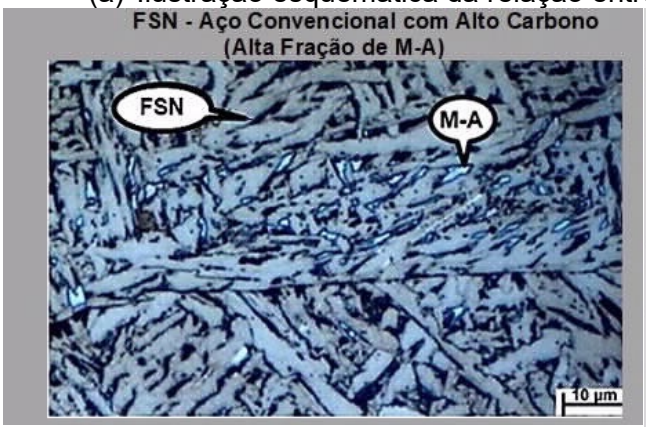
(b) As descrições fornecidas pelo autor foram insuficientes para agrupar estes constituintes com relação a classificação da referência.

Tabela 3.3 - Identificação dos diferentes constituintes microestruturais em função da velocidade de resfriamento segundo os diferentes laboratórios metalográficos realizado no trabalho de Scotti et al., (2014).

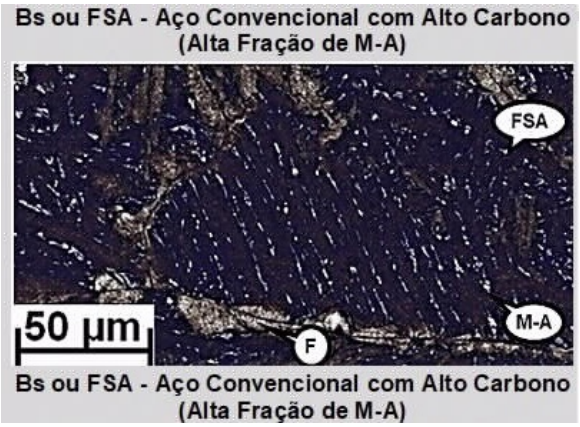
<table>
<tr><th>$\Delta T°_{8/5}$ (°C/s)</th><th>Laboratório K</th><th>Laboratório P</th><th>Laboratório M</th><th>Laboratório N</th><th>Laboratório L</th></tr>
<tr><td>1</td><td></td><td></td><td></td><td>Ferrita alotriomórfica e perlita lamelar com carbonetos</td><td></td></tr>
<tr><td>2</td><td></td>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



(a) Ilustração esquemática da relação entre microestrutura e tenacidade da ZAC.



(b) MA no constituinte FSN.



(c) MA no constituinte FSA.

Figura 3.23 - Ilustração esquemática da relação entre microestrutura e tenacidade da ZAC e 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 TERADA, 2003; BORBA et al., 2016, 2017).

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. Em menores temperaturas, a austenita retida, rica em carbono, pode transformar em carbonetos ou transformando parcialmente em martensita formando o microconstituinte MA (DENYS, 1989b). A seguir seguem as principais informações coletadas por Alé (1994) e sintetizadas por Silva, (2010):

- A martensita é tradicionalmente conhecida como um constituinte de elevada dureza e, consequentemente, frágil. Seu efeito deletério na ZAC pode ser atribuído ao fato de nuclear trincas de clivagem em regiões adjacentes mais macias, onde a deformação tende a se concentrar. Entretanto, a utilização de aços estruturais modernos, com baixos teores de carbono, propicia a presença na ZAC de uma martensita de boa tenacidade, devido ao autorevenimento causado pela elevação da temperatura Ms.

- De modo geral, a bainita inferior apresenta características semelhantes à martensita autorevenida, com boa tenacidade para aços baixo carbono. 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 destas trincas.
- A presença de bainita superior na ZAC provoca queda de sua tenacidade. Isto estaria relacionado com a facilidade que esta bainita apresenta em fraturar por clivagem, pois os contornos de baixo ângulo, entre as ripas de ferrita, não determinam uma obstrução importante à propagação da trinca. Na bainita superior, dependendo do aporte térmico e do teor de elementos de liga, os carbonetos podem ser substituídos pelo constituinte MA. O aumento da fração deste constituinte pode resultar em queda na tenacidade da bainita superior.
- O constituinte placas laterais de ferrita também é considerado frágil. Porém, poucos são os trabalhos que estabelecem uma comparação entre a tenacidade destes constituintes. Uma possível explicação está no fato de que, em geral, um único termo é utilizado para designar ambos os constituintes (placas laterais de ferrita e bainita superior).
- A tenacidade da ferrita de Widmanstatten intragranular, normalmente conhecida como ferrita acicular ou placas de ferrita intragranular, é geralmente alta. Sendo assim, é o constituinte visado em soldagens de alto aporte térmico de aço C-Mn e microligados, já que nestas 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, deste constituinte e à presença de contornos de alto ângulo, quando a ferrita acicular é nucleada a partir de inclusões.
- A ferrita proeutetóide e a perlita são constituintes indicados, 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.
- A bainita granular é considerada deletéria à tenacidade da ZAC, devido à elevada quantidade de constituinte MA. Já o agregado ferrita-carboneto pode proporcionar um aumento da resistência à clivagem, quando em substituição à martensita (provavelmente não autorevenida).

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:

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 (OKUDA e TANAKA, 1982).

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) (INOUE e IMAI, 1982).

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/mm2 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) (OKUDA e TANAKA, 1982) 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 (NAKASUGI et al., 1980; MORI et al., 1981; KOHNO et al., 1982). 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 (MORI et al., 1981; KOHNO et al., 1982). 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 gases 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 significante redução dos teores de enxofre, inferiores a 0,002% (NAKANISHI et al., 1983).

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 (PICKERING, 1975). 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 (ENDO e NAKATA, 2015) devido, em grande parte, ao benefício da presença de uma matriz microestrutural refinada, conforme relatado nos trabalhos de Hall (1951) e Petch (1953) 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 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 3.24 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 3.24.

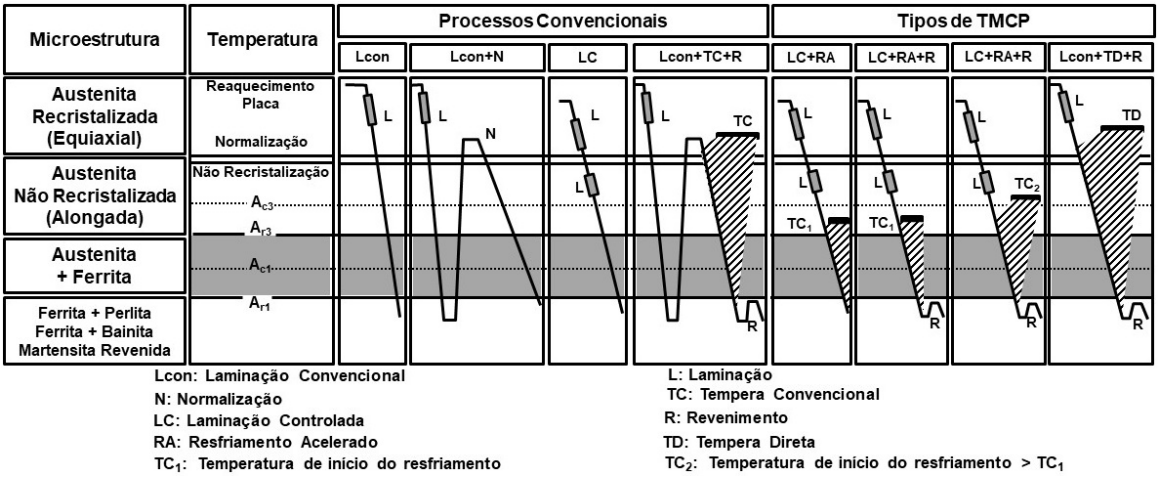


Figura 3.24 - Representação esquemática das etapas de laminação e tratamento térmico para os distintos modos de processamento dos aços. Adaptado de Mabuchi et al. (1997) por Borba (2019a).

Na laminação convencional (Lcon) de chapas grossas, o objetivo é a obtenção de produtos com dimensões especificas 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 (TGγ) 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 (Tnr) da austenita, conforme ilustrado na Figura 3.24. 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 Tnr) 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 (HALL, 1951; PETCH, 1953). 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 (PRICE, 1981).

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 (Ar3), 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 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 (OKAMOTO et al., 1993):

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, para um mesmo nível de resistência mecânica é possível, dessa forma, serem empregados menores teores de elementos de liga, representados na Figura 3.25 através dos valores de Ceq_{JIS} 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 (MEESTER, 1990). Além disso, devido ao fato

de o 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 TTPS (ENDO e NAKATA, 2015; KAWANO, 2002).

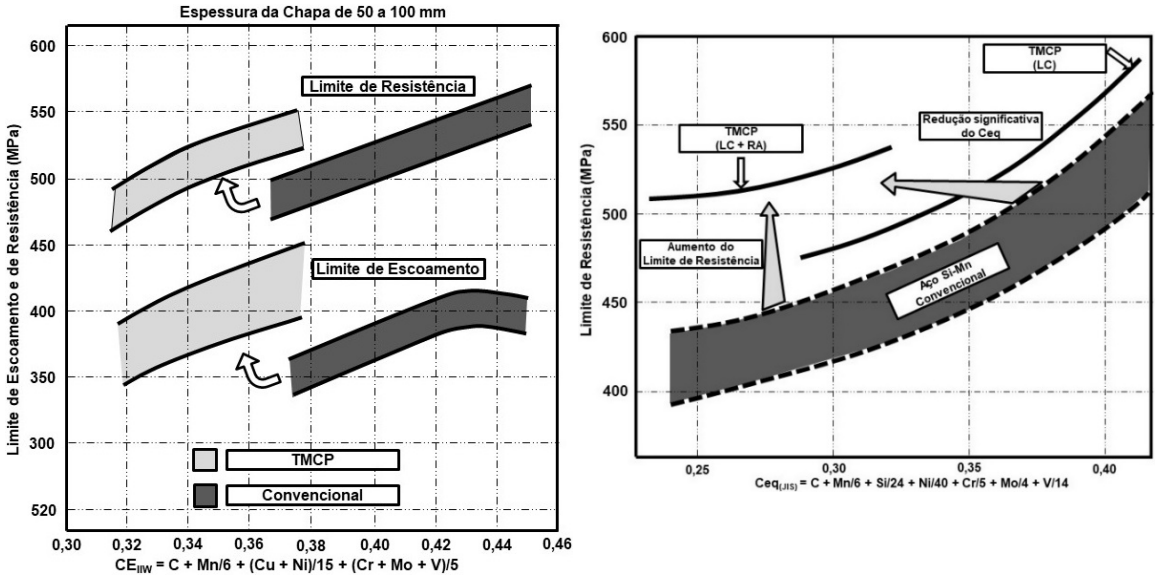


Figura 3.25 - Relação entre os valores de carbono equivalente (IIW e JIS) e a resistência mecânica de aços convencionais e TMCP representada através do limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR). Adaptado de Okamoto et al. (1993) por Borba (2019a).

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. Na Figura 3.26 é ilustrado 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 (OKAMOTO et al., 1990). 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.

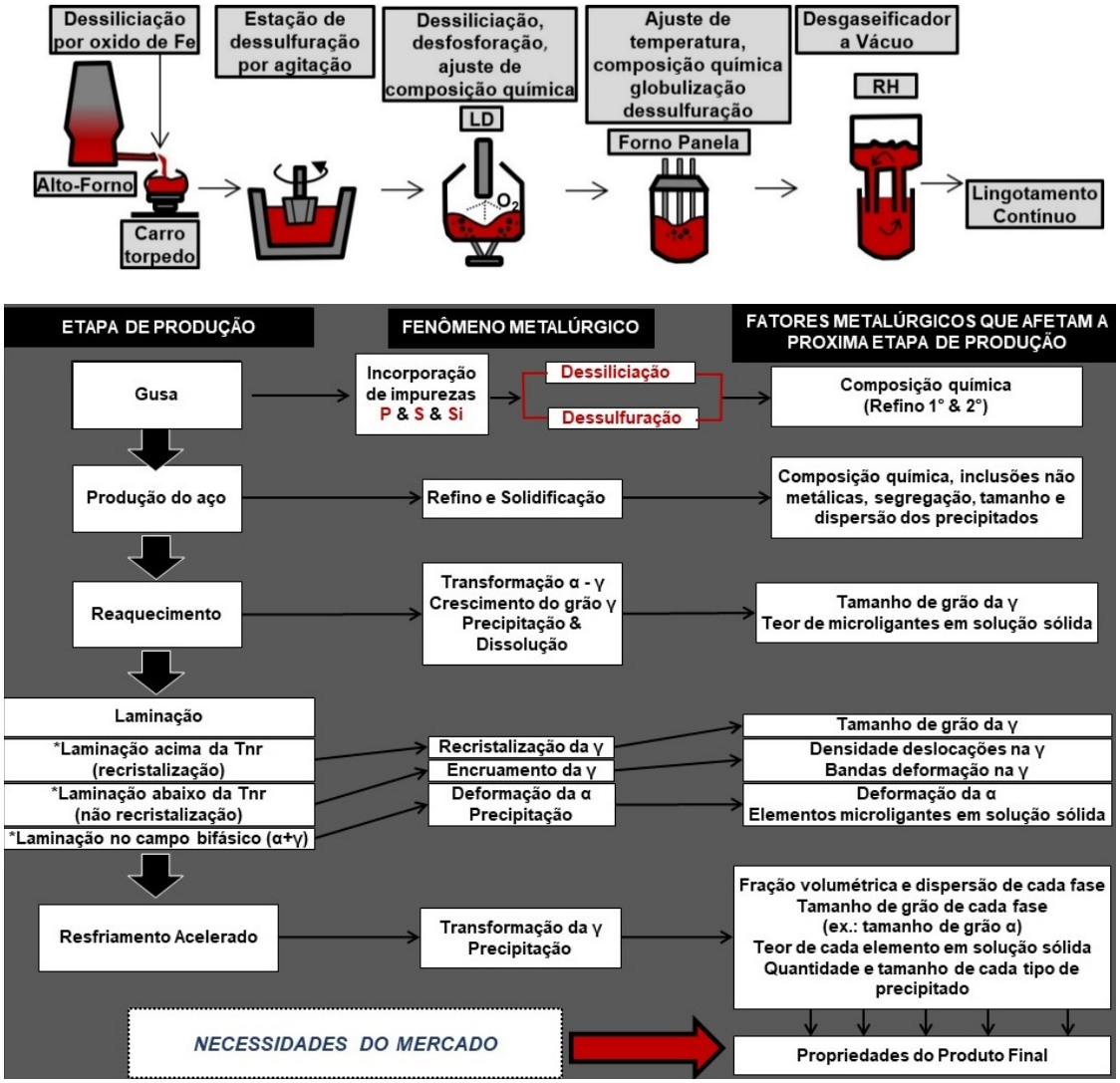


Figura 3.26 - Processos de refino e fluxo ilustrando os principais fenômenos metalúrgicos que ocorrem em cada etapa do processamento termomecânico. Adaptado de Defourny (1994) e Okamoto et al. (1990) por Borba (2019a).

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 3.27 é evidenciado esquematicamente as alterações do tamanho de grão austenitico (TGγ) durante, essencialmente, as quatro principais etapas do processamento termomecânico:

Reaquecimento das placas: realizado na menor temperatura possível para prevenir o crescimento excessivo do grão austenítico;

Laminação de Desbaste: realizada acima da temperatura de não recristalização (Tnr), para potencializar o refinamento dos grãos austeníticos através da recristalização;

Laminação de Acabamento: realizada na região de não recristalização, abaixo da temperatura Tnr, 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;

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.

Na Figura 3.28 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 (α) (OKAMOTO et al., 1990). No caso da laminação a quente convencional, os sítios de nucleação da ferrita ocorrem basicamente nos contornos de grãos da austenita (γ) recristalizada, produzindo grãos ferriticos 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 ferriticos. 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 austeniticos, 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 deslocações, nos contornos de subgrãos e, em alguns casos, até em inclusões, refinando ainda mais a microestrutura do aço (OKAMOTO et al., 1993). A maior efetividade do RA em refinar os grãos ferriticos 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.

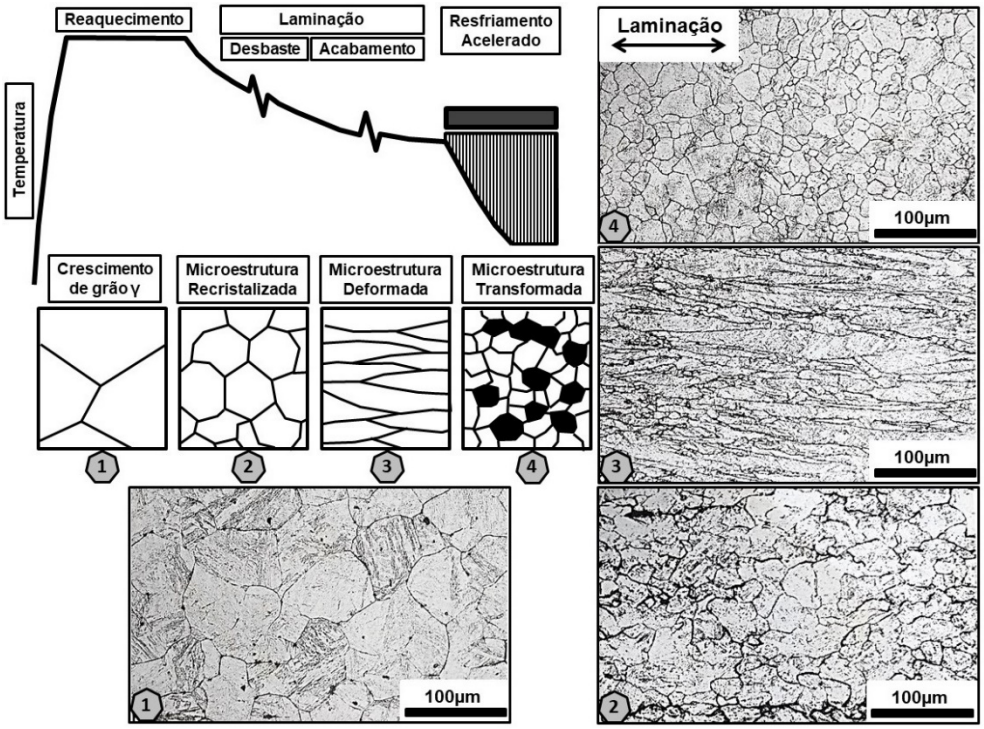


Figura 3.27 - Ilustração esquemática do TGγ na produção do aço TMCP. Adaptado de Nishioka (2000) por Borba (2019a).

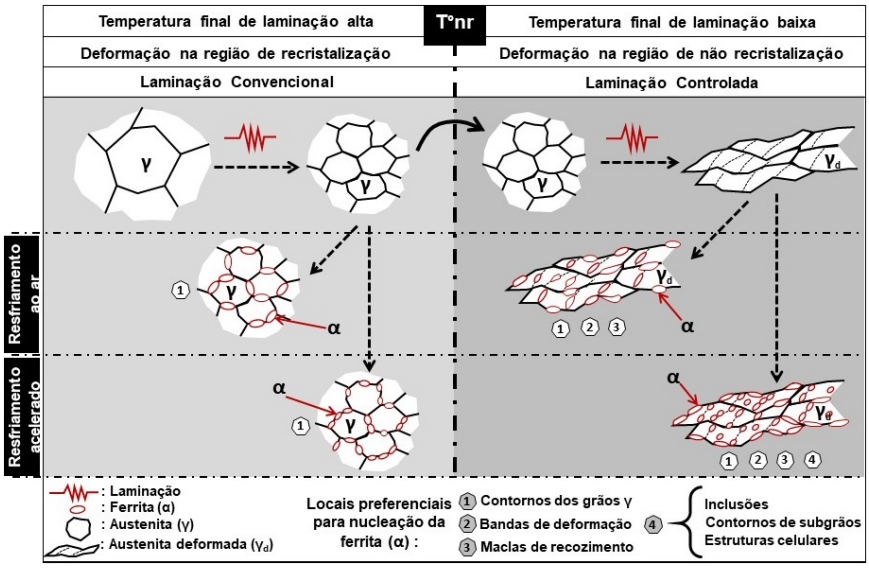


Figura 3.28 - Ilustração esquemática do efeito da deformação na região de não recristalização e a velocidade de resfriamento na nucleação da ferrita. Adaptado de Okamoto et al. (1990) por Borba (2019a).

A Figura 3.29 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 (BODNAR, 1997). A curva 1 representa uma típica chapa produzida por laminação convencional seguida de resfriamento ao ar, cuja microestrutura consiste em 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, A3 e A1, aumenta a quantidade de sítios para nucleação, resultando em refinamento da microestrutura. A elevação da taxa de resfriamento promove um refinamento adicional dos grãos ferriticos 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.

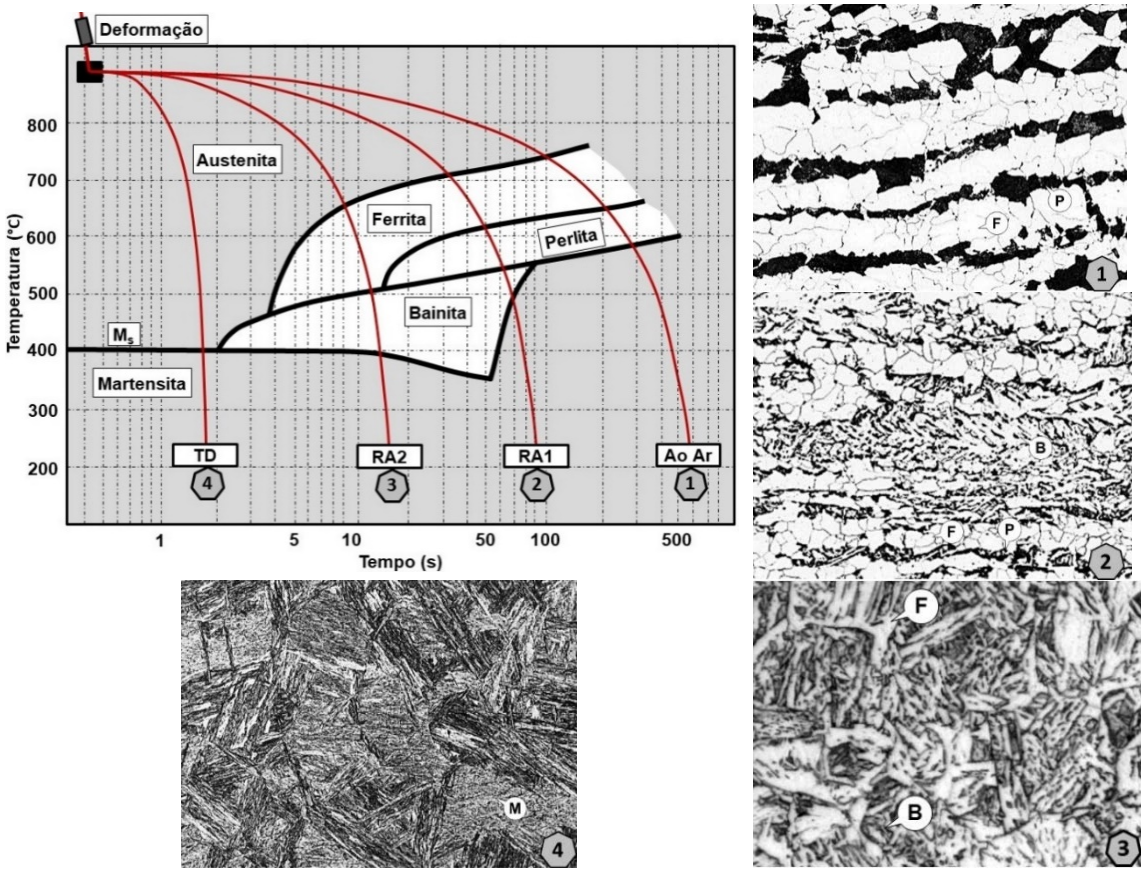


Figura 3.29 - Ilustração esquemática de um diagrama CCT evidenciando as alterações microestruturais de um aço estrutural em função da aplicação de diferentes velocidades de resfriamento via resfriamento acelerado. Adaptado de Bodnar et al. (1997) por Borba (2019a).

3.3. Aços API X80 para Aplicação em Estruturas Offshore

A crescente demanda por novos campos de petróleo e por novas alternativas de geração de energia limpa tem intensificado a execução de atividades industriais no mar (*offshore*) em uma continua exploração de regiões cada vez mais distantes dos continentes. Devido as adversidades climáticas como, baixas temperaturas, variações marítimas, tempestades e vendavais, as operações *offshore* são críticas, complexas e perigosas.

Nesse sentido, as estruturas de sustentação, sejam fixas ou flutuantes, tanto de plataformas de petróleo quanto de torres eólicas, tem sido os componentes de maior preocupação com relação a integridades estrutural, especialmente devido a vários problemas e desastres ocorridos na segunda metade do século XX. Particularmente para o setor de óleo e gás, além das estruturas submersas, os dutos e conectores inseridos diretamente (OCTG - *Oil Country Tubular Goods*) nos poços de petróleo (*Wellhead*), responsáveis pelo bombeamento dos diversos fluidos e do controle da pressão do reservatório também são pontos de grande preocupação, sobretudo porque qualquer falha pode causar graves acidentes ambientais.

Com esse propósito, foram concebidos projetos de plataformas fixas do tipo Jaquetas, Semissubmersivel e Flutuante muito utilizadas na exploração de petróleo e que, mais recentemente, estão sendo empregadas na geração de energia eólica *offshore*. Porém, a construção dessas estruturas complexas, assim como para os conectores de poços, necessita da utilização de inúmeras operações de soldagem, as quais podem trazer os maiores riscos de comprometimento das propriedades de tais componentes.

Com a preocupação de minimizar o risco de falhas em regiões soldadas de estruturas *offshore*, os principais comitês, institutos e sociedades normativas internacionais desenvolveram códigos e normas para avaliar o efeito do ciclo térmico de soldagem nas propriedades do material de base, desenvolver procedimentos de soldagem adequados a cada tipo de aplicação e criar programas para a capacitação profissional e inspeção de componentes soldados. Especificamente para os aços destinados a aplicação em estruturas *offshore,* além de uma série de ensaios de qualificação do material de base, há os ensaios para avaliar a tenacidade à fratura da zona afetada pelo calor (ZAC). Pré-qualificações como a DNV-OS-C401 (2023), EN10225 (2009) e APIRP2Z (2005) foram criadas para assegurar que diferentes regiões da ZAC apresentem valores aceitáveis de tenacidade à fratura, determinada através do parâmetro CTOD, após a realização de diferentes operações padronizadas de soldagem.

A Usiminas é uma das poucas siderúrgica a produzir um aço API, da classe X80, para atendimento aos rigorosos requisitos exigidos pelas pré-qualificações DNV-OS-C401 (2023), EN10225 (2009) e APIRP2Z (2005) visando a sua aplicação na fabricação de conectores de tubos OCTG de cabeça de poços e também para a confecção de qualquer componente/estrutura

aplicadas em plataformas de petróleo e torres eólicas *offshore*. Além de limite de escoamento (550-680 MPa) e de resistência (630-770 MPa) elevados, esse material possuiu propriedades restritivas como tenacidade ao impacto Charpy-V superior a 50J (-30°C), limitações de dureza Vickers entre 210 e 240HV10 e tenacidade à fratura via parâmetro CTOD superior a 0,30 mm ensaiado à -10°C. Como um complicador para a sua concepção, o material de base também deve ser aprovado nos presentes requisitos após exposto a condições de alívio de tensões, procedimento que reduz tanto as propriedades em tração quanto a tenacidade ao impacto.

As principais características dos aços que atendem ao requisito APIRP2Z são, basicamente: (i) reduzido carbono equivalente; (ii) excelente limpidez com teores de fósforo inferiores a 10 ppm; (iii) boa planicidade; (iv) excelente qualidade superficial, e (v) boa soldabilidade, especialmente em componentes que exigem requisitos de resistência a carregamentos cíclicos e de tenacidade à fratura. Dessa forma, o maior desafio do desenvolvimento do aço API X80 segundo a APIRP2Z, além da produção de um material com baixo índice de inclusões, reduzida segregação central, baixos níveis de fósforo, baixo valor de Ceq, com uma microestrutura refinada e homogênea a fim de atender aos requisitos de CTOD em condições com e sem TTPS, será efetivar o roteiro complexo de testes para avaliação da soldabilidade com confiabilidade.

Nesse sentido, para atender aos requisitos do desenvolvimento desse material, o aço API X80 foi processado em RH (*Ruhrstahl Heraeus*) com um tempo adequado de vácuo visando baixos teores de P, S, H e N. O lingotamento contínuo foi realizado em condições de geração de níveis mínimos de segregação central. Após a solidificação, as placas foram rigorosamente inspecionadas em relação a sua qualidade superficial, e submetidas ao processo de escarfagem automática nas duas faces.

O processamento termomecânico foi executado de forma a visar tanto o final de laminação quanto o início de resfriamento acelerado acima da temperatura A_{r3}. Dessa forma, os principais parâmetros de laminação temperatura de desenfornamento, tempo total de permanência no forno de reaquecimento, espessura e temperatura de patamar, temperatura de acabamento, temperaturas de início e fim do resfriamento acelerado e taxa de resfriamento foram rigorosamente controlados durante a produção do aço API X80.

3.3.1. Produtos tubulares petrolíferos (OCTG – Oil Country Tubular Goods)

Na perfuração de poços de petróleo é utilizada uma coluna de revestimento formada por tubos de aço OCTG conectados uns aos outros para sustentar as paredes do poço. A configuração de cada uma das colunas de revestimento é projetada em função dos esforços aos quais estarão submetidas durante as operações de complementação do poço. As colunas de revestimento são responsáveis por grande parte dos custos de perfuração de um poço de petróleo, sendo em torno

de 15 – 20% no mar e até 50% na terra (THOMAS, 2001). A principal função das colunas de revestimento é prevenir o desmoronamento do poço, evitando a contaminação ambiental. Estes componentes estão sujeitos a variações de pressão, vibrações/fadiga, temperaturas baixas, ambientes ácidos e são concebidos através de projetos de engenharia robustos e produtos de excelente qualidade.

Como comentado anteriormente, o principal propósito do desenvolvimento do aço API X80 com requisitos APIRP2Z é na aplicação OCTG de revestimentos e conectores tubulares de poços de petróleo. Basicamente, de forma resumida, os produtos tubulares para campos de petróleo, também denominados de bens tubulares de petróleo ou produtos tubulares petrolíferos, são classificados em três principais tipos:

• Tubulações de perfuração - *Drill pipes*: é a “primeira” tubulação empregada em um reservatório petrolífero e é utilizada para “levar” a broca, geralmente triplo cônica, ao longo do poço em perfuração. Também é responsável por transportar os fluidos de lubrificação poço/broca. Dessa forma, são submetidos a torques elevados (perfuração – ação do solo), tensões axiais devido ao seu próprio peso e pressões flutuantes intensas devido ao fluxo constante dos fluidos de perfuração.

• Tubulações de revestimento – *Casing*: são os tubos de maior diâmetro adicionados ao poço e são responsáveis pelo “revestimento” do poço e proteção das demais tubulações em seu interior (*drill pipes e tubing*). Também está sujeita a tensões axiais devido ao seu próprio peso. Além das pressões internas de todos os fluidos, há a pressão externa das rochas e sedimentos provocando fortes tensões de compressão em toda a sua seção circunferencial. Além dos campos de tensões, os *Casings* estão sujeitos ao constante desgaste superficial tanto internamente, devido a fenômenos de cavitação provocado pelo fluxo constante dos fluidos dos mais diversos tipos, quanto externamente, provocado pelo atrito por contato entre a superfície externa dos tubos e o concreto de revestimento (depositado entre as tubulações e as rochas/sedimentos do poço). São as tubulações mais solicitadas de um poço de petróleo.

• Tubulações de petróleo – *Tubing*: é a tubulação mais interna ao poço. São os tubos de menor diâmetro e são os últimos a serem adicionados no poço, fazendo a ligação do reservatório de óleo e gás com o *riser* (tubulação responsável pela condução dos fluidos do reservatório até a planta de beneficiamento). Estão sujeitos a elevadas pressões internas e tensões axiais devido ao seu peso. Na Figura 3.30 é apresentado, esquematicamente, o sistema de revestimento da coluna e a sequência de conexões, da cabeça do poço passando pelo BOP (*blowout preventer*) até o *riser*, que direciona os fluidos do reservatório as unidades de beneficiamento.

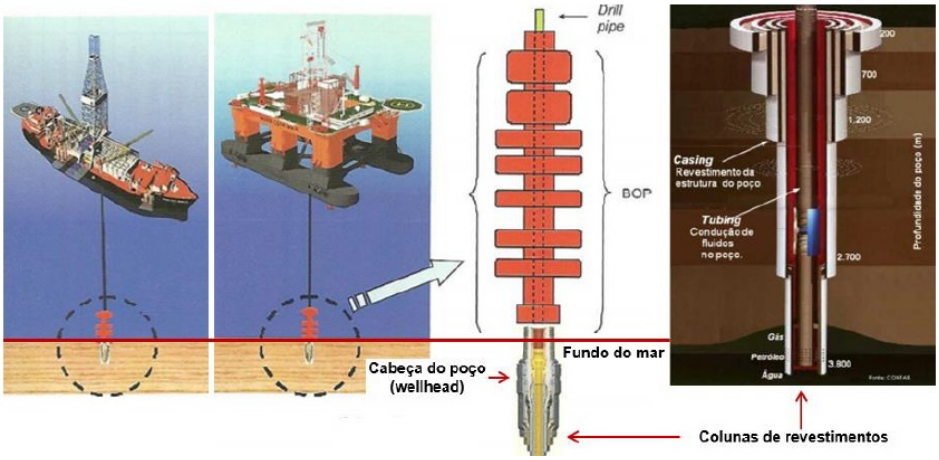


Figura 3.30 - Conexão da coluna de revestimento com a cabeça de poço, o BOP, o riser e a plataforma. Adaptado de Rocha e Azeved (2009).

3.3.2. Plataformas de petróleo e torres eólicas *offshore*

Uma outra aplicação na qual o aço API X80 com requisito APIRP2Z pode ser utilizado é na construção de diversos tipos de estruturas de sustentação, sejam fixas ou flutuantes, tanto de plataformas de petróleo quanto de torres eólicas *offshore*, Figura 3.31.

A construção dessas estruturas complexas, assim como para os conectores de poços, necessita da utilização de inúmeras operações de soldagem, as quais são responsáveis não somente pelos maiores custos de fabricação, mas também pelos maiores riscos de comprometimento das propriedades de tais componentes. Dessa forma, e especialmente para evitar a ocorrência de problemas e desastre, os aços destinados a essas aplicações devem apresentar excelentes propriedades mecânicas e atenderem requisitos de tenacidade à fratura da ZAC determinados por pré-qualificações como a DNV-OS-C401 (2023), EN10225 (2009) e APIRP2Z (2005) DNV-OS-F101 (2013), e Petrobras N1678 (2010). Por esse motivo, são poucas as siderúrgicas que mundialmente produzem os materiais destinados para as diversas aplicações estruturais offshore, sendo um mercado estratégico para a Usiminas, que deve se manter competitiva e tecnologicamente a frente dos seus competidores.

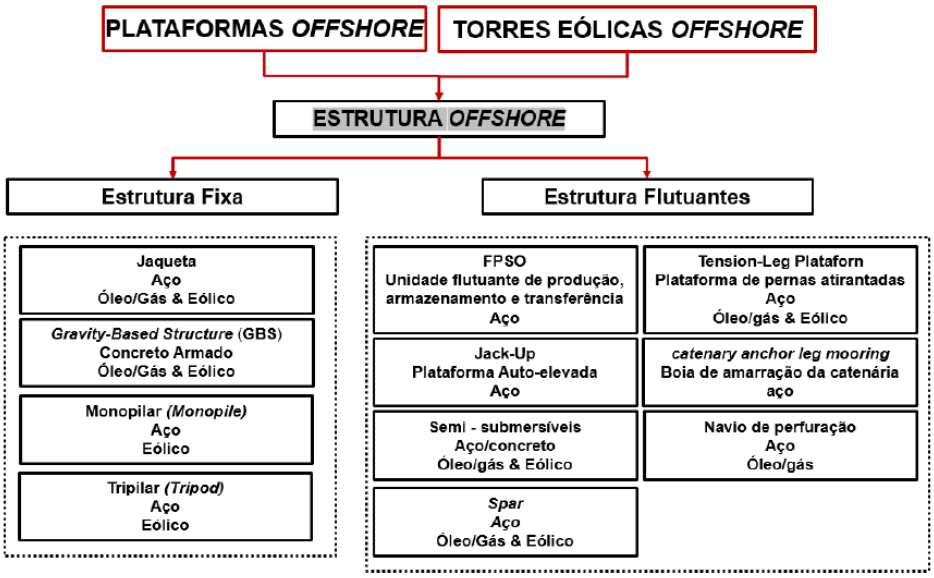


Figura 3.31 - Diferentes aplicações do aço API X80 no setor de estruturas offshore. Fonte: autor.

Além da indústria de óleo e gás, um outro mercado potencial para a utilização do aço API X80 é o setor de energia eólica *offshore*, que está em franco desenvolvimento, especialmente por apresentar uma maior capacidade de geração de energia elétrica do que as fazendas eólicas *onshore*. O Brasil possui uma capacidade de geração eólica no mar substancialmente elevada, ocupando o terceiro lugar, atrás da China e dos EUA, em potencial energético, que é aproximadamente 12 vezes maior do que o da área continental. Esse grande potencial energético é pouco explorado no Brasil, devido, principalmente, aos elevados custos. Contudo, ações já estão sendo tomadas para mudar a realidade da energia eólica *offshore* no Brasil, como o projeto de lei 484/2017, aprovado no Senado em 2019, e a criação do marco regulatório para a exploração desta fonte renovável de energia. O desenvolvimento deste novo mercado no país beneficiará as siderúrgicas, como a Usiminas, visto que os aços, notadamente chapas grossas, são os principais materiais utilizados na fabricação de aerogeradores *offshore*. Normalmente, uma turbina eólica *offshore* contém mais de 1.000 toneladas de aço, distribuídas na torre, na fundação e demais partes estruturais. Nesse contexto, há um grande movimento para a utilização de aços de alta resistência mecânica para a construção de estruturas e componentes *offshore*, sendo o aço API X80, um dos possíveis materiais para atender essa demanda sinalizada.

4. METODOLOGIA

O trabalho foi realizado baseado no fluxograma geral da Figura 4.1 abaixo.

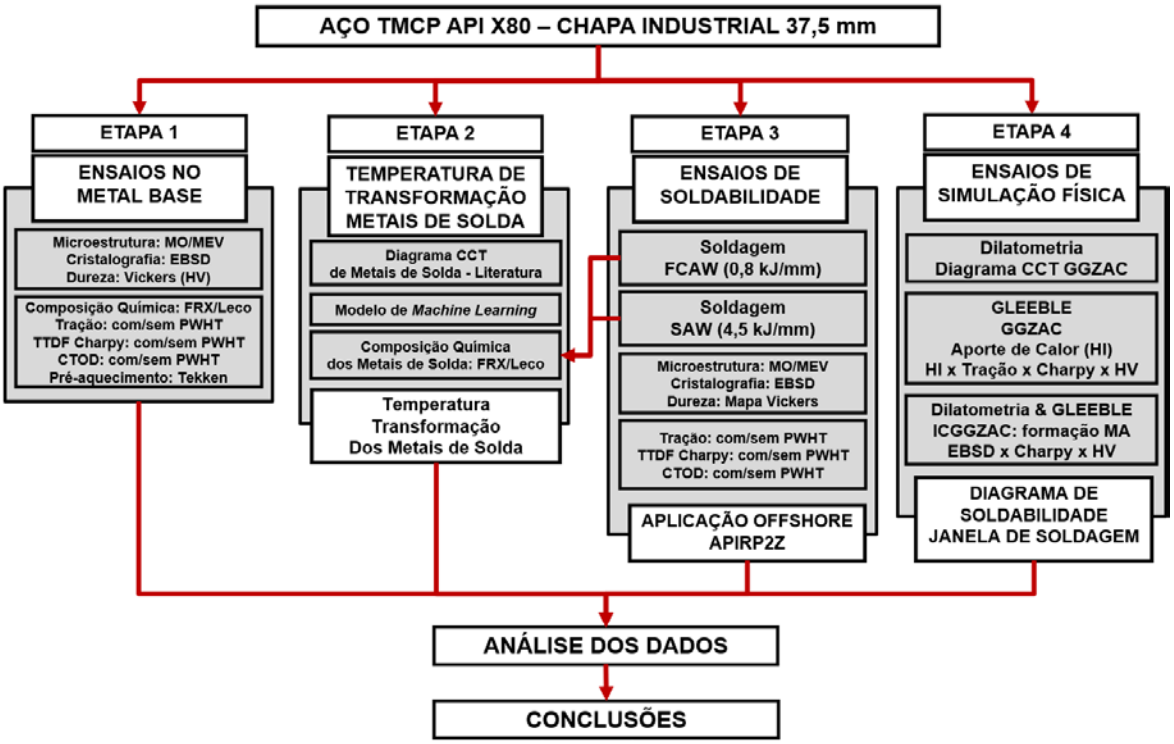


Figura 4.1 - Fluxograma geral da pesquisa.

- Etapa 1 - Análise do metal base (MB): para o MB foi avaliado a composição química e caracterizada a microestrutura via microscopia óptica (MO), eletrônica de varredura (MEV) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Também foram determinadas as propriedades em tração, a curva de transição dúctil frágil (TTDF) em ensaio de impacto Charpy-V e a tenacidade à fratura, via parâmetro CTOD. Toda essa etapa foi realizada no Centro de Pesquisa e Desenvolvimento Usiminas (CP&D - Usiminas).

- Etapa 2: Temperatura de transformação dos Metais de Solda: no caso dos metais de solda, devido a limitação de amostras, foi realizado somente a análise de composição química em amostras retiradas das juntas soldadas obtidas na etapa 3 e determinação das temperaturas de início e fim de transformação via modelos preditivos por técnica de *Machine Learning* executados no CP&D - Usiminas.

- Etapa 3 - Soldagem: foi realizada na ESAB empregando os processos de soldagem arame tubular (FCAW) e arco submerso (SAW) respeitando os procedimentos sugeridos na pré-qualificação APIRP2Z (2005) aplicada para estruturas *offshore*. As juntas foram caracterizadas

através de análise microestrutural, mapeamento de dureza Vickers, ensaio de tração, ensaios de impacto Charpy-V e ensaios de CTOD. Todos esses ensaios foram executados no CP&D – Usiminas.

- Etapa 4 - Simulação física: o efeito de diferentes ciclos térmicos de soldagem nas transformações microestruturas e nas propriedades do aço em questão foram avaliados através de simulação física empregando os equipamentos dilatômetro e Gleeble do CP&D – Usiminas.

4.1. Caracterização do Metal Base

Como metal base (MB), foi avaliado o aço API X80 de 37,5 mm de espessura, com limite de escoamento entre 550-680 MPa, produzido industrialmente via laminação controlada seguida de resfriamento acelerado no CLC® (*Continuous on Line Control*) desenvolvido para aplicação em estruturas e componentes *offshore* segundo API RP2Z (2005). Conforme ilustrado esquematicamente na Figura 4.2, foram coletadas 30 amostras de 800 mm (direção de laminação) por 250 mm para a realização das três principais etapas experimentais desse trabalho.

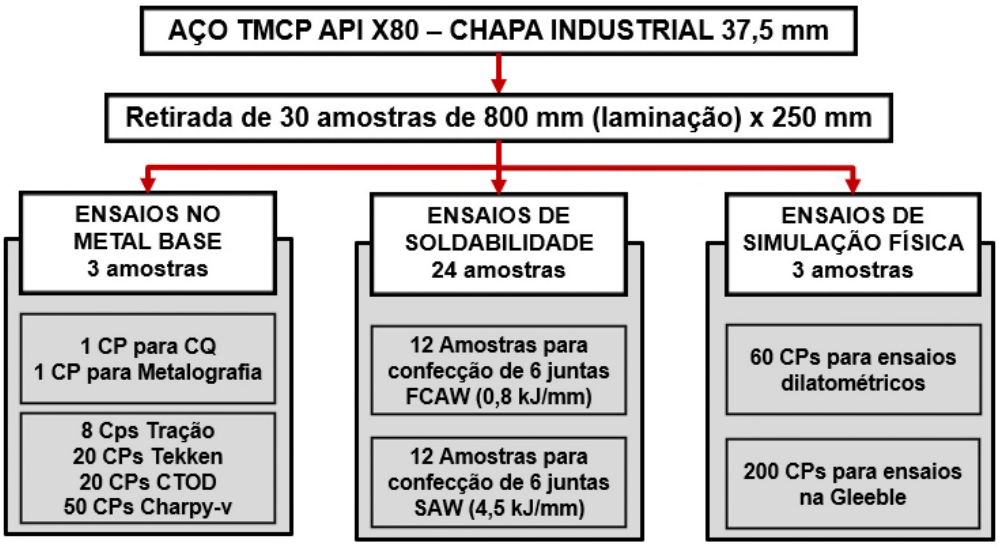


Figura 4.2 - Fluxograma da amostragem do metal de base.

4.1.1. Análise de composição química

Foram retiradas amostras para a realização de análise química empregando as seguintes técnicas: (i) espectroscopia de fluorescência de raios X (FRX - equipamento S8 TIGER da Bruker) para determinação dos teores dos elementos Si, Mn, P, Nb, Ti, V, Cr, Ni, Cu e Mo; (ii) espectrometria óptica de emissão atômica com plasma acoplado indutivamente (ICP-OES – Perkin Elmer Optima 5300DV) para determinação do teor de Al; (iii) espectroscopia de emissão

óptica (OES) para determinação dos teores de B e Ca, utilizando-se o equipamento PDA-7000 da Shimadzu; (iv) combustão direta e detecção por infravermelho utilizando equipamento LECO CS-444-LS para determinação dos teores de C e S e; (v) condutividade térmica utilizando LECO TC-436 para o teor de N e O.

4.1.2. Determinação da temperatura de Pré-aquecimento

A temperatura de pré-aquecimento foi determinada através do ensaio Tekken (*Y-groove*) seguindo o procedimento descrito na norma JIS Z 3158 (2016). Esse ensaio utiliza CPs que proporcionam, durante a operação de soldagem, elevadas tensões na junta soldada, induzindo à formação de trincas no MS ou na ZAC. Não há aplicação de carregamento externo. O ensaio Tekken avalia a susceptibilidade dos aços ao trincamento a frio, fornecendo a temperatura mínima de pré-aquecimento necessária para a soldagem de forma a evitar a ocorrência desse fenômeno fragilizante. Esse ensaio é caracterizado pelo emprego de um chanfro em Y, como mostrado esquematicamente na Figura 4.3.

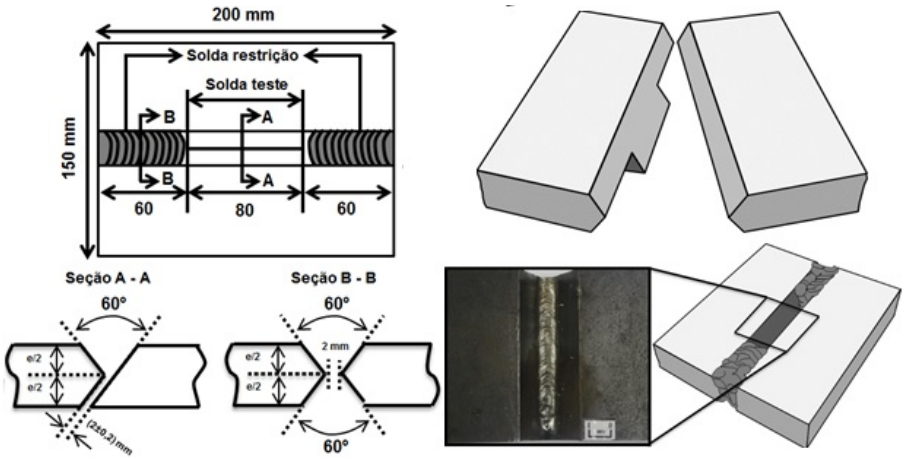


Figura 4.3 - Representação esquemática da configuração do chanfro para o ensaio Tekken (cotas em mm). (BORBA, 1019a).

A realização do ensaio consistiu na deposição de uma solda de restrição (solda de ancoramento) nas extremidades do CP, seguido da deposição de um cordão de teste na parte central da junta. Decorridas 12 horas após a soldagem de teste, uma solução aquosa de HCl (2%) é depositada no lado da raiz da solda de teste a fim de se promover uma oxidação das possíveis trincas existentes. Após 48 horas, as soldas de restrição são removidas e o cordão da solda é examinado quanto à presença de trincas na sua superfície. Após a análise das trincas de face, o CP é colocado sobre apoios apropriados e uma carga é aplicada no lado da face da solda de teste de modo a se obter a separação das duas partes do CP para essa avaliação. Foram soldados três CPs sem pré-aquecimento (temperatura ambiente), três CPs com temperatura de 50ºC e três CPs com temperatura de 75ºC. Os parâmetros de soldagem empregados para a deposição do cordão de teste encontram-se mostrados na Tabela 4.1.

Para efeito comparativo com o ensaio Tekken, a temperatura de pré-aquecimento também foi determinada através da análise gráfica proposta por Yurioka e Kasuya (1994) e segundo a norma EN 1011-2 (2001).

Tabela 4.1 - Parâmetros de soldagem empregados na deposição do cordão de teste do ensaio Tekken.

Consumível	Gás/ Vazão	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade Soldagem (cm/min)	Aporte Térmico (kJ/cm)
AWS A5.36 E91T1-M21A4-G	C25 / 18 l/min	180-190	25-26	15-17	17-18

Para as análises e ensaios que serão descritas nos itens a seguir, o metal base foi avaliado na tanto na sua condição como laminado quanto após submetido ao ciclo térmico de alívio de tensões de forma a simular o tratamento térmico pós-soldagem (PWHT). Dessa forma, uma amostra para análise metalográfica/dureza e CPs para ensaios de tração, Charpy-V e CTOD foram submetidos ao PWHT conforme procedimento que será descrito no item 4.3.4. Isso se fez necessário para entender o efeito do PWHT nas características microestruturais e nas propriedades do MB.

4.1.3. Análise metalográfica

A avaliação metalográfica do MB foi realizada via microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) em seções contendo o plano da espessura e longitudinal à direção de laminação da chapa. Para tal, foram utilizados um microscópico ótico Zeiss *Axion Imager*.M2m e um microscópio eletrônico de varredura FEG (*Field Emission Gun*) *Zeiss Ultra-Plus*. As seguintes análises foram realizadas:

a) Análise de inclusões

As inclusões presentes no aço foram analisadas comparativamente, seguindo os padrões visuais ilustrados na carta padrão I da norma ASTM E45 (2018), e classificadas segundo a sua natureza (sulfetos, aluminatos, silicatos e óxidos globulares), formato e intensidade. Esta verificação foi realizada em seção polida, sem ataque metalográfico.

b) Análise microestrutural

A identificação dos constituintes presentes na matriz do aço foi realizada após preparação metalográfica convencional seguida de ataque químico com reativo nital 4%.

c) Tamanho de grão efetivo via análise EBSD

O tamanho de grão efetivo foi realizado através de análise via difração de elétrons retroespalhados (EBSD) empregando o grau de desorientação entre grãos maior que 8° e 15º.

4.1.4. Ensaio de dureza

Na mesma amostra utilizada para análise metalográfica, foi feito o ensaio de dureza na escala Vickers empregando carga de 1kgf, 12 segundos como tempo de impressão e espaçamento entre pontos de 0,35 mm. Conforme ilustrado na Figura 4.4, essa avaliação foi executada com cinco impressões a cada posição ao longo de toda a espessura respeitando uma distância entre as superfícies da amostra de 0,5 mm.

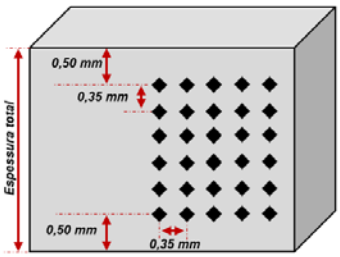


Figura 4.4 - Desenho esquemático do ensaio de dureza Vickers. Carga: 1 kgf. Autor.

4.1.5. Ensaio de tração

Foram realizados ensaios de tração do tipo plano à temperatura ambiente em CPs com e sem a aplicação de PWHT. Os CPs foram confeccionados segundo a norma ASTM A370 (2007), com o comprimento orientado tanto na transversal quanto longitudinal à direção de laminação. No total, foram ensaiados oito CPs, dois para cada condição.

4.1.6. Ensaio de impacto Charpy-V

Com o intuito de determinar a temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) do metal base, foram realizados ensaios de impacto Charpy-V segundo a norma ASTM A370 (2007), utilizando CPs do tipo *full size* (10x10x55 mm). Para atender aos requisitos das pré-qualificações APIRP2Z (2005), ISO-EN10225 (2009) e DNV-OS-F101 (2000), foram retiradas amostras no meio da espessura, sendo o seu comprimento paralelo à direção de laminação. O entalhe foi localizado na direção da espessura da chapa. Os ensaios de impacto foram realizados em triplicada à temperatura ambiente, 0°C, -20°C, -30°C, -40°C, -60ºC e -80°C em CPs com e sem PWHT.

4.1.7. Ensaio de CTOD

O ensaio de CTOD foi realizado segundo a norma ISO 12135 (2021), conforme apresentado nos itens 3.1.4 e 3.1.6 utilizando CPs do tipo SE(B) retirados transversalmente à direção de laminação. Os ensaios foram realizados na temperatura de -10°C, em sete CPs submetidos ao PWHT e sete sem PWHT.

4.2. Caracterização dos Metais de Solda

Para a realização do estudo de soldabilidade via soldagem a arco, procedimento que será descrito no próximo item, foram utilizadas classes de consumíveis com resistência mecânica próxima ao do metal base. A descrição do arame FCAW empregado na soldagem com baixo aporte, a sua composição química e suas propriedades mecânicas visadas, segundo informações do fabricante, podem ser observadas na Tabela 4.2, Tabela 4.3 e Tabela 4.4, respectivamente. Já para a descrição da combinação arame & fluxo utilizados na soldagem SAW com alto aporte térmico, assim como a sua composição química e suas propriedades mecânicas visadas, segundo informações do fabricante, são apresentadas na Tabela 4.5, Tabela 4.6 e Tabela 4.7, respectivamente.

Os consumíveis utilizados nessa pesquisa foram selecionados pela ESAB para atender os critérios rigorosos do setor de estruturas *offshore*, especificamente no tocante a tenacidade à fratura em condições como-soldado e após submissão ao PWHT.

Tabela 4.2 - Informações do consumível utilizado na confecção das juntas FCAW.

Comercial	AWS	Diâmetro (mm)
Dual Shield 55	A5.36 E91T1-M21A4-G	1,2

Tabela 4.3 - Composição química do MS FCAW como soldado (% em peso). Catálogo ESAB.

Comercial	C	Si	Mn	Ni
Dual Shield 55	0,05	0,41	1,45	0,95

Tabela 4.4 - Valores de propriedades mecânicas em tração, de energia absorvida em ensaio de impacto Charpy-V e CTOD do MS FCAW. Informações de catálogo.

Classificação	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento[(a)] (%)	Charpy.V (J)	CTOD[(b)] (mm)
Dual Shield 55	604	663	27	106J(-40°C)	0,78
Obs.: a – Base de medida = 50 mm; b – Média de três ensaios realizados a -10°C.					

Tabela 4.5 - Informações do consumível utilizado na confecção da junta soldada SAW.

Nome Comercial	Classificação	Arame Ø (mm)
OK Autrod 13.40 (Arame) OK Flux 13.40(Fluxo)	A5.23	4,0

Tabela 4.6 - Composição química do MS SAW como soldado (% em peso). Catálogo ESAB.

Como Soldado	C	Si	Mn	Ni	Mo	P	S
DC+/580A/29V	0,07	0,26	1,50	0,90	0,50	0,030	0,020
AC/580A/29V	0,10	0,23	1,45	0,90	0,50	0,030	0,020

Tabela 4.7 - Valores de propriedades mecânicas em tração, de energia absorvida em ensaio de impacto Charpy V e CTOD do MS SAW. Informações de catálogo.

Classificação	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento[(a)] (%)	Tração Z (%)	Charpy.V[(b)] (J)
Como Soldado AC	650	730	23	70	100/90/60
Como Soldado DC+	610	690	24	70	90/80/50
PWHT 620°C/1,0h	600	680	26	71	60/--/45
CTOD[(c)]	A combinação OK Flux 10,62/OK Autrod 13.40 foi aprovado no ensaio de CTOD realizado a -10°C.				

Obs.: a – Base de medida = 50 mm.
b – Média de três ensaios realizados a -40°C; -50°C; -60°C.
c – Não há informações quantitativas. O fabricante somente descreve que a combinação foi aprovada a -10°C.

4.2.1. Análise de composição química

Para a realização da análise química dos metais de solda, foram retiradas amostras de cada uma das juntas FCAW e SAW, transversalmente ao cordão de solda. A análise foi feita na porção superior das amostras, próxima à face do cordão, região com maior abertura do chanfro e que, portanto, apresenta a maior área do MS para tal avaliação. Da mesma forma para o metal base, a análise química dos elementos Si, Mn, P, Nb, Ti, V, Cr, Ni, Cu e Mo foi realizada via FRX, do Al via ICP-OES, do B e Ca via OES, do C e S via LECO CS-444-LS e N e O via LECO TC-436.

4.2.2. Previsão das temperaturas de transformação via *Machine Learning*

Uma vez que para a avaliação da soldabilidade do aço API X80 foi necessário a confecção de várias juntas soldadas para a realização de todos os ensaios propostos, não foi possível criar o diagrama CCT para os metais de solda aqui avaliados devido à limitação da quantidade de consumíveis disponível.

Contudo, devido a importância de se conhecer as temperaturas de início e fim de transformação da austenita durante o resfriamento contínuo, especialmente porque problemas como a susceptibilidade ao trincamento a frio induzido por hidrogênio, ocorrência de trincas de solidificação, formação de campos de tensões residuais e formação de microestruturas frágeis, dentre outros fatores, estão diretamente relacionados com a variação dessas temperaturas durante o resfriamento da junta soldada, nesse trabalho essas temperaturas foram previstas empregado o métodos de *Machine Learning* a partir de banco de dados de diagramas CCTs reais encontrados na literatura (WANG et al., 1999; MALINOV et al., 2000; TRZASKA et al., 2007; WEI et al. 2007; TRZASKA, et al. 2009; CHAKRABORTY et al., 2017; POHJONEN et al., 2018; JIANG et al. 2018; GARCÍANIETO et al., 2018; MARTIN et al. 2020), uma estratégia que tem sido muito utilizada nos últimos anos para avaliar as transformações de fase de ligas metálicas.

Para tal, foram avaliados diferentes algorítmos de *Machine Learning*, incluindo *General Linear Regression* (GLM), *Elastic Net Regression (*GLMNET*), k-Nearest Neighbours (*KNN*), Random*

*Forest (*RF*), Suport Vector Machine (*SVM*), Decision Trees-Rule-Based Cubist (*CUBIST*) e Decision Trees-Stochastic Extreme Gradient Boosting* (XGB) (HASTIE et al., 2009; PYTHON TUTORIAL, em set.2024; SCIKIT LEARN, em set.2024).

O banco de dados para a realização desse trabalho foi desenvolvido com base em 68 diagramas CCTs de diferentes tipos de metais de solda, Figura 4.5, 56 dos quais foram extraídos do trabalho de Zhang e Farrar (1995), que compilaram em um atlas vários resultados da literatura. Na Figura 4.6 são apresentados dois dos diagramas que foram utilizados nesse trabalho. Além disso, mais 12 diagramas CCT foram obtidos dos estudos de Ito et al. (1981,1995). Conforme apresentado nessa figura, os diagramas são ilustrações gráficas das curvas de variação das temperaturas de transformação em função do tempo de resfriamento. Dessa forma, para a criação do banco de dados para a construção dos modelos, cada figura de diagrama CCT foi digitalizada e processada no software livre WebPlotDigitizer (set.2024), pelo qual foi possível extrair os pares ordenados de temperatura de transformação (T°T) e tempo de resfriamento (tR). Através desse procedimento foi possível obter um total de 2813 e 2690 pares de dados para o início e fim de transformação da austenita, respectivamente. Além disso, também foram coletadas as informações de composição química de cada um dos diagramas. Na Tabela 4.8 são apresentadas as composições químicas de algumas ligas e as faixas dos teores de cada elemento, considerando a composição química de todos os 59 diagramas avaliados. Vale citar que, apesar do tamanho de grão austenítico ser uma variável essencial para a determinação da temperatura de transformação, esse parâmetro não foi considerado nessa avaliação por vários diagramas não trazerem essa informação, o que pode ser uma limitação dos modelos aqui apresentados. Assim, os parâmetros de entrada para os modelos foram a composição química (C, Si, Mn, S, P, Ni, Mo, Cu, N, O, Al, Ti, B, CE, Pcm), a temperatura de austenitização (TA) e a taxa de resfriamento (*Rate*). A taxa de resfriamento foi calculada com base no tempo de resfriamento (tR) e na temperatura de austenitização (TA), conforme apresentado na equação (4.1). Já as temperaturas de transformação (T°T) para diferentes taxas de resfriamento são os dados de saída dos modelos. De posse das temperaturas de transformação, construiu-se os diagramas CCTs através da conexão das temperaturas de transformação para cada taxa de resfriamento. Na Figura 4.7 é apresentado um fluxograma de como foi realizado todo esse processo.

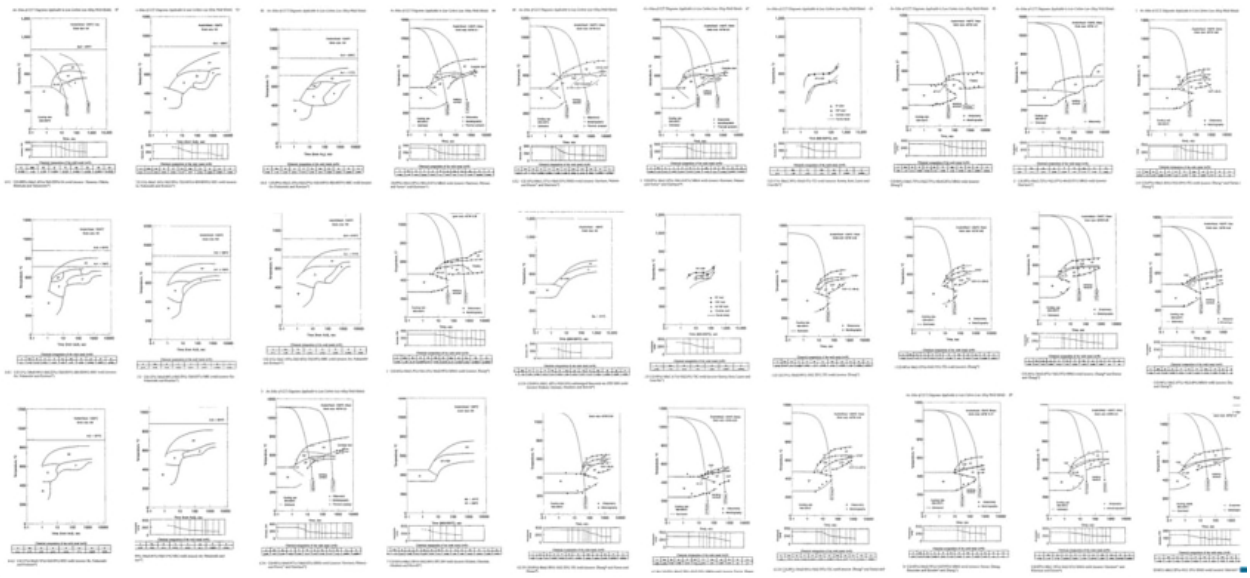
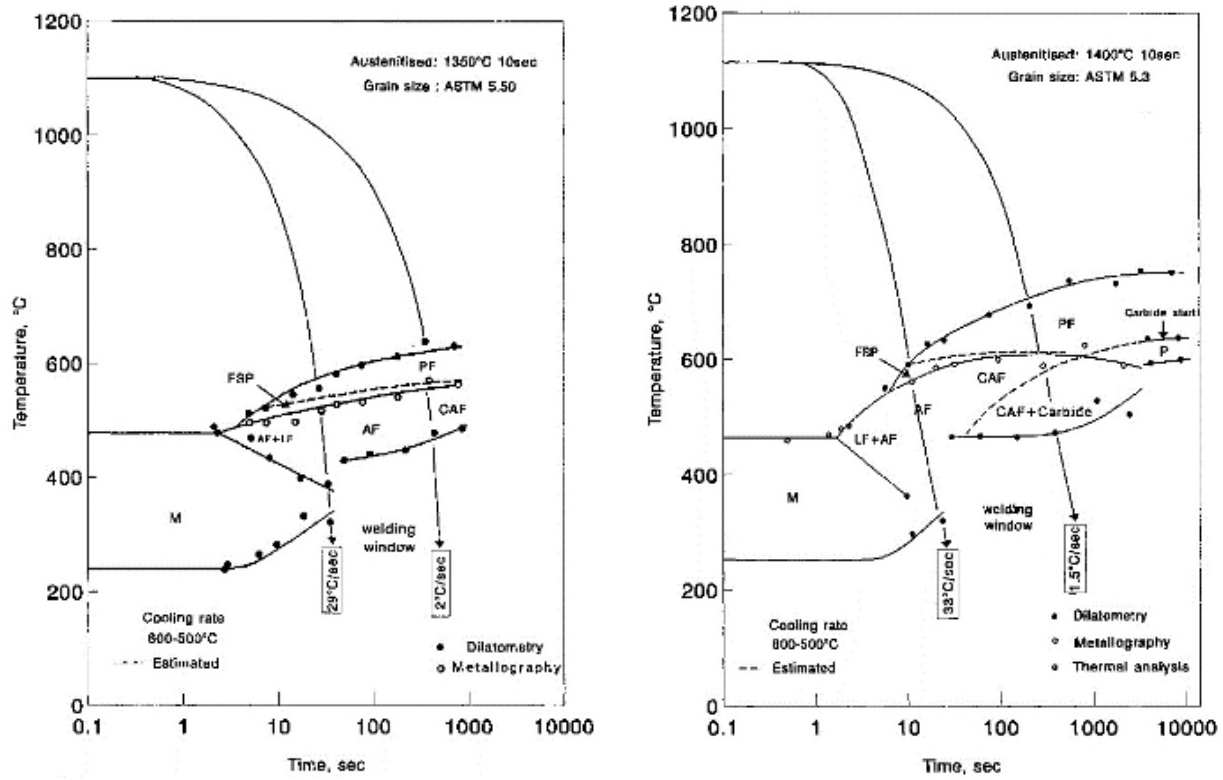


Figura 4.5 - Exemplo de alguns dos diagramas extraídos do trabalho de Zhang e Farrar (1995).

$$Rat\,e = \frac{(TA - 25)}{t\,R} \tag{4.1}$$



(a) Liga C-Mn-Ni com 0,04% de carbono. (b) liga C-Mn-Nb com 0,10% de carbono.

Figura 4.6 - Exemplo de diagramas utilizados nesse trabalho extraídos do trabalho de Zhang e Farrar (1995).

Tabela 4.8 - Exemplo da composição química de algumas ligas utilizadas nesse trabalho e a faixa de cada elemento (% em peso).

	C	Mn	Si	S	P	Cu	N	O	Ni
CMn	0,06	0,56	0,41	0,008	0,023	0,04	0,007	0,041	0,05
CMnNi	0,04	1,20	0,41	0,014	0,024	0,05	0,012	0,043	1,10
CMnNiMo	0,06	1,50	0,37	0,009	0,015	0,06	0,005	0,020	0,96
CMnSi	0,11	0,74	0,09	0,013	0,016	0,12	0,005	0,071	0,03
CMnSiTiB	0,11	0,96	0,22	0,011	0,015	0,08	0,006	0,041	0,01
Min	0,02	0,56	0,09	0,005	0,002	---	---	---	---
Max	0,12	2,10	0,67	0,025	0,030	0,46	0,031	0,114	5,53
CMn	**Cr**	**Mo**	**Ti**	**Al**	**B**	**Nb**	**V**	**CE**	**Pcm**
CMnNi	---	---	---	---	---	---	---	0,18	0,10
CMnNiMo	0,01	0,07	---	---	---	0,01	---	0,35	0,16
CMnSi	0,01	0,23	0,018	0,003	---	---	---	0,43	0,18
CMnSiTiB	0,00	---	---	---	---	---	---	0,25	0,16
Min	0,01	0,07	0,029	---	0,0026	---	---	0,31	0,19
Max	---	---	---	---	---	---	---	0,16	0,09

CE = C + Mn/6 + (Ni + Cu)/15 + (Cr + Mo + V)/5
Pcm = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B

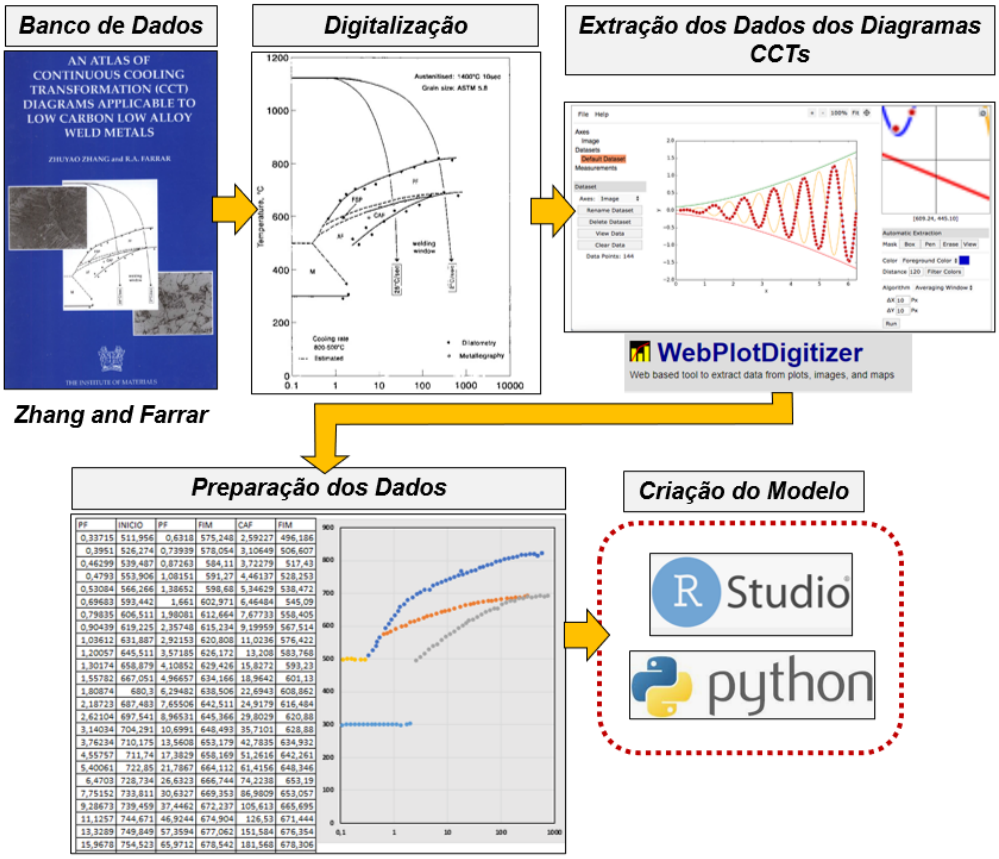


Figura 4.7 - Diagrama ilustrando as principais etapas para a criação do modelo de ML. Autor.

4.3. Avaliação da Soldabilidade FCAW e SAW do aço API X80

Na Figura 4.8 é ilustrado a sequência de etapas realizadas para avaliação da soldabilidade do aço API X80 em condições de soldagem adequadas para aplicação na fabricação de estruturas *offshore*. Por se tratar de um volume considerável de CPs para a realização de todos os ensaios exigidos pela APIRP2Z (2005), essa foi a fase do trabalho mais complexa, custosa e que demandou o maior tempo de execução e dedicação.

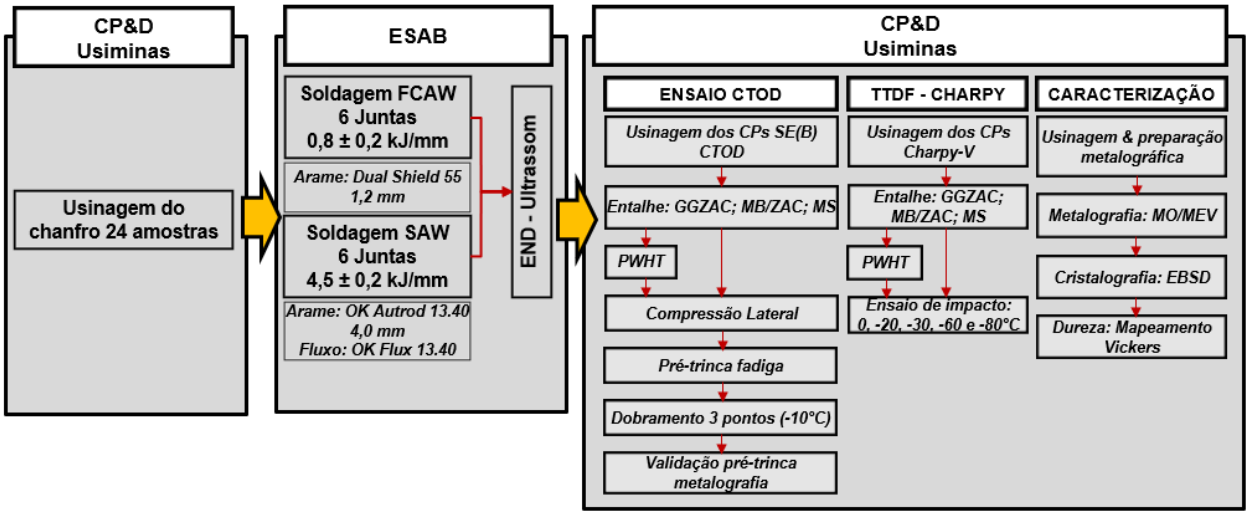


Figura 4.8 - Fluxograma ilustrando as principais etapas dos ensaios de soldabilidade.

A APIRP2Z (2005) tem como objetivo avaliar a soldabilidade de um determinado aço assegurando a sua aplicação em estruturas/componentes offshore. Nesse sentido, tal documento recomenda a realização da soldagem em, pelo menos, dois níveis de aporte térmico, 0,8 kJ/mm e 4,5 kJ/mm, sendo o mais alto, necessariamente realizado utilizando o processo SAW mecanizado. Basicamente, a qualificação das juntas soldas é focada na avaliação da tenacidade da ZAC, com particular atenção a tenacidade à fratura via parâmetro CTOD. A "vantagem" de se utilizar ensaios de pré-qualificação do MB é (i) "reduzir" a necessidade de realizar ensaios de CTOD na ZAC durante a qualificação de procedimentos de soldagem pelo fabricante de estruturas/componentes e (ii) potencializar o "pior" cenário em termos de propriedades por utilizar chanfro com um dos lados reto (1/2V ou K) favorecendo a amostragem da ZAC pelo entalhe dos CPs de CTOD, chanfro que normalmente não é praticado pelos fabricantes. Contudo, obviamente, a pré-qualificação APIRP2Z (2005), assim como EN10225 (2009), não abrange todas as situações empregadas no setor *offshore*, e cada caso deve ser trato entre siderúrgicas e fabricantes de estruturas/componentes.

Para a realização da pré-qualificação, segundo a APIRP2Z (2005), foram confeccionadas juntas soldadas utilizando os processos FCAW (*Flux-Cored Arc Welding*) e SAW (*Submerged Arc Welding*) empregando os aportes térmicos de 0,8 e 4,5 kJ/mm, respectivamente. Para minimizar

a probabilidade de geração de defeitos, a execução do procedimento de soldagem seguiu os seguintes critérios: (i) Para todas as juntas soldadas foi confeccionado um chanfro com uma das paredes reta para facilitar a formação de uma linha de fusão linear e uma zona afetada pelo calor (ZAC) normal ao plano de laminação. Nesse sentido, foi empregado um chanfro do tipo ½ V com 30° de inclinação conforme representado na Figura 4.9. As paredes do chanfro foram usinadas, não empregando as operações com corte a gás. (ii) Para minimizar as distorções foram soldadas aletas de 25 mm de espessura, na superfície oposta à deposição dos passes, usando soldagem do tipo filete dos dois lados das aletas, com passes contínuos e não pontilhados. A distância entre cada aleta foi de 300 e 400 mm, conforme representado na Figura 4.9. (iii) A soldagem foi realizada paralela à direção de laminação, conforme recomendado na norma APIRP2Z (2005). As especificações dos procedimentos de soldagem (WPS - *Welding Procedure Specifications*), foram registrados conforme recomendado na norma ISO15614-1 (2017) e estão apresentados no anexo I. (iv) Após a etapa de soldagem, todas as juntas foram inspecionadas via ensaio de ultrassom segundo a norma AWS D1.1 (2020).

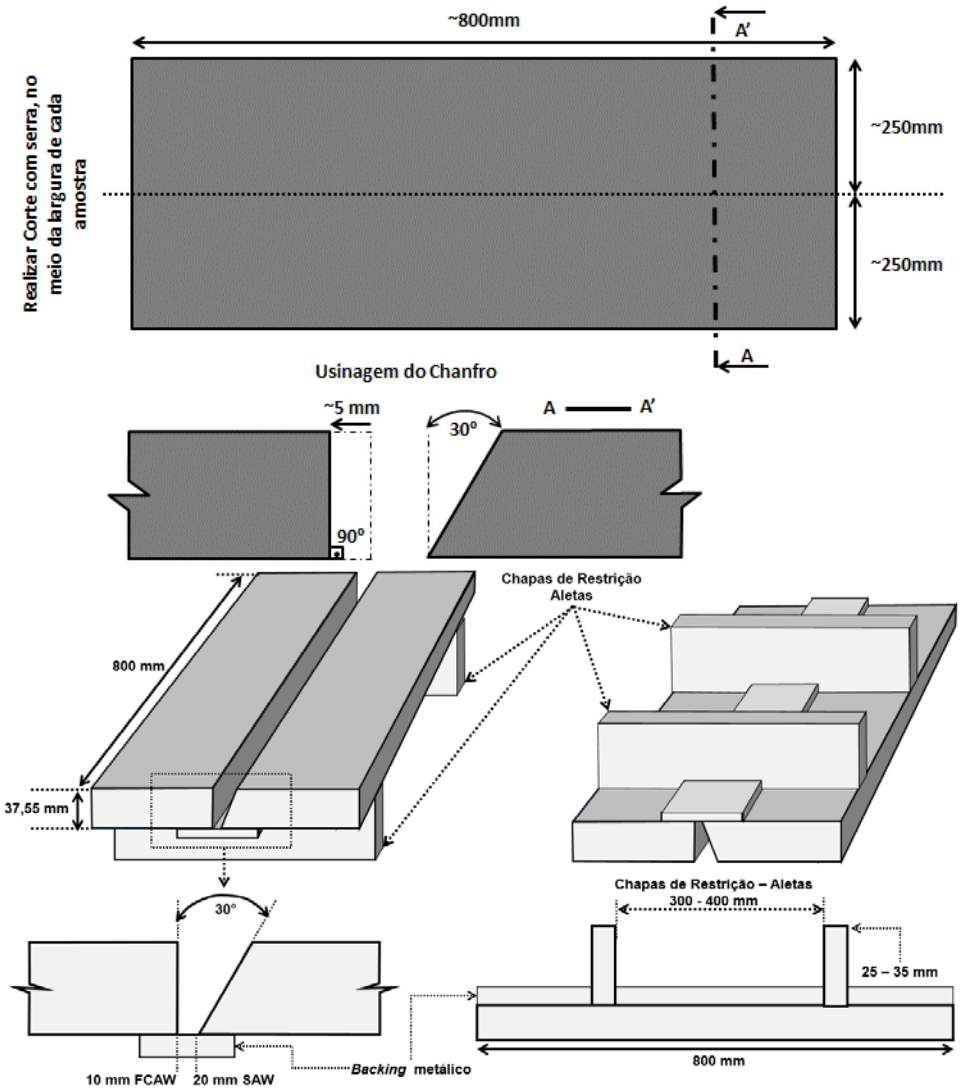


Figura 4.9 - Desenho esquemático do chanfro e da montagem das juntas com as peças de ancoramento. Autor.

4.3.1. Soldagem com baixo aporte térmico – 0,8 kJ/mm – FCAW

As juntas foram confeccionadas na ESAB, em Contagem/MG, utilizando o processo FCAW com proteção gasosa unilateral, depositando o consumível Dual Shield 55 apresentado no item 4.2, e empregando a combinação de parâmetros listados na Tabela 4.9. A condição de 0,8 ± 0,2 kJ/mm de aporte térmico é de difícil obtenção e de baixa estabilidade exigindo uma rigorosa inspeção entre todos os passes depositados, de forma a identificar e eliminar eventuais descontinuidades. O cordão de solda foi depositado longitudinalmente à direção de laminação, em um chanfro do tipo ½ V com ângulo de 30° e 10 mm de abertura de raiz. Para conter a poça de fusão e obter uma melhor qualidade da raiz, foi utilizado, ao longo de toda extensão da raiz, *backing* metálico. Mesmo não sendo necessário, conforme será comprovado no ensaio Tekken, para a confecção das juntas foi empregado um pré-aquecimento de 100°C conforme exigido na pré-qualificação APIRP2Z (2005).

Tabela 4.9 - Parâmetros de soldagem FCAW – Baixo Aporte.

Corrente (A)	Tensão (V)	Vel. (cm/min)	Aporte Térmico (kJ/mm)	Stick-Out (mm)	GÁS DE PROTEÇÃO	
					TIPO	VAZÃO (l/min)
230-240	26	45-50	0,8±0,2	20	75%Ar-25%CO_2	16-18
Pré-aquecimento: 100°C - APIRP2Z (2005).						

4.3.2. Soldagem com alto aporte térmico – 4,5 kJ/mm - SAW

Assim como no caso das juntas FCAW, a soldagem SAW também foi executada pela ESAB.
Na Tabela 4.10 são apresentados os parâmetros de soldagem utilizados na confecção das juntas SAW, empregando a combinação de consumíveis OK Autrod 13.40 e OK Flux 13.40, conforme apresentado no item 4.2. Da mesma forma para as juntas FCAW, também foi utilizado o chanfro ½ V e ângulo do bise de 30°, com *backing* metálico, e deposição do cordão longitudinalmente a direção de laminação. Contudo, o que difere entre as juntas, além dos consumíveis e do aporte térmico, foi a maior abertura de raiz, 20 mm, para conter o maior volume de metal depositado e a maior temperatura de pré-aquecimento, 250°C, exigida pela APIRP2Z (2005). Não é apresentado na APIRP2Z (2005), mas acredita-se que o maior aporte associado a maior temperatura de pré-aquecimento é exigido para criar uma condição crítica implicando na fragilização do aço por favorecer o crescimento de precipitados, a formação de constituinte frágil MA e potencializar o amaciamento da ZAC, especialmente para aços TMCP.

Tabela 4.10 - Parâmetros de soldagem SAW – Alto Aporte.

Corrente (A)	Tensão (V)	Vel. (cm/min)	Aporte Térmico (kJ/mm)	Stick-Out (mm)
650	30	25	4,5	35
Pré-aquecimento: 250°C - APIRP2Z (2005).				

4.3.3. Ensaios por ultrassom

Entre cada deposição de passes e de camadas o cordão de solda foi inspecionado visualmente. Após a soldagem, todas as juntas soldadas foram submetidas ao ensaio não destrutivo por ultrassom, conforme descrito na norma AWS D1.1 (2020) e no código ASME Seção IX (2023).

4.3.4. Tratamento térmico pós-soldagem

Uma vez que os procedimentos de soldagem de estruturas e componentes *offshore* normalmente exigem a aplicação de PWHT, para avaliar o efeito desse tratamento térmico nos valores de dureza, nas propriedades em tração e na tenacidade ao impacto e à fratura da ZAC e do MS, as juntas soldadas foram submetidas ao ciclo térmico de alívio de tensão em fornos de tratamentos térmicos do CP&D, conforme descrito no anexo II. Na norma APIRP2Z (2005) não é descrito como a operação de PWHT deve ser executada, dessa forma, nesse trabalho foi utilizado como referência o anexo E da norma europeia EN10225 (2009), no qual é sugerido o seguinte procedimento:

- Velocidade de aquecimento inferior a 55ºC/h;
- Temperatura de encharque de 580±20ºC;
- Tempo de encharque de 60 min para cada 25 mm de espessura (90 min para 37,5 mm);
- Resfriamento até 400ºC a uma taxa de 55ºC/h;
- Resfriamento ao ar de 400°C até a temperatura ambiente.

4.3.5. Análise metalográfica das juntas soldadas

Após a soldagem, foi realizada análise metalográfica de seção transversal à solda, em amostras retiradas a ¼ do comprimento da junta e atacadas com reagente químico nital 4%.

Foi avaliado o aspecto macrográfico das juntas soldadas, tendo como principal objetivo conferir a linearidade da ZAC. Um dos critérios de validação dos ensaios de CTOD em juntas soldadas é que o procedimento de soldagem utilizado possibilita produzir, do lado reto do chanfro, uma ZAC suficientemente linear, permitindo que o entalhe tenha pelo menos 75% de seu comprimento localizado na região que se deseja avaliar da ZAC.

Nessa mesma seção foi realizada a caracterização qualitativa microestrutural envolvendo as regiões de grãos grosseiros não reaquecida (GGZAC), de grãos grosseiros reaquecida intercríticamente (ICGGZAC), e de grãos refinados (GRZAC) da ZAC, além da avaliação do MS. Os microconstituintes foram classificados conforme o sistema criado pelo *The Welding Institute*-TWI (1984), Tabela 4.11.

Tabela 4.11 - Classificação dos diferentes produtos de transformação da austenita na ZAC. (BORBA e MODENESI, 2019b).

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 Bainita Ferritica – BF	Placas paralelas de ferritas que têm suas origens em FPI ou FC. Ex: Ferrita de Widmannstätten).
Ferrita com MAC Não Alinhada - FSN	Estrutura Granular - EG Bainita Inferior – BI Bainita Granular - BG	Placas de ferritas cercadas por microfases aproximadamente equiaxiais sem orientação definida ou somente agulhas de ferritas sem orientação definida.
Ferrita de Widmanstätten Intragranular - FWI	Ferrita Acicular - FA	Microconstituinte formado no interior do grão γ, 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.

4.3.6. Mapeamento de dureza

Os resultados do ensaio de dureza são de grande importância para determinar regiões de menor e maior dureza ao longo da ZAC, o que irá auxiliar no entendimento dos resultados dos ensaios em tração e de CTOD. Através dos resultados de dureza, também será possível realizar inferências com relação ao grau *undermatching* e *overmatching* do MS. Foram retiradas a ¼ do comprimento da junta, amostras transversais ao cordão de solda, para a realização do mapeamento de dureza Vickers com carga de 1 kgf e distância entre impressões de 0,3 mm. Os resultados de dureza foram interpolados utilizando o *software* matemático Matlab 2018.

4.3.7. Avaliação cristalográfica da ZAC

A microestrutura ao longo da ZAC foi caracterizada em termos de orientação cristalográfica utilizando análise de difração de elétrons retroespalhados (*Electron Backscatter Diffraction* – EBSD). Para tal, as amostras foram preparadas via polimento eletrolítico. 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 a uma câmera (fabricante HKL) os quais são processados através do software HKL *fast acquisition* 2007 e comparados com os padrões de raias pré-estabelecidos de Kikuchi (padrão de difração dos elétrons retroespalhados). Foram determinados a variação do grau de desorientação cristalográfica, a variação do tamanho das unidades cristalográficas, os mapas de figura de polo inversa (IPF – *Inverse Pole Figure*) e

a quantificação indireta do constituinte MA através da determinação de fases CCC e CFC. Para tal foi empregado um *step size* de 0,3 µm.

4.3.8. Ensaio de tração transversal

Os ensaios de tração em CPs transversais ao cordão de solda foram executados em todas as condições de soldagem avaliadas. Para tal, como referência, foram utilizados os requisitos descritos na norma AWSD1.1 (2020) e no código IX ASME (2023). O ensaio foi executado em uma máquina Instron® 5882 de 100 kN equipada com *Video Extensometer* e aplicando uma velocidade de 0,5 mm/min.

4.3.9. Curva de transição Dúctil-Frágil via ensaio de impacto Charpy-V

Um dos requisitos de soldabilidade para a aplicação do aço em avaliação na fabricação de componentes *offshore* é a realização de ensaios de impacto Charpy-V. Nesse sentido, para atender aos requisitos da pré-qualificação APIRP2Z (2005), foi avaliado o efeito do baixo (0,8 kJ/mm) e do alto (4,5 kJ/mm) aporte térmico de soldagem em associação com a aplicação ou não do PWHT na tenacidade ao impacto Charpy em CPs retirados do lado reto do chanfro nas seguintes posições: (i) a ¼ (Face do cordão) e a ¾ (Raiz do cordão) da espessura e com entalhe posicionado; (ii) no metal de solda (MS) a 4 mm da linha de fusão (LF); (iii) na região de grãos grosseiros (GG) o mais próximo possível da LF e; (iii) na interface entre o final da ZAC e o MB (MB/ZAC). Uma vez que tal documento não define as condições de ensaio, foram escolhidas cinco temperaturas de ensaio com base nos resultados da curva de transição do MB. Para cada região e posição do entalhe foram ensaiados três CPs. Na Tabela 4.12 é apresentado todas as condições avaliadas.

Tabela 4.12 - Ensaio de impacto Charpy realizado nas juntas soldadas.

JUNTA	CONDIÇÃO	POSIÇÃO	Entalhe	Temperatura ensaio (°C)	N° CPs
FCAW 0,8 kJ/mm	SEM PWHT	¼ E (Face)	MS, GG, MB/ZAC	0, -20, -30, -60, -80°C	45
		¾ E (Raiz)	MS, GG, MB/ZAC	0, -20, -30, -60, -80°C	45
	COM PWHT	¼ E (Face)	MS, GG, MB/ZAC	0, -20, -30, -60, -80°C	45
		¾ E (Raiz)	MS, GG, MB/ZAC	0, -20, -30, -60, -80°C	45
SAW 4,5 kJ/mm	SEM PWHT	¼ E (Face)	MS, GG, MB/ZAC	0, -20, -30, -60, -80°C	45
		¾ E (Raiz)	MS, GG, MB/ZAC	0, -20, -30, -60, -80°C	45
	COM PWHT	¼ E (Face)	MS, GG, MB/ZAC	0, -20, -30, -60, -80°C	45
		¾ E (Raiz)	MS, GG, MB/ZAC	0, -20, -30, -60, -80°C	45
				TOTAL DE CPs	360

4.3.10. Desidrogenação das juntas soldadas

As juntas na condição como soldadas foram submetidas ao procedimento de desidrogenação a baixas temperaturas antes da execução dos ensaios de CTOD. Nesse trabalho foi utilizado o aquecimento dos CPs a 150°C por 48 horas, conforme recomendado na norma EN10225 (2009).

4.3.11. Avaliação da tenacidade à fratura via parâmetro CTOD

Todos os ensaios de CTOD foram realizados conforme os procedimentos de análise e validação de resultados descritos na norma ISO12135 (2021) e apresentados nos itens 3.1.4, 3.1.5 e 3.1.6 deste trabalho. Após a conferência da linearidade da ZAC através da análise macroestrutural dos cordões de solda, foram eliminados, além do *backing* metálico, as regiões do reforço e os primeiros 2 mm da raiz do cordão de solda. Foram utilizados CPs do tipo flexão em três pontos SE(B), com a largura (W) igual a duas vezes a espessura (B), e o comprimento quatro vezes a largura, conforme ilustrado na Figura 4.10 e descrito na norma ISO12135 (2021). O entalhe foi confeccionado por eletroerosão compreendendo toda a espessura do CP. O mesmo foi posicionado do lado reto do chanfro ao longo da espessura e normal (perpendicular) à superfície da amostra. Os ensaios foram realizados em duas regiões, próximo à linha de fusão (LF) e no final da ZAC, entre a MB e a SCZAC (MB/ZAC), conforme descrito na pré-qualificação APIRP2Z (2005). Não é exigido, mas nesse trabalho também foram avaliados os metais de solda. A pré-trinca de fadiga deve atingir uma profundidade de 45 a 55% da espessura do CP. Para os CPs retirados das juntas soldadas que não foram submetidas ao PWHT, foi realizar um alívio mecânico de tensões através da realização de compressão lateral, conforme descrito no item C.2 da norma ISO15653 (2018), e apresentado de forma resumida no anexo III. Segundo a APIRP2Z (2005), para a junta soldada com o menor aporte térmico é necessário obter seis e dois CPs válidos, para as regiões GGZAC e MB/ZAC, respectivamente. Já para a junta obtida com o maior aporte térmico, devem-se obter três e dois CPs válidos, para as regiões GGZAC e MB/ZAC, respectivamente. Porém, em função da elevada dispersão dos resultados de CTOD (ANDERSON, 2017), para ambas as juntas, foram ensaiados 8 CPs na GGZAC, 4 CPs na MB/ZAC e 3 CPs no MS. Todos os ensaios de CTOD foram executados na temperatura de -10°C. Os critérios para a validação do posicionamento do entalhe, do formato da frente da pré-trinca de fadiga e a interpretação dos resultados do ensaio de CTOD foram realizados conforme os procedimentos descritos nas normas APIRP2Z (2005) e ISO15653 (2018).

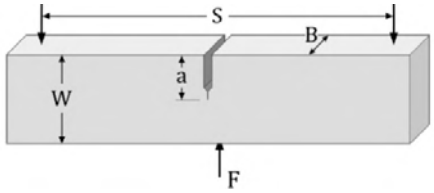


Figura 4.10 - Corpo de prova do tipo SE(B). (ANDERSON, 2017).

4.4. Avaliação da Soldabilidade do aço API X80 via Simulação Física

Utilizou-se os simuladores termomecânicos dilatômetro e Gleeble com o intuito de reproduzir uma ampla faixa de ciclos térmicos e investigar os seus efeitos nas propriedades do aço API X80, particularmente nas GGZACs geradas. Dessa forma, a reprodução dessa região ocorreu aplicando uma taxa de aquecimento de 100°C/s até a temperatura de 1350°C, com tempo de permanência de dois segundos. Posteriormente, os CPs foram submetidos a diferentes taxas de resfriamento, de forma a explorar condições extremas de soldagem. A correlação entre os diferentes tempos de resfriamento (t8/5 – tempo em segundos de resfriamento entre 800 e 500°C) e os aportes térmicos (AT) simulados, foi determinada segundo as equações de Rykalin 2D (equação (4.2)) (RYKALIN, 1974; EASTERLING, 1983; POORHAYDARY e PATCHETT, 2005; HRIVNAK, 2007; DSI, 2013).

Na Figura 4.11 é apresentada as principais etapas da simulação física da GGZAC realizadas nesses equipamentos. Em termos de execução, essa etapa da pesquisa apresentou-se desafiadora pela quantidade de CPs que foram descartados devido a erros durante a simulação em decorrência de, por exemplo: (i) fusão parcial do CP devido ao rompimento do termopar de controle; (ii) perda do registro de temperatura devido ao rompimento do termopar de controle ou problemas no sistema de aquisição; (iii) registro incorreto/incompleto da dilatação e (iv) muita dificuldade na simulação das maiores taxas de resfriamento.

$$\eta AT = h\sqrt{\frac{4\pi kc\rho t_{8/5}}{\frac{1}{(500-T_0)^2}-\frac{1}{(800-T_0)^2}}} \rightarrow t_{8/5} = \left(\frac{1}{4\pi k\rho c}\right)\left(\frac{\eta AT}{h}\right)^2\left[\left(\frac{1}{(500-T_0)}\right)^2-\left(\frac{1}{(800-T_0)}\right)^2\right] \quad (4.2)$$

Onde: AT: Aporte Térmico (J/mm); η: 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); ρ: densidade (7,8 g/cm^3); c: calor específico (1 J/g°C); T_0: temperatura ambiente ou de pré-aquecimento (25°C) e; h: espessura da chapa ou peça (3,7 cm).

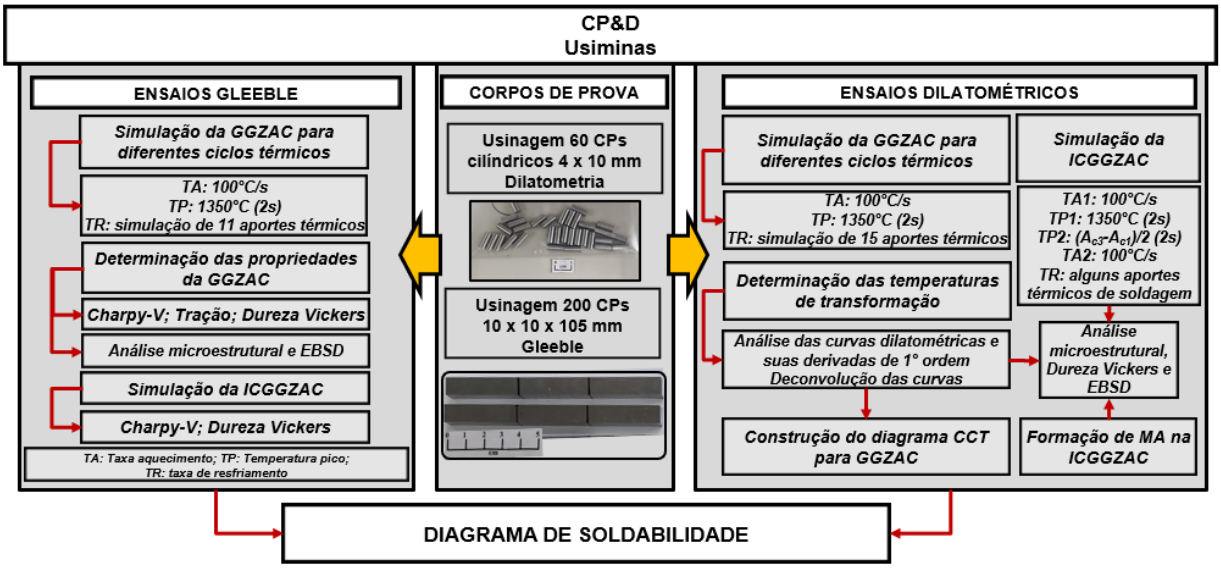


Figura 4.11 - Fluxograma ilustrando as principais etapas da simulação física.

4.4.1. Simulação dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento dilatômetro

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 (VIMALAN et al., 2017; HUANG et al., 2017; SHAHRIARI et al., 2017). Ela 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(LOPEZ-MARTINEZ et al., 2015). 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)(CABALLERO et al., 2002). Essas alterações dimensionais são registradas pelo dilatômetro e esses dados são usados para construir as curvas de dilatação pela temperatura ou curvas dilatométricas.

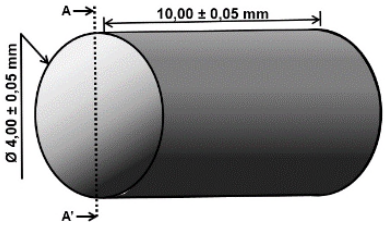
Na literatura é possível encontrar diversos diagramas de transformação no resfriamento contínuo (*Contínuous Cooling Transformation - CCT*) que descrevem as transformações de fases durante processos de tratamentos térmicos de aços. Porém, poucos desses são de fato aplicáveis aos estudos voltados para a ZAC devido, basicamente: (i) às lentas velocidades de aquecimento utilizadas, geralmente menores que 5ºC/s, e (ii) à 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 do aço API X80 foi realizada através de ensaios dilatométricos, utilizando um dilatômetro de alta velocidade da marca BÄHR, modelo DIL805, do CP&D 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 4.12. Em uma primeira etapa, os CPs foram aquecidos por indução de corrente elétrica, a uma velocidade de 100 ºC/s até a temperatura máxima de 1350 ºC, com tempo de permanência de dois segundos. Posteriormente foram resfriados a diferentes velocidades, simulando aportes térmicos de soldagem compreendidos entre 0,25 e 40 kJ/mm, conforme descrito na Tabela 4.13.

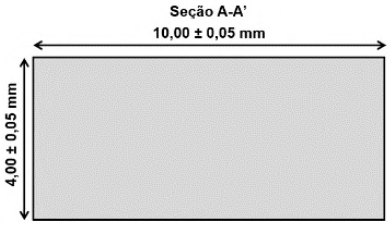
Tabela 4.13 - Parâmetros utilizados para a simulação da GGZAC no equipamento dilatômetro.

Φ8/5 (°C/s)	150,0	130,0	100,0	80,0	50,0	30,0	20,0	15,0	10,0	7,5	5,0	2,0	1,0	0,5	0,1
t8/5 (s)	2,0	2,3	3,0	3,8	6,0	10,0	15,0	20	30,0	40	60,0	150,0	300,0	600,0	3000
AT (kJ/mm)	0,25	0,33	0,40	0,45	0,8	1,4	2,1	2,8	4,3	5,5	7,1	11,2	18,0	40,0	---

Φ°8/5 = Velocidade de resfriamento entre 800°C e 500°C; t8/5 = 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 4.12 - Ilustração esquemática dos CPs utilizados nos ensaios dilatométricos. Autor.

Além dos ensaios para simular os diferentes ciclos térmicos de soldagem, alguns CPs também foram aquecidos a diferentes velocidades (0,5; 10; 50; 100 ºC/s) para avaliar a variação das temperaturas de início (Ac_1) e de final (Ac_3) de formação da austenita durante o aquecimento. Por fim, em uma segunda etapa, foram realizadas a avaliação do reaquecimento intercrítico da GGZAC (ICGGZAC). Para tal, os CPs foram aquecidos a uma velocidade de 100ºC/s até a temperatura máxima de 1350ºC, com tempo de permanência de dois segundos, e posteriormente resfriados a diferentes velocidades simulando aportes térmicos variados de soldagem. Na sequência, o mesmo CP foi reaquecido a uma velocidade de 100ºC/s até a temperatura intercrítica de 820 °C (determinada em ensaios preliminares, Figura 4.13) e resfriada nas mesmas velocidades empregadas no primeiro ciclo de aquecimento. Na Tabela 4.14 são listadas as simulações da ICGGZAC realizadas.

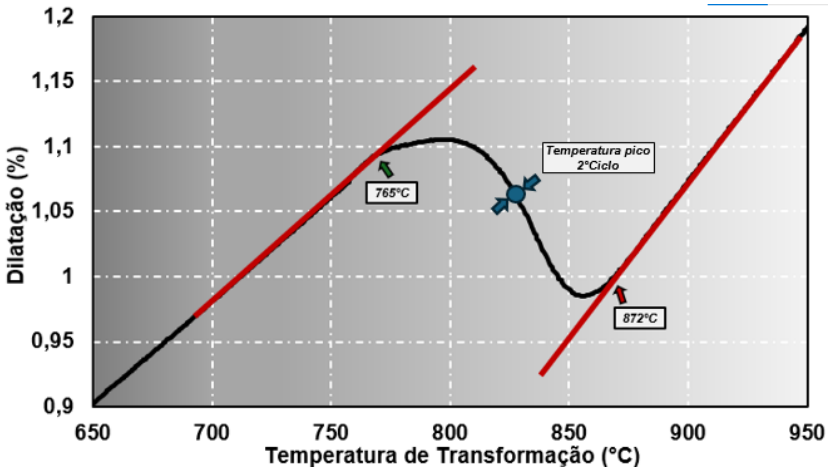


Figura 4.13 - Curva dilatométrica durante o aquecimento ilustrando a temperatura de pico do segundo ciclo. Autor.

Tabela 4.14 - Parâmetros utilizados para a simulação dilatométrica da ICGGZAC.

1 Ciclo GGZAC	**T°P: 1350°C (2s)**	**Φ8/5 (°C/s)**	150,0	130,0	100,0	55,0	30,0	10,0	5,0	1,0
		t8/5 (s)	2,0	2,3	3,0	6,0	10,0	30,0	60,0	300,0
		AT (kJ/mm)	0,25	0,33	0,40	0,80	1,40	4,30	97,10	18,00
2 Ciclo ICGGZAC	**T°P1: 1350°C (2s) T°P2: 820°C (2s)**	**Φ8/5 (°C/s)**	150,0	130,0	100,0	55,0	30,0	10,0	5,0	1,0
		t8/5 (s)	2,0	2,3	3,0	6,0	10,0	30,0	60,0	300,0
		AT (kJ/mm)	0,25	0,33	0,40	0,80	1,40	4,30	97,10	18,00

T°P = temperatura de pico; Φ°8/5 = Velocidade de resfriamento entre 800°C e 500°C; t8/5 = Tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C; AT = Aporte térmico.

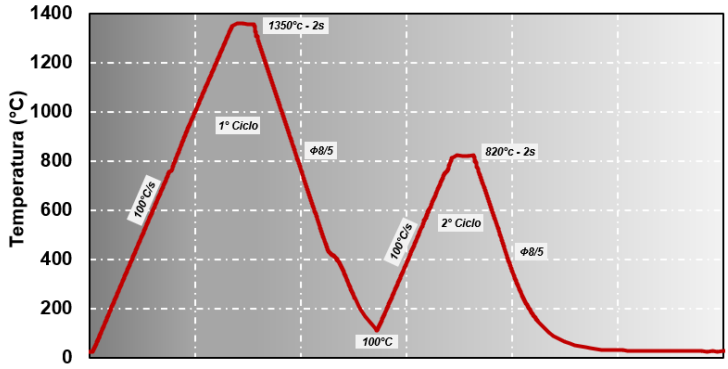


Figura 4.14 - Ilustração de um dos ciclos térmicos da ICGGZAC simulado. Autor.

a) Análise metalográfica e de dureza Vickers

Todos os CPs submetidos aos ensaios dilatométricos foram seccionados longitudinalmente, Figura 4.12(b), e preparados metalograficamente pelo procedimento convencional de lixamento até lixa 1200 e polimento até pasta de diamante de 1 μm, seguido de ataque químico com nital 4%.

A quantificação dos diferentes constituintes microestruturais foi realizada através do método dos interceptos, segundo a norma ASTM E562 (1989). Para tal, foi utilizada uma malha de 25 pontos para um aumento de 500X. Para cada amostra, foram realizadas 100 aplicações da malha, resultando na contagem de 2500 pontos por amostra. 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* (1984) onde, os PTIs englobam os constituintes FSA, FSN e FWI, Tabela 4.11 (BORBA e MODENESI, 2019b). Além disso, nesta mesma seção, realizou-se ensaios de dureza na escala Vickers com carga de 1kgf.

b) Determinação das temperaturas de transformação

Após os ensaios dilatométricos, para cada condição de resfriamento foram levantadas as curvas de dilatação vs temperatura. As temperaturas de início e término da transformação austenítica correspondem à transição entre as partes linear e não linear das curvas dilatométricas (ΔL/Lo). Já as transformações que ocorrem em temperaturas intermediárias (PTI), como a formação dos microconstituintes FSA, FSN e FWI, Tabela 4.11, foram determinadas através de dois métodos: (i) avaliação das curvas da derivada primeira de ΔL/Lo em relação ao tempo d(ΔL/Lo)/dt, Figura *4.15* e (ii) análise da deconvolução da curva d(ΔL/Lo)/dt via *software* Origin® 2022b, Figura 4.16, onde cada temperatura de transformação foi determinada pelo intercepto das curvas deconvoluidas. A deconvolução também permitiu estimar a fração de cada constituinte através da área abaixo das curvas resultantes. Após a determinação de todas as temperaturas de transformação e em todas as condições simuladas foi possível criar os diagramas CCTs para a região GGZAC do aço API X80.

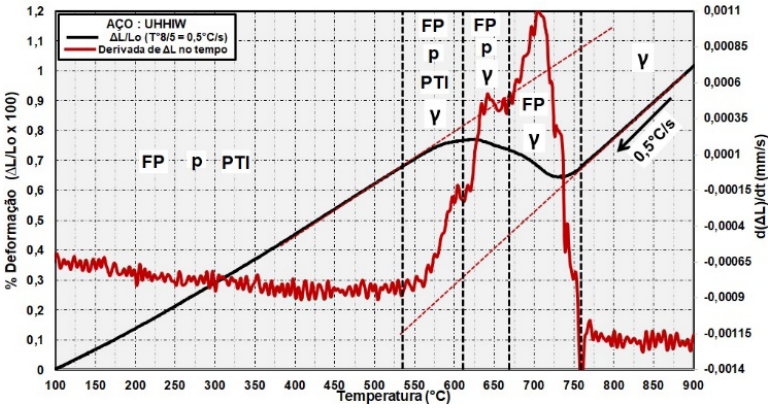


Figura 4.15 - Curva dilatométrica e a respectiva derivada temporal em função da temperatura. FP: ferrita proeutetóide; P: perlita; PTI: produtos formados em temperaturas intermediárias – FSA, FSN, FWI; M: martensita. (BORBA, 2019a).

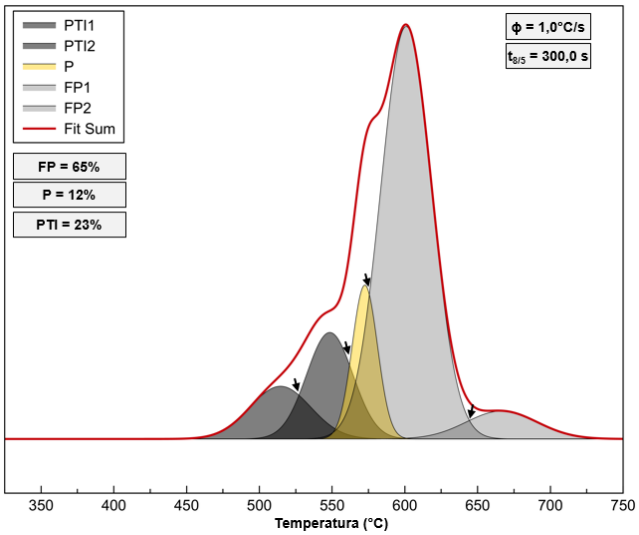


Figura 4.16 - Deconvolução da curva de derivada temporal em função da temperatura via *software* Origin®2022b. Autor.

c) Análise cristalográfica via EBSD

A microestrutura simulada foi caracterizada em termos de orientação cristalográfica utilizando análise de difração de elétrons retroespalhados (*Electron Backscatter Diffraction* – EBSD). As configurações foram as mesmas descritas no item 4.3.7. O principal objetivo dessa análise foi associar os resultados das quantificações microestrutural e os resultados cristalográficos, determinados via EBSD, para determinar o efeito das eventuais LBZs nas variações dos resultados de impacto Charpy-V. A quantificação foi realizada via manipulação das curvas de *Band Slope*, *Band contrast* e *misorientation angle* conforme apresentado nos exemplos das Figura 4.17 e Figura 4.18, respectivamente.

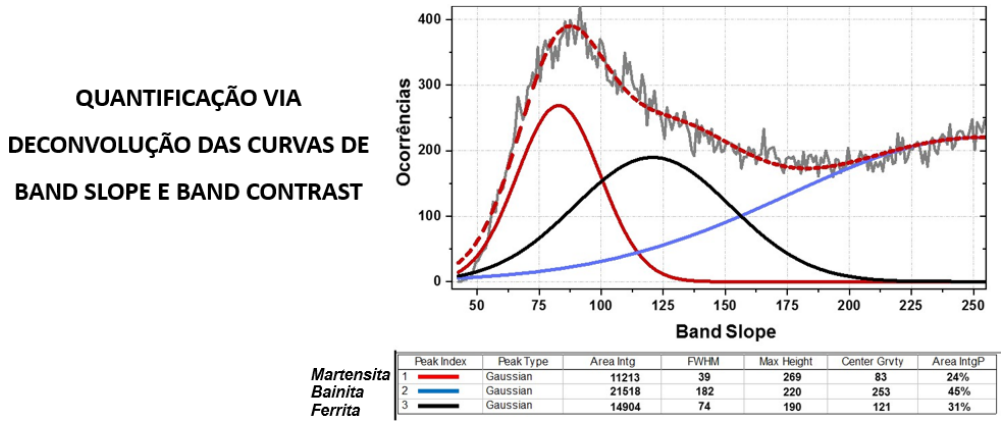


Figura 4.17 - Quantificação de microconstituintes através da manipulação das curvas de *Band Slope* obtidas da análise via EBSD. Autor.

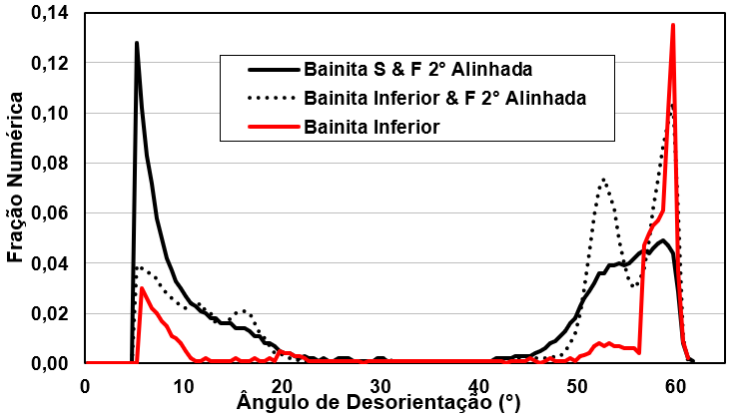


Figura 4.18 - Quantificação de microconstituintes através da manipulação das curvas de *misorientation angle* obtidas da análise via EBSD. Autor.

4.4.2. Simulação dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento Gleeble

Uma vez que as dimensões dos CPs utilizados no dilatômetro não permitem a realização de outros ensaios a não ser análise metalográfica e de dureza, para avaliar o efeito dos diferentes ciclos térmicos nas propriedades em tração e na tenacidade Charpy-V da GGZAC resultante, em uma primeira etapa foi realizada a simulação dos ciclos térmicos listados na Tabela 4.15 e

ilustrados na Figura 4.19. Para tal, foi empregado o simulador termomecânico Gleeble 3500. Foram ensaiados CPs de seção quadrada 10 x 10 mm e 105 mm de comprimento, amostrados longitudinalmente 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 por garras de cobre. O 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 e de resfriamento e da temperatura de pico foram realizadas através das equações de Rykalin disponíveis no módulo HAZ do próprio *software* de controle do equipamento.

Tabela 4.15 - Parâmetros utilizados na simulação da GGZAC via equipamento Gleeble.

Φ8/5 (°C/s)	80,0	50,0	30,0	15,0	10,0	7,5	5,0	3,0	2,0	1,0	0,5
t8/5 (s)	3,8	6,0	10,0	20,0	30,0	40,0	60,0	100,0	150,0	300,0	600,0
AT (kJ/mm)	0,45	0,8	1,4	2,8	4,3	5,5	7,1	9,2	11,2	18,0	40,0
Φ8/5 = taxa de resfriamento entre 800 e 500°C; t8/5 = tempo de resfriamento entre 800 e 500°C; AT = Aporte térmico de soldagem, estimado para espessura = 37,5 mm, *n* = 1 e sem o emprego de pré-aquecimento.											

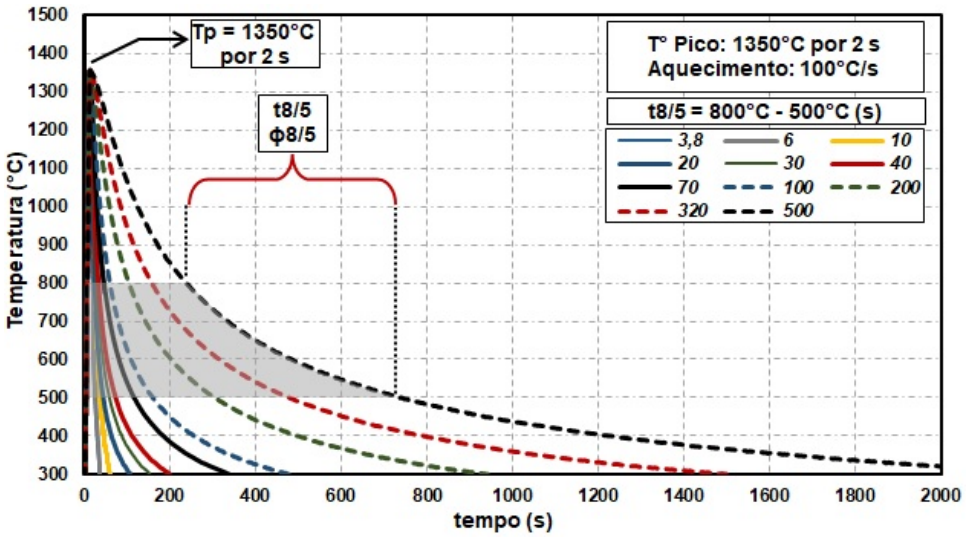


Figura 4.19 - Ciclos térmicos simulados na Gleeble. Autor.

a) Análise metalográfica

Para cada condição de simulação apresentada na tabela 4 foi retirado um CP, o qual foi seccionado longitudinalmente e preparado metalograficamente. Foi utilizado procedimento convencional de lixamento, até lixa 1200, e polimento até pasta de diamante de 1 μm, seguido de ataque químico com nital 4%. A caracterização metalográfica foi realizada de forma qualitativa, 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 TWI (1984), onde, os PTIs englobam os constituintes FSA, FSN e FWI, Tabela 4.11 (BORBA e MODENESI, 2019b).

b) Mapeamento de dureza Vickers

No mesmo CP submetido a análise metalográfica, também foi realizado o mapeamento de dureza Vickers. Para esse trabalho, os resultados de ensaio de dureza são de grande importância para determinar a extensão das diferentes regiões da ZAC, além de auxiliar na identificação das possíveis *LBZs*. Dessa forma, foi realizado o mapeamento de dureza Vickers, com carga de 1 kgf e distância entre impressões de 0,35 mm, tanto da direção X-X (comprimento do CP) quanto na direção Y-Y (espessura do CP). Os dados de dureza foram interpolados utilizando o *software* Matlab® 2018, resultando em mapas de cores conforme exemplificado na Figura 4.20.

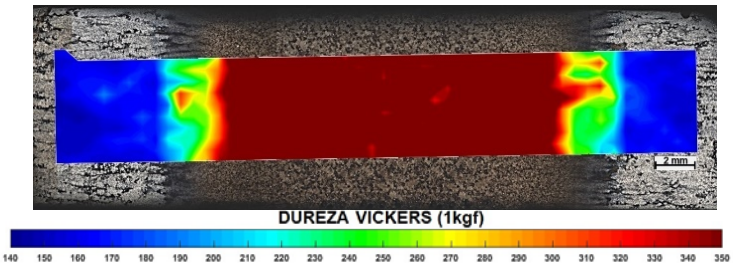


Figura 4.20 - Mapa de dureza Vickers construídos via software Matlab® realizado longitudinalmente ao CP simulado da GGZAC no equipamento Gleeble. Autor.

c) Ensaio de tração e de impacto Charpy-V

As propriedades em tração foram avaliadas em função das diferentes taxas de resfriamento simuladas. Para tal, dois CPs de cada condição simulada foram redimensionados conforme desenho esquemático da Figura 4.21, com o centro da base de medida (10 mm) na mesma posição do termopar de controle. Para cada condição simulada foi realizado ensaio de impacto Charpy-V em 5 CPs, conforme a norma ASTM A370 (2007). Os CPs foram redimensionados para o tipo *full size* (10x10x55 mm), com o entalhe posicionado logo abaixo da região do termopar de controle, Figura 4.21. A temperatura de ensaio foi de -30°C, a mesma especificada para o aço API X80.

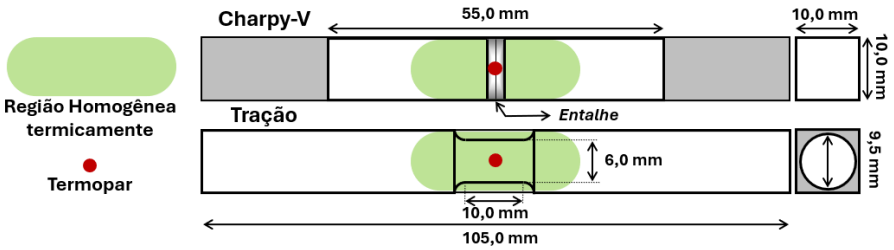


Figura 4.21 - Ilustração esquemática dos corpos de prova. Autor.

5. RESULTADOS E DISCUSÃO

A apresentação dos resultados foi dividia em quatro blocos, conforme ilustrado na Figura 5.1.

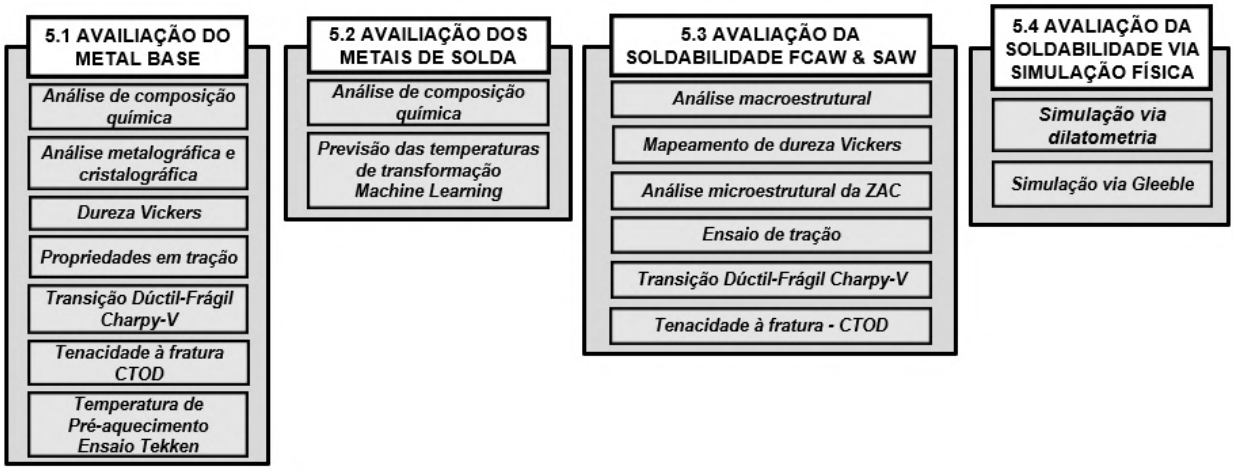


Figura 5.1 - Apresentação dos resultados.

5.1. Avaliação do Metal Base

A seguir serão apresentados e discutidos os resultados dos ensaios e análises realizadas no metal base com e sem a aplicação de PWHT.

5.1.1. Análise de composição química

Na Tabela 5.1 são apresentados os valores da composição química obtidos para o aço avaliado. O projeto de liga do aço API X80 visa à produção de um material que conjugue a manutenção de suas propriedades mecânicas em condições adversas, como em baixas temperaturas, com uma excelente soldabilidade. Dessa forma, a partir da Tabela 5.1, pode-se perceber que o aço em questão é ligado ao Ni-Mo-Cu-Cr com adições de Nb, V e Ti. Através da composição química apresentada na Tabela 5.1, foram calculados os valores de carbono equivalente, através de três diferentes fórmulas (YURIOKA e SUZUKI, 1990; YURIOKA e KASUYA, 1994), quais sejam:

$$CE(IIW) = C + Mn/6 + (Ni + Cu)/15 + (Cr + Mo + V)/5 \quad (5.1)$$

$$Pcm = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad (5.2)$$

$$CE(Graville) = C + (Mn + Si)/6 + (Ni + Cu)/15 + (Cr + Mo + V)/5 \quad (5.3)$$

$$CEN = C + A(C)\{Si/24 + Mn/6 + Cu/15 + Ni/20 + (Cr + Mo + Nb + V)/5 + 5B\} \quad (5.4)$$

$$A(C) = 0,75 + 0,25\tanh\{20(C-0,12)\} \quad (5.4a)$$

Os valores obtidos de teor de carbono equivalente para o aço API X80 encontram-se na Tabela *5.2*. Dessas fórmulas, aquela mostrada na expressão (5.1) é a mais comum e a mais largamente empregada. De acordo com Yurioka e Kasuya (1994), a fórmula de Pcm é mais adequada para aços com teores de carbono inferiores a 0,16%, e a fórmula CE(IIW) é adequada somente para teores de carbono superiores a 0,16%, e a fórmula CEN pode ser aplicada para uma ampla faixa de teor de carbono (0,01% a 0,30%). As fórmulas de Pcm e de CEN seriam as mais adequadas para avaliar a soldabilidade do aço em questão (YURIOKA e SUZUKI, 1990; YURIOKA e KASUYA, 1994). Por fim, através da expressão (5.3) e o diagrama apresentado na Figura 5.2, no qual é possível estimar a fragilização pelo hidrogênio de um material, é possível verificar que o aço API X80 apresenta uma baixa susceptibilidade à ocorrência de trincas a frio durante a soldagem por apresentar teor de carbono e valor de CE (Graville) que o situa na *zona I* desse diagrama.

Tabela 5.1 - Análise química do aço API X80 (% em peso).

C	**Mn**	**Si**	**S**	**P**	**Al**
0,06	1,71	0,26	0,0010	0,010	0,032
Ca	**N**	**Nb + Ti + V**		**Cr+Cu+Ni+Mo**	
0,0019	0,0040	0,050		0,85	

Tabela 5.2 - Valor de carbono equivalente para o aço estudado, segundo diferentes fórmulas.

CE(IIW)	**Pcm**	**CEN**	**CE (Graville)**
0,42	0,19	0,26	0,47

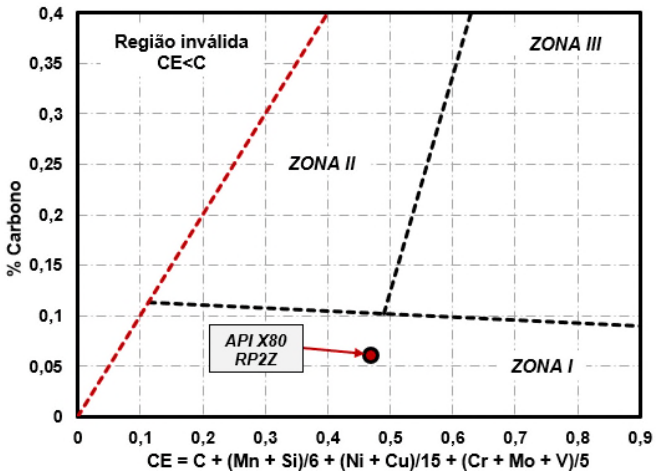


Figura 5.2 - Diagrama de Graville para o aço API X80.

Zona I: ocorrência de trincas a frio são incomuns, mas podem ocorrer em condições de elevada restrição e elevados teores de hidrogenio na poça de fusão.

Zona II: deve-se controlar o aporte térmico mínimo e a temperatura de pré-aquecimento para proporcionar uma baixa velocidade de resfriamento evitanto a formação de estruturas de elevada dureza na ZAC.

Zona III: deve-se utilizar um controle apurado dos limites inferiores e superiores do aporte térmico, assim como da temperatura de pré-aquecimento.

O ensaio de dureza máxima, regido pela norma JIS Z 3101 (1990), é um modo rápido e de baixo custo de se avaliar a suscetibilidade de um determinado aço ao trincamento a frio. No entanto, tal ensaio geralmente é realizado segundo uma única condição de soldagem, normalmente 1,7 kJ/mm (mesmo aporte térmico utilizado no ensaio Tekken) o que significa que se emprega uma única taxa de resfriamento, ou seja, um único valor de $\Delta t_{8/5}$, em função da espessura da

chapa avaliada. Dessa forma, a avaliação da dureza máxima para o aço API X80, de 37,5 mm, utilizando 1,7 kJ/mm de aporte térmico, proporciona um valor de $\Delta t_{8/5}$ igual a 8,7 s determinado segundo as equações de Rosenthal, descritas no anexo IV. Entretanto, para os processos convencionais de soldagem, a maioria dos valores de $\Delta t_{8/5}$ se situam entre 3s e 80 s (KASUYA et al, 1995). Isso significa que, na prática, o aço pode ser submetido a taxas de resfriamento bem mais elevadas que aquelas obtidas no ensaio de dureza máxima. Dessa maneira, várias fórmulas foram propostas (TRONSKAR, 1993; KASUYA e YURIOKA, 1995; KASUYA et al, 1995; MEESTER, 1997), com o objetivo de estimar a dureza máxima da ZAC. Essas fórmulas podem ser divididas em três grupos (TRONSKAR, 1993): (i) as que estimam a dureza a partir de expressões de carbono equivalente; (ii) as que estimam a dureza a partir de várias equações de carbono equivalente, em conjunção com os parâmetros de soldagem, expresso pelo valor de $\Delta t_{8/5}$ e; (iii) as que estimam a dureza a partir de várias expressões de carbono equivalente, em conjunção com a microestrutura do metal base.

A aplicação das fórmulas pertencentes ao primeiro grupo não considera todas as variáveis envolvidas nos processos de soldagem, apresentando resultados destoantes do que tem sido observado na prática, especialmente quando envolve aços TMCP, os quais não “dependem” somente da composição química para aquisição das propriedades especificadas. Por outro lado, as fórmulas do terceiro grupo são pouco versáteis, visto que requerem detalhadas informações sobre a microestrutura do aço, o que só pode ser obtido a partir de minuciosas análises metalográfica. Dessa maneira, as formulações do segundo grupo são as mais práticas e, de um modo geral, apresentam um maior campo de aplicação. Dentro desse grupo, as equações criadas por Kasuya e Yurioka (1995) parecem ser as que melhor prediz a dureza máxima da ZAC, para uma vasta faixa de taxas de resfriamento, sendo expressa por:

$$HVmax = 442C + 99CEII + 206 + (402C - 90CEII + 80)Arctan(X) \quad (5.5)$$

$$X = (\log\Delta t8/5 - 2{,}3CEI - 1{,}35CEIII + 0{,}882) / (1{,}15CEI - 0{,}673CEIII - 0{,}601) \quad (5.5a)$$

$$CEI = C + Si/24 + Mn/6 + Cu/15 + Ni/12 + Cr/8 + Mo/4 + \Delta H \quad (5.5b)$$

$$CEII = C + Si/24 + (Mn + Cr + V)/5 + Cu/10 + Ni/18 + Cr/8 + Mo/2{,}5 + Nb/3 \quad (5.5c)$$

$$CEIII = C + Mn/3{,}6 + Cu/20 + Ni/9 + Cr/5 + Mo/4 \quad (5.5d)$$

$$\Delta H = 0, \text{ para } B \leq 1 \text{ ppm} \quad (5.5e)$$

$$\Delta H = 0{,}03fn, \text{ para } B = 2 \text{ ppm} \quad (5.5f)$$

$$\Delta H = 0{,}06fn, \text{ para } B = 3 \text{ ppm} \quad (5.5g)$$

$$\Delta H = 0{,}09fn, \text{ para } B \geq 4 \text{ ppm} \quad (5.5h)$$

$$fn = (0{,}02 - N)/0{,}02 \quad (5.5i)$$

Dessa forma, a partir da expressão (5.5) foi simulada a curva de variação de dureza máxima na ZAC em função da taxa de resfriamento, para uma faixa de valores de $\Delta t_{8/5}$ entre 1 s e 100 s. Essa curva encontra-se mostrada na Figura 5.3, onde o eixo do tempo de resfriamento foi logaritmado para uniformização com os dados apresentados na literatura, a fim de evidenciar os seguintes aspectos: para tempos muitos curtos, em que a microestrutura é totalmente martensítica, a dureza praticamente não varia; para tempos intermediários, em que a fração volumétrica de martensita vai sendo gradualmente reduzida, há uma mudança mais significativa na dureza da ZAC; finalmente, para tempos muito longos, em que não se observa a presença de martensita, a dureza volta a ser pouco influenciada pela taxa de resfriamento (KASUYA et al.,1995).

Através da Figura 5.3, e adotando-se o critério de dureza máxima permitida na ZAC de 350HV5, observa-se que não há limitação do valor de $\Delta t_{8/5}$ para o aço API X80, ou seja, para todas as condições simuladas, tal material aparentemente não apresenta uma ZAC com dureza superior a 350HV5. Para as condições de soldagem avaliadas nesse estudo, ensaio Tekken, soldagem FCAW e soldagem SAW, os tempos $\Delta t_{8/5}$ calculados, via Rosenthal (anexo IV), foram 6,0 s, 12,0 s e 32,0 s, com os respectivos valores de dureza máxima estimados iguais a 305HV5, 274HV5 e 240HV5. Esses resultados indicam a possibilidade de utilização de ampla faixa de aporte térmico para a soldagem do aço API X80. Por outro lado, deve-se considerar que um aporte térmico muito elevado, embora resulte em aumento de produtividade e redução no risco de fissuração a frio, pode gerar microestruturas grosseiras na ZAC, implicando em queda de tenacidade da junta. Esse aspecto deve ser abordado através de ensaios de tenacidade ao impacto Charpy-V realizados em juntas soldadas com diferentes aportes térmicos.

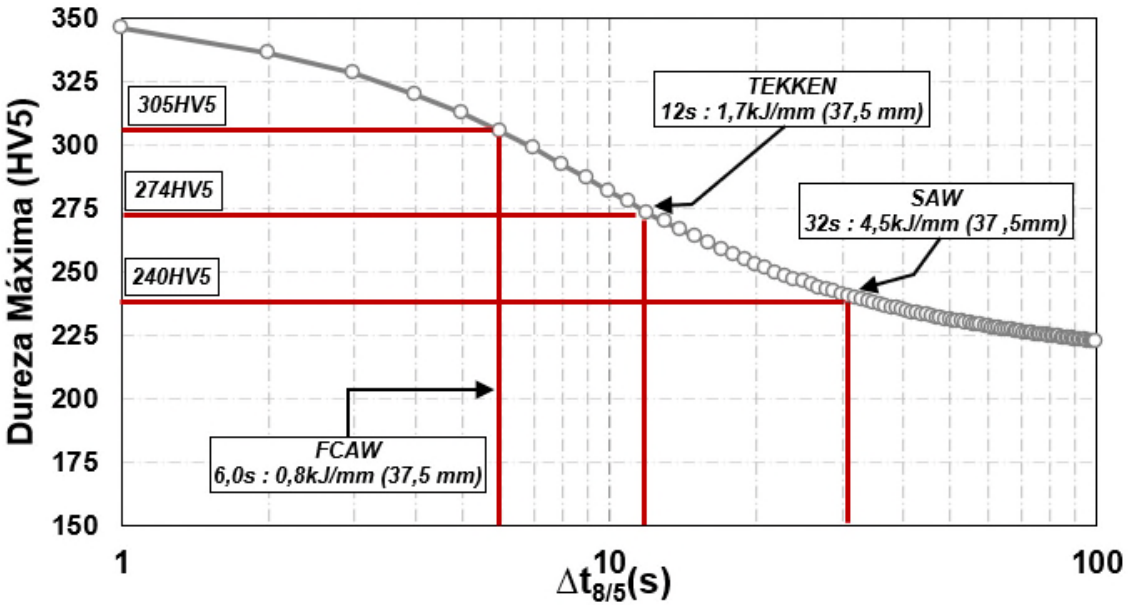


Figura 5.3 - Curva de variação da dureza máxima da ZAC do aço estudado, em função do tempo de resfriamento de 800°C e 500°C (Δt8/5).

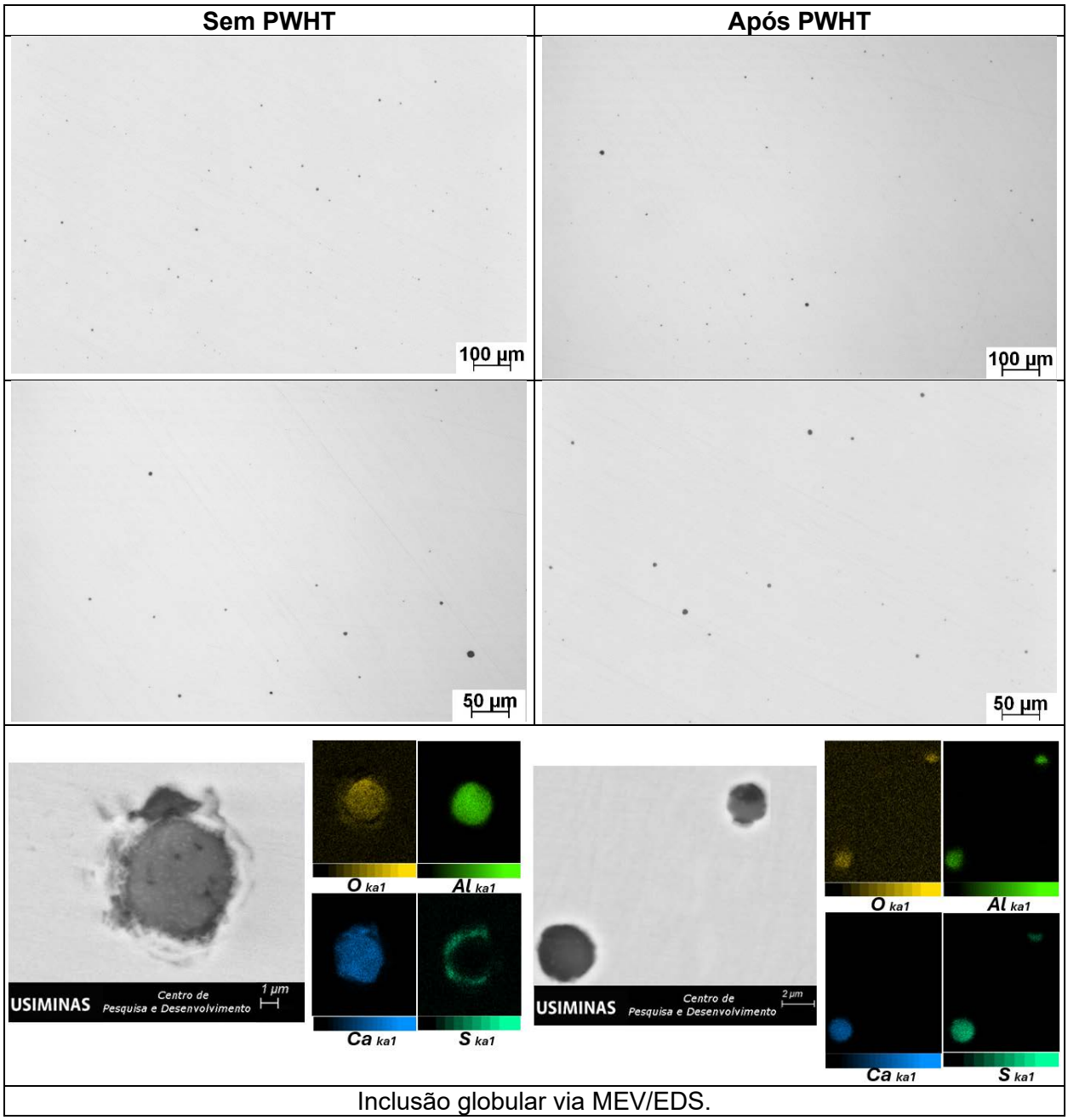
5.1.2. Análise metalográfica e cristalográfica

Na Figura 5.4 é apresentado o aspecto típico das inclusões verificadas no centro da espessura do material, avaliado antes e após o PWHT. Os resultados da classificação das inclusões das amostras estão mostrados na Tabela 5.3. Observou-se, para as duas condições, que as inclusões se adequam ao padrão “finas (F)”, distribuídas aleatoriamente ao longo da espessura e consistem, basicamente, de óxidos de aspecto globular (ricos em cálcio e alumínio) classificadas como sendo 1,0F (numa escala que varia de 0,5 a 5,0 em ordem de fração presente na matriz do aço) com, aparentemente, inexistência de inclusões alongadas e precipitados grosseiros. Através desses resultados verifica-se que o aço API X80 apresenta um alto nível de limpidez, um excelente resultado para materiais com requisitos de tenacidade a baixas temperaturas. Tal material foi processado visando baixos teores de enxofre e submetido a tratamentos especiais de panela para a globulização das inclusões, de forma a minimizar a presença de inclusões alongadas de sulfeto de manganês nas chapas laminadas. Também não foi evidenciada a presença de precipitados grosseiros que pudessem prejudicar a integridade do material. Além disso, não foram observadas diferenças no nível de limpidez entre as amostras com e sem a aplicação do PWHT, o que já era esperado, uma vez que a temperatura aplicada nesse tratamento térmico não é suficientemente elevada para alterar a distribuição e morfologia das inclusões do material.

Na Figura 5.5 são apresentados os resultados da análise via EBSD. A microestrutura do aço API X80 exibiu-se bastante refinada, com tamanho médio de grão efetivo (TGe) igual a 2,1 ± 0,2 μm ratificando a efetividade do tratamento termomecânico aplicado nesse material durante a laminação controlada que foi seguida pelo resfriamento acelerado. O TMCP aplicado nesse material proporcionou uma microestrutura final extremamente refinada devido a intensa redução na região de não recristalização, um método eficaz para o aumento do número de sítios de nucleação da ferrita em consequência do aumento da quantidade de contornos e de densidade de bandas de deformação na matriz austenítica. Após a aplicação do tratamento térmico de alívio de tensões, não foram evidenciadas variações significativas no TGe, o qual apresentou um valor médio igual a 2,1 ± 0,4 μm. Esses grãos apresentaram uma certa densidade de subgrãos, com um pico de fração de contorno com orientação inferior a 5° e uma fração considerável de contornos de alto ângulo, que oferecem uma importante resistência à propagação de trincas por clivagem. Aparentemente, não há orientação preferencial dos grãos, caracterizando o aço API X80 como sendo um material de “baixa” anisotropia. Esses resultados foram obtidos considerando-se o grau de desorientação entre os grãos maiores do que 15°.

Tabela 5.3 - Classificação de inclusões – ASTM E45 Carta Padrão I (2018).

Amostra	Inclusões – Comparação (Carta I – ASTM E45)		
	Sulfetos	Alumina	Óxidos globulares
Sem PWHT	--	--	1,0F
Com PWHT	--	--	1,0F



Inclusão globular via MEV/EDS.

Figura 5.4 - Aspecto geral das inclusões observado nas amostras como polida.

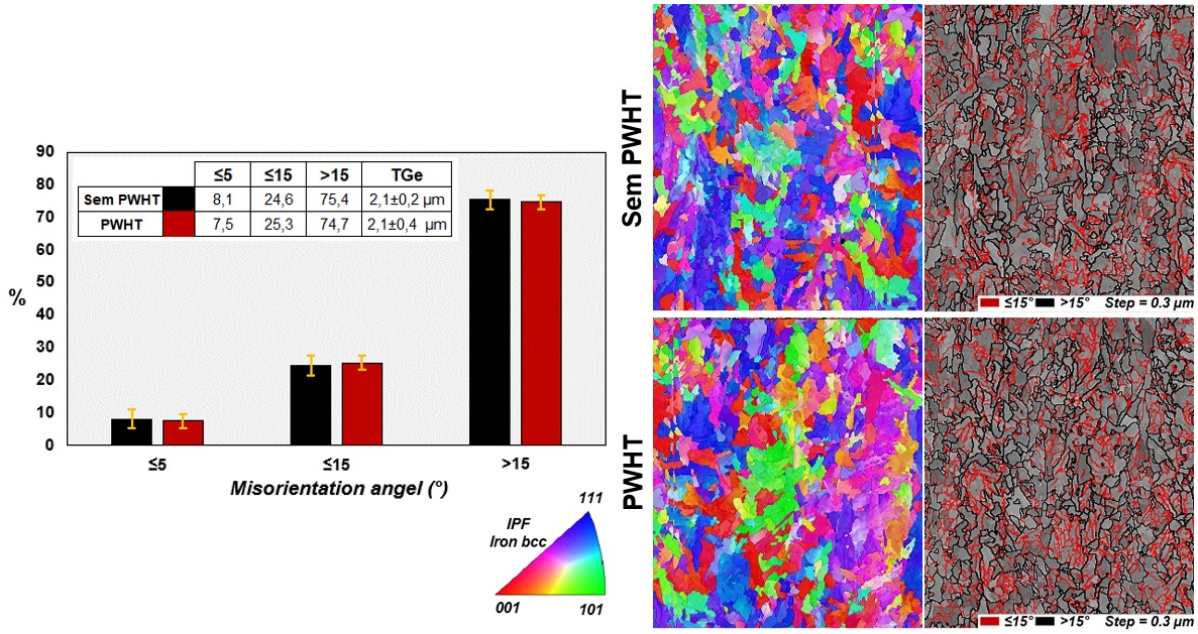


Figura 5.5 - Avaliação do tamanho de grão ferrítico efetivo (TGe) via EBSD do aço API X80.

Na Figura 5.6 é apresentada a microestrutura do metal base antes e após o PWHT. Tais análise foram realizadas via microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) a ¼ da espessura, utilizando nital 4% como reagente.

Qualitativamente, a microestrutura das amostras na condição sem PWHT, exibiu-se composta majoritariamente, por ferrita com contornos de grãos irregulares. Distribuído de forma aleatória, observa-se a presença de ferrita poligonal (FP), ferrita quase-poligonal (FQP), ferrita bainítica (B) e uma segunda fase com aspecto semelhante ao de austenita-martensita (MA). Tal microestrutura é típica de aços microligados produzidos por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, a qual proporciona ao material elevada resistência mecânica, alta tenacidade a baixas temperaturas e excelente soldabilidade.

Aparentemente, com a aplicação do tratamento térmico de alívio de tensões, não foi verificado transformações microestruturais significativas detectáveis ao microscópio eletrônico. No entanto, de forma geral, em algumas regiões ao longo da espessura observou-se a presença de ‘finos’ precipitados. Através de simulação termodinâmica via *software* ThermoCalc, conforme apresentado na Figura 5.7, constatou-se que em condições com temperaturas próximas a 550°C pode ocorrer a precipitação de carbonetos de vanádio. Dessa forma, é possível que o procedimento do tratamento térmico de alívio de tensões tenha favorecido a cinética de formação desses precipitados. Porém, essa informação só pode ser confirmada através de análises por microscopia eletrônica de transmissão, o que não foi realizado nesse estudo.

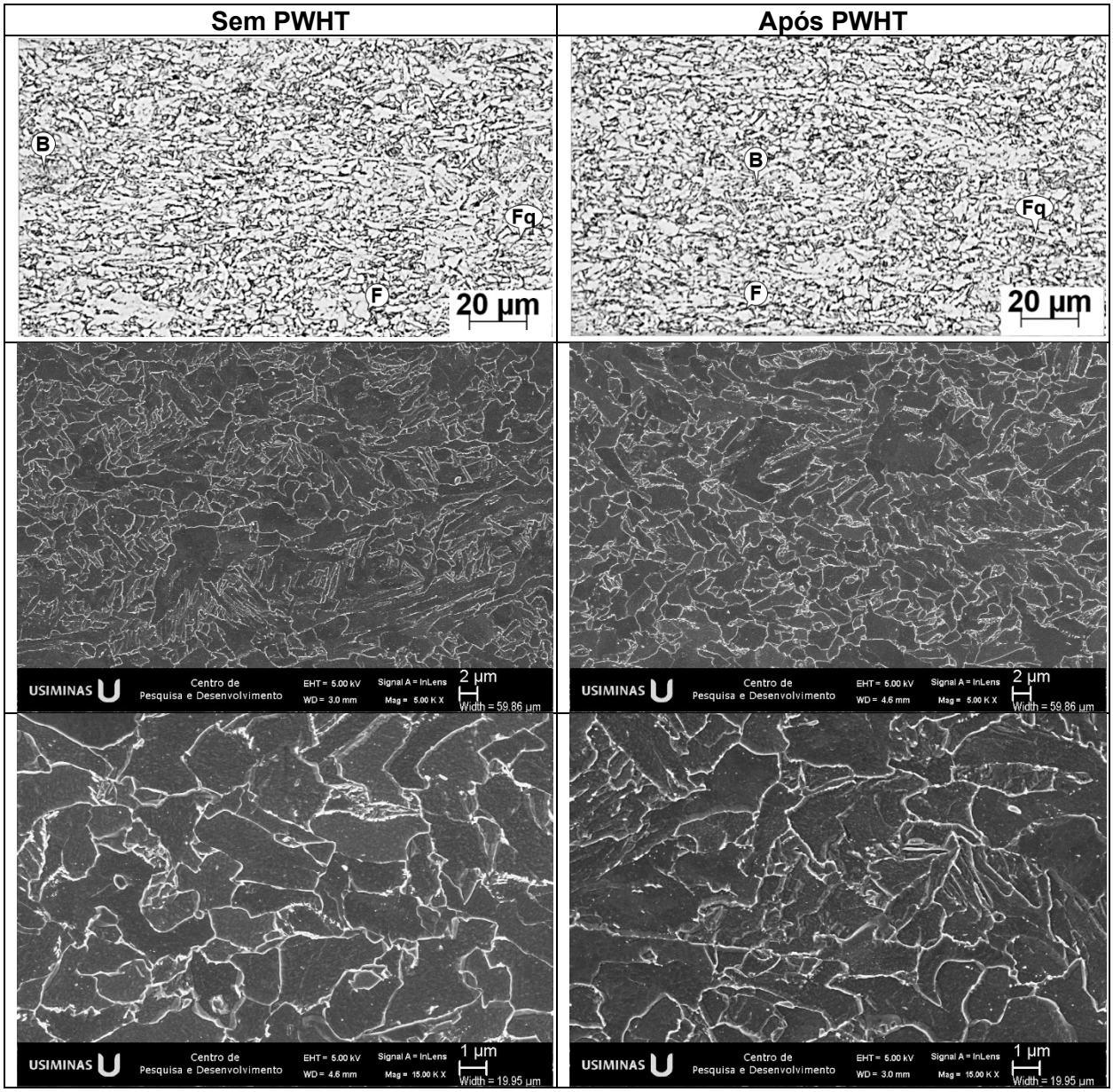


Figura 5.6 - Aspecto microestrutural observado no MB via MEV. Atque: nital 4%.

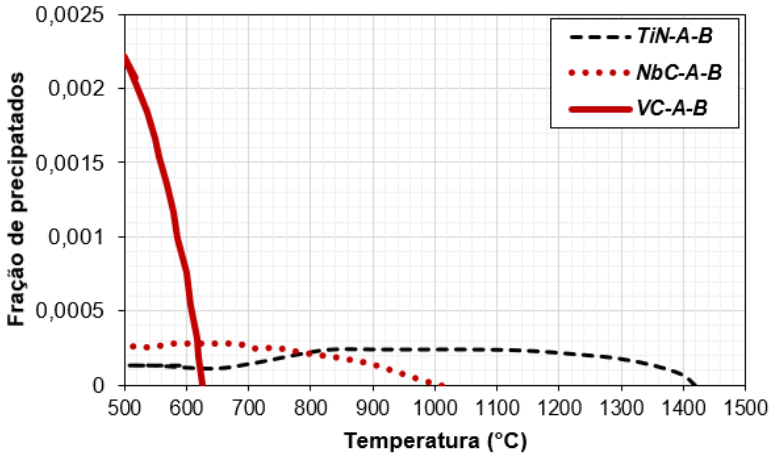
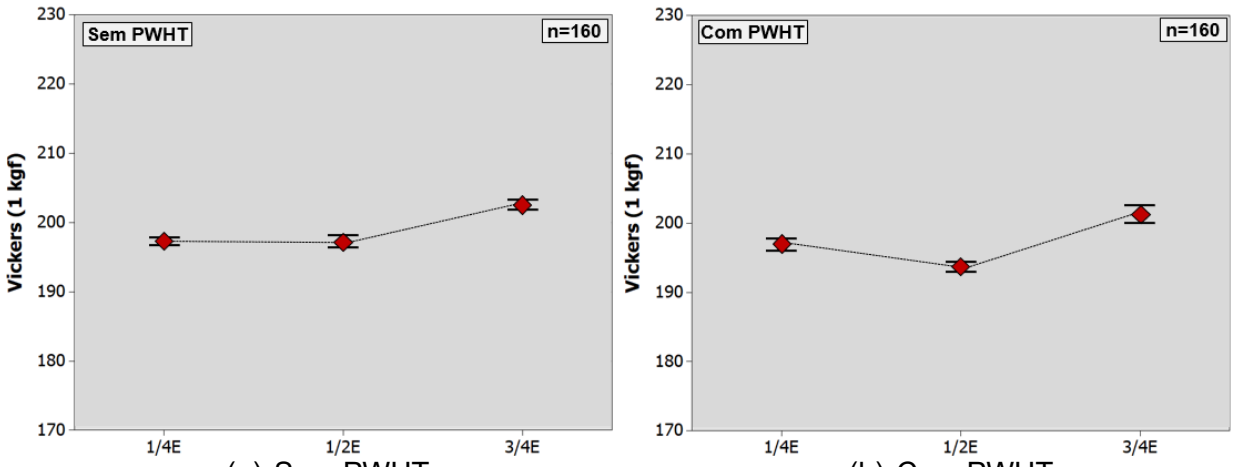


Figura 5.7 - Fração volumétrica dos precipitados em função da temperatura, via *ThermoCalc*.

5.1.3. Dureza

Na Figura 5.8 são mostrados os resultados do ensaio de dureza realizado na escala Vickers com carga de 1 kgf no metal base com e sem a aplicação de PWHT. As medições de dureza foram obtidas ao longo da espessura, a partir de 0,5 mm das superfícies, com impressões distanciadas de 0,35 mm. Elas situaram-se, de forma geral, entre 195 e 215 HV, independente das condições avaliadas. Embora tenha sido observada segregação central em algumas regiões do material, ela só se manifestou, do ponto de vista de dureza, para a amostra na condição sem PWHT. Nesse caso, via teste ANOVA, evidenciou-se uma elevação dos valores de dureza no centro da espessura dessa amostra comparativamente à amostra submetida ao PWHT. Aparentemente, o tratamento térmico de alívio de tensões não afetou os resultados de dureza o que está de acordo com o que foi observado nas análises microestruturais apresentadas anteriormente e com os resultados de tração que serão discutidos na sequência. Porém, como identificado pelas simulações via *ThermoCalc*, o aço API X80 apresenta tendência para a precipitação durante o PWHT e esse fenômeno pode ter ocorrido, porém de difícil detecção via microscopia eletrônica, em concorrência com a redução da densidade de deslocações, que não foi avaliada diretamente mas, conforme descrito na literatura (KRAUSS, 2006; BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2017), pode ser correlacionada com a densidade de subgrãos detectados pela analise via EBSD, que contribuiu para a manutenção dos valores de dureza ao longo da espessura.



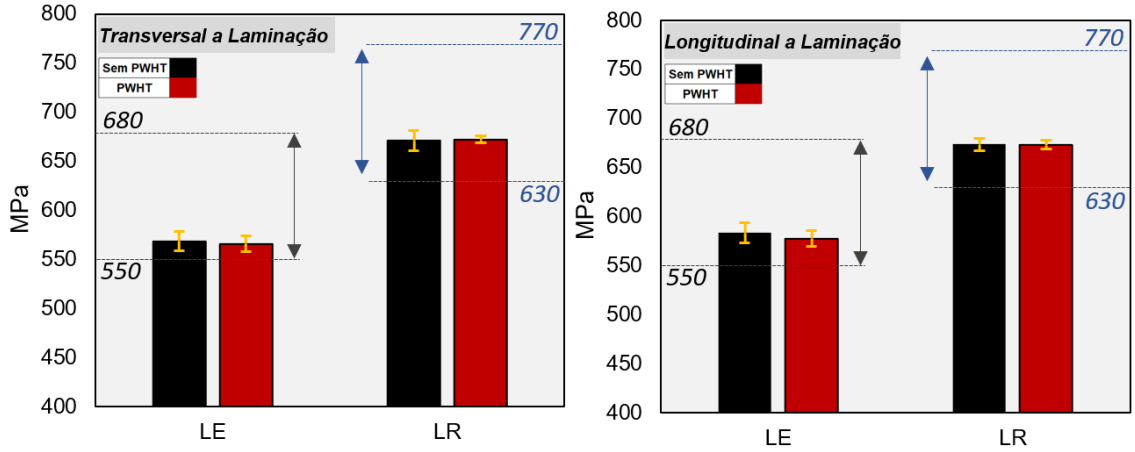
(a) Sem PWHT. (b) Com PWHT.

Figura 5.8 - Resultados do ensaio de dureza Vickers ao longo da espessura do metal base.

5.1.4. Propriedades em tração

Realizou-se ensaios de tração à temperatura ambiente e após aplicação de PWHT com os corpos de prova orientados transversalmente (T) e longitudinalmente (L) à direção de laminação. Analisando a Figura 5.9 é possível verificar que todos os resultados, independente da orientação

do corpo de prova, atenderam os requisitos especificados para o aço API X80. O limite de escoamento (LE) ficou próximo do mínimo, o que favoreceu a relação elástica ($LE_{0,2\%}$/LR) um resultado que potencializa a formação de zonas plásticas no material quando solicitado, uma característica que beneficia a sua tenacidade por possibilitar fenômenos de embotamento de eventuais defeitos (trincas). Baseado nos valores médios e nos respectivos erros padrão pode-se dizer que o LE e LR são estatisticamente semelhantes nas direções L e T, e que o aço API X80 apresenta anisotropia praticamente nula. O tipo de fratura encontrado nos CPs submetidos à tração foi do tipo dúctil. Os resultados do ensaio de tração foram utilizados no cálculo correspondente à determinação do CTOD, como requisitado no anexo A.1 da norma técnica ISO 12135 (2021).



(a) Transversal a laminação. (b) Longitudinal a laminação.

Figura 5.9 - Resultados do ensaio de tração no metal base.

5.1.5. Curva de transição Dúctil-Frágil de impacto Charpy-V

Foram realizados testes de impacto Charpy-V no material como laminado e após o PWHT. Todos os CPs foram retirados no meio da espessura, transversalmente à direção de laminação. O entalhe foi localizado no sentido da espessura da chapa.

Primeiramente será apresentado os resultados de energia absorvidas à -30°C, temperatura especificada para o aço em questão, a qual foi determinada através da média de 7 CPs. Todos os resultados estão listados na Tabela 5.4. O material atendeu com folga, com e sem a aplicação do PWHT, à exigência de 50J a -30°C. O alto nível de refino microestrutural do aço API X80, pode explicar os valores excepcionalmente elevados de energia absorvida nos ensaios de impacto Charpy-V.

A análise do efeito do PWHT no metal base indicou que este, em certo grau, afeta a tenacidade. Acredita-se que essa variação está ligada à amostragem de regiões 'frágeis' no centro da espessura de alguns CPs de impacto, região onde a triaxilidade de tensões é elevada. Essas regiões podem estar associadas à formação de partículas nos contornos de grãos do material,

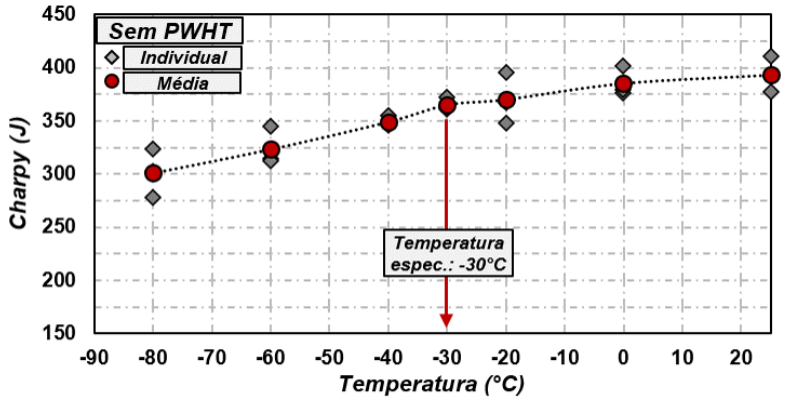
apesar da precipitação não ter sido observada de forma significativa, pelo menos nas análises microestruturais realizadas de forma qualitativa nesse estudo. Ou pode ser creditado a regiões de segregação central, apesar de ter sido manifestada em baixa intensidade, de forma heterogenia e descontínua no meio da espessura e ao longo do comprimento das amostras analisadas. Regiões segregadas geralmente apresentam uma maior quantidade de segunda fase, maiores teores de carbono e elementos de liga, bem como um maior nível de endurecimento por precipitação que prejudicam a tenacidade local. Porém, assim como nos resultados de tração, recomenda-se a realização de uma investigação mais aprofundada para avaliar se a segregação presente no material é, de fato, deletéria para a tenacidade e se o seu efeito é intensificado pela aplicação do PWHT.

Na Figura 5.10 são apresentados todos os resultados do ensaio de impacto Charpy-V realizados para a determinação da temperatura de transição. Diferentemente da temperatura -30°C, para as demais, devido a limitação de juntas soldadas, a energia ao impacto foi determinada através da média de três CPs. Para essas temperaturas, os resultados de energia também foram elevados e muito superiores ao 50J especificado para o aço em questão. O patamar superior de energia (PS) foi determinado considerando a existência de expansão lateral e aspecto predominantemente dúctil dos CPs após o ensaio, conforme evidenciado Figura *5.10*(c). Essas características estão majoritariamente presentes nos CPs ensaiados em temperaturas superiores a -40°C e, dessa forma, infere-se que essa temperatura representa o início do PS, o que está condizente com dados da literatura para aços API(SILVA, 1998; SILVA, 2004). Já para as temperaturas de -60°C e -80°C, tanto para os CPs com quanto para os sem PWHT, foi observada a presença de regiões frágeis, porém, em uma fração inferior a 50% de toda a superfície de fratura. Isso é um indicativo de que a faixa de transição inicia-se para temperaturas menores que -40°C, onde a energia absorvida pelos CPs de Charpy-V é regida pela competição entre os mecanismos dúctil e frágil, sendo o aspecto por clivagem na superfície de fratura gradualmente expandido com a redução da temperatura de ensaio. Para a temperatura de -80°C ainda se observou a presença de regiões dúcteis na fratura e energias superiores a 150 J, indicando que o material ainda está na faixa de transição dúctil-frágil. Porém, em função de limitações laboratoriais, não foi possível realizar o ensaio de impacto em temperaturas menores que -80°C, impossibilitando a determinação do patamar inferior (PI) do material em questão.

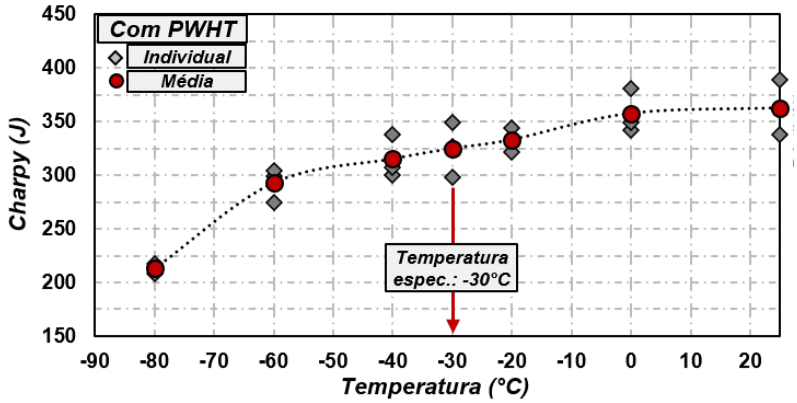
Por outro lado, em uma tentativa de se determinar a curva de transição para esse aço, foi realizado o ajuste dos dados experimentais com dados da literatura empregando uma função tangente hiperbólica (FTH), equação (5.6), comumente utilizada para a determinação da temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) de aços API (OLDFIELD, 1975; SOKOLOV e ALEXANDER, 1997; PASSAGEM, 2011; WALLIN e BAER, 2023).

Tabela 5.4 - Resultados de ensaio de impacto Charpy-V realizados no metal base.

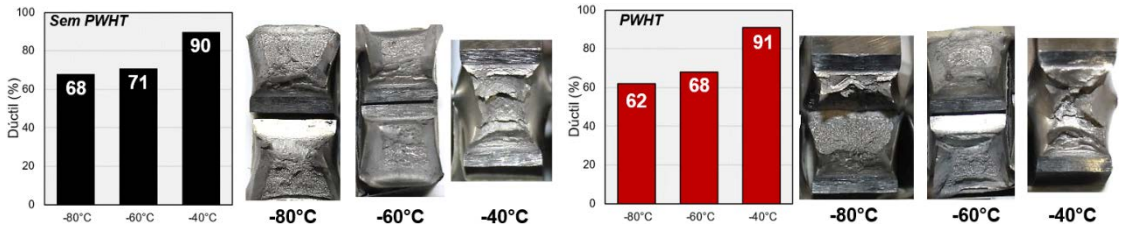
	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5	CP6	CP7	Média	Esp.
Sem PWHT	329	327	316	381	313	334	329	333±23	≥50J (-30°C)
Com PWHT	225	282	297	290	310	299	291	285±28	



(a) Sem PWHT.



(b) Com PWHT.



(c) Fração de fratura dúctil dos CPs ensaiados nas temperaturas -40, -60 e -80°C.

Figura 5.10 - Resultados do ensaio de impacto Charpy-V realizados no metal base.

$$E(J) = \frac{PS+PI}{2} + \left(\left(\frac{PS-PI}{2}\right) x\ tanh\left(\frac{T-TTDF}{C}\right)\right) \quad (5.6)$$

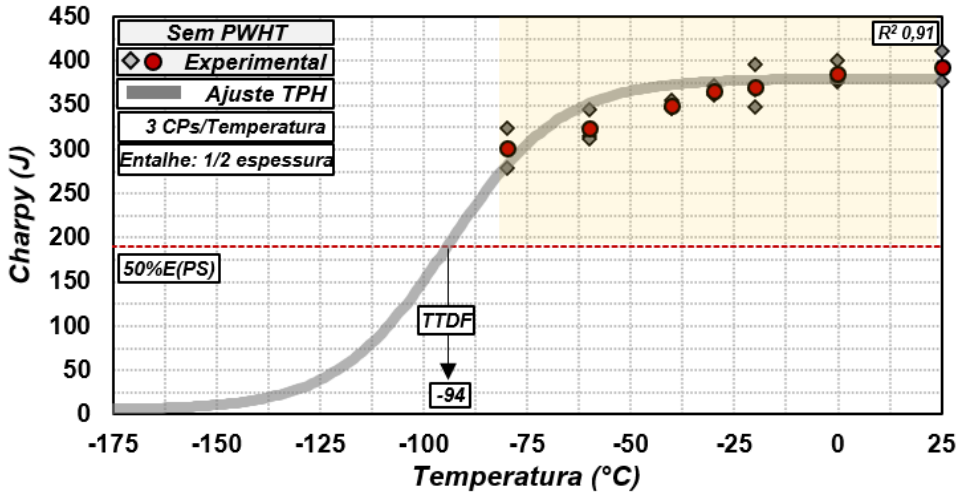
Onde:

PS: energia do patamar superior; PI: energia do patamar inferior; T: temperatura; TTDF: temperatura de transição dúctil-frágil (50% da energia do patamar superior); C: metade da largura da região de transição.

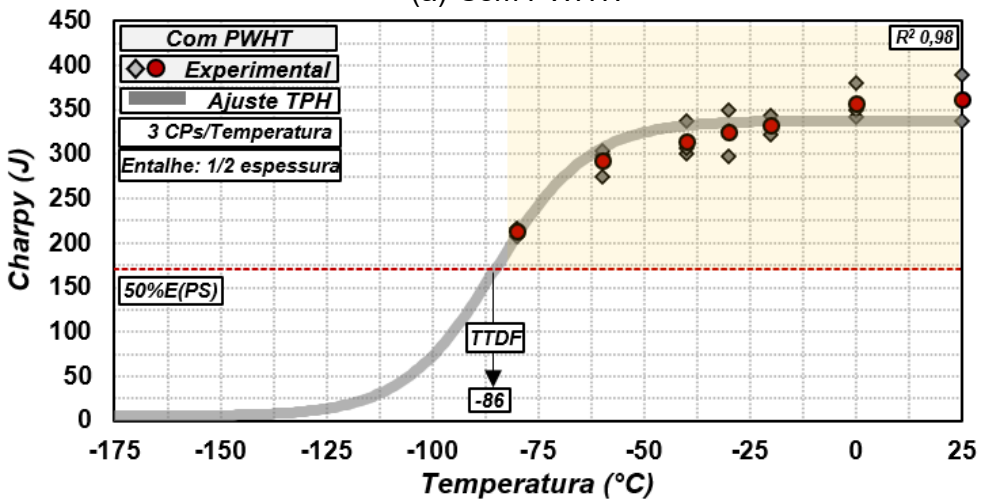
Na Figura 5.11 são apresentadas as curvas de transição empregando o ajuste FTH. Na Tabela *5.5* são apresentados todos os parâmetros utilizados para as condições avaliadas e o coeficiente de determinação (R^2) entre os dados experimentais e o ajuste FTH.

A partir do ajuste, a TTDF foi determinada através do cruzamento da curva FTH com 50% da energia do patamar superior (50%E(PS)), conforme descrito na literatura (SAINTE et al. 2002; ANDERSON, 2017; MOHR, 2021; WALLIN e BAER, 2023).

A TTDF de -94°C (sem PWHT) e -86ºC (com PWHT) indica que o aço do presente estudo apresenta maior tenacidade que outros aços do mesmo tipo citados na literatura, Tabela 5.6. Os resultados do presente estudo foram comparados com os dados de Silva (2004), Passagem (2011) e Joo et al.(2012), que usaram aços fabricados com laminação controlada e resfriamento ao ar, com composições químicas de 0,04-0,08% de carbono, 1,8-2,0% de manganês e um somatório de titânio, nióbio e vanádio entre 0,09-0,10%. Observou-se que o patamar superior (PS) foi maior para o aço aqui utilizado quando comparado com os da literatura, assim como a TTDF foi menor. Isso pode ser explicado pela microestrutura refinada e sem bandeamento encontrada no aço do presente estudo, o que implica em melhor tenacidade ao impacto quando comparado com os aços dos estudos citados, nos quais foi reportada, apesar de forma qualitativa, a presença de um certo grau de bandeamento microestrutural, além de segregação no centro da espessura. Um outro fator que contribui para os melhores resultados de tenacidade do aço aqui avaliado em relação aos da literatura é o LE mais próximo do mínimo especificado para a classe X80, o que favoreceu a redução do LE/LR. Uma razão elástica baixa propicia a redução do estado triaxial de tensões na ponta da trinca, potencializando a deformação plástica durante a nucleação de uma eventual fratura e contribuindo positivamente para a tenacidade do material.



(a) Sem PWHT.



(b) Com PWHT.

Figura 5.11 - Curva de impacto Charpy-V vs. temperatura. Ajuste hiperbólico (FTH).

Tabela 5.5 - Parâmetros para o ajuste hiperbólico (FTH) dos dados experimentais.

Condição	PS (J)	PI (J)	A (J)	B (J)	C	TTDF (°C)	R^2
Sem PWHT	380	1,3-5,0	192,5	187,5	27	-94	0,91
Com PWHT	338	1,3-5,0	171,5	166,5	22	-86	0,98

PS: patamar superior (dados experimentais); PI: patamar inferior (referência da literatura); A, B e C: parâmetros de ajuste (OLDFIELD, 1975). R^2: coeficiente de determinação aplicado no universo experimental.

Tabela 5.6 - Temperatura de transição para outros estudos do aço API X80.

Sentido do entalhe	Patamar Superior (J)	TTDF (°C)	Referência
L-T	200	-60	Silva (2004)
T-L	150	-60	
L-T	250	-80	Silva (2004)
T-L	135	-55	Passagem (2011)
L-T	285	-60	Joo et al.(2012)
T-L	255	-60	
D-D	245	-30	

Orientação da propagação da fratura: L: paralelo a laminação; T: transversal a laminação; D: diagonal a laminação; x-x: a primeira letra representa a direção longitudinal do CP e a segunda a direção de propagação

5.1.6. Tenacidade à fratura – parâmetro CTOD

Na Tabela 5.7 e na Figura 5.12 são apresentados os resultados do ensaio de CTOD realizados na temperatura de -10°C em CPs transversais com entalhe posicionado ao longo da espessura.

Tabela 5.7 - Resultados de CTOD realizados no metal base.

Identificação	CTOD (mm)	Identificação	CTOD (mm)
CP1	1,83	CP1-PW	1,26
CP2	1,43	CP2-PW	1,65
CP3	1,55	CP3-PW	1,68
CP4	1,53	CP4-PW	2,85
CP5	2,04	CP5-PW	1,44
CP6	2,72	CP6-PW	2,01
CP7	2,52	CP7-PW	1,09
Média	1,95±0,51	Média	1,71±0,59
Especificado	≥0,33 mm		

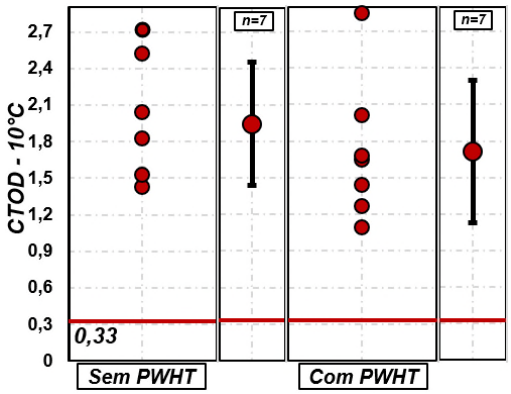


Figura 5.12 - Resultados de CTOD realizados no metal base.

Analisando os resultados, é possível considerar que:

- De maneira geral, todas as condições apresentaram bons resultados, com todos os CPs apresentando valores de CTOD bem superiores ao especificado (≥ 0,33 mm);

- Observa-se uma maior dispersão dos resultados para os CPs da condição PWHT e uma tendência, com exceção do CP4-PW, de menores resultados de CTOD. Da mesma forma, para os ensaios de impacto acredita-se que essas variações podem estar associadas com a amostragem de regiões 'frágeis' no centro da espessura dos CPs de CTOD, os quais são mais 'sensíveis' a da presença de LBZ e a triaxilidade de tensões quando comparado com a geometria e o entalhe dos CPs de Charpy-V;

- Alguns CPs apresentaram *pop-in* na curva Carga (kgf) vs CMOD (mm) e os mesmos foram associados a presença de *separations*;

Apesar dos valores encontrados estarem adequados segundo os requisitos do cliente, vale ressaltar que para esse tipo de aplicação, tanto para a qualificação segundo a APIRP2Z (2005) quanto segundo a norma EN10225 (2009), são utilizados como referência, no caso dos graus superiores a 70 ksi, a norma DNV-OS F101 (2000) (*Offhore Standard*) *Submarine Pipeline Systems*, a API1104(1999) ou a norma Petrobras N-1678 (2010). No caso da norma DNV OS F101 são exigidos resultados de CTOD superiores ou iguais a 0,15 mm, ensaiados a -10ºC. Já a norma API1104 recomenda valores maiores ou iguais a 0,10 mm, ensaiados na mesma temperatura, e no caso da norma Petrobras N - 1678, 0,25 mm na mesma temperatura. Nesse sentido, o material em questão apresenta características suficientes para atender tais valores elevados de CTOD na ZAC das juntas soldadas.

5.1.7. Determinação da temperatura de pré-aquecimento

a) Ensaio Tekken

Historicamente, as empresas responsáveis por construções de estruturas metálicas têm um elevado custo nas operações de reparos devido a falhas de serviço provocadas, muitas vezes, por fadiga ou fratura frágil em regiões soldadas. Um número significativo dessas falhas, muitas vezes trágicas, é originado por trincas pré-existentes na região da solda. Um dos defeitos mais comuns geralmente está localizado na ZAC ou no MS e é conhecido como trinca induzida por hidrogênio, também chamada de trinca a frio, trinca “atrasada” ou trinca abaixo do cordão de solda. Por ocorrer após algum tempo depois da finalização das operações de soldagem, esse tipo de defeito pode não vir a ser detectado durante a inspeção da peça soldada e permanecer na solda, vindo a causar falhas.

As trincas induzidas por hidrogênio ocorrem em temperaturas abaixo de 150ºC e surgem devido à combinação de uma concentração suficiente de hidrogênio na região soldada com tensões residuais na junta (dependente da espessura e do grau de restrição) em uma região de solda cuja ZAC apresenta microestrutura de elevada dureza (dependente da composição química e do ciclo térmico de soldagem). É impossível eliminar a variação de tensões e de temperatura em uma junta soldada, principalmente durante a etapa de resfriamento da solda. Dessa forma, a prevenção das trincas induzidas por hidrogênio baseia-se, essencialmente, na utilização de processos com baixo teor de hidrogênio e no preaquecimento da junta a ser soldada. O TTPS também auxilia na minimização dessa fragilização e pode ser exigido dependendo da composição química do metal base e metal de solda, da espessura e do projeto do componente.

A temperatura de pré-aquecimento pode ser avaliada com base em diferentes normas, códigos ou especificações, como por exemplo, a norma europeia EN1011 parte 2 (2001), anexo XI do Código de Soldagem Estrutural da AWS(2020), e a norma da Petrobras N133 (2017), as quais

estabelecem, de diferentes formas, critérios para o pré-aquecimento. Todos os procedimentos levam em consideração, para estimar a temperatura de pré-aquecimento, aspectos como o tipo de junta, espessura de seus membros, a composição química do metal base e o teor de hidrogênio difusível resultante na solda. Há também outros procedimentos como o ensaio Tekken, o ensaio de Dureza Máxima e o ensaio *Controlled Thermal Severity* - CTS, especificados, respectivamente, pelas normas JIS Z 3158 (2016), JIS Z 3101 (1990), que também são utilizados para a determinação da temperatura de pré-aquecimento.

O conhecimento da temperatura mínima de pré-aquecimento para a soldagem dos aços estruturais é de suma importância, pois a mesma atua diretamente na redução da velocidade de resfriamento, proporcionando a obtenção de microestruturas de baixa dureza, permitindo também uma maior difusão do hidrogênio para fora do componente, prevenindo assim a formação de trincas a frio. Entretanto, a utilização de um pré-aquecimento desnecessário onera o custo do processo e pode causar distorções térmicas nos componentes a serem soldados.

Na Figura 5.13 é apresentado o resultado do ensaio Tekken, que foi realizado com o objetivo de verificar a susceptibilidade de ocorrência de trincas a frio induzidas pelo hidrogênio na ZAC, visto ser esse um dos principais problemas potenciais associados à soldagem de aços estruturais de alta resistência. Na Figura 5.14 são apresentados os CPs fraturados após 48 horas do ensaio Tekken.

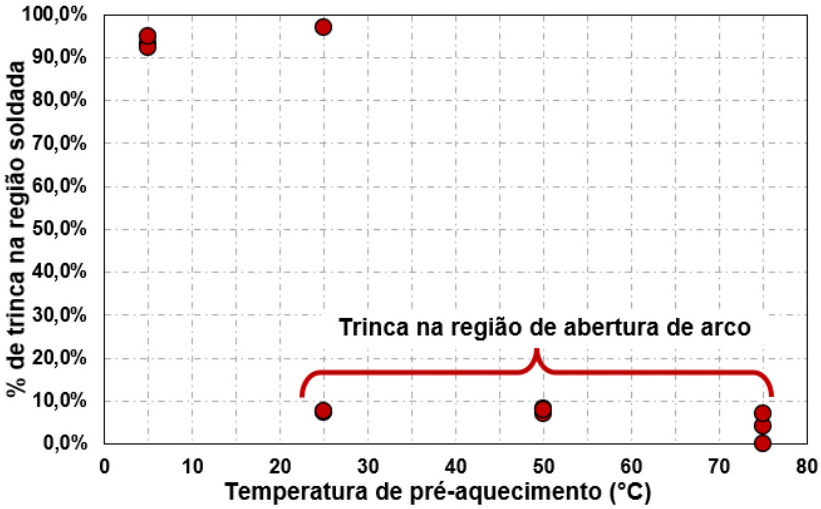


Figura 5.13 - Resultado do ensaio Tekken.

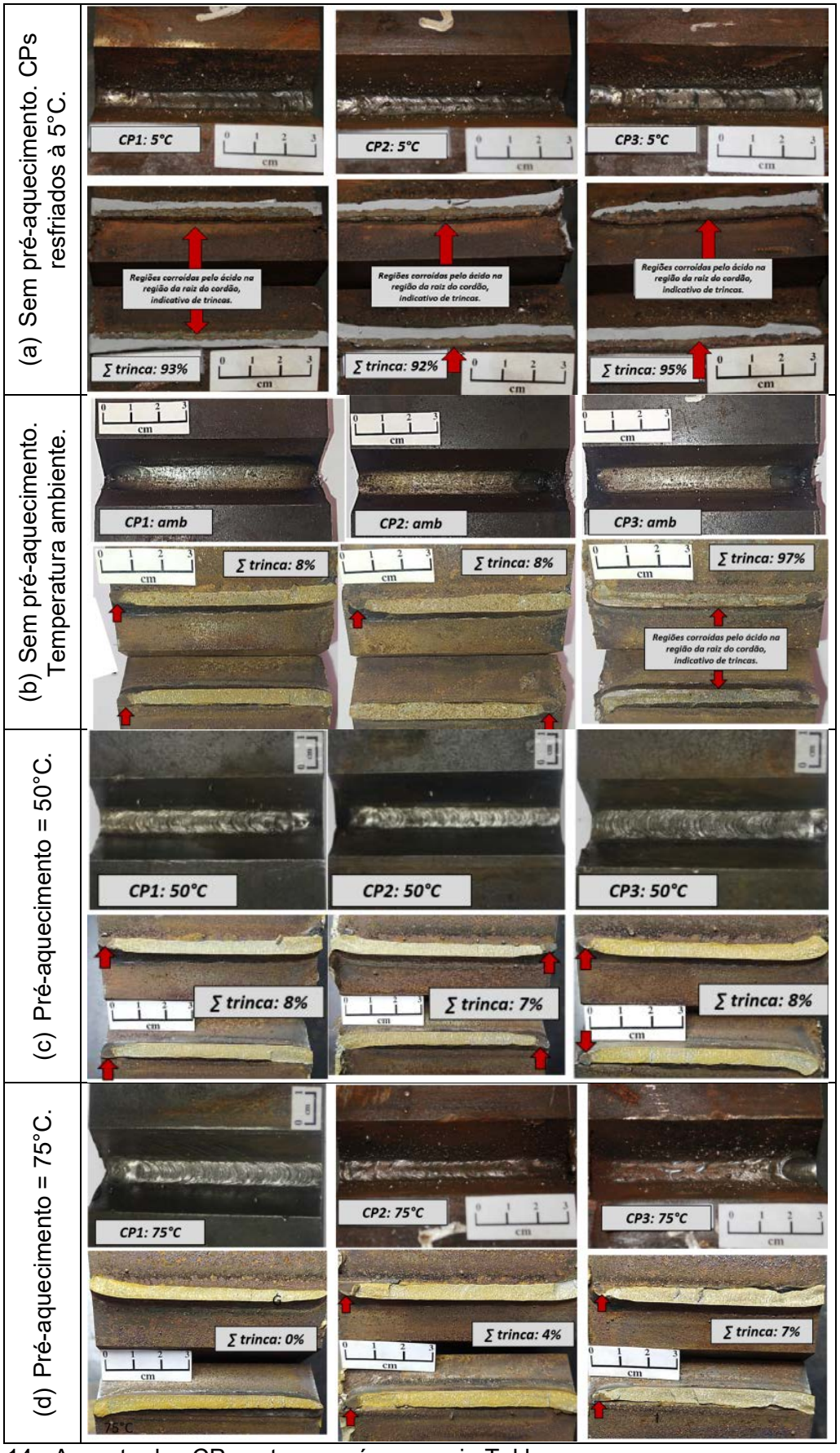


Figura 5.14 - Aspecto dos CPs antes e após o ensaio Tekken.

De acordo com os resultados obtidos no ensaio Tekken, devido a um dos CPs soldado sem pré-aquecimento apresentar trinca em praticamente toda a extensão do cordão de solda (fratura corroída pelo ácido) sugere que o aço API X80 de 37,5 mm de espessura requer uma temperatura de pré-aquecimento de 50°C. Contudo, na Figura 5.15 é apresentado a temperatura corrigida, que corresponde ao valor realmente necessário de pré-aquecimento para a soldagem. A origem desse ajuste está no fato de que os resultados obtidos no ensaio Tekken são muito conservativos, uma vez que:

I. O ensaio é feito através da deposição de somente um cordão de solda, o que implica em inexistência do efeito de pós-aquecimento pelos passes subsequentes, uma situação geralmente observada na prática;

II. Devido à geometria de junta utilizada, têm-se um entalhe agudo na raiz do cordão, resultando em elevada concentração de tensões nessa região (Figura 4.3);

III. A junta é de alta restrição, gerando tensões residuais de elevada magnitude.

Dessa maneira, existe uma correlação prática, adotada por pesquisadores japoneses (YURIOKA e KASUYA, 1994; KASUYA T. et al, 1995), entre a temperatura de pré-aquecimento obtida em ensaio Tekken e a temperatura realmente necessária para a soldagem, em função do limite de escoamento do aço. A Figura 5.15 mostra essa correlação, onde observa-se que a redução no valor de temperatura de pré-aquecimento é menor para a soldagem de manutenção, devido aos maiores níveis de restrição observados para essa situação. Assim, através da Figura 5.15, observa-se que para a soldagem normal de produção do aço API X80, pode-se reduzir em 45°C a temperatura de pré-aquecimento obtida em ensaio Tekken, o que significa que o mesmo pode ser soldado a 25°C, isto é, sem o emprego de pré-aquecimento. Esses resultados indicam que o aço em questão apresenta boas características de soldabilidade, com uma reduzida susceptibilidade ao trincamento a frio. Adicionalmente, esse resultado implica em economia no custo das operações de soldagem.

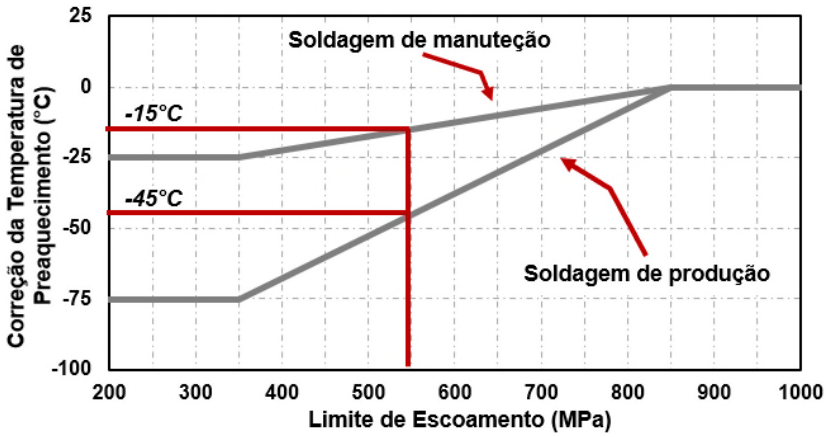


Figura 5.15 - Correção da temperatura de pré-aquecimento determinada no ensaio Tekken.

b) Método gráfico

O ensaio Tekken apresentado anteriormente, foi realizado somente para uma espessura, um tipo de consumível e um valor de aporte térmico. No entanto, visando evitar a realização de novos testes cada vez que uma dessas variáveis é alterada, existem outros métodos para se determinar a temperatura de pré-aquecimento, todos baseados em dados experimentais. Os métodos mais conhecidos utilizam-se da leitura de nomogramas como os da norma BS 5135 (2001), o AWS-D1.1 (2020), o procedimento do JSSC – *Japan Steel Structure Construction* (YURIOKA et a.,1983) e o Método Gráfico CEN (YURIOKA e KASUYA, 1994; KASUYA e YURIOKA, 1995). Yurioka e Kasuya (1994, 1995) compararam esses métodos, empregando-se uma vasta gama de qualidade de aços, e concluíram que o Método Gráfico é o mais preciso entre eles, motivo pelo qual o mesmo será apresentado nesse trabalho.

Na Figura 5.16 são apresentadas as chamadas curvas mestras do Método Gráfico, indicando a relação entre a temperatura crítica de pré-aquecimento obtida no ensaio Tekken, o carbono equivalente CEN, expressão (5.4), e a espessura da chapa. Essas curvas são válidas somente para as condições indicadas na figura, quais sejam: teor de hidrogênio difusível de 5 ml/100gMD; aporte térmico de 1,7kJ/mm; temperatura ambiente de 10°C. Quando as condições reais de soldagem são diferentes daquelas indicadas na Figura 5.16, deve-se consultar a Figura 5.17 e a Figura 5.18, as quais mostram, respectivamente, o efeito do teor de hidrogênio difusível e o efeito do aporte térmico sobre a temperatura crítica de pré-aquecimento, ambos fornecidos em termos de incrementos de CEN. Esses incrementos positivos ou negativos no valor de CEN são utilizados para se obter o valor de CEN corrigido, o qual deve então ser empregado na Figura 5.17 para a obtenção do valor da temperatura de pré-aquecimento, correspondente ao que seria obtido em um ensaio Tekken. Contudo, o Método Gráfico reconhece a severidade do ensaio Tekken (o que já foi discutido anteriormente), motivo pelo qual é sugerida a correção no valor da temperatura de pré-aquecimento.

A curva da Figura 5.17 mostra que um teor de hidrogênio difusível acima ou abaixo de 5ml/100gMD equivalem, respectivamente, a um aumento ou redução no teor de carbono equivalente CEN devido ao efeito de aumento ou redução do risco de trincamento a frio que é promovido por essa variável.

A Figura 5.18 indica que uma redução no aporte térmico equivale a um aumento no valor do CEN, visto que isso implica em elevação de dureza na ZAC devido à maior taxa de resfriamento, e consequentemente um maior risco de ocorrência de trincas a frio. Para um aumento no aporte térmico, o raciocínio inverso é válido, no entanto, observa-se na Figura 5.18 o uso de diversas curvas para diferentes valores de CE(IIW), as quais tendem a se afastar com o aumento do aporte térmico. Quando a microestrutura da ZAC é constituída em sua maior parte por martensita, a sua dureza não apresenta uma variação apreciável e é basicamente uma função do teor de

carbono. No entanto, à medida em que a fração de martensita reduz, a dureza e a temperabilidade da ZAC (fatores que influenciam fortemente a susceptibilidade de trincamento a frio), sofrem alterações mais significativas, passando a ser melhor representadas pela fórmula do CE(IIW), uma vez que a mesma dá uma maior importância ao efeito dos elementos de liga em relação ao carbono do que as outras fórmulas existentes. Assim, para aços com elevados valores de CE(IIW), a estrutura da ZAC é predominantemente martensítica e o aporte térmico não influencia significativamente a sua dureza. Por outro lado, à medida em que se reduz o CE(IIW) do aço, maior será o efeito do aporte térmico, sendo que agora um aumento no seu valor é capaz de promover uma redução da fração volumétrica de martensita e, como consequência, reduzir a dureza da ZAC. Dessa forma, quanto menor o valor de CE(IIW) nas regiões de elevado aporte, maior o decréscimo que deve ser dado ao valor de CEN. A seguir será apresentada a sequência utilizada para a determinação da temperatura de pré-aquecimento através do Método Gráfico.

1. Foi calculado o valor do carbono equivalente CEN, utilizando a expressão (5.4). Como mostrado na Tabela 5.2, CEN = 0,26.
2. Na Figura 5.17, foi determinado o incremento de CEN devido à diferença do teor de hidrogênio difusível em relação às curvas mestras. Como o hidrogênio difusível não foi mensurado, adotou-se uma abordagem conservadora, considerando um nível mais elevado do que o consumível (<5ml/100gMD), sendo empregado um valor igual a 10ml/100gMD. A Figura 5.17 indica um incremento de 0,055 no valor do CEN.
3. Foi calculado o valor do carbono equivalente CE(IIW), utilizando a expressão (5.1). Da Tabela 5.2, CE(IIW) = 0,42.
4. Na Figura 5.18 e com o valor de CE(IIW), obteve-se o incremento de CEN devido à diferença de aporte térmico empregado pelas curvas mestras. Para um aporte térmico de 1,0 kJ/mm (simulação de uma condição de baixo aporte térmico), o incremento no CEN foi de 0,015, sem necessidade de utilizar o valor do CE(IIW).
5. Determinou-se o valor do CEN, a partir da soma do CEN original com os incrementos obtidos nos itens (2) e (4). Assim, CEN corrigido = 0,26 + 0,055 + 0,015 = 0,330.
6. A partir da Figura 5.16, determinou-se a temperatura crítica obtida no ensaio Tekken, empregando o valor do CEN corrigido e da espessura da chapa. Pela Figura 5.16, essa temperatura seria de aproximadamente 46°C.
7. A partir da Figura 5.15 e do limite de escoamento do metal base (550MPa), foi calculado a temperatura de pré-aquecimento que se deve utilizar. Portanto, para a soldagem de produção, pode-se descontar 45°C da temperatura obtida no item (6), o que indica que o aço API X80, quando soldado com o eletrodo de hidrogênio difusível igual a

10ml/100gMD e com um aporte de 1,0 kJ/mm não requer o uso de pré-aquecimento para temperaturas ambientes superiores a 5°C.

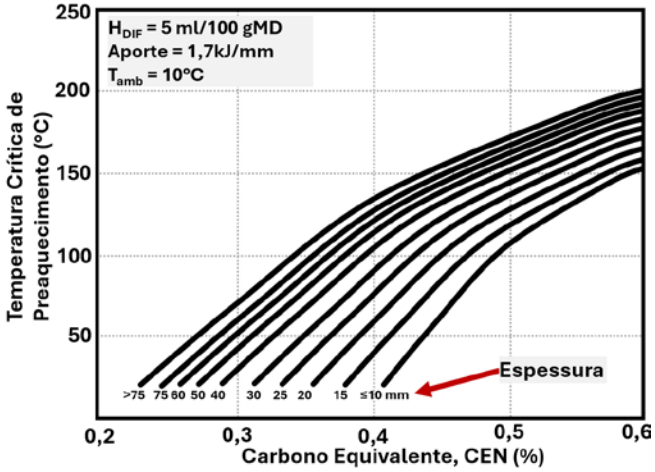


Figura 5.16 - Curvas mestras do Método Gráfico para determinação da temperatura de pré-aquecimento em soldagem. Adaptado de Yurioka e Kasuya (1994).

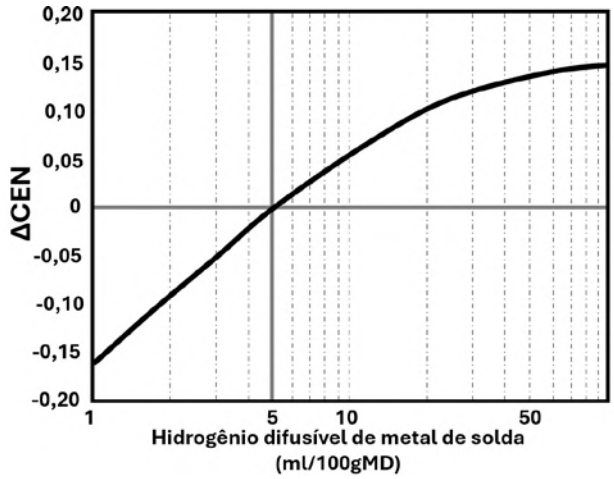


Figura 5.17 - Correção do valor do CEN em função do temor de hidrogênio difusível do metal de solda, para aplicação no cálculo da temperatura de pré-aquecimento através do Método Gráfico. Adaptado de Yurioka e Kasuya (1994).

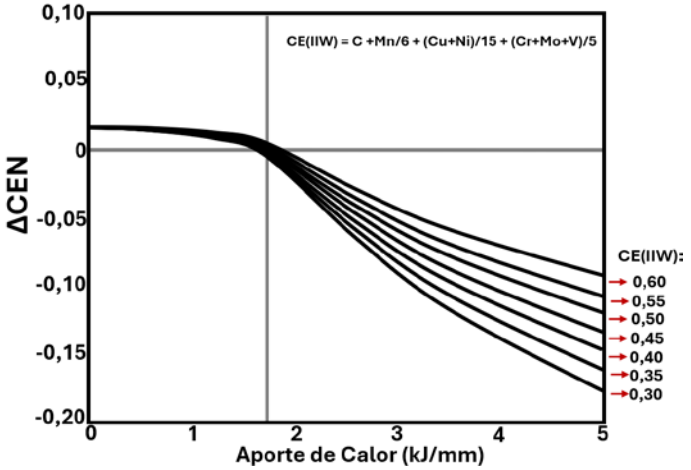


Figura 5.18 - Correção do valor do CEN em função do aporte térmico de soldagem e do valor do CE(IIW) do aço, para aplicação no cálculo da temperatura de pré-aquecimento através do Método Gráfico. Adaptado de Yurioka e Kasuya (1994).

Na Tabela 5.8 é comparado os valores de temperatura de pré-aquecimento obtidos no ensaio Tekken com os cálculos pelo Método Gráfico, para o aço avaliado nesse estudo. Como não há necessidade de se trabalhar com temperaturas negativas (em primeiro lugar devido às nossas condições climáticas e em segundo lugar para não transmitir a impressão de que existe necessidade de "resfriar" a chapa para a soldagem), todas as temperaturas abaixo da temperatura ambiente de 25°C foram designadas simplesmente por <TA (temperatura ambiente). A partir da Tabela 5.8, observa-se que não houve diferença significativa de resultados entre o ensaio realizado e o Método Gráfico.

Tabela 5.8 - Comparação das temperaturas de pré-aquecimento para a soldagem obtidas no ensaio Tekken e calculadas pelo Método Gráfico.

Temperatura de Pré-aquecimento (°C)			
Ensaio Tekken		**Método Gráfico**	
Valor Obtido	**Valor Corrigido (*)**	**Valor Obtido**	**Valor Corrigido (*)**
50	<TA	46	<TA
(*) Ver Figura 5.15. TA: Temperatura ambiente.			

c) Segundo a norma EN 1011-2 (BS5135)

Estimativas da temperatura de pré-aquecimento segundo o método B da norma EN1011-2 (2001), o qual é baseado na norma BS 5135 (2001), para as condições dos ensaios Tekken são mostradas na Tabela 5.9. Por questões de aprendizagem foram avaliados vários teores de hidrogênio difusível entre 1 e 10 ml de H por 100 g de metal depositado (MD). Como pode ser observado, as temperaturas de pré-aquecimento determinadas via o método B alteram significativamente em função do teor de hidrogênio difusível. Usando como referência o teor de 5 ml H por 100 g de metal depositado, os aços API X80, na espessura de 37,5 mm, necessita de 80°C, 65°C e 15°C de pré-aquecimento em função do aporte térmico empregado. Especificamente para o aporte de 1,7 kJ/mm, observa-se que a temperatura ficou acima da obtida no ensaio Tekken, o que demonstra um certo grau de conservantismo no procedimento de cálculo. Uma das possíveis causas para a diferença entre os valores determinados pelo ensaio Tekken e pelo método B é o teor real do hidrogênio ser menor que 5 ml H por 100 g MD. Vale ressaltar que o teor de 5 ml H por 100 g MD utilizado no cálculo é um valor de catálogo e o correto seria a realização da medição do hidrogênio difusível, o que não foi feito. Além disso, observa-se que maiores aportes térmicos de soldagem também contribuem para a minimização dos riscos de ocorrência de trincas com a tendência a formação de microestruturas menos susceptíveis e maior tempo para a difusão do H para a atmosfera durante o resfriamento da região de solda.

Contudo, o emprego do pré-aquecimento e/ou de temperaturas mais elevadas implicam em aumento dos custos de soldagem, podendo, em certos casos, inviabilizar projetos soldados.

Tabela 5.9 - Valores estimados de temperatura de pré-aquecimento segundo EN1011-2 (2001).

Hidrogênio Difusível (ml H por 100 g MD)	**T° de Pré-aquecimento Estimada (°C)**		
	0,8 kJ/mm[a]	**1,7 kJ/mm[b]**	**4,5 kJ/mm[a]**
1	35	20	---
2	50	35	---
3	63	48	---
4	70	57	10[c]
5	80	65	15[c]
6	88	72	20[c]
7	95	80	30
8	100	85	35
9	105	90	40
10	111	95	45

OBS.: a – aportes térmicos que serão utilizados no estudo de soldabilidade
b – aporte térmico utilizado no ensaio Tekken.
c – para temperaturas ambientes ~25°C pode desconsiderar a necessidade de pré-aquecimento.

De acordo com os resultados obtidos no ensaio Tekken, os quais foram confirmados pelo Método Gráfico CEN, o aço TMCP API X80 de 37,5 mm de espessura não requer o uso de pré-aquecimento. Pode-se concluir, portanto, que o aço em questão apresenta baixa susceptibilidade a ocorrência de trincas induzidas por hidrogênio quando soldado com 1,7 kJ/mm de aporte térmico e utilizando, como metal de adição, consumíveis de baixo hidrogênio difusível.

Para estudos futuros, recomenda-se realizar uma avaliação em escala real das condições simuladas nos ensaios dilatométricos para comprovar se os baixos aportes térmicos usados no procedimento de *tack welding* ou solda de travamento realmente favorecem a ocorrência de trincas por hidrogênio para o aço em questão. Por fim, para efeito comparativo entre as técnicas, se faz necessário a realização dos ensaios de Dureza Máxima e CTS.

5.2. Avaliação dos Metais de Solda

5.2.1. Análise de composição química

Na Tabela 5.10 são apresentados os valores da composição química obtidos das análises realizadas nos cordões de solda FCAW e SAW e na Figura 5.19 os locais onde foram realizadas as análises via plasma e leco, local B, para a determinação dos elementos Al, C, S e N, e para os demais elementos via fluorescência de raios-X, local A. Nessa mesma tabela também são apresentados os valores de carbono equivalente calculados através das equações (5.1-5.4). De

forma geral, para o MS SAW, verificou-se a presença de Cu e uma menor quantidade dos elementos Ni, Mn e Mo. A maior concentração de Cu pode estar relacionada a um teor superior desse elemento no metal de adição em comparação ao esperado. Outra hipótese considera o efeito da diluição, que é elevado na soldagem com alto aporte térmico (EASTERLING, 1983), em comparação à junta FCAW. No entanto, essas hipóteses não foram aprofundadas, uma vez que os resultados dos ensaios posteriores não indicaram impacto significativo da presença de Cu no MS do cordão SAW. Contudo, apesar dessas observações, pode ser considerado que tanto o MS FCAW quanto o MS SAW apresentaram resultados dos elementos visados (C, Si, Mn e Ni para FCAW e C, Si, Mn, Ni, Mo, P e S) próximos ao especificados para os respectivos projetos de liga como depositado e essa diferenças entre os valores obtidos e os informados em catálogo podem estar associados, além do da própria composição dos consumíveis e do efeito dilutivo, as metodologias de análises empregadas e aos parâmetros de soldagem utilizados. Por fim, na Figura 5.20 é apresentado o diagrama de Graville, onde é possível verificar que a composição química dos metais de solda são, de certa forma, ‘compatíveis’ com a do metal base, indicando um possível baixo gradiente químico entre os materiais, uma evidência importante não somente para favorecer uma certa estabilidade na transição das propriedades mecânicas entre MS, ZAC e MB de um conjunto soldado, mas para aplicações que exigem resistência a corrosão por reduzir a probabilidade de geração de par galvânico (KHOSHNAW, 2023).

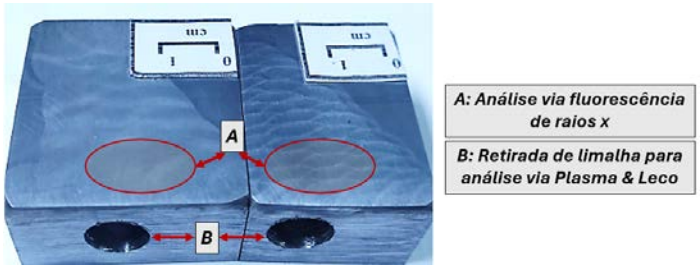


Figura 5.19 - Amostras das juntas soldadas utilizadas na análise de composição química.

Tabela 5.10 - Análise química dos metais de solda (% em peso).

	C	Mn	Si	S	P	Al	Nb	O
SAW	0,058	1,44	0,22	0,0021	0,013	0,018	<0,005	0,042
Catálogo	*0,07*	*1,50*	*0,26*	*0,020*	*0,030*	---	---	---
FCAW	0,057	1,46	0,40	0,0092	0,008	<0,005	0,015	0,053
Catálogo	*0,05*	*1,45*	*0,41*	---	---	---	---	---
	Ni	**Cr**	**Ti**	**N**	**Mo**	**V**	**Cu**	**Ca**
SAW	0,78	0,086	<0,005	0,0070	0,44	0,006	0,12	0,0021
Catálogo	*0,90*	---	---	---	*0,50*	---	---	---
FCAW	0,83	0,026	0,067	0,0035	0,016	0,016	0,011	0,0023
Catálogo	*0,95*	---	---	---	---	---	---	---

	CE(IIW)	Pcm	CEN	CE (Graville)
SAW	0,46	0,19	0,27	0,50
FCAW	0,37	0,16	0,23	0,43

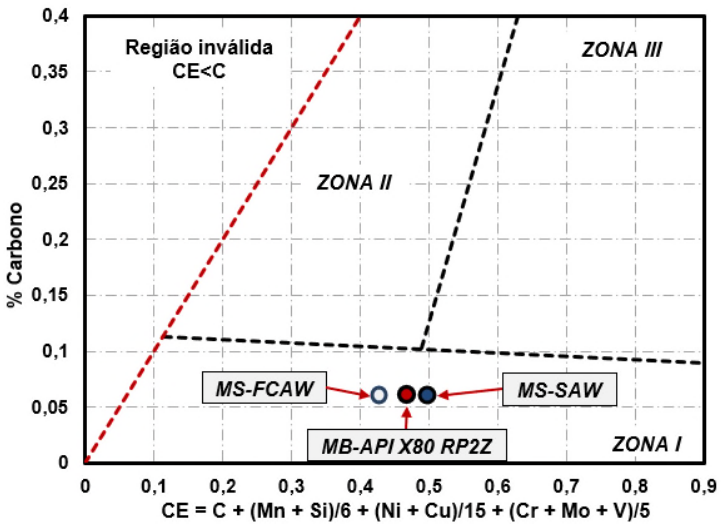


Figura 5.20 - Diagrama de Graville para os metais de solda.

5.2.2. Previsão das temperaturas de transformação via *Machine Learning*

A interação de diferentes elementos na composição química das ligas metálicas, associada à aplicação de ciclos térmicos e/ou às operações de soldagem, afetam significativamente as características microestruturais e, por sua vez, as propriedades mecânicas dos materiais. Os diagramas de transformação no resfriamento contínuo (*Continuous Cooling Transformation* - CCT), obtidos por meio de ensaios dilatométricos, descrevem as transformações de fases durante a aplicação de ciclos térmicos em uma determinada liga metálica. Porém, essa metodologia exige uma quantidade significativa de material, um tempo elevado para a sua execução, além de equipamento e conhecimento especializados, não sendo adequada para uma rápida tomada de decisão. A seguir será apresentado um modelo desenvolvido nesse trabalho empregando técnicas de *Machine Learning* e validado para a previsão da decomposição da austenita durante o resfriamento contínuo, baseado em um conjunto de diagramas CCTs experimentais de diferentes metais de solda disponíveis na literatura. Os resultados comprovam que a abordagem computacional empregando a técnica de Machine Learning é uma ferramenta válida para o estudo das alterações microestruturais que ocorrem durante o resfriamento contínuo de metais de solda e complementar às análises dilatométricas, reduzindo os tempos e custos experimentais e proporcionando respostas rápidas e assertivas que podem auxiliar no desenvolvimento de procedimentos de soldagem.

a) Avaliação e processamento dos dados

Embora o tamanho do grão austenítico, o tempo de austenitização e a taxa de aquecimento sejam variáveis essenciais para determinar as temperaturas de transformação, esses parâmetros não foram considerados nesta avaliação devido à falta de informações em vários

diagramas. Antes do treinamento dos modelos, uma avaliação abrangente de todo o banco de dados foi conduzida. Os dados considerados incorretos ou anômalos foram removidos do conjunto de dados de treinamento com base no conhecimento prévio de testes dilatométricos e princípios de metalurgia física e de soldagem. No entanto, embora esse ajuste do banco de dados tenha sido necessário, a exclusão dessas variáveis pode representar uma limitação dos modelos apresentados neste estudo. Além disso, a fim de verificar a consistência dos dados de composição química, foi criado gráfico de correlação de *Pearson*, conforme apresentado na Figura 5.21, para avaliar a colinearidade entre as variáveis. Em geral, como esperado, a maioria dos elementos de liga afeta negativamente as temperaturas de transformação inicial (Temp_i) e final (Temp_f), diminuindo-as à medida que seu conteúdo aumenta. Esse comportamento é atribuído ao aumento da temperabilidade das ligas. A taxa de resfriamento (*Rate*) também exibe uma correlação inversa com Temp_i e Temp_f, o que é consistente com o entendimento bem estabelecido de que o resfriamento mais severo promove a formação de constituintes de transformação de baixa temperatura. Um resultado intrigante é o forte efeito do oxigênio, que parece aumentar Temp_i e Temp_f. Acredita-se que esse fenômeno esteja associado à nucleação heterogênea que ocorre durante a solidificação do metal de solda devido à presença de óxidos globulares. Essa estratégia é comumente usada para promover microestruturas aciculares e refinamento de grãos, facilitando assim a transformação austenítica em temperaturas mais altas.

As diferentes ligas do banco de dados são compostas principalmente de C, Mn e Si, dado que esses elementos são fundamentais na soldagem de aços carbono e de baixa liga. Outra observação é que as reduções no teor de carbono tendem a ser compensadas por maiores adições de Mn, Si, Ni e Mo, uma estratégia comumente empregada para equilibrar os efeitos do carbono no projeto de ligas de aço de alta resistência. No entanto, outros elementos de liga, como V, Nb, Cr e B, são menos representados no conjunto de dados. Por esse motivo, eles foram excluídos do estágio de treinamento devido à sua presença limitada, particularmente o elemento B, que afeta significativamente as temperaturas de transformação. Essa presença limitada de certos elementos pode ser atribuída a vários fatores: (i) alguns projetos de ligas podem não incluir elementos específicos em sua composição e/ou (ii) certos elementos podem ter sido omitidos ou não detectados devido às técnicas analíticas usadas, o que significa que sua ausência no banco de dados não implica necessariamente que eles estejam ausentes nos metais de solda reais.

Outro aspecto importante é o tipo de liga estudada. Aproximadamente 50% do conjunto de dados consiste em ligas C-Mn-Ni, indicando que o modelo desenvolvido neste estudo é mais adequado para prever comportamentos de transformação nesses tipos de ligas. Um conjunto de dados limitado para elementos específicos pode impactar significativamente o desempenho de um modelo de aprendizado de máquina, potencialmente levando a: (i) *overfitting* em variáveis

dominantes, (ii) *underfitting* para variáveis com baixa representação, (iii) previsões menos confiáveis e (iv) desequilíbrio e viés no modelo.

Como diagramas CCT adicionais para metais de solda não puderam ser obtidos da literatura para enriquecer o conjunto de dados com elementos sub-representados, estratégias alternativas foram implementadas. Além das técnicas de controle de *overfitting* e regularização, modelos robustos capazes de lidar com dados desequilibrados, como *Decision Trees*, *Random Forest* e *Gradient Boosting*, florestas aleatórias e aumento de gradiente, foram avaliados para aumentar a confiabilidade da previsão.

Após esse pré-processamento, cada conjunto de dados corresponde a um diagrama CCT possui 15 atributos (*features*), sendo todos dados numéricos. A relação qualitativa entre as temperaturas de início (Temp_i) e fim (Temp_f) de transformação e as *features* selecionadas pode ser descrita pelas expressões (5.7) e (5.8). Para a avaliação do procedimento de *Machine Learning*, foram separados os dados de cinco diagramas CCTs, não participantes na etapa de treinamento, para a realização da validação e o restante do banco de dados foi dividido em 80% para treinamento e 20% para teste. Além disso, antes da realização do treinamento, todos os dados foram centralizados e normalizados.

$$Temp\_i = F(C, Mn, Si, O, N, S, P, Cu, Mo, Ni, Al, Ti, CE, P_{CM}, Rate) \quad (5.7)$$

$$Temp\_f = F(C, Mn, Si, O, N, S, P, Cu, Mo, Ni, Al, Ti, CE, P_{CM}, Rate) \quad (5.8)$$

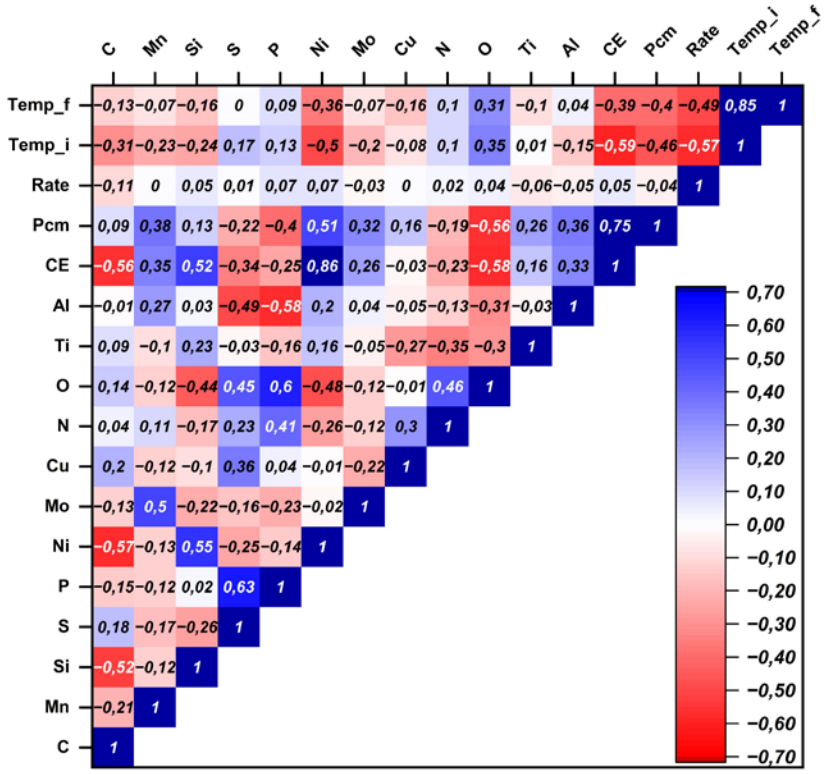


Figura 5.21 - Mapa de correlação de *Pearson*.

b) Modelagem com diferentes métodos de *Machine Learning*

Na Figura 5.22 é apresentado o fluxograma das etapas utilizadas para a execução da predição dos diagramas CCTs através do modelo de *Machine Learning*.

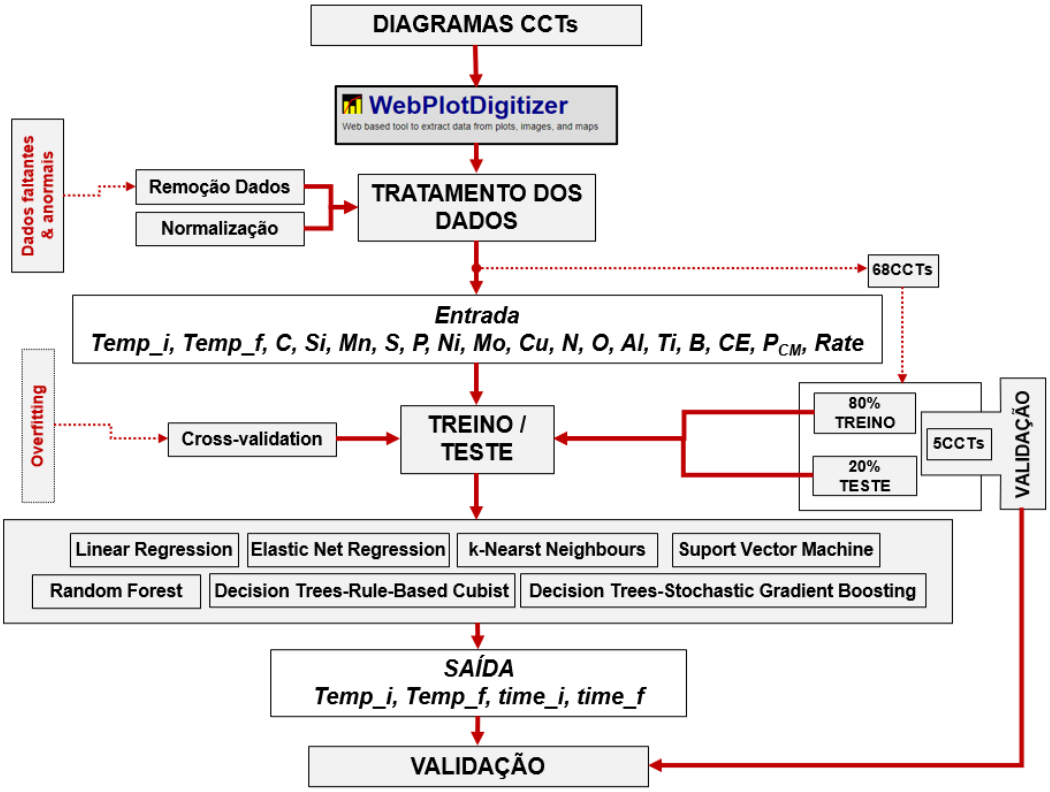


Figura 5.22 - Fluxograma ilustrando as etapas empregadas para a predição dos diagramas CCTs via *Machine Learning*.

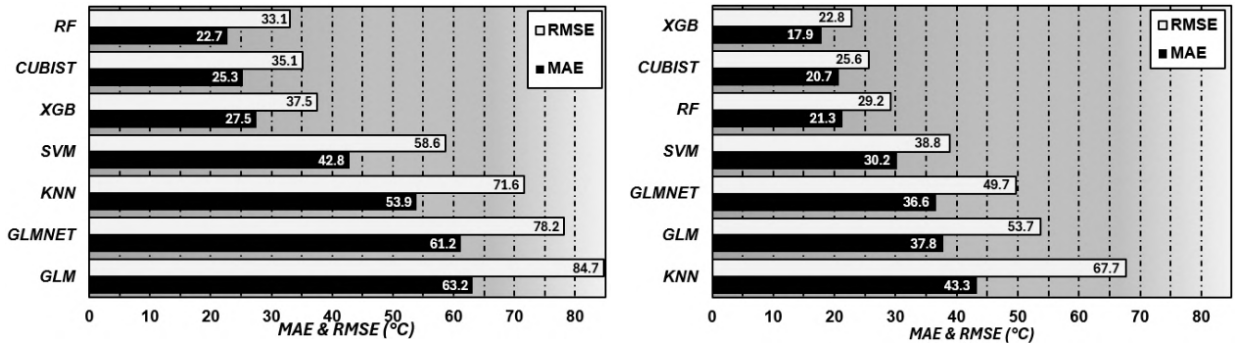
Para a realização desse trabalho, durante a fase de treinamento, foram testados vários tipos de algoritmos de forma a avaliar aqueles que melhor se adequam a predição dos diagramas CCTs. Dessa forma, foram utilizados os modelos *Linear Regression* (GLM), *Elastic Net Regression* (GLMNET), *k-Nearest Neighbours* (KNN), *Random Forest* (RF), *Suport Vector Machine* (SVM), *Decision Trees-Rule-Based Cubist* (CUBIST) e *Decision Trees-Stochastic Gradient Boosting* (XGB). Dentre esses, pode-se destacar o KNN (K-vizinho mais próximo) que é um algoritmo simples e bastante aplicado em diversos problemas de regressão. Na regressão KNN, a saída é o valor da propriedade do objeto e esse valor é a média dos valores dos k vizinhos mais próximos (HASTIE et al., 2009; PYTHON TUTORIAL; SCIKIT LEARN). Como um algoritmo de conjunto de árvore de decisão, o *Random Forest* constrói um conjunto de aproximações estatísticas para criar um modelo preditivo. Sua precisão de cálculo é melhor do que a maioria dos algoritmos individuais e, devido à aleatoriedade, tem boa capacidade de generalização e resistência à capacidade de super-ajuste (*overfitting*), podendo, dessa forma, lidar com problemas multivariados não lineares complexos sem seleção de características (HASTIE et al., 2009; PYTHON TUTORIAL, em set.2024; SCIKIT LEARN, em set.2024).

O problema de *overfitting* durante o treinamento é frequentemente de magnitude comparável às diferenças de desempenho entre algoritmos de aprendizagem e, portanto, não pode ser ignorado em uma avaliação empírica. Para minimizar o efeito do *overfitting* em problemas de regressão não linear e aproveitar ao máximo os dados, foi utilizada a validação cruzada k-fold. Na validação cruzada k-fold, a amostra original é dividida aleatoriamente em k subamostras de tamanhos iguais. Das k subamostras, uma única subamostra é retida como dados de validação para testar o modelo e as restantes (k − 1) subamostras são usadas como dados de treinamento. O processo de validação cruzada é então repetido k vezes, com cada uma das k subamostras usada exatamente uma vez como dados de validação. Os k resultados podem então ser calculados para produzir uma única estimativa. A vantagem deste método é que todas as observações são usadas para treinamento e validação, e cada observação é usada para validação exatamente uma vez, onde k é um parâmetro não corrigido. Foi encontrado na literatura que o melhor método a ser usado para a seleção do modelo é a validação cruzada estratificada entre 10 à 20 vezes, mesmo se o poder de computação permitir o uso de mais subconjuntos (KOHAVI, 1995). Portanto, para esse trabalho foi utilizado um k igual a 20. Em seguida, foi realizado o treinamento dos diferentes modelos para a previsão das temperaturas de início e fim de transformação da austenita. Também foram obtidos os valores de R2 (R-squared) e dos erros para avaliar quantitativamente o desempenho da regressão. O valor de R2 é um número real entre 0 e 1, e quanto mais próximo o valor de R2 estiver de 1, melhor será a correlação. Geralmente, é altamente correlacionado quando o valor absoluto de R2 é superior a 0,8 (MALINOV et al., 2000). O erro absoluto médio (*Mean absolute error* - MAE) e a raiz quadrada do erro quadrático médio (*Root mean squared error* - RMSE) também são muito usados para avaliar e comparar a qualidade de predição entre modelos (HASTIE et al., 2009; PYTHON TUTORIAL, em set.2024; SCIKIT LEARN, em set.2024). Dessa forma, quanto ‘menor’ forem os valores de MAE e de RMSE e ‘maior’ o valor de R2, mais consistentes serão as temperaturas de transformação previstas para as diferentes taxas de resfriamento, e mais preciso será o modelo de aprendizado.

Na Figura 5.23 é apresentado uma comparação dos valores de erro MAE e RMSE obtidos para cada modelo treinado, considerando validação cruzada. Pode-se observar que os modelos RF (Random Forest), CUBIST e XGB (Extreme Gradient Boosting) alcançaram os menores valores de MAE e RMSE nos conjuntos de treinamento para prever as temperaturas inicial (Temp_i) e final (Temp_f) da transformação da austenita. Entre estes, o algoritmo RF demonstrou o melhor desempenho para Temp_i, com uma variação de ±18°C, enquanto o XGB foi o mais preciso para Temp_f, com uma variação de ±34°C. Esses desvios são considerados aceitáveis e são comumente observados na prática experimental dilatométrica.

Na Figura 5.24 é apresentada uma comparação dos valores de R^2 obtidos para cada modelo treinado. Assim como nas métricas de erro, os modelos que alcançaram os maiores valores de R^2 para prever as temperaturas inicial (Temp_i) e final (Temp_f) foram RF, CUBIST e XGB. Entre eles, XGB exibiu o melhor desempenho para Temp_i, com R^2 = 0,95, enquanto RF obteve a maior precisão para Temp_f, com R^2 = 0,96.

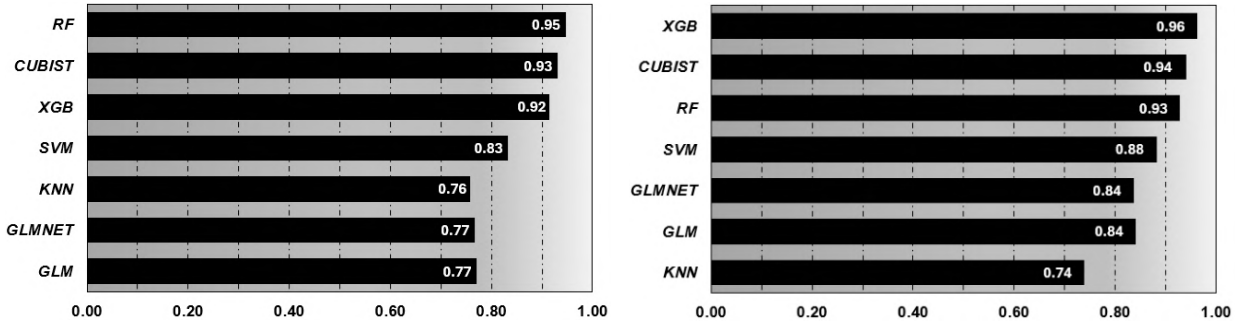
Conforme apresentado na Figura 5.25, onde a eficácia do modelo KNN na previsão de temperaturas de transformação foi avaliada, é evidente que para tempos intermediários, a precisão da previsão se deteriora. Como será demonstrado mais tarde, esse problema está ligado à qualidade do conjunto de dados original. De fato, em uma pré-avaliação dos modelos, conforme apresentado na Figura 5.26, é possível notar que a dispersão da diferença entre as temperaturas previstas e reais (∆TT°) é menor quando empregado os algoritmos XGB e RF do que os algoritmos KNN e GLM, especialmente para as temperaturas intermediárias.



(a) Temperatura de início de transformação.

(b) Temperatura de final de transformação.

Figura 5.23 - Comparação dos algoritmos através dos erros MAE e RMSE obtidos no treinamento.



(a) Temperatura de início de transformação.

(b) Temperatura de final de transformação.

Figura 5.24 - Comparação dos algoritmos através dos valores de R2 obtidos no treinamento.

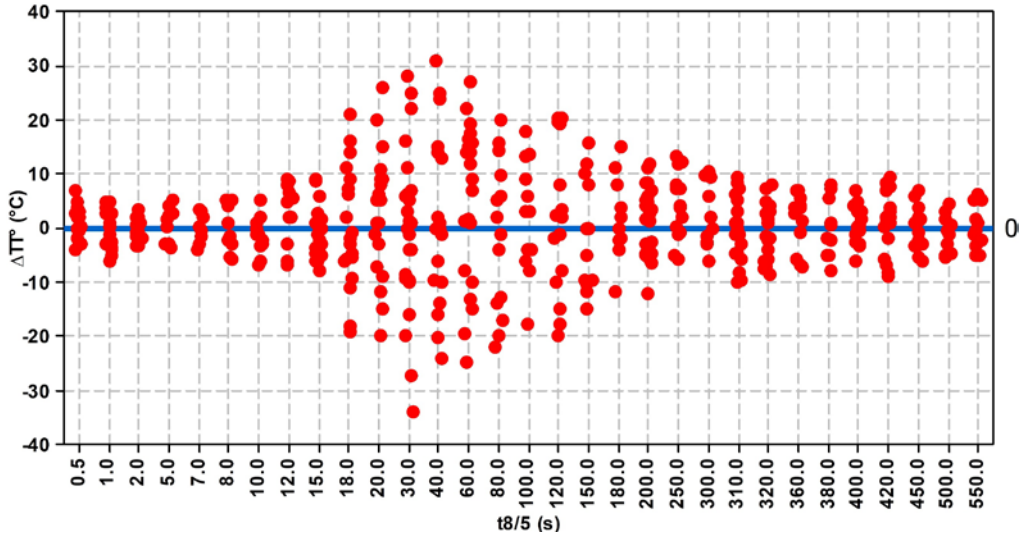
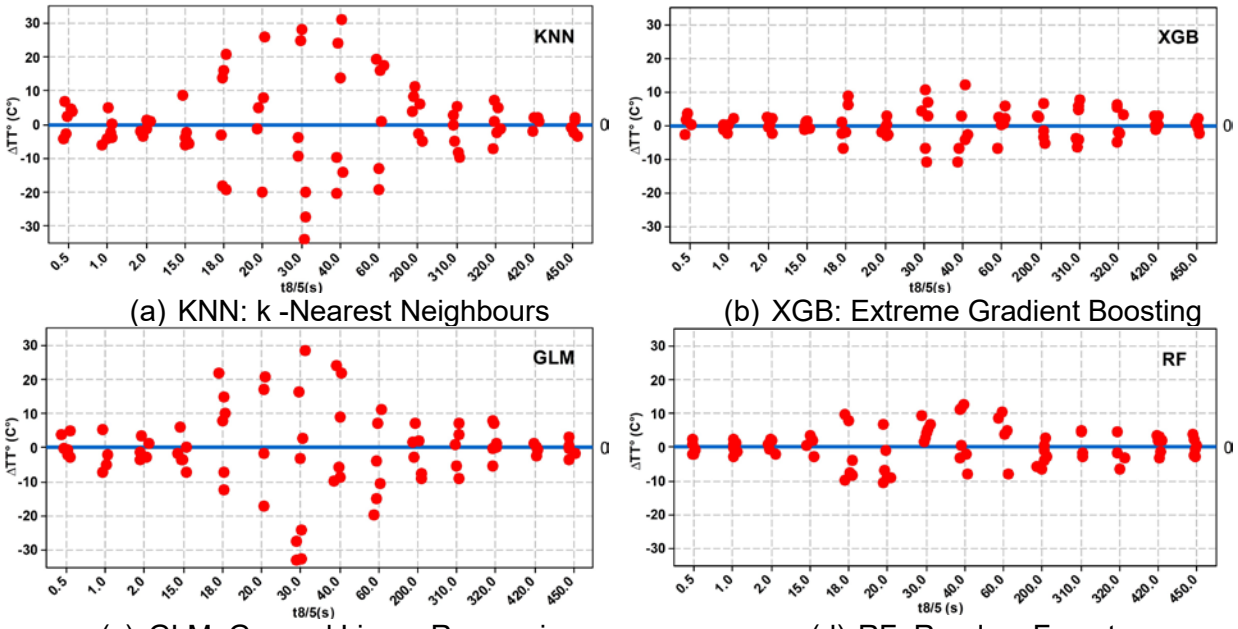


Figura 5.25 - Dispersão dos resultados intermediários na eficácia de predição via KNN.



(a) KNN: k -Nearest Neighbours (b) XGB: Extreme Gradient Boosting

(c) GLM: General Linear Regression (d) RF: Random Forest

Figura 5.26 - comparação entre os modelos KNN, GLM, XGB e RF.

c) Validação do modelo

Para avaliar o desempenho preditivo e a eficácia da metodologia proposta, o modelo treinado foi aplicado para prever as temperaturas de início (Temp_i) e término (Temp_f) da transformação da austenita para três tipos de metais de solda: uma liga contendo apenas C-Mn e duas outras com adição de silício (C-Mn-Si) e níquel (C-Mn-Ni).

Na Figura 5.27 são apresentados os pontos de dados experimentais (reais) sobrepostos aos diagramas CCT previstos pelo modelo de aprendizado de máquina (MML). Os resultados indicam que o MML treinado obteve um bom ajuste para todos os três tipos de metais de solda, com temperaturas de transformação previstas correspondendo de perto aos valores experimentais.

Essa concordância é particularmente forte para condições extremas, ou seja, nas taxas de resfriamento mais baixas e mais altas, e é especialmente precisa para a temperatura de início da transformação (Temp_i).

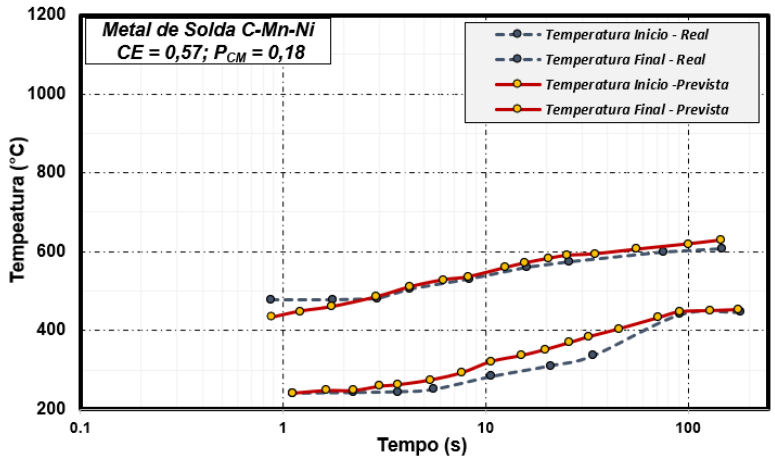
De uma perspectiva de cinética de transformação, ocorrências em temperaturas e tempos intermediários são as mais desafiadoras de determinar experimentalmente e, consequentemente, as mais difíceis de prever. Isso ocorre porque os fenômenos de nucleação e crescimento de microconstituintes ocorrem de forma mista, envolvendo mecanismos de deslocamento e reconstrução governados por difusão atômica e rearranjo de cristais, respectivamente.

Além disso, analisar curvas dilatométricas experimentais a partir das quais os diagramas CCT são construídos é mais complexo para temperaturas de transformação intermediárias. Essas avaliações são mais suscetíveis à interpretação humana, tornando-as inerentemente propensas a erros em comparação com a determinação de baixas e altas temperaturas de transformação. É importante observar que todos os diagramas CCT experimentais disponíveis na literatura, incluindo aqueles usados neste estudo, são construídos manualmente. Nesse processo, um número limitado de pontos de dados experimentais é interpolado para formar curvas de temperatura de transformação em função do tempo de resfriamento. Além disso, o modelo exibiu erros de previsão mais baixos para o metal de solda C-Mn, seguido por C-Mn-Ni e C-Mn-Si. Este comportamento pode ser atribuído às diferenças na temperabilidade entre as ligas, bem como à composição do banco de dados de treinamento. Comparados às ligas C-Mn, os metais de solda C-Mn-Ni e C-Mn-Si, devido às suas diferenças na composição química, são mais sensíveis às variações de temperatura, levando à formação de diferentes microconstituintes em frações variáveis em temperaturas de transformação intermediárias (GRANJON, 1991; LINNERT, 1994; SCHULZE, 2010; EASTERLING, 1983).

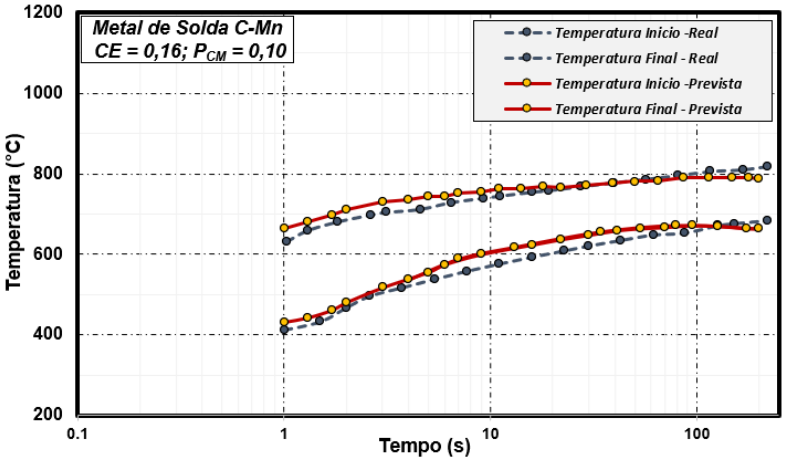
Essa maior ‘heterogeneidade’ nas transformações microestruturais é difícil de ser observada nos ensaios dilatométricos, tornando a detecção das temperaturas de transformação sensíveis à interpretação humana, o que normalmente proporciona uma maior variabilidade dos resultados experimentais, afetando diretamente o treinamento e a eficácia de previsão dos modelos. Dessa forma, o treinamento dos MMLs também está sujeito a erros devido a essa ‘subjetividade’ dos próprios dados de treinamento. Uma alternativa para contornar esse problema é avaliar, em trabalhos futuros, a possibilidade de realizar a clusterização dos dados de cada grupo de temperatura de transformação e aplicar diferentes modelos para a previsão de uma mesma curva em função da variação das taxas de resfriamento, além do aumento de dados de ensaios dilatométricos.

Contudo, os erros obtidos no MML podem ser considerados como desvios aceitáveis, uma vez que essas variações nas temperaturas de transformação são comumente obtidas na prática

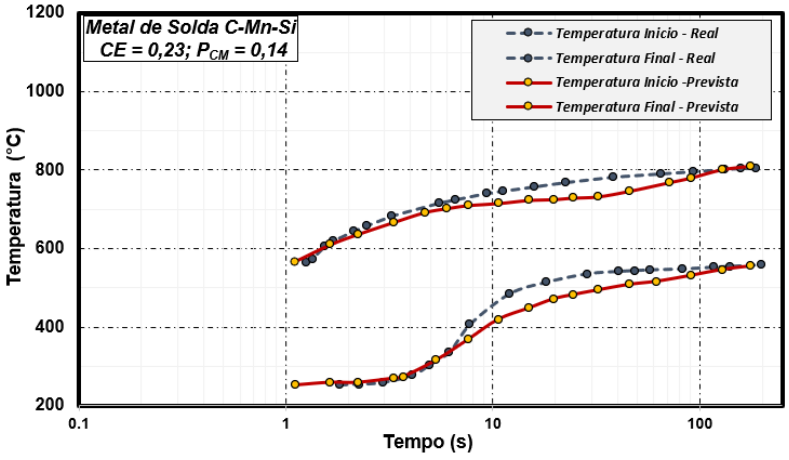
experimental dilatométrica. Portanto, pode-se considerar que o modelo MML desenvolvido nesse trabalho pode efetivamente prever o diagrama CCT dos metais de solda avaliados, apenas com base na composição química, na temperatura de austenitização e taxa de resfriamento, sem a necessidade de execução de ensaios experimentais. Além disso, o tempo de previsão é relativamente curto, o que pode proporcionar respostas muito mais rápidas para auxiliar no desenvolvimento de procedimentos de soldagem de componentes críticos e de alta restrição.



(a) Metal de solda C-Mn-Ni: CE = 0,57; P_{CM} = 0,18.



(b) Metal de solda C-Mn. CE = 0,38; P_{CM} = 0,16.



(c) Metal de solda C-Mn-Si CE = 0,23; P_{CM} = 0,14.

Figura 5.27 - Comparação dos dados reais com o diagrama CCT previsto pelo modelo de Machine Learning desenvolvido.

Concluindo, nesse tópico foi apresentado uma proposta alternativa à simulação termofísica dilatométrica para avaliação das transformações de fases de metais de solda. Nesse sentido foram abordadas diferentes estratégias de Machine Learning para a predição de diagramas CCTs de diferentes tipos de metais de solda, utilizando os dados de composições químicas, de temperatura de austenitização e de taxa de resfriamento. Para a modelagem, foram avaliados diferentes tipos de algoritmos, como General Linear Regression (GLM), Elastic Net Regression (GLMNET), k-Nearest Neighbours (KNN), Random Forest (RF), Suport Vector Machine (SVM), Decision Trees-Rule-Based Cubist (CUBIST) e Decision Trees-Stochastic Extreme Gradient Boosting (XGB). Por apresentaram os menores valores de erro absoluto médio e os maiores coeficientes de determinação (R quadrado - R2), os algoritmos mais apropriados para a previsão das temperaturas de início e fim de transformação da austenita foram o RF e XGB, respectivamente. O modelo foi validado para os metais de solda C-Mn, C-Mn-Ni e C-Mn-Si, e os diagramas CCTs gerados apresentaram desvios em relação aos resultados reais de, respectivamente, ±18°C e ±34°C, para as temperaturas de início e fim de transformação, respectivamente, considerados aceitáveis quando comparado com os desvios de ensaios experimentais e para uma fase inicial de treinamento do modelo. Além disso, é importante ressaltar que o modelo desenvolvido nesse trabalho é dependente do conjunto de dados de treinamento e está limitado a essas condições de contorno. Portanto, acredita-se que o modelo desempenhará uma previsibilidade relativamente aceitável para metais de solda que apresentem composição química dentro dos limites superior e inferior de cada elemento avaliado no conjunto de treinamento.

Por fim, os resultados desse trabalho comprovam que a abordagem computacional por meio de técnicas de Machine Learning é uma poderosa ferramenta para auxiliar no estudo das alterações microestruturais que ocorrem durante o resfriamento contínuo de metais de solda, reduzindo o tempo e o custo dos experimentos dilatométricos e proporcionando respostas rápidas e assertivas, que irão auxiliar no desenvolvimento de procedimentos ideias de soldagem de componentes críticos de alta restrição.

d) Aplicação do modelo

Para o metal de solda, mais importante que entender as transformações de diferentes microconstituintes é prever as temperaturas de início e fim de transformação da austenita durante o resfriamento contínuo. Para um determinado metal de solda, problemas como a susceptibilidade ao trincamento a frio induzido por hidrogênio, ocorrência de trincas de solidificação, formação de campos de tensões residuais e formação de microestruturas frágeis, dentre outros fatores, estão diretamente relacionados com as variações da faixa de temperatura na qual ocorre a decomposição da austenita durante o resfriamento da junta soldada, tornando

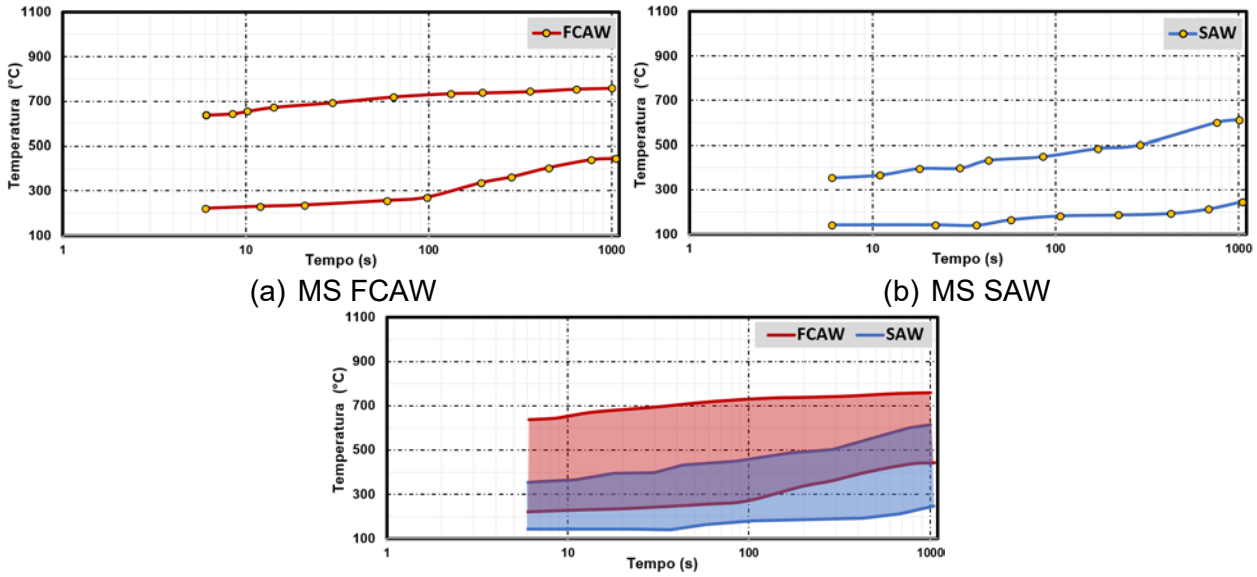
importante o conhecimento prévio de diagramas CCTs de metais de solda (TWI, 1980; GRANJON, 1991; LINNERT, 1994; KASUYA e YURIOKA, 1995; IMAI, 2008; SCHULZE, 2010).

Devido à limitação de consumíveis, uma vez que para a execução dos ensaios de soldabilidade foi necessário a confecção de várias juntas soldadas para a realização de todos os ensaios de soldabilidade que terá seus resultados apresentados nos próximos itens, não foi possível realizar as simulações dilatométricas para a confecção dos diagramas CCTs para os metais de solda aqui avaliados. Contudo, com os resultados de composição química dos metais de solda as temperaturas de início e fim de transformação austenítica, durante o resfriamento, foram previstas empregando os modelos de ML desenvolvidos e apresentados anteriormente.

Na Figura 5.28 são apresentados os resultados das previsões para as temperaturas de início e fim de transformação do metal de solda FCAW, Figura 5.28(a), do metal de solda SAW, Figura *5.28*(b) e o comparativo dos dois cordões de solda, Figura 5.28(c). De maneira geral, como esperado, a redução das velocidades de resfriamento proporciona, para ambos os diagramas, a redução das temperaturas de transformação. Isso, de certa forma, comprova a ‘robustez’ do modelo, que ‘visualiza’ o efeito da transição das transformações cineticamente dependentes e, portanto, de mais alta temperatura, para as metaestáveis displacivas que ocorrem em menores temperaturas (KRAUSS, 2006; EASTERLING, 1983). Contudo, percebe-se que o MS SAW apresenta, quando comparado com os resultados do MS FCAW, para todas as velocidades de resfriamento, menores temperaturas de transformação. Essa é uma outra evidência de acerto do modelo desenvolvido, visto que o MS SAW possui uma maior temperabilidade que o MS FCAW por apresentar um maior valor de CE, especialmente devido aos maiores teores dos elementos Mo e Cu. Essas diferenças das temperaturas de transformação previstas entre os metais de solda são importantes e “desejáveis” para as respectivas aplicações para as quais são destinados.

Nesse trabalho, o processo FCAW foi utilizado empregando um baixo aporte térmico (visado 0,8 kJ/mm), condição que potencializa a formação de microconstituintes de baixa temperatura de transformação como a martensita, podendo comprometer a integridade do componente soldado. Essa maior temperatura de início de transformação indica que o metal de solda em questão, mesmo para as mais altas velocidade de transformação (baixos aportes térmicos), apresenta uma maior tendência para a formação de constituintes intermediários (bainita/ferrita acicular) e uma baixa susceptibilidade a formação de constituintes frágeis. Esse fato corrobora com as características da classe de consumível escolhida, AWS A5.36:E91T1-M21A4-G (Dual Shield 55), especialmente desenvolvido para atender aos critérios rigorosos do setor de estruturas *offshore*. Em particular, destaca-se sua capacidade de produzir cordões de alta resistência mecânica, com requisitos de tenacidade ao impacto e à fratura a baixas temperaturas, tanto na condição como-soldado quanto após submissão ao PWHT.

Já para o MS SAW, condição a qual foi visado uma aplicação de aporte térmico próximo a 4,5 kJ/mm, observa-se o oposto, menores temperaturas de transformação para as menores velocidades de resfriamento. As maiores energias de soldagem, normalmente utilizadas no processo arco submerso, propiciam lentas velocidades de resfriamento e favorecem as transformações em altas temperaturas. Esses constituintes, quando em altas frações, são prejudiciais as propriedades do metal de solda, especialmente a tenacidade à baixas temperaturas, por não apresentarem obstáculos para a propagação de eventuais trincas como é o caso da ferrita proeutetóide de contorno de grão (FC), que possuem grãos relativamente grandes e baixa quantidade de contornos de alto ângulo. Nesse sentido, a combinação fluxo e eletrodo utilizados nesse trabalho (OK Flux 10,62/OK Autrod 13.40) apresenta uma composição química adequada, especialmente com relação a adição de Mo e Ni. Esses elementos contribuem com o aumento das propriedades mecânicas do metal de solda, diminuindo o tamanho de grão (EVANS, 1988; LEÃO, 1991; BHOLE et al., 2006), aumentando a dureza do metal de solda (EVANS, 1988; LEÃO, 1991; BHOLE et al., 2006) e contribuindo para o aumento da fração de ferrita acicular/bainita por possuir uma lenta velocidade de difusão/partição dificultando a formação de constituintes perlita e ferrita proeutetóide (KRAUSS, 1996; KEEHAN, 2004; SURIAN, 2005; BHOLE et al., 2006), o que é benéfico para tenacidade(EASTERLING, 1983). Por fim, através dos modelos desenvolvidos nesse trabalho, foi possível prever as temperaturas de transformação dos metais de solda SAW e FCAW e os resultados apresentaram-se coerente com os projetos de liga concebidos para as duas classes de consumíveis utilizadas e, de forma geral, estão em linha com as microestruturas observadas nesses metais de solda conforme será apresentado no próximo tópico.



(a) MS FCAW (b) MS SAW

(c) Comparativo

Figura 5.28 - Aplicação do modelo de ML desenvolvido para a previsão das temperaturas de início e fim de transformação dos MS SAW e FCAW.

5.3. Avaliação da Soldabilidade FCAW e SAW do aço API X80

A seguir será apresentado os principais resultados da avaliação de soldabilidade do aço API X80 destacando como principais resultados as avaliações de impacto Charpy-V (Figura 5.29) em diferentes temperaturas e de CTOD (Figura 5.30) em diferentes locais da região soldada.

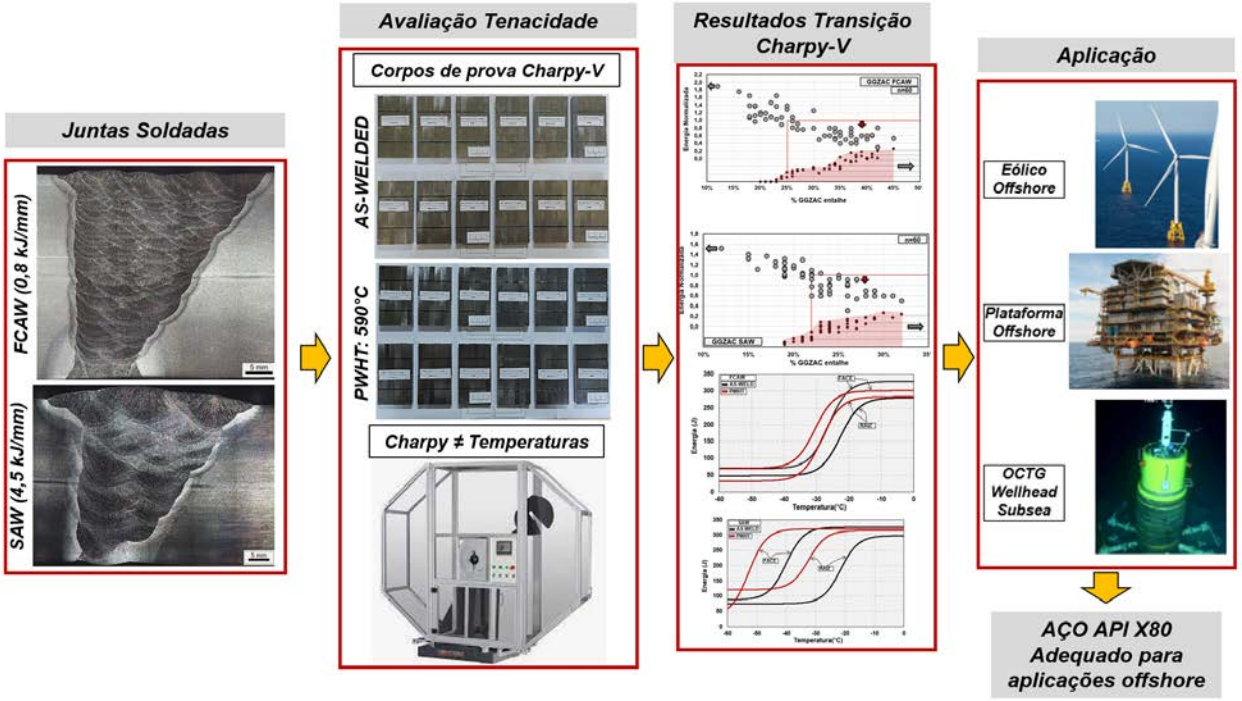


Figura 5.29 - Resumo gráfico da avaliação de tenacidade ao impacto Charpy-V realizado nas juntas soldadas do aço API X80.

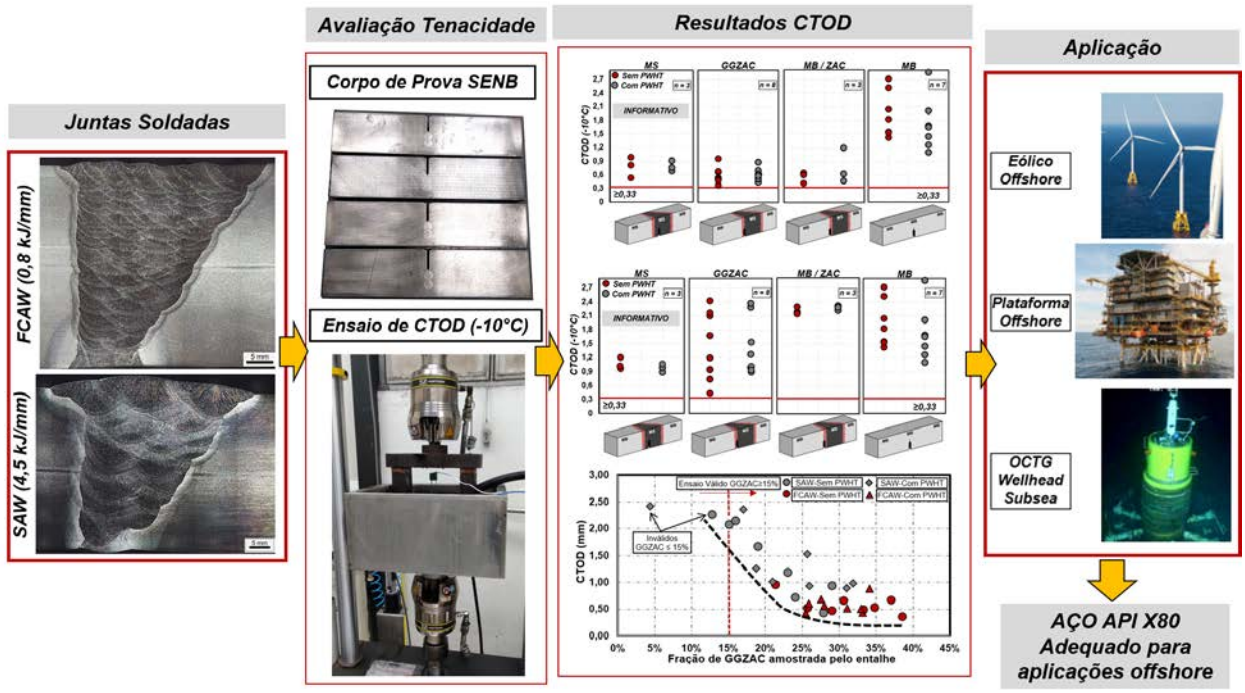


Figura 5.30 - Resumo gráfico da avaliação da tenacidade à fratura via CTOD realizado nas juntas soldadas do aço API X80.

5.3.1. Análise macroestrutural

Após a etapa de soldagem, executada pela ESAB, em Contagem/MG, as juntas soldadas foram enviadas para o CP&D Usiminas para a realização das demais atividades desse estudo. Os parâmetros de soldagem empregados na deposição de cada passe, tanto para a junta FCAW quanto para a junta SAW, são apresentados no anexo I.

Antes da etapa de confecção dos corpos de prova, todas as juntas soldadas foram submetidas à inspeção por ultrassom, de forma a avaliar a sua integridade interna. Não foi detectado, em nenhuma das juntas, descontinuidades que pudessem prejudicar as análises que foram planejadas nesse trabalho.

O aspecto macroscópico da junta FCAW, soldada com aporte térmico visado de 0,8 kJ/mm, pode ser visto na Figura 5.31. Na Figura 5.32 é apresentado a junta SAW soldada com aporte térmico visado de 4,5 kJ/mm. Nessas imagens também é possível visualizar os locais onde foram realizadas as análises microestruturais via MO, assim como as regiões mapeadas no ensaio de dureza Vickers. Verificou-se que os cordões de solda estavam isentos de descontinuidades como falta de penetração, porosidade, reforço excessivo, mordedura ou inclusão de escória que pudessem prejudicar a avaliação da soldabilidade do aço API X80, comprovando que os parâmetros de soldagem aplicados nas condições de baixo e alto aporte térmico foram apropriados.

Para a junta FCAW, em função da baixa energia de soldagem utilizada (em relação a junta SAW), da espessura do material e da abertura do chanfro ½ V foi necessária, para o seu completo preenchimento, a deposição de 35 passes distribuídos em 11 camadas, proporcionando uma ZAC linear, estreita, 1,99 ±0,03 mm, e com várias regiões reaquecidas por passes subsequentes. Diferentemente da junta FCAW, a junta SAW apresenta uma menor quantidade de passes (18) e de camadas (7) depositadas. A maior energia de soldagem empregada nessa condição também contribuiu para a redução das regiões reaquecidas por passes subsequentes, proporcionou uma ZAC extensa, 4,71 ±0,26 mm, e um maior ataque da parede do chanfro, formando uma LF irregular.

Essas particularidades macrográficas observadas entre as juntas FCAW e SAW afetaram, como será apresentado a seguir, em certo grau, os ensaios de tenacidade realizados nesse trabalho. A linearidade da linha de fusão é uma característica importante para o correto posicionamento do entalhe dos CPs de impacto Charpy-V e de CTOD. Especificamente para o ensaio de impacto Charpy-V, como será apresentado nos resultados de tenacidade, foi necessária a amostragem de uma elevada quantidade de CPs para a avaliação da TTDF, essa linearidade, devido às variações naturais que ocorrem durante a operação de soldagem, não se mantem ao longo do comprimento das juntas. Além disso, para alguns CPs com o entalhe posicionado na região de grãos grosseiros da ZAC, foi amostrada uma quantidade significativa do metal de solda, prejudicando a correlação dos resultados de energia com as condições de soldagem e

posicionamento do entalhe avaliadas. Esse fato passa a ser mais crítico para a avaliação do CTOD, que são mais sujeitos a irregularidade da LF por utilizar CPs com entalhes amostrando toda a extensão da ZAC, ao longo da espessura da junta solda. Além da regularidade da LF, a extensão da ZAC também contribuiu para a dispersão dos resultados de tenacidade. Essa situação foi mais pronunciada nas juntas FCAW que apresentaram uma ZAC estreita, o que dificultou o correto posicionamento tanto do entalhe dos CPs de impacto Charpy-V quanto os de CTOD. Dessa forma, pode-se dizer que as variações no posicionamento dos entalhes, tanto dos CPs de Charpy-V quanto os de CTOD, em associação a variação da fração de regiões reaquecidas, além da própria energia de soldagem, são os principais fatores que irão, como será apresentado a seguir, diferenciar a tenacidade da junta FCAW com a da junta SAW.

Por fim, o procedimento de soldagem aplicado na fabricação de estruturas *offshore* deve levar em conta as condições que favorecem a resistência à fadiga, que constantemente sofre solicitações cíclicas. Para isso, não basta somente a aplicação de metal base e consumíveis de solda que possuem elevada resistência mecânica, mas também adotar procedimentos de soldagem que possibilitem a deposição de cordões de solda com geometria ideal, de forma a minimizar a formação de concentradores de tensões, como, por exemplo, o formato do pé do cordão (KOTANI et al., 2020; BRAUN e WANG, 2021). Segundo a norma ISO 5817 (2023), o ângulo do pé do cordão deve ser maior que 150° que, no caso das juntas deste trabalho, atenderam a esse requisito.

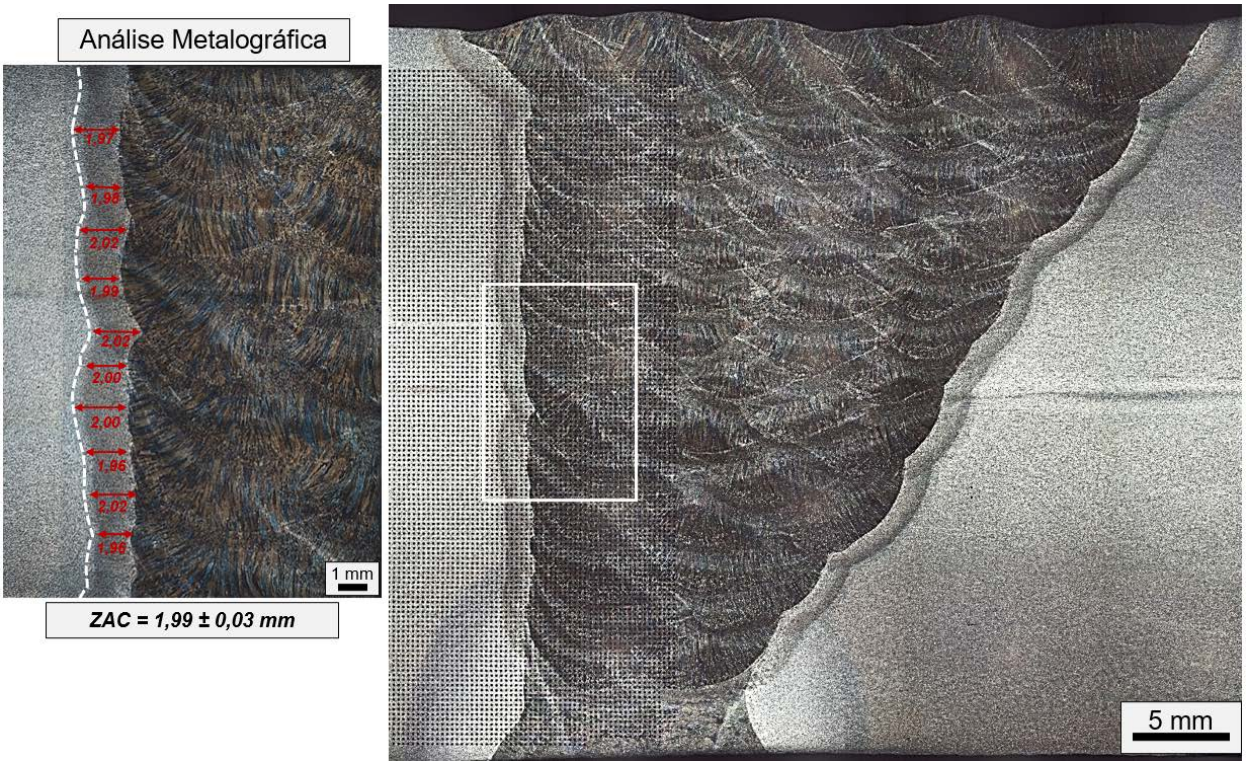


Figura 5.31 - Junta FCAW (0,8 kJ/mm). 35 passes e 11 camadas. Ataque nital 4%.

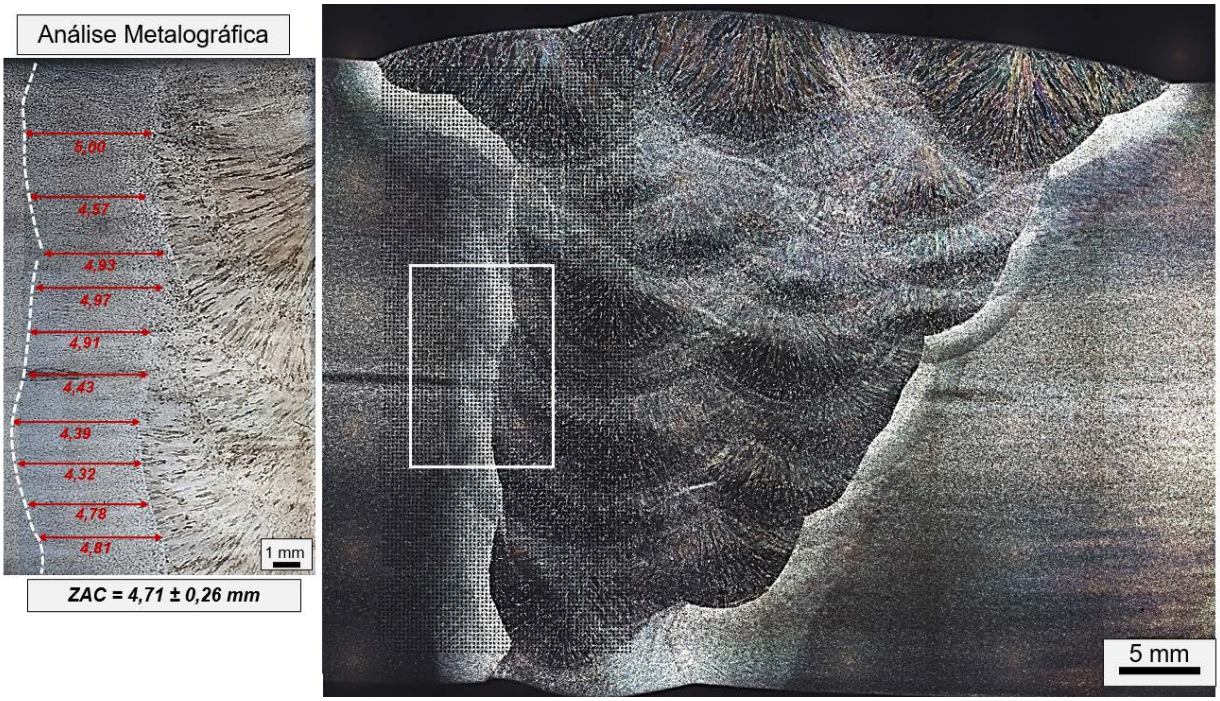


Figura 5.32 - Junta SAW (4,5 kJ/mm). 18 passes e 7 camadas. Ataque nital 4%.

5.3.2. Mapeamento de dureza na escala Vickers

Os mapas de dureza realizados na escala Vickers com carga de 1 kgf são apresentados na Figura 5.33 e na Figura 5.34, para as juntas FCAW e SAW, respectivamente. O mapeamento de dureza é extremamente útil para estimar as variações de propriedades ao longo da ZAC e do metal de solda, uma vez que os valores de dureza podem ser empiricamente correlacionados com a resistência a tração, com a tenacidade e até mesmo com a susceptibilidade à ocorrência de trincas induzidas localmente por hidrogênio. Nos próximos três parágrafos foram feitas algumas observações acerca dos resultados obtidos nos cordões de solda/Metais de solda. Já os últimos dois parágrafos foram dedicados aos resultados observados nas diferentes ZACs.

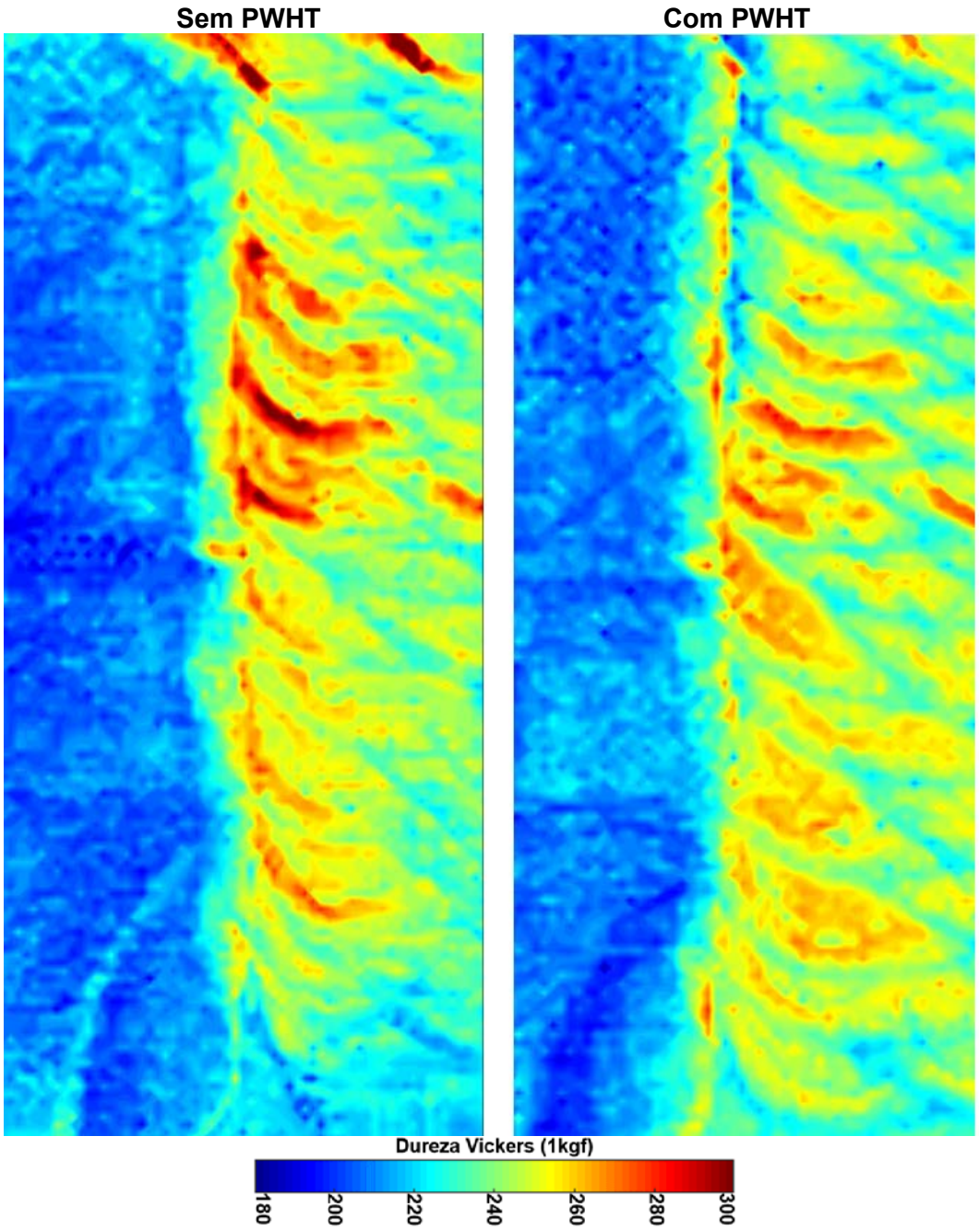
Observa-se, tanto para a junta FCAW, quanto para a junta SAW, com ou sem a aplicação do PWHT, que os metais de solda apresentam valores de dureza (regiões em tons de vermelho e laranja) superiores ao metal base (regiões em tons de azul), indicando que a resistência mecânica da solda é *overmatched* (MS com resistência superior à do MB). O efeito *overmatching* normalmente favorece a tenacidade a baixas temperaturas do metal de solda, por proporcionar o deslocamento do campo de tensões para regiões de menores valores de dureza que, no presente caso, estão localizadas na ZAC. Esse fenômeno provoca a “proteção” do cordão de solda e aumenta as solicitações na ZAC, por propiciar a elevação do estado triaxial de tensões nessa região (DENYS, 1989; 1990; KOÇAK et al., 1989,1994, 2010; HAMBURG, 1998; DONATO, 2008; ANDERSON, 2017; ZERBST et al, 2019; TAN et al. 2023). Para os ensaios de CTOD, essa característica também é importante e é uma das recomendações encontrada na literatura para a obtenção de menores dispersões nos resultados de tenacidade à fratura de

componentes soldados (KOÇAK et al., 2010; DONATO, 2008; ANDERSON, 2017; ZERBST et al, 2019; TAN et al. 2023). As regiões com menores valores de dureza no cordão de solda, tanto para a junta FCAW quanto para a junta SAW, com ou sem PWHT, estão associadas a zonas afetadas pelo calor no cordão de solda (ZACMS) e são mais evidentes na junta FCAW. Essas regiões amaciadas, sofreram reaquecimento devido à deposição do passe subsequente, provocando seu refinamento e revenimento microestrutural. De modo geral, a redução da estrutura bruta de fusão decorrente da solidificação do passe anterior, provoca a queda de dureza e aumenta a tenacidade a baixa temperatura do metal de solda (EASTERLING, 1983).

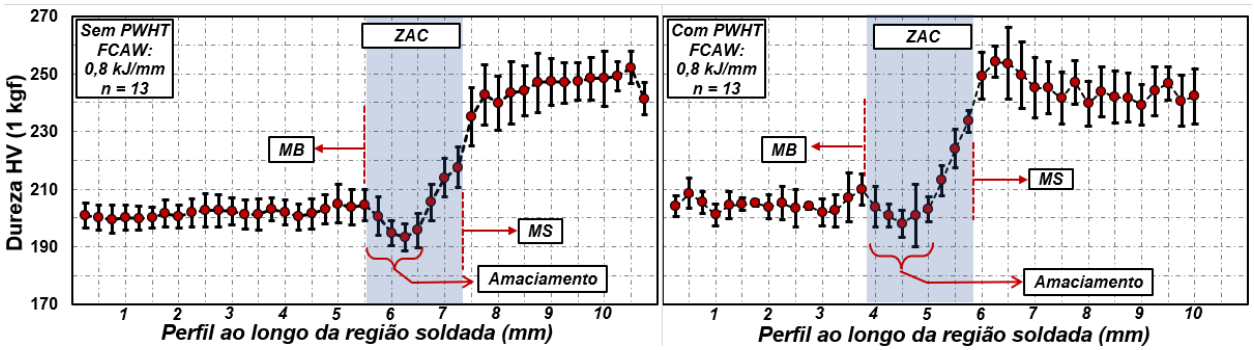
Para a junta FCAW, os maiores valores de dureza no cordão de solda estão localizados nas regiões que não sofreram o reaquecimento subsequente dos passes da última camada e naqueles que foram depositados na parede do chanfro. Essas são regiões que sofrem alta velocidade de resfriamento, favorecendo a formação de constituintes de menor temperatura de formação. Especificamente para os passes localizados na parede do chanfro, formadores da linha de fusão, também ocorre o efeito de diluição do MS, que tende a ser qualitativamente maior nessa região, favorecendo a formação de estruturas de maior dureza. Contudo, quando aplicado o PWHT, observa-se que há uma redução da dureza dessas regiões, o que em termos de tenacidade, pode ser favorável para o MS. Uma vez que as microestruturas formadas durante o resfriamento das juntas FCAW tendem a ocorrer em mais baixas temperaturas de formação devido à baixa energia de soldagem empregada, acredita-se que o tratamento térmico aplicado pode ter propiciado a esferoidização e coalescimento de carbonetos alongados e/ou recristalização/recuperação da ferritas através do movimento e cancelamento das deslocações, além de propiciar a decomposição de eventuais microfases MA em ferrita e carbonetos.

No caso dos mapas de dureza das juntas SAW, vale destacar que a escala de cores utilizada apresenta valor máximo de 240 HV1, inferior ao máximo utilizado nas juntas FCAW, 300 HV1. Essas foram as melhores combinações de escalas encontradas para cada tipo de junta, na tentativa de ilustrar o efeito do PWHT na variação de dureza do cordão de solda. Para a condição SAW, observa-se que o PWHT não apresenta efeitos significativos nos valores de dureza do MS. Acredita-se que isso esteja associado à temperatura de formação de seus microconstituintes. A condição de soldagem empregada foi de alta energia, o que propiciou uma velocidade menor de resfriamento quando comparada com a condição FCAW, potencializando a formação de constituintes de alta temperatura de transformação de forma difusional e, portanto, menos sensíveis ao efeito do PHWT. Porém, efeitos de reprecipitação e coalescimento ainda podem ocorrer nessas condições. Observa-se, a aproximadamente ¼ da espessura, uma região de menor dureza do MS. Avaliando a Figura *5.32*, percebe-se que esse local, possivelmente em decorrência da abertura do chanfro, apresenta uma maior sobreposição dos passes quando comparada com o restante do cordão de solda, o que proporcionou a redução da dureza devido a uma maior fração de regiões reaquecidas.

Foi verificado, para as duas juntas soldadas, o amaciamento da ZAC, ou seja, a dureza desta região, em determinada faixa, foi inferior à do metal base. A maior largura da zona amaciada foi observada para as juntas soldadas com 4,5 kJ/mm, que teve uma redução de 6% da dureza na ZAC em relação ao valor do metal base e com uma extensão média amaciada de cerca de 3,5 mm. No caso dos aços produzidos por laminação controlada e resfriamento acelerado, parte da sua resistência mecânica é obtida através de transformações microestruturais e endurecimento por aumento da densidade de discordâncias, que ocorrem durante o resfriamento acelerado. Dessa forma, quando os aços API X80 são submetidos a ciclo térmicos de soldagem que proporcionam baixas velocidades de resfriamento, como o caso de soldagem com alto aporte térmico, há a redução da resistência mecânica em uma faixa da ZAC em função da perda de parte do endurecimento adquirido na etapa de resfriamento acelerado. Essa parcela não pode ser totalmente restaurada devido ao baixo teor de carbono (0,06%), o que impossibilita a formação de microestruturas de maior resistência mecânica (KAWANO, 2002; IMAI, 2008). Acredita-se que essa queda de dureza esteja associada com a redução da densidade de deslocações adquirida durante o processamento TMCP a qual, pode ser avaliada utilizando a técnica EBSD. Deve-se considerar ainda que a queda de dureza variou na faixa de 4 a 6%, por uma extensão de 3 a 4 mm, aproximadamente. Dentro desses limites, considerados normais, o amaciamento não causa efeito deletério significativo sobre o desempenho à tração das juntas soldadas (KAWANO, 2002; IMAI, 2008) e esse fato será comprovado nos resultados do ensaio de tração transversal. Contudo, como será apresentado a seguir, a presença de uma região amaciada na junta soldada com alto aporte térmico, ao longo do comprimento do entalhe, tanto dos CPs de Charpy-V quanto dos de CTOD, pode favorecer a tenacidade à fratura do componente soldado por favorecer o fenômeno de ‘embotamento’ da frente de propagação da trinca. Além disso, de modo geral, percebe-se que a dureza da ZAC da amostra soldada com aporte térmico de 0,8 kJ/mm foi maior que as durezas da amostra soldada com aporte térmico de 4,5 kJ/mm, cerda de 20HV1. Pode-se atribuir este comportamento à maior taxa de resfriamento ocorrida nas juntas soldadas com aporte térmico de 0,8 kJ/mm, favorecendo a formação de constituintes de maior dureza e que, em certo nível, já foi demonstrado através dos cálculos de dureza máxima. Porém, independentemente do tipo de junta soldada ou da utilização ou não do PWHT, observou-se que todos os valores de dureza na região da ZAC estão abaixo de 270 HV, identificando que o aço API X80 apresenta uma baixa tendência à ocorrência de corrosão sob tensão quando exposto a ambientes agressivos, conforme relatado na literatura (EASTERLING, 1983; MEESTER, 1997; WANG et al, 2022; GOU et al., 2023). Porém, se o ambiente não contiver uma atmosfera rica em H2S ou qualquer outro agente corrosivo, pode ser assumido como máximo permitido o valor de 350 HV, que indica a susceptibilidade do material a trincas a frio induzidas por hidrogênio na ZAC (EASTERLING, 1983; MEESTER, 1997; AWS D1.1, 2020; WANG et al, 2022; GOU et al., 2023).

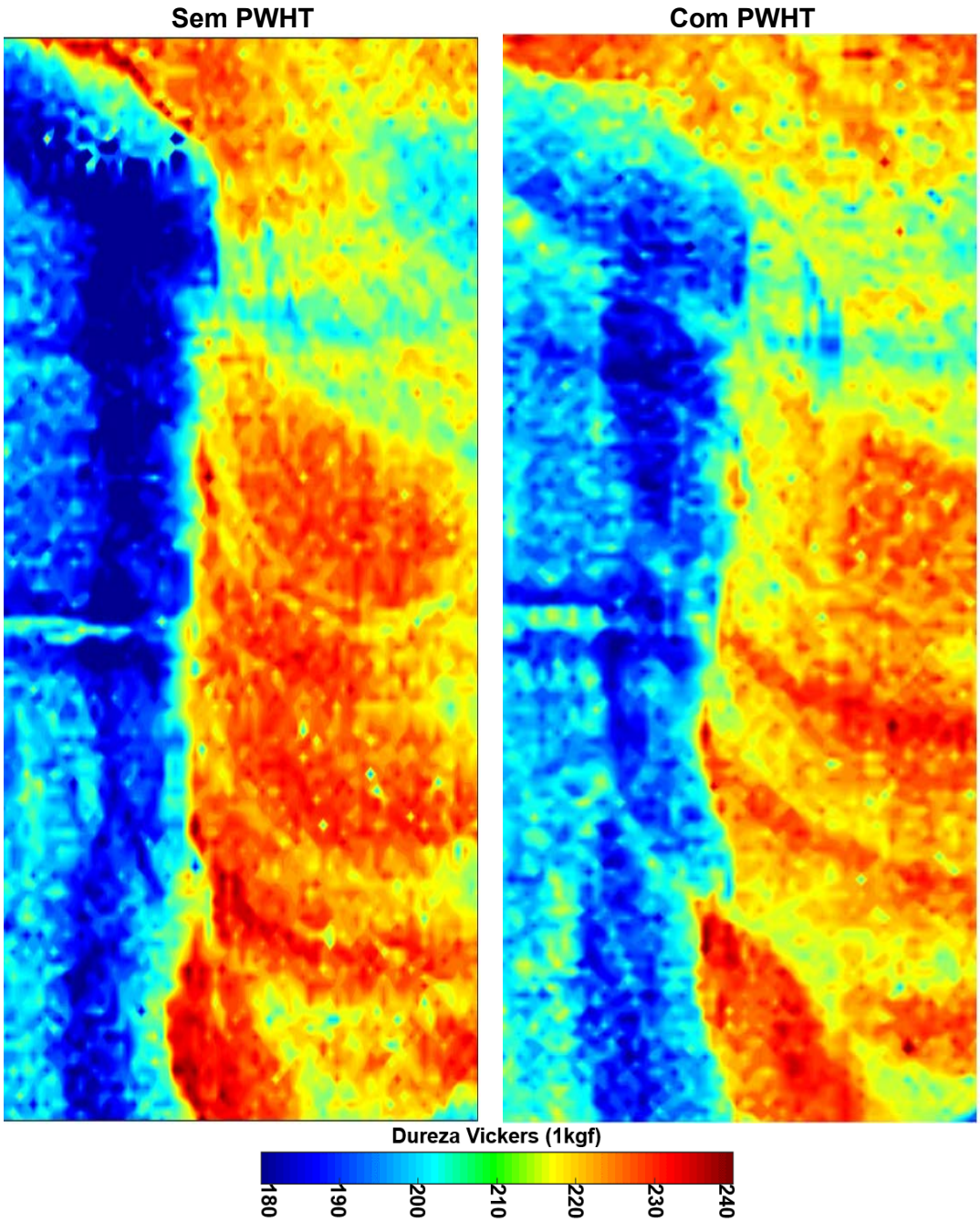


(a) Mapas de dureza.

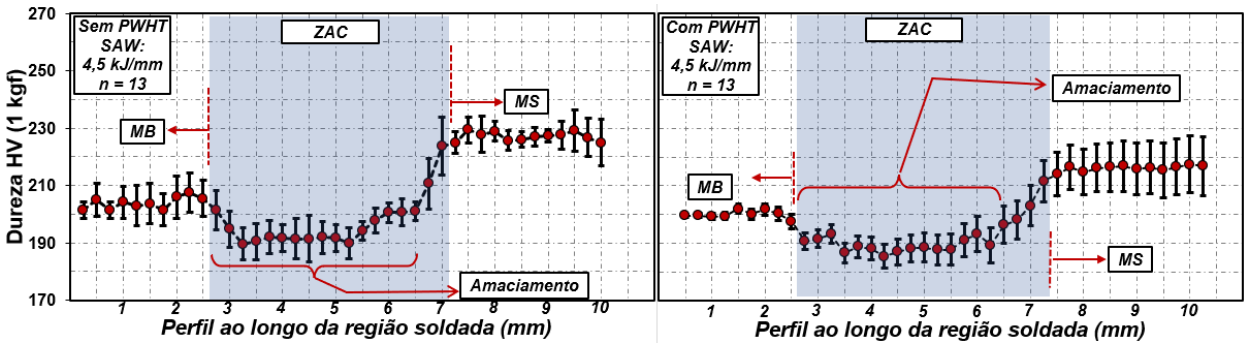


(b) Perfil de dureza Vickers (carga 1 kgf) extraídos a ¼ da espessura e ao longo do MB/ZAC/MS dos mapas apresentados em (a).

Figura 5.33 - Resultados de dureza realizados na escala Vickers com carga de 1 kgf nas juntas FCAW.



(a) Mapa de dureza.



(b) Perfil de dureza Vickers (carga 1 kgf) extraídos a ¼ da espessura e ao longo do MB/ZAC/MS dos mapas apresentados em (a).

Figura 5.34 - Resultados de dureza realizados na escala Vickers com carga de 1 kgf nas juntas SAW.

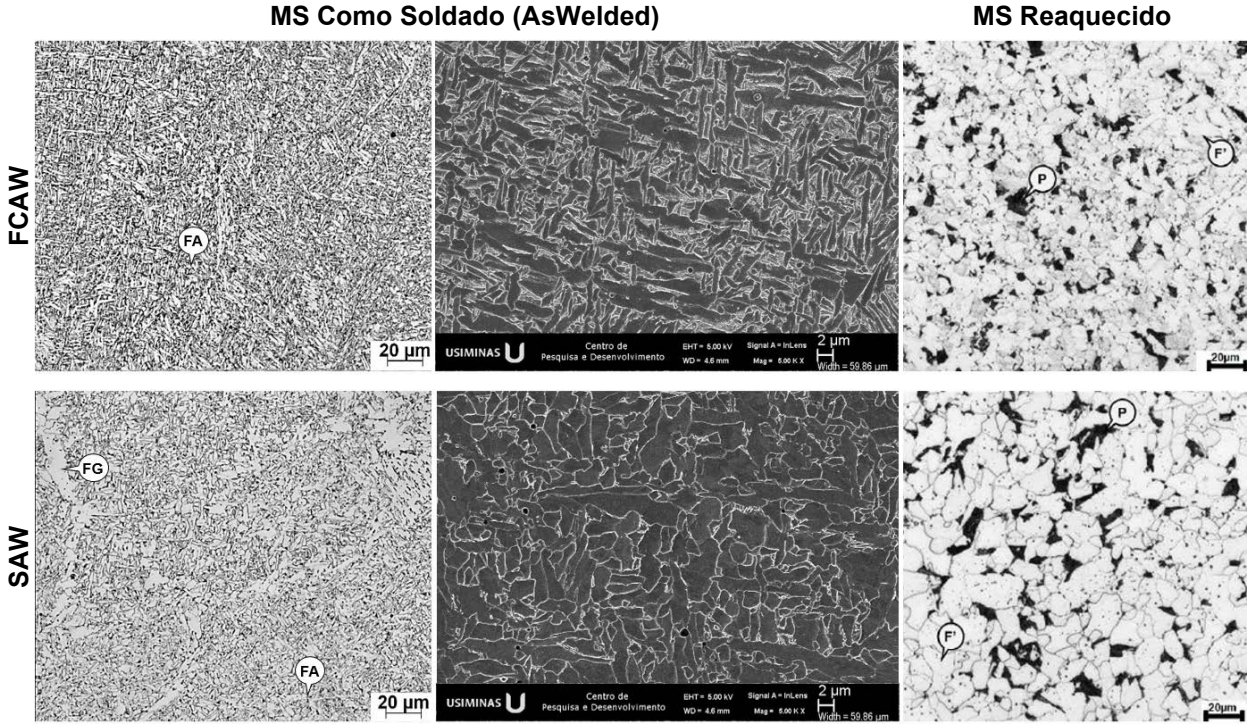
5.3.3. Análise microestrutural

Na Figura 5.35 são apresentadas as microestruturas típicas do MS das duas juntas soldadas. A identificação, via microscopia ótica (MO), dos diferentes constituintes da zona fundida foi realizada segundo o sistema de classificação do Instituto Internacional de Soldagem - IIW (1983).

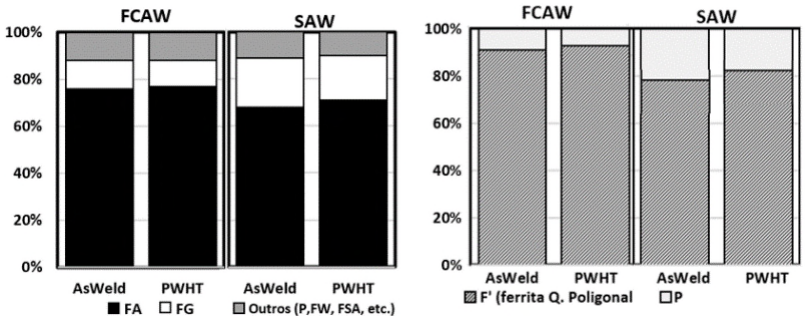
De maneira geral, em termos microestruturais, a região MS das duas juntas, independente da utilização ou não do PWHT, apresentou uma microestrutura predominante de ferrita de contorno de grão (FG), perlita fina (P) e ferrita acicular (FA). Qualitativamente foi observada, para todas as juntas soldadas, uma maior quantidade de FA, com sua típica morfologia de agulhas nucleadas a partir de inclusões (EASTERLING, 1983; KOU, 2003; BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2017), em relação aos demais constituintes. A maior fração de FA é importante para a tenacidade do MS e sua influência positiva se deve, primeiramente, ao tamanho de grão refinado (0,5μm - 5μm). Além disso, a ferrita acicular é caracterizada por uma alta densidade de discordâncias e ausência de formação de macla, o que favorece a uma deformação plástica em vez da clivagem. A ocorrência de clivagem é fortemente reduzida devido aos contornos de grãos de alto ângulo, que retardam a propagação da trinca. De forma geral, percebe-se que o aumento do aporte térmico proporcionou um aumento na proporção de microestruturas mais grosseiras proeutetóide do tipo ferrita de contorno de grão e ferrita poligonal, que se formaram da decomposição da austenita em elevadas temperaturas de transformação (800 – 850°C) favorecidas pelas baixas velocidades de resfriamento dos processos de soldagem com alto aporte térmico. Com o aporte térmico de 4,5 kJ/mm também foi notado que a ferrita acicular, que é benéfica para a tenacidade do metal de solda (EASTERLING, 1983; KOU, 2003; BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2017), apresenta-se mais grosseira, tendo ripas de maior comprimento e mais espessas quando comparada com esse mesmo constituinte obtido na condição de 0,8 kJ/mm. Além disso, observou-se que o consumível empregado no preenchimento da junta FCAW proporcionou uma microestrutura do metal de solda, majoritariamente, composta por ferrita acicular sendo observada, em alguns pontos, uma quantidade insignificante de ferrita proeutetóide, mesmo nas regiões reaquecidas por passes subsequentes. Ambos os materiais de adição apresentam a adição de quantidades significativas de elementos de liga como o manganês, níquel e o molibdênio, os quais proporcionam a transformação da austenita em temperaturas mais baixas, especialmente para velocidades de resfriamento elevadas, uma evidência apontada no modelo de *Machine Learning* no item 5.2.2. Esse ‘atraso’ na cinética de transformação, favorece nucleação heterogênea de constituintes aciculares heterogeneamente em detrimento a formação de constituintes formados em temperaturas mais elevadas como a ferrita proeutetóide de contorno de grão. Já as regiões do MS que sofreram aquecimento acima da temperatura Ac_1 devido ao ciclo térmico de passes de solda subsequentes, apresentaram um refinamento da estrutura grosseira do MS, formando ferrita equaxial (F) e perlita fina (P) o que,

normalmente, melhora a tenacidade dessa região especialmente se, antes do reaquecimento intercrítico, essa era composta por constituintes proeutetóide.

Em termos morfológicos, não foram evidenciadas alterações microestruturais, para ambas as juntas, com a utilização do PWHT. Contudo, como já comentado no tópico anterior, esse tratamento térmico pode ter atuado em níveis de precipitação e ou de decomposição de microfases MA o que só poderia ser comprovado através de análises via microscopia de transmissão. Por fim, vale destacar que a microestrutura do cordão de solda é influenciada pela estrutura primária de solidificação, pelo tamanho de grão da austenita prévia, pela distribuição e tipo de inclusões não metálicas, pelo teor dos diferentes elementos de liga e pelo ciclo térmico de soldagem. A alteração de qualquer uma dessas variáveis afetará as demais, tornando a previsão da microestrutura final do MS complexa quando analisada a influência de apenas um desses fatores (EASTERLING, 1983; KOU, 2003; BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2017).



(a) Aspecto microestrutural via MO e MEV.



(b) Fração volumétrica dos constituintes.

Figura 5.35 - Microestrutura via MO e MEV do metal de solda das juntas FCAW e SAW. Ataque nital 4%.

No caso da ZAC, de forma geral, quando comparadas as suas diferentes regiões, observou-se que a microestrutura se apresenta mais grosseira próximo à linha de fusão e à medida que se afasta torna-se mais refinada. A identificação via MO dos diferentes constituintes foi realizada segundo o sistema de classificação do TWI (1984), Tabela 4.11. Por se tratar das regiões nas quais foi verificado as maiores variações microestruturais, em relação a do metal base, na Figura *5.36* e na Figura 5.37 são apresentadas as microestruturas observadas nas regiões intercrítica (ICZAC) e de grãos grosseiros (GGZAC) da ZAC para a junta FCAW e SAW, respectivamente. Não foi apresentado imagens da grãos refinados da ZAC (GRZAC), por se tratar de um local onde foram observados os mesmos constituintes da GGZAC, porém mais refinados.

De forma geral, na GGZAC de ambas as juntas, como esperado observa-se, próximo à linha de fusão, um aumento do grão da austenita prévia (Cy_p) devido à alta temperatura de pico atingida nessa região, acima de 1100 °C, e a presença de microestruturas mais grosseiras e de maior temperatura de transformação. Contudo, essas características apresentam-se mais pronunciada para a junta SAW, as quais foram favorecidas pela menor velocidade de resfriamento proporcionada pelo maior aporte térmico empregados nessa condição.

Para a junta FCAW, na região intercrítica, verificou-se a presença de ferrita proeutetóide intergranular e ferrita com segunda fase (MAC) alinha (FSA) e não alinhada (FSN). Na região de grãos grosseiros (GGZAC) também foi observado constituintes com essas mesmas morfologias, ferrita proeutetóide intergranular e ferrita com segunda fase (MAC) alinhada e não alinhada.

Para a junta SAW, na região intercrítica estão presentes a ferrita proeutetóide intergranular, aparentemente em uma proporção maior quando comparado com a junta FCAW, e a ferrita com segunda fase (MAC) alinhada e não alinhada. Para a GGZAC, além da ferrita proeutetóide intergranular e a ferrita com segunda fase (MAC) alinhada e não alinhada, é possível verificar a presença de ferrita proeutetóide (FP) de contorno de grão (FC) e ferrita de Widmannstätten (FW), constituintes presente em poucos locais ao longo da GGZAC da junta FCAW.

Os constituintes que, qualitativamente, foram mais observados, independentemente do tipo de junta soldada, foram a ferrita com segunda fase (MAC) alinhada e não alinhada. Verificou-se que o aumento do aporte térmico de 0,8 para 4,5 kJ/mm favoreceu a formação de microestruturas mais grosseiras e de mais altas temperaturas de transformação, principalmente os constituintes ferrita proeutetóide intergranular e de contorno de grão, os quais são preferencialmente formados com menores taxas de resfriamento. O aumento do aporte térmico aumentou a temperatura de início de formação da ferrita, permitindo assim um maior crescimento dos componentes microestruturais (BORBA et al. 2016; 2019; QI et al. 2024). No caso da segunda fase (MAC), segundo Alé (1994), podem ser a microfase MA, ou a cementita, ou ambas, porém a sua distinção só é possível através da análise via microscopia eletrônica de transmissão (MET), que não foi utilizada nesse estudo. Segundo Silva (2010) um aumento no aporte térmico provoca um aumento na quantidade dessas microfases na ZAC. No mesmo estudo foi observado que essas

microfases estão preferencialmente no interior do grão austenítico para o aço produzido via resfriamento acelerado. Borba et al.(2020) demonstraram, através de simulação física, que não somente a fração dessa segunda fase, mas a sua distribuição e morfologia também são fatores críticos para a tenacidade ao impacto Charpy-V o que também foi observado por Bertolo et al. (2023). Em análise via EBSD foi comprovado esse fato, sendo detectado MA entre as placas da ferrita com segunda fase e nos contornos dos grãos austeníticos prévios resultados que serão apresentados no item 5.4.2.

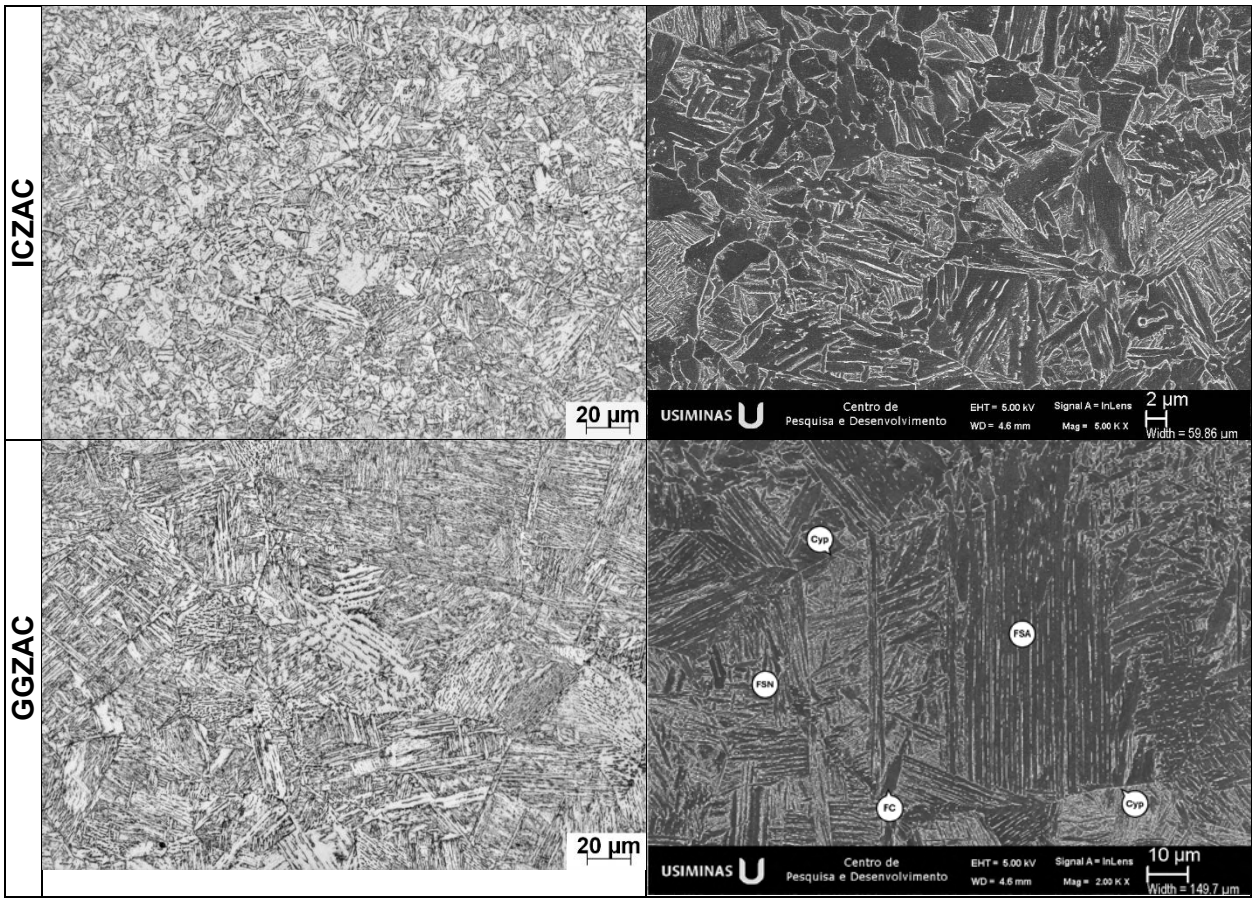


Figura 5.36 - Microestrutura via MO e MEV da ICZAC e GGZAC. Junta FCAW. Ataque nital 4%.

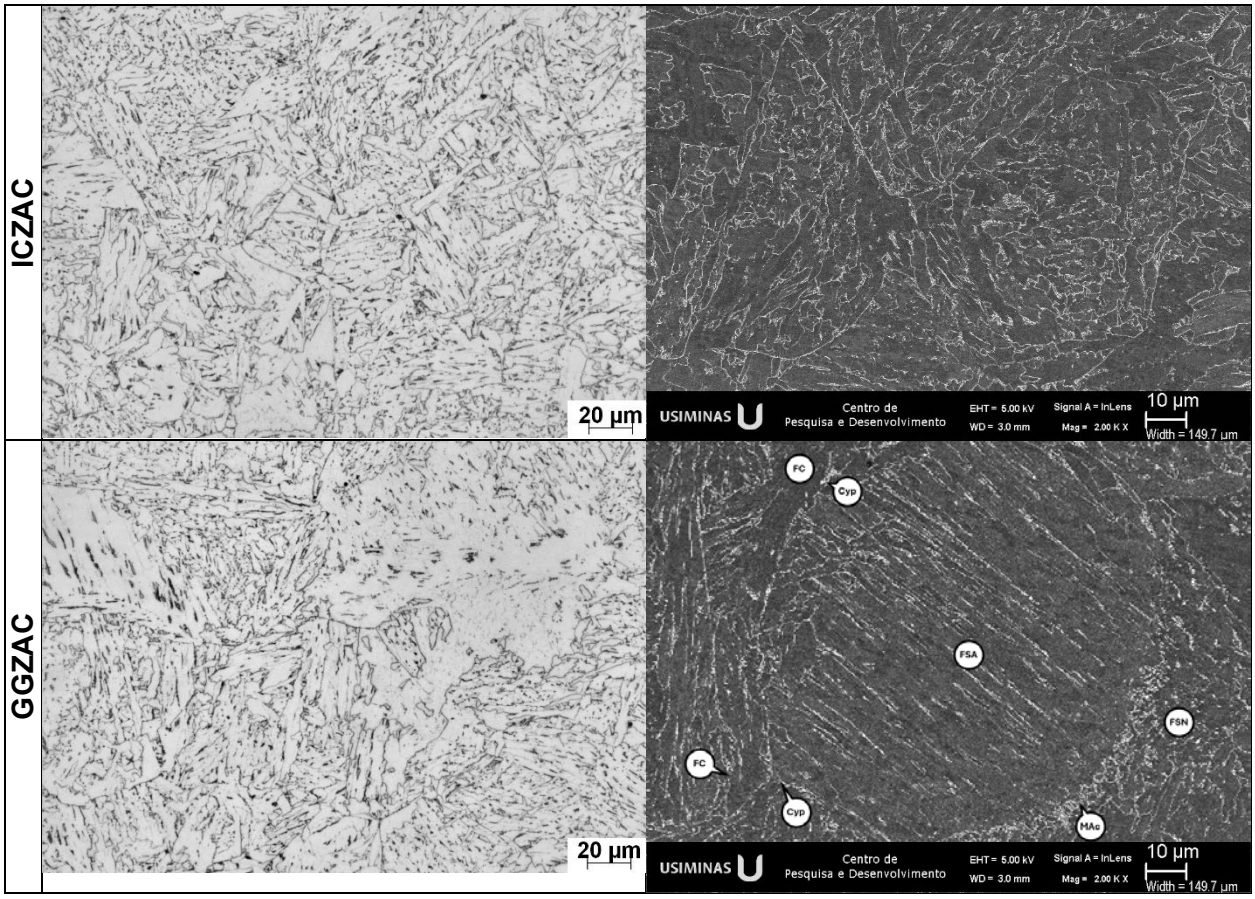


Figura 5.37 - Microestrutura via MO e MEV da ICZAC e GGZAC. Junta SAW. Ataque nital 4%.

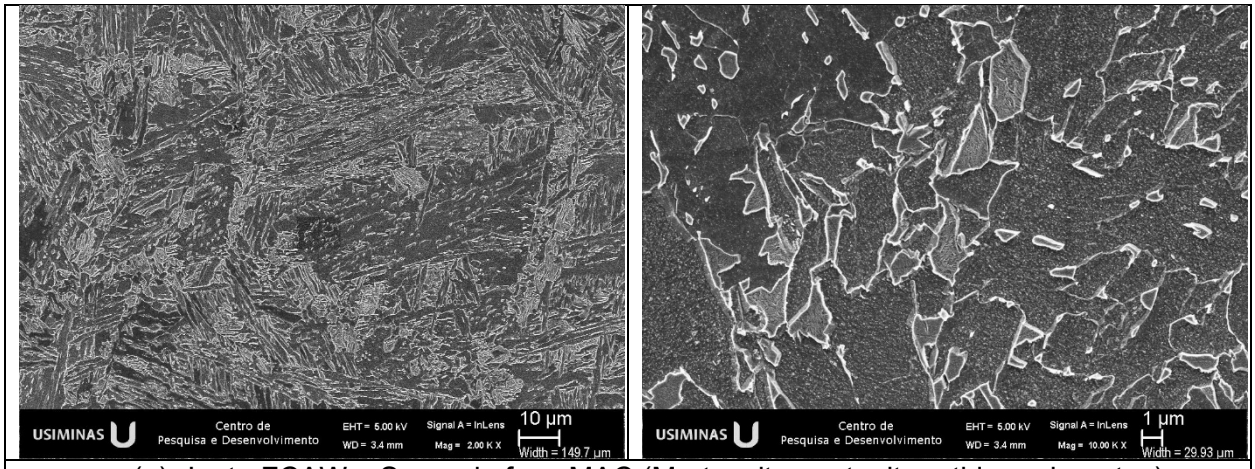
Na Figura 5.38 é apresentado a região de grãos grosseiros reaquecida intercriticamente. Qualitativamente, observou-se que a junta FCAW apresentou uma maior quantidade de MA nessa região, o que está associado à maior quantidade de reaquecimento intercrítico provocado pelo baixo aporte térmico empregado.

Durante o ciclo térmico intercrítico de soldagem ocorre parcial transformação da austenita, particularmente onde elementos gamagênicos como Mn e C estão segregados na microestrutura inicial. Durante o resfriamento, essas regiões de alto carbono transformam-se em perlita/bainita ou em constituintes MA, dependendo da temperabilidade da austenita e da taxa de resfriamento. Para os aços TMCP a região de menor tenacidade à fratura determinada através do parâmetro CTOD da ZAC tem sido apontada como sendo a GGZAC reaquecida intercriticamente (entre Ac1 e Ac3) e esse fato está associado a presença do constituinte MA (OKADA et al., 1994; SILVA, 2010; BORBA, 2019a; FU et al., 2022; BERTOLO et al., 2023; LI et al., 2024(a,b)). Os “piores” resultados de tenacidade desse trabalho, que serão apresentados a seguir, foram, de fato, observados na junta FCAW a qual apresentou uma maior quantidade de regiões da ZAC reaquecidas por passes subsequentes.

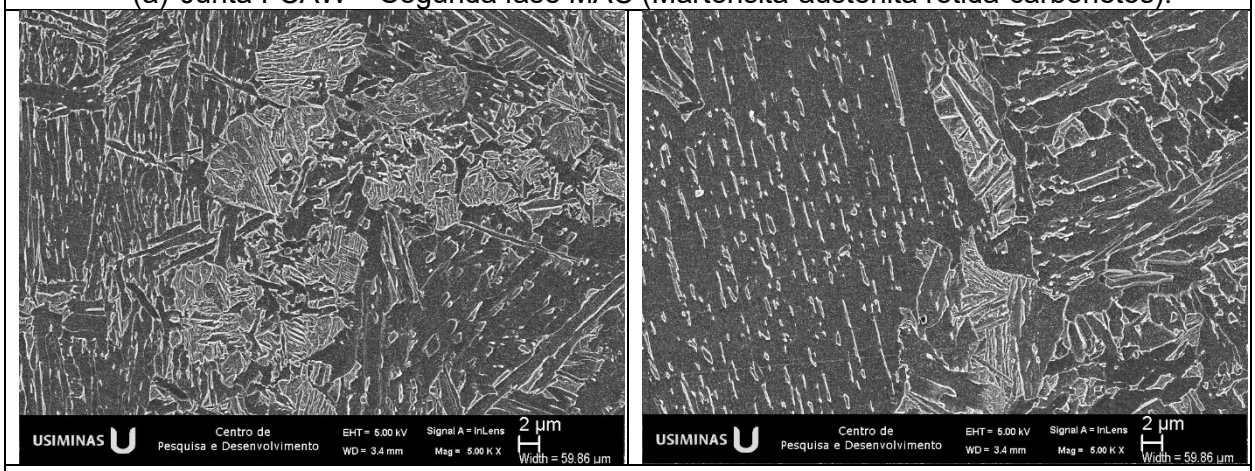
Entretanto, é também conhecido que a perda de tenacidade à fratura da ZAC não é somente devido à presença dos MA, mas à sua distribuição e morfologia, bem como à microestrutura da matriz. O mesmo pode se originar de forma alonga entre as placas de ferrita com segunda fase

alinhada ou não alinhada, e/ou nos contornos de grãos da austenita prévia ou associada a ferrita proeutetóide (LEE et al., 1992; ALÉ, 1994). Segundo Yang et al. (2019), a tenacidade a fratura de GGZAC simulada de aços de alta resistência é extremamente sensível a presença do constituinte MA, porém, somente aqueles constituintes grosseiros de elevada razão de aspecto são os maiores responsáveis para a redução da tenacidade. O principal efeito adverso do constituinte MA na tenacidade dependerá da sua fração volumétrica, do seu tamanho e da sua distribuição, e está associada a vários fenômenos como microtrincas na matriz adjacente ou no próprio MA, ao aumento de tensões residuais ou concentrador de tensões (OKADA et al., 1994; SILVA, 2010; BORBA, 2019a; FU et al., 2022; BERTOLO et al., 2023; LI et al., 2024(a,b)).

Ainda nesse estudo, devido a importância desse tema, especialmente para a soldabilidade dos aços TMCP, será apresentado, no item 5.4.2, o efeito do reaquecimento intercrítico da GGZAC na formação dos constituintes MA. Para um maior controle e monitoramento das transformações microestruturais, essa investigação foi realizada através da simulação física dos ciclos térmicos de soldagem sendo a avaliação do MA realizada através de análise via EBSD.



(a) Junta FCAW – Segunda fase MAC (Martensita-austenita retida-carbonetos).



(b) Junta SAW – Segunda fase MAC (Martensita-austenita retida-carbonetos).

Figura 5.38 - Microestrutura via MEV da região de grão grosseiros da ZAC reaquecida intercriticamente por passe subsequente evidenciando a segunda fase (MAC). Ataque nital 4%.

5.3.4. Ensaio de tração

Os resultados obtidos nos ensaios de tração realizados em CPs retangulares amostrados transversalmente ao cordão de solda podem ser observados na Tabela 5.11. Conforme as normas de qualificação de componentes soldados (AWS D1.1, 2020; ASME, 2023), o único requisito especificado para as juntas soldadas no ensaio de tração é que o limite de resistência atenda aos valores especificados para o metal base o que, para o caso do aço API X80, corresponde à faixa de 630 MPa a 770 MPa.

Com base na Tabela 5.11, observa-se que os valores de limite de resistência obtidos no ensaio de tração de todos os CPs avaliados situaram-se dentro da faixa especificada. Nota-se que os procedimentos de soldagem empregados foram adequados, gerando juntas isentas de descontinuidades uma vez que todos os CPs romperam fora do cordão de solda e com superfície de fratura sem evidência da presença de defeitos. A fratura ocorrendo no MB também ratifica que os consumíveis não influenciaram na resistência mecânica das juntas soldadas, considerando-os como *overmatching*, colaborando com os resultados de dureza apresentados no item anterior. Além disso, a região de fratura ocorreu distante do cordão de solda, indicando que a região de amaciamento, especialmente para a junta SAW, não comprometeu a performance das juntas. Por fim, também é possível verificar que a aplicação do PWHT não afetou a propriedade em tração das juntas soldadas não sendo verificado diferenças significativas entre os valores de limite de resistência obtidos.

Tabela 5.11 - Resultados obtidos nos ensaios de tração das juntas soldadas.

Junta	Condição	CP1	CP2	Local da Fratura
FCAW	Sem PHWT	664	662	Metal Base
	Após PWHT	675	662	Metal Base
SAW	Sem PHWT	667	669	Metal Base
	Após PWHT	665	680	Metal Base
Especificação do Limite de Resistência API X80: 630 – 770 MPa				

5.3.5. Ensaio de impacto Charpy-V

Nos anexos X e XI são apresentados, graficamente, todos os resultados do ensaio de impacto Charpy-V obtidos para as diferentes temperaturas, condições de soldagem, posição do entalhe e aplicação ou não do PWHT. Devido à quantidade elevada de resultados obtidos, será dado enfoque nos efeitos do processo de soldagem e do PWHT na tenacidade ao impacto das diferentes regiões amostras nas juntas soldadas do aço API X80.

Um dos requisitos de soldabilidade para a aplicação do aço em avaliação na fabricação de componentes *offshore* é satisfazer os requisitos de impacto Charpy-V especificados para o metal base (50 J a -30°C). Nesse sentido, a norma APIRP2Z (2005) recomenda a retirada de corpos de prova a ¼ (Face) e a ¾ (Raiz) da espessura, com entalhes posicionados do lado reto do

chanfro de forma a amostrar: (i) o metal de solda (MS) a 4 mm da linha de fusão (LF); (ii) a região de grãos grosseiros (GG) o mais próximo possível da LF e; (iii) a interface entre o final da ZAC e o MB (MB/ZAC). Na Figura 5.39 são apresentados esses resultados (média e desvio padrão de três valores).

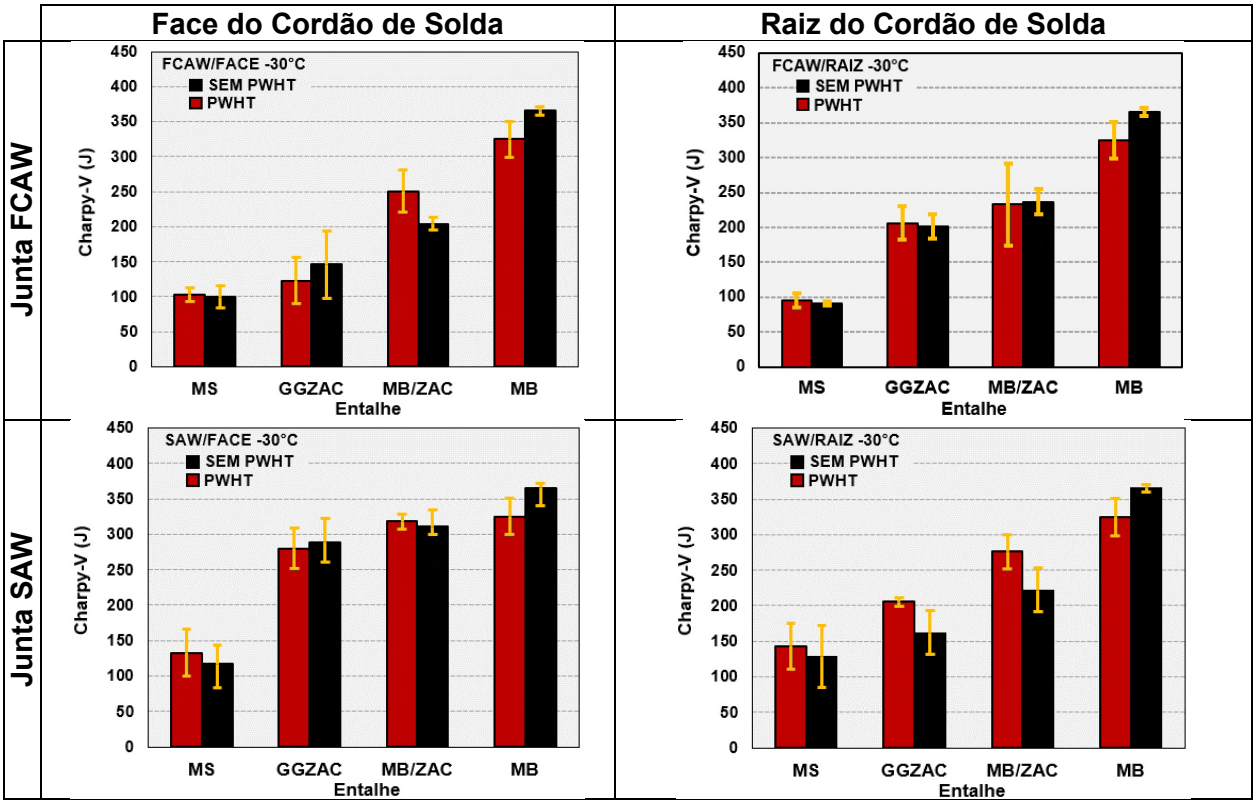


Figura 5.39 - Resultado do ensaio de impacto Charpy-V realizado na temperatura de -30°C em CPs amostrados na face e na raiz das juntas FCAW e SAW, com entalhes posicionados no MS, na GGZAC e no final da ZAC (MB/ZAC), com e sem a utilização de PHWT

Todos os resultados, independentemente do tipo de junta soldada, posição do entalhe e da aplicação ou não do PWHT foram superiores ao mínimo especificado para os materiais avaliados. Todos os CPs com entalhe no MS também foram superiores a 50J, comprovando que a combinação de consumíveis utilizada é apropriada para a união do aço API X80 quando aplicados os respectivos parâmetros de soldagem avaliados. Pode-se dizer que os bons valores observados no MS foram em função da maior fração de FA em relação à FG e FP, evidenciada na seção anterior. Embora o MS da junta SAW apresente valores médios superiores aos da junta FCAW, estatisticamente, devido ao maior desvio padrão encontrado nesta junta, não é possível afirmar que há diferenças significativas entre as duas condições.

De modo geral, os CPs amostrados na ZAC da junta soldada FCAW apresentaram menores valores médios de energia quando comparados com os resultados obtidos para os CPs

amostrados na junta soldada SAW. Os resultados de ensaio Charpy-V realizado em juntas soldadas geralmente apresentam uma certa dispersão, em função da sua natureza heterogênea, devido à amostragem de diferentes regiões como ZAC, MB e MS ao longo do entalhe de um mesmo CP, principalmente no caso daqueles amostrados próximos da linha de fusão. Na Figura *5.40* é possível observar que os CPs avaliados nesse trabalho amostram frações distintas de diferentes regiões e, especialmente para a junta FCAW, verifica-se que o entalhe está posicionado em locais de grande sobreposição de passes, gerando uma ZAC com várias regiões reaquecidas que, como já relatado anteriormente, potencializam a redução da tenacidade. Segundo PISARSKI e KUDOH (1987), a energia absorvida em CPs Charpy-V com uma distribuição heterogênea de microestruturas ao longo do entalhe é dominada pela região de menor tenacidade, quando esta ocupa mais de 25% do entalhe. Um outro fator, e isso diz respeito a todos os CPs de Charpy-V, está associado à pouca agudez do entalhe, sendo um teste pouco sensível às diferentes zonas da ZAC (IMAI, 2008; ANDERSON, 2017).

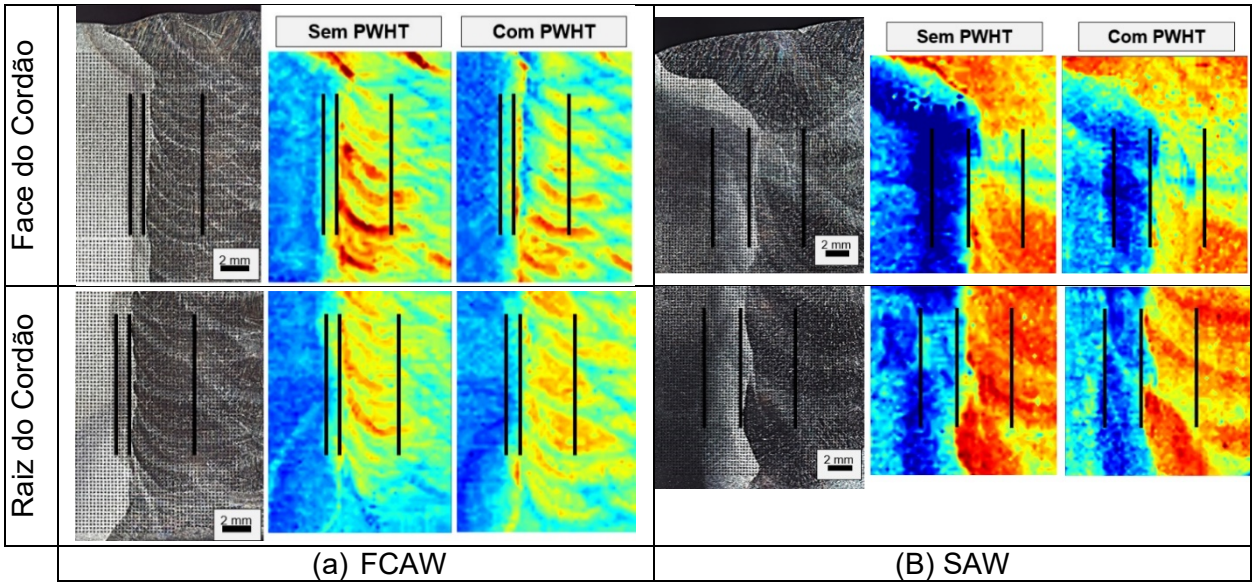
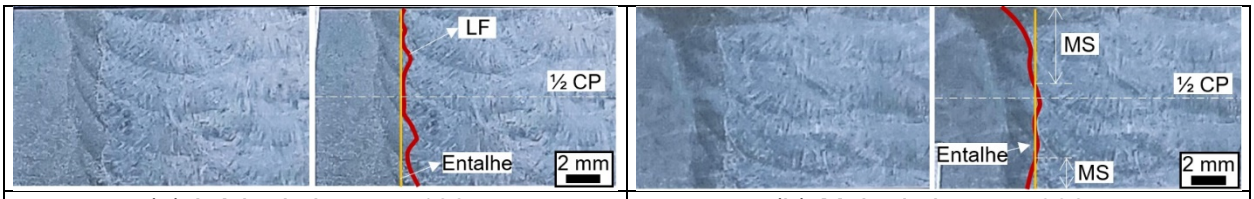


Figura 5.40 - Ilustração do posicionamento dos entalhes na macrografia e nos mapas de dureza para ambas a juntas soldadas, na face e na raiz do cordão e na condição com e sem PWHT. Posição do entalhe da esquerda para a direita: MB/ZAC, GG e MS.

Para a realização desse trabalho, foi necessária a confecção de 360 CPs de Charpy-V amostrados ao longo do cordão de solda, de aproximadamente 800 mm, de duas juntas FCAW e duas juntas SAW. Apesar de terem sido utilizados processos mecanizados para a confecção de tais juntas, durante a deposição dos passes ocorrem variações que propiciam uma maior penetração em algumas regiões (maior limpeza em alguns locais ao longo do comprimento) e em outras um maior ataque das paredes do chanfro (normalmente associadas a eventuais desalinhamentos do deslocamento da tocha). Na Figura 5.41 é apresentada a macrografia de CPs de Charpy-V amostrados na GGZAC de uma mesma junta, porém, em locais diferentes ao

longo do comprimento do cordão de solda. Esses são fatores macroscópicos que ofuscam qualquer outro fator relacionado à tenacidade global do componente soldado. Nesse sentido, efeitos microestruturais ou cristalográficos na tenacidade deverão ser avaliados individualmente. Porém, foi possível verificar algumas tendências e essas serão discutidas a seguir.



(a) Início da junta: ~ 100 mm. (b) Meio da junta: ~ 330 mm.

Figura 5.41 - Variação da linearidade da linha de fusão ao longo da junta FCAW.

Na Figura 5.42 e na Figura 5.43 são apresentados os valores médios de energia absorvida e os respectivos desvios padrão de todos os CPs em função da temperatura de ensaio. Independente do posicionamento do entalhe, todos os resultados da junta SAW apresentaram valores superiores de tenacidade em comparação aos da junta FCAW. Como será apresentado a seguir, esse fato foi atribuído a uma menor amostragem do entalhe em regiões de menor tenacidade, como a região de grãos grosseiros e grãos grosseiros reaquecida por ciclos térmicos subsequentes. Um outro fato que pode ter contribuído para os melhores resultados da junta SAW está associado aos menores valores de dureza observados no cordão de solda e na ZAC devido ao maior aporte térmico empregado na sua soldagem. A presença de regiões amaciadas ao longo do comprimento do entalhe Charpy-V, pode favorecer a redução do estado triaxial de tensões na ponta da trinca, potencializando a deformação plástica durante a nucleação de uma eventual fratura e contribuindo positivamente para a sua tenacidade. Ainda para os CPs amostrados na GGZAC, nada pode-se dizer com relação ao efeito do PWHT na sua tenacidade, em função dos desvios padrão não permitirem inferir que há diferença entre as médias. Contudo, para as demais regiões, MS e MB/ZAC, percebe-se uma certa tendência de favorecimento da média com a aplicação do PWHT, especialmente para as menores temperaturas. Uma vez que não foram observadas alterações microestruturais, para ambas as juntas, com a utilização do PWHT, acredita-se que esse tratamento térmico, além do alívio de tensões gerados durante a soldagem, pode ter proporcionado a esferoidização e coalescimento de carbonetos alongados e/ou recristalização/recuperação da ferrita através do movimento e cancelamento das deslocações, além de propiciar a decomposição de eventuais microfases MA em ferrita e carbonetos. Todos esses fatores favorecem a tenacidade, porém, só poderiam ser comprovados através da realização de análises via microscopia de transmissão.

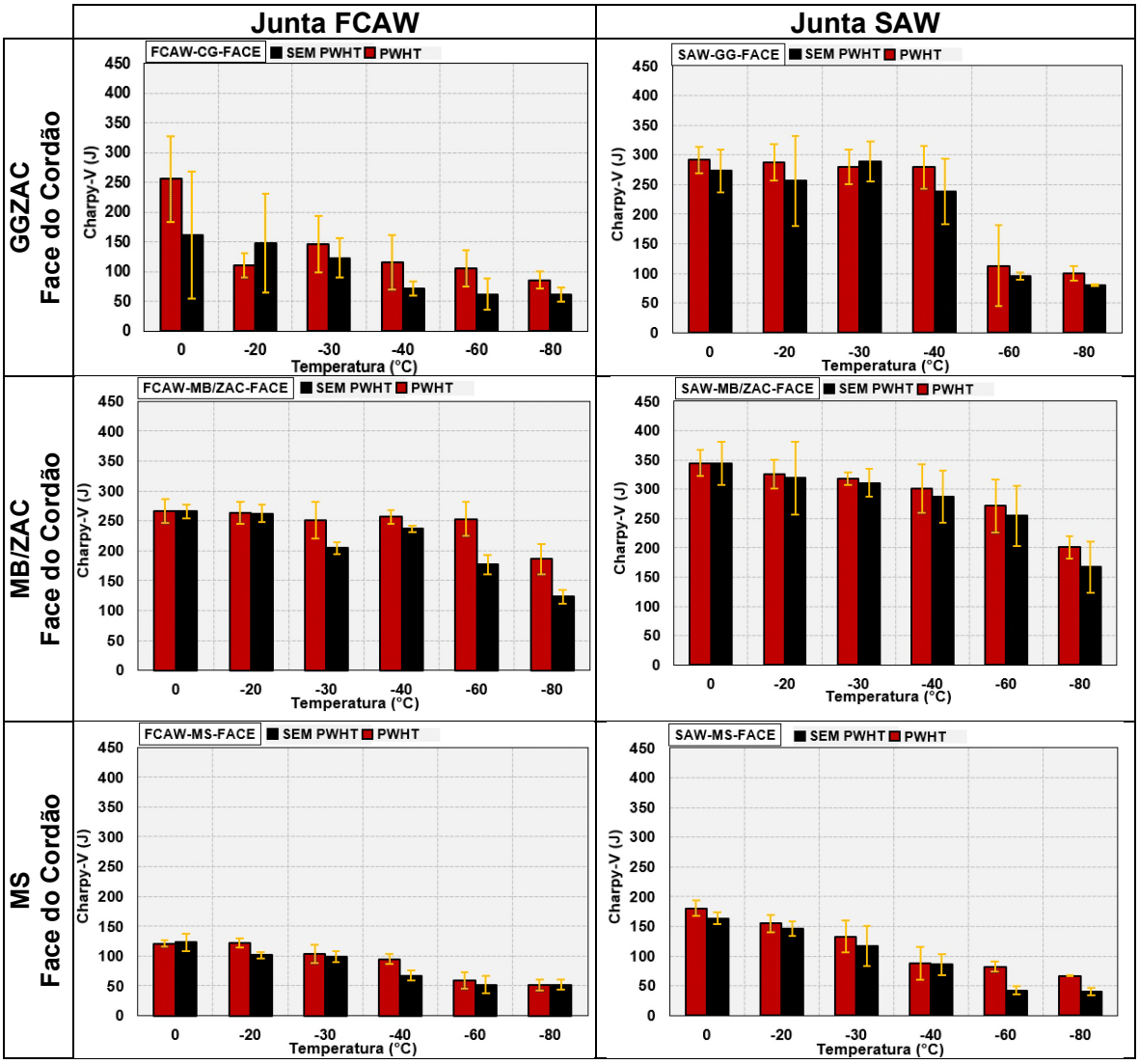


Figura 5.42 - Resultado do ensaio de impacto Charpy-V realizado com diferentes temperaturas em CPs amostradas na face das juntas FCAW e SAW, com entalhes posicionados no MS, na GGZAC e no final da ZAC (MB/ZAC), com e sem a utilização de PHWT. Para cada temperatura de cada condição foram ensaiados três CPs.

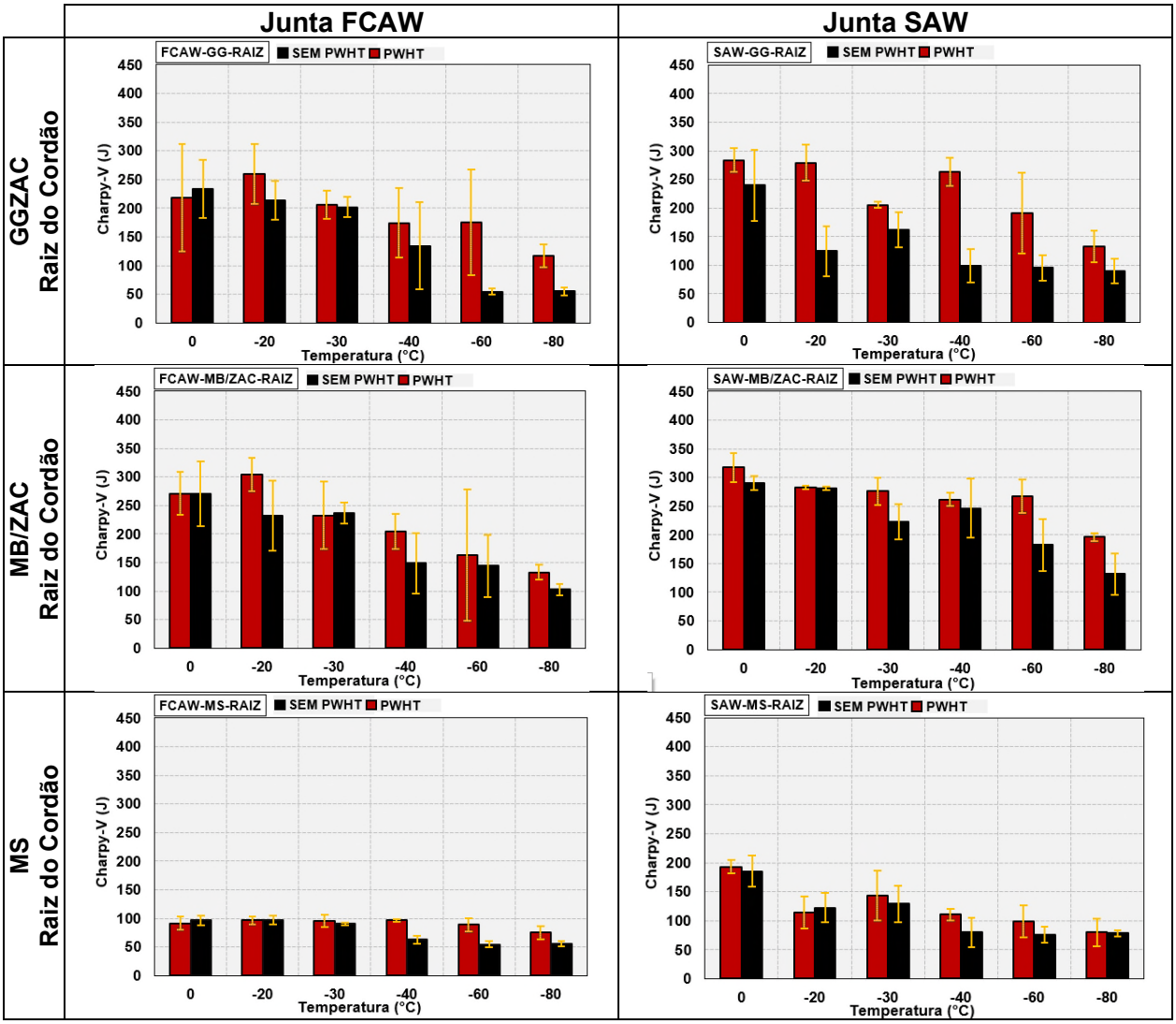


Figura 5.43 - Resultado do ensaio de impacto Charpy-V realizado com diferentes temperaturas em CPs amostradas na raiz das juntas FCAW e SAW, com entalhes posicionados no MS, na GGZAC e no final da ZAC (MB/ZAC), com e sem a utilização de PHWT. Para cada temperatura de cada condição foram ensaiados três CPs.

A interpolação dos dados para as curvas de transição foi realizada através de uma FTH (TONG et al., 2018) comumente empregada nesse tipo de ajuste por apresentar uma boa correlação entre a energia absorvida e a temperatura de ensaio. Foi observado que os resíduos gerados durante a regressão foram elevados indicando uma baixa adesão do modelo para a predição da temperatura de transição. Essa impossibilidade foi atribuída à natureza heterogênea da amostragem do entalhe, que está sujeito a constantes alterações ao longo do cordão de uma junta soldada propiciando uma elevada dispersão dos resultados. Um outro ponto está associado ao PI. Da mesma forma para o metal base, para a ZAC (GG e MB/ZAC) e o MS não foi possível determinar as energias dos patamares inferiores não sendo os dados “consistentes” para a o ajuste FTH e, dessa forma, a detecção adequada (baixa dispersão) da temperatura de transição dúctil-frágil. Além disso, diferentemente do MB, não foi utilizado dados da literatura como estimativa para o PI. Isso se deve ao fato de que a ZAC é diretamente dependente dos

parâmetros de soldagem sendo as suas características/propriedades particulares de cada estudos.

Apesar desse fato, por caráter informativo, na Figura *5.44* são apresentados os resultados das curvas de transição para a GGZAC ajustada através de uma FTH. Na Tabela *5.12* são listados os principais parâmetros da FTH obtidos através dos dados experimentais disponíveis. Como esperado, as curvas apresentam uma clara transição entre a condição de fratura dúctil para a frágil com o decrescimento da temperatura.

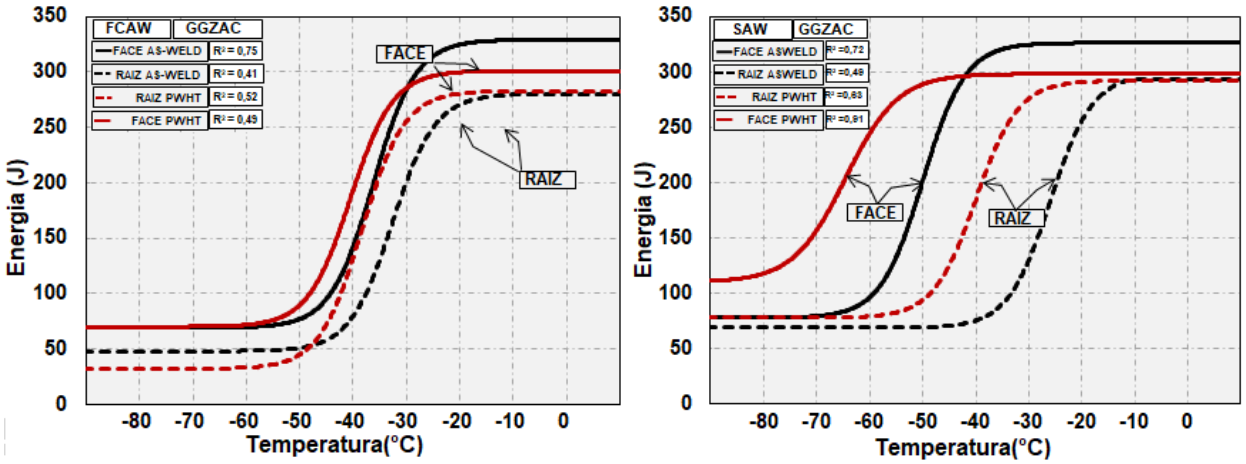
Comparando o patamar superior do metal base apresentado na Tabela *5.5* com os da Tabela *5.12* verificou-se cerca de 14% de queda no PS. Na curva dos CPs amostrados na face do cordão de solda FCAW e sem aplicação do PWHT verifica-se uma absorção de energia de 328 J no patamar superior (PS), com um valor de R^2 de 0,75, indicando boa correlação com os dados experimentais. A temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) ocorre em torno de -26°C, conforme a tabela. Contudo, a aplicação de PWHT para esses CPs propicia uma "ligeira" redução do PS para 301 J, mas desloca a TTDF para -31°C, mostrando que o tratamento melhora a resistência à fratura em temperaturas mais baixas.

Da mesma forma, as curvas das juntas SAW apresentam uma performance similar ao verificado para as juntas FCAW, com 325 J no PS e uma TTDF em -40°C, indicando uma transição mais suave e em temperatura mais baixa do que no FCAW. Especificamente para os CPs amostrados na face do cordão, observa-se que o processo SAW supera o FCAW, com o PS em 298 J e a TTDF caindo para -54°C, reforçando o impacto positivo do PWHT.

Agora analisando os CPs amostrados na raiz da junta FCAW, quando comparado com os resultados da face, constatou-se que o PS apresenta menores valores e com TTDF ocorrendo em temperaturas maiores. Para esse processo de soldagem, o PWHT aumenta ligeiramente o PS e reduz a TTDF, confirmando que o tratamento térmico melhora a tenacidade ao impacto da ZAC. No caso do processo SAW, o efeito da região analisada pelos CPs de Charpy-V ainda é mais significativo, sendo evidente a maior tenacidade da face do cordão em relação a raiz. Da mesma forma, para essas juntas soldadas, o PWHT mostrou-se efetivo na redução da TTDF.

As maiores temperaturas de transição observadas nos CPs amostrados próximos ao cordão das juntas FCAW estão associadas a natureza heterogênea dessa região, onde a energia absorção é dominada pela região de menor tenacidade, fato discutido nos resultados anteriores. Por esse motivo, os resultados apresentam uma grande dispersão, especialmente na junta FCAW, devido à presença de diferentes regiões dentro do mesmo CP (MB, ZAC e MS), o que reflete nos valores de desvio padrão nos patamares superiores e inferiores e prejudicando o ajuste das curvas FTH, o que é representado pelos baixos valores de R^2. Esse fato está alinhado com o trabalho de Wallin (2023), que avaliou ajustes de curvas de transição Charpy-V com diferentes distribuições estatísticas e observou que as zonas soldadas exibem alta variabilidade, comprometendo a predição da TTDF.

Para as juntas SAW, o valor de R^2 da curva face com PWHT (0,91) é notavelmente melhor em comparação aos resultados da curva dessa mesma região da junta FCAW (0,49). Isso reflete um melhor ajuste entre os dados experimentais e o modelo FTH para a TTDF das juntas SAW, sugerindo que os dados de transição neste processo são mais consistentes. Contudo, vale destacar que esses resultados não, necessariamente, estão associados especificamente a fenômenos metalúrgicos, mas sim ao posicionamento correto do entalhe nas diferentes regiões da zona afetada pelo calor. A correlação entre constituintes microestruturais transformados durante um determinado ciclo térmico de soldagem e a tenacidade do material é realizado de forma mais controlada através de simulação física, metodologia que será explorada a seguir nesse trabalho.



(a) GGZAC – FCAW. (b) GGZAC – SAW.

Figura 5.44 - Curvas de transição para a GGZAC ajustada via função tangente hiperbólica.

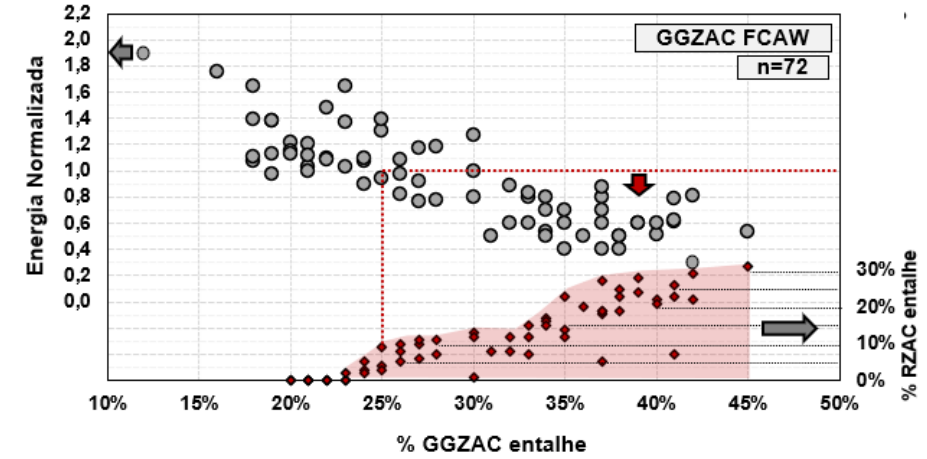
Tabela 5.12 - Parâmetros do ajuste hiperbólico.

Condição			PS (J)	PI (J)	A (J)	B (J)	TTDF (°C)	C (°C)	R^2
FCAW	As-Welded	Face	328±11	69±10	198	129	-36±3	9	0,75
		Raiz	281±39	48±31	165	117	-32±19	8	0,41
	PWHT	Face	301±27	70±21	185	115	-41±18	8	0,49
		Raiz	282±27	32±18	157	125	-39±17	7	0,52
SAW	As-Welded	Face	325±17	78±21	201	123	-50±3	9	0,72
		Raiz	293±27	69±26	181	112	-29±19	8	0.49
	PWHT	Face	298±7	111±14	204	93	-64±5	11	0,91
		Raiz	291±36	78±7	185	107	-40±7	9	0,63

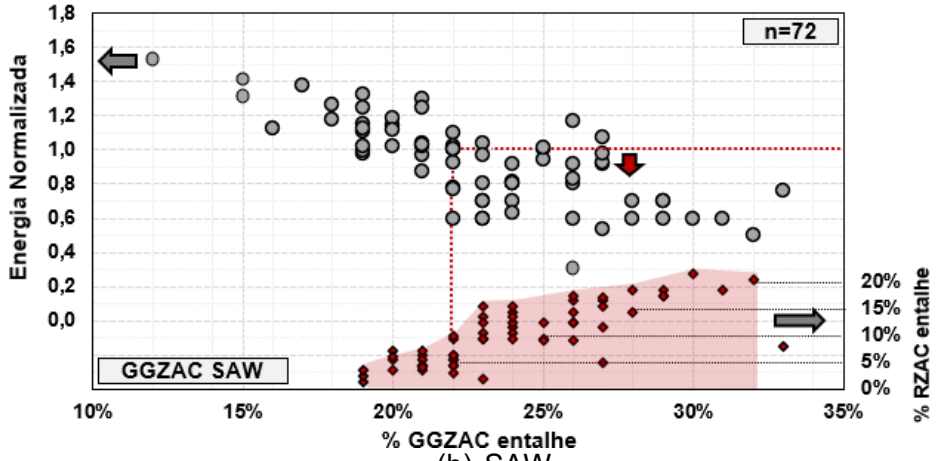
PS: patamar superior (dados experimentais); PI: patamar inferior (referência da literatura); TTDF: temperatura de transição dúctil-frágil. A, B e C: parâmetros de ajuste da função tangente hiperbólica (OLDFIELD, 1975). R^2: coeficiente de determinação aplicado no universo experimental.

Por fim, na Figura 5.45 é apresentado o efeito da presença da região GGZAC ao longo do entalhe em relação aos resultados dos ensaios Charpy-V realizado nos CPs amostrados nessa mesma região. Para “isolar” o efeito da temperatura de ensaio, posição do entalhe (face/raiz) e utilização ou não de PWHT, todos os resultados individuais de energia foram normalizados com a média encontrada para cada temperatura de ensaio. Para a construção desse diagrama, a

quantificação das frações amostradas pelo entalhe foi realizada após a revelação da macroestrutura dessa região com reagente nital 4%. No anexo XII estão apresentados algumas dessas imagens.



(a) FCAW.



(b) SAW.

Figura 5.45 - Efeito da fração das regiões GGZAC e ZAC reaquecida (RZAC) amostradas pelo entalhe na energia de impacto Charpy-V normalizada pelo valor médio para cada temperatura de ensaio

De forma geral, independente da condição de soldagem e da aplicação de PWHT, observa-se uma queda nos valores de tenacidade proporcionalmente ao aumento da quantidade de GGZAC amostrada. Especialmente para a junta FCAW, a deposição de um número elevado de passes, devido à utilização de um baixo aporte térmico, proporcionou a formação de uma ZAC com uma quantidade significativa de regiões reaquecidas (RZAC). Para os CPs com as maiores quedas de tenacidade, observa-se que a fração da GGZAC ao longo do entalhe é superior a 40% em associação com uma quantidade considerável (>15%) de RZAC. O mesmo também ocorre para a junta SAW, porém, as frações amostradas de GGZAC e de RZAC são, respectivamente, cerca de 15% e 10% menores que as encontradas na junta FCAW, justificando, em parte, os maiores valores individuais de tenacidade observados para essa junta. Conforme descrito na literatura (PISARSKI e KUDOH, 1987; BATTE e KIRKWOOD, 1988; OKADA et al., 1994; SILVA, 2010; BORBA, 2019a; FU et al., 2022; LI et al., 2024(a,b)) as regiões RZAC são deletérias à tenacidade

do material por apresentarem uma quantidade significativa do constituinte frágil MA, a qual foi evidência em várias regiões da ZAC da junta FCAW. Portanto, a presença, ao longo do entalhe, de frações elevadas da região GGZAC e RZAC, que apresentam baixa resistência à fratura por clivagem e, portanto, podem ser consideradas como LBZs (FAIRCHILD, 1987), foi o principal fator para a redução da tenacidade ao impacto.

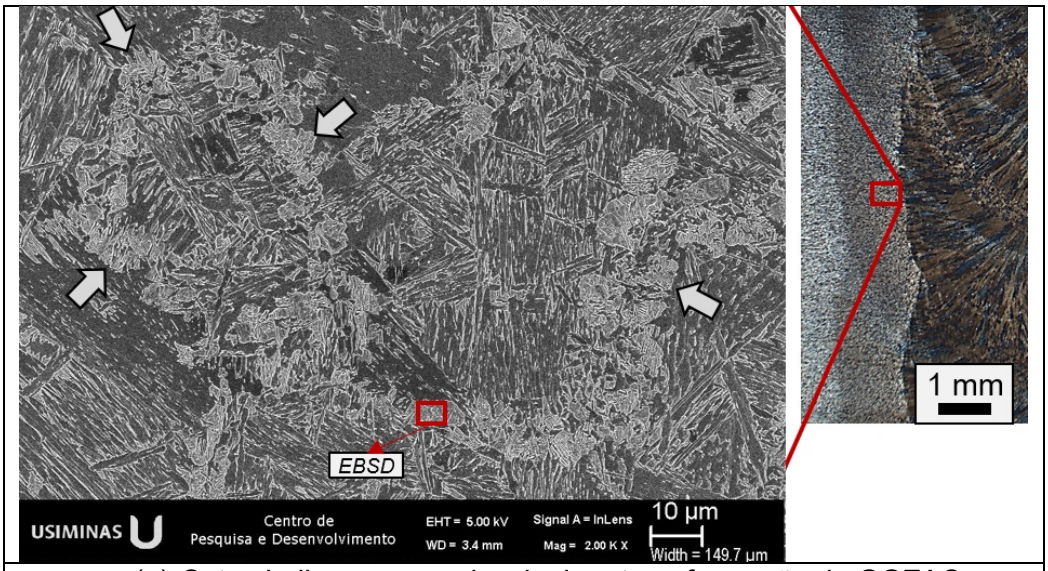
Segundo Zhou et al.(2015) Mohseni (2012) e Mohseni et al.(2014) a presença de partículas grosseiras de MA, especialmente entre as placas de ferrita do constituinte ferrita com segunda fase alinhada, são deletérias à tenacidade de juntas soldadas devido à sua susceptibilidade à fratura. Segundo Fu et al. (2022), os menores valores de energia absorvida observada para os corpos de prova retirados da GGZAC reaquecida estão associados à formação do constituinte MA nos contornos de grãos da austenita prévia (CGy). Na Figura 5.46 é apresentado uma das várias regiões reaquecidas da ZAC da junta FCAW na qual é possível observar que os locais de reaquecimento apresentam uma quantidade significativa de MA (determinada via EBSD). A tenacidade da região GGZAC também é afetada pela presença do constituinte MA, porém, a redução da energia absorvida é menos significativa porque, segundo os autores, o MA está homogeneamente distribuído na matriz e não no CGy, local preferencial para a nucleação de fratura por clivagem.

Quando presente, o constituinte MA potencializa a nucleação de microtrincas na interface com a matriz ferrítica, devido à diferença de dureza entre as duas fases, provocando um estado triaxial de tensões e gerando elevação de tensões na interface entre ferrita e MA. Essas tensões excedem a resistência a fratura por clivagem da matriz ferrítica provocando, dessa forma, a falha com pouca deformação plástica, conforme relatado por Davis e King (1994), Moeinifar, Kokabi e Hosseini (2010, 2011), Mohseni et al. (2014) e Zhou et al. (2015).

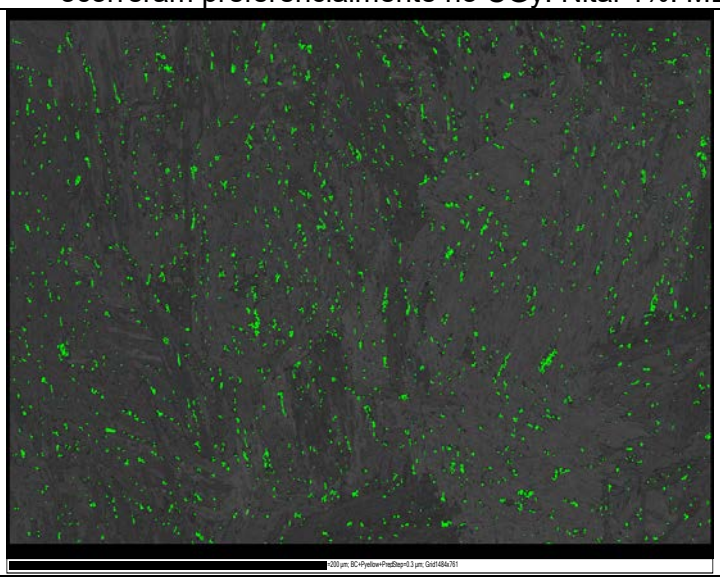
Vale destacar que, quando avaliado o efeito da RZAC na tenacidade ao impacto de CPs amostrados de juntas soldadas reais, que é o caso dessas análises, não é possível determinar se as regiões reaquecidas estão exatamente entre as temperaturas A_{c1} e A_{c3} do aço API X80. Dessa forma, a RZAC compreende um reaquecimento amplo, tanto acima quanto abaixo do campo intercrítico do material não podendo, dessa forma, atribuir esses resultados à região de grãos grosseiros reaquecida intercriticamente (ICGGZAC). O efeito separadamente da ICGGZAC na tenacidade do material, assim como qualquer outra região da ZAC, só pode ser determinado assertivamente se tivermos um volume considerável dessa região amostrado pelo entalhe do CP (seja esse Chapry-V, IZop, CTOD, etc.) o que tem sido possível somente através da simulação física dos ciclos térmicos, o que foi feito nesse trabalho e serão discutidos nos últimos tópicos.

Contudo, mesmo evidenciando que as quedas de tenacidade foram associadas a regiões reaquecidas, um fato inerente da soldagem multipasses, através dos resultados apresentados, é possível concluir que o aço API X80, na espessura de 37,5 mm, soldado com os aportes

térmicos de 0,8 e 4,5 kJ/mm, com e sem a aplicação de tratamento térmico pós-soldagem (PWHT), apresenta características de soldabilidade adequadas aos requisitos da norma APIRP2Z (2005), por apresentar resultados de tenacidade ao impacto Charpy-V válidos e superiores ao mínimo especificado (50J a -30°C). Além disso, apesar dos valores encontrados estarem adequados aos requisitos do MB, vale ressaltar que para esse tipo de aplicação, voltada para estruturas/componentes *offshore*, tanto para a qualificação segundo a APIRP2Z (2005) quanto segundo as normas EN10225 (2009), DNV-OS F101(2000) e API1104 (1999). Nesse caso tanto a DNV OS F101, quanto a API1104, exigem resultados de energia absorvida Charpy-V iguais ou superiores a 34J ensaiados a -30ºC. Nesse sentido, o material em questão apresenta características suficientes para atender tais valores elevados de tenacidade na ZAC das juntas soldadas também segundo esses documentos.



(a) Setas indicam que os locais de retransformação da GGZAC ocorreram preferencialmente no CGy. Nital 4%. MEV.



(b) Análise via EBSD evidenciando locais com a presença de MA (verde).

Figura 5.46 - Região reaquecida da ZAC da junta FCAW evidenciando que o local preferencial de formação do constituinte MA é no CGy.

5.3.6. Ensaio de CTOD

Para a avaliação da tenacidade à fratura de juntas soldadas seguindo os requisitos da pré-qualificação APIRP2Z (2005), foram confeccionados uma série de CPs para o ensaio CTOD, do tipo SE(B), os quais foram retirados transversalmente aos cordões de solda das juntas FCAW e SAW. Devido a sua propensão a ocorrência de alta dispersão, foi ensaiado um maior número de CPs na GGZAC em comparação as demais regiões avaliadas. Na Tabela 5.13 é apresentado a relação de CPs ensaiados e suas respectivas identificações.

Tabela 5.13 - Relação dos CPs de CTOD ensaiados para cada junta soldada.

FCAW – Aporte térmico: 0,8 kJ/mm				**SAW – Aporte térmico: 4,5 kJ/mm**			
Região	**Condição**	**Junta[a]**	**ID CP&D[b]**	**Região**	**Condição**	**Junta[a]**	**ID CP&D[b]**
GGZAC	**Sem PWHT**	F44G	20891-44G	**GGZAC**	**Sem PWHT**	S67G	21048-3
		F61G	20891-61G			S62G	21048-4
		F62G	20891-62G			S66G	21048-5
		F68G	20891-68G			S65G	21048-16
		F45G	20891-45G			S40G	21048-19
		F41G	20891-41G			S50G	21048-20
		F42G	20891-42G			S45G	21048-23
		F47G	20891-47G			S48G	21048-24
	Com PWHT	F17G	20889-17G		**Com PWHT**	S64GPW	21048-9
		F16G	20889-16G			S63GPW	21048-10
		F11G	20889-11G			S61GPW	21048-11
		F18G	20889-18G			S68GPW	21048-12
		F14G	20889-14G			S40GPW	21048-21
		F12G	20889-12G			S50GPW	21048-22
		F13G	20889-13G			S62GPW	21048-25
		F15G	20889-15G			S65GPW	21048-26
MB/ZAC	**Sem PWHT**	F42S	20891-42S	**MB/ZAC**	**Sem PWHT**	S41S	21048-6
		F47S	20891-47S			S45S	21048-7
		F48S	29891-48S			S48S	21048-8
	Com PWHT	F43S	20889-43S		**Com PWHT**	S44SPW	21048-13
		F46S	20889-46S			S42SPW	21048-14
		F49S	29889-49S			S47SPW	21048-15
MS	**Com PWHT**	F13M	29889-13M	**MS**	**Com PWHT**	S43MS	21048-1
		F15M	29889-15M			S46MS	21048-2
		F15M	29889-16M			S46MS	21048-27
	Com PWHT	F19M	29889-19M		**Com PWHT**	S491MS	21048-17
		F20M	29889-20M			S492MS	21048-18
		F20M	29889-21M			S492MS	21048-28
a: F: Junta FCAW; S: Junta SAW; #: posição onde foi amostrado o CP nas diferentes juntas; G: entalhe posicionado na GGZAC; S: entalhe posicionado na MB/ZAC; M/MS: entalhe posicionado no MS.							
b: 20891 e 20889 CPs amostrados na junta FCAW; 21048: CPs amostrados na junta SAW							

Para o atendimento aos requisitos de CTOD, dois critérios devem ser satisfeitos para a validação dos ensaios realizados em juntas soldadas: (i) a trinca de fadiga deve apresentar uma extensão mínima conforme descrito na norma ISO12135 (2021) e; (ii) o entalhe deve amostrar uma certa quantidade da região de grãos grosseiros da ZAC. Nesse sentido, nos próximos itens serão apresentados os resultados dessas validações e na sequência os resultados da curva Carga(P)

vs. CMOD e os valores de CTOD obtidos para cada região. Vale ressaltar que, em função do grande número de resultados, imagens e tabelas gerados durante a execução desse trabalho boa parte dessas informações estão disponíveis nos anexos V, VI, VII e VIII.

a) Validação da pré-trinca de fadiga

Conforme mostrado na Figura 5.47, as amostras apresentaram uma frente de trinca irregular, o que já era esperado por se tratar de CPs retirados de juntas soldadas.



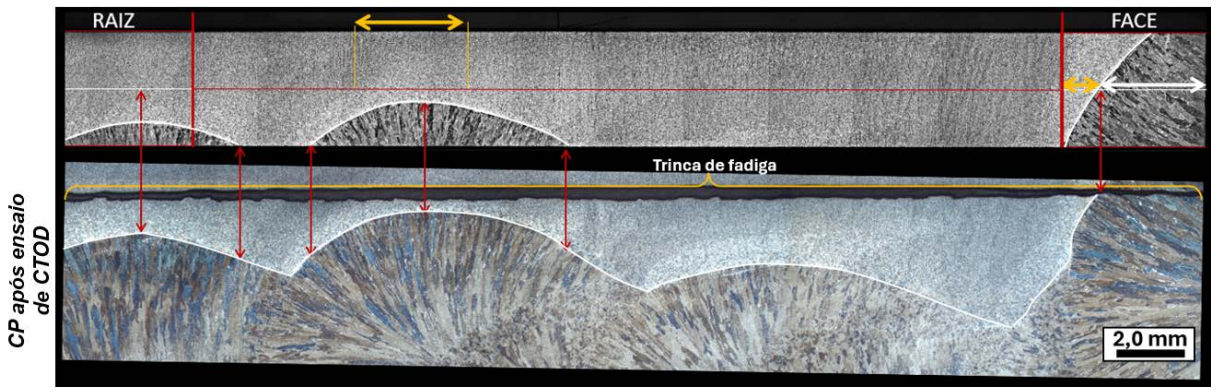
(a) Junta FCAW. Entalhe na linha de fusão (LF). (b) Junta SAW. Entalhe na interface ZAC com MB

Figura 5.47 - CPs com entalhe na ZAC após ensaio de CTOD evidenciando a variação da extensão da trinca de fadiga.

Essa irregularidade está associada a presença de campos de tensões residuais na região do entalhe inerentemente provocados pelos procedimentos de soldagem. Para minimizar esse efeito, antes da realização da pré-trinca de fadiga, foi utilizado o procedimento de compressão lateral, conforme descrito na norma BS-EN-ISO-15653 (2018) e resumidamente apresentado no anexo III, utilizando um cutelo com diâmetro de 14 mm e empregando uma carga de 15,4 kN em duas regiões abaixo do entalhe. Apesar dessas variações, todos os CPs atenderam os requisitos da norma ISO12135 (2021) que, para o material em questão, exigem uma extensão média maior que 1,3 mm e maior que 2,5% da largura do CP e uma relação ao/W entre 0,45 e 0,55. Todas essas medições são apresentadas no anexo V. Vale ressaltar que a maioria dos CPs retirados da junta FCAW apresentou uma extensão da trinca de fadiga menor em comparação aos CPs retirados da junta SAW. Essa diferença, como será apresentado no próximo item, pode estar associada ao posicionamento incorreto do entalhe próximo a linha de fusão e a amostragem de uma menor fração da região de GGZAC dos CPs da junta SAW em comparação ao CPs da junta FCAW. Conforme a literatura (ALÉ, 1994; DONATO, 2008; BORBA et al., 2016,2017), quanto mais próximo o entalhe estiver da linha de fusão, maior será a variação de campos de tensões residuais as quais, por sua vez, afetam a propagação da pré-trinca de fadiga.

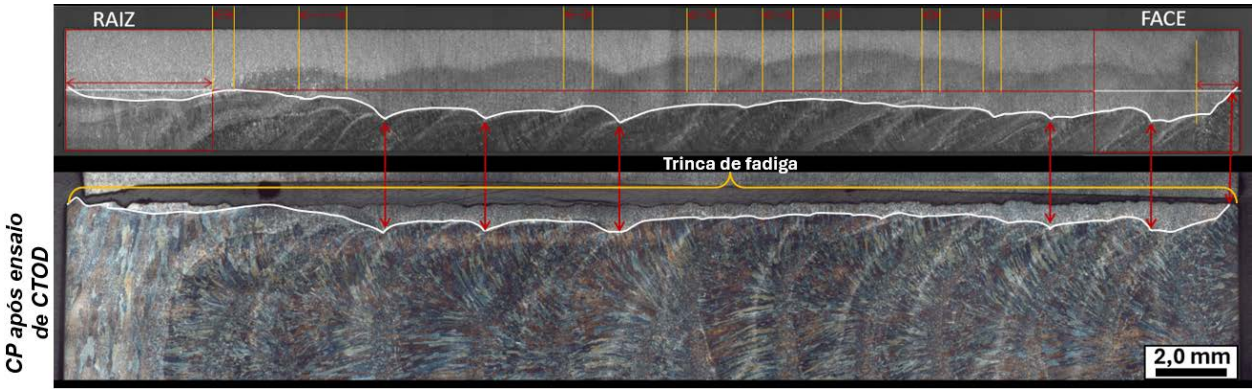
b) Validação da região amostra pelo entalhe

Um outro critério de validação para os ensaios de CTOD exigido pela APIRP2Z (2005) é que os CPs retirados próximos à linha de fusão devem amostrar, no mínimo, 15% da região GGZAC. Essa quantificação deve ser realizada via microscopia óptica, 'desprezando' 12,5% das extremidades do comprimento do entalhe e avaliando os 2/3 (75%) restante do seu comprimento central. Esse procedimento é descrito não somente pela APIRP2Z (2005), mas também nas normas EN10225(2009) e ISO15653 (2018). Porém, seguindo a sugestão dos documentos citados, essa avaliação só é possível após a realização da etapa de pré-trincamento e dobramento dos CPs de CTOD e, caso tal condição não seja atendida, se faz necessário a repetição do ensaio em outro CP, gerando um dispêndio de tempo e recursos laboratoriais e de mão de obra, em função da invalidação do ensaio. Dessa forma, uma alternativa a esse procedimento foi proposta e adotada nesse estudo. Para tal, essa mesma análise foi realizada na porção do CP retirado (sobra) durante a confecção do entalhe por eletroerosão, conforme ilustrado esquematicamente no anexo VI, onde também é possível verificar o aspecto microestrutural e os resultados da medição das regiões amostras ao longo do comprimento do entalhe. Quando comparada com análise da seção transversal à propagação da trinca de fadiga realizada em alguns CPs, conforme recomendado pela APIRP2Z (2005), EN10225(2009) e ISO15653 (2018), tal método mostrou-se adequada com desvios insignificantes. Como exemplo, na Figura 5.48 é verificado a semelhança entre as macrografias de seções transversais à trinca de fadiga de CPs retirados das juntas SAW e FCAW, comparativamente com as respectivas sobras do entalhe realizado por eletroerosão. Através desse método, foi possível definir a fração amostrada pelo entalhe e evitar a realização do ensaio de CTOD caso a região de interesse não esteja corretamente analisada, minimizando os custos e tempos de ensaio.



(a) CP retirado da Junta SAW.

Figura 5.48 - Macrografias de seções transversais à trinca de fadiga comparativamente com as respectivas sobras do entalhe realizado por eletroerosão.



(b) CP retirado da junta FCAW.

Figura 5.48 – Continuação.

De todos os CPs avaliados, conforme apresentado na Figura 5.49 e na Figura 5.50, os identificados pelo código 21048-16 e 21048-11 não atenderam o critério de amostragem da GGZAC superior a 15%. No caso do CP 21048-16, verificou-se que a região do entalhe foi posicionada incorretamente, distante da LF, não atingindo a região GGZAC. Já para o CP 21048-11, observou-se que a falta de linearidade da linha de fusão, provocado por um maior ataque dos passes de soldagem do lado reto do chanfro, impossibilitou a correta amostragem da região GGZAC. Nesse sentido, com o intuito de atender o número mínimo de ensaios para essa condição de soldagem, que é três réplicas válidas amostradas na GGZAC para a junta soldada SAW, foram ensaiados novos CPs (21048-5 e 21048-12), os quais foram validados segundo os critérios apresentados na norma APIRP2Z (2005). Vale ressaltar que a metodologia para posicionar o entalhe na região de grãos grosseiros da ZAC considerou que estes entalhes deveriam estar o mais próximo possível da linha de fusão. A sequência aplicada foi: o ataque metalográfico da junta soldada, traçagem de uma linha de referência o mais próximo da linha de fusão e a usinagem do entalhe via eletroerosão. Mesmo considerando todos os cuidados aplicados para o posicionamento do entalhe é razoável supor que uma pequena variação no posicionamento do entalhe possa ocorrer. Deste modo, a microestrutura interceptada pelo entalhe pode variar e contribuir para o espalhamento dos valores de CTOD como será apresentado nos próximos itens. Um outro fator que se deve considerar é a influência do processo de soldagem o qual seguiu a prática aplicada industrialmente. Deste modo, também é razoável supor que o comportamento mecânico do cordão de solda pode sofrer variações ao longo do seu comprimento e influenciar nos resultados de CTOD.

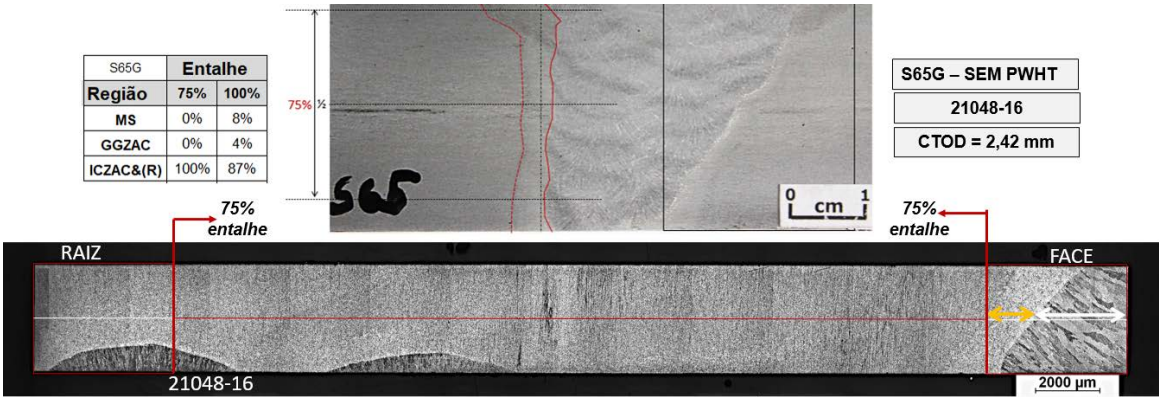


Figura 5.49 - Entalhe posicionado incorretamente, distante da região GGZAC.

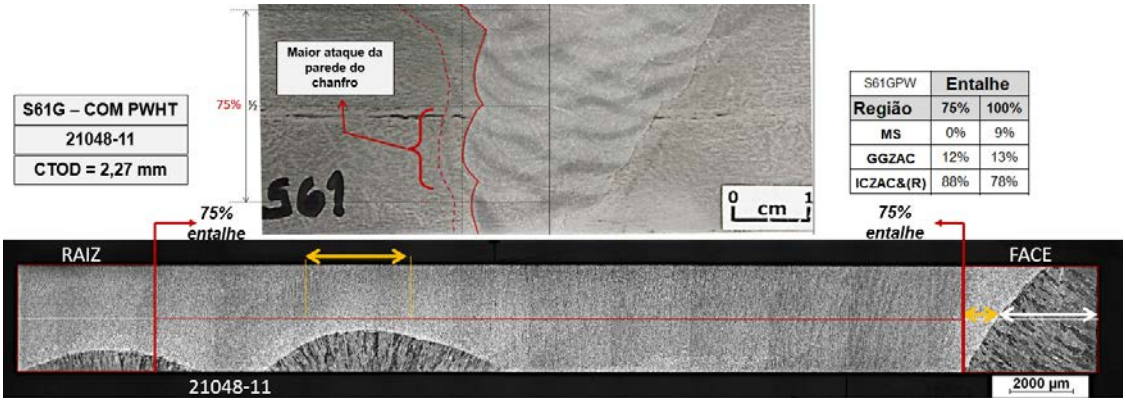
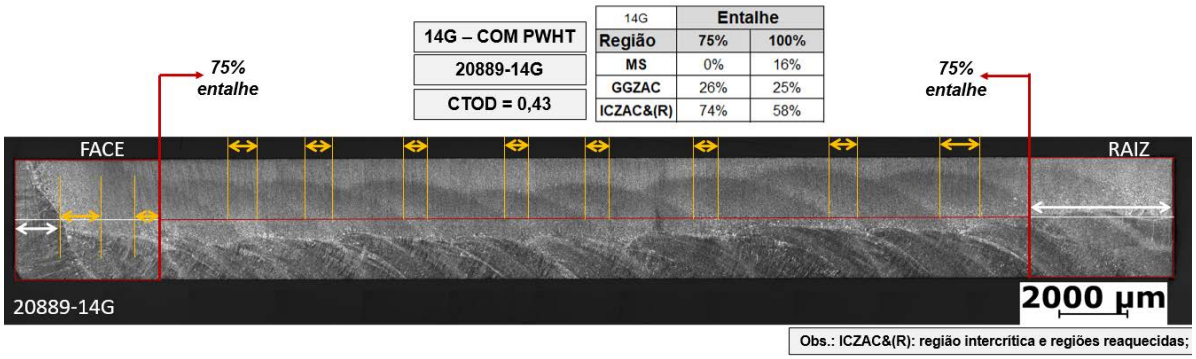


Figura 5.50 - Entalhe amostrando uma menor fração da região GGZAC.

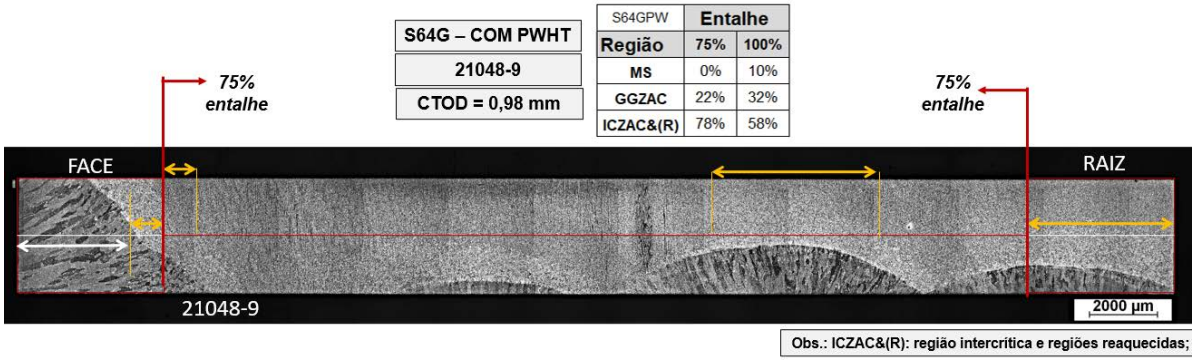
De forma geral, observou-se que os CPs retirados da junta soldada com o maior aporte térmico (SAW) amostraram uma menor fração da região GGZAC (setas amarelas) quando comparado com a junta soldada com o menor aporte térmico (FCAW). Na Figura 5.51 é evidenciado esse fato, na qual é apresentado as regiões do entalhe dos CPs 14G e S64G pertencentes as junta FCAW e SAW, respectivamente. Foi diagnosticado que essa diferença está associada, basicamente, a maior linearidade da linha de fusão da junta FCAW, possivelmente devido a deposição de um maior número de passes com um menor aporte térmico, contribuindo para uma menor fusão da parede do chanfro em comparação com a junta SAW. Além disso, uma maior deposição de passes proporciona uma maior quantidade de região de grãos grosseiros da ZAC reaquecida intercriticamente (ICGGZAC), as quais são consideradas na literatura (TOYODA, 1989; ALÉ, 1994; OKADA et al., 1994; YANG et al. 2019; FU et al., 2022; LI et al., 2024(a,b)) como nocivas para a tenacidade. Por fim, vale ressaltar que, apesar dos documentos APIRP2Z (2005) EN10225 (2009) e ISO15653(2018) exigirem a quantificação das regiões amostradas nos 2/3 centrais do comprimento do entalhe, analisando a Figura 5.51, quando considerado todo o seu comprimento, é possível verificar que o mesmo atinge regiões do metal de solda (setas brancas) as quais contribuem para a dispersão dos resultados de tenacidade.

Dessa forma, para justificar eventuais variações nos ensaios de tenacidade realizados em juntas soldadas, é importante conhecer as diferentes regiões amostradas pelo entalhe dos CPs,

especialmente as frações de GGZAC, ICGGZAC e MS, as quais manifestam-se durante a etapa de dobramento e afetam o perfil da curva carga (P) vs CMOD e, dessa forma, os resultados de CTOD como será apresentado nos próximos itens.



(a) Entalhe na GGZAC. Condição com PWHT. Junta FCAW: 0,8 kJ/mm.



(b) Entalhe na GGZAC. Condição com PWHT. Junta SAW: 4,5 kJ/mm.

Figura 5.51 - Amostragem de diferentes regiões ao longo do comprimento do entalhe para os CPs das juntas soldadas FCAW e SAW, respectivamente. Seta branca: MS; Seta amarela: GGZAC. Ataque: Nital 4%.

c) Curva carga vs CMOD

No anexo VII é apresentado a maioria das curvas de Carga (P) vs. CMOD obtidas durante a etapa de dobramento dos CPs. Um exemplo destas curvas, referente a um dos CPs da junta FCAW com entalhe na GGZAC e ensaiado a -10°C, está apresentado na Figura 5.52. Esta curva é utilizada para obtenção dos valores de P e Vp e necessários para o cálculo do valor de CTOD definidos na equação (3.4). Segundo a norma ISO12135(2021), quando observada uma queda repentina de carga (pop-in) superior a 1%, a carga (P) deve ser obtida imediatamente antes desta queda. Por exemplo, a carga utilizada para o cálculo de CTOD para a amostra 14G foi P = 12,69 kN, conforme Figura 5.52. Utilizando a metodologia descrita nesta norma (através da equação (3.3)), o corpo de prova14G apresentou CTOD crítico igual a 0,43mm.

Na Figura 5.53 é apresentando um exemplo do comparativo entre as curvas de dobramento dos CPs de CTOD obtidas para as duas juntas soldadas. De modo geral, os CPs retirados da junta soldada FCAW apresentaram um menor nível de plasticidade, caracterizado pela menor extensão do CMOD obtidos quando comparado com os resultados obtidos para os CPs

amostrados na junta soldada SAW, quanto maior o CMOD, maior a plasticidade (maior zona plástica na ponta da trinca) daquele CP. Conforme apresentado anteriormente, esse fato está associado a amostragem, pelo entalhe, de uma maior fração de regiões fragilizantes as quais reduziram a tenacidade da região GGZAC da junta FCAW em comparação a junta SAW.

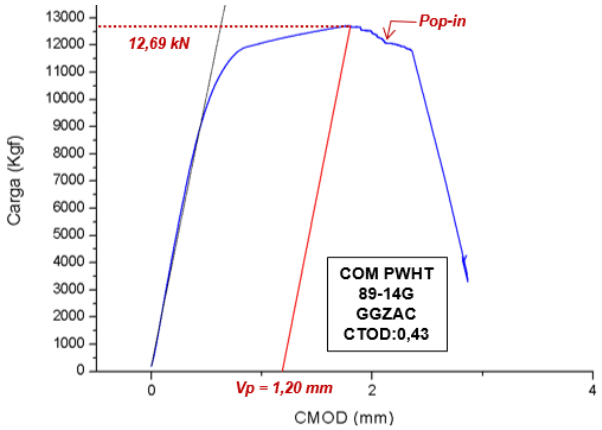
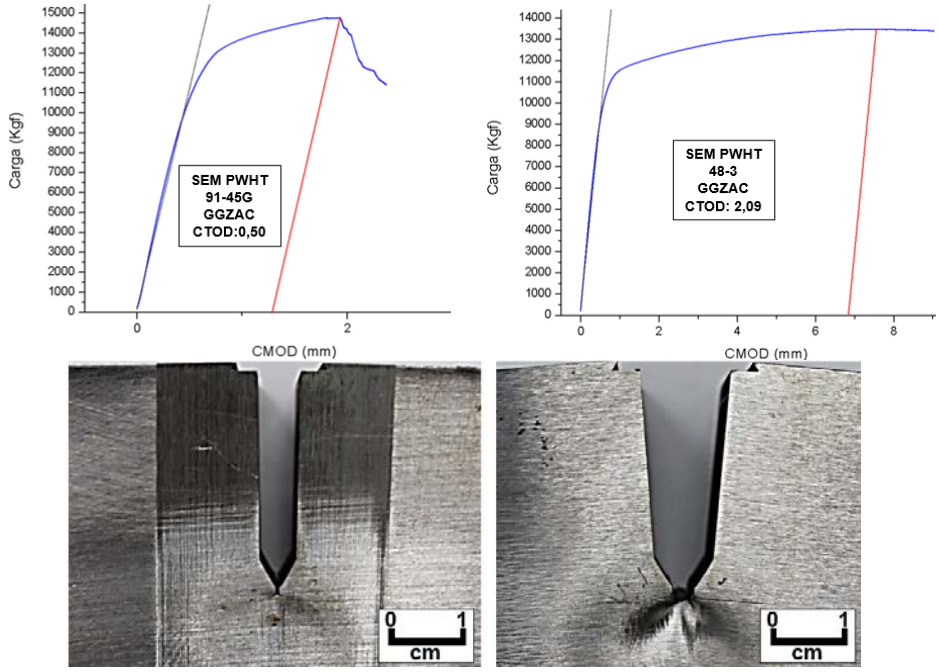


Figura 5.52 - Curva de Carga vs. CMOD para um CP da junta FCAW com entalhe na GGZAC ensaiado na temperatura de -10°C e com CTOD igual a 0,43mm.



(a) FCAW. (b) SAW

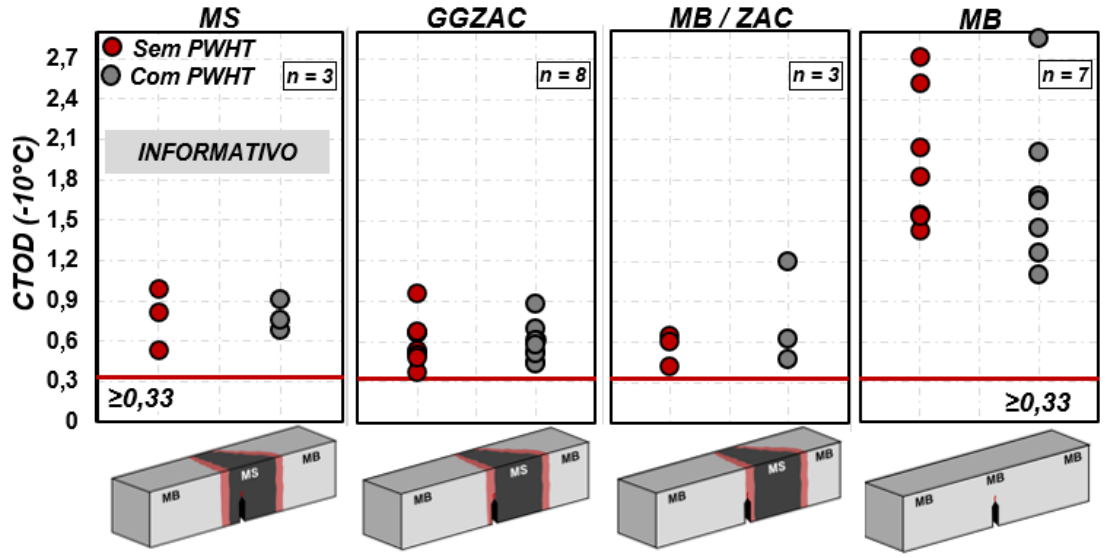
Figura 5.53 - Exemplo da curva de Carga vs. CMOD para CPs com entalhe posicionado na GGZAC retirados da junta FCAW e SAW e ensaiados -10°C.

d) Resultado de CTOD

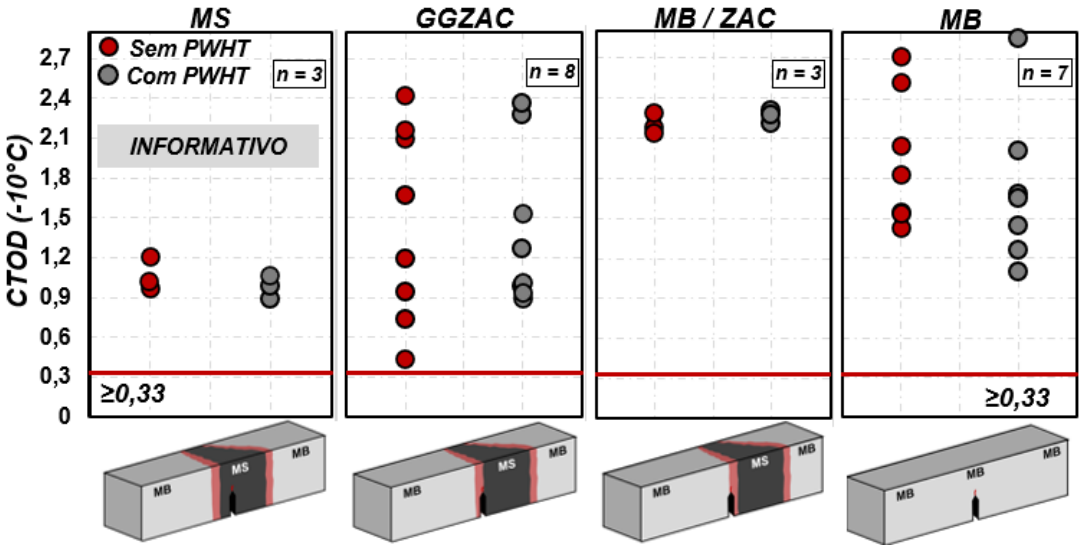
O valor de CTOD pode ser definido como a capacidade do aço para suportar uma carga ou deformar plasticamente em presença de um entalhe ou um defeito. O valor de CTOD é expresso

normalmente em milímetros a uma determinada temperatura. Na prática, o valor de CTOD (δ mm) é relacionado com a tensão ou carga aplicada e o comprimento da trinca gerada.

Os resultados de testes de CTOD podem ser utilizados para determinar o tamanho de trinca tolerável em uma estrutura metálica sujeita a uma carga (ou deformação) em serviço, por isso a sua grande importância, especialmente para componente soldados de alto grau de integridade estrutural. Os resultados dos testes de CTOD, conduzidos a -10°C, são apresentados no anexo VIII e ilustrados na Figura 5.54.



(a) Junta FCAW soldada com baixo aporte térmico – 0,8 kJ/mm.



(b) Junta SAW soldada com alto aporte térmico – 4,5 kJ/mm.

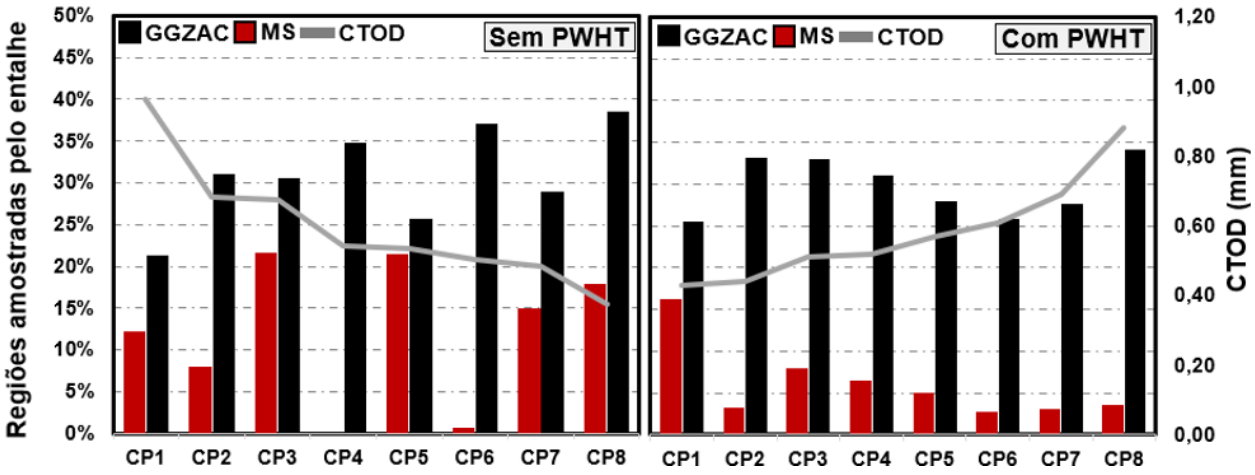
Figura 5.54 - Resultados do ensaio CTOD realizado nas juntas soldadas com o entalhe posicionado ao longo da espessura na GGZAC, na interface da ZAC(MB/ZAC), no MS e no MB nas condições com e sem a aplicação de PWHT.

Vale ressaltar que a avaliação do metal de solda (MS) não é especificada pela APIRP2Z(2005) e, portanto, serão apresentados nesse trabalho em caráter informativo. Nesse sentido, devido

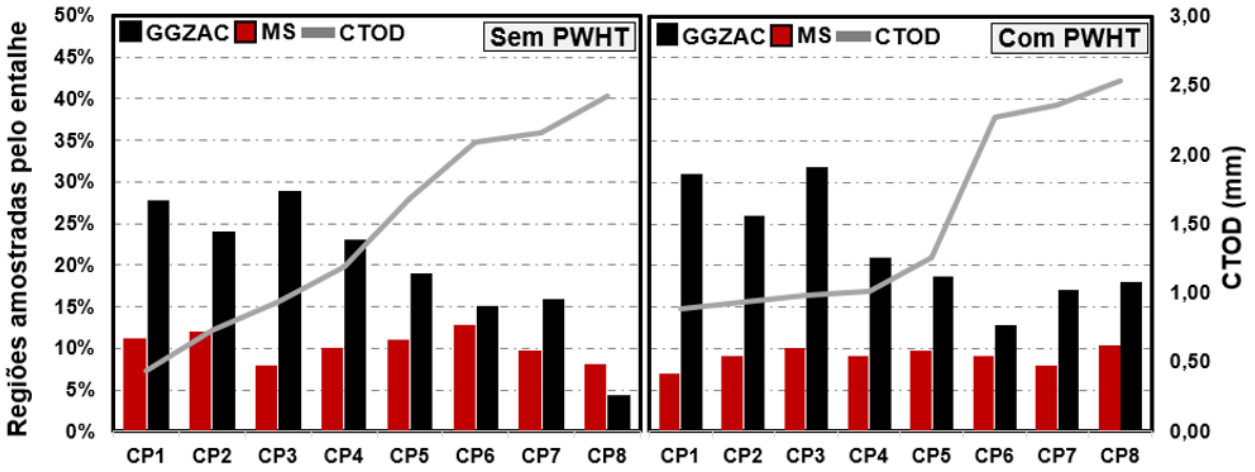
ao número limitado de juntas soldadas, a tenacidade à fratura foi realizada focada na análise da GGZAC, sendo ensaiado um menor número de CPs com entalhe posicionados no MS e na MS/ZAC (3 CPs para cada condição).

Analisando a Figura 5.54, verifica-se que os valores de CTOD para os CPs retirados da junta FCAW com entalhe posicionado na GGZAC apresentaram baixa tenacidade. Este comportamento já era esperado, uma vez que essa condição favoreceu uma maior amostragem da GGZAC pelo entalhe, conforme apresentado no item anterior. Na Figura 5.55 é possível verificar que todos os CPs amostrados nas juntas FCAW apresentaram frações da região GGZAC (barras pretas) superiores a 20% além da presença do MS em praticamente todos os CPs. Na Figura 5.56 é apresentado o efeito da presença da região GGZAC ao longo do entalhe em relação aos resultados de CTOD. De forma geral, independente da condição de soldagem e da aplicação de PWHT, observa-se uma queda nos valores de tenacidade à fratura proporcionalmente ao aumento da quantidade de GGZAC amostrada, uma região que apresenta microconstiuintes deletérios para essa propriedade, um fato muito relatado na literatura (ALÉ, 1994; SILVA, 2010; BORBA, et al., 2019(a), 2020; YAN et al., 2022; LI, et al., 2024(a,b); WANG et al., 2024; JIANG, et al., 2024; AN et al., 2024; GONG, et al., 2024). Ainda para a junta FCAW, a deposição de um número elevado de passes, devido a taxa de deposição do processo relativamente baixa em relação ao processo SAW, proporcionou a formação de uma ZAC com uma quantidade significativa de regiões reaquecidas intercriticamente (ICGGZAC) as quais, conforme a literatura (TOYODA, 1989; ALÉ, 1994; OKADA et al., 1994; YANG et al. 2019; FU et al., 2022; LI et al., 2024(a,b)), são deletérias à tenacidade do material por apresentarem uma quantidade significativa do constituinte frágil MA. Portanto, a presença, ao longo do entalhe da junta FCAW, de frações elevadas das regiões GGZAC, ICGGZAC e MS, que apresentam baixa resistência à fratura por clivagem e, portanto, podem ser consideradas como LBZ (FAIRCHILD, 1987) foi considerado como sendo os principais fatores para os seus menores resultados de tenacidade à fratura.

No caso da junta SAW, o comportamento altamente dúctil da propagação das fraturas nos ensaios de CTOD pode estar associado, além da amostragem de uma menor fração da região GGZAC, ao posicionamento do entalhe em regiões da ZAC de baixos valores de dureza quando comparada com o metal base. Conforme evidenciado nos ensaios de dureza, essa junta apresentou uma região amaciada de 3 a 4 mm de extensão ao longo da ZAC. Regiões amaciadas apresentam uma elevada capacidade de absorção de energia por deformação, resultando no aumento da resistência à propagação de trincas, favorecendo a plasticidade (maiores valores de CMOD) durante o ensaio de dobramento e, dessa forma, contribuir para a obtenção de resultados maiores de CTOD.



(a) Junta FCAW.



(b) Junta SAW.

Figura 5.55 - Regiões amostradas pelo entalhe dos CPs retirados na GGZAC.

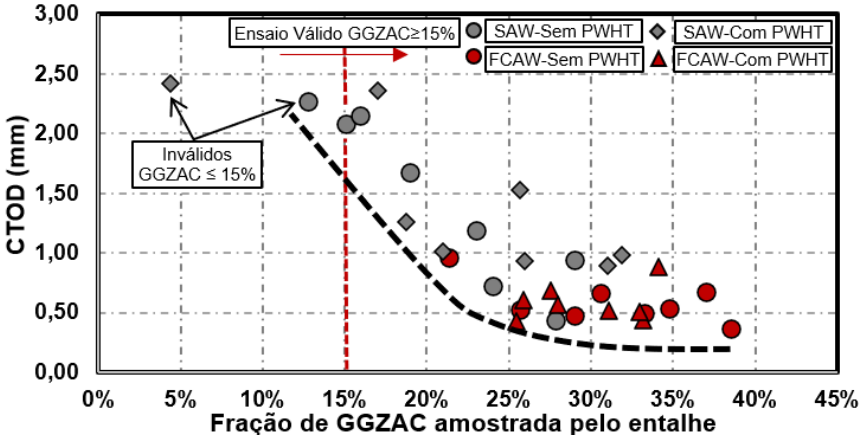


Figura 5.56 - Relação entre a fração da região GGZAC amostrada pelo entalhe e o valor de CTOD para os CPs retirados próximos a linha de fusão.

Segundo Davis e King (1994), Moeinifar, Kokabi e Hosseini (2010, 2011), Mohseni et al. (2014) e Zhou et al. (2015) a presença de partículas grosseiras de MA, especialmente entre as placas de ferrita do constituinte ferrita com segunda fase alinhada são deletérias à tenacidade de juntas soldadas devido à sua susceptibilidade à fratura.

As partículas de MA em formato de bloco, devido à sua dureza maior do que a matriz, causam um grande aumento da tensão na interface MA/matriz microestrutural, proporcionando a decoesão das partículas e o respectivo início da fratura conforme relatado por Davis e King (1994), Moeinifar, Kokabi e Hosseini (2010, 2011), Mohseni et al. (2014) e Zhou et al. (2015). A determinação dos pontos de iniciação das fraturas nos CPs após ensaio de CTOD não fez parte do escopo do presente estudo, e tal investigação é recomendada de se realizar em estudos futuros, especialmente empregando a análise da seção transversal por EBSD.

Através dos resultados apresentados, é possível concluir que o aço API X80, na espessura de 37,5 mm, soldado com os aportes térmicos de 0,8 e 4,5 kJ/mm, com e sem a aplicação de tratamento térmico pós-soldagem (PWHT), apresenta características de soldabilidade adequadas aos requisitos da norma APIRP2Z (2005) por apresentar resultados de CTOD válidos e superiores ao mínimo especificado (0,33mm).

Além disso, apesar dos valores encontrados estarem adequados segundo os requisitos do cliente, vale ressaltar que para esse tipo de aplicação, tanto para a qualificação segundo a APIRP2Z (2005) quanto segundo a norma EN10225 (2009) Davis e King (1994), Moeinifar, Kokabi e Hosseini (2010, 2011), Mohseni et al. (2014) e Zhou et al. (2015), são utilizados como referência, no caso dos graus superiores a 70 ksi, a norma DNV-OS F101 (2000) ou a API1104 (1999). No caso da norma DNV OS F101 são exigidos resultados de CTOD superiores ou iguais a 0,15 mm ensaiados a -10ºC. Já a norma API1104 recomenda valores maiores ou iguais a 0,10 mm ensaiados na mesma temperatura. Nesse sentido o material em questão apresenta características suficientes para atender tais valores elevados de CTOD na ZAC das juntas soldadas segundo essas normas.

5.4. Avaliação da Soldabilidade do aço API X80 via Simulação Física

Nesse tópico será apresentado os resulados da simulação física realizada conforme o fluxograma ilustrado na Figura 5.57. Diante dos resultados dos ensaios de simulação física executados no dilatômetro e na Gleeble, construiu-se um diagrama onde são condensadas informações relevantes para a avaliação da soldabilidade do aço API X80. Essa abordagem é uma tentativa de propor uma metodologia para a avaliação comparativa da soldabilidade de aços de mesma classe, destinados à mesma aplicação.

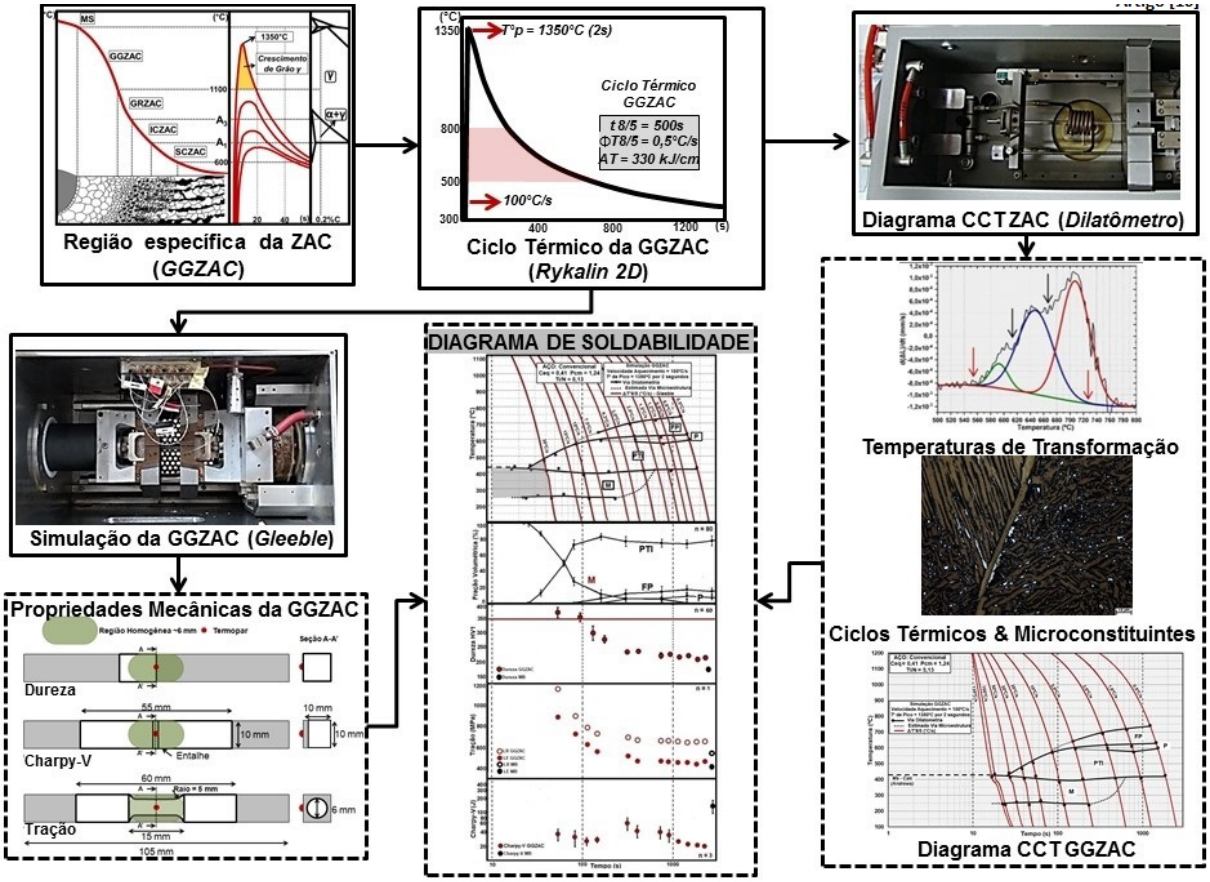


Figura 5.57 – Resumo gráfico da simulação física para o desenvolvimento de um diagrama de soldabilidade. Autor.

5.4.1. Simulação dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento dilatômetro

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.

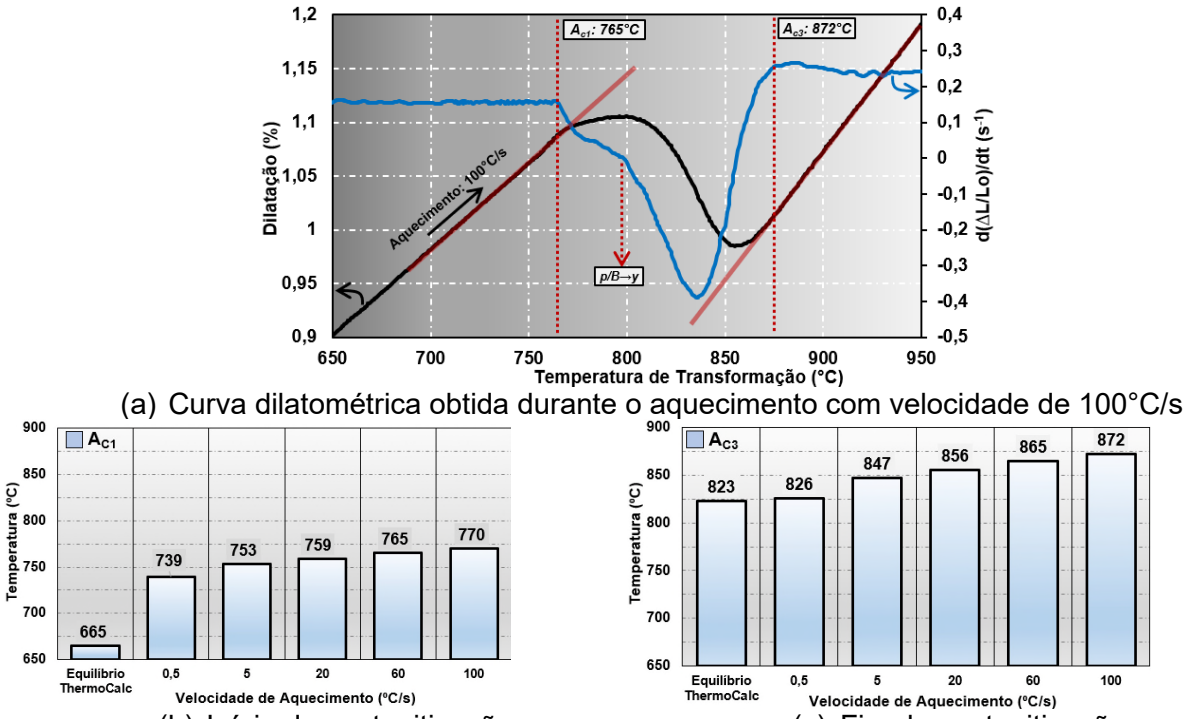
Dessa forma, para avaliar as diferentes transformações microestruturais que ocorrem devido a aplicação de diferentes ciclos térmicos de soldagem simulados via dilatometria, nesse trabalho foi escolhida a região GGZAC, por ser um local de elevado crescimento de grão austenitico em função das suas temperaturas de pico (~1100 a 1450ºC), 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 (ALÉ, 1994; SILVA, 2010; BHADESHIA, 2011; BORBA, et al., 2019(a), 2020; FU et al., 2022; YAN et al., 2022; BERTOLO et al., 2023; LI, et al., 2024(a,b); WANG et al., 2024; JIANG, et al., 2024; AN et al., 2024; GONG, et al., 2024).

Portanto, o principal objetivo dos ensaios dilatométricos realizados nesse estudo foi investigar a influência da velocidade de resfriamento na formação dos diferentes microconstituintes e, a partir da determinação das temperaturas de transformação, construção do diagrama CCT para a GGZAC. Em uma segunda etapa foi demonstrado o efeito do reaquecimento intercrítico da GGZAC (duplo ciclo de soldagem) na formação de constituinte frágil MA.

a) Efeito da velocidade de aquecimento na austenitização

Na Figura 5.58 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 5.58(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 (CABALLERO, 2002). A seta vermelha nas curvas da deriva temporal

[d(ΔL)/dt] dos aços marcam o início da decomposição da ferrita e o término da bainita/perlita (P/B) em austenita (LEE et al., 2010). A partir desse ponto (após a finalização da decomposição da P/B), 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 (SAVRAN et al., 2010). É notório, na Figura 5.58(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} (MARTIN et al., 2008a,b; CLARKE et al., 2011).



(a) Curva dilatométrica obtida durante o aquecimento com velocidade de 100°C/s

(b) Início da austenitização.

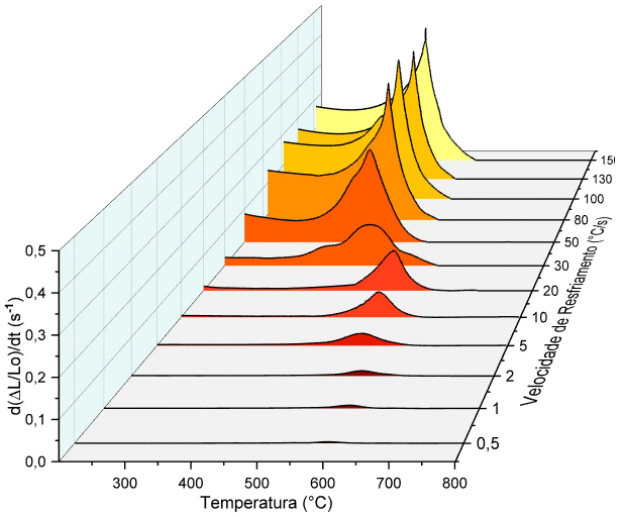
(c) Fim da austenitização.

Figura 5.58 - Variação das temperaturas de início e fim de austenitização em relação a velocidade de aquecimento.

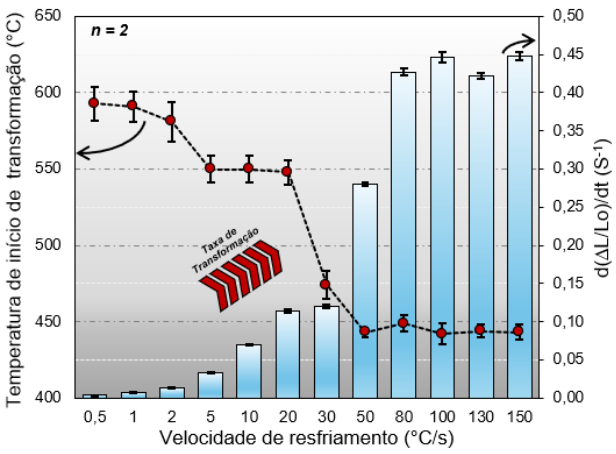
b) Construção do diagrama CCT para a GGZAC – efeito da velocidade de resfriamento

A avaliação dilatométrica foi realizada através da análise de cada uma das curvas de variação dimensional e a sua respectiva derivada de primeira ordem temporal em função da temperatura. A técnica da tangente a curva dilatométrica (ΔL/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 ΔL/Lo em relação ao tempo d(ΔL/Lo)/dt. Na Figura 5.59 são apresentados os resultados dos ensaios dilatométricos onde foi possível verificar que, para o aço 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 ΔL/Lo, d(ΔL/Lo)/dt. Esses dois fatores são, de forma geral, explicados pela redução da capacidade da ocorrência de transformações difusionais reconstrutivas em que o aumento da velocidade de resfriamento afeta a cinética de transformação da austenita favorecendo, progressivamente, as transformações que ocorrem em temperaturas intermediárias e baixas, as quais são acompanhadas pela deformação da rede cristalina (KRAUSS, 2006; ABBAZCHIAN e REED-HILL, 2008; EBHADESHIA e HONEYCOMBE, 2017). Replicando esses resultados para o que ocorre durante a formação da GGZAC em juntas soldadas reais, é possível inferir que quanto menor o aporte térmico (representado pelas maiores velocidades de resfriamento) maior será as tensões residuais em decorrência das transformações microestruturais adifusionais, como a martensítica, que provocam a distorção significativa (máxima taxa de transformação) da rede cristalina em comparação as transformações que ocorrem em altas temperaturas.



(a) Derivada temporal em função da temperatura e da velocidade de resfriamento.



(b) Temperatura de transformação na máxima taxa de transformação para cada velocidade de resfriamento.

Figura 5.59 - Taxa de transformação austenítica.

Na Figura 5.60 são apresentadas algumas das curvas dilatométricas obtidas em condições de lentas e altas velocidades de resfriamento. As linhas pontilhadas vermelhas representam as tangentes a curva dilatométrica, e as linhas negras verticais indicam o início e o fim de transformação dos diferentes constituintes. Para cada condição estudada, foram simulados dois CPs dilatométricos sendo que, durante a criação do diagrama CCT e após a análise metalográfica, foram realizados novos ensaios para confirmação das condições de transição (início ou fim do campo de algum constituinte) entre campos de diferentes constituintes. Conforme graficamente representado na Figura 5.59, as curvas dilatométricas obtidas com as

menores velocidades de resfriamento apresentam as mais altas temperaturas de decomposição da austenita (A_{r3} e A_{r1}) quando comparado com as obtidas com velocidades maiores. Condições de maior severidade de resfriamento afetam a cinética dos microconstituintes formados por mecanismos difusionais reduzindo, dessa forma, as temperaturas de transformação desse material. Nota-se o deslocamento das curvas para menores temperaturas de transformação com o aumento da taxa de resfriamento. Outro fato importante são as diferenças entre os ensaios da 1° e 2° etapa. O ensaio dilatométrico é sensível a perturbações do gás de resfriamento, deslocamento da amostra durante o ensaio, e diferenças geométricas milimétricas entre os CPs associadas a variações de usinagem. Além disso, a própria heterogeneidade do material propicia discrepância entre ensaios realizados nas mesmas condições. Mesmo garantindo a amostragem dos CPs em locais semelhantes, a segregação química potencializa as diferenças entre os ensaios, como exemplo pode ser comentado a condição 0,5 °C/s na qual não foi detectado a perlita no primeiro ensaio, mas sim no segundo. A formação dos diferentes microconstituintes observados em cada condição avaliada será mais bem detalhada a seguir, utilizando os resultados da caracterização/quantificação microestrutural. Na Tabela 5.14 é listado todas as temperaturas de transformação determinadas através das análises das curvas dilatométricas para todas as velocidades de resfriamento estudadas.

Na Figura 5.61 e na Tabela 5.15 são apresentados o resultado do levantamento das temperaturas de transformação através do método da deconvolução dos picos da curva d(ΔL/Lo)/dt, realizados via *software* Origin®2022b tendo, como resultado, curvas gaussianas. Segundo os poucos trabalhos encontrados na literatura sobre essa metodologia (PAWLOWSKI, 2012; LIU et al., 2018), 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. O campo ferrítico foi construído deconvoluindo duas gaussianas a partir da curva d(ΔL/Lo)/dt na região de maiores temperatura. Da mesma forma, para os PTI e para a M também foi gerado um par de gaussianas para as temperaturas intermediárias e menores, respectivamente. A escolha de criar dois picos para cada constituinte se deu, primeiramente, pela manipulação matemática. Observou-se que fazendo dessa forma a deconvolução ajusta-se melhor aos dados experimentais. Um segundo motivo está associado as próprias transformações microestruturais, sendo os primeiros picos representações da ferrita proeutetóide e a quase poligonal/intragranular. Já os picos intermediários correspondem a bainita superior (ou ferrita com segunda fase alinhada) e a bainita inferior (ou a ferrita com segunda fase não alinhada). Como última a ser formada, a martensita também é descrita por dois picos, sendo o primeiro correspondendo a martensita formada a partir de uma austenita de menor carbono que a da martensita representada pela última galssiana, uma consequência da partição do carbono durante o ciclo de transformação microestrutural

provocando a alteração local da temperatura de início de formação da martensita (redução da Ms). Por fim, a temperatura de transição entre um constituinte e outro foi determinada pelo cruzamento das gaussianas deconvoluidas, região em que a taxa de formação do constituinte anterior (gerado em maiores temperaturas) torna-se inferior à do constituinte seguinte (gerado em temperaturas menores) sequenciando, dessa forma, a transformação da austenita para cada velocidade de resfriamento avaliada. Além disso, para todas as velocidades de resfriamento foi possível estimar a temperatura em que ocorre a máxima taxa de crescimento [máximo valor d(ΔL/Lo)/dt] de cada microconstituinte formado.

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 ligeiramente menor (as temperaturas são determinadas na intercessão entre as gaussianas que se sobrepõem) 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°C/s realizado na 2° etapa de ensaios em comparação a essa mesma condição avaliada pelo método convencional, observa-se que as temperaturas previstas para esse último de início e fim de formação da perlita, ocorre entre 601 e 556°C, respectivamente, Figura 5.60(a). já para o caso empregando a deconvolução, Figura 5.61(a), a perlita, curva laranja, se sobrepõe as curvas da ferrita (cinza claro) e PTI (cinza escuro) e é formada em temperaturas menores, entre 582 e 571°C. Em função do baixo teor de carbono do aço, é formado uma fração pequena de perlita, conforme observado nas análises microestruturais, mesmo para essa taxa lenta de resfriamento, tornando difícil a detecção dessa transformação no dilatômetro. Dessa forma, para aquelas taxas de resfriamento onde esse constituinte, assim como a martensita, que foram evidenciados somente na metalografia e não nas curvas dilatométricas empregando o método convencional de análise, foram indicados de forma qualitativa nas curvas deconvoluidas.

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.

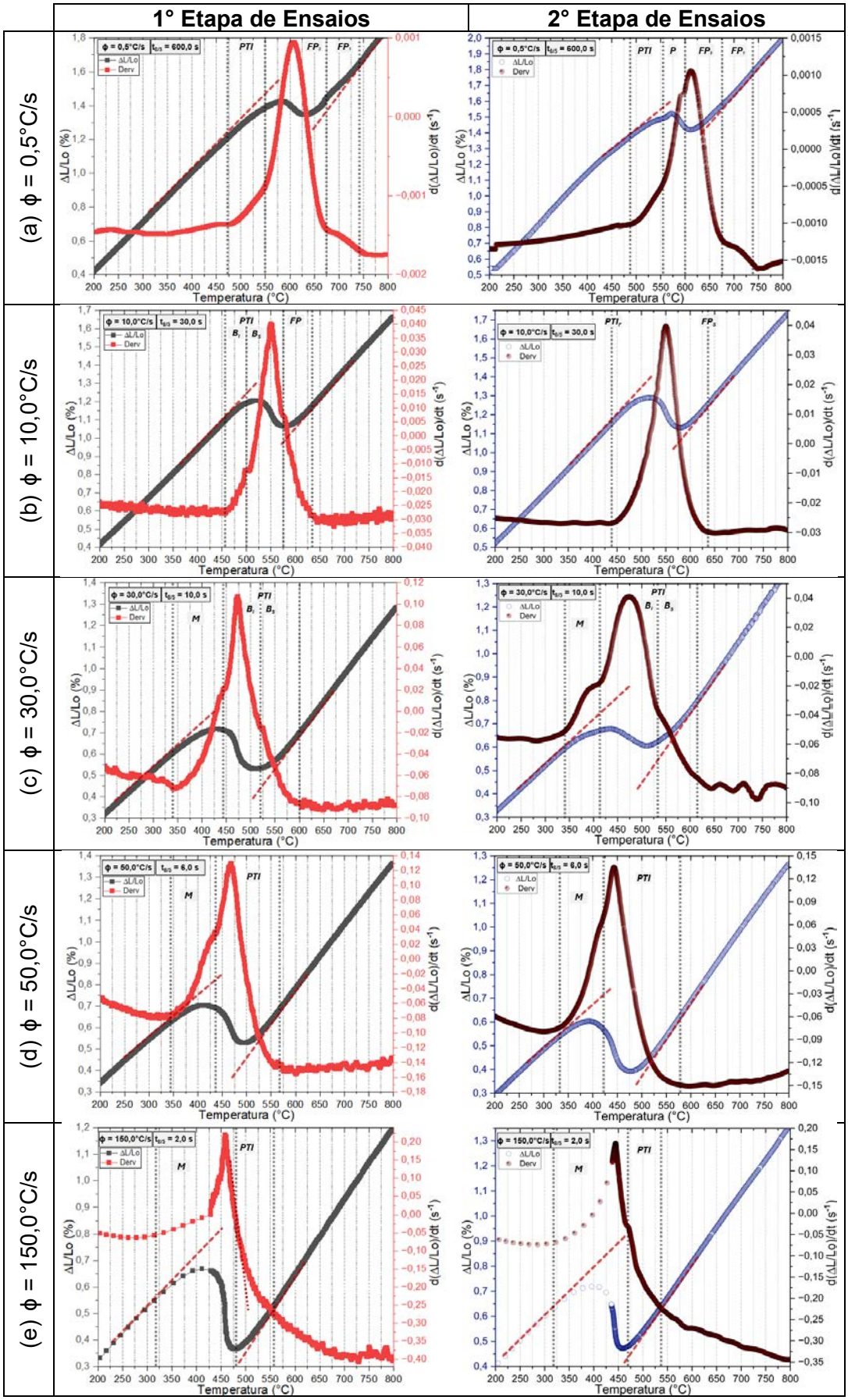


Figura 5.60 – Exemplo das curvas dilatométricas e as respectivas derivadas temporais em função da temperatura.

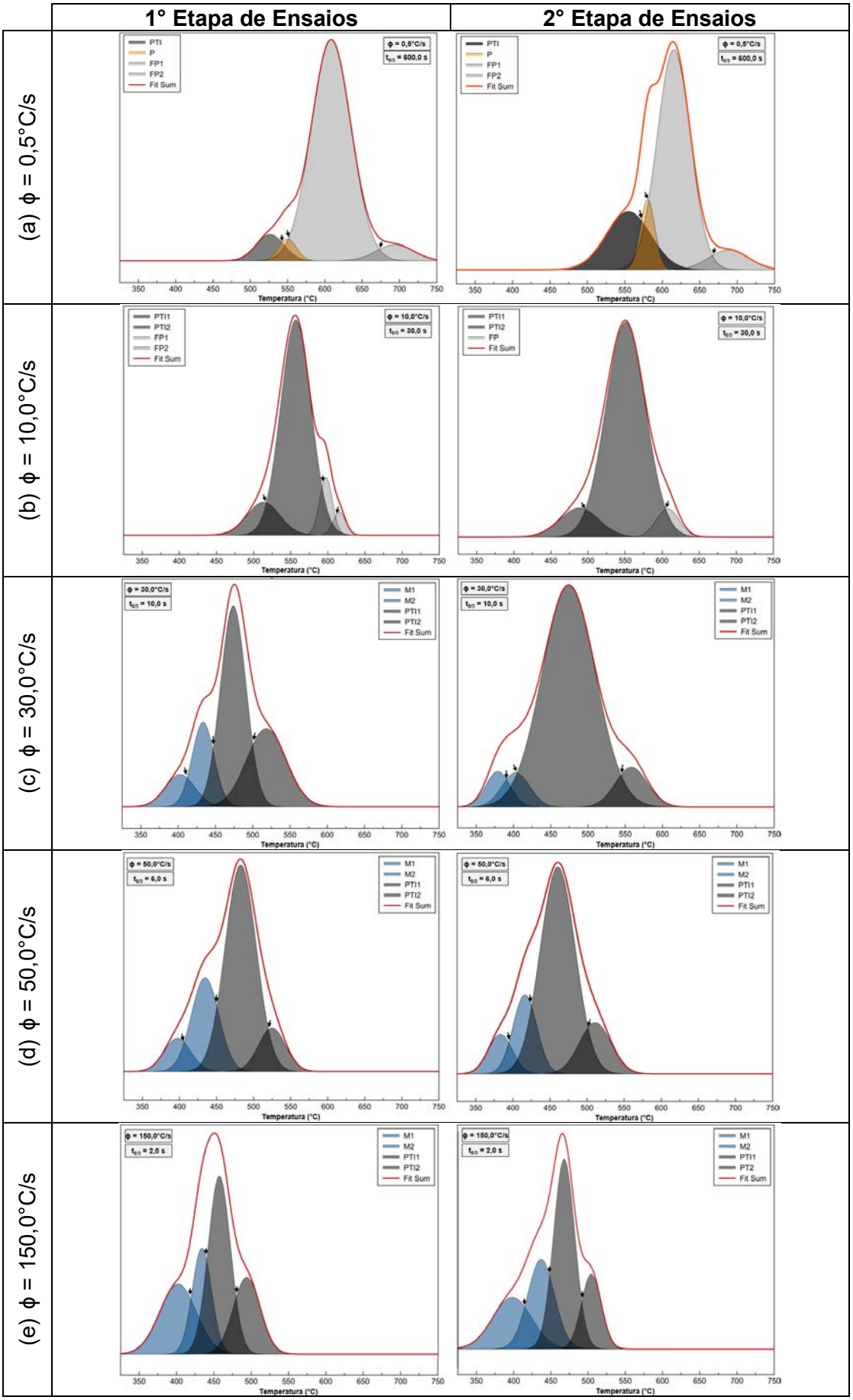


Figura 5.61 – Exemplos da deconvolução das curvas de derivadas temporais em função da temperatura via *software* Origin®2022b.

Tabela 5.14 - Temperaturas de transformação do aço API X80 via análise das curvas dilatométricas.

1° Etapa de Ensaios ●												
Φ8/5 (°C/s)	**0,5**	**1,0**	**2,0**	**5,0**	**10,0**	**20,0**	**30,0**	**50,0**	**80,0**	**100,0**	**130,0**	**150,0**
FP_S	741	715	691	655	637							
FP_F	550	583	*NDPM*	584	572							
P_S	*NDPM*	583	*NDPM*									
P_F	*NDPM*	540	*NDPM*									
PTI_S	550	540	*NDPM*	584	572	620	601	581	571	578	558	561
PTI_F	473	463	461	453	461	441	441	432	422	462	*NDPM*	477
M_S					461	441	441	432	422	462	*NDPM*	477
M_F					*NDPM*	348	341	343	322	345	320	319

2° Etapa de Ensaios ●												
Φ8/5 (°C/s)	**0,5**	**1,0**	**2,0**	**5,0**	**10,0**	**20,0**	**30,0**	**50,0**	**80,0**	**100,0**	**130,0**	**150,0**
FP_S	739	713	689	659	640							
FP_F	601	542	591	*NDPM*	*NDPM*							
P_S	601	*NDPM*	*NDPM*									
P_F	556	*NDPM*	*NDPM*									
PTI_S	556	542	591	*NDPM*	*NDPM*	621	623	577	563	551	536	538
PTI_F	481	467	453	439	439	441	416	421	422	415	*NDPM*	468
M_S					439	441	416	421	422	415	*NDPM*	468
M_F					*NDPM*	352	343	333	328	321	315	318

3° Etapa de Ensaios - Complementar ○					
Φ8/5 (°C/s)	**0,1**	**2,0**	**3,0**	**15,0**	**30,0**
FP_S	*753*	*694*	*677*	*609*	
FP_F	*648*	*NDPM*	*NDPM*	*NDPM*	
P_S	*648*	*NDPM*	*NDPM*		
P_F	*576*	*NDPM*	*NDPM*		
PTI_S	*576*	*NDPM*	*NDPM*	*NDPM*	*602*
PTI_F	*490*	*453*	*452*	*433*	*431*
M_S				*433*	*431*
M_F				*349*	*341*

S: temperatura de início de transformação

F: temperatura final de transformação

NDPM: não detectado na dilatometria, mas presente na microestrutura

	FP: Ferrita proeutetóide
	P: Perlita
	PTI: Produtos de transformação intermediária
	M: Martensita

Tabela 5.15 - Temperaturas de transformação do aço API X80 via deconvolução das curvas dilatométricas.

1° Etapa de Ensaios ●												
Φ8/5 (°C/s)	**0,5**	**1,0**	**2,0**	**5,0**	**10,0**	**20,0**	**30,0**	**50,0**	**80,0**	**100,0**	**130,0**	**150,0**
FP_{1S}	741	715	691	655	637							
FP_{1txm}	692	669	633	617	600							
FP_{1F}/FP_{2s}	671	643	621	610	590							
FP_{2txm}	608*	602*	581	598	583							
FP_F	551	576	577	592	579							
P_S	*551*	576	*NDPM*									
P_{txm}	546	572	---									
P_F	537	562	*NDPM*									
PTI_{1S}	537	562	577	592	579	620	601	581	571	578	558	561
PTI_{1txm}	526	549	569*	557*	549*	541	519	525	509	517	473	491
PTI_{1F}/ PTI_{2S}	473	526	531	518	519	524	500	519	489	509	461	479
PTI_{2txm}	---	516	522	513	507	485*	474*	479*	468*	483*	429*	461*
PTI_{2F}	*NDPM*	463	461	453	461	443	447	450	442	461	408	440
M_{1S}					*NDPM*	443	447	450	442	461	408	440
M_{1txm}					---	427	432	437	431	443	401	431
M_{1F}/ M_{2S}					*NDPM*	402	412	407	408	421	391	419
M_{2txm}					---	389	402	398	391	401	376	400
M_F					*NDPM*	348	341	343	322	345	320	319

2° Etapa de Ensaios ●												
Φ8/5 (°C/s)	**0,5**	**1,0**	**2,0**	**5,0**	**10,0**	**20,0**	**30,0**	**50,0**	**80,0**	**100,0**	**130,0**	**150,0**
FP_{1S}	739	713	689									
FP_{1txm}	693	664	625									
FP_{1F}/FP_{2s}	668	642	614	659	640							
FP_{2txm}	614*	591*	598	605	583							
FP_F	582	553	593	602	579							
P_S	582	553	*NDPM*									
P_{txm}	578	549	---									
P_F	571	542	*NDPM*									
PTI_{1S}	571	542	593	602	579	621	623	577	563	551	536	538
PTI_{1txm}	554	526	574*	550*	548*	543	557	512	507	488	489	505
PTI_{1F}/ PTI_{2S}	481	467	536	495	521	535	544	498	498	479	478	482
PTI_{2txm}	---	---	526	486	508	485*	473*	463*	477*	468*	444*	462*
PTI_{2F}	*NDPM*	*NDPM*	453	439	439	434	405	423	458	439	440	447
M_{1S}					*NDPM*	434	405	423	458	439	440	447
M_{1txm}					---	422	398	418	443	429	429	438
M_{1F}/ M_{2S}					*NDPM*	389	389	389	429	419	408	417
M_{2txm}					---	381	377	379	412	401	382	395
M_F					*NDPM*	352	343	333	328	321	315	318

3° Etapa de Ensaios - Complementar ○					
Φ8/5 (°C/s)	**0,1**	**2,0**	**3,0**	**15,0**	**30,0**
FP_{1S}	*753*	*694*			
FP_{1txm}	*658**	*593**			
FP_{1F}/FP_{2s}	*NDPM*	*NDPM*	*677*	*NDPM*	
FP_{2txm}	---	---	*572**	---	
FP_F	*616*	*NDPM*	---	*NDPM*	
P_S	*616*	*NDPM*			
P_{txm}	*611**	---			
P_F	*580*	*NDPM*			
PTI_{1S}	*580*	*NDPM*	*NDPM*	*NDPM*	*602*
PTI_{1txm}	*555**	---	---	---	*517*
PTI_{1F}/ PTI_{2S}	*490*	*NDPM*	*NDPM*	*609*	*511*
PTI_{2txm}	---	---	---	*523**	*478**
PTI_{2F}	*NDPM*	*453*	*452*	*459*	*451*
M_S				*459*	*451*
M_{txm}				*421**	*426**
M_F				*349*	*341*

S: temperatura de início de transformação
F: temperatura final de transformação
NDPM: não detectado na dilatometria, mas presente na microestrutura
txm: taxa máxima de transformação
---: temperatura não identificada
1: FP/PTI formado em maior temperatura transformação
2: FP/PTI Constituinte formado em menor temperatura transformação

	FP: Ferrita proeutetóide
	P: Perlita
	PTI: Produtos de transformação intermediária
	M: Martensita

Na Figura 5.63 é apresentado a quantificação dos constituintes realizado através do método da grade conforme ASTM E562 (1989) (anexo XIX). No anexo XV são apresentados aspectos das microestruturas para cada condição avaliada assim como os resultados da quantificação. A análise microestrutural foi realizada via MO e MEV, no meio da espessura, no centro do CP dilatométrico (abaixo da região do termopar de controle) e após ataque com reativo nital 4%. As microestruturas identificadas em algumas condições de baixa e alta velocidade de resfriamento são apresentadas de forma sucinta na Figura 5.62. Com base nas micrografias das GGZACs simuladas é possível afirmar:

(i) Para as baixas velocidades de resfriamento, é notável a diferença do tamanho de grão da austenita prévia (mais bem visualizado nas imagens via MEV e EBSD), que é qualitativamente maior quando comparado com as condições de alta velocidade de resfriamento. O crescimento do grão prévio normalmente está associado ao maior tempo de permanência em elevadas temperaturas (superior a 1100°C) favorecendo a cinética de crescimento da austenita para essas condições de mais alto aporte térmico de soldagem. Além disso, o efeito *pinning*, decorrente da presença de precipitados homogeneamente distribuídos e coerentes com a matriz, os quais dificultam a migração dos contornos de grão em regiões onde a temperatura de pico não supera a temperatura de sua dissolução (KANAZAWA, 1976; EASTERLING, 1983; ALÉ, 1994; EROGLU,2000; WU e DAVIS, 2004; HAMAD et al.,2008; ISHIKAWA et al., 2006; BORBA, 2020) é ‘prejudicado’ nessas condições de baixa velocidade de resfriamento.

(ii) De forma geral, para as baixas velocidades de resfriamento, a análise metalográfica revelou diferentes proporções dos mesmos microconstituintes. Em alguns locais observa-se, nos contornos de grãos da austenita prévia (CGγ), a ferrita alotriomórfica de contorno de grão (FC) e, em algumas dessas regiões, pequenos nódulos de perlita fina (P). Qualitativamente é observado 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) são mais grosseiras/espessas nas condições de menor velocidade de resfriamento (0,1 e 0,5°C/s). 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 reconstrutivos (EASTERLING, 1983; KRAUSS, 2006; ABBAZCHIAN e REED-HILL, 2008; EBHADESHIA e HONEYCOMBE, 2017). Dessa forma, a cinética de formação da FC não é controlada pela sua nucleação nos CGγ, 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) É evidente que o aumento da velocidade de resfriamento provoca o aumento gradual dos produtos formados em temperaturas intermediarias (PTI) em detrimento da ferrita proeutetóide (FP). A redução da FP com o aumento da velocidade de resfriamento era esperada uma vez que esse microconstituinte cresce por mecanismo de transformação difusional reconstrutivo com o mínimo de distorção da rede cristalina conforme já exposto em (ii). No interior dos grãos da austenita prévia há a FSA, FSN e FWI, ocorrendo nessa ordem de formação conforme as suas temperaturas de transformação. O grão austenítico prévio é “preenchido” por vários pacotes desses constituintes com diferentes orientações, sendo o tamanho e quantidade dessas unidades microestruturais uma dependência direta das dimensões do grão austenítico e da taxa de resfriamento. A FSA nucleia preferencialmente a partir da FC ou diretamente do CGy e são formadas em temperaturas mais elevadas (PURDY e HILLERT, 1984). As FSN são formadas em temperaturas inferiores as da FSA e a sua segunda fase geralmente possui morfologia em blocos. Vale referir-se à 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 (1984). A FWI é formada em baixas temperaturas, nucleando em inclusões e/ou defeitos/deformações do arranjo cristalino(HARRISON e FARRAR, 1989). Todos os PTI formam através de mecanismo adifusional por deformação com redistribuição do carbono na austenita. Além disso, tanto a espessura das placas de ferrita quanto a densidade de deslocações 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 (constituinte MA) e/ou ferrita e/ou carbonetos após o resfriamento.

(iv). Observa-se a presença de perlita fina (P) até a velocidade de 1,0°C/s que, qualitativamente, apresenta-se em baixas frações em associação com a FC e FP.

(v). A martensita (M) inicia a sua formação na velocidade de resfriamento de 20°C/s a qual está presente sempre em associação com os PTI até mesmo na maior velocidade de resfriamento de 150°C/s.

Na dilatometria, as menores frações são difíceis de serem detectadas, elevando o erro da quantificação. Por exemplo, a formação da martensita não foi detectada na curva dilatométrica com taxa de 10 °C/s apesar de ter sida observada na metalografia desse CP. Outro exemplo está associado a menor tendencia de formação da perlita devido ao baixo teor de carbono do aço em questão. Já era esperado que esse constituinte seria de difícil detecção via dilatometria uma vez que a sua presença afeta timidamente a dilatação durante o ensaio. Isso foi percebido

durante os ensaios, ora detectada na primeira etapa, ora detectado na segunda etapa. Outro fator a despeito das variações dos ensaios dilatométricos é a própria heterogeneidade do material. Não foi comprovado nesse trabalho, mas CPs amostrados em regiões particionadas com teores “maiores” de carbono do que em outras afetando os resultados entre os ensaios dilatométricos.

Por fim, através da deconvolução, foi possível “determinar”, através do cálculo da área de cada gaussiana, a fração dos constituintes formado em cada condição avaliada e apresentado na Figura 5.64 Os resultados foram adequados sendo os desvios obtidos considerados como aceitáveis, especialmente quando comparado com a complexidade e o tempo necessário para a realização da metodologia para a quantificação metalográfica, Figura 5.63.

Na Figura 5.65 é apresentado o resultado das medidas de dureza realizados na escala Vickers (HV1) para todas as condições simuladas. Para as menores velocidades de resfriamento, 0,5, 1,0 e 2,0°C/s verifica-se uma certa redução no valor médio de dureza em relação ao MB. Isso está associado ao fenômeno de amaciamento por transformação microestrutural normalmente observado nos aços TMCP quando estes são soldados com elevados aportes térmicos. No caso do aço API X80, sua resistência mecânica é conferira por refino de grão, constituintes de baixa temperatura de transformação e elevada densidade de deslocações, três fatores que são alterados quando o material permanece por longos períodos (alto aporte térmico de soldagem) em elevadas temperaturas (>1100°C). Contudo, essa queda foi ‘sutil’ e inferior a 10% do valor do MB o que, segundo a literatura, indica que o amaciamento, para as condições em que se manifestou, não apresenta efeito significativo à integridade do aço API X80. De maneira geral, observa-se que 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.

O aço em questão apresenta valores de dureza inferiores a 350 HV1, mesmo para as mais altas velocidades de resfriamento nas quais observou-se a presença de martensita, que iniciou a sua formação a partir 20°C/s. O valor 350 HV é considerado na literatura como sendo crítico para susceptibilidade à formação de trincas induzidas por hidrogênio (MEESTER,1997). Aliás, verifica-se que os maiores valores de dureza ‘estabilizam’ no valor médio próximo a 300HV1 para velocidades de resfriamento superiores a 50°C/s. Basicamente, além do próprio teor de carbono (elemento controlador da dureza da martensita), esse resultado 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. Tal fato também pode ser explicado pela maior temperatura Ms do aço API X80 (devido ao seu menor teor de carbono), favorecendo o autorevenimento da M durante o resfriamento reduzindo, dessa forma, a sua dureza.

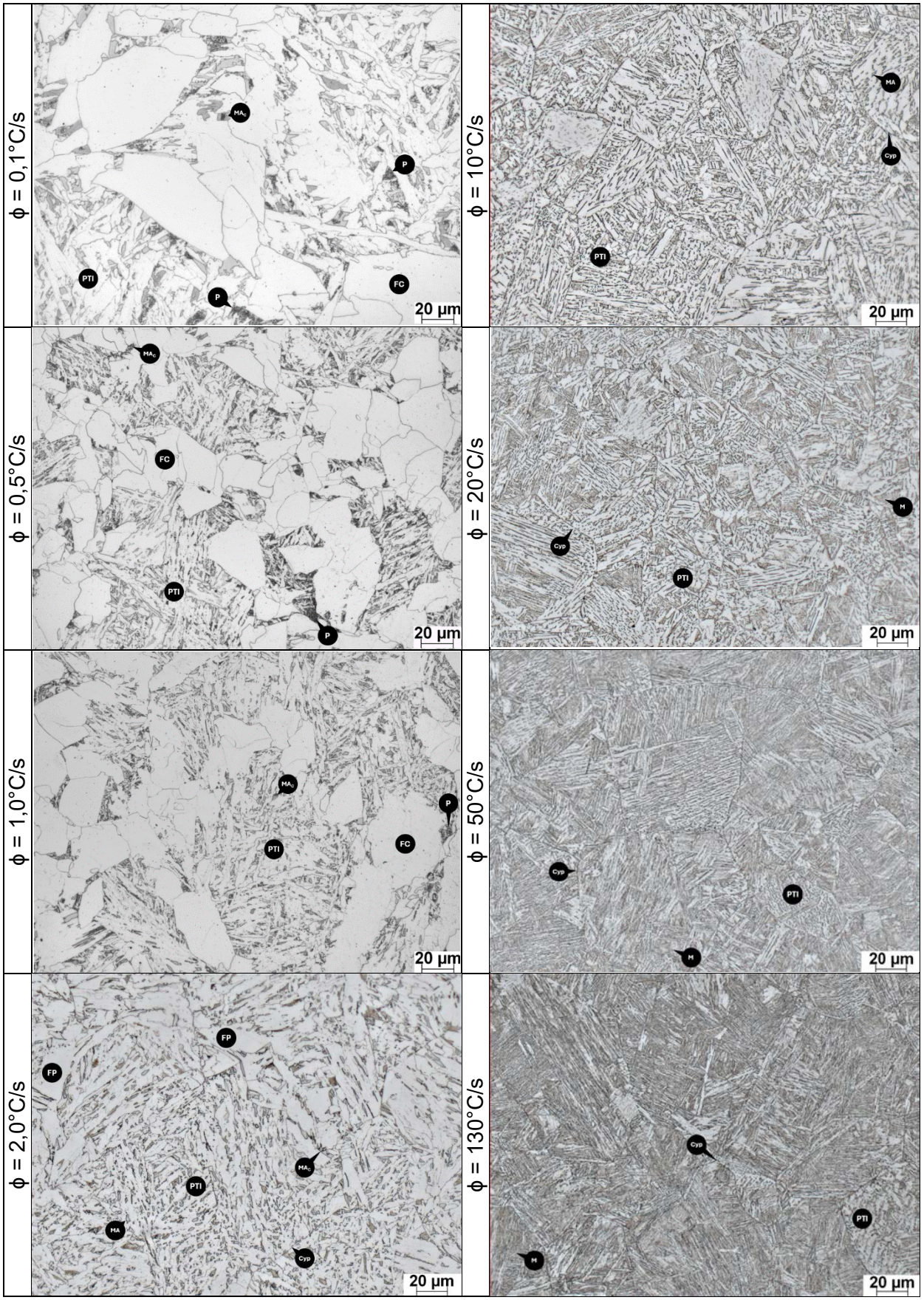


Figura 5.62 - Microestrutura observada na GGZAC simulada para algumas das condições resfriamento. Ataque com reativo químico nital 4%.

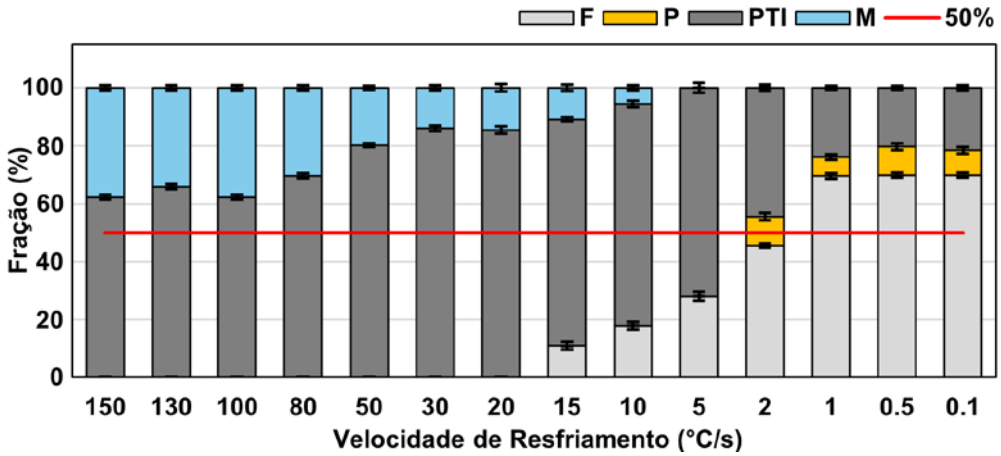


Figura 5.63 - Quantificação dos microconstituintes observados em cada condição de resfriamento.

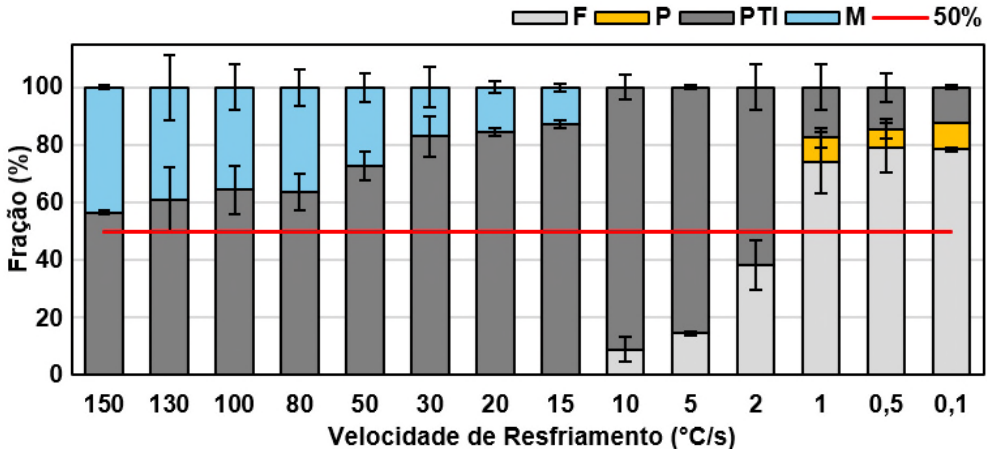


Figura 5.64 - Fração dos constituintes determinados pelo método da deconvolução.

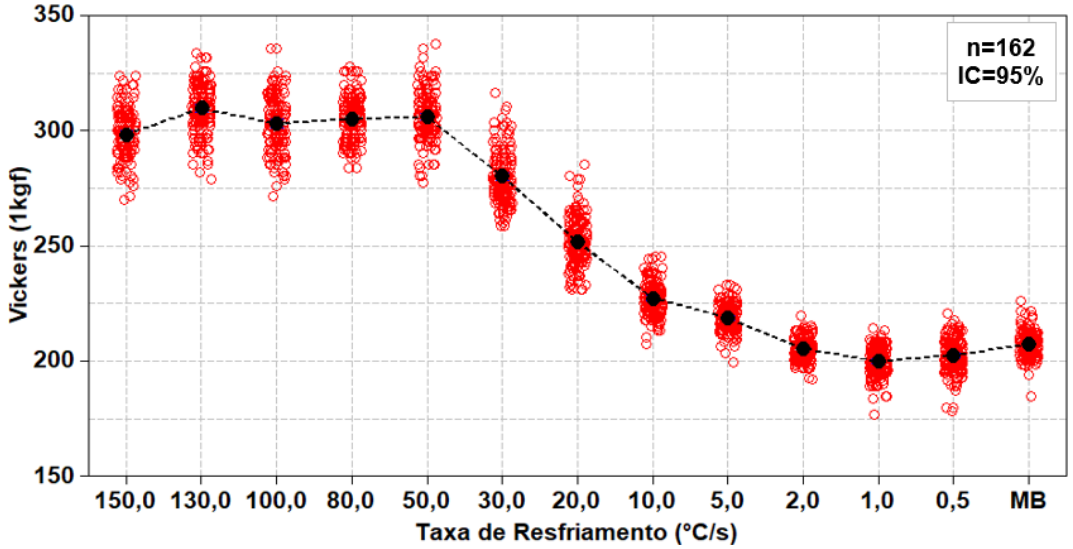


Figura 5.65 - Resultado de dureza na escala Vickers com carga de 1 kgf para cada condições de resfriamento simulada.

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 criado o diagrama CCT para a região GGZAC simulada do aço API X80 apresentado na Figura 5.66.

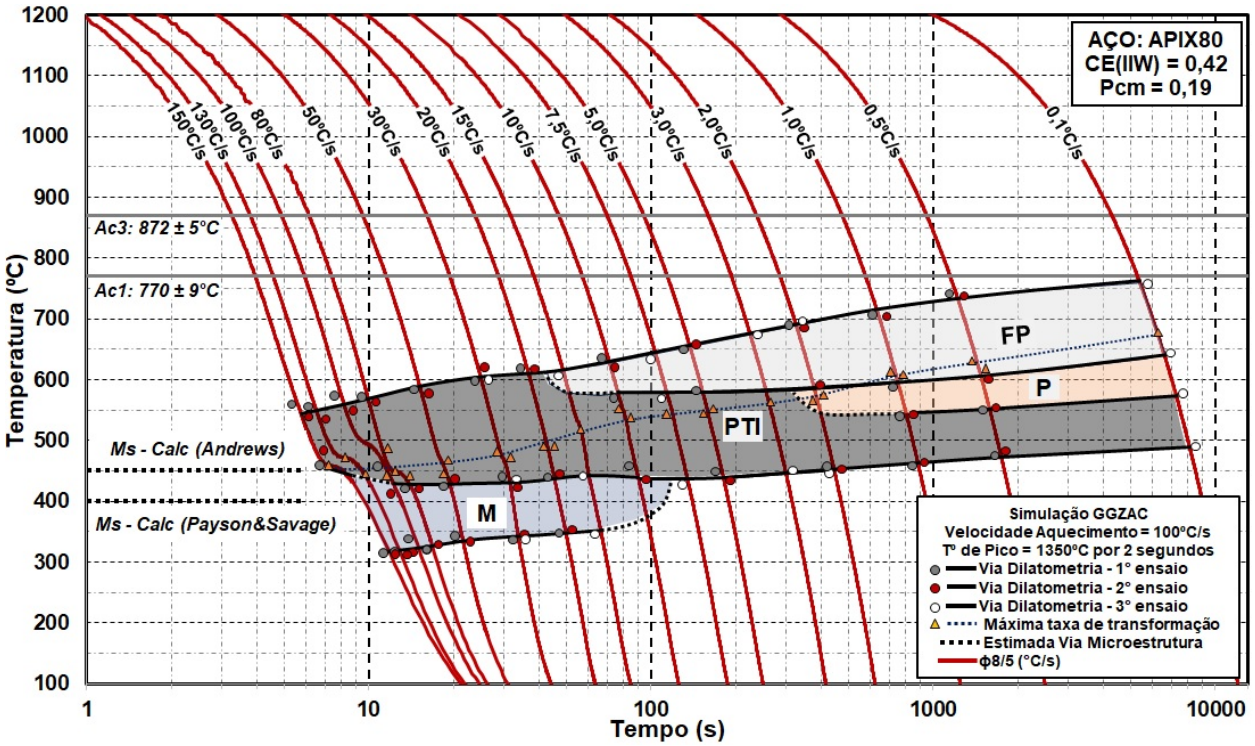


Figura 5.66 - Diagrama CCT para a região de GGZAC simulada para o aço API X80.

5.4.2. Efeito do reaquecimento intercrítico da GGZAC na formação de MA

Na Figura 5.67 é apresentando um gráfico representativo dos ensaios dilatométricos onde é possível verificar a dilatação relativa do CP em relação à temperatura simulando dois ciclos térmicos de soldagem (dois passes de soldagem). É possível observar que durante o aquecimento completo do primeiro ciclo, como esperado, o material em questão sofre austenitização completa, por apresentar uma temperatura máxima de aquecimento (temperatura de pico) próxima a 1350°C e superior a temperatura Ac3 (figura 2) do material. Esta região representaria então uma zona afetada pelo calor de grãos grosseiros (GGZAC) desenvolvida na ZAC durante a soldagem de passe único. Nessa condição, além da austenitização completa, o material também apresenta um crescimento do grão austenítico, o que normalmente ocorre de forma mais intensa para temperaturas superiores a 1100°C, conforme retratado na literatura. Através dessas curvas, foi possível identificar e analisar as temperaturas de início e término da transformação que ocorreram durante cada ciclo simulado.

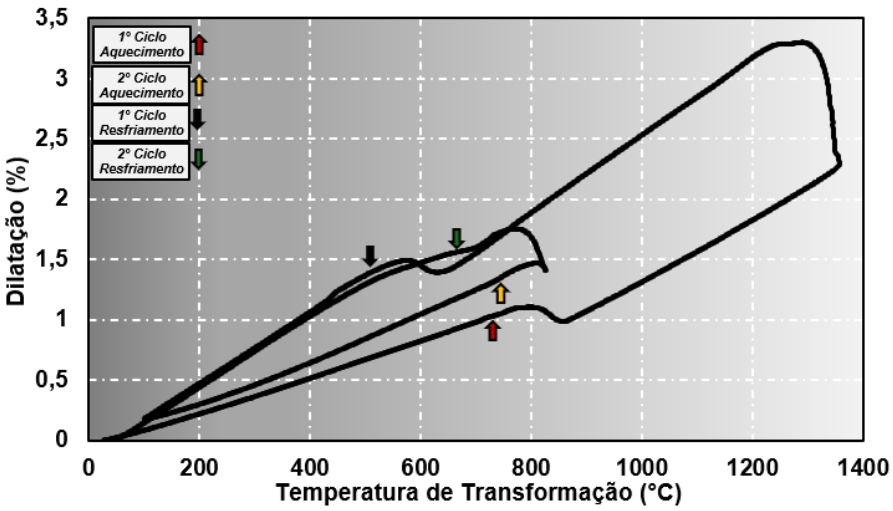
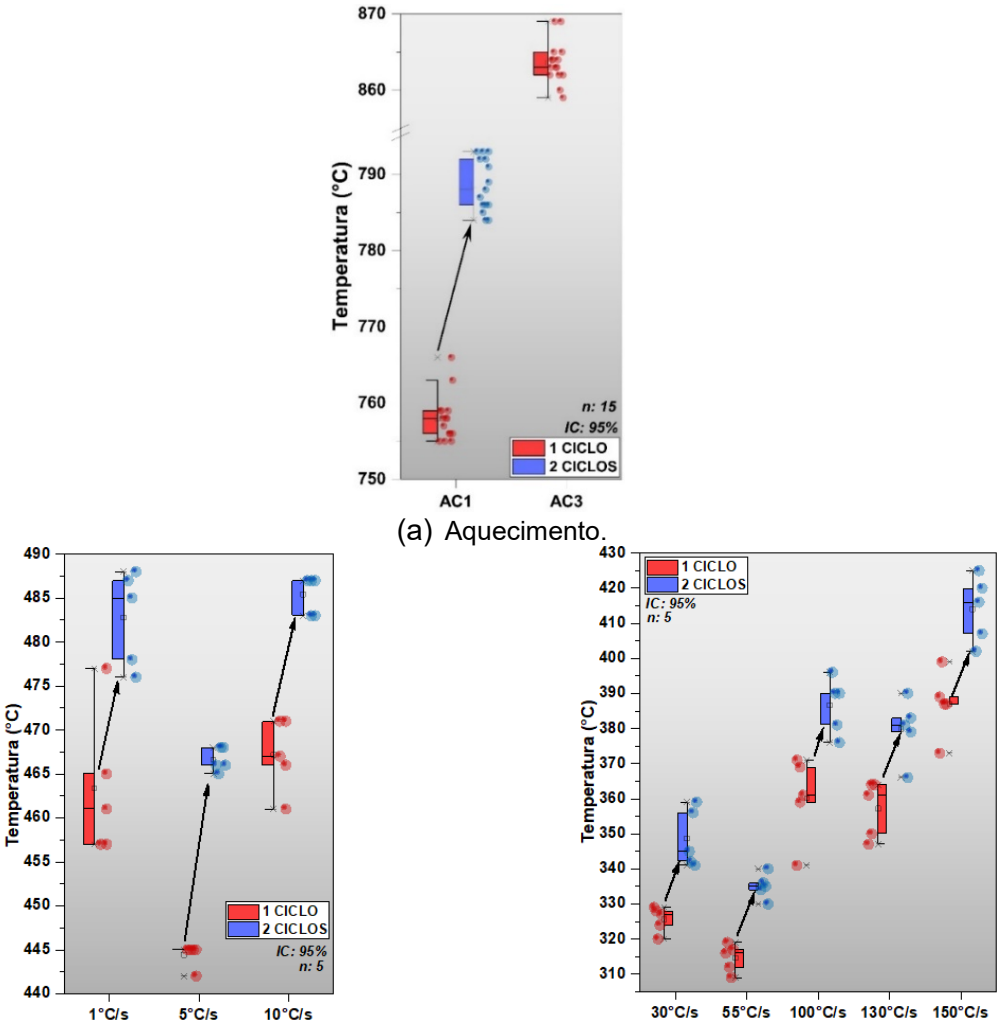


Figura 5.67 - Exemplo de um dos ciclos térmicos simulados.

Para o primeiro ciclo (simulação do primeiro passe de soldagem), durante o aquecimento, as temperaturas Ac1 e Ac3 obtidas foram 757 ± 3 °C e 864± 3 °C, respectivamente. Em comparação, a temperatura Ac1 para o segundo ciclo foi 789 ± 4 °C. Vale lembrar que a Ac3 não foi determinada para o segundo ciclo, uma vez que o aquecimento ocorreu até a temperatura de 820°C, estabelecendo a condição de reaquecimento intercrítico para o material. Análise semelhante foi realizada para o resfriamento das curvas tanto para o primeiro quanto para o segundo ciclo. Os resultados são ilustrados e apresentados na Figura 5.68 e na Tabela 5.16, respectivamente. Pode-se observar que a temperatura de início da austenitização (Ac1) durante o primeiro e o segundo ciclo de aquecimento são diferentes (~32 °C). No caso de aços totalmente ferríticos ou ferríticos/perlíticos, as temperaturas de formação da austenita dependem da taxa de aquecimento e da quantidade e morfologia da perlita (CABALLERO et al., 2000, 2001a,b). Segundo esses autores, quanto maior a taxa de aquecimento, menor será a cinética da formação da austenita proporcionando, dessa forma, a elevação das temperaturas de início e fim de transformação com o aumento da taxa de aquecimento. No entanto, há poucos trabalhos que avaliação esse comportamento da austenita em materiais com microestruturas ferríticas e bainíticas/martensíticas sendo, dessa forma, recomendado o aprofundamento no estudo desse fenômeno em trabalhos futuros. Além disso, a temperatura Ar1 durante o resfriamento após o segundo ciclo térmico também é diferente, sendo essa variação mais pronunciada para as maiores taxas de resfriamento. Isto é um indicativo de que a composição química (ou seja, a distribuição dos elementos de liga na microestrutura) pode ser diferente entre as temperaturas máxima dos dois ciclos. Acredita-se que essas diferenças nas temperaturas de transformação potencializam a formação do constituinte MA na microestrutura final do aço e maiores investigações devem ser realizadas nesse sentido em novos estudos.



(a) Aquecimento.

(b) Resfriamento TXL (Ar1).

(c) Resfriamento TXI&E (Ar1).

Figura 5.68 - Alteração das temperaturas de transformação entre o primeiro e o segundo ciclo térmico, tanto no aquecimento quanto no resfriamento. TXL: taxa de resfriamento lento; TXI&E: Taxa de resfriamento intermediário e elevado.

Tabela 5.16 - Temperaturas de transformação do aço em questão via análise das curvas dilatométricas.

AQUECIMENTO								
			1°Ciclo				**2°Ciclo**	
Ac1			755,2 ± 2				789,1 ± 4	
Ac3			864,4 ± 3				---	
RESFRIAMENTO								
1° Ciclo Térmico								
Φ8/5 (°C/s)	**1**	**5**	**10**	**30**	**50**	**100**	**130**	**150**
Ar3 (°C)	713,5 ± 17	633,2 ± 7	620,5 ± 1	573,5 ± 13	550 ± 13	569,5 ± 23	548,1 ± 23	519,3 ± 2
Ar1 (°C)	462,1 ± 17	445,5 ± 5	467,1 ± 7	327,5 ± 12	313,5 ± 6	357 ± 17	352,4 ± 16	384,5 ± 16
2° Ciclo Térmico								
Φ8/5 (°C/s)	**1**	**5**	**10**	**30**	**50**	**100**	**130**	**150**
Ar3 (°C)	---	---	---	---	---	---	---	---
Ar1 (°C)	487,1 ± 11	464,5 ± 3	490,4 ± 8	352,5 ± 13	335,5 ± 7	386,5 ± 14	379,4 ± 13	412,5 ± 16

Na figura 5.27 é ilustrado o resultado das medidas de dureza realizados na escala Vickers (HV1) para todas as condições simuladas. Observou-se que os CPs simulados com um ciclo de aquecimento apresentaram comportamento semelhante ao que já foi abordado no item anterior e apresentado na Figura 5.65, onde os resultados de dureza aumentam gradativamente com a taxa de resfriamento, sendo os maiores valores inferiores a 350 HV1. Quando comparado primeiro com o segundo ciclo, verifica-se que todos os resultados do duplo ciclo apresentam valores inferiores ao ciclo simples. Isso de certa forma já era esperado e está associado a elevação das temperaturas de transformação provocadas no segundo ciclo, conforme ilustrado na Figura 5.68, contribuindo para a formação de constituintes de menor densidade de deslocações e o próprio efeito de revenimento, recristalização/recuperação dos microsconstituintes e coalescimento e/ou solubilização de precipitados da microestrutura formada durante o primeiro ciclo térmico de soldagem simulado. Como será apresentado a seguir, a microestrutura com duplo ciclo apresenta uma certa quantidade de MA que, segundo Kim, et al. (2018), apresenta uma elevada dureza devido a sua concentração de carbono significativamente maior que no restante da matriz. O carbono tem uma elevada solubilidade na austenita e, portanto, a sua partição facilmente ocorre na austenita recém transformada devido ao segundo ciclo térmico. Durante o rápido resfriamento, o carbono “não” difunde para fora da austenita, potencializando a formação de um constituinte martensita, com alto teor de carbono, e austenita retida (BHADESHIA, 2013, 2015). Contudo, a maior dureza do constituinte MA não foi “percebida” nos resultados de dureza realizados nas diferentes microestruturas. Isto pode ter ocorrido devido ao ligeiro “empobrecimento” do teor de carbono nas regiões adjacentes ao constituinte MA devido a sua formação em associação as outras hipóteses citadas anteriormente. Além disso, por ser relativamente pequeno em relação a matriz microestrutural, as propriedades do MA são mais bem determinadas via ensaios de nano dureza, o que não foi realizado nesse estudo.

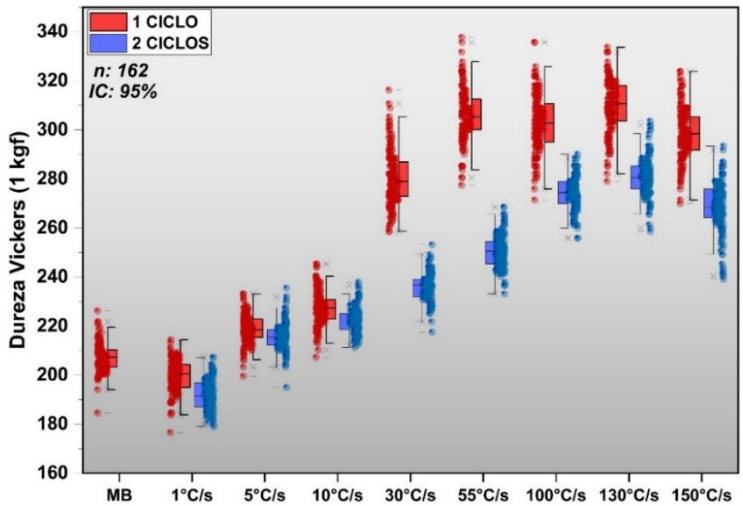


Figura 5.69 - Resultado de dureza na escala Vickers com carga de 1 kgf para todos os CPs simulados.

As microestruturas identificadas em algumas condições de baixa e alta velocidade de resfriamento são apresentadas de forma sucinta no anexo XVI. A análise microestrutural foi realizada via MO e MEV, no meio da espessura, no centro do CP dilatométrico (abaixo da região do termopar de controle) e após ataque com reativo nital 4%. Através dessas análises é possível afirmar que:

(i) Com a aplicação do segundo ciclo térmico verificou-se a ocorrência de alterações microestruturais morfologicamente perceptíveis somente nas regiões coincidentes com os contornos do grão austenítico prévio.

(ii) Também notou-se que o crescimento de grão da austenita previa foi, aparentemente, insignificante com a aplicação do segundo ciclo. De fato, isso já era esperado e foi associado a aplicação de um curto tempo de permanência (2s) em uma baixa temperatura de pico (820°C) para o segundo ciclo.

(iii) Na Figura 5.70 e na Tabela 5.17 são apresentados os resultados da quantificação do constituinte MA. A quantificação foi realizada em 15 imagens, para cada condição simulada, obtidas a partir dos resultados de EBSD, Figura 5.71. Para identificar e quantificar com precisão os constituintes MA, foi usada a análise EBSD. A austenita retida foi distinguida da matriz por sua estrutura cristalina CFC, enquanto a martensita foi identificada como sendo as áreas de baixa indexação (baixa qualidade de imagem) nos mapas de figuras de polos inversos (IPF), resultante da alta densidade de defeitos e da distorção da rede. Para que isso seja possível, as imagens obtidas não foram submetidas aos procedimentos de limpeza somente foi realizado a exclusão de pontos indexados falsamente (padrões sobrepostos em limites de grãos – incertezas no padrão Kikuchi), que apresentam qualidade de imagem elevado. Em seguida, os mapas com áreas martensíticas foram sobrepostos com os mapas de fase, permitindo a “visualização” dos constituintes MA e a sua quantificação via *software* livre ImageJ®. A metodologia aqui utilizada foi a mesma empregada por Bertolo et al (2023). Com o segundo ciclo térmico, observou-se a formação de uma rede do constituinte MA nos contornos do grão austenítico prévio. Embora a microestrutura não tenha sido substituída, a temperatura intercrítica muito baixa limitou a formação do constituinte MA aos limites dos contornos de grão da austenita prévia e o curto período na temperatura máxima minimizou qualquer aumento significativo na fração volumétrica de MA nos limites. De forma geral, independente da condição avaliada, as ICGGZACs simuladas foram as que apresentam as maiores concentrações de MA em comparação às GGZACs. Verificou-se que a taxa de resfriamento de 5°C/s foi a que apresentou as maiores frações de MA, com 5,6±0,4% para a GGZAC e 8,2±0,6% para a ICGGZAC. Observa-se que a fração de MA apresenta uma redução para a condição de 1°C/s. Acredita-se que esse resultado possa estar associado ao fenômeno de decomposição do MA em ferrita e carbonetos, ocorrência similar a observada por Ikawa et al.(1980), Figura 5.72. Para as maiores velocidades de resfriamento,

tanto para a GGZAC quanto para a ICGGZAC, as frações de MA foram inferiores a 1,5%, indicando que condições de soldagem multipasses empregando elevados aportes térmicos são mais propensos à formação desse constituinte. Com relação a validação dessa metodologia, vale destacar que o ataque químico Nital 4% não é adequado para a visualização do MA e para estudos futuros recomenda-se a realização da quantificação desse constituinte via solução combinada picral com metabissulfito de sódio e/ou somente a solução LePera.

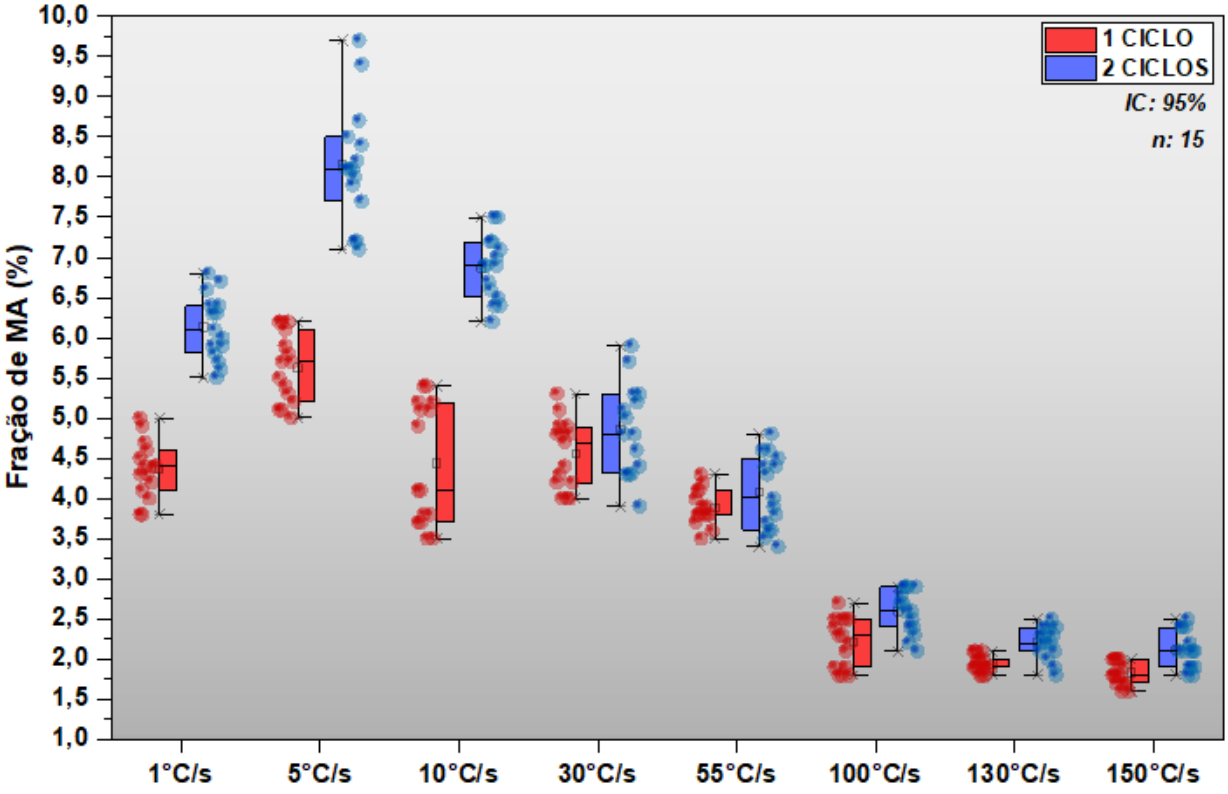
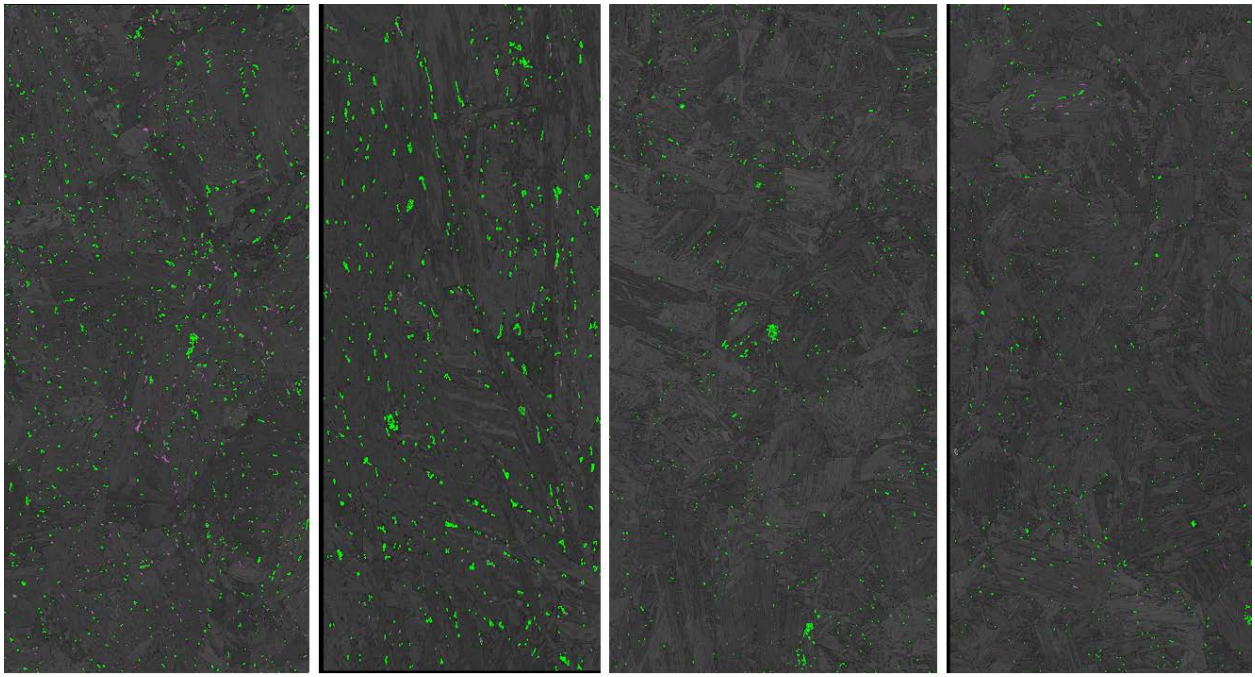


Figura 5.70 - Resultado da quantificação do constituinte MA empregando o software ImageJ® e resultados de análise via EBSD.

Tabela 5.17 - Resultado da quantificação do constituinte MA empregando o software ImageJ® e resultados de análise via EBSD.

1° Ciclo Térmico								
Φ8/5 (°C/s)	**1**	**5**	**10**	**30**	**50**	**100**	**130**	**150**
t8/5 (s)	**300,0**	**60,0**	**30,0**	**10,0**	**6,0**	**3,0**	**2,3**	**2,0**
MA (%)	4,4±0,4	5,6±0,4	4,4±0,8	4,6±0,4	3,9±0,2	2,2±0,3	1,9±0,1	1,8±0,1
2° Ciclo Térmico								
Φ8/5 (°C/s)	**1**	**5**	**10**	**30**	**50**	**100**	**130**	**150**
t8/5 (s)	**300,0**	**60,0**	**30,0**	**10,0**	**6,0**	**3,0**	**2,3**	**2,0**
MA (%)	6,1±0,4	8,2±0,6	6,9±0,4	4,9±0,6	4,1±0,5	2,6±0,3	2,2±0,2	2,1±0,2



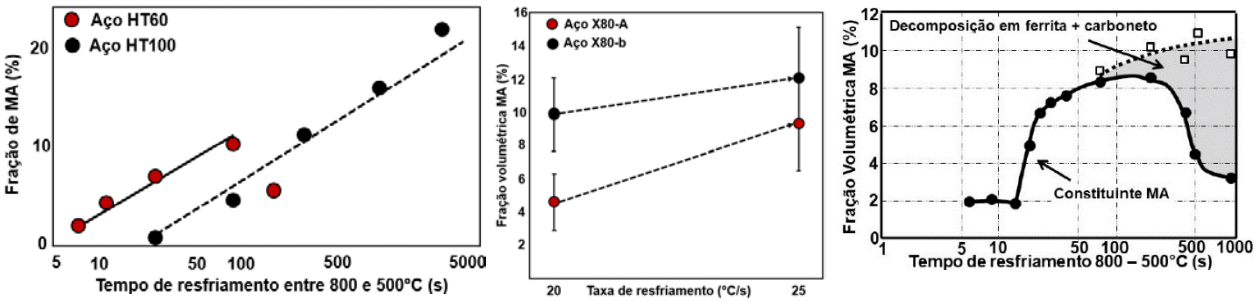
(a) 1°C/s (b) 5°C/s. (c) 55°C/s. (d) 150°C/s.

Figura 5.71 - Resultado da análise via EBSD realizada em algumas amostras para a determinação do constituinte MA.

Verifica-se que as taxas mais lentas de resfriamento são as que apresentam as maiores frações de MA sendo para essas condições a maior diferença observada entre os resultados do ciclo simples e do ciclo duplo. Além da composição química e da temperatura de pico, a taxa de resfriamento também afeta a formação do constituinte MA. Embora o MA tenha sido amplamente estudado nas últimas décadas, o efeito da taxa de resfriamento em sua fração volumétrica permanece ambíguo (MOHSENI, 2012), onde alguns pesquisadores mostraram que o aumento da taxa de resfriamento provoca a elevação da fração de MA (SHIGA et al. 1982; BUFALINI et al. 1985; HAN et al. 2010), enquanto outros trabalhos sugerem que uma diminuição na fração de MA ocorre com taxas mais lentas de resfriamento (WANG e YANG, 1992; OKADA, H. et al, 1995; WANG et al. 2006; MOEINIFAR et al. 2011). González et al. (2008) relataram um aumento na porcentagem de MA com aumento da taxa de resfriamento para um aço API X80 durante o tratamento térmico. Em contraste, Moeifar et al.(2011) usaram a Gleeble para simular a ZAC de um aço X80 formada por um ciclo térmico de soldagem tandem a arco submerso e relataram uma diminuição na porcentagem de MA com o aumento da taxa de resfriamento. Segundo Matsuda et al. (1996), Figura 5.72(a), a fração de MA eleva com o aumento do tempo de resfriamento (taxa de resfriamento mais lenta) para diferentes aços. Em contraste, Han et al. (2010) mostraram que há um aumento na fração MA com um aumento na taxa de resfriamento, Figura 5.72(b).

Já o trabalho de Ikawa et al. (1980), Figura 5.72(c), foi demonstrado que a fração de MA cresce significativamente com o tempo de resfriamento t8/5. Também é possível verificar que a partir de tempo de resfriamento elevados inicia-se a decomposição do constituinte MA em ferrita e

carbonetos iniciando a aparição de produtos de alta temperatura de transformação como a ferrita poligonal. 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 de juntas soldadas.



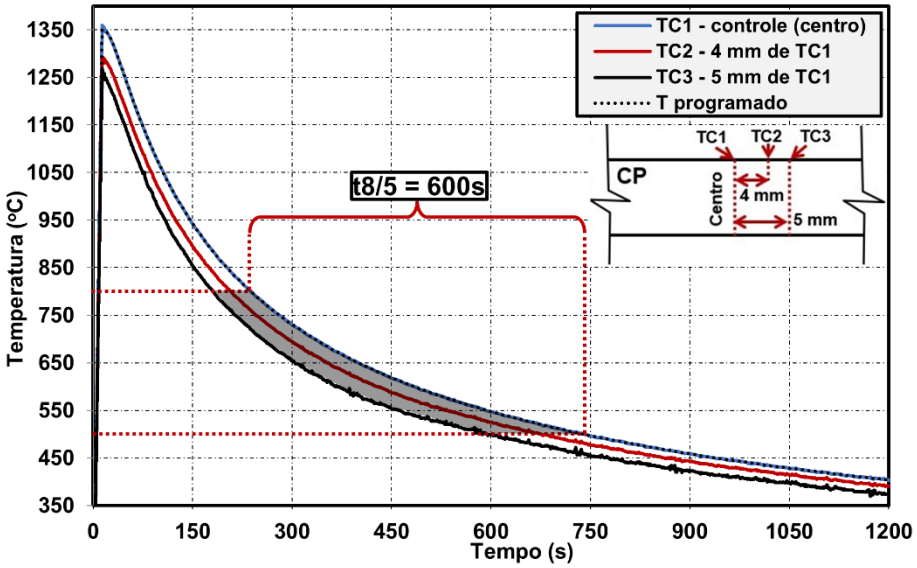
(a) Trabalho de Matsuda et al.(1996). (b) Trabalho de Han et al.(2010). (c) Trabalho de Ikawa et al.(1980).

Figura 5.72 - Efeito da velocidade de resfriamento na formação de MA na ZAC.

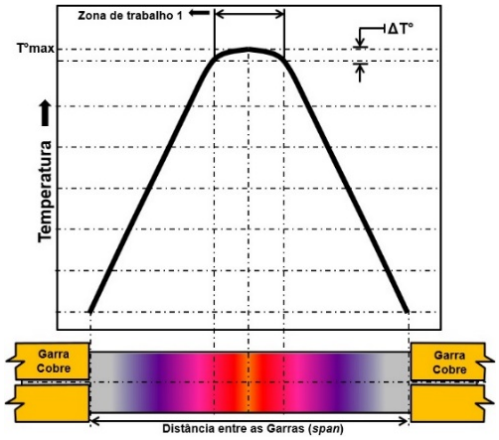
No próximo item, será apresentado o efeito da presença do constituinte MA na tenacidade ao impacto Charpy-V de corpos de prova da ICGGZAC simuladas na Gleeble para algumas das condições avaliadas nesse item.

5.4.3. Simulação dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento Gleeble

Na Figura 5.73 é apresentado o ciclo térmico de soldagem simulado em uma condição lenta de resfriamento, ΦT°8/5 = 0,5°C/s (t8/5 = 600s). Além do termopar de controle central (TC1), para avaliar a extensão da GGZAC reproduzida, foram soldados um segundo (TC2) e um terceiro (TC3) termopar a 4,0 e 5,0 mm do centro do comprimento do CP, respectivamente. Observa-se que os valores de temperaturas medidos pelo termopar TC1 foram coincidentes com a curva programada (T°x), ratificando que com a utilização do equipamento Gleeble é possível reproduzir com precisão os ciclos térmicos de soldagem segundo a expressão de Rykalin 2D. Por outro lado, em regiões próximas das garras de cobre, há uma redução da temperatura em relação ao programado. Segundo Easterling (1983), o perfil de temperatura ao longo do comprimento do CP segue um perfil parabólico à medida que se distancia do centro, conforme ilustrado na Figura *5.73*(b).



(a) Ciclo térmico simulado na condição de Φ8/5 = 0,5°C/s.



(b) Variação da temperatura ao longo do comprimento do CP. Adaptado de Bancel (1992).

Figura 5.73 - Ciclo térmico simulado na condição de Φ8/5 = 0,5°C/s e ilustração da variação de temperatura ao longo do comprimento do CP.

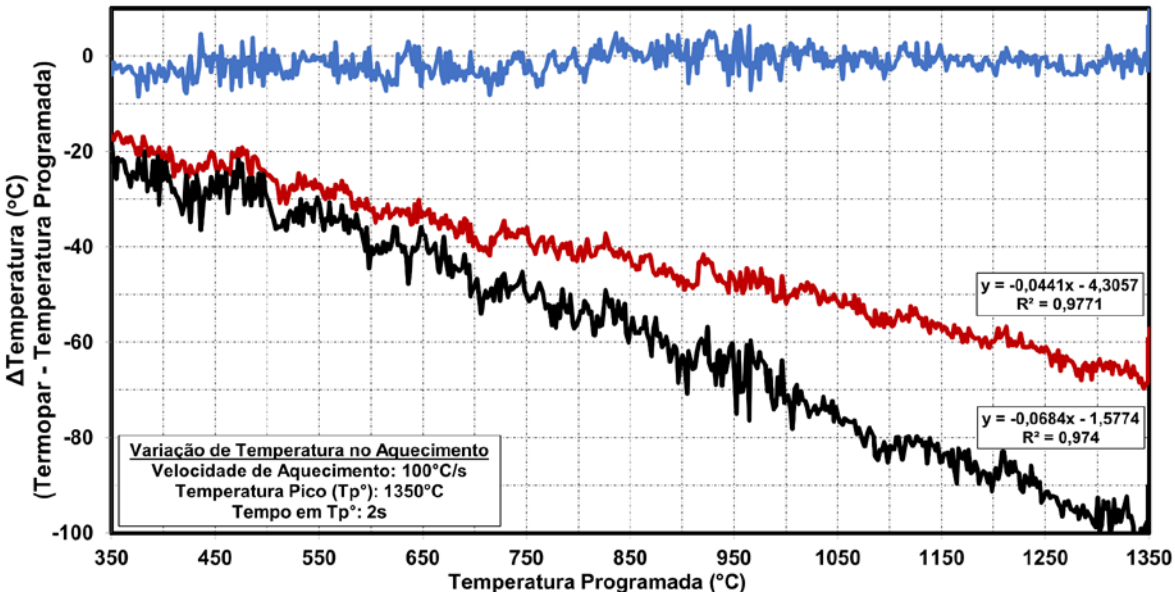
Na Figura 5.74 é apresentada a variação de temperatura (ΔT°), no aquecimento e no resfriamento, para a condição t8/5 de 500 segundos. Observa-se que o termopar de controle (TC1) praticamente não apresenta variação em relação a T°x. A variação mais significativa ocorre na etapa de aquecimento, porém, inferior a ±10°C. Para os termopares TC2 e TC3, tanto no aquecimento quanto no resfriamento, a diferença da temperatura em relação a T°x (ΔT°) aumenta gradualmente à medida que se aproxima da temperatura de pico (1350°C). Acredita-se que os maiores valores de ΔT° para os termopares TC2 e TC3 observados em temperaturas próximas a 1350°C são consequência de uma maior atuação do sistema de resfriamento das garras de cobre em relação à potência elétrica fornecida para os CPs. Isso ocorre devido ao balanço térmico gerado entre o aquecimento por efeito *Joule* e a extração de calor pelas garras de cobre posicionadas nas extremidades dos CPs. Portanto, é possível que, em temperaturas

próximas à temperatura de pico, o sistema de controle do *software* HAZ atue, fornecendo uma menor corrente elétrica (redução da taxa de aquecimento por efeito *Joule*) e minimizando o risco de ultrapassar a temperatura de pico programada.

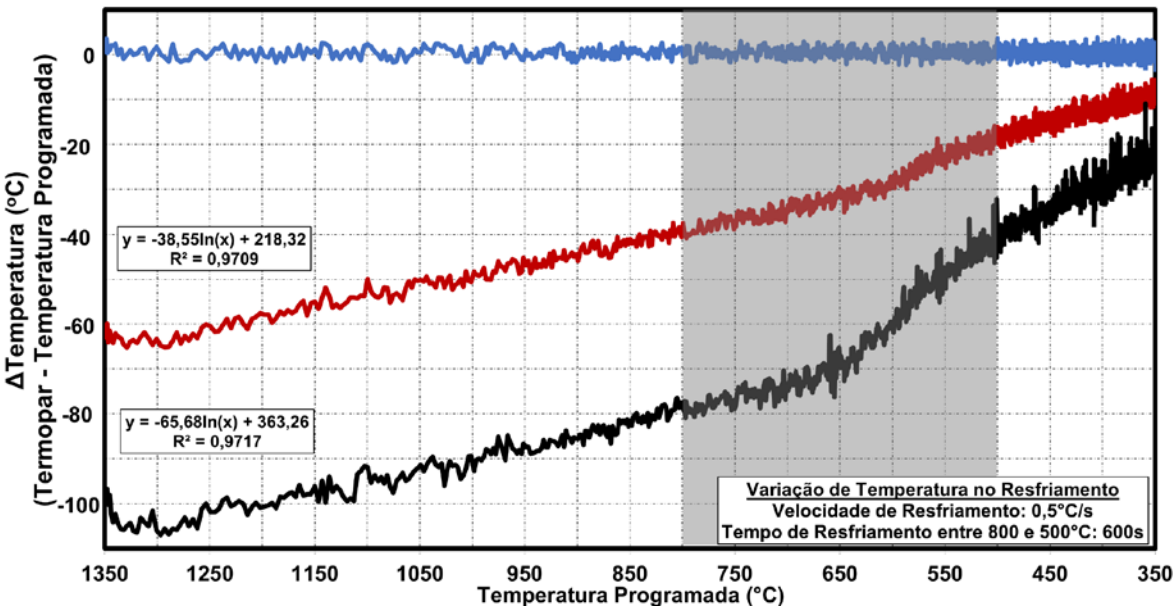
Na Figura 5.75 é apresentada a variação de temperatura registradas pelo termopar de controle (TC1) durante o resfriamento entre 800 e 500°C para as condições Δt8/5= 200s, 320s e 500s. Conforme observado na Figura 5.74, é possível verificar que na região central do CP, região de interesse para avaliação da microestrutura, das propriedades em tração e da tenacidade Charpy-V, os valores de temperatura foram precisos (termopar TC1), podendo considerar que as variações entre os valores programados e obtidos não foram significativas (inferiores a ± 2°C).

Na Figura 5.76 são evidenciadas as regiões próximas à temperatura de pico e entre 800 e 500°C dos ciclos térmicos simulado nas condições de ΦT°8/5 = 0,5°C/s (t8/5 = 600s) e ΦT°8/5 = 5,0°C/s (t8/5 = 60s). Como esperado, há uma redução da temperatura obtida em relação ao programado ao longo do comprimento do CP à medida que se distância da região central (TC1). Para a temperatura de pico, verificou-se que a redução da temperatura em relação ao programado para a condição de t8/5 = 70s, a 4 mm (TC2) e a 5 mm (TC3) do centro, foi de 19 e de 40°C respectivamente. Já para a condição t8/5 = 500s, a variação da temperatura em relação ao programado foi superior, sendo 63°C para o TC2 e 91°C para o TC3. Com relação à faixa de temperatura entre 800 e 500°C de resfriamento, observou-se que os termopares TC2 e TC3, registraram uma pequena variação em relação ao programado. Para a condição t8/5 = 70s verificou-se 11 e 39°C de variação em relação ao programado para os termopares TC2 e TC3, respectivamente. Com relação à condição t8/5 = 500s, a variação foi um pouco maior, 36°C para o TC2 e 72°C para o TC3. É possível inferir que a redução da taxa de resfriamento ou elevação do tempo de resfriamento aumenta a diferença entre a temperatura programada e a obtida para regiões distantes do centro do comprimento do CP.

Apesar das variações observadas em locais distantes do centro, 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, compreendida entre 1100 e 1450°C (ESTARLING, 1983; KOU, 2006).



(a) Variação da temperatura durante o aquecimento na taxa de 100°C/s.



(b) Variação da temperatura durante o resfriamento na taxa de 0,5°C/s.

Figura 5.74 - Variação da temperatura programada (T°x) e obtida durante a simulação da condição Φ8/5 = 0,5°C/s.

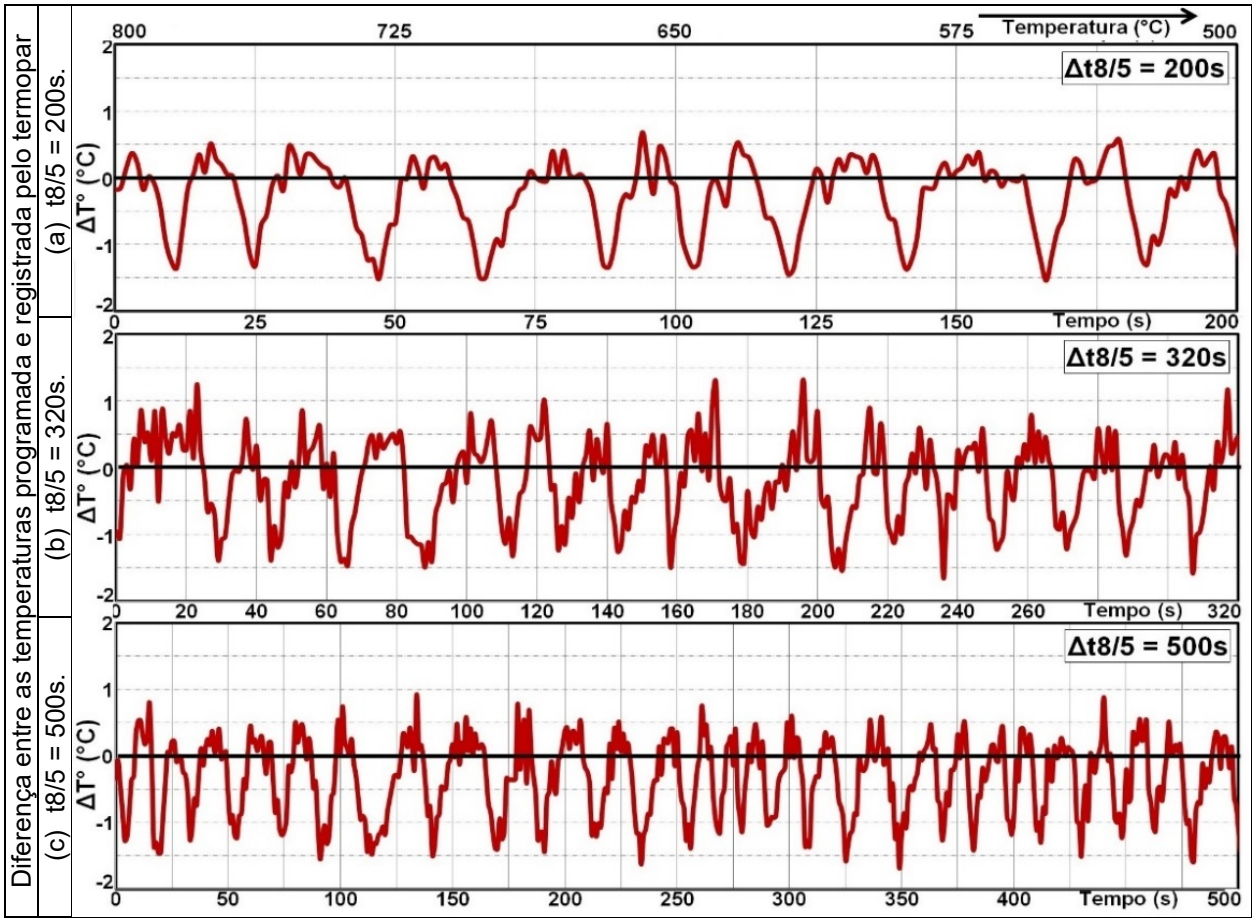


Figura 5.75 - Diferença entre a temperatura programada e registradas no termopar de controle.

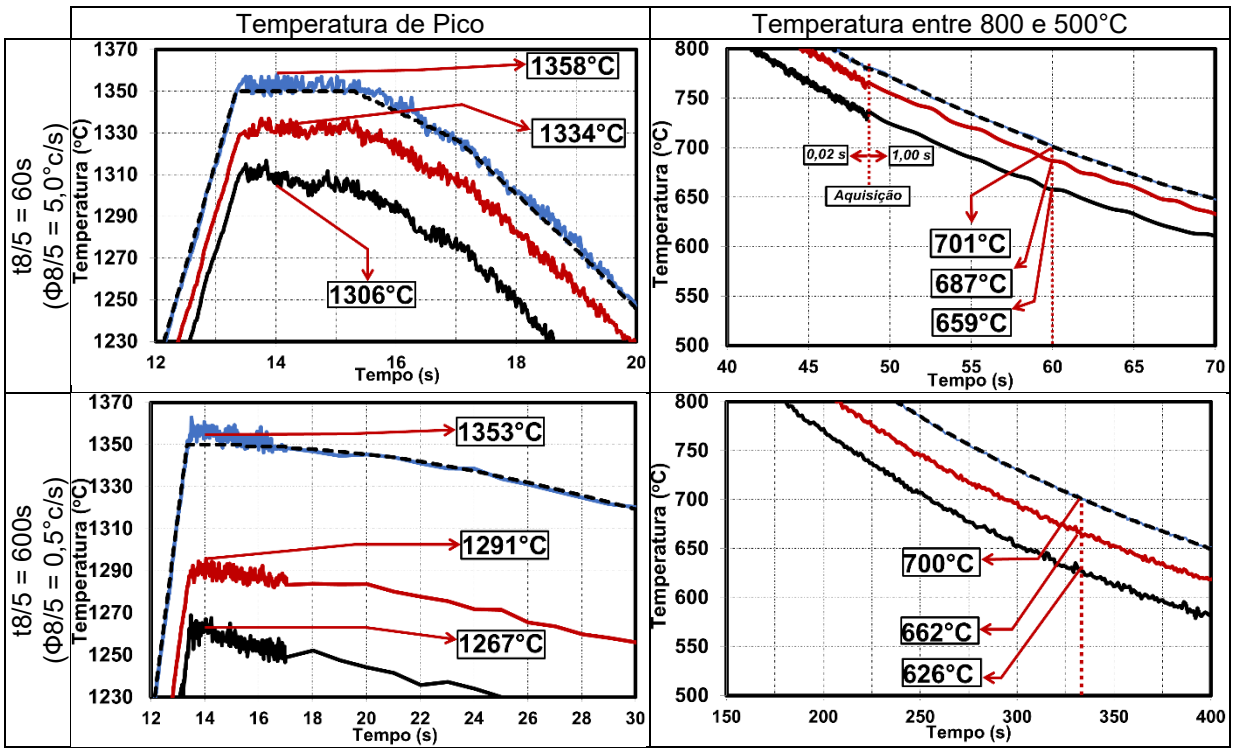


Figura 5.76 - Variação do perfil térmico transversalmente ao CP durante a execução dos ciclos térmicos de soldagem no equipamento Gleeble. Φ8/5 = 0,5°C/s & Φ8/5 = 5,0°C/s.

Para evidenciar a homogeneidade microestrutural da GGZAC obtida através das simulações foi realizada análise macroestrutural de alguns CPs. Na Figura 5.77 é apresentada a macroestrutura após ataque com reativo nital 4%, associada aos mapas de dureza Vickers dos CPs simulados nas condições t8/5 igual a 200 e 10s. Constatou-se que a região simulada (determinada através da homogeneidade microestrutural e de dureza, abaixo do termopar TC1), apresenta uma largura de 10,8 mm, para o CP t8/5 = 200s, e 7,4 mm, para o CP t8/5 = 10s, coerente com os resultados apresentados nas figuras anteriores. De forma geral, verificou-se que a extensão da região simulada, para o equipamento Gleeble, está compreendida entre 35% (condição t8/5 = 10s) e 45% (condição t8/5 = 200s) do comprimento de trabalho ou *span* utilizado.

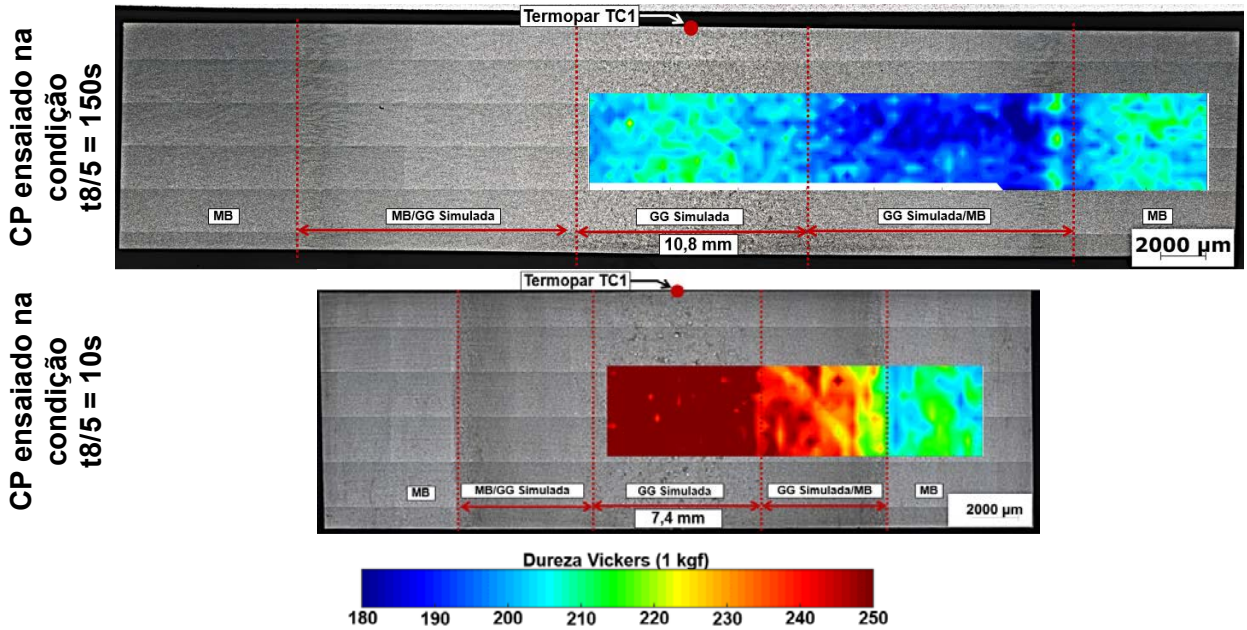


Figura 5.77 – Macrografia com sobreposição de mapas de dureza Vickers de dois CPs após simulação no equipamento Gleeble.

Além disso, verificou-se que, em ambos os lados da GGZAC simulada, há uma grande variação microestrutural entre a GGZAC simulada e o MB. A formação dessas regiões de transição estão associadas à redução da temperatura de pico (Tp visada = 1350°C) à medida que se afasta da região central dos CPs, atingindo temperaturas cada vez menores em relação à faixa de temperatura da GGZAC que se deseja simular (1450 – 1100°C).

Segundo Devillers et al. (1988) e Hanus (1989) 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 à microestrutura obtida. Este tipo de comportamento indica 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 (DEVILLER et al., 1989). 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, há uma maior probabilidade de ocorrer níveis elevados de tensões na ponta do entalhe, favorecendo a ruptura ‘prematura’ dos CPs. Para os casos de maior região simulada a tensão na ponta do entalhe independe das propriedades das regiões de transição formadas e do metal de base. Segundo Lian e Denys (1990) em aços convencionais (normalizados) é possível que a região de transição se apresente mais resistente que o metal de base, mas para os aços TMCP esses locais podem apresentar redução de dureza e, dessa forma, queda de resistência mecânica, como será apresentado a seguir. Por fim, por meio das análises macroestruturais realizadas nos CPs simulados, foi possível inferir que as condições utilizadas neste estudo propiciaram a geração de CPs da GGZAC com um volume microestrutural considerável para a realização dos ensaios propostos, com uma extensão maior que os 6 mm mínimos recomendados por Devillers et al. (1988).

A seguir serão apresentados os resultados dos ensaios de tração e Charpy-V, e do mapeamento de dureza Vickers, realizados nos CPs referentes a cada GGZAC simulada na Gleeble, de forma a determinar a variação da soldabilidade do aço API X80 em função do tempo de resfriamento entre 800 e 500°C (t8/5). Na Figura 5.78 é ilustrado a quantidade de CPs válidos, empregados em cada etapa da avaliação das propriedades mecânicas das GGZACs obtidas.

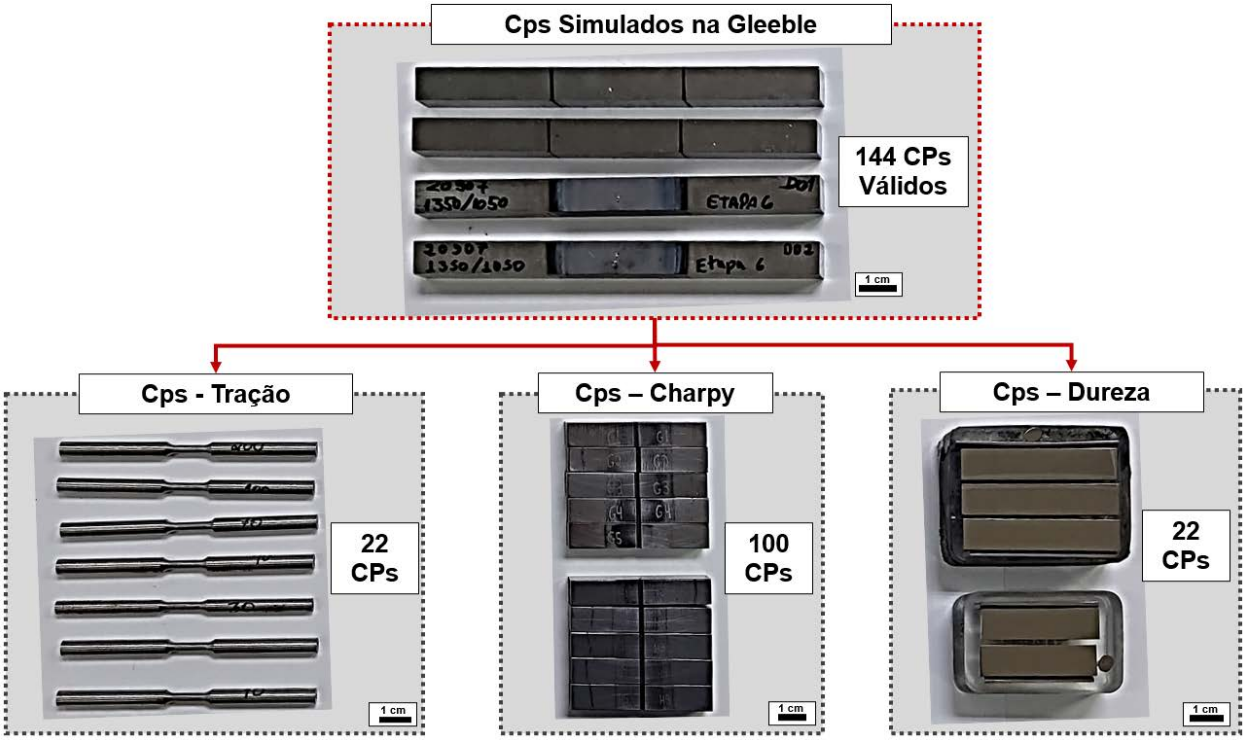


Figura 5.78 - Fluxograma ilustrando a quantidade de CPs empregados em cada etapa da avaliação dos ensaios mecânicos das GGZACs simuladas na Gleeble.

a) Mapeamento de dureza Vickers

Os valores médios de dureza Vickers (1kgf) obtidos tanto na região simulada (região central abaixo do TC1) quanto nas regiões de transição (regiões próximas às garras de cobre, conforme apresentado na Figura 5.77), são apresentados na Figura 5.79 para todas as condições avaliadas. Na figura 28 é apresentado o mapeamento de dureza Vickers realizado ao longo do CP de algumas das GGZAC simuladas.

Observa-se que, na região simulada, o aumento da taxa de resfriamento provoca uma elevação nos valores médios de dureza, sendo que esse efeito passa a ser mais pronunciado para as condições de resfriamento superiores a 10°C/s (t8/5 < 30s). Essa elevação de dureza é devido à formação de microconstituintes de baixa temperatura de transformação, os quais foram favorecidos pelas elevadas taxas de resfriamento. O valor 350 HV é considerado na literatura como sendo crítico para susceptibilidade à formação de trincas induzidas por hidrogênio (EASTERLING, 1983; MEESTER, 1997; KAWANO, 2002). Tal fato não é observado para o aço API X80 mesmo para a mais alta taxa de resfriamento avaliada, 50°C/s (t8/5 = 6s). Basicamente, a presença de microconstituintes de menor dureza para as condições de elevado resfriamento são em decorrência dos menores teores de carbono e valores de carbono equivalente e, possivelmente (hipótese não avaliada nesse estudo), devido ao menor tamanho de grão da austenita prévia dos aços API X80. Esses resultados de dureza Vickers indicam que o aço TMCP API X80 apresenta uma baixa susceptibilidade ao trincamento a frio por hidrogênio.

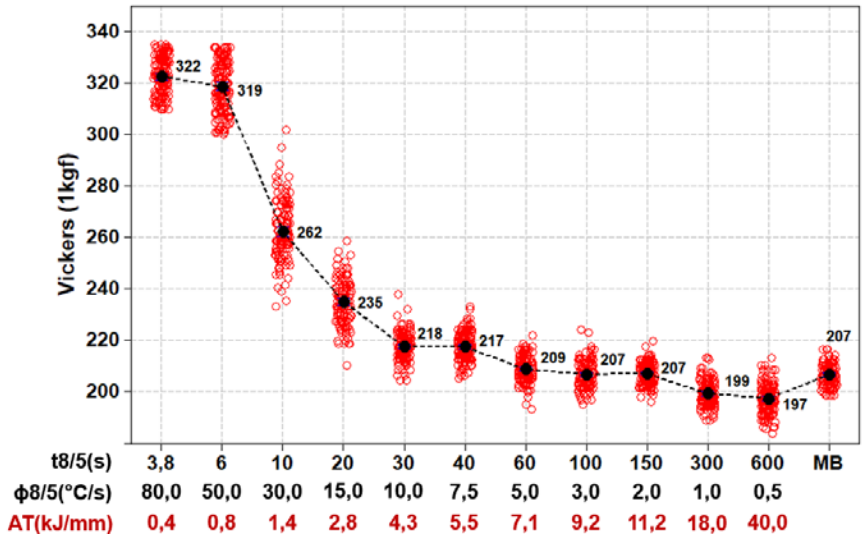
Para as menores taxas de resfriamento, o aço em questão apresentou uma redução dos valores de dureza em relação ao metal de base. A partir dos tempos t8/5 superiores a 70s, observa-se que o amaciamento ocorre não somente nas regiões de transição (extremos dos CPs) mas também na área simulada, abaixo do termopar de controle. Para a condição 0,6°C/s observou 4,8% de amaciamento na região simulada e 12,6% na ZAC.

Na Figura 5.80, na qual é apresentado as macrografias com os mapas de dureza sobrepostos, é possível evidenciar a variação de dureza ao longo dos CPs para cada taxa de resfriamento. Na condição de menor taxa de resfriamento é possível observar a região onde ocorreu o amaciamento do aço API X80, próxima às garras de cobre. Com a redução das taxas de resfriamento o amaciamento passa a ser cada vez mais efetivo manifestando em uma maior extensão dos CPs.

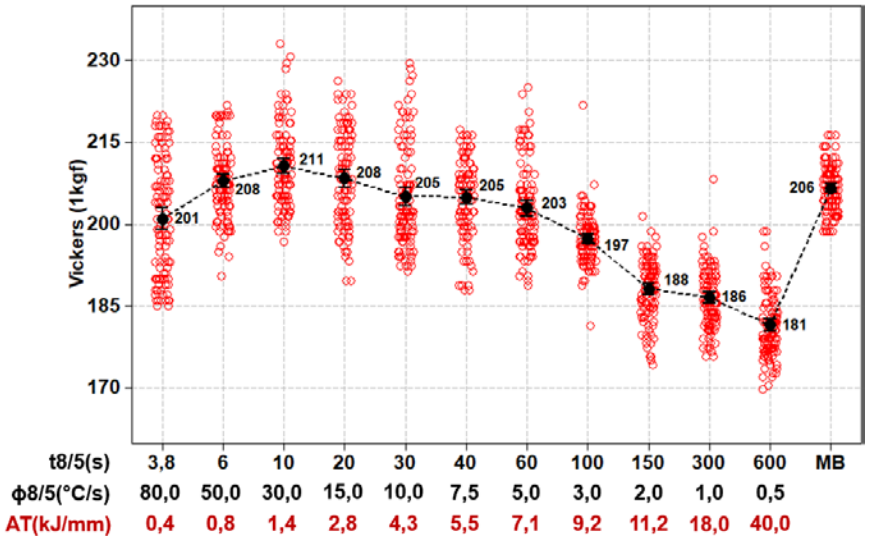
No caso dos aços TMCP, parte da resistência mecânica é obtida através de transformações microestruturais, endurecimento pelo aumento da densidade de discordâncias e refino do grão ferrítico. Dessa forma, quando esses materiais são submetidos a ciclos térmicos que resultam em baixas taxas de resfriamento, como o caso da soldagem com elevado aporte térmico, haverá a redução dos valores de dureza e, consequentemente, queda das propriedades em tração devido à perda de parte do endurecimento imposta pela etapa de resfriamento acelerado. Essa

parcela, por sua vez, não pode ser restaurada devido aos baixos teores de carbono e valores de carbono equivalente, impossibilitando a formação de microestruturas de maior resistência mecânica (EASTERLING, 1983; HARRISON e HART, 1995; SILVA, 2010;KAWANO, 2002).

Esse fenômeno, conhecido como amaciamento por transformação, é consequência das alterações irreversíveis da microestrutura metaestável dos aços TMCP quando expostas a temperaturas superiores a A_{C1}. Segundo Unfried et al.(2009), durante o resfriamento subsequente, a austenita formada transforma-se em constituintes com menor densidade de discordâncias e com maior tamanho de grão, exibindo, portanto, menor resistência mecânica quando comparada com a microestrutura original do MB. 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 discordâncias.



(a) Região central simulada, abaixo do termopar de controle TC1.



(b) Transição entre a região simulada e o MB, próximas as garras de cobre.

Figura 5.79 - Distribuição dos valores de dureza na GGZAC simulada e na região de transição para algumas condições simuladas no equipamento Gleeble

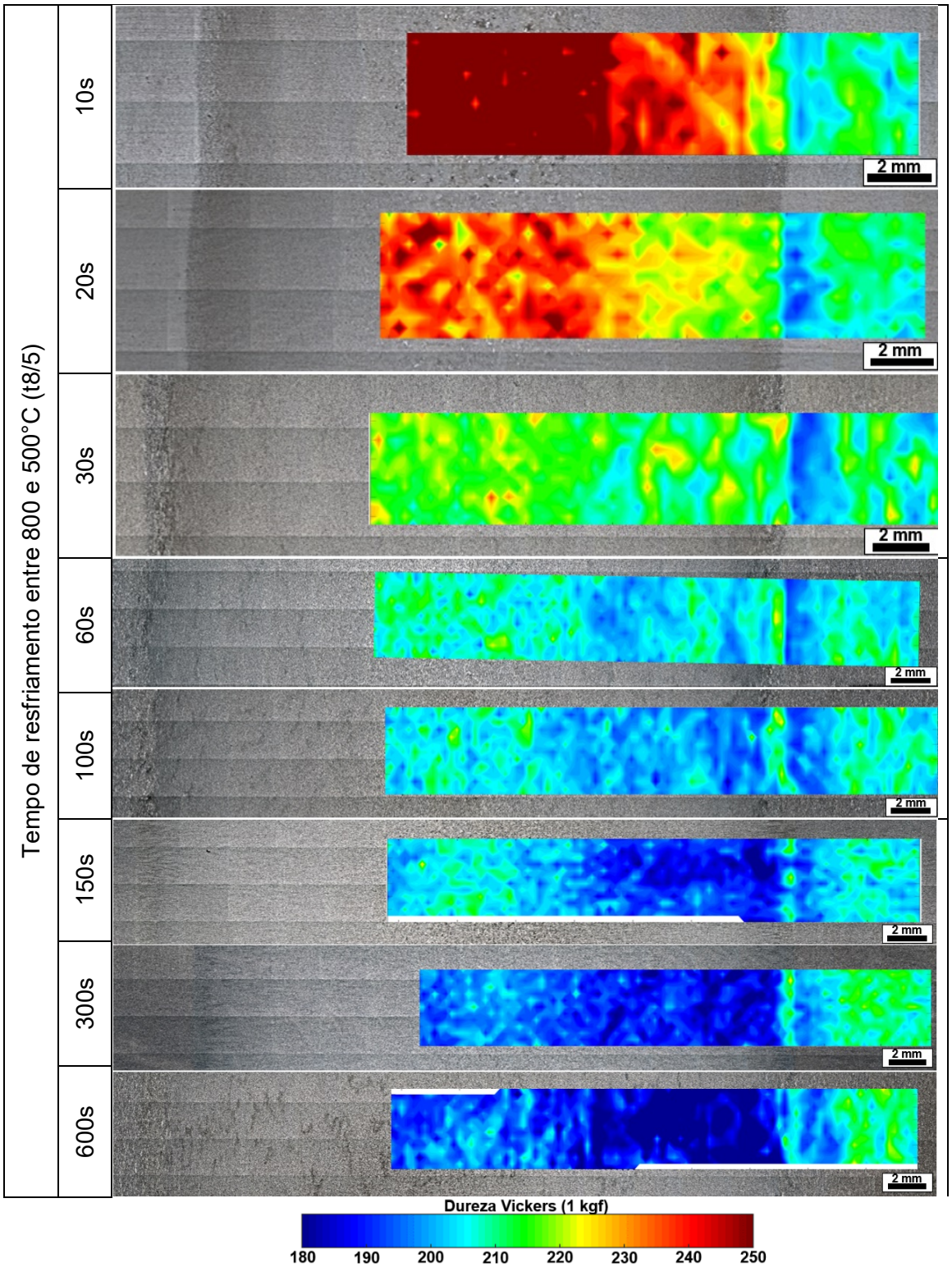
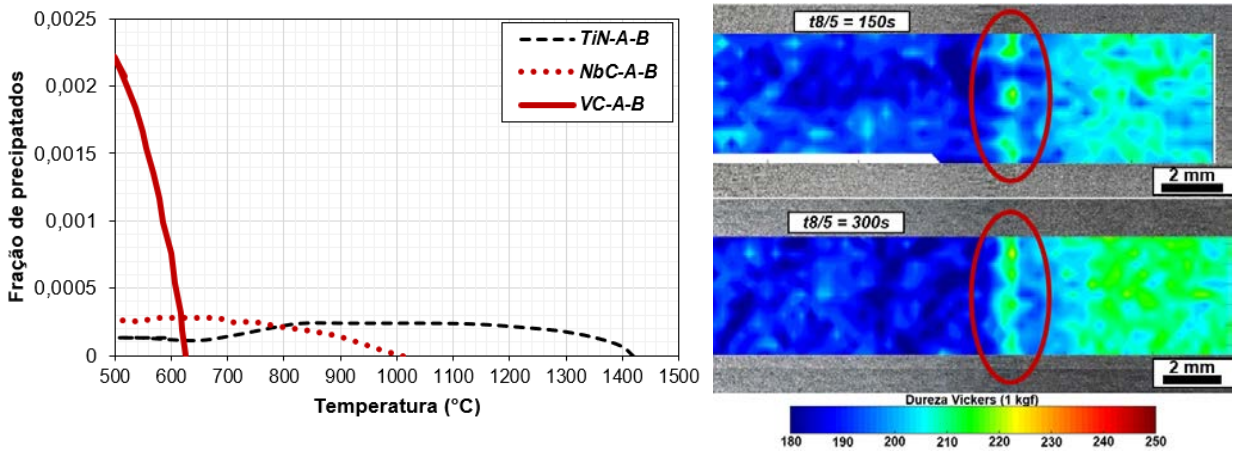


Figura 5.80 - Mapas de dureza Vickers realizados longitudinalmente ao CP de algumas condições simuladas da GGZAC no equipamento Gleeble.

Analisando os mapas de dureza, é possível verificar que, para algumas condições, há uma estreita faixa no final da região afetada pelo ciclo térmico com valores de dureza superiores (mapa com tonalidade verde) aos observados na sua vizinhança (mapa com tonalidade azul). Através de simulação termodinâmica via *software* ThermoCalc, conforme apresentado na Figura

5.81, constatou-se que em condições com temperaturas próximas a 550°C pode ocorrer a precipitação de carbonetos de vanádio. Dessa forma, é possível que, durante a execução da simulação física dos ciclos térmicos de soldagem, nas extremidades dos CPs ocorram condições térmicas que favorecem a cinética de formação desses precipitados. Porém, essa informação só pode ser confirmada através de análises por microscopia eletrônica de transmissão, o que não foi realizado nesse estudo.



(a) Precipitação via ThermoCalc (b) Região com elevação de dureza.

Figura 5.81 - Fração volumétrica dos precipitados em função da temperatura via ThermoCalc e regiões onde observou-se a elevação de dureza nas regiões de transição entre a GGZAC simulada e o MB dos CPs com baixa taxa de resfriamento.

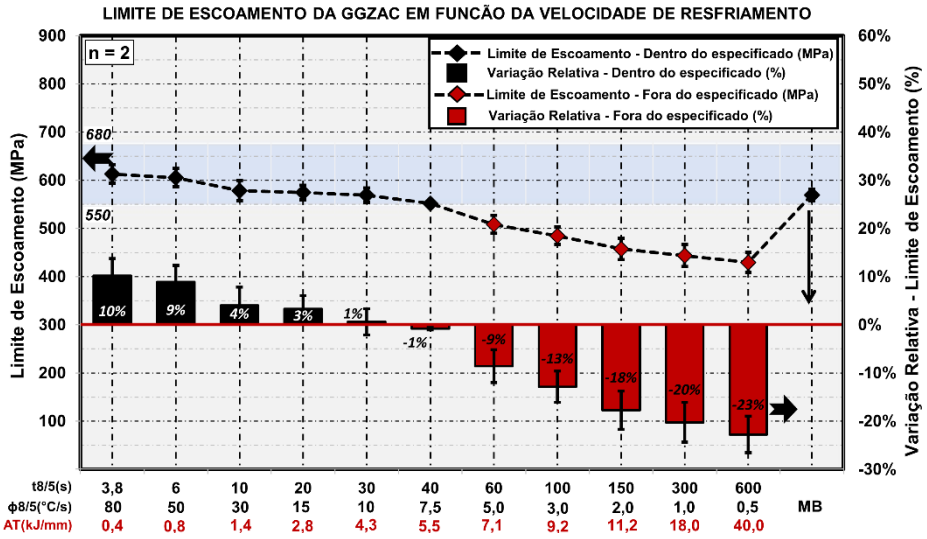
b) Ensaio de tração

Na Figura 5.82 são apresentados os resultados das propriedades em tração realizados nos CPs simulados nas diferentes condições avaliadas no equipamento Gleeble.

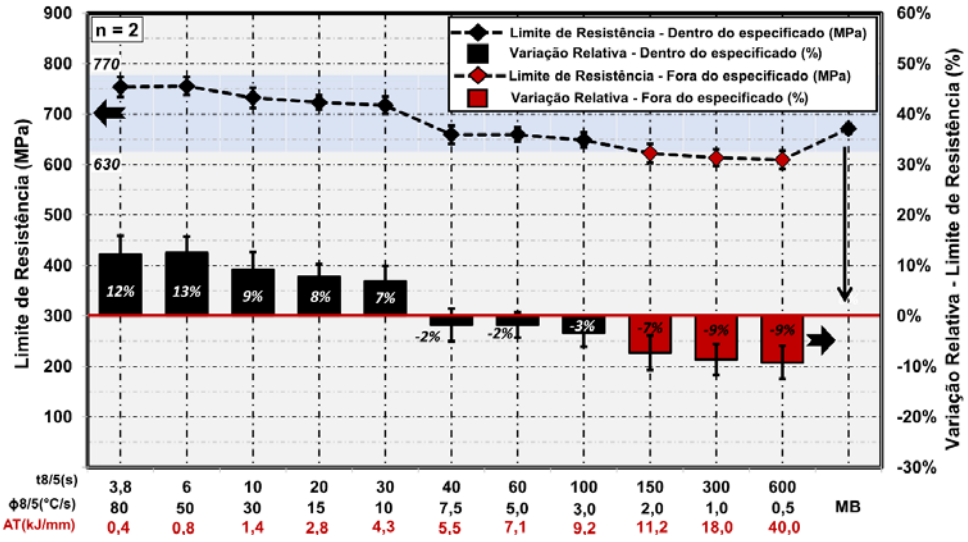
Observa-se que o aumento da taxa de resfriamento provoca uma elevação dos valores tanto do limite de escoamento (LE) quanto do limite de resistência (LR), porém não superior aos valores especificados para o MB, mesmo para a condição de 50°C/s, a qual apresentou uma elevação de 6% (605 MPa) do LE e 13% (755 MPa) do LR.

A redução da taxa de resfriamento provocou a redução das propriedades em tração. Para as condições entre 7,5 e 0,5°C/s, verificou-se a redução do LE de -1% (552 MPa) até -25% (429 MPa) e do LR de -2% (659 MPa) até -9% (609 MPa) em relação ao metal de base (LE= 569 MPa & LR = 671 MPa). Os elementos dos gráficos marcados em vermelho representam, tanto para o LE quanto para o LR, as condições em que não foram obtidos os valores mínimos especificados para o aço API X80. Embora seja possível determinar o LE e o alongamento (AL) nos ensaios de tração, os códigos e normas navais e de estruturas *offshore* exigem que o componente soldado apresente somente valores de LR iguais ou superiores aos especificados para o MB. Isso se deve ao fato de que um CP de tração confeccionado a partir

de uma junta solda é constituído, pelo menos três áreas diferentes (ZAC, MS e MB) com propriedades mecânicas diferentes torna a determinação do LE e do AL imprecisas e não confiáveis. Portanto, nesse caso, não foi atendido para condições de resfriamento menores que 3,0°C/s (AT superiores a 11 kJ/mm). Dessa forma, para a soldagem do aço TMCP API X80, deve-se trabalhar com aportes térmicos inferiores a 11 kJ/mm.



(a) Variação do limite de escoamento em função da taxa de resfriamento.



(b) Variação do limite de resistência em função da taxa de resfriamento.

Figura 5.82 - Resultados dos ensaios de tração para o aço API X80 em todas as condições da GGZAC simuladas no equipamento Gleeble.

O aumento das propriedades em tração com o aumento da taxa de resfriamento está diretamente relacionado com o aumento da fração volumétrica dos constituintes microestruturais formados a baixas temperaturas. Com base nos resultados do diagrama CCT apresentado na Figura 5.66, foi verificado que para as mais altas taxas de resfriamento, maiores que 7,5°C/s, o aço API X80 apresenta uma quantidade considerável, superior a 70%, de produtos gerados em temperaturas

intermediárias (PTI), como a ferrita com segunda fase alinhada (FSA) e não alinhada (FSN). Além disso, ocorre a formação de martensita, a qual apresenta um aumento da sua fração volumétrica em detrimento da ferrita proeutetóide, com o aumento da taxa de resfriamento. Essas estruturas conferem ao material uma maior resistência mecânica quando comparado à microestrutura original do MB(ALÉ, 1994; KRAUSS, 2006; BORBA, 2019a; PERELOMA e EDMONDS, 2012; BHADESHIA, 2015). Para a condição de 50°C/s, na qual o LR apresentou um aumento de 13% em relação aos valores do MB, o aço API X80 apresenta uma microestrutura totalmente diferente da sua original, com aproximadamente 11% de martensita e cerca de 80% de produtos formados em temperaturas intermediárias, como a FSA, FSN e a ferrita de Widmanstätten Intragranular (FWI).

Para as condições inferiores a 1,5°C/s, nas quais observou-se a redução dos valores de dureza, de LE e de LR, os mapas de dureza Vickers revelaram que a extensão da região amaciada é considerável, 5,4 mm, e que ela também foi amostrada (além da região simulada, abaixo do termopar de controle TC1) pela base de medida, 35 mm, utilizada na confecção dos CPs de tração.

Segundo Denys (1989, 1990), 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, Imai(2008) e Kawano (2002) comentam que 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(DENYS, 1990; KAWANO, 2002; IMAI, 2008; NAGAI et al., 2004; UNFRIED, 2009) demostram 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 propriedades mecânicas 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 (1990), a forma correta para a realização de estudos dessa natureza é utilizar CPs de grandes dimensões (*wide plate specimen test*), que possibilitam a interação 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. De qualquer forma, encontram-se na literatura trabalhos contraditórios sobre esse assunto, o qual pode ser um excelente tema para ser explorado em trabalhos futuros.

Uma estratégia adotada pela maioria das empresas produtoras de aços TMCP para minimizar o efeito do amaciamento em juntas soldadas com elevado aporte térmico, é produzir materiais com

propriedades em tração superiores ao mínimo especificado, visando à compensação de uma eventual redução de dureza do material durante a sua aplicação. Conforme verificado na avaliação do MB, o LE está próximo do valor mínimo especificado para o API X80 e, portanto, recomenda-se estudar alternativas no processo produtivo, especialmente as variáveis da etapa de resfriamento acelerado, com o intuito de elevar tal propriedade de forma a prevenir a perda de resistência mecânica durante a aplicação do aço em questão.

c) Ensaio de tenacidade ao impacto Charpy-V

Na Figura 5.83 são apresentados os resultados médios de energia absorvida de cinco CPs de Charpy-V para cada uma das 11 condições de simulação avaliadas. O principal objetivo desses ensaios foi determinar o intervalo de taxas de resfriamento (aporte térmico - AT) em que o aço avaliado apresenta os melhores resultados de tenacidade que, nesse caso, foi estipulado como sendo aquelas condições em que se encontrou os valores de energia superiores ao mínimo especificado para o MB. Vale ressaltar que, para esses ensaios, não foram realizadas análises da superfície de fratura, e os mecanismos que regem as falhas dos CPs em cada condição devem ser avaliados em estudos futuros. Analisando a Figura 5.83 é possível verificar que o aço API X80 apresenta um melhor comportamento entre as taxas de resfriamento 7,5 e 80°C/s, podendo ser uma faixa adequada para aplicação desse material.

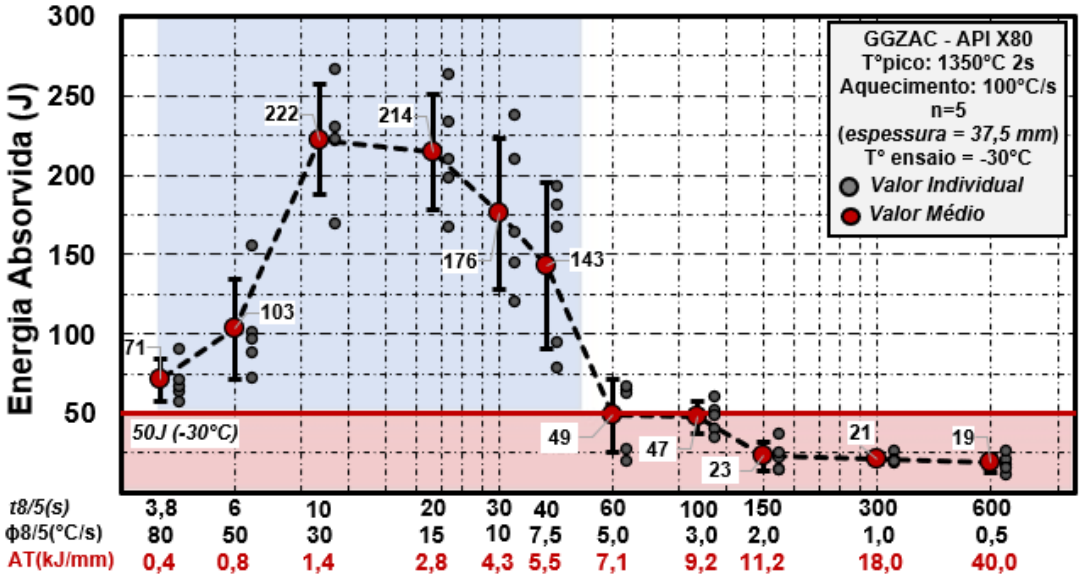


Figura 5.83 - Resultados do ensaio de tenacidade Charpy-V realizado nas diferentes taxas de resfriamento para o aço API X80.

Uma vez que nos resultados da simulação do diagrama CCT não foram observadas alterações microestruturais significativas entre essas taxas de resfriamento, sendo os PTI os constituintes, dominantes para essas condições, acredita-se que esses melhores resultados de tenacidade

estão associados à tendência de menor formação de MA com o aumento da taxa de resfriamento (IKAWA et al. 1980; KOMIZO, 1986), ao “menor” crescimento da ausenita prévia, e a formação de constituintes cada vez mais aciculares, refinados, com maior densidade de contornos de alto ângulo e menos grosseiros como, por exemplo, a ferrita de Windmanstätten intragranular de boa tenacidade (HAZE e AIHARA, 1988). A partir de 50°C/s há uma tendência de queda nos valores de tenacidade Charpy-V. Para essas condições há um aumento da fração de martensita, o que contribuí para a redução dos valores de tenacidade. O efeito deletério da martensita na ZAC é o de 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 se apresenta em pequena quantidade.

Nas condições mais lentas de resfriamento, menores que 7,5°C/s, foram obtidos os piores resultados de impacto Charpy-V. Essas condições de menor tenacidade (inferiores à 50J) foram atribuídas ao maior tamanho de grão da austenita prévia e à maior fração de ferrita proeutetóide de contorno de grão, ferrita com segunda fase alinhada e a presença do constituinte frágil MA entre as placas dos microconstituintes FSA e FSN, as quais atuam como pontos favoráveis para a nucleação de trincas, reduzindo a tensão de fratura do material e, dessa forma, facilitando a propagação instável da fratura (IKAWA et al., 1988; DENYS, 1989; ALÉ, 1994; SILVA, 2010; BORBA et al., 2016). O pior resultado foi obtido para a condição 0,5 °C/s. Essa taxa de resfriamento proporcionou os maiores grãos austeníticos prévios em associação com a maior fração de ferrita de contorno de grão, maiores unidades cristalográficas, menor densidade de alto ângulo e a segunda maior fração de constituinte MA.

No caso da ferrita proeutetóide de contorno de grão, segundo a literatura (ALÉ, 1994; YURIOKA, 1995; GOURGUES, et al, 2000; SHIRAHATA et al., 2015; BORBA, 2016, 2017, 2019a; MAO, G. et al. 2018; SUBRAMANI, 2018), regiões com esse constituinte, apresentam características cristalográficas que conferem uma baixa densidade de contornos de alto ângulo e unidades cristalográficas grosseiras e, dessa forma, baixa capacidade para retardar/bloquear a propagação de eventuais trincas por clivagem.

Já para o constituinte MA, sabe-se que a sua presença na microestrutura é deletéria para a tenacidade da região de solda. No caso do aço API X80, conforme apresentado na Figura 5.84, as condições de menor velocidade de resfriamento apresentaram uma fração elevada do constituinte MA. Verificou-se, de forma geral, que o MA apresenta-se, nas GGZACs simuladas, de três formas: (i) alongado e adjacente as ferritas de contorno de grão; (ii) alongado na mesma direção das placas da ferrita do constituinte FSA e; (iii) poligonal e finas, cercadas por placas de ferrita do constituinte 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 entre ferrita e MA excedendo a resistência a fratura por clivagem da matriz ferrítica provocando, dessa forma, a fratura por clivagem com pouca deformação plástica(SHOME et al. 2004; HUTCHINSON et al., 2015; GARCIN et al. 2016; HUDA et al. 2016; WANG 2019). 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.

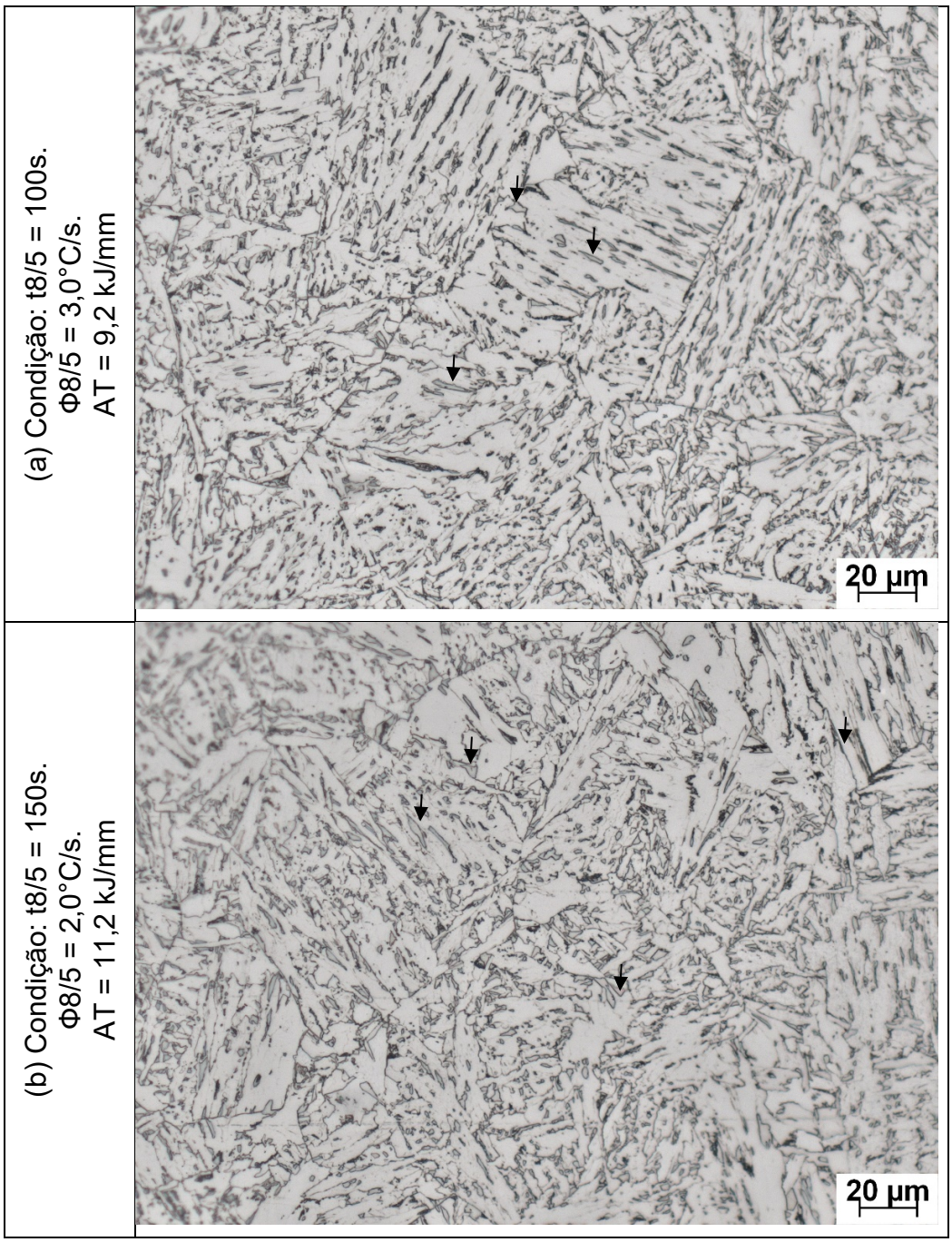


Figura 5.84 - Constituinte frágil MA detectado na microestrutura das condições de mais baixa velocidade de resfriamento. Ataque: nital 4%. As setas pretas indicam alguns exemplos do constituinte MA.

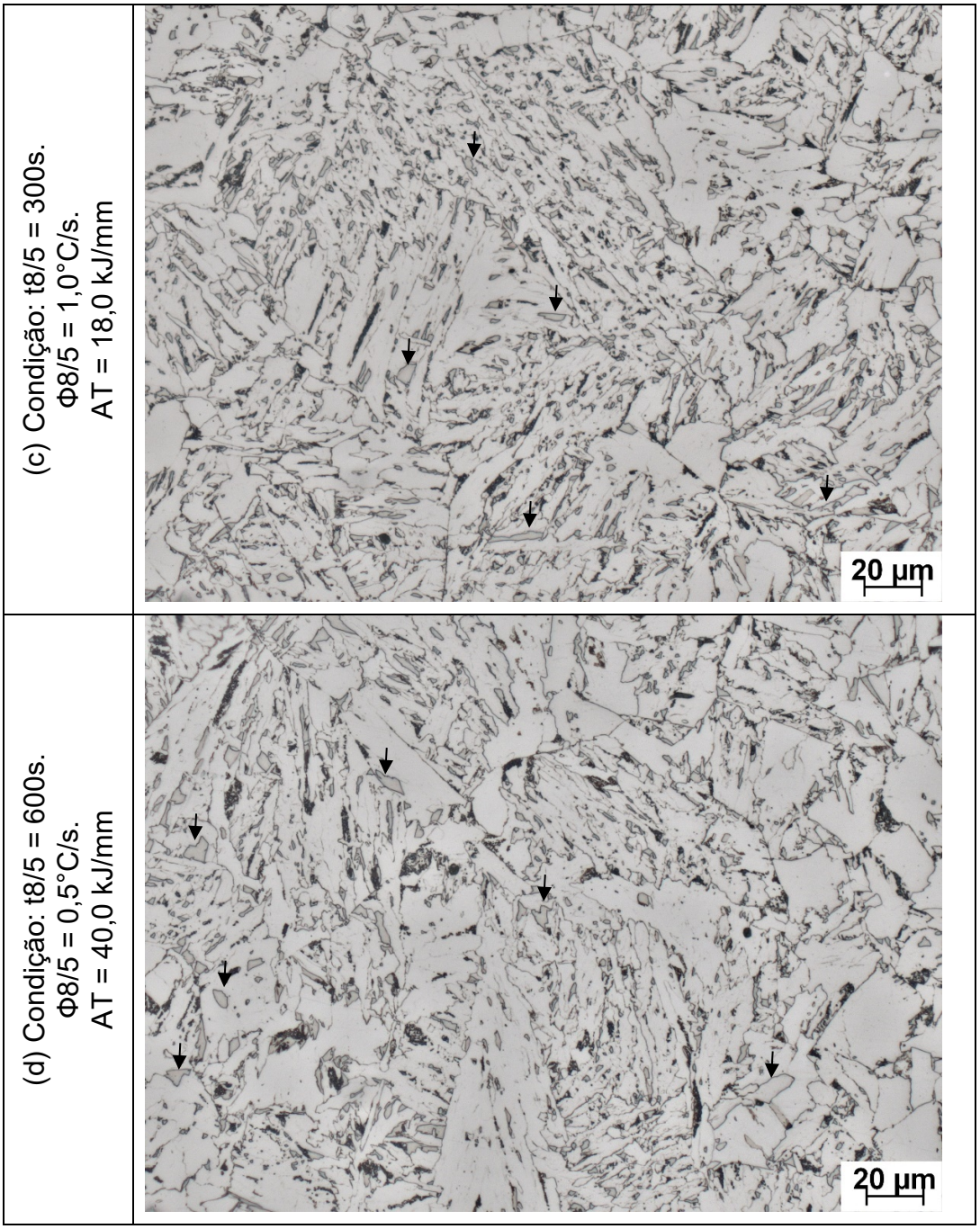


Figura 5.84 – Continuação.

Para complementar a discussão dos resultados de tenacidade ao impacto Charpy-V, a seguir será apresentado as análises por difração de elétrons retroespalhados (EBSD), uma técnica que combina imagens microestruturais com informações cristalográficas como orientações preferenciais e diferença de orientação entre grãos adjacentes (SANTOFIMIA et al., 2016). Na Figura *5.85* e na Figura 5.86 são apresentadas os mapas de EBSD obtidos para as condições de resfriamento lento (0,5, 2,0 e 5,0 °C/s) e resfriamento intermediário e alto (10,0, 30,0 e 150,0 °C/s), respectivamente. As análises das demais condições podem ser observadas no anexo XVI.

Analisando as figuras de polo inversas (FPI) verifica-se a presença de “grosseiras” unidades cristalográficas (UC) “grosseiras” para as menores taxas de resfriamento. Por exemplo, para a

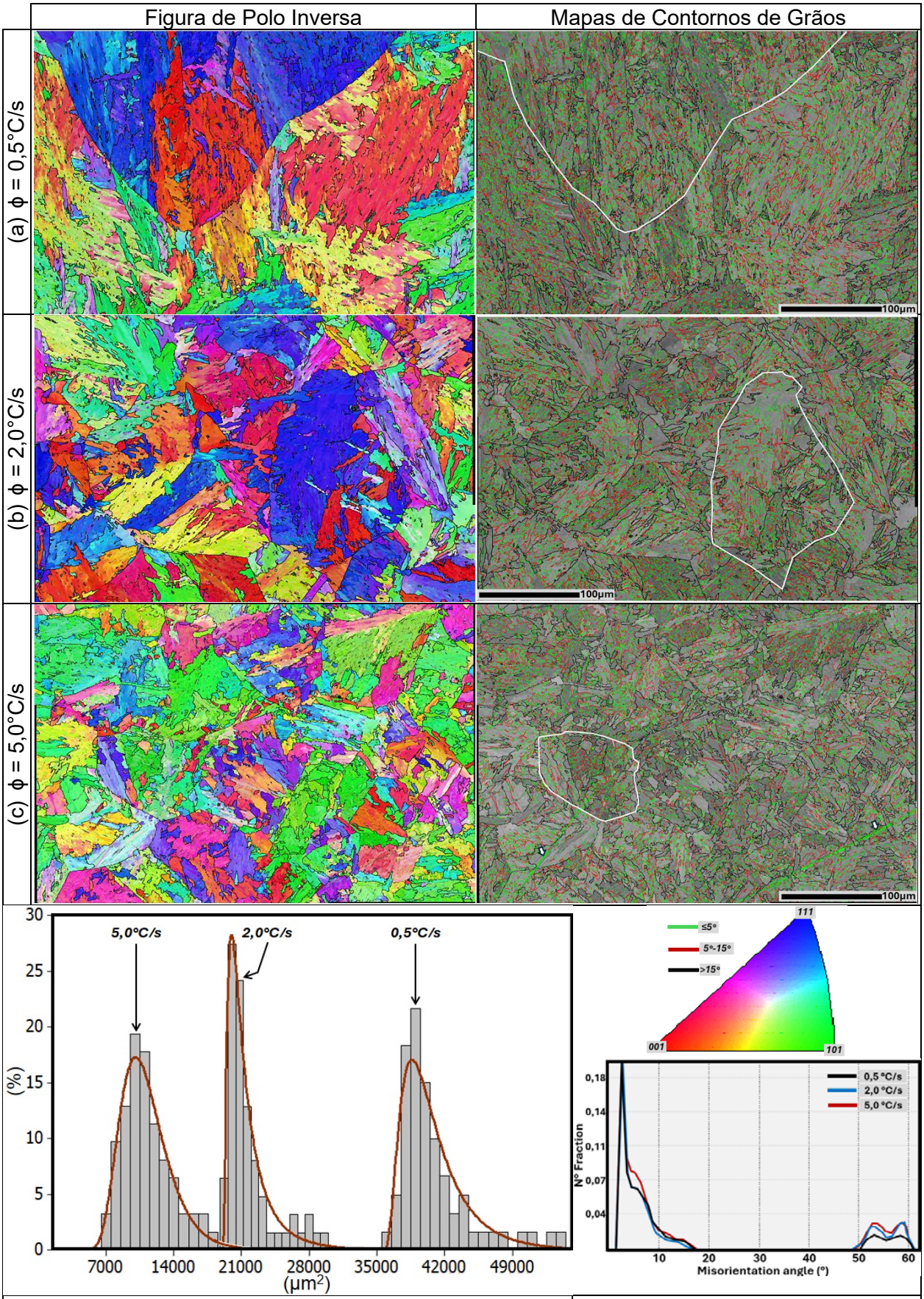
condição de 0,5°C/s há uma concentração de áreas com orientação próximas de {111} (tons azuis) e {001} (tons de vermelho). A elevação da taxa de resfriamento proporcionou um aumento da variabilidade de orientações (representado por diferentes cores nas FPI) dentro do mesmo grão austenítico prévio, indicando que a anisotropia é favorecida para esses casos.

Para cada FPI são apresentados os mapas de contorno de grão através dos quais foi extraído o tamanho de grão da austenita prévia (TGyp), o tamanho das unidades cristalográficas (TUC), a razão de aspecto das UC (RUC) e a distribuição dos graus de desorientação.

Observa-se que o TGyp é gradualmente reduzido com o aumento das taxas de resfriamento. Na Figura *5.85*(d) e na Figura 5.86(d) são apresentados os resultados das medições TGγp. Os dados 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 (ANDERSON e DARLING, 1952; RAZALI e WAH, 2011). Para todas as condições, o TGγ segue uma distribuição não parametrizada (valores $p < 0,005$ para o teste de normalidade) do tipo log-normal ($p > 0,005$) para 95% de intervalo de confiança (IC). A condição 0,5°C/s foi a que apresentou os maiores valores de TGyp, com a maioria dos grãos apresentando áreas superiores a 40000 μm^2. A elevação da taxa de resfriamento proporcionou uma significativa redução dos grãos austeníticos prévios, sendo observado para 150,0°C/s grãos com TGyp inferiores a 5000 μm^2. Na Figura 5.87(a), é possível verificar que o TGyp médio reduz significativamente com o aumento da taxa de resfriamento. Segundo a literatura (EASTERLING, 1983; DENYS e Mc HENRY, 1988; FUJIYAMA et al., 2017; XU et al., 2020; BAI et al., 2020; LIU et al., 2021; WANG, et al., 2024) o crescimento do grão austenítico ocorre para temperaturas superiores a 1100°C. Uma vez que foi utilizado, para todas as condições avaliadas, a mesma temperatura de pico (1350°C por 2s), quanto menor a taxa de resfriamento maior é o tempo de permanência em altas temperatura e, portanto, maior será o TGyp.

A obtenção de um menor tamanho de grão da austenita prévia na GGZAC favorece a formação de subestruturas ou pacotes internos (UC) ao grão austenítico de menores tamanhos e com diferentes orientações. A formação de UC menores dentro de um mesmo grão austenítico e pertencentes a grupos diferentes de variantes de *Bain* beneficiam a formação de contornos de alto ângulo devido ao encontro desses pequenos pacotes cristalinos favorecendo, dessa forma, a resistência à fratura por clivagem (ZHAO et al., 2017). Esse fato pode ser observado nas Figura 5.87(c) na qual é apresentada os valores médios das áreas das UC, utilizando como parâmetro o grau de desorientação ≥ 15°. Assim como o TGyp, o TUC também apresenta distribuições do tipo log-normal (anexo XVI) e sendo os menores valores médios obtidos para as maiores taxas de resfriamento.

As microestruturas formadas em temperaturas intermediárias para diferentes condições de resfriamento apresentam diferentes proporções de ferrita com segunda fase alinhadas (bainita superior - BS), não alinhadas (bainita inferior - BI) e ferrita de Widmanstätten intragranular (FWI), especialmente para aços com baixo teor de carbono. Nesse trabalho, o efeito das taxas de resfriamento na formação dos diferentes constituintes foi avaliado através da distribuição do grau de desorientações obtidos pela análise via EBSD, raciocínio semelhante ao desenvolvido por Zajac et al. (2005). O tamanho da UC que controla a resistência pode diferir daquele que controla a tenacidade. O grau de desorientação é a diferença na orientação entre duas UC adjacentes em um material policristalino. Em termos físicos, a desorientação é a transformação ou rotação necessária para transpor um sistema de coordenadas de um determinado cristal para um sistema de coordenadas de um segundo cristal. Segundo a literatura (GOURGUES, 2000; LI et al., 2015; MAO, et al., 2018; SUBRAMANI et al., 2018) uma matriz com contornos de grãos de alto ângulo (CAA > 15°) favorecem a tenacidade do material, porém, CAA ≥ 45° (LI et al.; 2015) são os mais efetivos para elevar a resistência à fratura por clivagem e dificultar a propagação de microtrincas. Já as unidades cristalográficas de contornos de baixo grau de desorientação (CBA ≤ 10°) são os principais responsáveis por controlar as propriedades em tração do material, como o limite de escoamento (LE) e de resistência (LR) por atuarem como barreiras ao movimento das deslocações (ZHU et al., 2010; OLASOLO et al., 2011; FAN et al., 2014). Analisando a Figura 5.85(e) e Figura 5.86(e), observa-se, independente da condição de resfriamento, que o grau de desorientação apresenta uma distribuição bimodal com picos nas faixas de contornos de baixo e alto ângulo. Comparando essas distribuições, observa-se claramente a alteração da proporção de CAA para CBA com a elevação das taxas de resfriamento. Os contornos de grãos, ou unidades cristalográficas (UC), de ângulo baixo dominam as microestruturas formadas nas menores velocidades de resfriamento as quais, foram caracterizadas como sendo compostas majoritariamente por FSA (ou BS) e, em menor fração, FP/FC e P. O aumento da velocidade de resfriamento favoreceu a formação de uma matriz caracterizada por uma alta intensidade de contornos de alto ângulo na qual, foi identificado uma maior quantidade dos constituintes FSN e FWI (BI) além de martensita para as maiores velocidades de resfriamento. As menores taxas de resfriamento apresentam uma menor quantidade de subestruturas com CAA em comparação as taxas 10,0, 30,0 e 150,0 °C/s, o que, de certa forma, auxilia no entendimento da “inferioridade”, em termos de impacto Charpy-V (Figura 5.83), das GGZACs das condições 0,5, 2,0 e 5,0 °C/s em relação as demais.



(d) Distribuição da área do grão austenítico prévio.

(e) Distribuição de ângulo de desorientação.

Figura 5.85 - Análise via EBSD das condições 0,5, 1,0 e 5,0 °C/s de resfriamento.

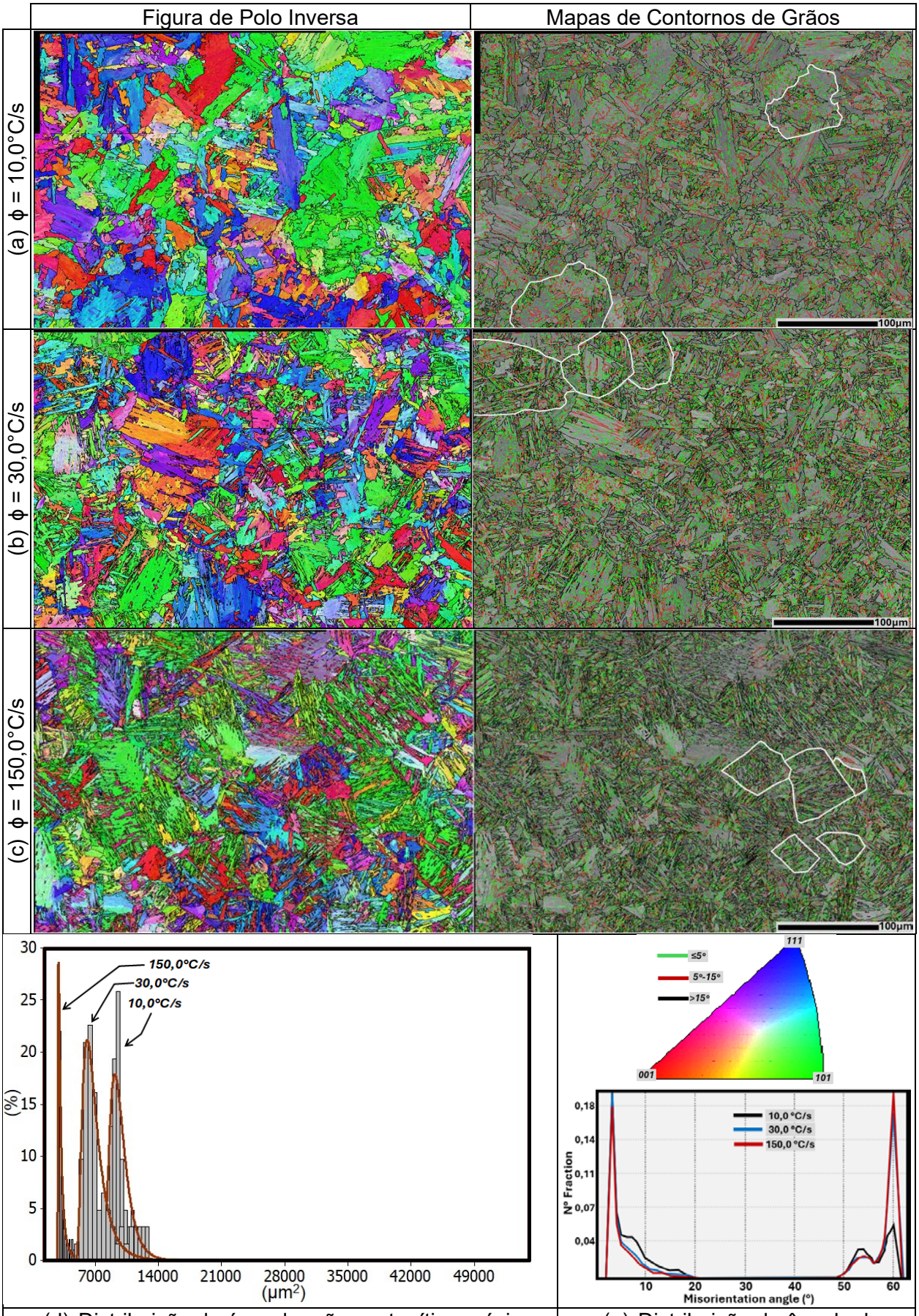
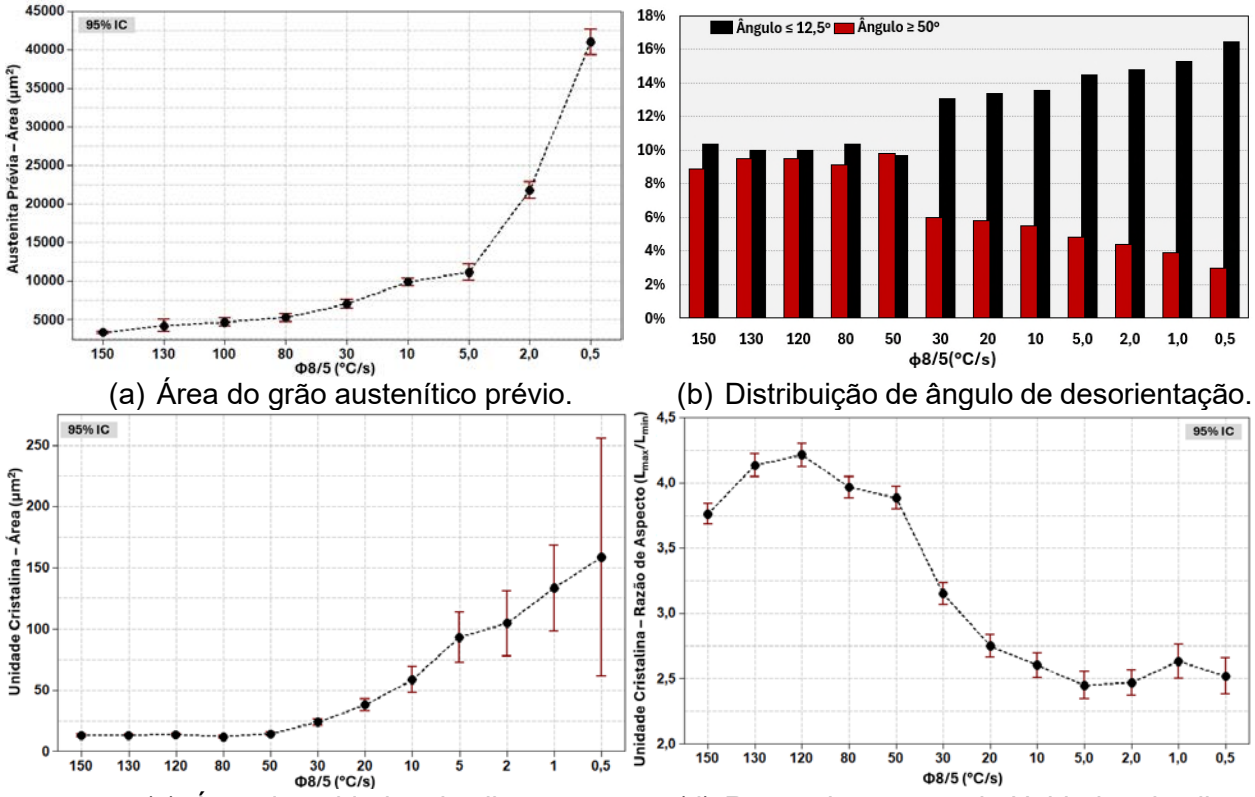


Figura 5.86 - Análise via EBSD das condições 10,0, 30,0 e 150,0 °C/s de resfriamento.



(a) Área do grão austenítico prévio. (b) Distribuição de ângulo de desorientação.

(c) Área da unidade cristalina. (d) Razão de aspecto da Unidade cristalina.

Figura 5.87 - Efeito da taxa de resfriamento no tamanho de grão da austenita prévia, no grau de desorientação e na razão de aspecto e tamanho das unidades cristalográficas.

Acredita-se que menores grãos austeníticos (TGγ) favorecem a formação de unidades cristalográficas (UC) menores, as quais, por suas vezes, contribuem para o aumento da fração de contornos de alto ângulo (CAA). CAA dificultam a propagação de eventuais trincas de clivagem e contribuem para a redução do grão efetivo, favorecendo, dessa forma, a tenacidade do material. Por outro lado, maiores grãos austeníticos (TGγ), potencializam a formação de maiores UC, reduzindo a probabilidade de ocorrência de CAA. Uma menor fração de CAA "facilita" a propagação de trincas por clivagem, reduzindo, por sua vez, a tenacidade da GGZAC. Além disso, uma fração relativamente elevada de MA na GGZAC obtida com as menores taxas em associação à ferrita de contorno de grão e/ou com segunda fase alinhada potencializa a fragilização microestrutural.

Por fim, na Figura 5.88 é apresentada a compilação dos resultados de todos os ensaios realizados na GGZAC simulada do aço API X80. Tal figura é formada pelo diagrama CCT - *Continuous Cooling Transformation* em associação com a variação microestrutural, e os respectivos resultados de dureza Vickers, propriedades em tração e tenacidade ao impacto Charpy-V.

Analisando esse diagrama, é possível verificar a influência de cada condição de soldagem (representado pela taxa e tempo de resfriamento entre 800 e 500°C) nas transformações microestruturais, correlacionando o efeito da fração dos diferentes microconstituintes nos resultados de propriedade mecânica observados para cada GGZAC simulada para o aço em questão.

Essa é uma metodologia proposta pelos autores desse trabalho para a avaliação da soldabilidade da GGZAC (região da ZAC de maior preocupação em termos de propriedades) de aços processados como chapas grossas. O principal propósito é fornecer informações didáticas e de fácil interpretação, gerando subsídios para o desenvolvimento de procedimentos de soldagem e conhecimento de novos materiais para os setores naval/*offshore* e de estruturas. Além disso, essa metodologia será útil para o entendimento do efeito da composição química e das variáveis de processamento na soldabilidade dos materiais auxiliando, dessa forma, no desenvolvimento de novos produtos. No entanto essa proposta não elimina a necessidade de realização de estudos de soldabilidade em juntas soldadas reais, mas fornece uma previsão de comportamento de cada aço em várias condições de soldagem.

As informações compiladas na Figura 5.88 serão essenciais para a criação do Catálogo de Aplicação, um documento no qual pretende-se condensar informações relevantes para a aplicação, em termos de soldagem, dos produtos Usiminas.

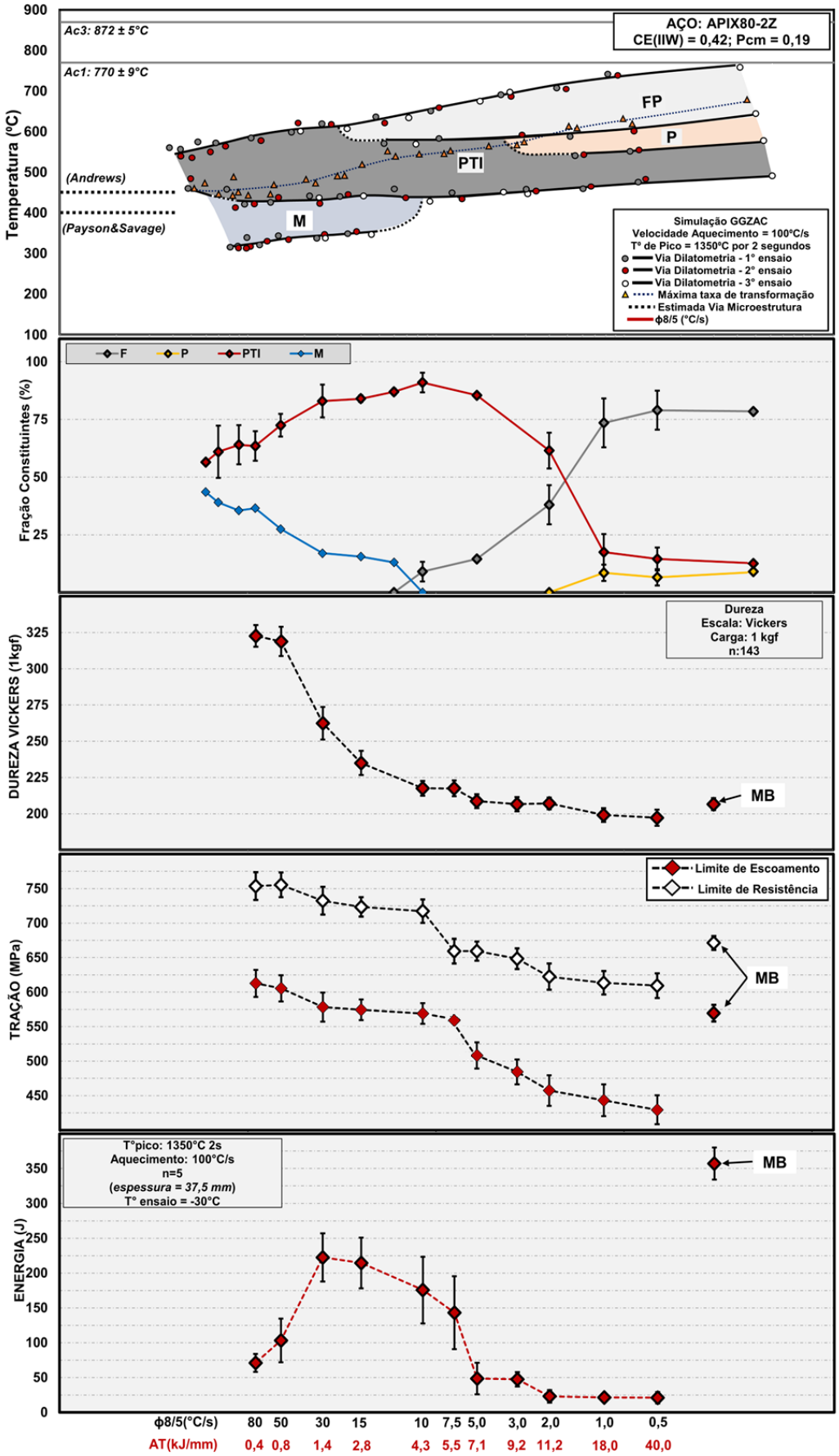


Figura 5.88 - Resultados microestruturais, de dureza, tração e energia Charpy-V de diferentes GGZACs do aço API X80, geradas via Gleeble em diferentes condições de resfriamento entre 800 e 500°C (ϕ8/5).

6. CONCLUSÕES

O aço API X80 apresentou um alto nível de limpidez com inclusões finas de óxidos globulares, homogeneamente distribuídas ao longo da espessura e com aparente inexistência de inclusões alongadas e precipitados grosseiros. Verificou-se uma microestrutura refinada, com tamanho médio de grão efetivo (TGe) igual a 2,1 ± 0,2 µm, constituída de ferrita poligonal, ferrita quase-poligonal, ferrita bainítica e uma segunda fase com aspecto semelhante ao de austenita-martensita. Tal microestrutura é típica de aços microligados produzidos por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, a qual proporciona ao material elevada resistência mecânica, alta tenacidade a baixas temperaturas e excelente soldabilidade. Com relação às propriedades em tração, pode ser considerado que o aço em questão não apresenta uma anisotropia significante, uma vez que os resultados de limite de escoamento ($LE_{0,2\%}$) e de resistência (LR) foram semelhantes para as direções longitudinal e transversal à direção de laminação. Além disso, constatou-se LE próximo do mínimo especificado, uma característica que favorece a relação elástica ($LE_{0,2\%}$/LR) do material, potencializando a formação de zonas plásticas no material quando solicitado, resultando em benefícios à tenacidade por possibilitar fenômenos de embotamento de eventuais defeitos (trincas). Por fim, o aço API X80 apresentou-se bastante tenaz, com energia absorvida no impacto Charpy-V superior a 250 J (-30°C) e resultados de CTOD maiores que 1,0 mm (-10°C), ratificando o benefício de sua alta limpidez, microestrutura refinada e homogênea ao longo da espessura e inexistência de segregação central significativa.

Para os metais de solda utilizados neste trabalho, verificou-se que as suas composições químicas são compatíveis com a do API X80, indicando um possível baixo gradiente químico entre os materiais, uma evidência importante para favorecer uma certa estabilidade na transição das propriedades mecânicas entre as diferentes regiões da área soldada. Nas condições de soldagem estudadas, tanto para o MS FCAW (aporte térmico visado de 0,8 kJ/mm e temperatura de pré-aquecimento e interpasse máxima de 100°C) quanto para o SAW (aporte térmico visado de 4,5 kJ/mm e temperatura de pré-aquecimento e interpasse máxima de 250°C), o microconstituinte predominantemente observado foi a ferrita acicular, a qual, em associação com os baixos teores de carbono, favoreceu a formação de cordões com baixa susceptibilidade ao trincamento a frio (dureza <350 HV1), de alta resistência mecânica (MS *overmatching* em relação ao MB) e de tenacidade adequada (Charpy-V ≥ 50J (-30°) e CTOD ≥ 0,33 mm (-10°)) para a soldagem do aço em questão.

Parte desse trabalho também foi dedicado a abordagem alternativa à simulação termofísica dilatométrica para avaliar transformações de fase em metais de solda. Neste contexto, diferentes estratégias de Machine Learning foram exploradas para prever diagramas CCT para vários tipos de metais de solda obtidos da literatura, usando dados de composição química, temperatura de austenitização e velocidade de resfriamento como parâmetros de entrada. Para modelagem,

vários algoritmos foram avaliados, sendo os mais adequados selecionados com base em uma análise comparativa de métricas de erro e valores de R^2. Os modelos foram validados, e os diagramas CCT gerados exibiram desvios aceitáveis em comparação com resultados experimentais (reais) para metais de solda C-Mn e C-Mn-Ni, sendo o desempenho do modelo desenvolvido depende do conjunto de dados de treinamento e é limitado pelas condições de contorno dos dados disponíveis. Com o modelo desenvolvido, foi possível prever as temperaturas de transformação dos metais de solda das juntas SAW e FCAW confeccionadas nesse trabalho, e os resultados apresentaram-se coerente com os projetos de liga concebidos para as duas classes de consumíveis utilizadas e, de forma geral, estão em linha com as microestruturas observadas nessas juntas reais.

No que diz respeito ao comportamento do aço API X80 em condições de soldagem aplicadas no setor *offshore*, avaliou-se as suas características de soldabilidade segundo os critérios estipulados na pré-qualificação APIRP2Z. Para tanto, empregou-se procedimentos visando a soldagem com baixo (0,8 kJ/mm) e alto (4,5 kJ/mm) aporte térmico. Na primeira condição, foi utilizado o processo FCAW com arame *Dual Shield* 55 (E91T1-M21A4-G). Quanto à condição de alto aporte térmico, o processo de soldagem empregado foi o arco submerso com a combinação do arame OK Autrod 13.40 com o fluxo OK Flux 10.62. Também foi realizada a avaliação do PWHT nas propriedades das juntas soldadas. Portanto, para a soldagem multipasses, destacam-se as seguintes conclusões:

- Não foram observadas diferenças microestruturais significativas entre as soldas realizadas nas condições com e sem a aplicação do PWHT. O constituinte mais observado na GGZAC das juntas soldadas é a ferrita com MAC, tanto na forma alinhada quanto não alinhada, sendo que em algumas regiões também foi verificada a presença de ferrita proeutetóide e ferrita de Widmannstätten. Não foi observada a presença de martensita, mesmo para a condição de mais baixo aporte térmico. Com relação às regiões reaquecidas intercriticamente, verificou-se a presença, em vários pontos, do microconstituinte MA, especialmente para a junta soldada com o menor aporte térmico.
- Os mapas de dureza, realizados na escala Vickers, foram condizentes com a microestrutura da ZAC, não apresentando regiões com endurecimento excessivo. Os maiores valores, independente da condição de soldagem, com ou sem a aplicação do PWHT, foram inferiores a 350 HV1, indicando a baixa susceptibilidade ao trincamento a frio do aço API X80. Porém, foi observada a queda de dureza na ZAC para a junta soldada com alto aporte térmico em uma faixa entre 3 e 4 mm, decorrente da manifestação do fenômeno de amaciamento intercrítico, comumente observado nos aços TMCP de alta resistência mecânica.
- Os resultados dos ensaios de tração, para ambas as juntas soldadas, foram superiores aos do metal base, com a fratura ocorrendo distante da região soldada. Assim, pode-se

inferir que os consumíveis apresentaram características *overmatching* (resistência mecânica superior à do MB), que o amaciamento observado na ZAC da condição de alto aporte térmico não comprometeu a resistência mecânica dessas juntas soldadas e que os procedimentos de soldagem empregados foram adequados para a união do aço API X80 em termos de propriedades em tração.

- Todos os CPs com entalhe no MS apresentaram resultados superiores a 50J, comprovando que as combinações de consumíveis utilizadas foram apropriadas para a união do aço API X80, quando aplicados os respectivos parâmetros de soldagem avaliados. Constatou-se que a soldagem com baixo aporte térmico foi a mais deletéria para a tenacidade ao impacto, por proporcionar uma maior fração de regiões frágeis ao longo do entalhe dos corpos de prova Charpy-V. Os menores valores de energia absorvida obtidos nessa junta foram observados para a condição sem PWHT nos CPs da GGZAC, amostrados na raiz do cordão de solda e ensaiados a -80°C. Para as juntas soldadas com o maior aporte térmico, os melhores resultados de tenacidade observados foram atribuídos a uma menor proporção da região de grãos grosseiros da ZAC nos entalhes dos CPs de impacto e à presença de uma região de menor dureza ao longo do entalhe, a qual apresenta uma maior resistência à propagação da fratura. As maiores dispersões observadas na GGZAC foram associadas às diferenças entre os CPs no tocante à amostragem de regiões frágeis pelo entalhe, uma situação que proporciona efeitos significativos na tenacidade, dificultando a determinação da contribuição da utilização ou não do PWHT nos resultados de energia absorvida.
- Para os ensaios de CTOD, a metodologia criada neste trabalho para a quantificação das regiões ao longo do entalhe de CTOD mostrou-se adequada com desvios insignificantes quando comparada com análise da seção transversal à propagação da trinca de fadiga realizada em alguns CPs. Através desse método, é possível definir a fração amostrada pelo entalhe e evitar a realização do ensaio de CTOD caso a região de interesse não esteja corretamente analisada, minimizando os custos e tempos de ensaio.
- Com relação aos resultados de CTOD, assim como nos ensaios de impacto, verificou-se que a soldagem com baixo aporte térmico foi a mais deletéria para a tenacidade à fratura devido a maior amostragem das regiões GGZAC e GRZAC ao longo do entalhe dos CPs CTOD. Os menores valores individuais de CTOD obtidos nessa condição, com e sem a utilização de PWHT, foram de 0,43 e 0,37 mm, respectivamente, para um mínimo especificado de 0,33 mm. Para as juntas soldadas com o maior aporte térmico, os melhores resultados de tenacidade foram associados a uma menor amostragem da GGZAC e a presença de regiões de menor dureza ao longo do entalhe de CTOD, as quais potencializam a formação de regiões plásticas na ponta da trinca favorecendo a resistência à propagação da fratura. Para essa condição, os menores valores individuais

de CTOD obtidos, com e sem a utilização de PWHT, foram de 0,98 e 0,43 mm, respectivamente, para um mínimo especificado de 0,33 mm. Assim como observado nos ensaios de impacto, as dispersões dos resultados de CTOD foram associadas às diferenças entre os CPs na amostragem de regiões frágeis pelo entalhe, uma situação que proporciona efeitos consideráveis na tenacidade à fratura, dificultando a determinação da significância da utilização ou não do PWHT.

No que diz respeito à simulação física da GGZAC em uma ampla faixa de aportes térmicos (AT),os resultados permitiram concluir que:

- Por meio das análises das curvas dilatométricas, observou-se que a redução do AT, ou o aumento da velocidade de resfriamento (Φ8/5**)**, 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 modo geral, as menores Φ8/5 geraram microestruturas mais grosseiras e constituintes de baixa temperatura de transformação são favorecidos com o aumento da Φ8/5. Além disso, a elevação da Φ8/5 potencializou a formação da ferrita com segunda fase alinhada (FSA), não alinhada (FSN) e a ferrita de Widmanstätten (FWI) intragranular em detrimento da ferrita proeutetóide (FP), que não é mais formada para as velocidades superiores a 15 °C/s. A perlita fina está presente nas Φ8/5 inferiores a 2 °C/s, apresentando-se qualitativamente em baixas frações e em associação com a FP. A martensita inicia a sua formação em 10 °C/s, a qual está presente sempre em associação com a FSA, FSN e FWI, até mesmo na maior Φ8/5 avaliada, de 150 °C/s.

- Como esperado, a redução do AT resultou na elevação dos valores de dureza. Porém, mesmo para as condições de menor AT, nas quais foi observada a presença do constituinte martensita, os resultados de dureza foram inferiores a 350 HV, valor limite considerado, segundo a literatura, como um indicativo de susceptibilidade do material à ocorrência de trincas induzidas por hidrogênio. Esse resultado é atribuído aos menores teores de carbono e valores de carbono equivalente do aço em questão, lhe conferindo uma melhor soldabilidade em relação aos aços convencionais.

- Verificou-se que as menores velocidades de resfriamento geraram microestruturas mais grosseiras e que há o favorecimento da formação de constituintes de baixa temperatura de transformação com a elevação da velocidade de resfriamento. A aplicação do reaquecimento intercrítico para a simulação da ICGGZAC provocou alterações microestruturais somente nos contornos de grãos da austenita prévia (CGy), nos quais verificou-se a formação preferencial do constituinte MA.

- A análise via EBSD mostrou-se promissora para identificar e quantificar o constituinte MA que, nesse estudo, foi determinado por análise de imagem empregando o software

ImageJ®. De forma geral, independente da condição avaliada, as ICGGZACs simuladas foram as que apresentaram as maiores concentrações de MA em comparação às GGZACs. Verificou-se que as velocidades mais lentas de resfriamento foram as que apresentaram as maiores frações de MA, com 5,6 ± 0,4% para a GGZAC e 8,2 ± 0,6% para a ICGGZAC. Para as maiores velocidades de resfriamento, tanto para a GGZAC quanto para a ICGGZAC, as frações de MA foram inferiores a 2,5%, indicando que condições de soldagem multipasses empregando elevados aportes térmicos são mais propensos à formação desse constituinte.

- Para as velocidades de resfriamento menores que 7,5 °C/s (AT superiores a 5,5 kJ/mm), ocorre a redução dos valores de limite de escoamento e de resistência, sendo que, para condições menores que 2,0 °C/s (AT superiores a 11,2 kJ/mm), o material não atende as especificações de LR estipulado para juntas soldadas segundo os códigos e normas navais e de estruturas offshore. Dessa forma, para a soldagem do aço API X80, deve-se empregar ATs inferiores a 11 kJ/mm. A redução das propriedades em tração é devida à uma microestrutura formada majoritariamente por ferrita proeutetóide de contorno de grão e poligonal e ferrita com segunda fase alinhada, constituintes de altas temperaturas de transformação e diferentes dos observados no metal base (MB). Essa ocorrência está associada ao fenômeno de amaciamento, quando os aços são submetidos a soldagem com elevados ATs.

- Para as velocidades de resfriamento menores que 7,5°C/s (AT superiores a 5,5 kJ/mm), ocorre a fragilização do material, com os resultados de tenacidade ao impacto Charpy-V inferiores ao especificado (50 J à -30°C) para o aço API X80. A presença de microestruturas grosseiras e de baixa tenacidade, como a ferrita de contorno de grão e a ferrita com segunda fase alinhada, o elevado tamanho de grão da austenita prévia e a formação do constituinte MA, são os principais fatores para a redução da tenacidade nessas condições.

- A faixa ideal para a soldagem do aço API X80 de 37,5 mm de espessura, está localizada entre 0,4 kJ/mm (Φ8/5 = 80 °C/s) e 5,5 kJ/mm (Φ8/5 = 7,5 °C/s), condições comumente empregadas na construção de estruturas complexas, sendo o aço em questão uma excelente opção para o aumento da produtividade dos fabricantes de torres eólicas e componentes offshore, por permitir a aplicação de processos de soldagem com elevado aporte térmico.

Em resumo, o aço API X80, na espessura de 37,5 mm, soldado com os aportes térmicos de 0,8 e 4,5 kJ/mm, com e sem a aplicação do PWHT, apresenta características de soldabilidade adequadas aos requisitos da pré-qualificação APIRP2Z (2005) por apresentar resultados de impacto Charpy-V e de CTOD válidos e superiores ao mínimo especificado. Além disso, o

material em questão também apresenta características adequadas para aplicações que exigem requisitos conforme as normas EN10225 (2009), DNV OS F101 (2000), API1104 (1999) e Petrobras N-1678 (2010) sendo, portanto, uma excelente opção para a construção de componentes/estruturas para plataformas e torres eólicas *offshore*.

Os resultados da modelagem dos diagramas CCTs empregando as técnicas de *Machine Learning* fornecem uma abordagem adequada para estudar mudanças microestruturais durante o resfriamento contínuo de metais de solda. Esta metodologia demonstrou-se promissora permitindo reduz o tempo e o custo associados a experimentos dilatométricos, ao mesmo tempo em que fornece previsões rápidas e confiáveis.

A metodologia desenvolvida neste trabalho através da simulação física, utilizando os simuladores termomecânicos dilatômetro e Gleeble, possibilitou a avaliação da GGZAC e ICGGZAC reproduzidas em diferentes ciclos térmicos e auxiliou na determinação das condições ideais de soldagem, para as quais o aço apresenta propriedades adequadas à sua especificação, demonstrando ser uma ferramenta útil para o desenvolvimento da engenharia de aplicação de aços para o setor naval/*offshore*.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar ensaios de CST e de dureza máxima, de forma complementar aos resultados do ensaio Tekken.
- Utilizar a metodologia aqui desenvolvida para previsão dos campos dos diferentes constituintes no diagrama CCT do metal de solda via *Machine Learning*.
- Replicar a metodologia aqui desenvolvida para a previsão das temperaturas de transformação via *Machine Learning* utilizando dados da literatura sobre a ZAC e o metal base.
- Desenvolver uma metodologia para a determinação da tenacidade à fratura de amostras de diferentes regiões na ZAC do aço API X80 utilizando CPs simulados na Gleeble.
- Realizar uma caracterização quantitativa via MO, MEV e EBSD das segundas fases dispersas nas diferentes regiões da ZAC, enfatizando as diferentes morfologias das mesmas e a sua relação com a tenacidade à fratura.
- Determinar a tenacidade à fratura via parâmetro integral-J pelo método de medição da largura e altura da zona de estiramento usando microscopia eletrônica ou perfilometria, conforme descrito no anexo A da norma ISO-12135 (2021).
- Avaliar o efeito da segregação química na formação do constituinte MA.
- Utilizar a metodologia aqui desenvolvida para a simulação física da ZAC para outros aços empregados nos setores de tubo de grande diâmetro, de estruturas, naval e *offshore*.
- Desenvolver uma metodologia para a realização de ensaio de impacto Charpy-V instrumentado.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABBAZCHIAN, R. REED-HILL, R. E. Physical metallurgy principles. Ed.4. Cengage Learning. 750p. 2008.

ALÉ, R. M., REBELLO, J. 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, 37(2-3), 89–93. https://doi.org/10.1016/S1044-5803(96)00069-1. 1996.

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.

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.

AMERICAN BUREAU OF SHIPPING - ABS - RULES FOR MATERIALS AND WELDING, Part 2, Appendix 4 – Procedure for the Approval of Manufactures of Rolled Hull Structural Steel. 2024.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE - API 5L SPECIFICATION FOR LINE PIPE. 42a. Edição. API. 2018.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE - API1104 - Welding of Pipelines and Related Facilities - API. EUA. 1999.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE - APIRP2Z Recommended Practice for Preproduction Qualifcation for Steel Plates for Offshore Structure. Ed. 4°. Washington. 2005.

AMERICAN SOCIETY for TESTING and MATERIALS - ASTM-E399-09: standard test method for linear-elastic plane-strain fracture toughness KIc of metallic materials. West Conshohocken: ASTM; p.33. 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING and MATERIALS - ASTM-E647-13e1: standard test method for measurement of fatigue crack growth rates. West Conshohocken: ASTM; 2024.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS - ASTM A370. Test methods and definitions for mechanical testing of steel products. Edição 2008; Revisão A. Versão anterior: 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS - ASTM E1820 Standard test method for measurements of fracture toughness. ASTM. New York. 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS - ASTM E45 – Test methods for determining the inclusion content of steel. Edição 2005; Revisão E1. Versão anterior: 2018.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS - ASTM E562. Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count. Philadelphia. Annual Book of ASTM Standards, p. 502-507. 1989.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS- ASTM-E1290-Standard Test Method Crack Tip Opening Displacement (CTOD) Fractural Toughness Measurement. 2013.

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. 2023.

AMERICAN WELDING SOCIETY - AWS D 1.1. Structural Welding Code. 2020.

AN, G. et al. Evaluation of fracture toughness according to the pre-strain and temperature effect with H-Section S420 steel for deep sea offshore structures. Ocean Engineering (296). https://doi.org/10.1016/j.oceaneng.2024.117028. 2024.

ANDERSON, T.L. Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications. Ed.4. New York. CRC Press. https://doi.org/10.1201/9781315370293. 2017.

ANDERSON,TW. DARLING, DA. Asymptotic theory of certain “goodness-of-fit” criteria based on stochastic processes. Annals of Mathematical Statistics. 23(2):193-212. http://dx.doi.org/10.1214/aoms/1177729437. 1952.

BAI, F. et al. Microstructure and properties of the interlayer heat-affected zone in X80 pipeline girth welds. Progress in Natural Science: Materials International, 30. https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2019.08.010. 2020.

BANCEL, M. Thermal homogeneity of cylindrical sampels heated on a gleeble 1500 device application to rheology. International Symposium on Physical Simulation. Delft. DSI. p.145-148. 1992.

BARENBLATT, G.I. The mathematical theory of equilibrium crack in brittle fracture. Adavences in Applied Mechanics. V. III. Academic Press, p. 55-129. https://doi.org/10.1016/S0065-2156(08)70121-2. 1962.

BASTIAN FL, SANTOS MA. Efeito de entalhes laterais nos corpos de prova nos valores de abertura de trinca CTOD em aços para tubos. In: 46° Congresso anual da ABM; 1991 September 15-19; São Paulo, Brazil. São Paulo: ABM; p. 479-493. 1991.

BATENSON, PH, WEBSTER, SE, WALKER, EF. Assessment of HAZ toughness using small scale tests. Proc. 7th Int. Conf. on offshore mechanics and arctic engineering. Houston, USA, ASME, 603p. 1988.

BATTE, AD. KIRKWOOD, PR. Developments in the weldability and toughness of steels for offshore structure. In: Proceedings of The 88th International Conference on Microalloying; 1988 September 24-30; Chicago. USA: ASME; p. 175-188. 1988.

BAYÃO TRV. Estudo comparativo dos aços microligados API-5L-X60 e API-5L-X70, usados para confecção de tubos, quanto à tenacidade à fratura [dissertação de mestrado]. Ouro Preto: Universidade Federal de Ouro Preto; 2008.

BERTOLO, V. et al. Cleavage fracture micromechanisms in simulated heat affected zones of S690 high strength steels. Materials Science and Engineering: A (868). https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.144762. 2023.

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.

BHADESHIA, H. HONEYCOMBE, R. Steels - Microstructure and Properties. 2017.

BHADESHIA, H.K.D.H. Bainite in Steels. 3ed. CRC Press. London. 616p. 2015.

BHOLE, S.D. NEMADE, J.B. COLLINS, L. CHENG LIU. Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel. Journal of Materials Processing Technology.v.173. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.10.028. 2006.

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.

BONNEVIE, E., FERRIERI, G., IKHLEF, A., KAPLAN, D., ORAIN, J.M. Morphological aspectes of martensite-austenite constituints in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels. Materials Science and Engineering A. 385, p.p. 352-358. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(04)00859-7. 2004.

BORBA TMD, MODENESI PJ. Influência do ciclo térmico de soldagem no crescimento de grão, nas transformações microestruturais e na formação de MA na GGZAC de aço TMCP. Soldagem & Inspeção. https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI24.06. 2019.

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. https://doi.org/10.1080/09507116.2016.1218619. 2016.

BORBA, T.M.D. 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. s.l. : Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica apresentada à UFMG, 2019.

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. Soldag. insp. 22 (4). https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI2204.12. 2017.

BORBA, TMD. SILVA, OJ. MODENESI, PJ. Análise microestrutural e cristalográfica da fratura de corpos de prova Charpy-V da GGZAC simulada de aço TMCP. ABS. Soldagem e Inspeção (25). https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI25.05. 2020.

BORDET, S. R., KARSTENSEN, A. D., KNOWLES, D. M., & WIESNER, C. S. A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel . Part II : application to an offshore structural steel. Engineering Fracture Mechanics, 72, 453–474. https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2004.02.010. 2005.

BRAUN, M. WANG,X. A review of fatigue test data on weld toe grinding and weld profiling. International Journal of Fatigue 145. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.106073. 2021.

BRITHISH STANDARDS INSTITUTION - BS7448-Part 1: Method for determination of KIc critical CTOD, and critical J values of welds in metallic materials. 1991.

BRITHISH STANDARDS INSTITUTION - BS7448-Part 2: Method for determination of KIc critical CTOD, and critical J values of welds in metallic materials. 1991.

BRITISH STANDARDS INSTITUTION - BS 5762 - Methods for crack opening displacement (COD) testing. 1979.

BRITISH STANDARDS INSTITUTION - BS EN1011-2 - Welding - Recommendations for welding of metallic materials - Part 2: Arc welding of ferritic steels. London: British Standards Institution. 2001.

BRITISH STANDARDS INSTITUTION - BS EN10225 Weldable structural steel for fixed offshore strucutres-Technical delivery conditions[S]. 2009.

BRITISH STANDARDS INSTITUTION - BS-EN-ISO-15653: metallic materials: method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds. London: BSI, p. 1-52. 2018.

BRITSH STANDARD INSTITUTION, BS-5135: Specification for preocess of arc welding of carbono and carbono-manganese steels. BSI, UK. 2001.

BROEK, D. Elementary Engineering Fracture Mechanics. Dordrecht: Martinus Nijhoff Publishers, P.516. 1986.

BUFALINI, P. PONTREMOLI, M. GHERSI, M. APRILE, A. JANNONE, C. DeARDO, A. Accelerated Cooling of Steel, Proc. Intl. Conf., TMS-AIME, Pittsburg, PA, p. 387. 1985.

BUREAU VERITAS - BV Rule Note NR 480 DT R01 E – Approval of the Manufacturing Process of Metallic Materials. 2009.

CABALLERO, F.G. GARCIA-MATEO, C. ANDRES, C.G. Influence of Pearlite Morphology and Heating Rate on the Kinetics of Continuously Heated Austenite Formation in Eutectoid Steel. Metallurgical and Materials Transactions A, 32, 1283-1291. https://doi.org/10.1007/s11661-001-0218-3. 2001b.

CABALLERO, F.G. GARCIA-MATEO, C. ANDRES, C.G. Influence of Scale Parameters of Pearlite on the Kinetics of Anisothermal Pearlite-to-Austenite Transformation in Eutectoid Steel. Scripta Materialia, 42, 1159-1164. https://doi.org/10.1016/S1359-6462(00)00352-3. 2000.

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. https://doi.org/10.1023/A:1016579510723. 2002.

CABALLERO,F.G. GARCIA-MATEO, C. ANDRES, C.G. Modelling of Kinetics of Austenite Formation in Steels with Different Initial Microstructures. The Iron and Steel Institute of Japan International, 41 (10), 1093-1102. https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.1093. 2001a.

CARPINTERI, A. Fracture and Complexity: One Century since Griffith's Milestone. Springer Nature. p.949. https://doi.org/10.1007/978-94-024-2026-5. 2021.

CAYARD, M.S. BRADLEY W.L. A comparison of several analytical techniques for calculating J-R curves from load-displacement data and their relation to specimen geometry. Engineering Fracture Mechanics. V.33, p.121-132, https://doi.org/10.1016/0013-7944(89)90060-X. 1989.

CHAKRABORTY, S. et. al. Incorporation of prior knowledge in neural network model for continuous cooling of steel using genetic algorithm, Appl. Soft Comput. 58, p.297–306. https://doi.org/10.1016/j.asoc.2017.05.001. 2017.

CHEN, JH, CAO, R. Micromechanism of Cleavage Fracture of Metals. A Comprehensive Microphysical Model for Cleavage Cracking in Metals. Elsevier. Ed 1. p. 486. https://doi.org/10.1016/C2013-0-18727-2. 2015.

CHIESA, M., et al., “Efficient Fracture Assessment of Pipelines: A constraint-corrected SENT Specimen Approach”, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 68, pp. 527-547. https://doi.org/10.1016/S0013-7944(00)00129-6. 2001.

CLARKE, K.D. VAN TYNE, C.J. HACKENGERG, R.E. Induction hardening 5150 steel: Effects of initial microstructure and heating rate, Journal of Materials Engineering and Performance. vol.20, n°2, p.161-168. https://doi.org/10.1007/s11665-010-9825-8. 2011.

COATES, C. VALMIKI, S. Modern Applied Fracture Mechanics. CRC Press. p. 242. https://doi.org/10.1201/9781003052050. 2022.

CONSOL: https://www.comsol.com/multiphysics/introduction-to-structural-mechanics. Acesso: 09/2024.

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. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.01.019. 2008b.

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. https://doi.org/10.1179/174328408X265640. 2008a.

DAVIS, C. L.; KING, J. E. Cleavage Initiation in the Intercritically Reheated CGHAZ: Part I. Fractographic Evidence. Metall and Mat Trans A, v. 25A. https://doi.org/10.1007/BF02651598. 1994.

DAWES, M.G. Contemporary measurements of weld metal fracture toughness. The Welding Institute Research Bulletin. June. 1973.

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.

DENYS, R.M. Implications of overmatching/undermatching of weld metal yield strength. In: International Conference on the Metallurgy, Welding, and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steels Weldments. AWS, USA: Houston. p. 573-625. 1990.

DENYS, R.M. 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 (EVALMAT89), Japão: ISIJ. vol. 2, p. 1013-1027. 1989.

DENYS, R.M. The implications of local brittle zones (LBZ). In: Welding Design & Fabrication. 1989b.

DENYS, RM, Mc HENRY, HI. Local brittle zone in steel weldiments: Na assesment of test methods. Proc. 7th Int. Conf. on Offshore mechanics and arctic engineering, Houston, USA, ASME 603p. 1988.

DET NORSKE VERITAS - DNV Standard for Certification No. 2.9 – Approval Programme No. 301B - Rolled Ferritic Steel Plates, Sections and Bars. 2008.

DET NORSKE VERITAS - OFFSHORE STANDARD - DNV-OS-C401 - Fabrication and Testing of Offshore Standard. DNV, 2023.

DET NORSKE VERITAS - OFFSHORE STANDARD - DNV-OS-F101. Submarine Pipeline Systems. 2000.

DET NORSKE VERITAS - Recommended Practice-DNV-RP-F108: Assessment of flaws in pipeline and riser girth welds. 2019.

DEVILLERS, L. KAPLAN, D. JANSEN, J.P. Aspects metallurgiques et mecaniques de la tenacite des zones affectees par la chaleur. La revue de métallurgie-CIT, p. 267-282. https://doi.org/10.1051/metal/198885030267. 1988.

DIAZ, JAA. Determinação da tenacidade à fratura de juntas soldadas por atrito com pino não consumível em chapas de aço API-5L-X80. [Tese de doutorado]. Universidade Estadual de Campinas. Campinas, SP. 2016.

DIETER, G.E. Mechanical Metallurgy. 3rd ed., Mc Graw-Hill Book Co., New York 1988.

DONATO, G.H.B. Efeitos de heterogeneidades mecânicas sobre forças motrizes de trinca em juntas soldadas: determinação experimental de tenacidade e extensão de metodologias de avaliação de criticidade de defeitos. Tese Doutorado. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo. 2008.

DONG, Y. et. al. Effect of Welding Thermal Cycle on Microstructural Characteristics and Toughness in Simulated Heat Affected Zone of Low-C Medium-Mn High Strength Steel. JMEPEG 31:2653–2663. https://doi.org/10.1007/s11665-021-06453-1. 2022.

DUGDALE, D.S. Yielding in steel sheet containing slits. Journal of the Mechanics and Physics of Solids. V.8, p.100-104. https://doi.org/10.1016/0022-5096(60)90013-2. 1960.

DYNAMIC SYSTEMS INC. – DSI. QuikSim2: user's guide release 2.4.5181. Austin: Gleeble System. 140 p. 2013.

EASTERLING, K. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding. Londres : BMM, 1983.

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. 2015.

EROGLU, M. AKSOY, M. Effect of initial grain size on microstructure and toughness of ICHAZ of low carbon steel. Mat Sci and Eng. A. vol.286. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00801-7. 2000.

EVANS, G. M. Effect of Molybdenum on Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. Joining & Materials, November p. 239-246. 1988.

FAN, L. et al. Tensile properties of an acicular ferrite and martensite/austenite constituent steel with varying cooling rates. Mat Sci and Eng A. vol.590. http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2013.10.037. 2014.

FAIRCHILD, D.P. Local brittle zones in structural welds: in: J. Y. Koo (Ed.), Welding Metallurgy of Structural Steels: TMS–AIME, Warrendale, Pennsylvania, USA. pp. 303–318. 1987.

FAIRCHILD, DP. THEISEN, JD. ROYER, CP. Philosophy and technique for assessing HAZ toughness of structural steels prior to steel production. Proc. 7th Int. Conf. on offshore mechanics and arctic engineering, Houston, USA, ASME, 603p. 1988.

FONZO, A., MELIS, G., VITO, L. D., "Techniques for fracture toughness testing of offshore pipelines", 28º International Conference on Ocean, Offshore and Artic Engineering - OMAE2009. Wawaii – USA. https://doi.org/10.1115/OMAE2009-80135. 2009.

FU, C. et al. Influence of ICCGHAZ on the Low-Temperature Toughness in HAZ of Heavy-Wall X80 Pipeline Steel.Metals 12, 907. https://doi.org/10.3390/met12060907. 2022.

FUJIYAMA, N. et al. Austenite grain growth simulation considering the solute-drag effect and pinning effect. STAM. V.18, N.1. http://dx.doi.org/10.1080/14686996.2016.1244473. 2017.

GARCÍANIETO, P.J. et. al. A comparison of several machine learning techniques for the centerline segregation prediction in continuous cast steel slabs and evaluation of its performance, J. Comput. Appl. Math. Vol.330. https://doi.org/10.1016/j.cam.2017.02.031. 2018.

GARCIN, T. et al. Microstructure model for the heat-affected zone of X80 linepipe steel, Mater. Sci. Technol. 0836. 1–14. https://doi.org/10.1080/02670836.2016.1142705. 2016.

GONG, W. et al. Effect of intercritical annealing on microstructure and impact toughness of ultra-low-carbon steel after welding thermal simulation. Journal of Materials Research and Technology. Vol. 29. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.01.242. 2024.

GONZÁLEZ, M. LANDGRAF, F. GOLDENSTEIN, H. GORNI, A. Curva TRC e sua Caracterização Microestrutural para um Aço Microligado para Tubos API 5LX80. Anais do 18º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais-CBECiMat. 2008.

GOU, J. et al. Hydrogen-induced cracking of welded X80 steel studies by experimental testing and molecular dynamics modeling. Corrosion Science 214. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2023.111027. 2023.

GOURGUES, et al. EBSD study of acicular ferrite, bainita and martensitic steel. Materials Science and Technology. Vol. 16. https://doi.org/10.1179/026708300773002636. 2000.

GRANJON, H. Fundamentals of Welding Metallurgy. Cambridge: Woodhead Publishing Ltd with The Welding Institute. p. 220. https://doi.org/10.1533/9781845698805. 1991.

GRIFFITH, A. A. The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. Vol. 100. https://doi.org/10.1098/rsta.1921.0006. 1920.

GUTIÉRREZ, D. et al. Evaluación del trabajo esencial de fractura en chapa de un acero de alta resistencia de fase dual. Revista de Metalurgia 49 (1). https://doi.org/10.3989/revmetalm.1213. 2013.

HALL, E. O. The Deformation and Ageing of Mild steel: III Discussion of Results. Proceedings of the Physical Society - Section B. vol. B 64. https://doi.org/10.1088/0370-1301/64/9/303. 1951.

HAMAD, F. COLLINS, L. VOLKERS, R. Effects of GMAW procedure on the heat-affected zone (HAZ) toughness of X80 (grade 550) linepipe. In: Proceedings of IPC - International Pipeline Conference. https://doi.org/10.1115/IPC2008-64097. 2008.

HAN,S.Y. et al. Effects of cooling conditions on tensile and charpy impact properties of API X80 linepipe steels. Metallurgical and Materials Transactions A 41(2). https://doi.org/10.1007/s11661-009-0135-4. 2010.

HANUS, F. E. Proc. 7th Int. Conf. on Offshore Mechanics and Artic Engineering, The Hague, The Netherlands, ASME, p. 509-513, mar. 1989.

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.

HARRISON, P. L. FARRAR, R.A. Application of continuous cooling transformation diagrams for welding of steels. International Materials Reviews. vol. 34. https://doi.org/10.1179/imr.1989.34.1.35. 1989.

HASTIE, T. TIBSHIRANI, R. FRIEDMAN, J. The Elements of Statistical Learning – Data Mining, Inference, and Prediction. Ed. 2°. Disponível em: https://web.stanford.edu/~hastie/ElemStatLearn/. 2009.

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

HRIVNAK, I. Theory of weldability of metals and alloys. Elsevier, 1992; Michigan University. EUA. 372 p. 2007.

HUANG, Q. et al. Dilatometry analysis of dissolution of Cr-rich carbides in martensitic stainless steels. Metallurgical and Materials Transactions A. vol. 48. https://doi.org/10.1007/s11661-017-4377-2. 2017.

HUDA, N. et al. Influence of martensite-austenite (MA) on impact toughness of X80 line pipe steels, Mater. Sci. Eng. A. 662. 481–491. http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.095. 2016.

HUTCHINSON, B. et al. Heat affected zone microstructures and their influence on toughness in two microalloyed HSLA steels, Acta Mater. 97. http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2015.05.055. 2015.

HUTCHINSON, J.W. Singular behaviour at the end of a tensile crack tip in a hardening material. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, V.16. https://doi.org/10.1016/0022-5096(68)90014-8. 1968.

IKAWA, H. et al. Effect of MA Constituent on HAZ Toughness of a High Strength Steel. Journal of the Japan Welding Society, vol. 49. https://doi.org/10.2207/qjjws1943.49.532. 1980.

IMAI, S. Recent progress and future trends for shipbuilding steel. Welding International, vol. 22(11). https://doi.org/10.1080/09507110802550661. 2008.

INOUE, T. IMAI, S. Lamellar tear resistant steel. Seitetsu Kenkyu. vol. 309, p.127. 1982.

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.

INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING - Weld Mis-match Effect, Proc. of the IIW Sub Commission XF, Doc. X-F-015-94, IdS, Paris, ed. By M. Koçak. 28-29 April 1994.

INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING - Weld Mis-match effect, Proc. of the IIW Sub Commission X-F, Doc. X-F-084-98, Doc. X-1419-98, Hamburg, ed. by M. Koçak. Sept. 1998.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION - ISO12135 - Metallic materials - Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness. 2021.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION - ISO15614-1. Specification and qualification of welding procedures for metallic materials – Welding procedure test – Part 1: Arc and gas welding of steels and arc welding of nickel and nickel alloys. 2017.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION - ISO-5817 - Welding — Fusion-welded joints in steel, nickel, titanium and their alloys (beam welding excluded) — Quality levels for imperfections. ISO. 2023.

IRWIN, G.R. Plastic zone near a crack and fracture toughness. Sagamore Research Conference Proceedings. V.4. 1961.

ISHIKAWA, N. SHINMIYA, T. IGI, S. KONDO, J. Toughness evaluation on seam weld HAZ of high strength UOE linepipe. In: Proceedings of IPC - International Pipeline Conference. https://doi.org/10.1115/IPC2006-10245. 2006.

JAPANESE INDUSTRIAL STANDARDS - JIS Z 3158 – Method of Y- Groove Weld Cracking Test. 2016.

JIANG, J. et al.Study on impact toughness of TMCP and quenched and tempered high strength steels. Case Studies in Construction Materials (20). https://doi.org/10.1016/j.cscm.2023.e02795. 2024.

JIANG, X. et. al. An materials informatics approach to Ni-based single crystal superalloys lattice misfit prediction, Comput. Mater. Sci. vol.143. https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2017.09.061. 2018.

JIS Z 3101 – Testing Method of Maximum Hardness in Weld Heat Affected Zone 1990.

JONES, B. L. Advances in alloy development and process technology in the production of high strength linepipe steel. In: Proceedings of an International Conference at University of Wollongong, Wollongong, Austrália. p.210-214. 1984.

JOO, M. S. et al. Role of delamination and crystallography on anisotropy of Charpy toughness in API-X80 steel. Materials Science and Engineering: A, v. 546, https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.03.079. 2012.

KANAZAWA, S. et. al. Improvement of weld fusion zone toughness by fine TiN. Transactions of the ISIJ. vol. 16, https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.16.486. 1976.

KANNINEM, M.F. POPELAR, C.H. Advanced fracture mechanics. New York. Oxford University Press. 1985.

KASUYA, T. et al. Methods for predicting maximum hardness of heat-affected zone and selecting necessary preheat temperature for steel welding. Nippon Steel Technical Report. N.65, pp. 7-14. 1995.

KASUYA, T. YURIOKA, N. Determination of necessary preheat temperature to avoid cold cracking under varying ambient temperature. ISIJ International. V.35. https://doi.org/10.2355/isijinternational.35.1183. 1995.

KAWANO H. Fatigue strength of Thermo-Mechanically Controlled Process Steel and it's weld joint. In: Proceedings of The Twelfth International Offshore and Polar Engineering Conference; Kitakyushu, Japan. Kitakyushu:. The International Society of Offshore and Polar Engineers. p. 368. 2002.

KEEHAN, E. Effect of Microstructure on Mechanical Properties of High Strength Steel Weld Metals: THESIS FOR THE DEGREE OF DOCTOR OF PHILOSOPHY. GÖTEBORG : s.n., 2004.

KHOR, W. et al. Determination of the rigid rotation plastic hinge point in SENB specimens in different strain hardening steels. IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. https://doi.org/10.1088/1742-6596/1106/1/012015. 2018.

KHOR, W. A CTOD equation based on the rigid rotational factor with the consideration of crack tip blunting due to strain hardening for SEN(B). FFEMS. https://doi.org/10.1111/ffe.13005. 2019.

KHOSHNAW, F. Welding of Metallic Materials: Methods, Metallurgy, and Performance. Ch16 Corrosion of weldments. 628p. Elsevier Science. https://doi.org/10.1016/B978-0-323-90552-7.00010-9. 2023.

KIM, H. et al. Effect of Martensite–Austenite Constituent on Low-Temperature Toughness in YS 500 MPa Grade Steel Welds. Metals, vol. 8, p. 638. https://doi.org/10.3390/met8080638. 2018.

KIM, HJ. CHOO, WY. Application of TMCP steels for shipbuildings and offshore structures. Proc. 7th Int. Conf. on microalloying 88, Chiago, USA, ASM, 621p. 1988.

KOBAYASHI, T. Progress in the Instrumented Charpy impact Test. Materials Science Research International, vol. 8. https://doi.org/10.2472/jsms.51.9Appendix_141. 2002.

KOÇAK,M. ES-SOUNI,L. CHEN, SCHWALBE,H. Microstructure and weld metal matching effects on HAZ toughness, Proc. of the 8th Int. Conf. OMAE-ASME, The Hauge, Netherlands, pp. 623-633.1989.

KOÇAK,M. KNAACK, J. SCHWALBE,H. Fracture behaviour of undermatched weld joint, Proc. of the 9th Int. Conf. OMAEASME, Houston, Texas, USA, Vol. III-Part B, pp. 453-459. 1990.

KOÇAK,M. Structural integrity of welded structures: Process - Property - Performance (3P) Relationship. 63rd annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding. Instanbul, Turkey. 2010.

KOHAVI, R. A study of cross-validation and bootstrap for accuracy estimation and model selection, Ijcai. 1137–1145.1995.

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.

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, https://doi.org/10.2207/qjjws.4.447. 1986.

KOO, JY. OZEKCIN, A. Local brittle zone microstructure and toughness in strucutral steel weldments. Proc. Int. Sumposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Denver, USA, AIME, 635p. 1987.

KOREAN REGISTER - KR Guidance for Approval of Manufacturing Process and Type Approval, Chapter 2, Section 2-1, Rolled Steels, 2022.

KOTANI, Y. TSUYAMA, T. TSUTSUMI, S. BUERLIHAN, A. Experimental study for the effect of additional weld on fatigue strength in out-of-plane gusset welded joints. Quarterly Journal of the Japan Welding Society. Vol. 38(2). https://doi.org/10.2207/qjjws.38.139s. 2020.

KOU, S. Welding Metallurgy. s.l. : John Wiley & Sons. 480p. https://doi.org/10.1002/0471434027. 2003.

KRAUSS, G. Steels - Processing, Structure, and Performance. 2006.

LAMBERT, A. et. al. Microstructure of martensite-austenite constituents in heat affected zones of high strength low alloy steel welds in relation to toughness properties. Science and Technology of Welding and Joining, vol. Vol.5. https://doi.org/10.1179/136217100101538164. 2000.

LANGFORD, W.J. Selection and interpretation of fracture test methods for fracture control. Canadian Metallurgical Quarterly, v.19. https://doi.org/10.1179/136217100101538164. 1980.

LEÃO, A. P. B. Adições de Cu e Mo em Metais de Solda Ligados ao Ni para Soldagem Subaquática Molhada. Dissertação de Mestrado. PUC-Rio. Brasil. 2009.

LEE Y, et al. Using the instrumented indentation technique for stress characterization of friction stir-welded API X80 steel. Philosophical Magazine. vol.86. https://doi.org/10.1080/14786430600776330. 2006.

LEE, S., KIM, B.C. & KWON, D. Correlation of microstructure and fracture properties in weld heat- affected zones of thermomechanically controlled processed steels. Metallurgical Transactions A. 23, p. 2803-2816. https://doi.org/10.1007/BF02651759. 1992.

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. https://doi.org/10.1007/s11661-010-0267-6. 2010.

LI X, et al. EBSD characterization of secondary microcracks in the heat affected zone of a X100 pipeline steel weld joint. International Journal of Fracture. 193(2):131-139. http://dx.doi.org/10.1007/s10704-015-0024-3. 2015.

LI, Y. et al. Effect of Mo microalloying on impact toughness of X80 pipeline steel in SCGHAZ. Journal of Materials Research and Technology (28). https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.12.117. 2024(b)

LI, Y. et al. Multi-angle analysis of Mo on martensite–austenite component and toughness in SCGHAZ of X80 pipeline automatic ring welding. Journal of Materials Research and Technology (33). https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.09.062. 2024(a).

LIAN, B. DENYS, R. M. Proc. 9th Int. Conf. on Offshore Mechanics and Artic Engineering, Houston, USA, ASME, feb. 1990

LIAO, J. IKEUCHI, K. MATSUDA, F. Toughness investigation on simulated weld HAZs of SQV-2A pressure vessel steel. Nuclear Engineering and Design (183). https://doi.org/10.1016/S0029-5493(98)00151-4. 1980.

LINNERT, G. E. Welding Metallurgy Carbon and Alloy Steels. AWS, v 1, ed. 4,p.1002. 1994.

LIU, D. et al. Effect of Welding Heat Input on the Microstructure and Impact Toughness of HAZ in 420 MPa-Grade Offshore Engineering Steel. Front. Mater. Sec. Structural Materials. https://doi.org/10.3389/fmats.2021.694586. 2021.

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. https://doi.org/10.1557/jmr.2017.484. 2018.

LLOYDS REGISTER - LR Rules for the Manufacture, Testing and Certification of Materials. 2024.

LLOYDS REGISTER - LR. LR MQPS 0-3 - Materials and qualification procedures for Ships[S]. 2009.

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. https://doi.org/10.1007/s12613-015-1198-4. 2015

LUCON, E. Effect of Electrical Discharge Machining (EDM) on charpy test results from miniaturized steel specimens. Journal of Testing and Evaluation. v.41. https://doi.org/10.1520/JTE20120195. 2012.

LUO, X. et. al. Effect of undercooled austenite ausforming on the role of the M–A constituents in the CGHAZ toughness of the HSLA steels with bainite structure. Materials Science & Engineering A, vol. 833. https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142571. 2022.

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.

MAHMOUDI AH, et al. Influence of residual stress on the fracture behaviour of an Aluminium alloy. In: International Conference on Advances in Mechanical Engineering 2003 May 13-15; Iran. New Delhi: ISME. vol. 5, https://uwe-repository.worktribe.com/output/12893376. 2003.

MALINOV, S.; SHA, W.; GUO, Z. Application of artificial neural network for prediction of time–temperature–transformation diagrams in titanium alloys. Materials Science and Engineering A, 283. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00746-2. 2000.

MANUAL GLEEBLE. Gleeble Systems and Applications. New York: Dynamic Systems Inc. 1 volume. December 1998.

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. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.09.012. 2018.

MARTIN H., et. al. Statistical Modeling for Prediction of CCT Diagrams of Steels Involving Interaction of Alloying Elements. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International. https://doi.org/10.1007/s11663-020-01991-w. 2020.

MATSUDA, F. et al. Review of mechanical and metallurgical investigations of martensite-austenite constituent in welded joints in Japan, Welding in the World/Le Soudage dans le Monde 3(37) 134-154. 1996.

MEESTER, B. Note on the Carbon Equivalent. Welding in the World, Reino Unido. vol. 28, n. ¾, p. 8-11. 1990.

MEESTER, B. The weldability of moderm structural TMCP steel. ISIJ International. V. 37. https://doi.org/10.2355/isijinternational.37.537. 1997.

MEITH W, HILL MR, PANONTIN TL. Analytical and experimental study of fracture in bend specimens subjected to local compression. Fatigue and Fracture Mechanics. V.33. https://doi.org/10.1520/STP11087S. 2002.

MOEINIFAR, S. KOKABI, A.H. HOSSENI, H.R.M. Effect of tandem submerged arc welding process and parameters of Gleeble simulator thermal cycles on properties of the intercritically reheated heat affected zone, Materials & Design 32(2). 869-876. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.07.005. 2011.

MOEINIFAR, S.; KOKABI, A. H.; HOSSEINI, H. R. M. Influence of peak temperature during simulation and real thermal cycles on microstructure and fracture properties of the reheated zones. Materials & Design, v. 31, https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.12.023. 2010.

MOEINIFAR, S.; KOKABI, A. H.; HOSSEINI, H. R. M. Role of tandem submerged arc welding thermal cycles on properties of the heat affected zone in X80 microalloyed pipe line steel. Journal of Materials Processing Technology, v. 211. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.10.011. 2011.

MOHR, W. BIRCHFIELD, N. McGAUGHY, T. Transitions in Charpy Energy and Splitting for X80 Pipe Steel. OMAE2021-62443, V003T03A009. https://doi.org/10.1115/OMAE2021-62443. 2021.

MOHSENI, P. Brittle and ductile fracture of X80 arctic steel. [Doctoral thesis]. Norwegian University of Science and Technology. http://hdl.handle.net/11250/249162. 2012.

MOHSENI, P.; SOLBERG, J. K.; KARLSEN, M.; AKSELSEN, O. M.; ØSTBY, E. Cleavage fracture initiation at M/A constituents in intercritically coarse-grained heat-affected zone of a HSLA steel. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 45. https://doi.org/10.1007/s11661-013-2110-3. 2014.

MOON, et. al. Microstructure and High Temperature Strength in the Weld Coarse Grained Heat Afected Zone of Fire Resistant Steels and the Efects of Mo and Nb Additions. JMEPEG 31:2653–2663. https://doi.org/10.1007/s12540-020-00947-8. 2022.

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.

NAGAI, Y. FUKAMI, H. INOUE, H., DATE, A. NAKSHIMA, T., KOJIMA, ADACHI, T. YS 500 N/mm2 High Strength Steel for Offshore Structures with Good CTOD Properties at Welded Joint. Nippon Steel Technical Report, n°90, p. 14-19. 2004

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. https://doi.org/10.2207/qjjws1943.52.117. 1983.

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.

NIPPON KAIJI KYOKAI - NKK Guidance for the Approval and Type Approval of Materials and Equipment for Marine Use, Part 1 – Metallic Materials, Chapter 1 - Approval of Manufacturing Process of Rolled Steels. 2023.

NISHIOKA, K. Market requirements of thermomechanically processed steel for the twenty-first century. Steel World. vol.5, n°1, p.61-67. 2000.

OKADA, H. et al. Effects of M-A constituent on fracture behaviour of weld HAZs: Deterioration and improvement of HAZ toughness in 780 and 980 MPa class HSLA steels welded with high heat input (5th report). https://doi.org/10.1080/09507119509548864. 1995.

OKADA, H. MATSUDA, F. LI, Z. Behaviour of the M-A constituent in a simulated HAZ after single and multiple welding thermal cycles: HAZ toughness in 780 and 980 M Pa class HSLA steels welded with high heat input (1st report). Welding International (8). https://doi.org/10.1080/09507119409548677. 1994.

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. 1990.

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.

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.

OLASOLO, M. et al. Effect of austenite microstructure and cooling rate on transformation characteristics in a low carbon Nb–V microalloyed steel. Materials Science and Engineering: A. v.528. https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.11.078. 2011.

OLDFIELD, W. Curve fitting impact test data: a statistical procedure. ASTM standardization News, v. 3, n. 11, p. 24–29, 1975

OZAWA, A. T. et al. Typical local compression effect on crack front straightness and fracture toughness. Weld World 65, 1777–1790. https://doi.org/10.1007/s40194-021-01119-x. 2021.

OZAWA, A.T., et al. Local compression process avoiding toughness change. Weld World 67, 607–615. https://doi.org/10.1007/s40194-022-01386-2. 2023.

PACYNA, J. & WITEK, L.. The effect of carbides on fracture toughness of steels of ferritic matrix. Steel Research International, 59, 68–74. https://doi.org/10.1002/srin.198801608. 1988.

PASSAGEM, F. C. L. Análise critica do ensaio de determinação da curva mestre (ASTM E1921) aplicado a um aço da classe API 5L X80, 2011. Dissertação (Mestrado) – Universidade de São Paulo, São Paulo. 228 p.

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

PERELOMA, E. EDMONDS, D. Phase Transformations in Steel – Fundamentals and Diffusion-Controlled Transformations. Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering. Elsevier. ed. 1. p. 656. https://doi.org/10.1533/9780857096104. 2012.

PETCH, N., J. The cleavage strenght of polycrystals. Iron Steel Institute. vol.174, n°1, p.25-28. 1953.

PETROBRAS -N-133 - Soldagem, 2017.

PETROBRAS. Estruturas Oceânicas - N-1678 - Aço, Petrobras. Rio de Janeiro, 2010.

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.

PISARSKI, H.G. e KUDOH, J. Exploratory studies on the fracture toughness of multipass welds. In: Proceedings of The 87th International Symposium On Welding Metallurgy Of Structural Steels; 1987 February 22-26; Denver. USA: AIME; p. 269-277. 1987.

POHJONEN A. SOMANI M. PORTER D. Effects of Chemical Composition and Austenite Deformation on the Onset of Ferrite Formation for Arbitrary Cooling Paths. Metals, Vol.8, 540. https://doi.org/10.3390/met8070540. 2018.

POORHAYDARY, K. PATCHETT, B.M. Estimation of cooling rate in the welding of plates with intermediate thickness. Welding Journal. 84:149s-155s. 2005.

PRICE, J. C. Steels and Their Fabrication For Artic and Marine Structures. Conf. on Offshore Mechanics and Artic Engineering, 1981.

PURDY, G.R, HILLERT, M. On the nature of the bainite transformation in steels. Acta Metallurgica. vol.32. https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90018-X. 1984.

PYTHON TUTORIAL: https://www.w3schools.com/python/default.asp. Acesso: set. 2024

QI, H., PANG, Q., LI, W. et al. Effect of high welding heat input on the microstructure and low-temperature toughness of heat affected zone in magnesium-treated EH36 steel. Sci Rep 14, 19459. https://doi.org/10.1038/s41598-024-70562-9. 2024.

RAZALI, N.M. WAH, Y.B. Power comparisons of Shapiro-Wilk, Kolmogorov-Smirnov, Lilliefors and Anderson-Darling tests. Journal of Statistical Modeling and Analytics. 2(1):21-33. 2011.

RICE, J.R. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. Journal of Applied Mechanics, v.35, https://doi.org/10.1115/1.3601206. 1968.

RICE, J.R. ROSENGREN, G. F. Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, V. 16, https://doi.org/10.1016/0022-5096(68)90013-6. 1968.

ROCHA, L. A. S.; AZEVEDO, C. T. de. Projetos de Poços de Petróleo: Geopressões e Assentamento de Colunas de Revestimentos. 2ª Edição, Editora Interciência Ltda, Rio de Janeiro, 562 p., 2009.

ROJKO, D. GLIHA, V. The Influence of simulated thermal cycle on the formation of microstructures of multi-pass weld metal. Metalurgija, vol. 44, no. 1, pp. 19-24. 2005

RUGGIERI, C. Modelagem micromecânica da fratura dúctil e aplicações à integridade estrutural. Tese de doutorado. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo. 2001.

RYKALIN, R. Energy sources for welding, Welding in the World. vol.12, n°9-10, p.227-248. 1974.

SAINTE, C. C.; POUSSARD, C.; VODINH, J.; SCHILL, R.; HOURDEQUIN, N.; GALON, P.; FORGET, P. Finite Element Simulations and Empirical Correlation for Charpy and Subsize Charpy Tests on an Unirradiated Low-Alloy RPV Ferritic Steel. ASTM STP 1418, https://doi.org/10.1520/STP10817S. 2002.

SAMADINA, K. et al. Measurement of CTOD along a surface crack by means of digital image correlation. Engineering Fracture Mechanics 205. https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2018.11.015. 2019.

SANTOFIMIA, M.J. et al.Exploring bainite formation kinetics distinguishing grain-boundary and autocatalytic nucleation in high and low-Si steels. Acta Mater.Vol.105. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.11.044. 2016.

SATO, M. YAMATO, K. On the Microstructure and Toughness of HAZ in as Rolled or Normalized 50 and 60kg/mm2 High Strength Steel. Journal of the japan welding society (50). https://doi.org/10.2207/qjjws1943.50.11. 1981.

SATOH, K. TOYODA, M. Evaluation of LBZ:HAZ fracture toughness testing and utilization of toughness data to structural integrity. Proc. 7th Int. Conf. on offshore mechanics and arctic engineering, Houston, USA, ASME, 603p. 1988.

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. https://doi.org/10.1007/s11661-009-0142-5. 2010.

SAXENA, A. Advanced Fracture Mechanics and Structural Integrity. CRC Press, p. 323. https://doi.org/10.1201/9781351004060. 2019.

SAXENA, A. Basic Fracture Mechanics and its Applications. CRC Press, p. 342. https://doi.org/10.1201/9781003292296. 2022.

SCHULZE, G. Die Metallurgie des Schweißens – Eisenwerkstoffe und Nichteisenmetallische Werkstoffe. Londres: Springer, ed.4, p.668. https://doi.org/10.1007/978-3-642-03183-0. 2010.

SCIBETTA, M. et al. Towards a uniform precracking procedure for fracture toughness testing. International Journal of Fracture. V.117, https://doi.org/10.1023/A:1022072320277. 2002.

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, https://doi.org/10.1590/S0104-92242014000100010. 2014.

SHAHRIARI B, et al. Contínuous cooling transformation behavior and the kinetics of bainite formation in a bainitic-martensitic steel. International Journal of Materials Research. vol.108. https://doi.org/10.3139/146.111531. 2017.

SHIGA, C. HATOMURA, T. AMANO, K. ENAMI, T.Effect of cooling rate and finishing-cooling temperature on properties of the plates controlledrolled and accelerated-cooled, Tetsu-to-Hagané 68. A227-A230. 1982.

SHIGA,C. Effects of steelmaking, alloying and rolling variables on the HAZ structure and properties in microalloyed plate and line pipe. Proc AWS Int Conf on Metallurgy, Welding and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments, Houston, November, pp 327-350. 1990.

SHIRAHATA, H. et al. YP 460N/mm2 class heavy thick plate with excellent brittle crack arrestability for mega container ships. Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical. 110:29. 10.2320/materia.56.82. 2015.

SHOME, M. et al. Effect of simulated thermal cycles on the microstructure of the heat-affected zone in HSLA-80 and HSLA-100 steel plates, Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci. 35. https://doi.org/10.1007/s11661-004-0025-8. 2004.

SILVA, M de C. Caracterização das propriedades mecânicas do aço API 5L X80 e determinação experimental de curvas J-R para avaliação da tenacidade a fratura. [Dissertação]. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo/SP. 2004.

SILVA, R. F. Caracterização da zona termicamente afetada de aço produzido via resfriamento acelerado. . s.l. : Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica apresentada à UFMG, 2010.

SILVA, RV. Avaliação da tenacidade à fratura de soldas de alta resistência e baixa liga pelo método da integral-J [dissertação de mestrado]. São Paulo: Universidade de São Paulo; 1998.

SKLEARN EM scikit learn. Disponível em: https://scikit-learn.org/stable/modules/classes.html#module-sklearn.ensemble. Acesso: set. 2024

SOKOLOV, M. A.; ALEXANDER, D. J. An improved correlation procedure for subsize and full-size charpy impact specimen data. Washington DC, https://doi.org/10.2172/463630. 1997

SOUZA S.A. Ensaios Mecânicos de Materiais Metálicos. Y. Ed. São Paulo: Edgard Blucher,. 282p. 1982.

STEUWER, A., et al. Friction Stir Welding of HSLA-65 Steel: Part II. The Influence of Weld Speed and Tool Material on the Residual Stress Distribution and Tool Wear. Metall and Mat Trans A, 43. https://doi.org/10.1007/s11661-011-0643-x. 2012.

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. https://doi.org/10.1115/IPC2018-78100. 2018.

SURIAN, E. RAMINE de RISSONE, M. De VEDIA, L. Influence of Molybdenum on Ferrict High-Strangth SMAW All-WeldMetal Properties. Welding Jounal, p. 53-62, April, 2005.

TAN, L. et al. The effect of mechanical inhomogeneity in microzones of welded joints on CTOD fracture toughness of nuclear thick-walled steel. Nuclear Engineering and Technology (55). https://doi.org/10.1016/j.net.2023.07.031. 2023.

TERADA, Y. et al. X100 linepipe with excelente HAZ tougness and deformability. PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARTIC ENGINEERING OMAE Cancun, Mexico. https://doi.org/10.1115/OMAE2003-37392. 2003.

THE JAPAN WELDING ENGINEERING SOCIETY - WES1108 - Standard test method for crack-tip opening displacement fracture toughness measurement. WES. Tokyo, Japan. 2016.

THE WELDING INSTITUTE – Welding Steels Without Hydrogen Cracking – TWI 1980.

THE WELDING INSTITUTE. Introductory Notes on Metallography of Welds in C-Mn Steels. TWI, Reino Unido, p. 36, 1984.

THOMAS, J. E. Fundamentos da engenharia de petróleo. Rio de Janeiro. Editora Interciência, 2001.

TONG, L. et al. Low temperature impact toughness of high strength structural steel. Thin Walled Structure. V. 132, 410-420, https://doi.org/10.1016/j.tws.2018.09.009. 2018.

TOYODA, M. Significance of procedure/evaluation of CTOD test of weldments. International Institute of Welding (IIW); Document X-1192-89. DOI: https://doi.org/10.1007/BF00269042. 1989.

TRONSKAR, J. P. Evaluation of methods to predict safe welding conditions and maximum hardness in steel welding. Materials Engineering. V. III-A, pp. 41-57, 1993.

TRZASKA, J. et. al. Modelling of CCT diagrams for engineering and constructional steels, J. Mater. Process. Technol. 192, https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.04.099. 2007.

TRZASKA, J. et. al. The calculation of CCT diagrams for engineering steels, Arch. Mater. Sci. Eng. 39, p. 13–20. 2009.

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. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.04.025. 2009.

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, https://doi.org/10.1007/s12666-017-1075-0. 2017.

VISHNU, P.R. Solid-State Transformation in Weldments. Welding, Brazing and Soldering. ASM Handbook, Metals Park. Ohio, V.6, https://doi.org/10.31399/asm.hb.v06.a0001341. 1984.

WALKER, EF. Steel quality, weldability and toughness. Proc. Erd Int. Conf. on steel in marine structure, Delft, the Netherlands, ECSC. 1989.

WALLIN, K. BAER, W. Evaluation of Charpy-V transition curve fitting based on distribution-free statistical assessment. International Journal of Pressure Vessels and Piping. 206. https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2023.105079. 2023.

WANG, C. et al. Simultaneously enhancing strength and fracture toughness via tailoring the microstructure in X80 girth weld metal. Journal of Materials Research and Technology (29). https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.01.283. 2024.

WANG, C. WU, X. LIU, J., XU, N. Transmission electron microscopy of martensite-austenite islands in pipeline steel X70. Materials Science and Engineering A, vol. 438, no. 440, pp. 267-271. https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.118. 2006.

WANG, J. et. al. Effects of cooling of carbon concentration and cooling rate on continuous transformations predicted by artificial neural network. ISIJ International, 39, https://doi.org/10.2355/isijinternational.39.1038. 1999.

WANG, L., HU, C., LI, S. et al. Grain Refinement Mechanism in the CGHAZ of Ultra-High-Strength Structural Steel: A Critical Analysis of the Impacts of Prior Austenite Grain and Cooling Rates. JOM. https://doi.org/10.1007/s11837-024-06767-0. 2024.

WANG, S.C. YANG,J.R. Effects of chemical composition, rolling and cooling conditions on the amount of martensite/austenite (M/A) constituent formation in low carbon bainitic steels, Materials Science and Engineering: A. vol.154. https://doi.org/10.1016/0921-5093(92)90361-4. 1992.

WANG, X. et al. Effect of H2S Corrosion on the Fracture Toughness of the X80 Pipeline Steel Welded Joint. Materials - Welding and Processing in Alloy Manufacturing. Vol.15. https://doi.org/10.3390/ma15134458. 2022.

WANG, XL. et al. Analysis of impact toughness scatter in simulated coarse-grained HAZ of E550 grade offshore engineering steel from the aspect of crystallographic structure, Mater. Charact. Vol. 140. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.03.037. 2018.

WANG, XL. et al. New insights into the mechanism of cooling rate on the impact toughness of coarse grained heat affected zone from the aspect of variant selection, Mater. Sci. Eng. A. 704. https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.07.095. 2017.

WANG, XL. et al. Toughening coarse grained heat affected zone of high strength offshore engineering steel by enhancing the completeness of austenite-bainite transformation, Mater. Lett. 257. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126727. 2019.

WANG, Y., et al. A review on mixed mode fracture of metals. Engineering Fracture Mechanics v.235. https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2020.107126. 2020.

WEI, Y. et. al. Effect of chromium on CCT diagrams of novel air-cooled bainite steels analyzed by neural network, J. Iron. Steel Res. Int. 14, https://doi.org/10.1016/S1006-706X(07)60055-7. 2007.

WELLS, A.A. Unstable crack propagation in metals in metals: In: Cleavage and fast fracture. Proceeding of Crack Propagation Symposium. V.1, paper 84. Cranfield, UK. 1961.

WELLS, A.A. The status of COD in fracture mechanics. Third Canadian Congress of Applied Mechanics; 1971.

WU, S.J. DAVIS, C.L. Effect of duplex ferrite grain size distribution on local fracture stresses of Nb-microalloyed steels. Materials Science and Enginnering. A. 385, p. 352-358. 2004.

WU, S-X. Plastic rotational factor and J-COD relationship of three point bend specimen. Eng Fract Mech. Vol. 18. https://doi.org/10.1016/0013-7944(83)90098-X. 1983.

XU, J., ZHANG, Z. L., OSTBY, E., NYHUS, B., SUN, D. B., “Effects of Crack Depth and Specimen Size on Ductile Crack Growth of SENT and SENB Spécimens for Fracture Mechanics Evaluation of Pipeline Steels”, International Journal of Pressure Vessels and Piping. https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2009.12.004. 2009.

XU, L. et al. Mechanism of Improving Heat-Affected Zone Toughness of Steel Plate with Mg Deoxidation after High-Heat-Input Welding. Metals, 10, https://doi.org/10.3390/met10020162. 2020.

YAN, A. et al. Significant improvement in CGHAZ toughness of HSLA steel via welding with trailing mechanical treatment. Materials Science & Engineering A. https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.142725. 2022.

YANG, X. DI, X. LIU, X. WANG, D. LI, C. Effects of heat input on microstructure and fracture toughness of simulated coarse-grained heat affected zone for HSLA steels. Materials Characterization. V. 155. DOI: https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.109818. 2019.

YURIOKA, N. KASUYA, T. A chart method to determine necessary preheat in steel welding. IIW Doc. II-1230-94, IIW Doc. IX-1740-94, 12pp, 1994.

YURIOKA, N. SUZUKI, H. Hydrogen assisted cracking in C-Mn and low alloy steel weldments. International Materials Reviews. V.35. https://doi.org/10.1179/imr.1990.35.1.217. 1990.

YURIOKA, N. SUZUKI, H. OHSHITA, S. SAITO, S. Determination of necessary preheating temperature in steel welding. Welding Journal, pp. 147-153. 1983.

ZERBST, U., Madia, M., Schork, B., Hensel, J., Kucharczyk, P., Ngoula, D., Tchuindjang, D., Bernhard, J., & Beckmann, C. Fatigue and Fracture of Weldments: The IBESS Approach for the Determination of the Fatigue Life and Strength of Weldments by Fracture Mechanics Analysis. https://doi.org/10.1007/978-3-030-04073-4. 2019.

ZHANG, J.X. SHI, Y.W. The effect of welding mechanical heterogeneity on fracture toughness feature of base metal. International Journal of Pressure Vessel and Piping. V. 72, https://doi.org/10.1016/S0308-0161(97)00046-X. 1997.

ZHANG, W. LIU, Y. Investigation of incremental fatigue crack growth mechanisms using in situ SEM testing. International Journal of Fatigue. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2011.03.004. 2011.

ZHANG, Z. FARRAR, R.A. An atlas of continuous cooling transformation (CCT) diagrams applicable to low carbon low alloy weld metals. The Institute of Materials, Bournemouth, UK. 1995.

ZHAO, H. et al. Effect of austenite grain size on the bainitic ferrite morphology and grain refinement of a pipeline steel after continuous cooling. Materials Characterization. Vol.123. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.11.025. 2017.

ZHOU, Y.; JIA, T.; ZHANG, X.; LIU, Z.; MISRA, R. D. K. Microstructure and toughness of the CGHAZ of an offshore platform steel. Journal of Materials Processing Technology 219. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.12.017. 2015.

ZHU, K. et al. An approach to define the effective lath size controlling yield strength of bainite. Materials Science and Engineering A. v. 527. https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.06.061. 2010.

ANEXOS

ANEXO I – Algumas das EPS utilizadas nas juntas FCAW e SAW

ANEXO II – Alguns dos CPs de CTOD confeccionados - Forno e curva temperatura vs. tempo no procedimento PWHT

ANEXO III – Compressão lateral

ANEXO IV – Equações para determinação do aporte térmico vs. Velocidade de resfriamento

ANEXO V – Resultados da validação das trincas de fadiga

ANEXO VI – Resultados da validação das regiões amostradas pelo entalhe

ANEXO VII –Exemplo das Curvas Carga vs. CMOD obtidas

ANEXO VIII –Exemplo da superfície de fratura de alguns CPs após o ensaio de CTOD

ANEXO IX – Exemplo de alguns dos CPs de Charpy-V

ANEXO X – Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V - Transição

ANEXO XI – Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V - Efeito do PWHT e da Temperatura

ANEXO XII – Marcação do entalhe para alguns CPs – Avaliação das diferentes regiões

ANEXO XIII – Curvas Dilatométricas – Dilatação e Derivada temporal

ANEXO XIV – Curvas Dilatométricas - Deconvolução

ANEXO XV – Exemplo do aspecto microestrutural para cada condição e tabelas de quantificação

ANEXO XVI – Exemplo do aspecto microestrutural para as condições de duplo ciclo

ANEXO XVII – Versão simplificada do modelo desenvolvido

ANEXO XVIII – Banco de dados simplificado de alguns diagramas utilizados no modelo

ANEXO XIX – Resultado da Quantificação Microestrutural

ESAB Indústria e Comércio Ltda

Registro de Qualificação de Procedimento de Soldagem (RQPS)

Procedure Qualification Records (PQR)

Empresa: Contractor: USIMINAS

Projeto: Project: RP2Z

1. Metal de base / Base metal

	Material I	Material II
Tipo: Type	API 5L X80M PSL2	API 5L X80M PSL2
Espessura (mm): Thickness	38,55mm	38,55mm
Diâmetro (mm): Diameter	N/A	N/A

2. Metal de adição / Filler metal

Especificação: Specification: DUALSHIELD 55

Classificação: Classification: SFA/AWS A5.36; E91T1-M21A4-G; Weld Metal;

Diâmetro (mm): Diameter: 1,2 — **Tipo:** Type: Arame tubular / tubular wire

Nome comercial: Comercial name: DUAL SHIELD 55 — Arame (wire)

Fabricante: Manufacturer: ESAB

3.Proteção / Shielding

Composição: Composition: Ar/15-25%CO

Vazão (l/min): Flow rate: 18l/min

Fluxo: Flux: N/A

4. Posição de soldagem / Welding position

Posição: Position: Plana (flat) - PA (1G)

Progressão: Progression: N/A

5. Temperatura pré-aquecimento e interpasse / Preheat and interpass temperature

Pré-aquecimento (°C): Pre heat: 15° min - 250° max

Interpasse (°C): Interpass: 100° max

Pós-aquecimento (°C): Pos heat: N/A

Tempo pós-aquecimento: Pos heat time: N/A

Controle temperatura: Temperature control: Pirômetro/ Lápis Térmico

6. Técnicas de soldagem / Technique

Cordão reto ou trançado: Stringer or weave bead: Reto (stringer)

Passe simples ou múltiplo: Multi-pass or single pass: Múltiplo / Multi-pass

Distância do bico de contato à peça (mm): Stickout:

Limpeza inicial e interpasse: Cleaning: Escova rotativa ou manual (Wire brush clean)

7.Características elétricas / Electrical characteristics

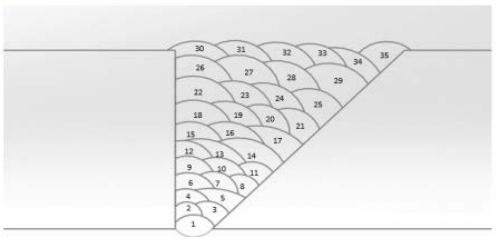
Corrente e polaridade: Current and polarity: CC+

Modo de transferência GMAW: GMAW transfer mode: Pulse

Tipo e diâmetro eletrodo de tungstênio: Tungsten type and diameter: N/A

Outro: Other: N/A

8. Junta / Joint



9. Acompanhamento de soldagem / Welding procedure

Camada Layer	Passe Pass	Comprimento (mm) Lenght	Processo Process	Classificação Classification	Ø(mm)	Polaridade Polarity	Corrente (A) Current	Tensão (V) Voltage	Veloc. soldagem (mm/min) Welding speed	Técnica Technic: Reto Stringer	Técnica Technic: Oscilat. Weave	Progressão Progression: Ascend Up	Progressão Progression: Descen Down	Posição Position	Temp (° C) Temperature	Aporte térmico (kJ/mm) Heat Input
01	01	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	243	27	133,33333	x				Flat	<100	2,95245
02	02	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	240	27	500	x				Flat	<100	0,7776
02	03	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	242	27	500	x				Flat	<100	0,78408
03	04	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	243	27	500	x				Flat	<100	0,78732
03	05	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	245	27	500	x				Flat	<100	0,7938
04	06	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	243	27	500	x				Flat	<100	0,78732
04	07	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	240	27	500	x				Flat	<100	0,7776
04	08	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	243	27	500	x				Flat	<100	0,78732
05	09	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	244	27	500	x				Flat	<100	0,79056
05	10	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	240	27	500	x				Flat	<100	0,7776
05	11	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	245	27	500	x				Flat	<100	0,7938
06	12	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	243	27	500	x				Flat	<100	0,78732
06	13	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	240	27	500	x				Flat	<100	0,7776
06	14	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	239	27	500	x				Flat	<100	0,77436
06	15	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	240	27	500	x				Flat	<100	0,7776
07	16	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	238	27	500	x				Flat	<100	0,77112
07	17	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	237	27	500	x				Flat	<100	0,76788
07	18	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	240	27	500	x				Flat	<100	0,7776
07	19	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	237	27	500	x				Flat	<100	0,76788
08	20	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	238	27	500	x				Flat	<100	0,77112
08	21	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	237	27	500	x				Flat	<100	0,76788
08	22	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	238	27	500	x				Flat	<100	0,77112
08	23	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	237	27	500	x				Flat	<100	0,76788
09	24	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	236	27	500	x				Flat	<100	0,76464
09	25	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	238	27	500	x				Flat	<100	0,77112
09	26	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	239	27	500	x				Flat	<100	0,77436
09	27	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	240	27	500	x				Flat	<100	0,7776
10	28	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	237	27	500	x				Flat	<100	0,76788
10	29	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	236	27	500	x				Flat	<100	0,76464
10	30	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	235	27	500	x				Flat	<100	0,7614
10	31	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	234	27	500	x				Flat	<100	0,75816
11	32	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	237	27	500	x				Flat	<100	0,76788
11	33	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	240	27	500	x				Flat	<100	0,7776
11	34	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	238	28	500	x				Flat	<100	0,79968
11	35	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	240	28	500	x				Flat	<100	0,8064

ESAB Indústria e Comércio Ltda

Registro de Qualificação de Procedimento de Soldagem (RQPS)

Procedure Qualification Records (PQR)

Empresa: Contractor: USIMINAS

Projeto: Project: RP2Z

1. Metal de base / Base metal

	Material I	Material II
Tipo: Type	API 5L X80M PSL2	API 5L X80M PSL2
Espessura (mm): Thickness	38,55mm	38,55mm
Diâmetro (mm): Diameter	N/A	N/A

2. Metal de adição / Filler metal

Especificação: Specification: DUALSHIELD 55

Classificação: Classification: SFA/AWS A5.36; E91T1-M21A4-G; Weld Metal;

Diâmetro (mm): Diameter: 1,2 — Tipo: Type: Arame tubular tubular wire

Nome comercial: Comercial name: DUAL SHIELD 55 Arame (wire)

Fabricante: Manufacturer: ESAB

3.Proteção / Shielding

Composição: Composition: Ar/15-25%CO

Vazão (l/min): Flow rate: 18l/min

Fluxo: Flux: N/A

4. Posição de soldagem / Welding position

Posição: Position: Plana (flat) - PA (1G)

Progressão: Progression: N/A

5. Temperatura pré-aquecimento e interpasse / Preheat and interpass temperature

Pré-aquecimento (°C): Pre heat: 15° min - 250° max

Interpasse (°C): Interpass: 100° max

Pós-aquecimento (°C): Pos heat: N/A

Tempo pós-aquecimento: Pos heat time: N/A

Controle temperatura: Temperature control: Pirômetro/ Lápis Térmico

6. Técnicas de soldagem / Technique

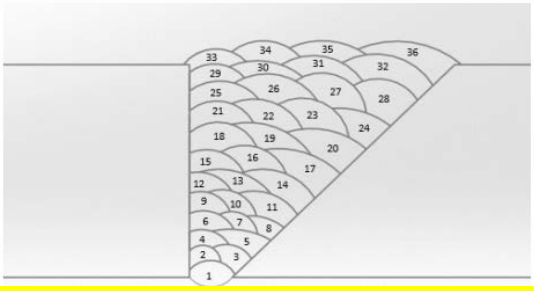
Cordão reto ou trançado: Stringer or weave bead: Reto (stringer)

Passe simples ou múltiplo: Multi-pass or single pass: Múltiplo / Multi-pass

Distância do bico de contato à peça (mm): Stickout:

Limpeza inicial e interpasse: Cleaning: Escova rotativa ou manual (Wire brush clean)

8. Junta / Joint



9. Acompanhamento de soldagem / Welding procedure

Camada Layer	Passe Pass	Comprimento (mm) Lenght	Processo Process	Classificação Classification	Ø(mm)	Polaridade Polarity	Corrente (A) Current	Tensão (V) Voltage	Veloc. soldagem (mm/min) Welding speed	Técnica Technic: Reto Stringer	Oscilat. Weave	Progressão Progression: Ascend Up	Descen Down	Posição Position	Temp (° C) Temperature	Aporte térmico (kJ/mm) Heat Input
01	01	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	151,89873	x				Flat	<100	2,3621
02	02	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	355,55556	x				Flat	<100	1,009125
02	03	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	355,55556	x				Flat	<100	1,009125
03	04	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	350,36496	x				Flat	<100	1,024075
03	05	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	358,20896	x				Flat	<100	1,00165
04	06	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	369,23077	x				Flat	<100	0,97175
04	07	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	358,20896	x				Flat	<100	1,00165
04	08	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	360,90226	x				Flat	<100	0,994175
05	09	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	358,20896	x				Flat	<100	1,00165
05	10	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	363,63636	x				Flat	<100	0,9867
05	11	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	360,90226	x				Flat	<100	0,994175
06	12	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	355,55556	x				Flat	<100	1,009125
06	13	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	350,36496	x				Flat	<100	1,024075
06	14	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	355,55556	x				Flat	<100	1,009125
07	15	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	358,20896	x				Flat	<100	1,00165
07	16	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	355,55556	x				Flat	<100	1,009125
07	17	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	347,82609	x				Flat	<100	1,03155
08	18	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	350,36496	x				Flat	<100	1,024075
08	19	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	355,55556	x				Flat	<100	1,009125
08	20	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	347,82609	x				Flat	<100	1,03155
09	21	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	355,55556	x				Flat	<100	1,009125
09	22	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	352,94118	x				Flat	<100	1,0166
09	23	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	355,55556	x				Flat	<100	1,009125
09	24	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	352,94118	x				Flat	<100	1,0166
10	25	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	355,55556	x				Flat	<100	1,009125
10	26	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	355,55556	x				Flat	<100	1,009125
10	27	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	358,20896	x				Flat	<100	1,00165
10	28	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	352,94118	x				Flat	<100	1,0166
11	29	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	355,55556	x				Flat	<100	1,009125
11	30	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	360,90226	x				Flat	<100	0,994175
11	31	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	228	26	358,20896	x				Flat	<100	0,99294
11	32	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	228	26	350,36496	x				Flat	<100	1,01517
12	33	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	229	26	355,55556	x				Flat	<100	1,004738
12	34	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	230	26	352,94118	x				Flat	<100	1,0166
12	35	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	228	26	355,55556	x				Flat	<100	1,00035
12	36	800	FCAW	AWS A5.36; E91T1-M21	1,2	CC+	229	26	352,94118	x				Flat	<100	1,01218

ESAB Indústria e Comércio Ltda

Registro de Qualificação de Procedimento de Soldagem (RQPS)

Procedure Qualification Records (PQR)

Empresa: Contractor: USIMINAS

Projeto: Project: RP2Z

1. Metal de base / Base metal

	Material I	Material II
Tipo: Type	API 5L X80M PSL2	API 5L X80M PSL2
Espessura (mm): Thickness	38,55mm	38,55mm
Diâmetro (mm): Diameter	N/A	N/A

2. Metal de adição / Filler metal

Especificação: Specification: OK AUTROD 13.40

Classificação: Classification: SFA/AWS A5.23; EG; Wire Electrode

Diâmetro (mm): Diameter: 4,0 — **Tipo:** Type: Arame sólido + fluxo / Solid wire + flux

Nome comercial: Comercial name: OK AUTROD 13.40 & OK FLUX 10.62 — Arame (wire) + Fluxo (flux)

Fabricante: Manufacturer: ESAB

3.Proteção / Shielding

Composição: Composition: N/A

Vazão (l/min): Flow rate: N/A

Fluxo: Flux: OK FLUX 10.62 (ESAB)

4. Posição de soldagem / Welding position

Posição: Position: Plana (flat) - PA (1G)

Progressão: Progression: N/A

5. Temperatura pré-aquecimento e interpasse / Preheat and interpass temperature

Pré-aquecimento (°C): Pre heat: 15° min - 250° max

Interpasse (°C): Interpass: 250° max

Pós-aquecimento (°C): Pos heat: N/A

Tempo pós-aquecimento: Pos heat time: N/A

Controle temperatura: Temperature control: Pirômetro / Lápis Térmico

6. Técnicas de soldagem / Technique

Cordão reto ou trançado: Stringer or weave bead: Reto (stringer)

Passe simples ou múltiplo: Multi-pass or single pass: Múltiplo / Multi-pass

Distância do bico de contato à peça (mm): Stickout: 35mm

Limpeza inicial e interpasse: Cleaning: Escova rotativa ou manual (Wire brush clean)

7.Características elétricas / Electrical characteristics

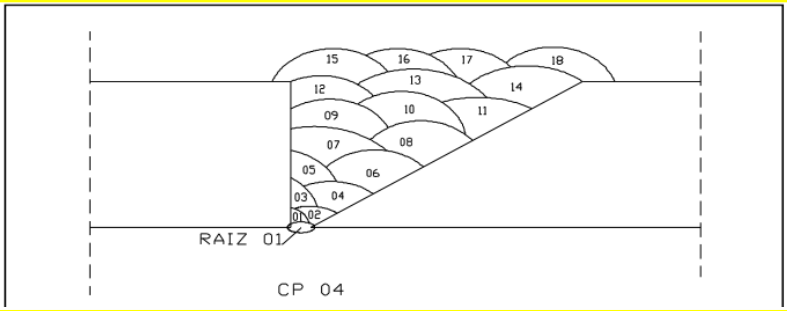
Corrente e polaridade: Current and polarity: CC+

Modo de transferência GMAW: GMAW transfer mode: N/A

Tipo e diâmetro eletrodo de tungstênio: Tungsten type and diameter: N/A

Outro: Other: -

8. Junta / Joint



9. Acompanhamento de soldagem / Welding procedure

Camada Layer	Passe Pass	Comprimento (mm) Lenght	Processo Process	Classificação Classification	Ø(mm)	Polaridade Polarity	Corrente (A) Current	Tensão (V) Voltage	Veloc. soldagem (cm/min) Welding speed	Técnica Technic Reto Stringer	Técnica Technic Oscilat. Weave	Progressão Progression Ascend Up	Progressão Progression Descen Down	Posição Position	Temp (° C) Temperature	Aporte térmico (kJ/mm) Heat Input
	R1	800	FCAW	AWSA5.36	1,0	CC+	247	28,8	10	x				Flat	250º	
	1	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	601	29,8	39,7	x				Flat	250º	
	2	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	604	29,8	39,5	x				Flat	250º	
	3	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	601	29,8	39,9	x				Flat	250º	
	4	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	603	29,8	39,7	x				Flat	250º	
	5	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	603	29,8	39,8	x				Flat	250º	
	6	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	602	29,8	39,7	x				Flat	250º	
	7	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	603	29,8	39,7	x				Flat	250º	
	8	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	602	29,8	39,7	x				Flat	250º	
	9	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	601	29,8	39,9	x				Flat	250º	
	10	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	603	29,8	39,9	x				Flat	250º	
	11	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	601	29,8	39,9	x				Flat	250º	
	12	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	601	29,8	39,9	x				Flat	250º	
	13	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	601	29,8	39,1	x				Flat	250º	
	14	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	601	29,8	39,9	x				Flat	250º	
	15	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	600	29,8	39	x				Flat	250º	
	16	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	601	29,8	39,8	x				Flat	250º	
	17	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	602	29,8	39,8	x				Flat	250º	
	18	800	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	602	29,8	39,8	x				Flat	250º	

ESAB Indústria e Comércio Ltda

Registro de Qualificação de Procedimento de Soldagem (RQPS)

Procedure Qualification Records (PQR)

Empresa: Contractor: USIMINAS

Projeto: Project: RP2Z

1. Metal de base / Base metal

	Material I	Material II
Tipo: *Type*	API 5L X80M PSL2	API 5L X80M PSL2
Espessura (mm): *Thickness*	38,55mm	38,55mm
Diâmetro (mm): *Diameter*	N/A	N/A

2. Metal de adição / Filler metal

Especificação: Specification: OK AUTROD 13.40

Classificação: Classification: SFA/AWS A5.23; EG; Wire Electrode

Diâmetro (mm): Diameter: 4,0

Tipo: Type: Arame sólido + fluxo / Solid wire + flux

Nome comercial: Comercial name: OK AUTROD 13.40 & OK FLUX 10.62

Arame (wire) + Fluxo (flux)

Fabricante: Manufacturer: ESAB

3.Proteção / Shielding

Composição: Composition: N/A

Vazão (l/min): Flow rate: N/A

Fluxo: Flux: OK FLUX 10.62 (ESAB)

4. Posição de soldagem / Welding position

Posição: Position: Plana (flat) - PA (1G)

Progressão: Progression: N/A

5. Temperatura pré-aquecimento e interpasse / Preheat and interpass temperature

Pré-aquecimento (°C): Pre heat: 15° min - 250° max

Interpasse (°C): Interpass: 250° max

Pós-aquecimento (°C): Pos heat: N/A

Tempo pós-aquecimento: Pos heat time: N/A

Controle temperatura: Temperature control: Pirômetro / Lápis Térmico

6. Técnicas de soldagem / Technique

Cordão reto ou trançado: Stringer or weave bead: Reto (stringer)

Passe simples ou múltiplo: Multi-pass or single pass: Múltiplo / Multi-pass

Distância do bico de contato à peça (mm): Stickout: 35mm

Limpeza inicial e interpasse: Cleaning: Escova rotativa ou manual (Wire brush clean)

7.Características elétricas / Electrical characteristics

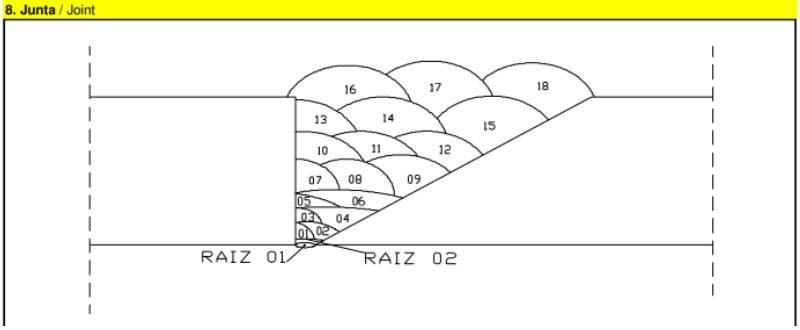
Corrente e polaridade: Current and polarity: CC+

Modo de transferência GMAW: GMAW transfer mode: N/A

Tipo e diâmetro eletrodo de tungstênio: Tungsten type and diameter: N/A

Outro: Other: -

8. Junta / Joint



9. Acompanhamento de soldagem / Welding procedure

Camada Layer	Passe Pass	Comprimento (mm) Lenght	Processo Process	Classificação Classification	Ø(mm)	Polaridade Polarity	Corrente (A) Current	Tensão (V) Voltage	Veloc. soldagem (cm/min) Welding speed	Técnica Technic: Reto Stringer	Técnica Technic: Oscilat. Weave	Progressão Progression: Ascend Up	Progressão Progression: Descen Down	Posição Position	Temp (° C) Temperature	Aporte térmico (kJ/mm) Heat Input
	R1	800	FCAW	AWSA5.36	1,0	CC+	243	27,7	127	x				Flat	250º	
	R2	800	FCAW	AWSA5.36	1,0	CC+	243	27,7	127	x				Flat	250º	
	1	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	2	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	3	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	4	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	5	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	6	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	7	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	8	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	9	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	10	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	11	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	12	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	13	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	14	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	15	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	16	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	17	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	
	18	900	SAW	SFA/AWS A5.23; EG;	4,0	CC+	605	30	40	x				Flat	250º	

ANEXO II – Alguns dos CPs de CTOD confeccionados - Forno e curva temperatura vs. tempo no procedimento PWHT

Confecção dos corpos de prova





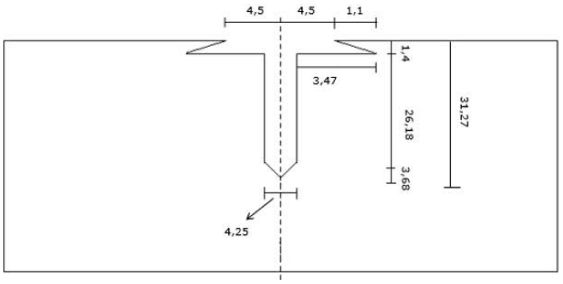
Confecção dos corpos de prova







Desenho do entalhe

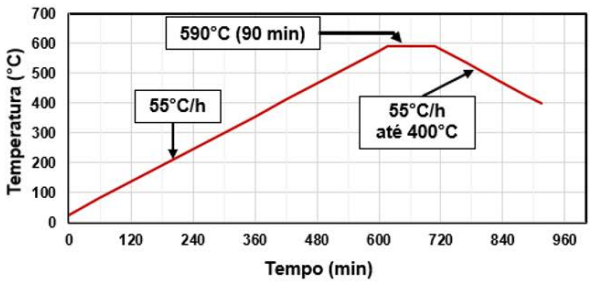


Tratamento térmico

Forno com atmosfera controlada – nitrogênio

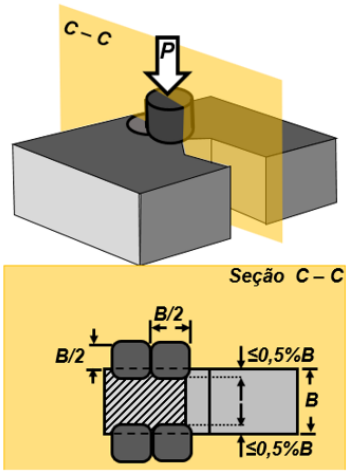


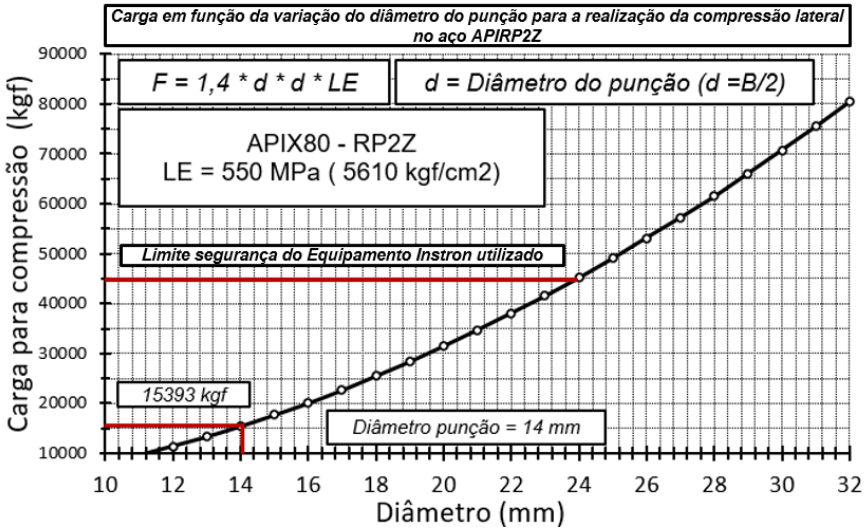


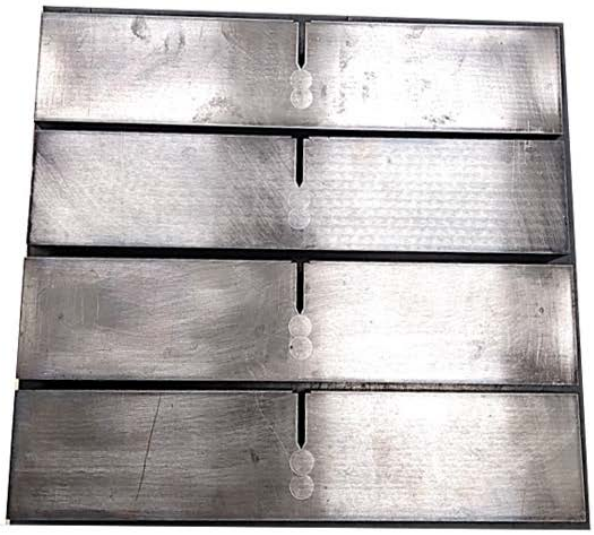


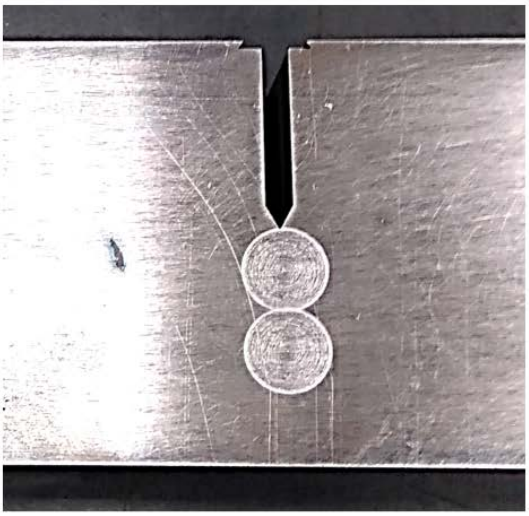
ANEXO III – Compressão lateral

Compressão lateral











Alguns dos CPs de CTOD ensaiados

ANEXO IV – Equações para determinação do aporte térmico vs. Velocidade de resfriamento

$$T = T_\infty + T_W \cdot \exp\{(-\alpha_1 / \rho c)\cdot(2t/h)\}$$

$$+ (T_{ph} - T_\infty)\cdot \exp\{(-\alpha_2 / \rho c)\cdot(2t/h)\}$$

$$T_W = Q_P / (2\pi\lambda)\cdot \exp(-vw/2\kappa)\cdot\left[\{\exp(-vR/2\kappa)\}/R + \sum_{n=1}^{\infty} r^n\{\exp(-vR_n/2\kappa)/R_n + \exp(-vR_n'/2\kappa)/R_n'\}\right]$$

where,

T: temperature (°C)

Tph: preheat & interpass temperature (°C)

T_∞: ambient temperature (°C)

Tw: temperature increase due to a moving point heat source

x: coordinate in the wedling direction (cm)

z: coordinate in the plate thickness direction (cm)

y: coordinate in the direction perpendicular to the welding direction (cm)

w: moving coordinate in the welding direction, w = x - v*t

v: welding velocity (cm/s)

t: time elapsed after the point heat source passed the static coordinate origin (x = y = z = 0), (s)

R: $R = \sqrt{w^2 + y^2 + Z^2}$

Rn: $R_n = \sqrt{w^2 + y^2 + (2nh - z)^2}$

Rn': $R_n' = \sqrt{w^2 + y^2 + (2nh + z)^2}$

Qp: energy of heat source $Q_P = 0.24\eta AV$ (cal/s)

h: plate thickness (cm)

η: arc thermal efficiency, η = 1.0 (SAW), 0.80 (SMAW, GMAW), 0.60 for GTAW

$\alpha_1 / \rho c$: heat transfer coefficient at the plate surfacei =0.0005cm/s (SAW), =0.0020cm/s (SMAW, GMAW, GTAW)

$\alpha_1 / \rho c$: heat transfer coefficient at the surface except the weld parti =0.0020cm/s

r: heat reflection rate at the plate surface =0.90 (SAW), =0.80 (SMAW, GMAW, GTAW)

λ: thermal conductiviey =0.06+0.000012*HI (cal/cm s)

κ: thermal diffusivitys =0.042+0.000016*HI (cm cm/s)

E: arc energy, E = 60*A*V /v (J/cm)

HI: heat input, HI = η E (J/cm)

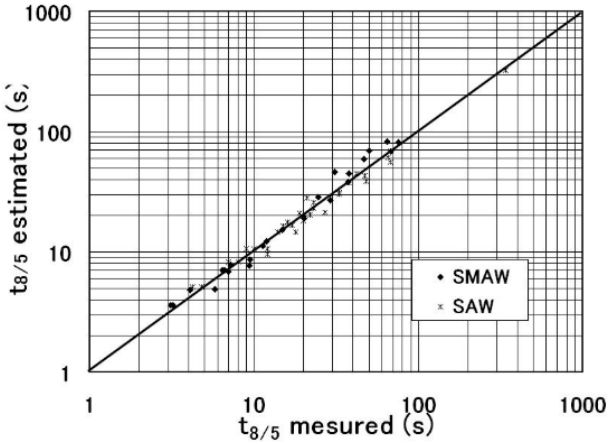
A: welding current (A)

V: welding voltage (V)

The above heat conduction equatiion is mathematically incorrect since the heat reflction rate, contained."r" was introduced so that the prediction could be more precisely made.

The accuracy of the prediction is shown in

N. Yurioka. "Prediction of weld metal strength", IIW Doc. IX-2058-03

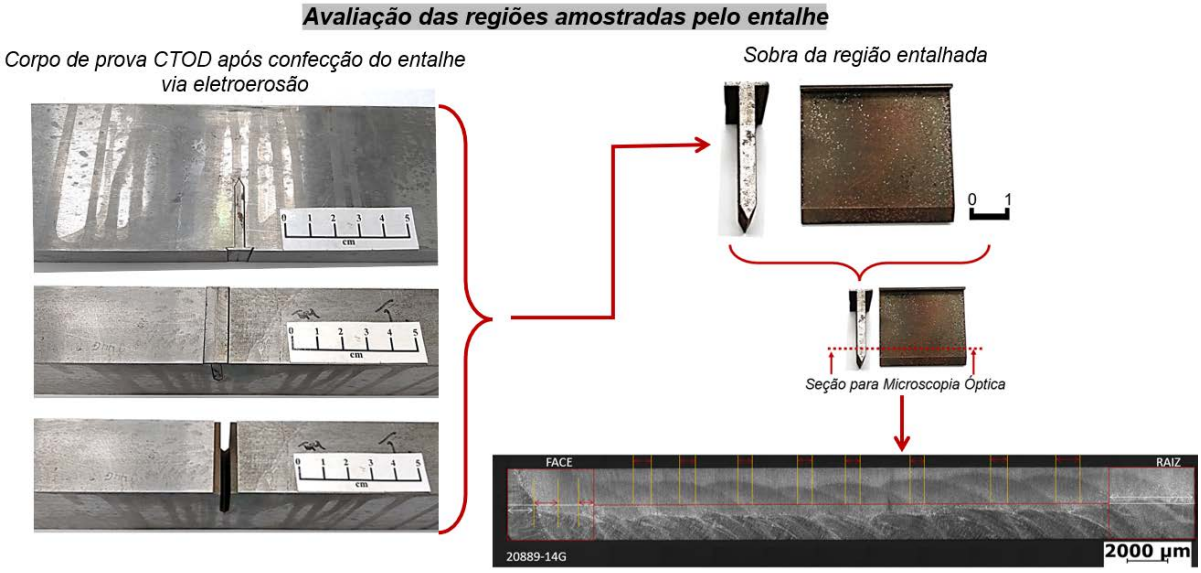


ANEXO V – Resultados da validação das trincas de fadiga

JUNTA FCAW									
ZAC	**CONDIÇÃO**	**CP&D**	**W (mm)**	**a0 (mm)**	**Extensão da trinca de fadiga**				
					trinca (mm)	**2.5/%W**	**>2.5/%W**	**>1.3mm**	**a0/W 0,45-0,55**
GGZAC	**ASWELD**	20891-44G	68,0	33,4	2,3	1,7	OK	OK	0,49
		20891-61G	68,0	33,2	2,2	1,7	OK	OK	0,49
		20891-62G	67,9	33,5	2,3	1,7	OK	OK	0,49
		20891-68G	67,9	33,8	2,7	1,7	OK	OK	0,50
		20891-45G	68,0	33,8	2,6	1,7	OK	OK	0,50
		20891-41G	68,0	33,4	2,3	1,7	OK	OK	0,49
		20891-42G	68,0	34,2	2,1	1,7	OK	OK	0,50
		20891-47G	68,0	34,1	2,3	1,7	OK	OK	0,50
	PWHT	20889-17G	68,0	33,1	2,1	1,7	OK	OK	0,49
		20889-16G	68,0	33,3	1,9	1,7	OK	OK	0,49
		20889-11G	68,0	33,5	2,3	1,7	OK	OK	0,49
		20889-18G	67,8	33,4	1,7	1,7	OK	OK	0,49
		20889-14G	67,9	33,5	2,5	1,7	OK	OK	0,49
		20889-12G	68,0	33,1	2,1	1,7	OK	OK	0,49
		20889-13G	68,1	33,2	2,10	1,7	OK	OK	0,49
		20889-15G	68,0	33,3	2,2	1,7	OK	OK	0,49
ZAC/MB	**ASWELD**	20891-42S	67,92	33,1	1,99	1,7	OK	OK	0,49
		20891-47S	67,91	33,3	2,11	1,7	OK	OK	0,49
		29891-48S	68,1	33,1	2,09	1,7	OK	OK	0,49
	PWHT	20889-43S	67,92	33,3	2,20	1,70	OK	OK	0,49
		20889-46S	67,99	36,5	5,37	1,70	OK	OK	0,54
		29889-49S	68,1	33,53	2,41	1,7	OK	OK	0,49
MS	**ASWELD**	29889-13M	67,93	33,14	2,11	2,7	OK	OK	0,49
		29889-15M	68,02	33,64	2,31	3,7	OK	OK	0,49
		29889-16M	67,97	33,12	1,99	4,7	OK	OK	0,49
	PWHT	29889-19M	68,1	34,11	2,08	5,7	OK	OK	0,50
		29889-20M	68,02	33,36	2,13	6,7	OK	OK	0,49
		29889-21M	67,99	33,94	2,21	7,7	OK	OK	0,50

JUNTA SAW									
ZAC	CONDIÇÃO	CP&D	W (mm)	a0 (mm)	Extensão da trinca de fadiga				
					trinca (mm)	2.5/%W	>2.5/%W	>1.3mm	a_0/W 0,45-0,55
GGZAC	ASWELD	21048-3	67,78	33,51	2,66	1,69	OK	OK	0,49
		21048-4	67,91	33,29	2,39	1,70	OK	OK	0,49
		21048-5	67,89	33,72	2,78	1,70	OK	OK	0,50
		21048-16	67,84	32,79	2,37	1,70	OK	OK	0,48
		21048-19	67,91	33,55	2,42	1,70	OK	OK	0,49
		21048-20	67,91	33,69	2,67	1,70	OK	OK	0,50
		21048-23	68,02	33,85	2,55	1,70	OK	OK	0,50
		21048-24	67,98	33,62	2,42	1,70	OK	OK	0,49
	PWHT	21048-9	67,84	33,43	2,64	1,70	OK	OK	0,49
		21048-10	67,81	33,59	2,64	1,70	OK	OK	0,50
		21048-11	67,82	34,16	3,06	1,70	OK	OK	0,50
		21048-12	67,82	33,79	3,02	1,70	OK	OK	0,50
		21048-21	67,84	33,90	2,77	1,70	OK	OK	0,50
		21048-22	67,93	33,96	2,55	1,70	OK	OK	0,50
		21048-25	67,98	34,16	2,61	1,70	OK	OK	0,50
		21048-26	68,02	33,68	2,59	1,70	OK	OK	0,50
ZAC/MB	ASWELD	21048-6	67,88	32,90	1,99	1,70	OK	OK	0,48
		21048-7	67,85	33,58	2,70	1,70	OK	OK	0,49
		21048-8	67,80	33,17	2,56	1,70	OK	OK	0,49
	PWHT	21048-13	67,78	33,29	2,50	1,69	OK	OK	0,49
		21048-14	67,81	33,13	2,60	1,70	OK	OK	0,49
		21048-15	67,80	33,50	2,72	1,70	OK	OK	0,49
MS	ASWELD	21048-1	67,84	32,64	1,71	1,70	OK	OK	0,48
		21048-2	67,81	32,82	2,24	1,70	OK	OK	0,48
		21048-27	68,10	33,23	2,01	1,70	OK	OK	0,49
	PWHT	21048-17	68,02	33,40	1,99	1,70	OK	OK	0,49
		21048-18	67,84	34,02	2,21	1,70	OK	OK	0,50
		21048-28	67,97	33,26	2,13	1,70	OK	OK	0,49

ANEXO VI – Resultados da validação das regiões amostradas pelo entalhe



JUNTA FCAW: 0,8 kJ/mm			Regiões Amostradas					
			75% do entalhe			100% do entalhe		
ZAC	CONDIÇÃO	CP&D	MS	GGZAC	ICZAC&(R)	MS	GGZAC	ICZAC&(R)
GGZAC	Sem PWHT	20891-44G	0%	24%	76%	0%	35%	65%
		20891-61G	9%	31%	60%	21%	26%	53%
		20891-62G	12%	33%	55%	22%	31%	48%
		20891-68G	7%	18%	75%	12%	21%	66%
		20891-45G	0%	28%	72%	1%	33%	66%
		20891-41G	16%	34%	51%	18%	39%	44%
		20891-42G	6%	33%	61%	15%	29%	56%
		20891-47G	0%	42%	58%	8%	37%	55%
	Com PWHT	20889-17G	0%	29%	71%	4%	34%	62%
		20889-16G	0%	29%	71%	7%	31%	62%
		20889-11G	0%	21%	79%	3%	26%	71%
		20889-18G	0%	19%	81%	3%	28%	69%
		20889-14G	0%	26%	74%	16%	25%	58%
		20889-12G	0%	28%	72%	3%	33%	64%
		20889-13G	2%	35%	63%	8%	33%	59%
		20889-15G	0%	31%	69%	5%	28%	67%

JUNTA SAW: 4,5 kJ/mm			Regiões Amostradas					
			75% do entalhe			100% do entalhe		
ZAC	CONDIÇÃO	CP&D	MS	GGZAC	ICZAC&(R)	MS	GGZAC	ICZAC&(R)
GGZAC	Sem PWHT	21048-3	0%	16%	84%	13%	15%	72%
		21048-4	0%	19%	81%	11%	28%	61%
		21048-5	0%	17%	83%	10%	16%	74%
		21048-16	0%	0%	100%	8%	4%	87%
		21048-19	0%	23%	77%	11%	19%	70%
		21048-20	0%	15%	85%	10%	23%	67%
		21048-23	0%	20%	80%	8%	29%	63%
		21048-24	0%	17%	83%	12%	24%	64%
	Com PWHT	21048-9	0%	22%	78%	10%	32%	58%
		21048-10	0%	21%	79%	10%	19%	72%
		21048-11	0%	12%	88%	9%	13%	78%
		21048-12	0%	15%	85%	10%	26%	64%
		21048-21	0%	21%	79%	8%	17%	75%
		21048-22	0%	19%	81%	9%	21%	70%
		21048-25	0%	18%	82%	7%	31%	62%
		21048-26	0%	16%	84%	9%	26%	65%

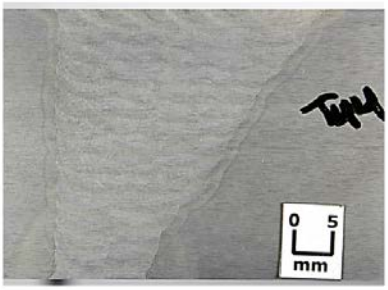
Obs.: *CPs invalidados*

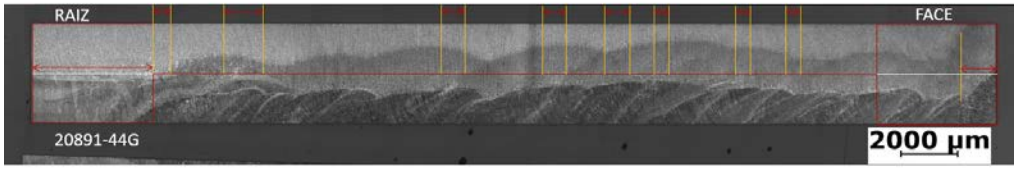
44G – SEM PWHT

20891-44G

CTOD = 0,54

44G	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	0%	0%
GGZAC	24%	35%
ICZAC&(R)	76%	65%





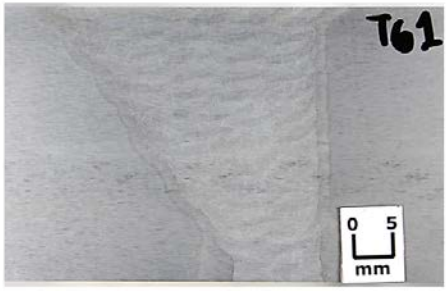
Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

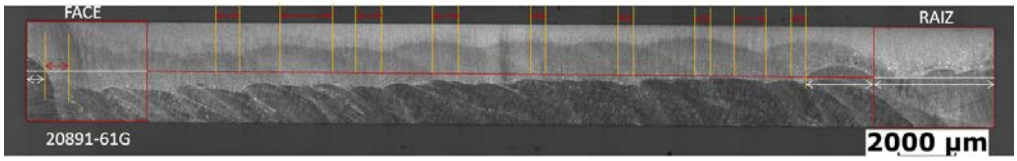
61G – SEM PWHT

20891-61G

CTOD = 0,53

61G	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	9%	21%
GGZAC	31%	26%
ICZAC&(R)	60%	53%





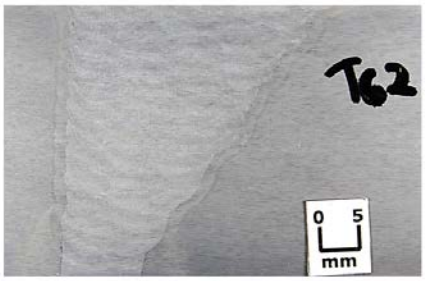
Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

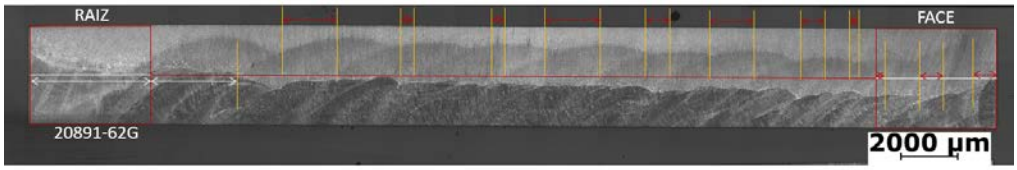
62G – SEM PWHT

20891-62G

CTOD = 0,67

62G	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	12%	22%
GGZAC	33%	31%
ICZAC&(R)	55%	48%





Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

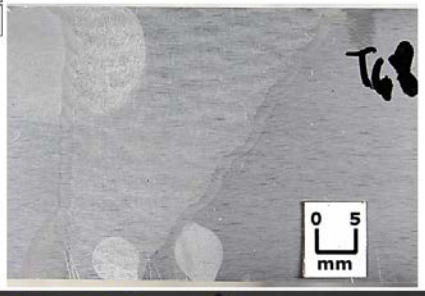
CPs retirados da junta FCAW

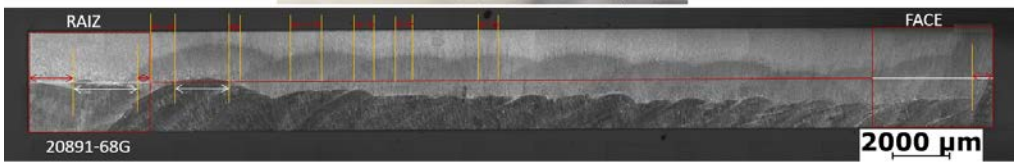
68G – SEM PWHT

20891-68G

CTOD = 0,96

68G	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	7%	12%
GGZAC	18%	21%
ICZAC&(R)	75%	66%





Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

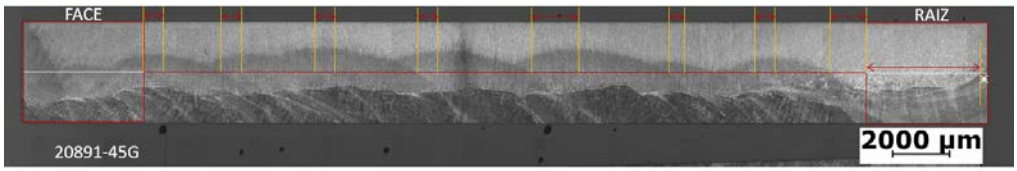
45G – SEM PWHT

20891-45G

CTOD = 0,50

45G	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	0%	1%
GGZAC	28%	33%
ICZAC&(R)	72%	66%





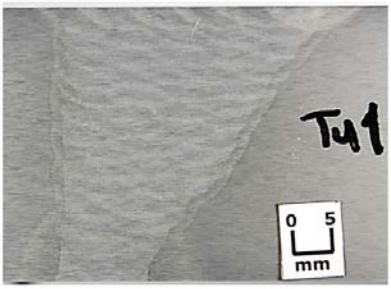
Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

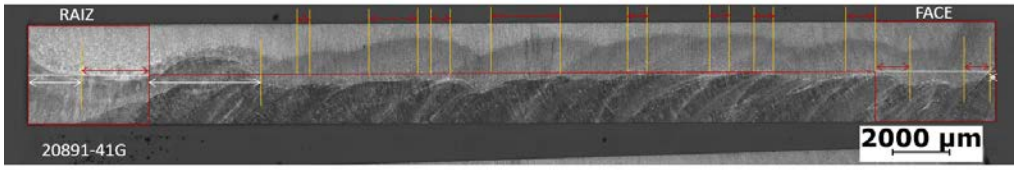
41G – SEM PWHT

20891-41G

CTOD = 0,37

41G	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	16%	18%
GGZAC	34%	39%
ICZAC&(R)	51%	44%



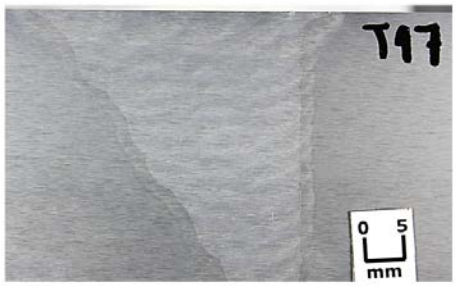


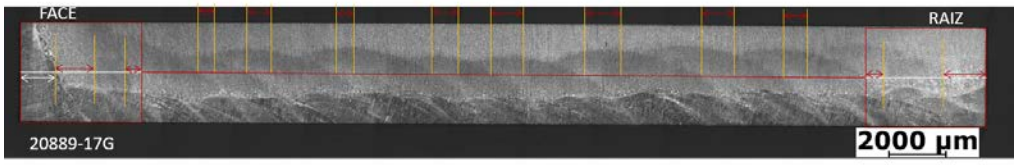
Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

CPs retirados da junta FCAW

17G – COM PWHT
20889-17G
CTOD = 0,88

17G	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	0%	4%
GGZAC	29%	34%
ICZAC&(R)	71%	62%
	100%	

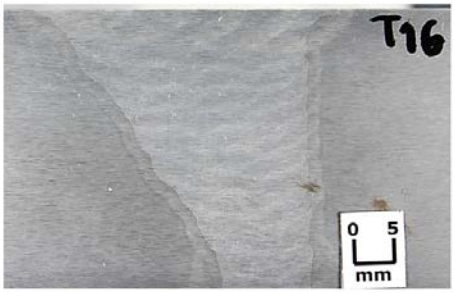


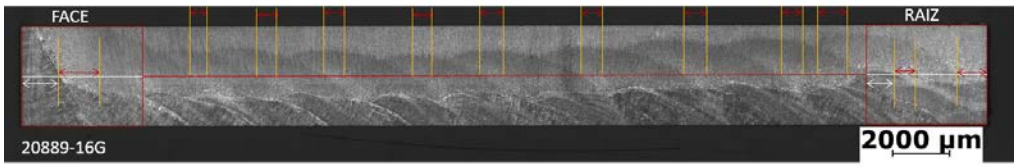


Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

16G – COM PWHT
20889-16G
CTOD = 0,52

16G	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	0%	7%
GGZAC	29%	31%
ICZAC&(R)	71%	62%
	100%	



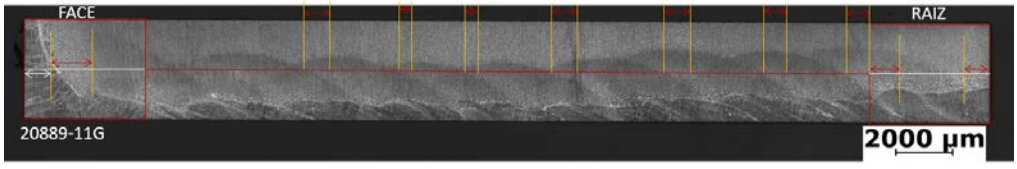


Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

11G – COM PWHT
20889-11G
CTOD = 0,61

11G	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	0%	3%
GGZAC	21%	26%
ICZAC&(R)	79%	71%
	100%	





Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

CPs retirados da junta FCAW

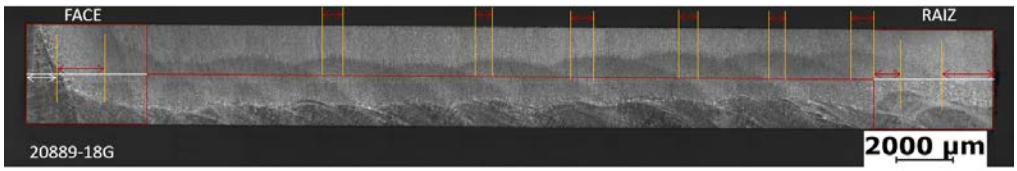
18G – COM PWHT

20889-18G

CTOD = 0,69

18G	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	0%	3%
GGZAC	19%	28%
ICZAC&(R)	81%	69%
	100%	





Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

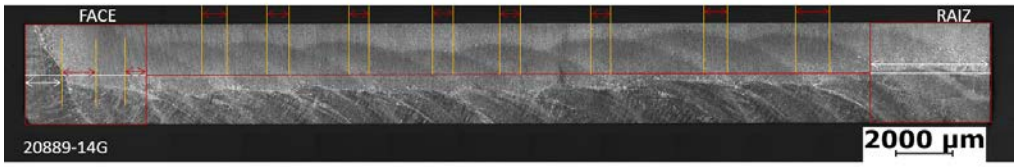
14G – COM PWHT

20889-14G

CTOD = 0,43

14G	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	0%	16%
GGZAC	26%	25%
ICZAC&(R)	74%	58%
	100%	





Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

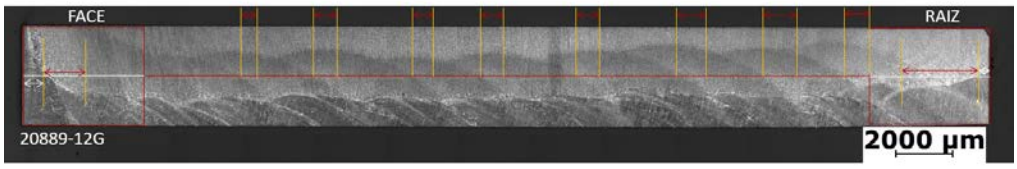
12G – COM PWHT

20889-12G

CTOD = 0,44

12G	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	0%	3%
GGZAC	28%	33%
ICZAC&(R)	72%	64%
	100%	



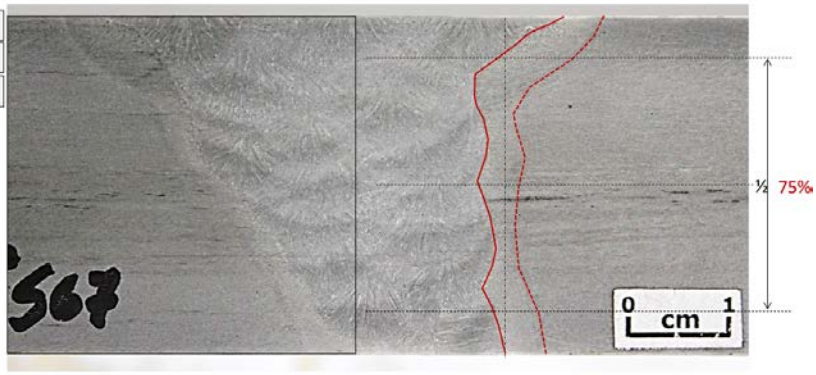


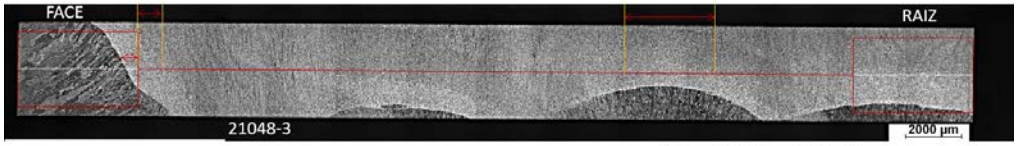
Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

CPs retirados da junta FCAW

S67G – SEM PWHT
21048-3
CTOD = 2,09 mm

S67G	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	0%	13%
GGZAC	16%	15%
ICZAC&(R)	84%	72%

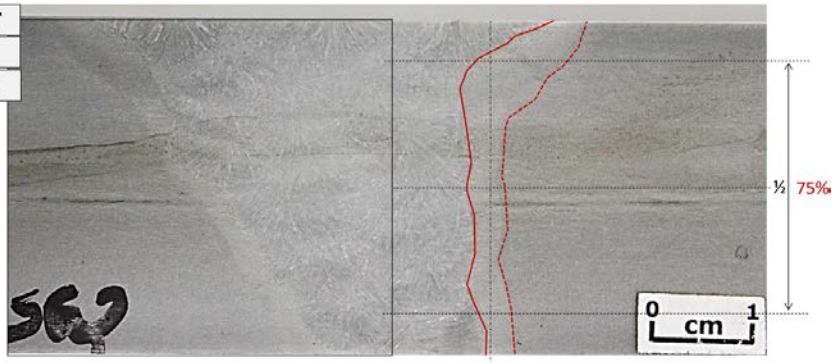


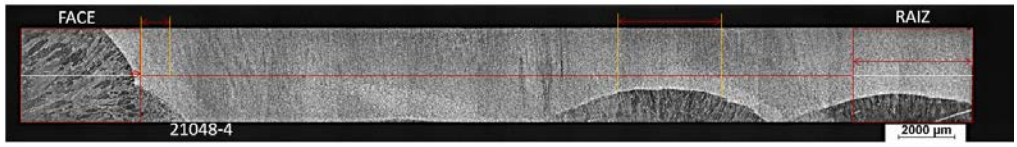


Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

S62G – SEM PWHT
21048-4
CTOD = 0,43 mm

S62G	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	0%	11%
GGZAC	19%	28%
ICZAC&(R)	81%	61%

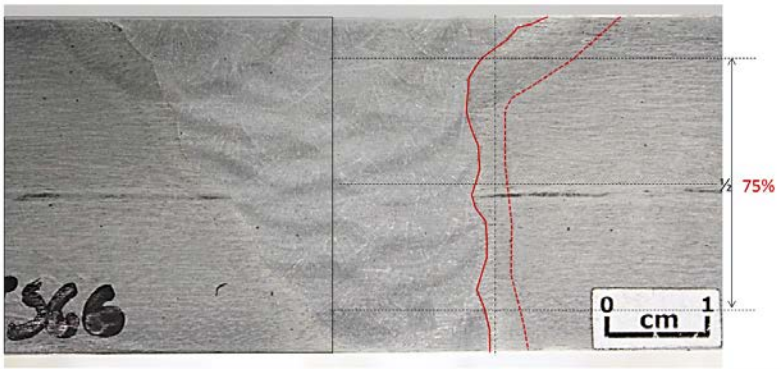


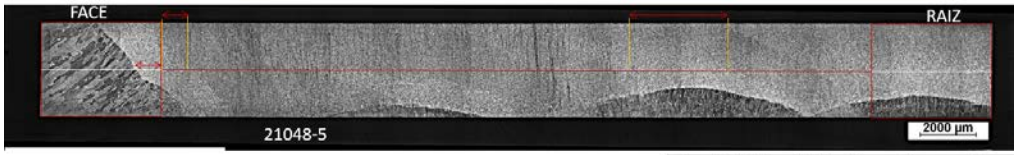


Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

S66G – SEM PWHT
21048-5
CTOD = 2,16 mm

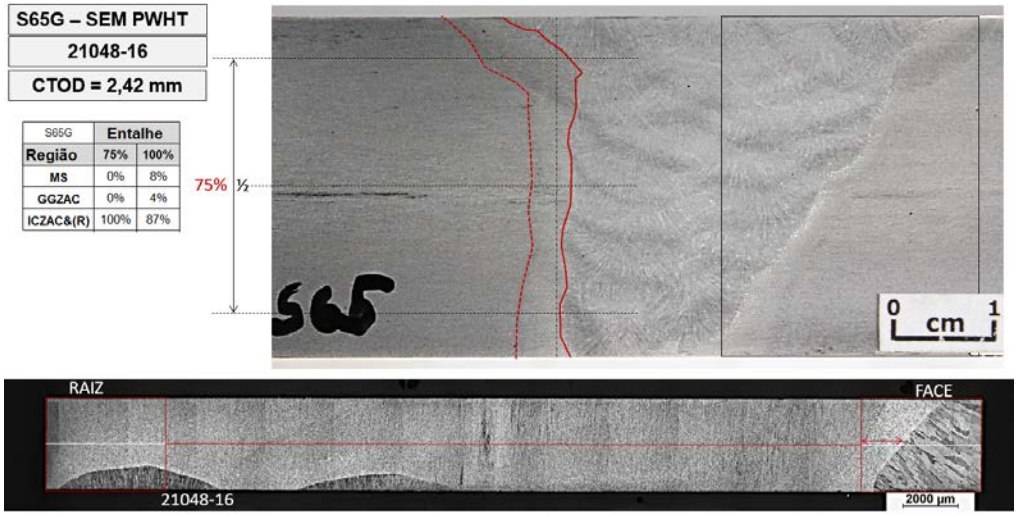
S66G	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	0%	10%
GGZAC	17%	16%
ICZAC&(R)	83%	74%





Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

CPs retirados da junta SAW



Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;



Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

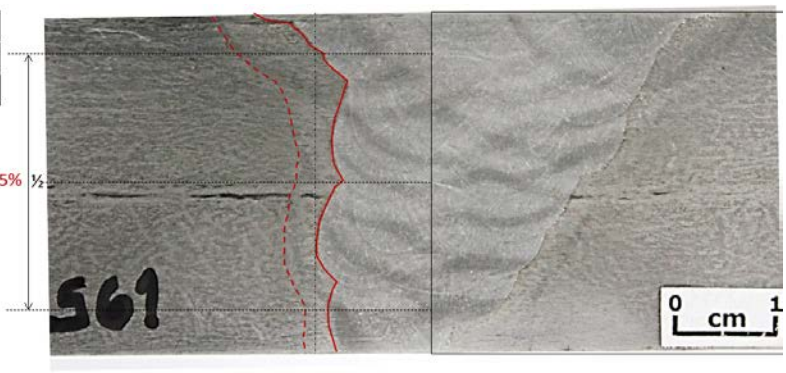


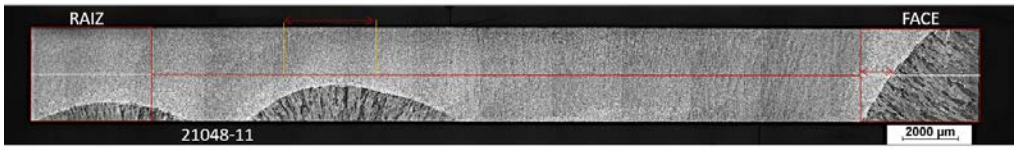
Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

CPs retirados da junta SAW

S61G – COM PWHT
21048-11
CTOD = 2,27 mm

S61GPW	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	0%	9%
GGZAC	12%	13%
ICZAC&(R)	88%	78%

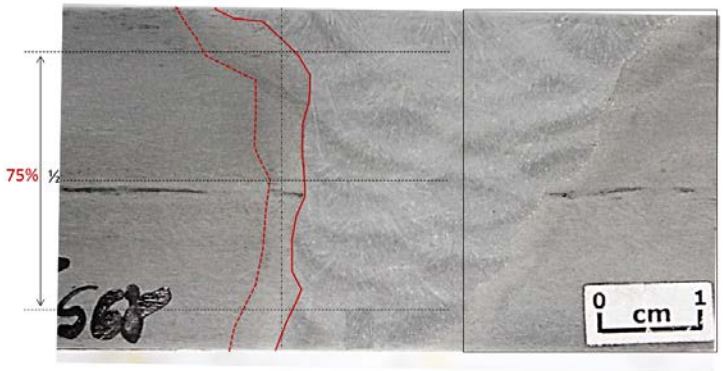




Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

S68G – COM PWHT
21048-12
CTOD = 2,36 mm

S68GPW	Entalhe	
Região	75%	100%
MS	0%	10%
GGZAC	15%	26%
ICZAC&(R)	85%	64%

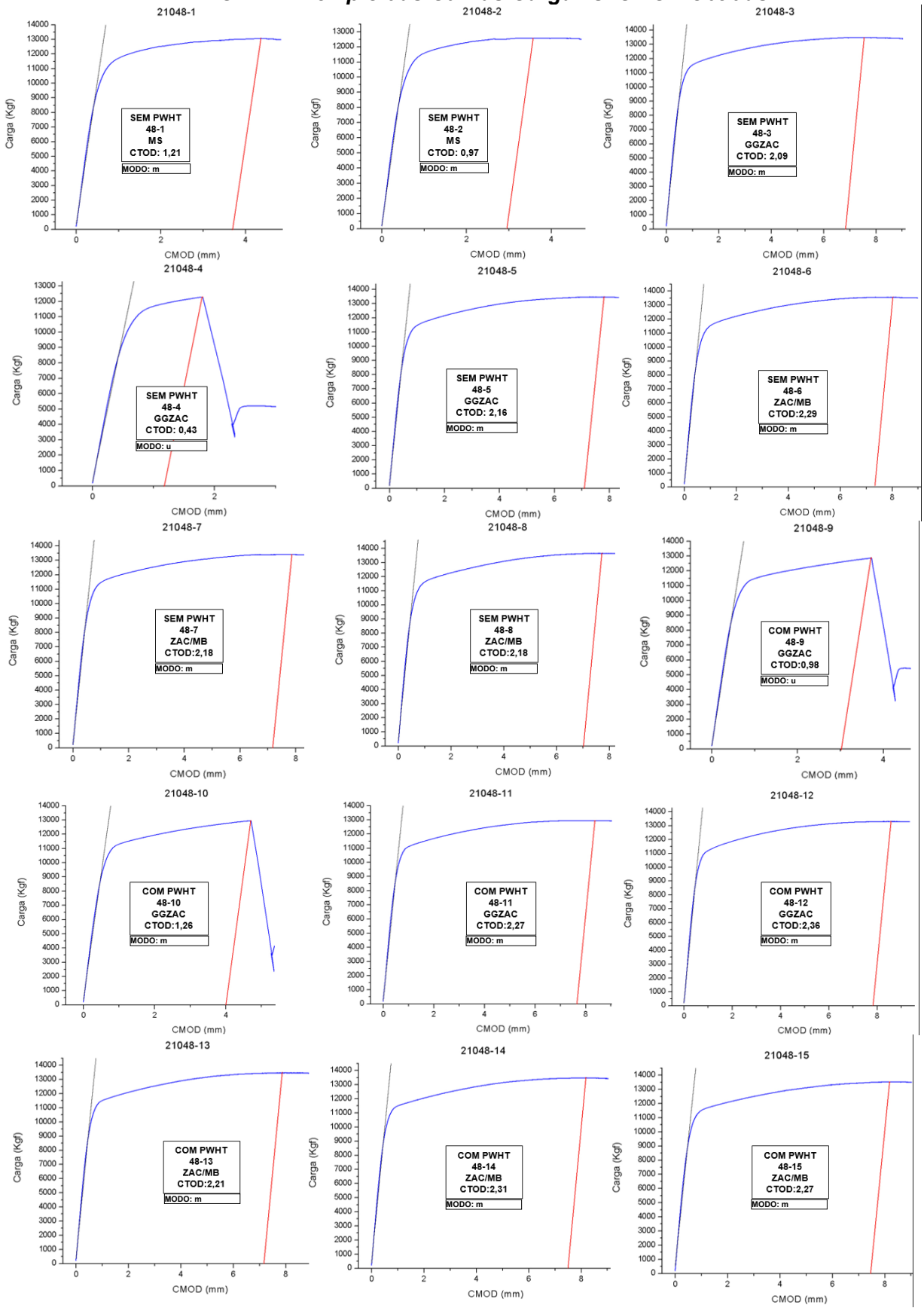




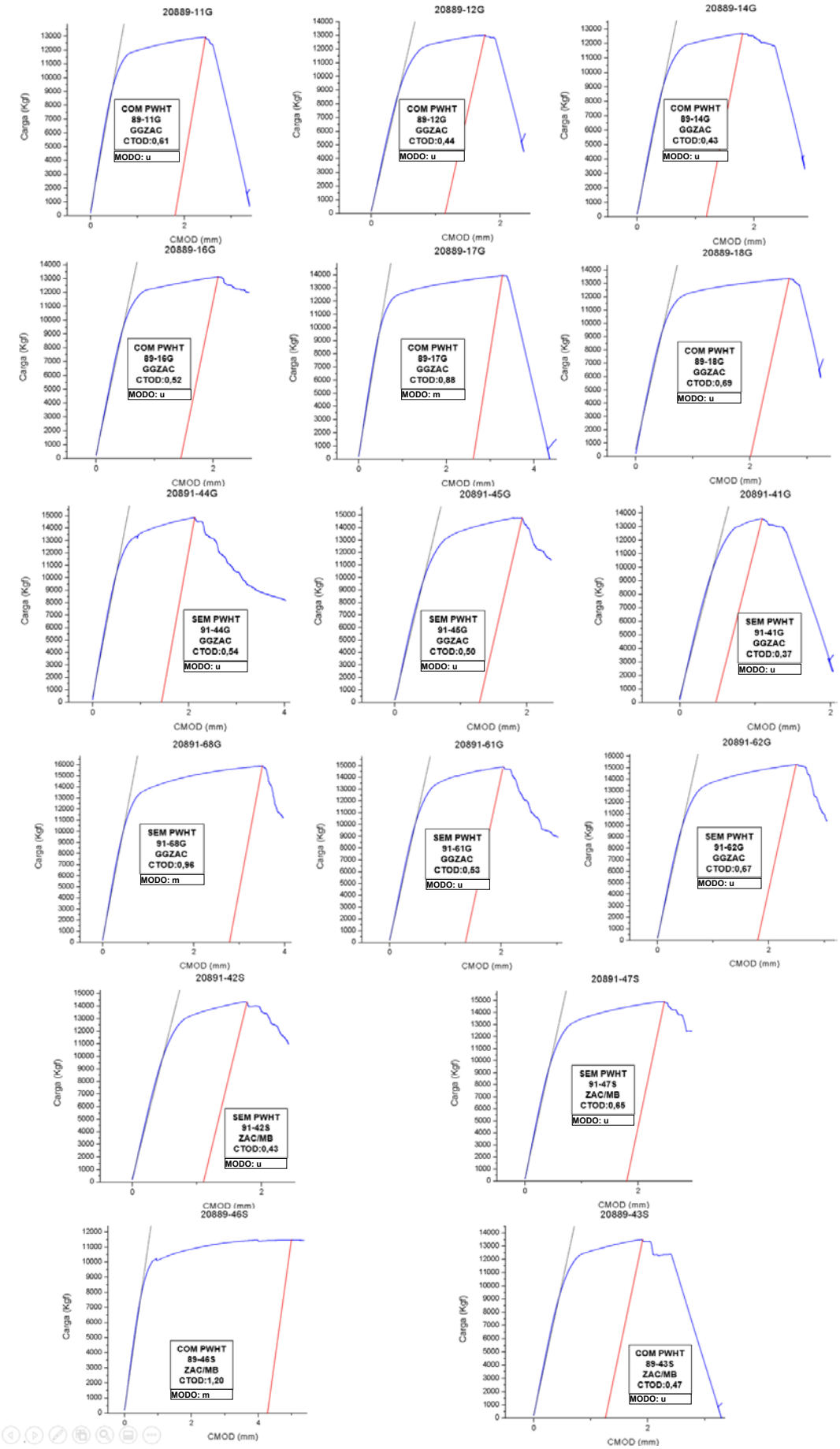
Obs.: ICZAC&(R): região intercrítica e regiões reaquecidas;

CPs retirados da junta SAW

ANEXO VII –Exemplo das Curvas Carga vs. CMOD obtidas



Resultados dos CPs retirados da junta SAW

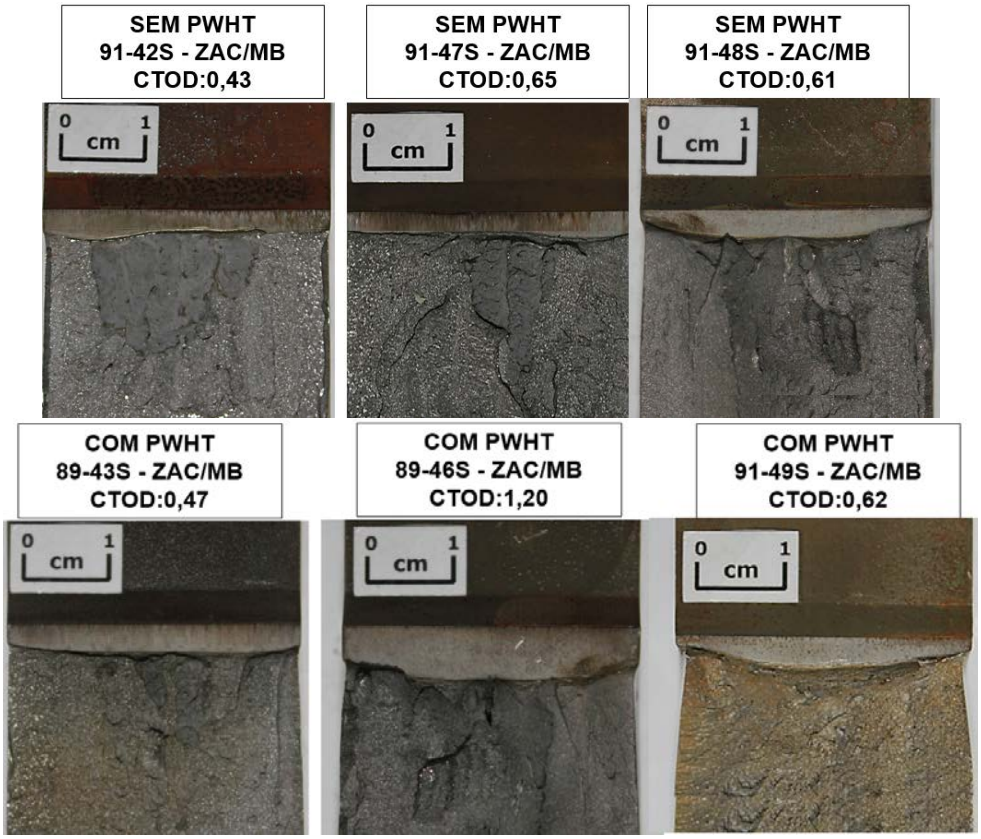


Resultados dos CPs retirados da junta FCAW

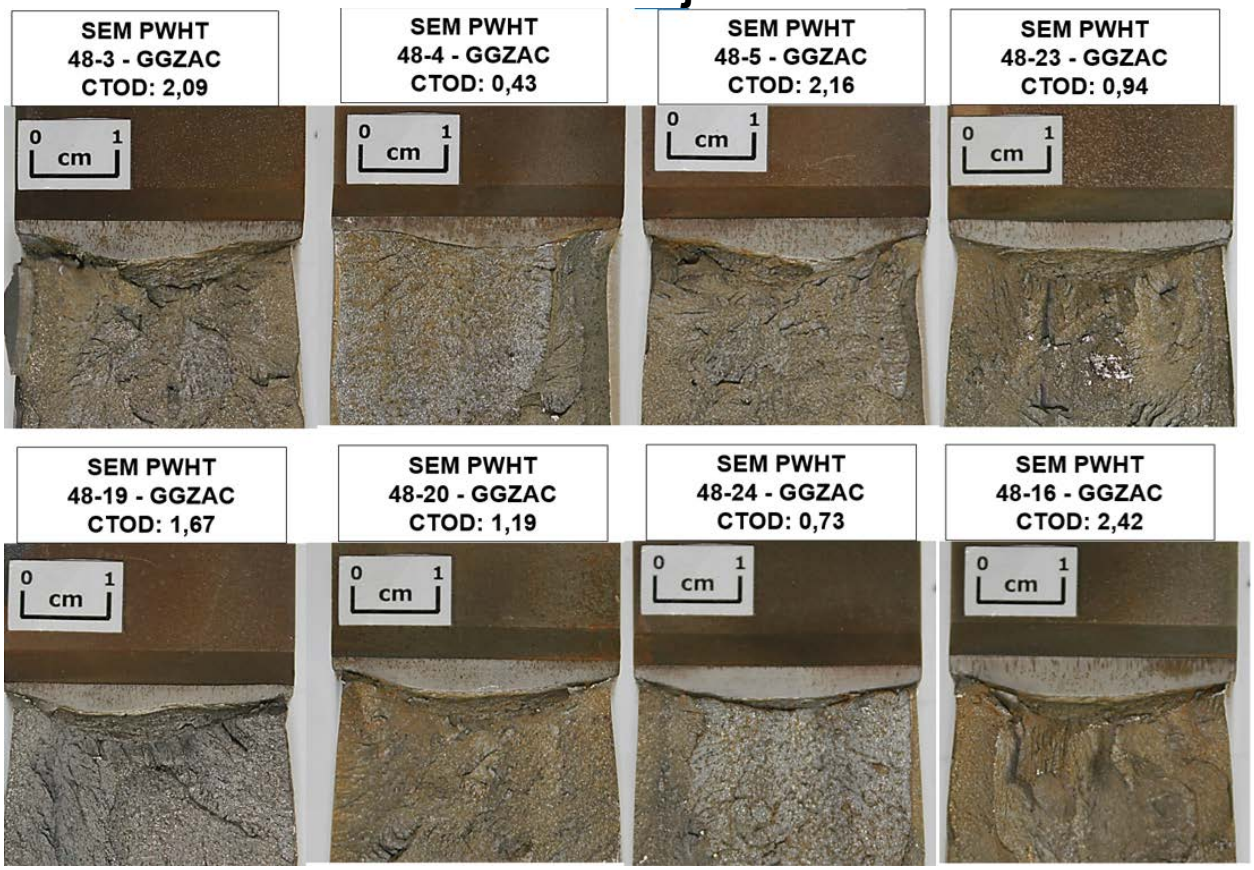
ANEXO VIII –Exemplo da superfície de fratura de alguns CPs após o ensaio de CTOD

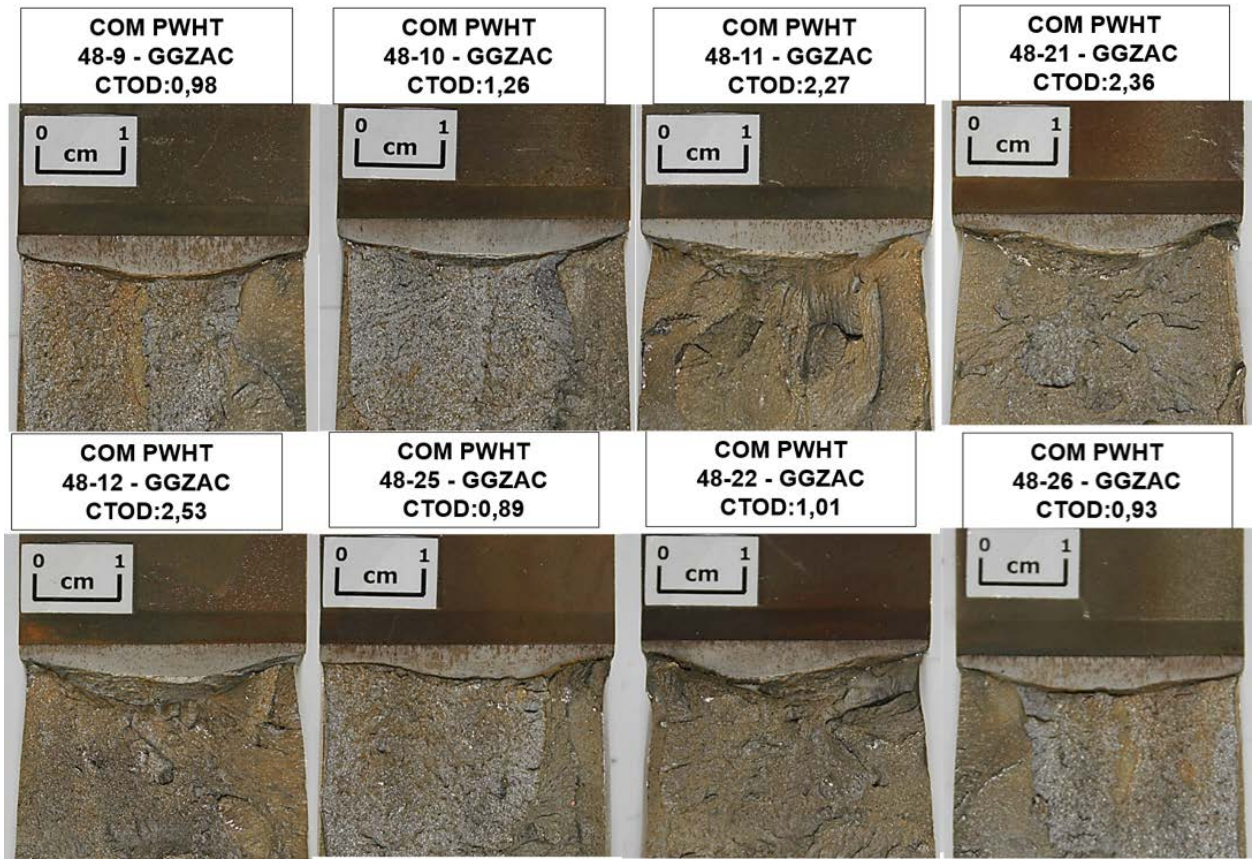


CPs retirados da junta FCAW

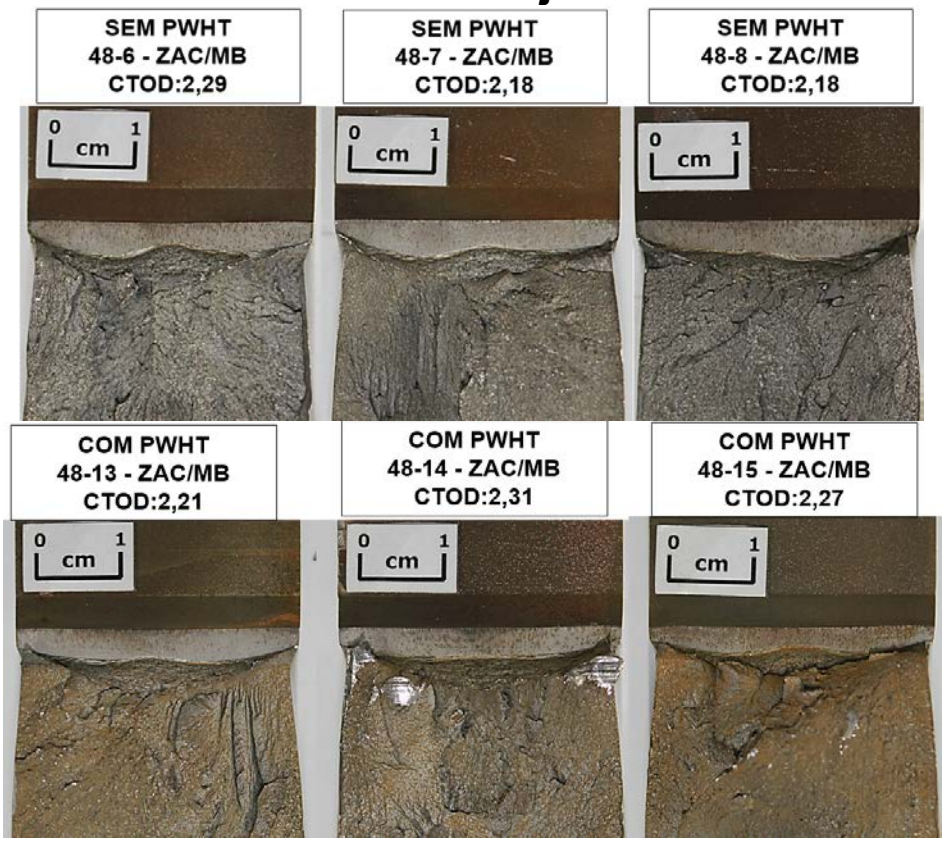


CPs retirados da junta FCAW





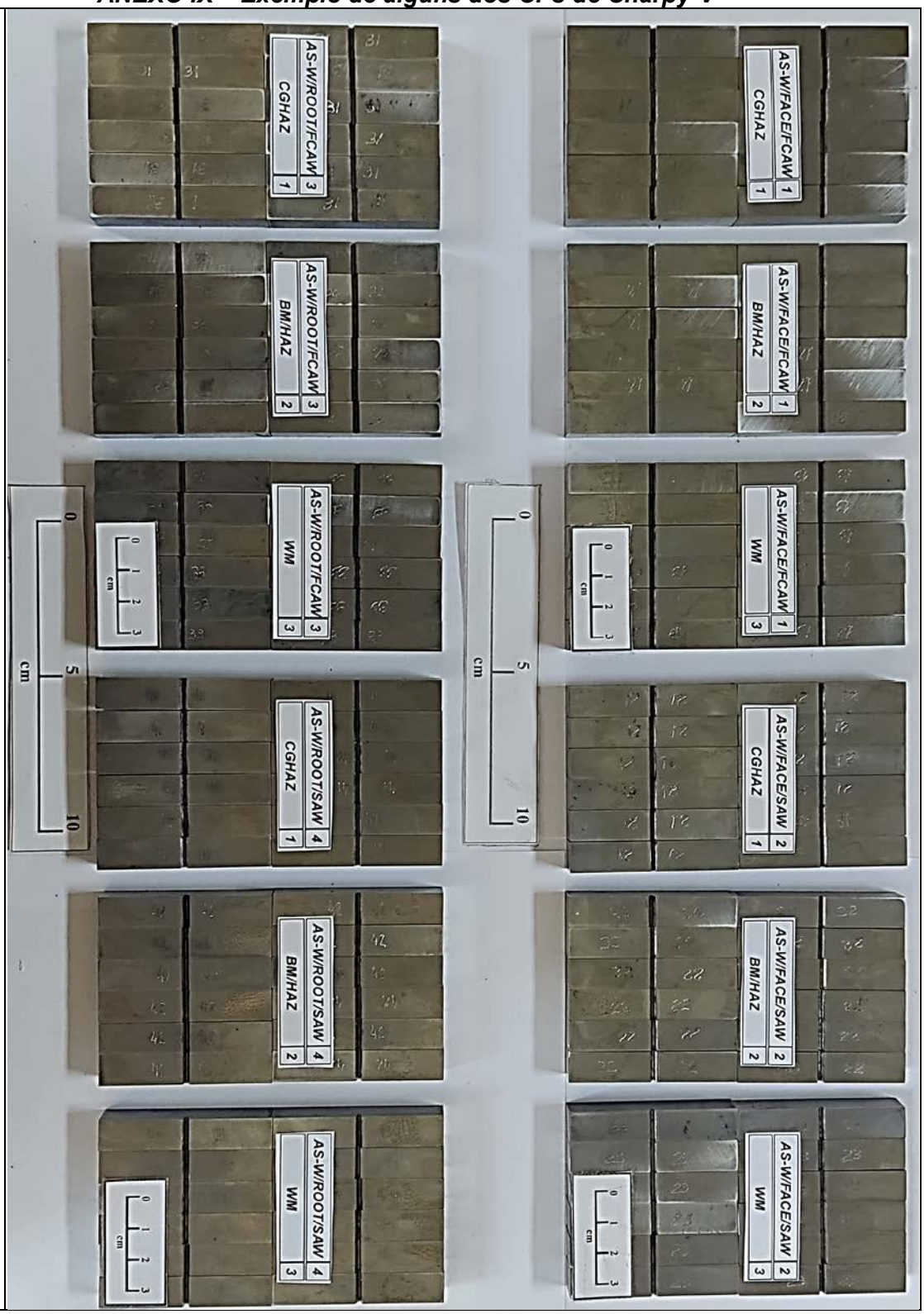
CPs retirados da junta SAW



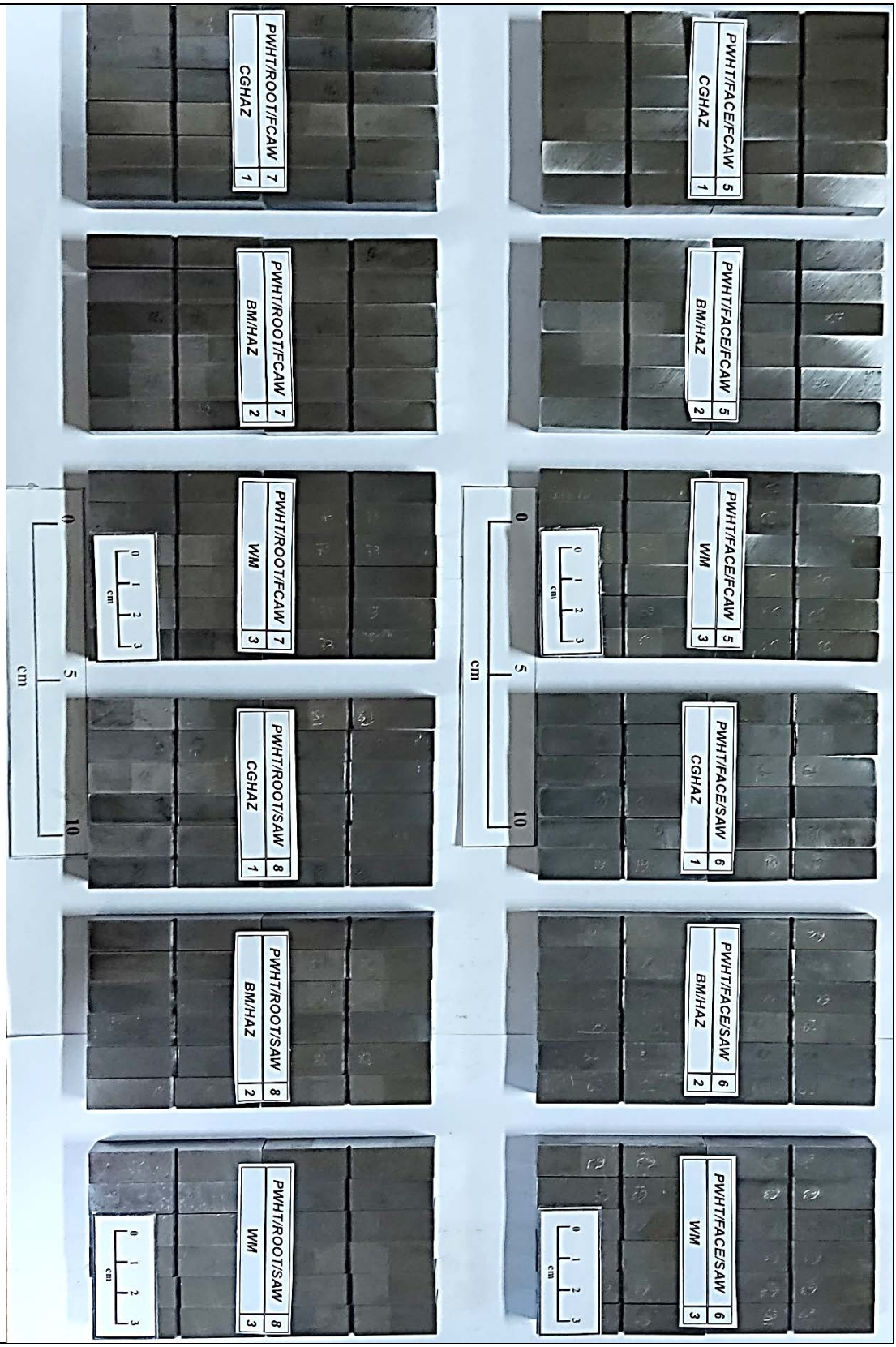
CPs retirados da junta SAW

(*stretch zone coerente com os altos valores de CTOD*)

ANEXO IX – Exemplo de alguns dos CPs de Charpy-V



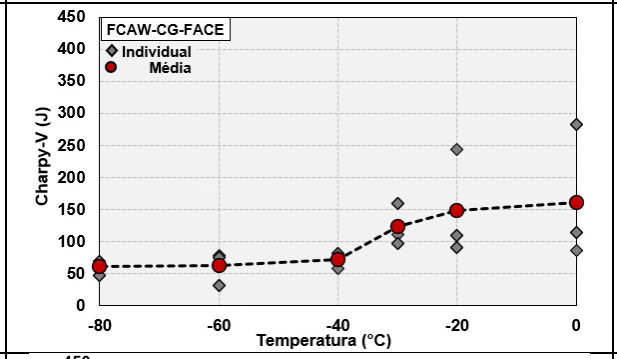
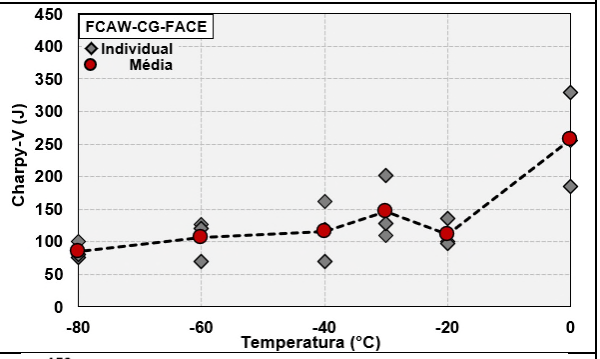
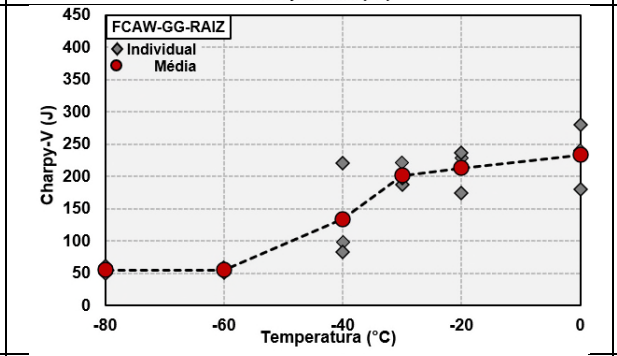
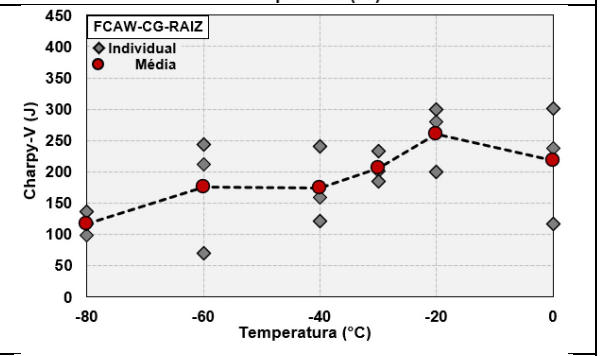
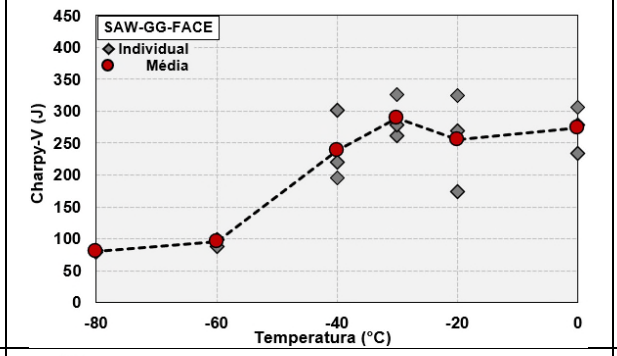
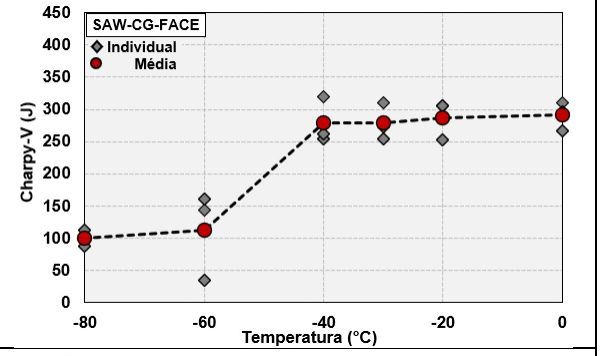
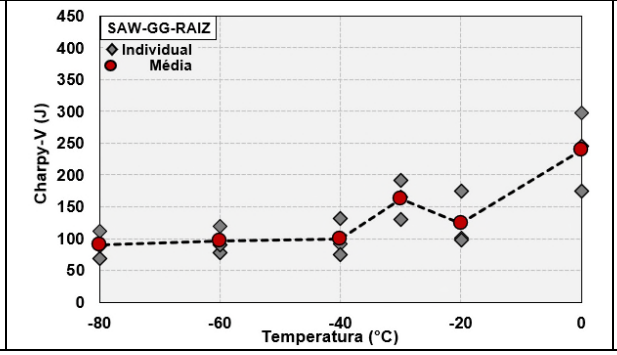
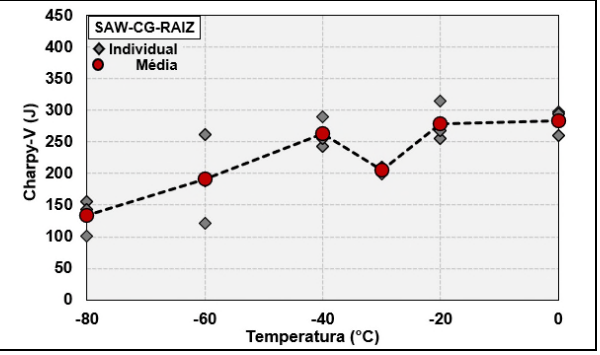
CORPOS DE PROVA CHARPY ASWELD (SEM PWHT)

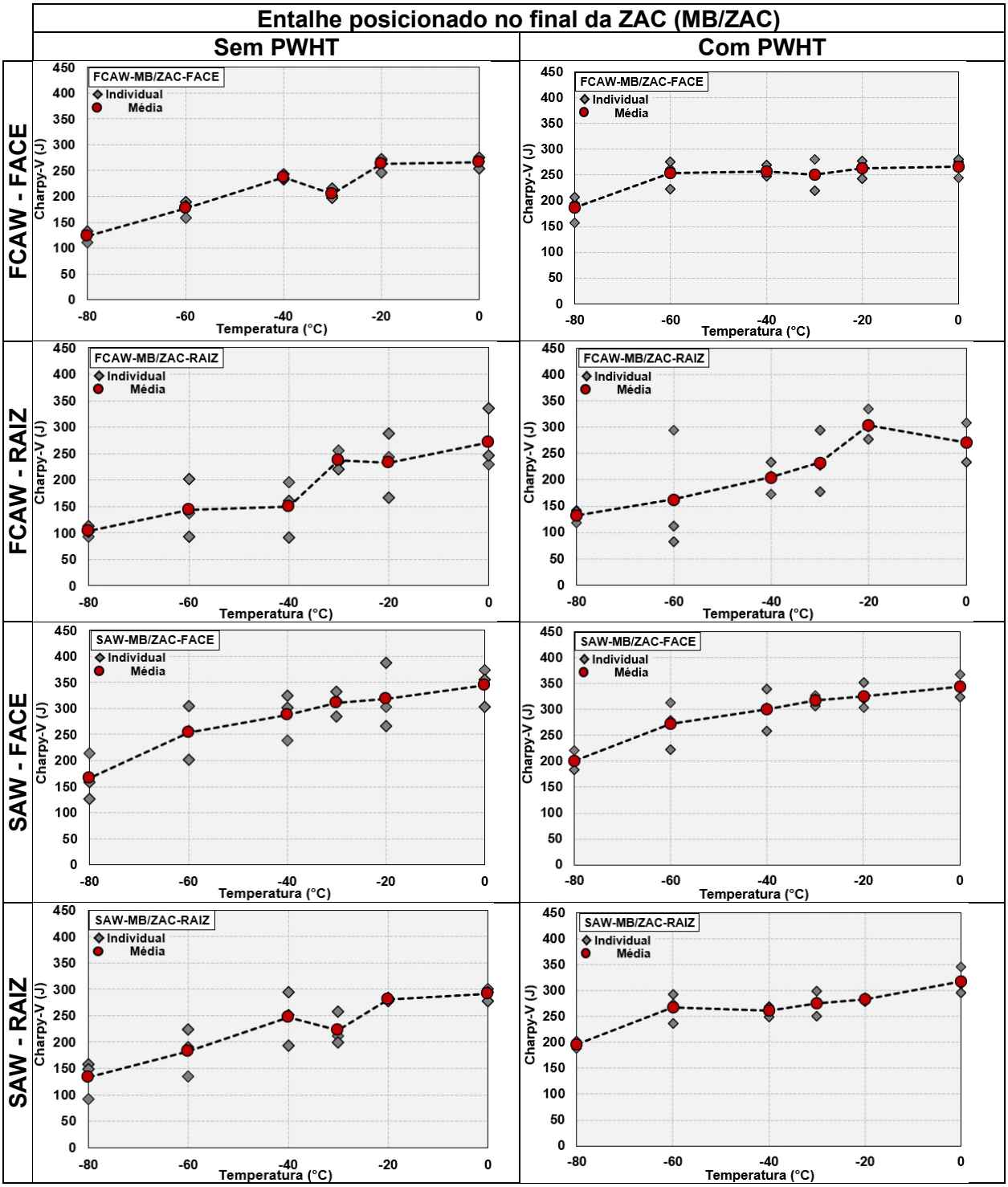


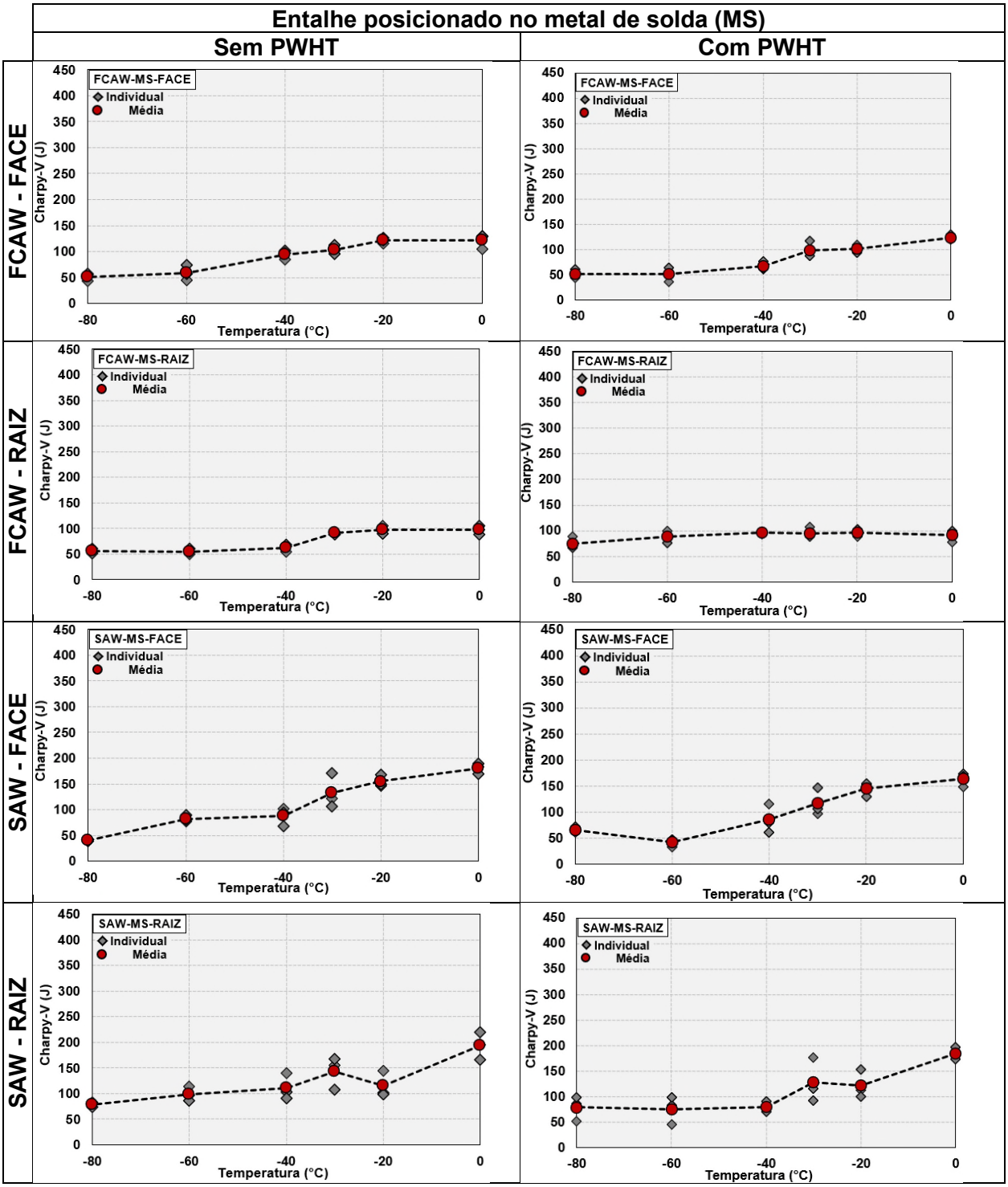
CORPOS DE PROVA CHARPY APÓS PWHT

ANEXO X – Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V - Transição

Entalhe posicionado na Grãos Grosseiros da ZAC (GG)

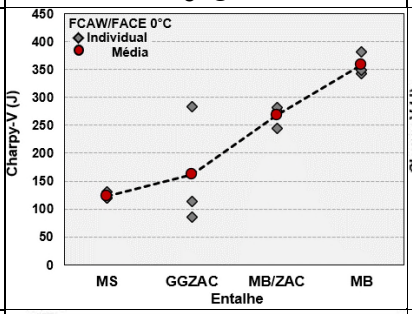
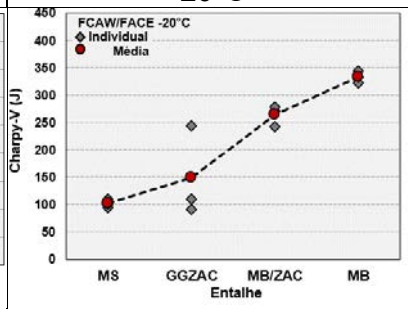
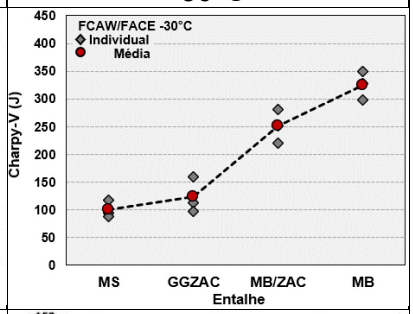
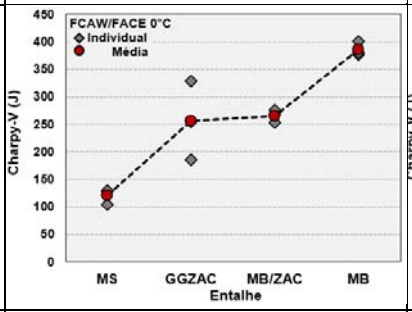
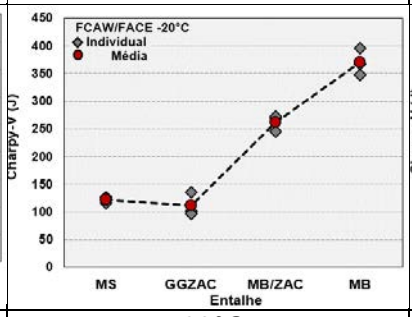
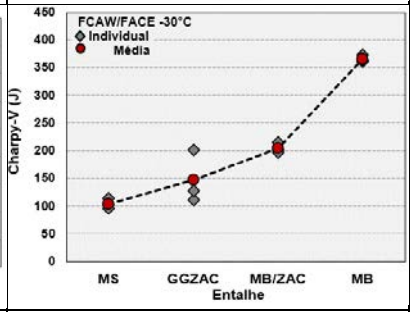
	Sem PWHT	Com PWHT
FCAW - FACE		
FCAW - RAIZ		
SAW - FACE		
SAW - RAIZ		

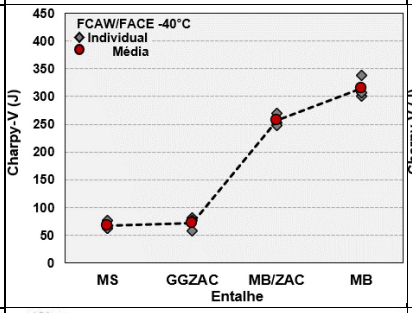
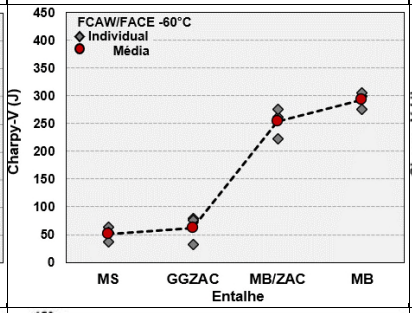
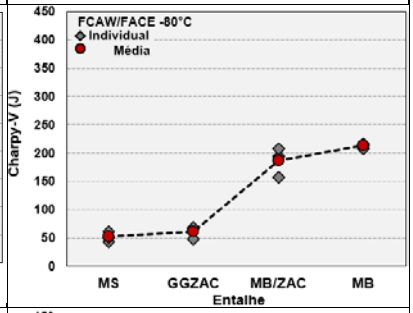
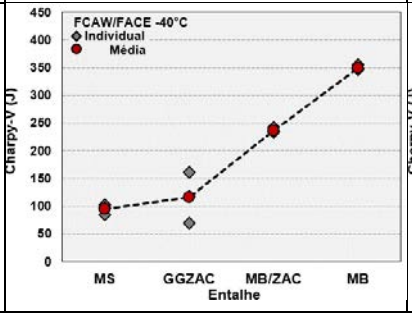
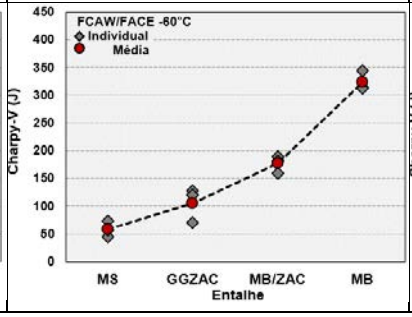
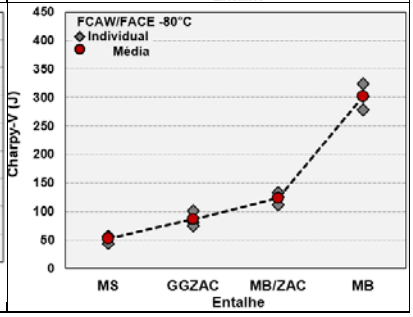

Entalhe posicionado no final da ZAC (MB/ZAC)
Sem PWHT
Com PWHT
FCAW - FACE
FCAW - RAIZ
SAW - FACE
SAW - RAIZ
FCAW-MB/ZAC-FACE
FCAW-MB/ZAC-RAIZ
SAW-MB/ZAC-FACE
SAW-MB/ZAC-RAIZ
Individual
Média
Charpy-V (J)
Temperatura (°C)
0
50
100
150
200
250
300
350
400
450
-80
-60
-40
-20
0

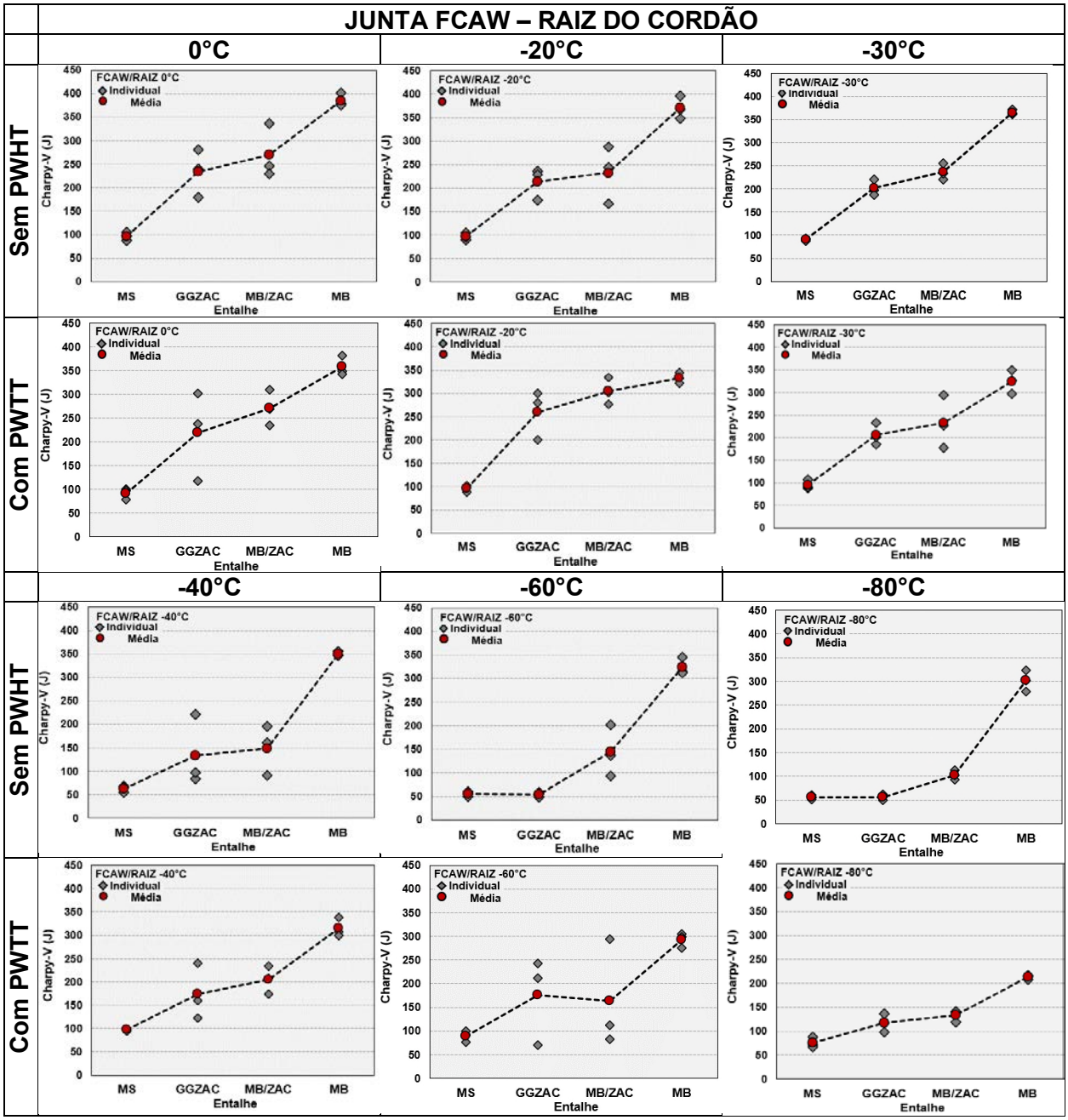

Entalhe posicionado no metal de solda (MS)
Sem PWHT
Com PWHT
FCAW - FACE
FCAW - RAIZ
SAW - FACE
SAW - RAIZ
FCAW-MS-FACE
FCAW-MS-RAIZ
SAW-MS-FACE
SAW-MS-RAIZ
Individual
Média
Charpy-V (J)
Temperatura (°C)
0
50
100
150
200
250
300
350
400
450
-80
-60
-40
-20
0

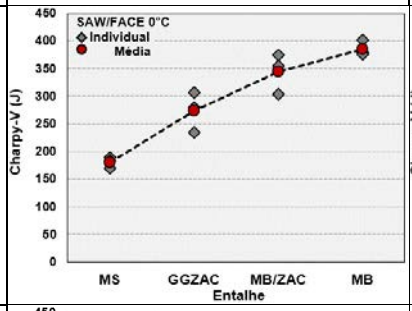
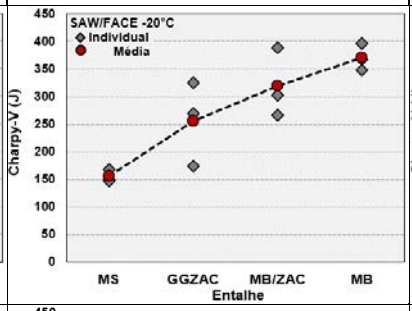
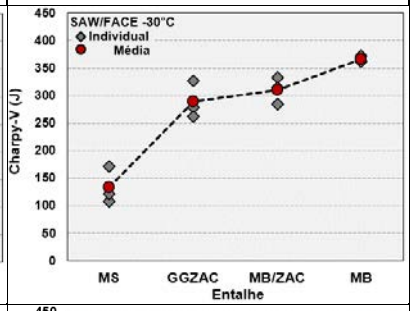
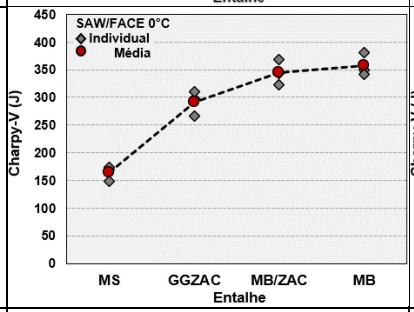
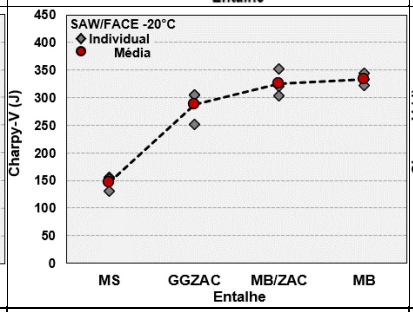
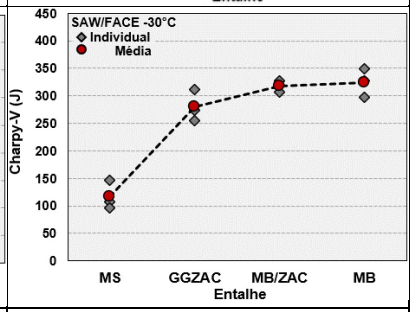
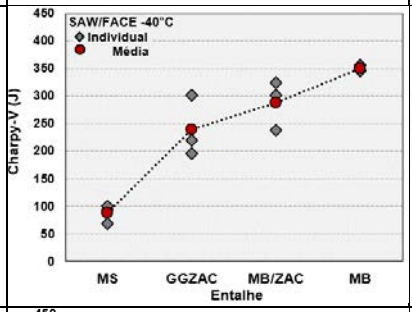
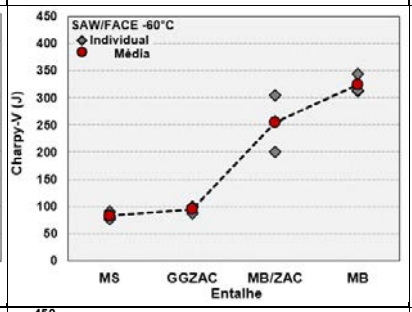
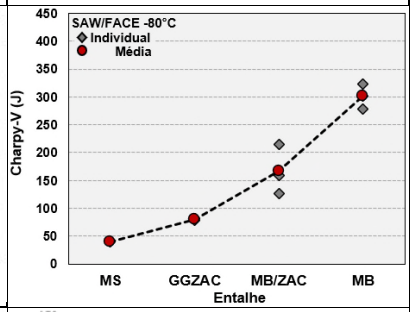
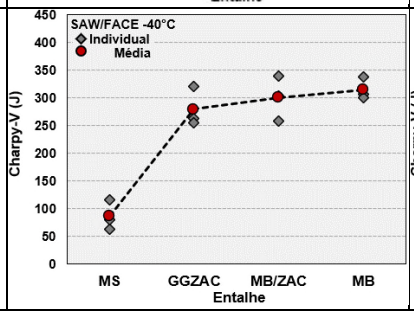
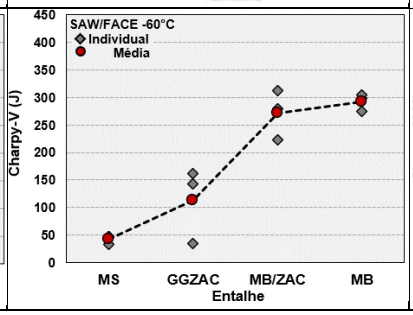
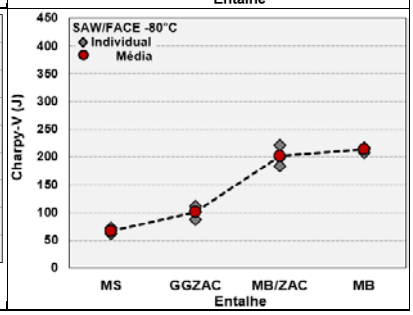
ANEXO XI – Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V - Efeito do PWHT e da Temperatura

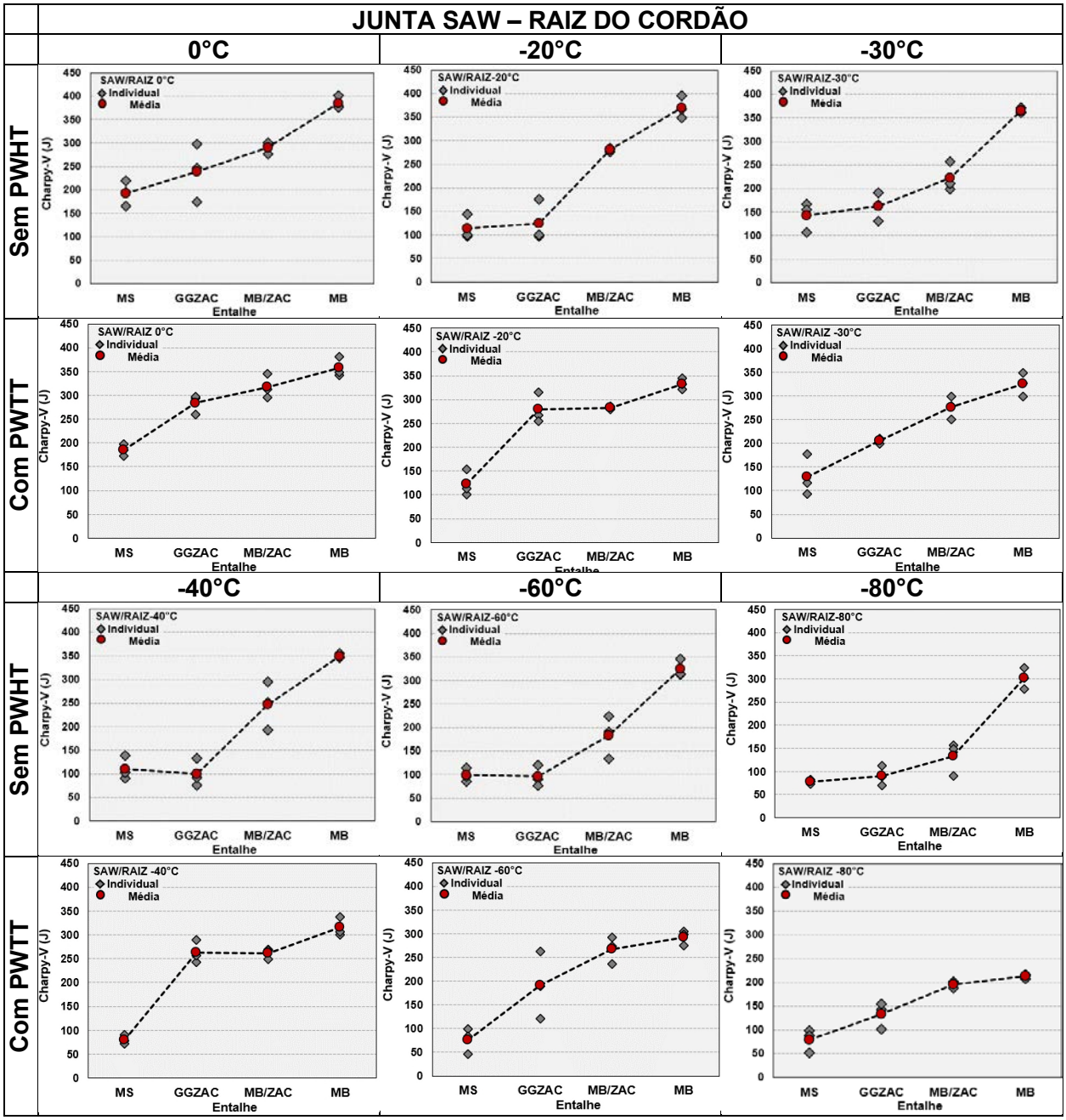
JUNTA FCAW – FACE DO CORDÃO

	0°C	-20°C	-30°C
Sem PWHT			
Com PWTT			

	-40°C	-60°C	-80°C
Sem PWHT			
Com PWTT			


JUNTA FCAW – RAIZ DO CORDÃO
0°C
-20°C
-30°C
-40°C
-60°C
-80°C
Sem PWHT
Com PWTT
FCAW/RAIZ 0°C
FCAW/RAIZ -20°C
FCAW/RAIZ -30°C
FCAW/RAIZ -40°C
FCAW/RAIZ -60°C
FCAW/RAIZ -80°C
Individual
Média
Charpy-V (J)
Entalhe
MS
GGZAC
MB/ZAC
MB

	JUNTA SAW – FACE DO CORDÃO		
	0°C	-20°C	-30°C
Sem PWHT			
Com PWTT			
	-40°C	-60°C	-80°C
Sem PWHT			
Com PWTT			


JUNTA SAW – RAIZ DO CORDÃO
0°C
-20°C
-30°C
-40°C
-60°C
-80°C
Sem PWHT
Com PWTT
SAW/RAIZ 0°C
SAW/RAIZ-20°C
SAW/RAIZ-30°C
SAW/RAIZ -40°C
SAW/RAIZ -60°C
SAW/RAIZ -80°C
Individual
Média
Charpy-V (J)
MS
GGZAC
MB/ZAC
MB
Entalhe

ANEXO XII – Marcação do entalhe para alguns CPs – Avaliação das diferentes regiões

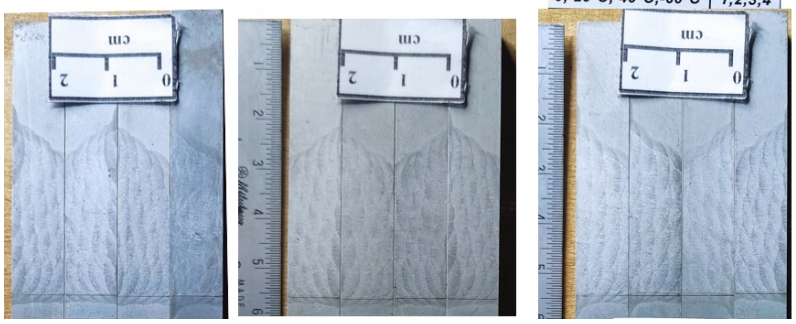


CORPOS DE PROVA CHARPY – JUNTA FCAW

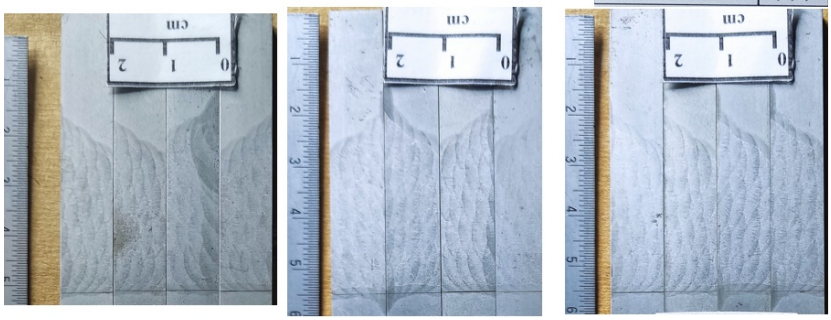


CORPOS DE PROVA CHARPY – JUNTA SAW

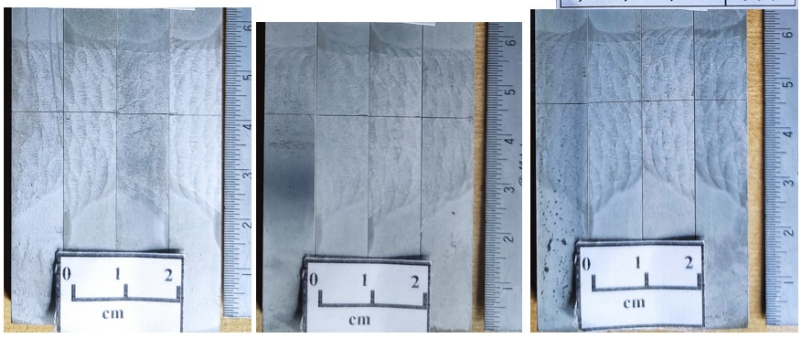
AS-W/FACE/FCAW	1
CGHAZ	1
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



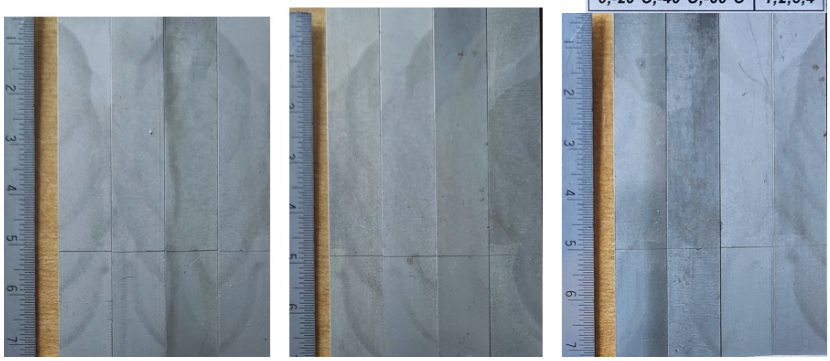
AS-W/FACE/FCAW	1
BM/HAZ	2
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



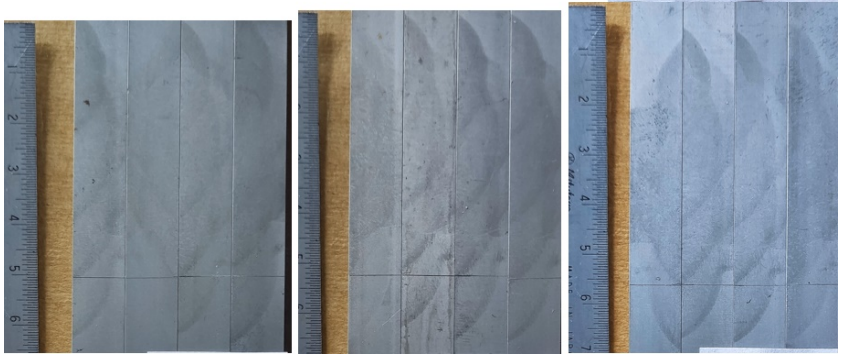
AS-W/FACE/FCAW	1
WM	3
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



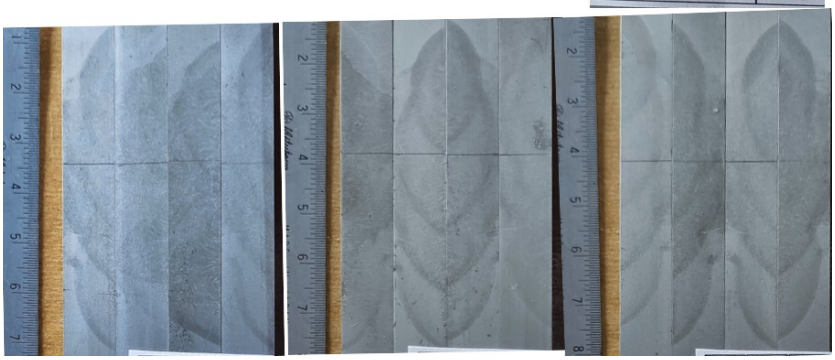
AS-W/FACE/SAW	2
CGHAZ	1
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



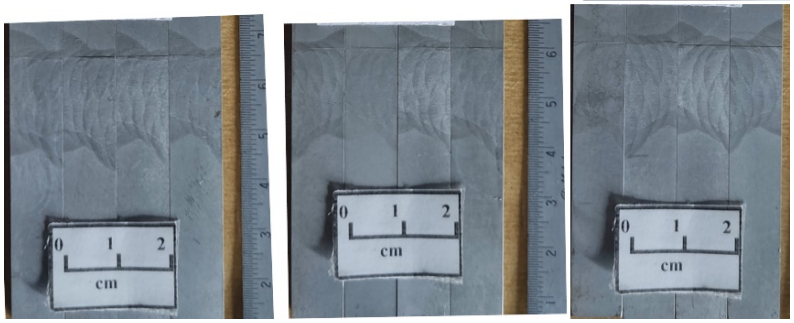
AS-W/FACE/SAW	2
BM/HAZ	2
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



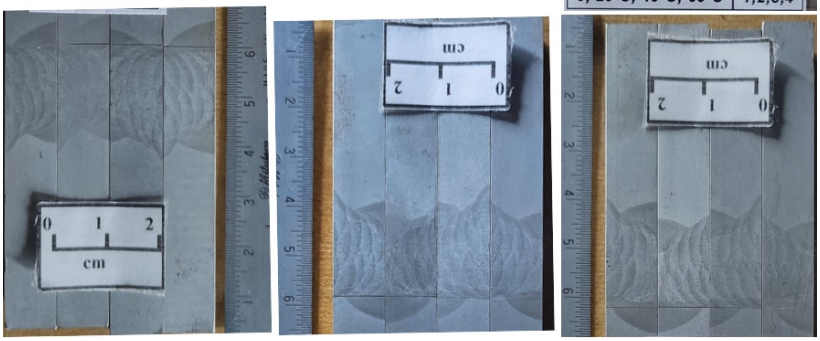
AS-W/FACE/SAW	2
WM	3
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



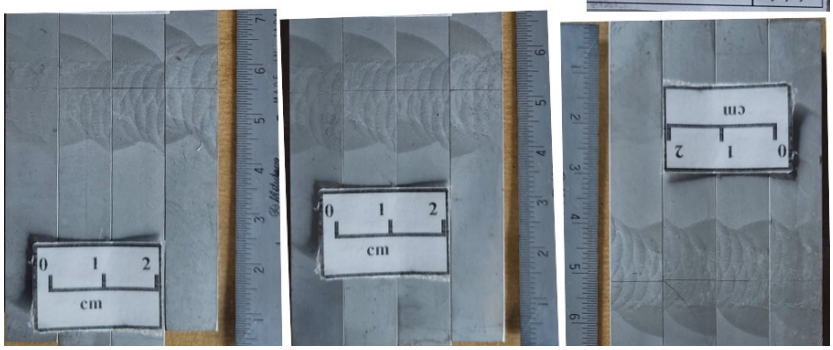
AS-W/ROOT/FCAW	3
CGHAZ	1
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;



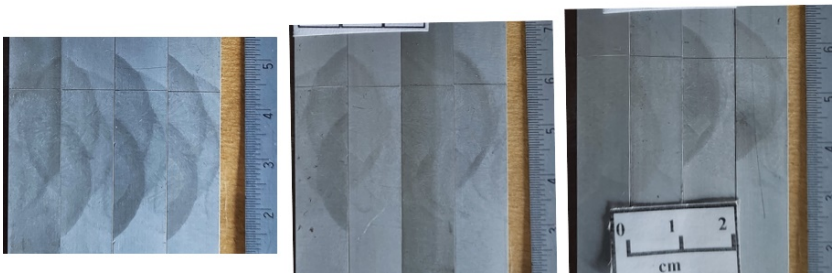
AS-W/ROOT/FCAW	3
BM/HAZ	2
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



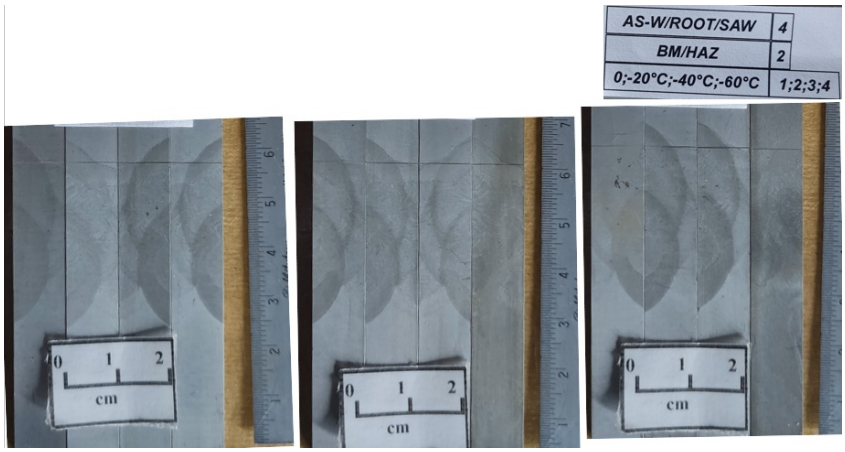
AS-W/ROOT/FCAW	3
WM	3
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



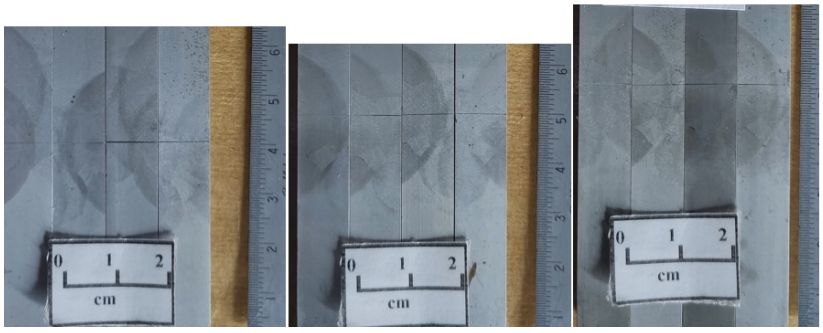
AS-W/ROOT/SAW	4
CGHAZ	1
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4

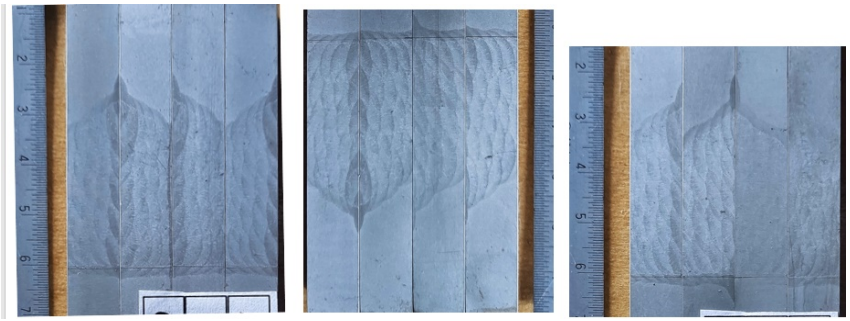


AS-W/ROOT/SAW	4
BM/HAZ	2
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4

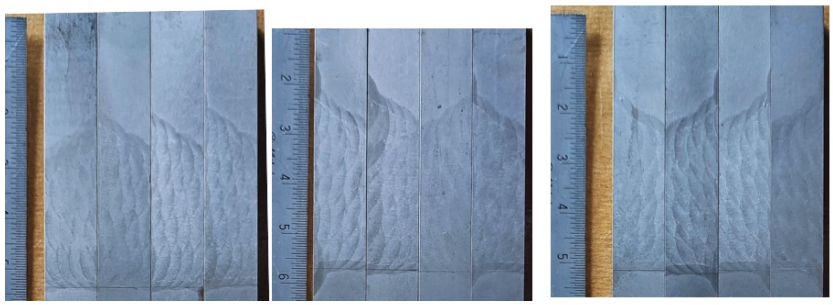


AS-W/ROOT/SAW	4
WM	3
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4

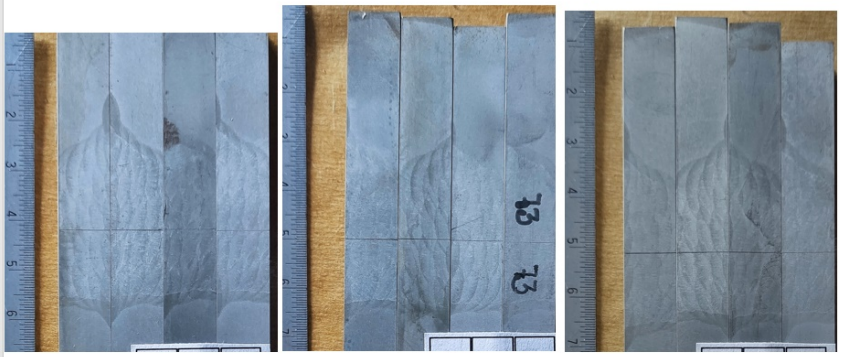




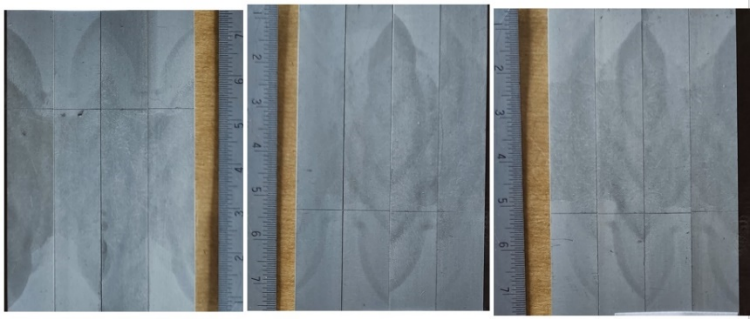
PWHT/FACE/FCAW	5
BM/HAZ	2
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



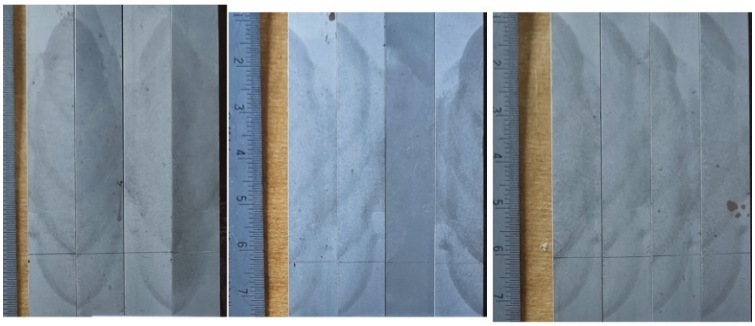
PWHT/FACE/FCAW	5
WM	3
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



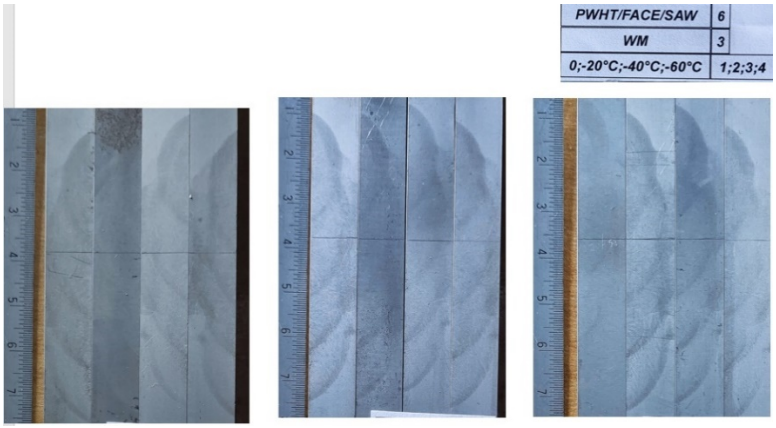
PWHT/FACE/SAW	6
CGHAZ	1
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



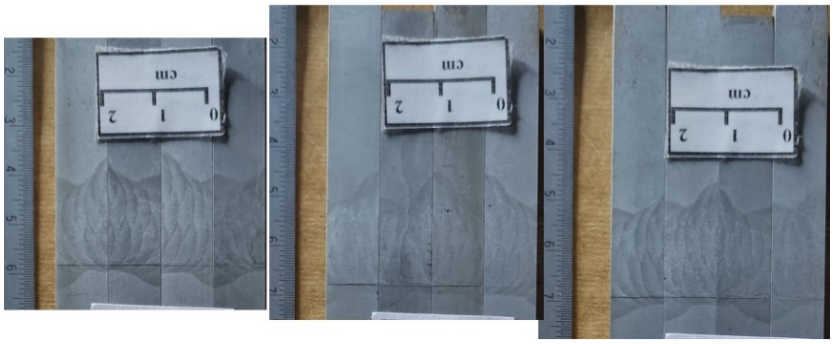
PWHT/FACE/SAW	6
BM/HAZ	2
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



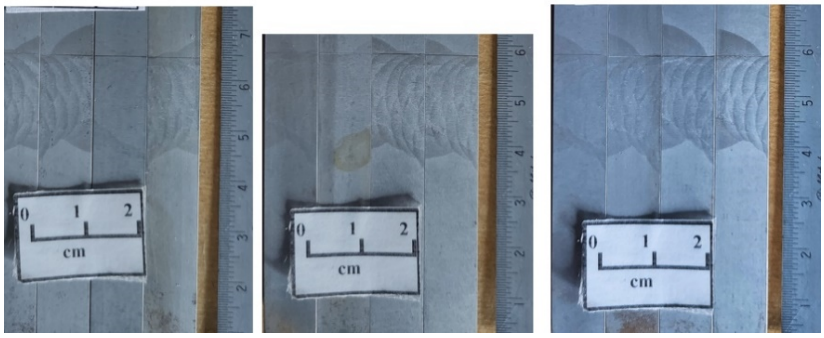
PWHT/FACE/SAW	6
WM	3
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



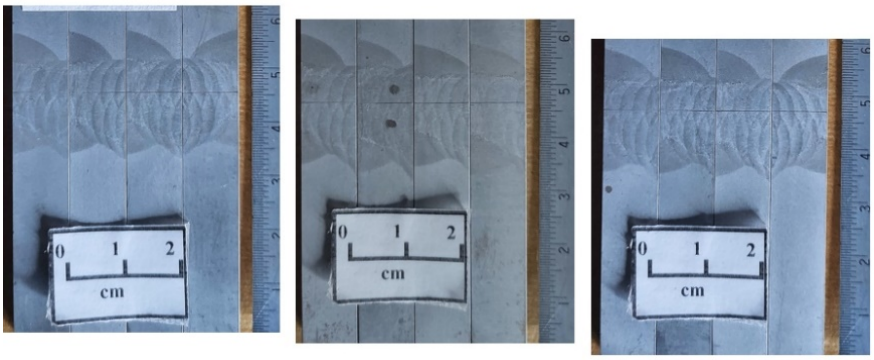
PWHT/ROOT/FCAW	7
CGHAZ	1
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



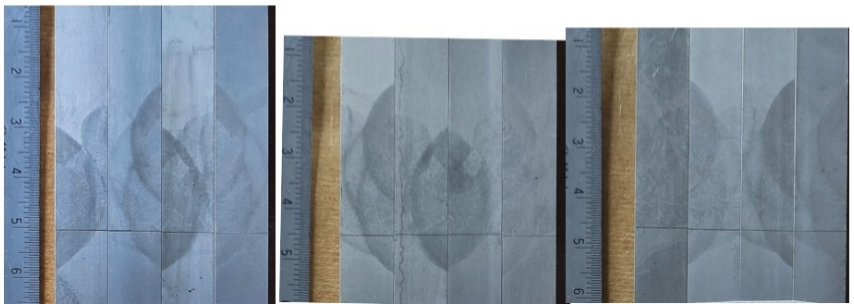
PWHT/ROOT/FCAW	7
BM/HAZ	2
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



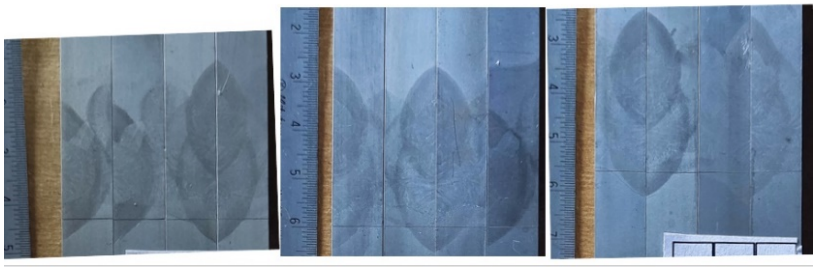
PWHT/ROOT/FCAW	7
WM	3
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



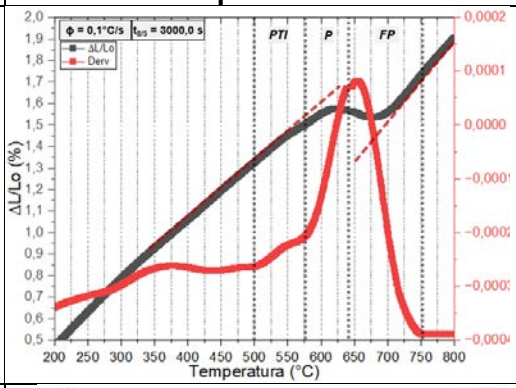
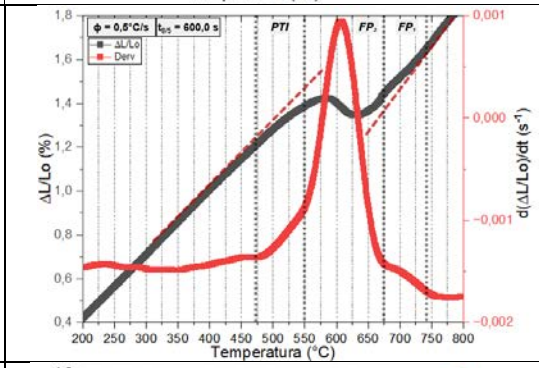
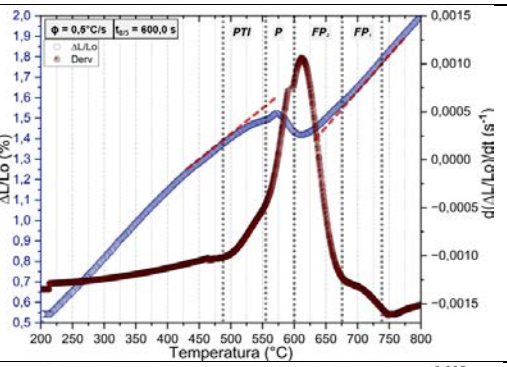
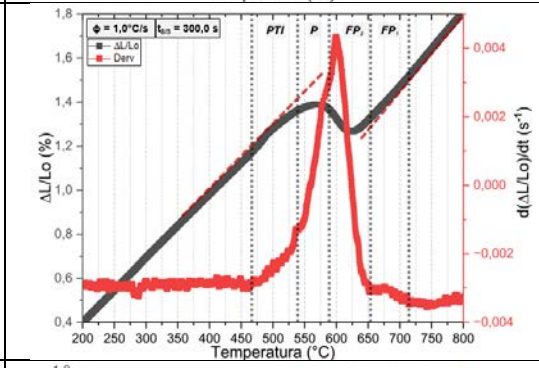
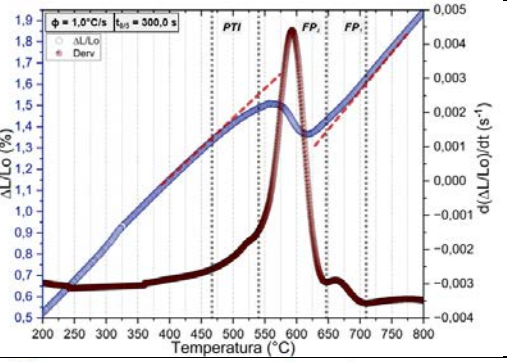
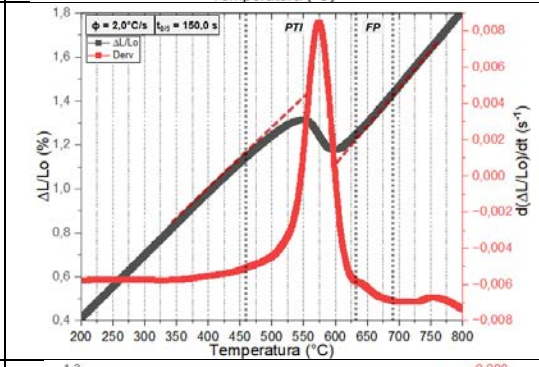
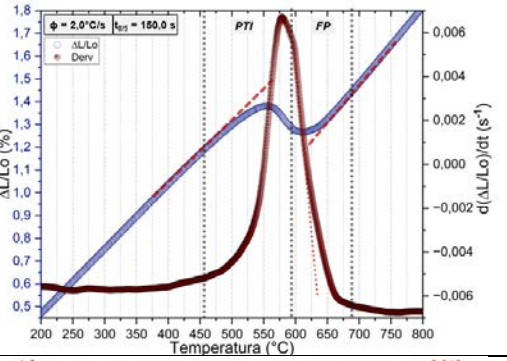
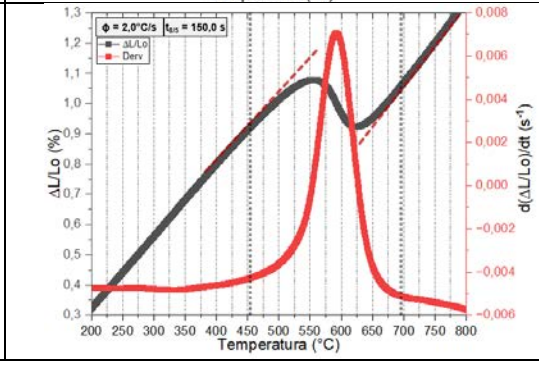
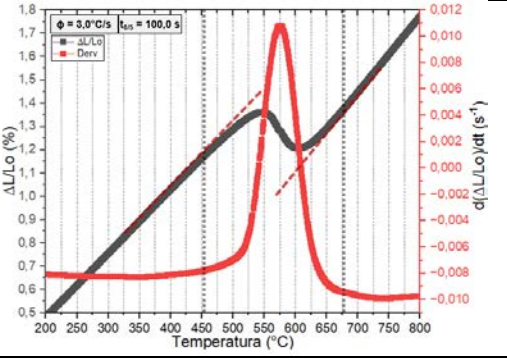
PWHT/ROOT/SAW	8
CGHAZ	1
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4

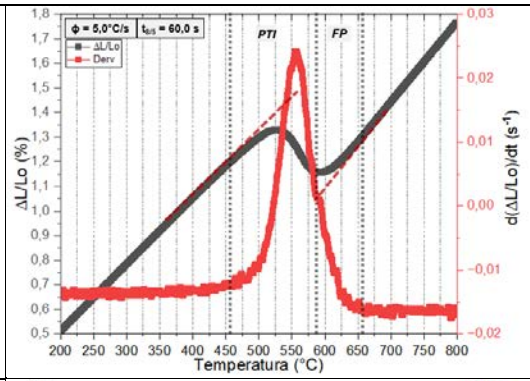
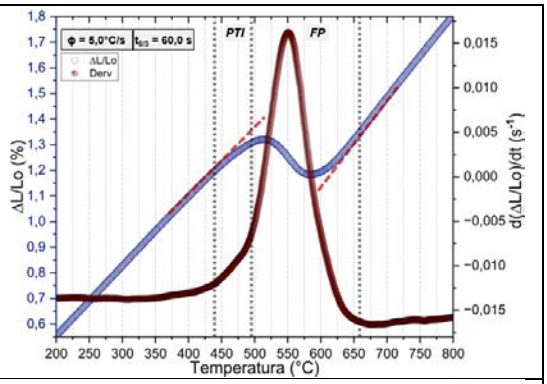
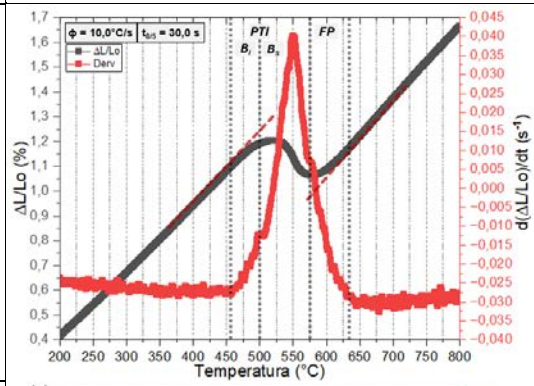
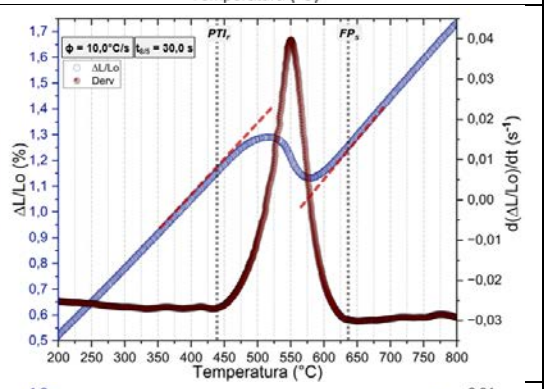
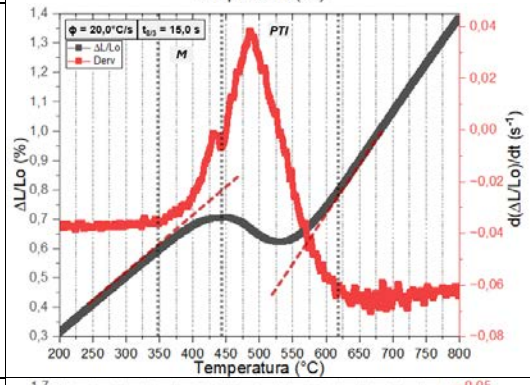
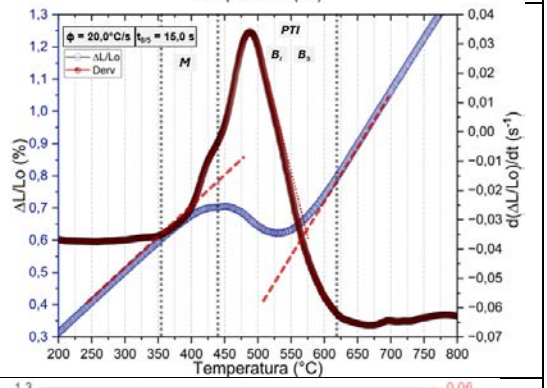
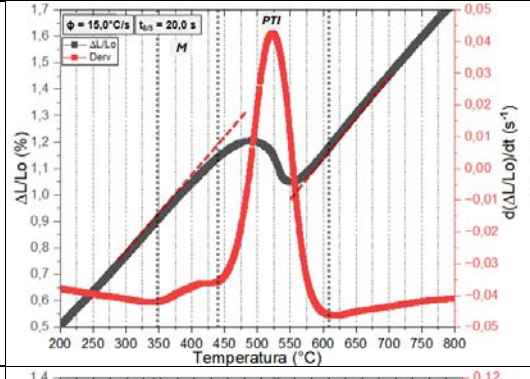
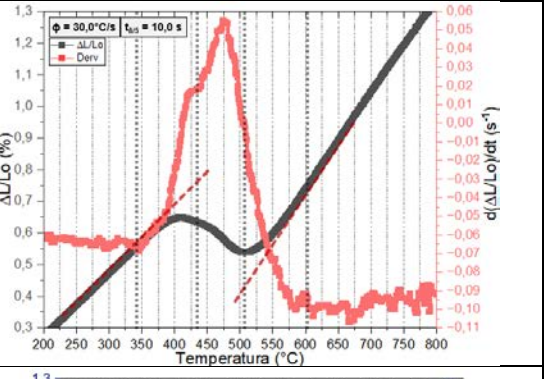
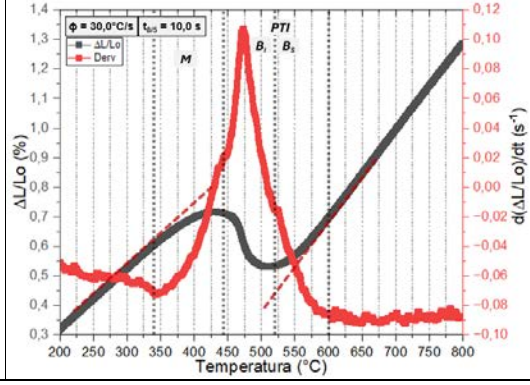
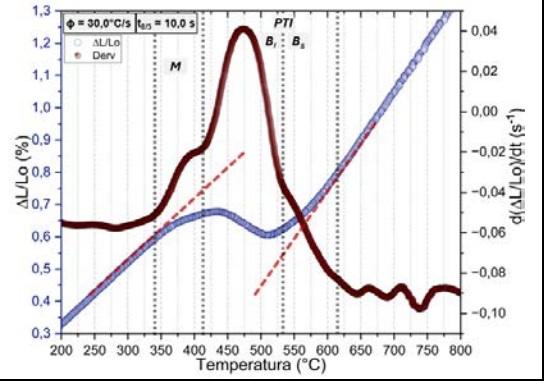


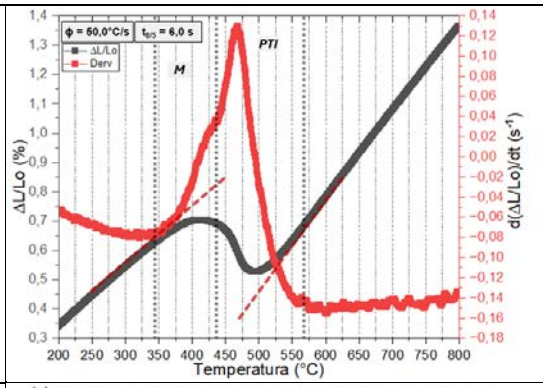
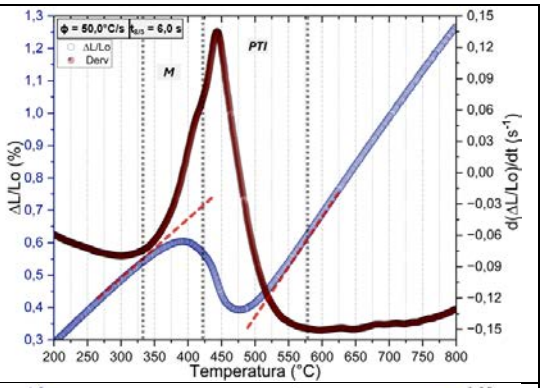
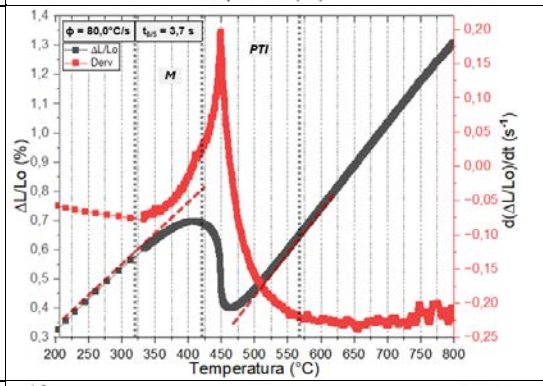
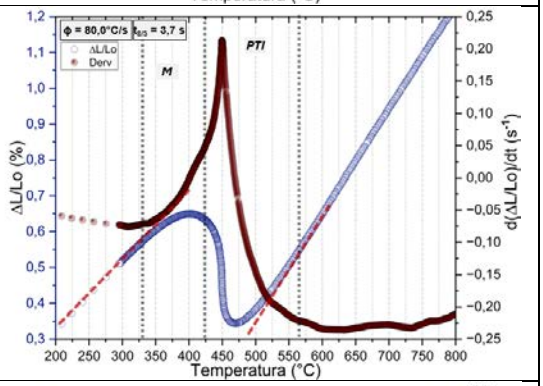
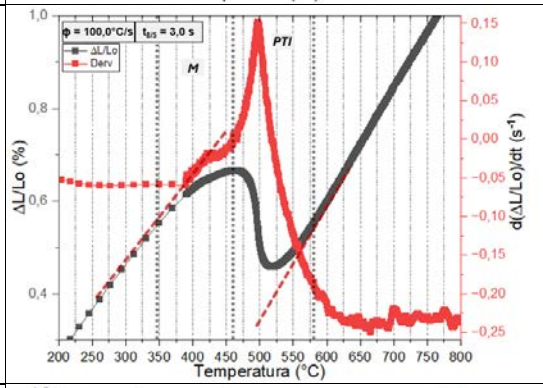
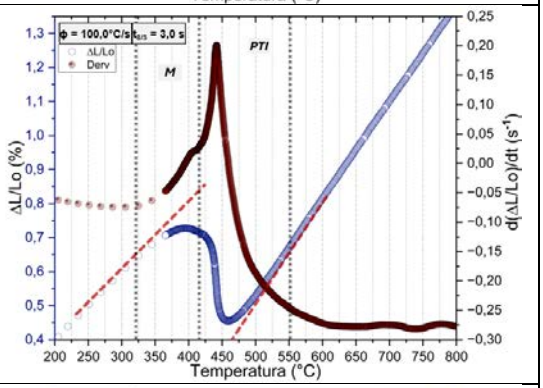
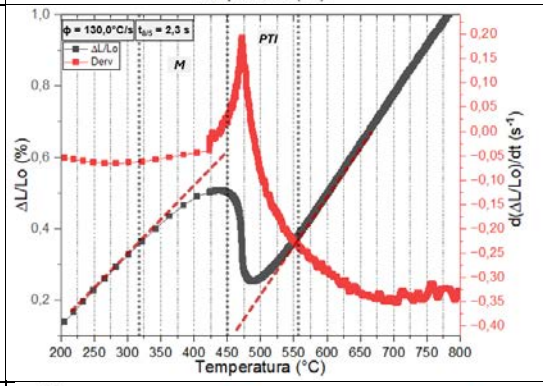
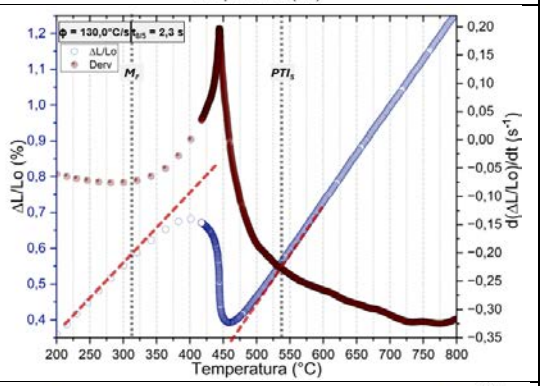
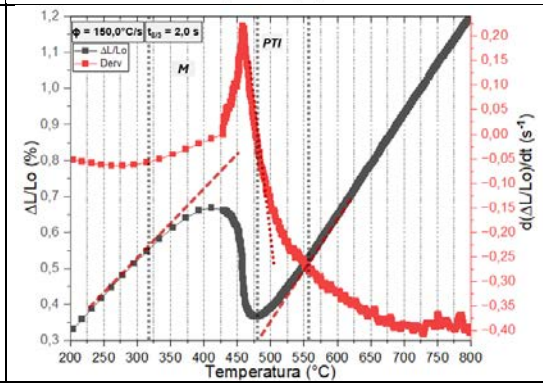
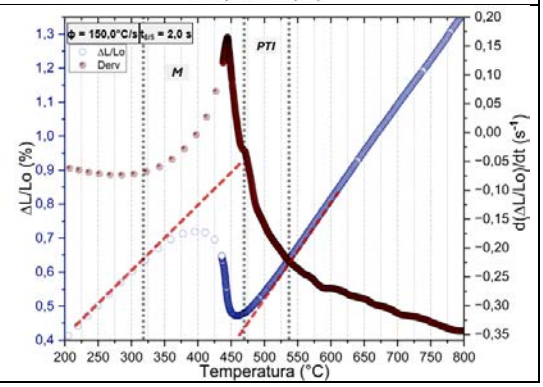
PWHT/ROOT/SAW	8
BM/HAZ	2
0;-20°C;-40°C;-60°C	1;2;3;4



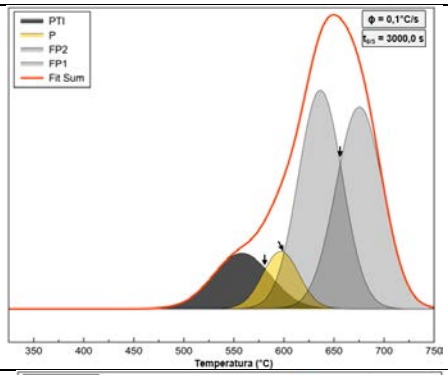
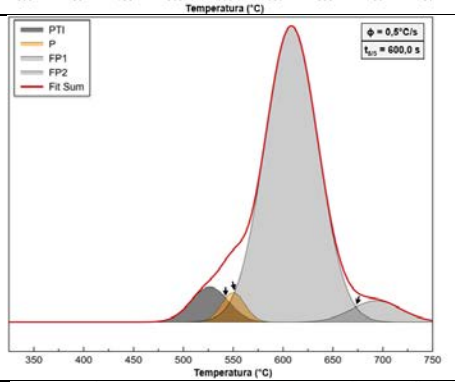
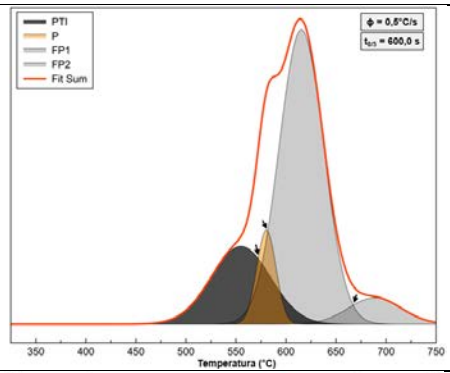
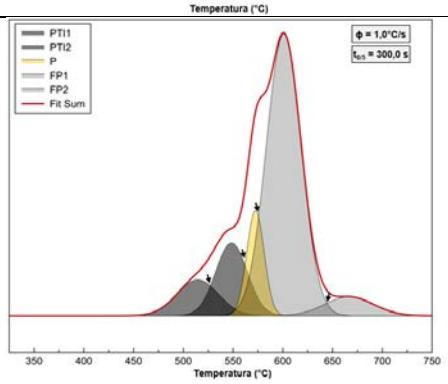
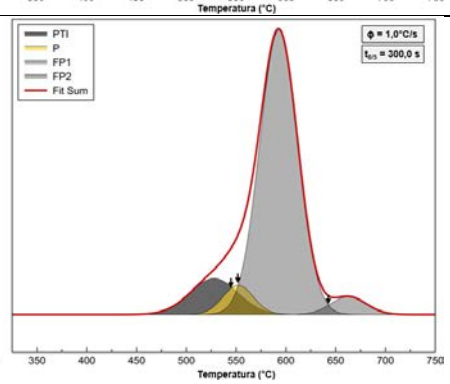
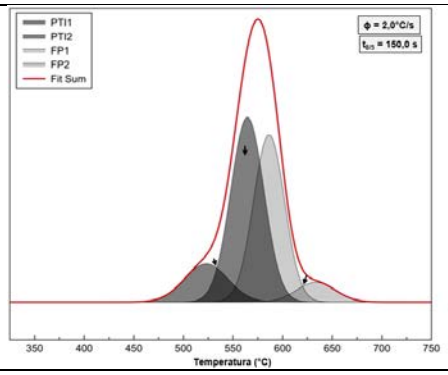
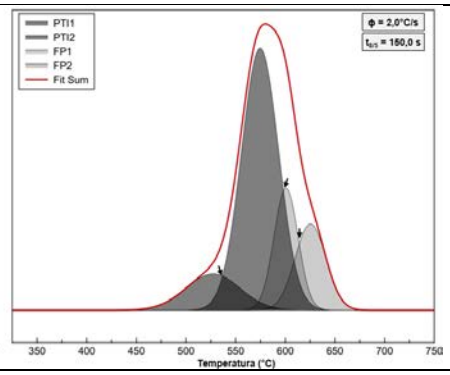
ANEXO XIII – Curvas Dilatométricas – Dilatação e Derivada temporal

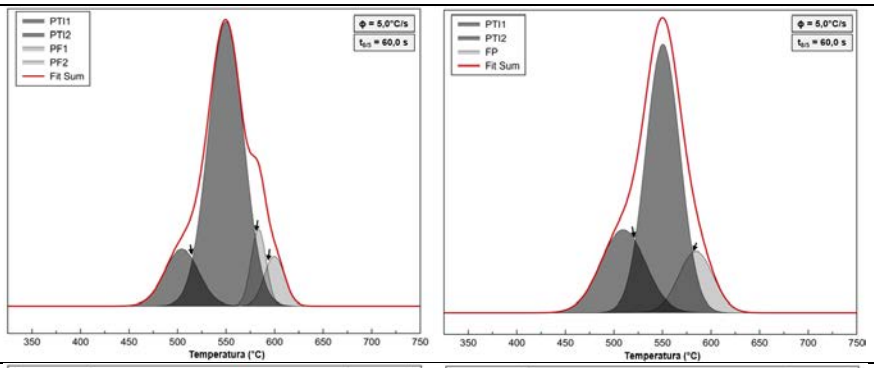
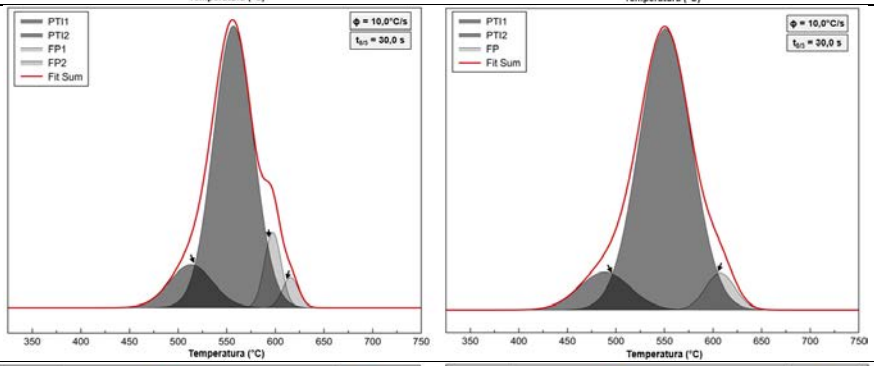
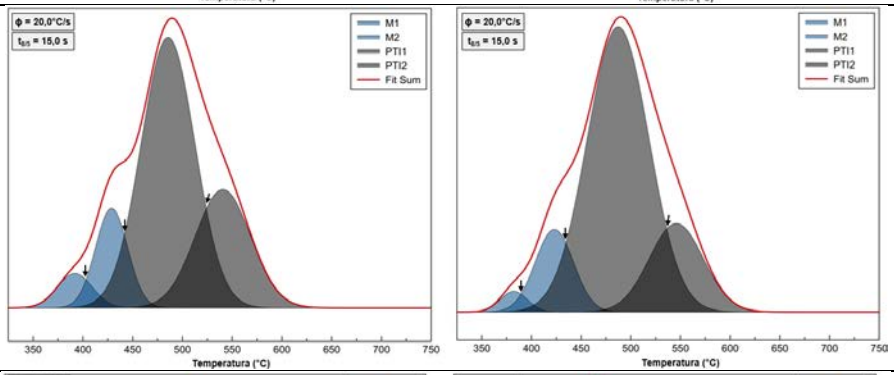
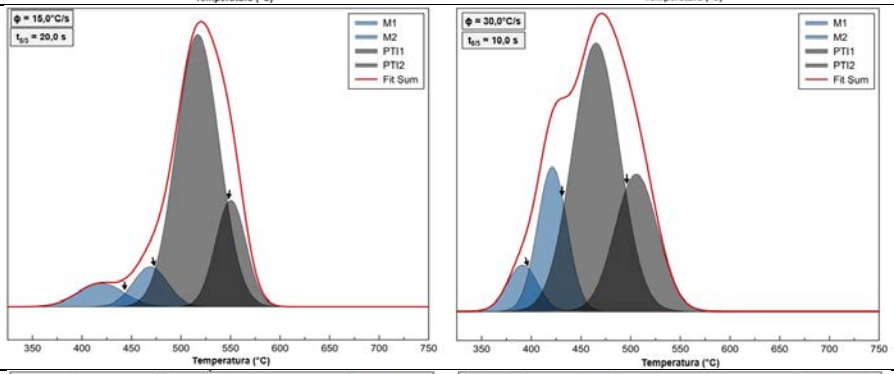
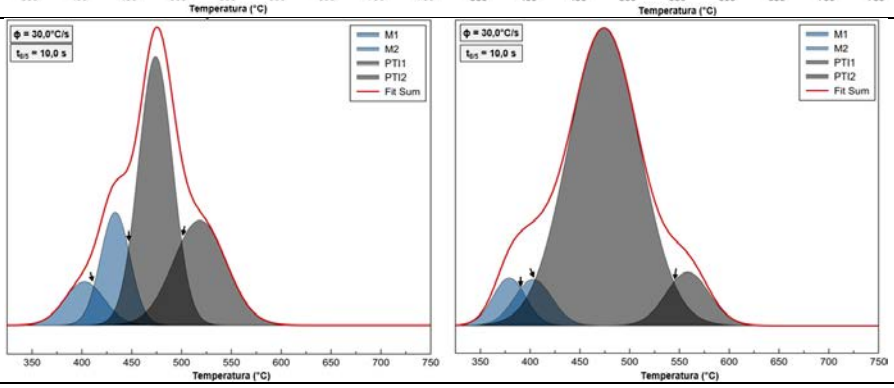
	1° Etapa de Ensaios	2° Etapa de Ensaios
ϕ = 0,1°C/s 3°Etapa		
ϕ = 0,5°C/s		
ϕ = 1,0°C/s		
ϕ = 2,0°C/s		
ϕ = 2,0 e 3,0°C/s 3°Etapa		

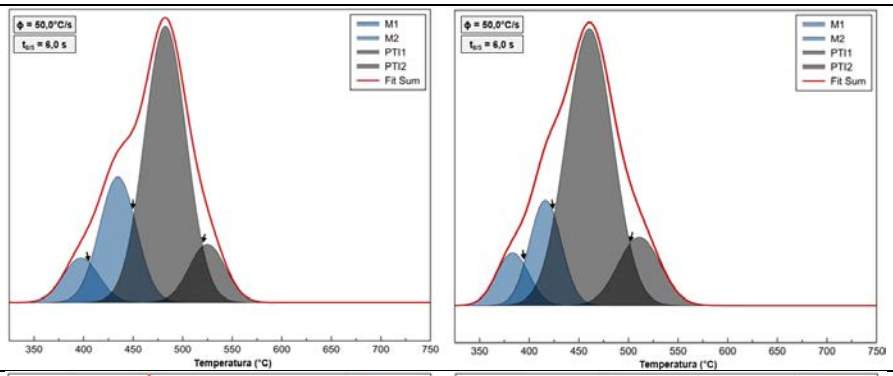
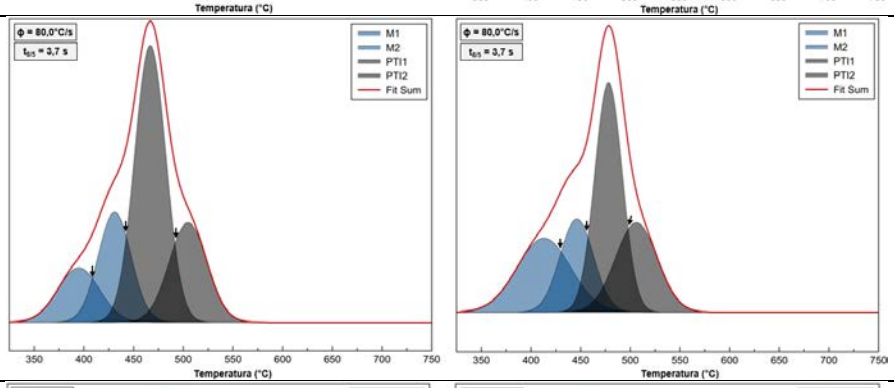
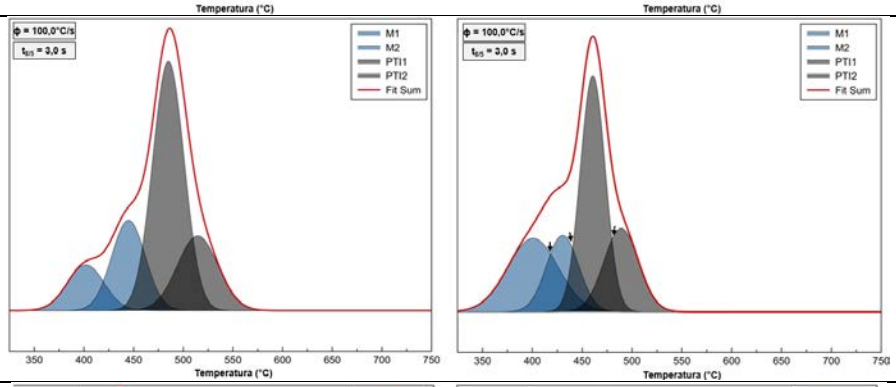
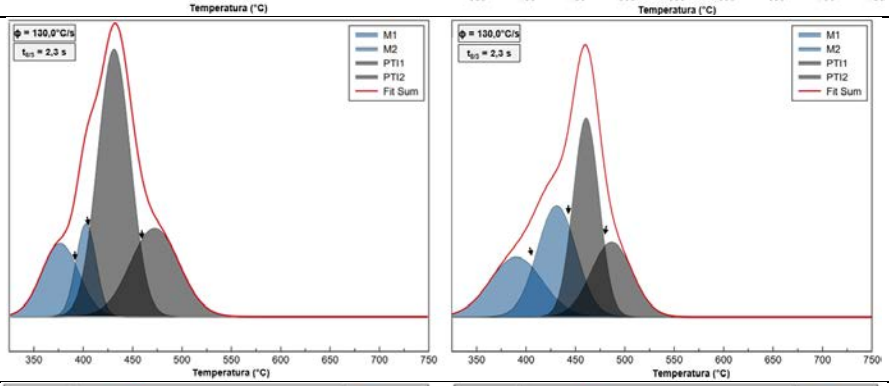
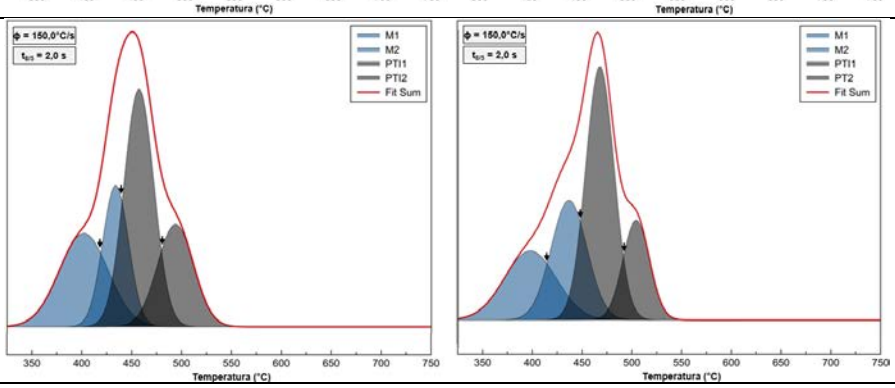
ϕ = 5,0°C/s		
ϕ = 10,0°C/s		
ϕ = 20,0°C/s		
ϕ = 15,0 & 30,0°C/s 3° Etapa		
ϕ = 30,0°C/s		

ϕ = 50,0°C/s		
ϕ = 80,0°C/s		
ϕ = 100,0°C/s		
ϕ = 130,0°C/s		
ϕ = 150,0°C/s		

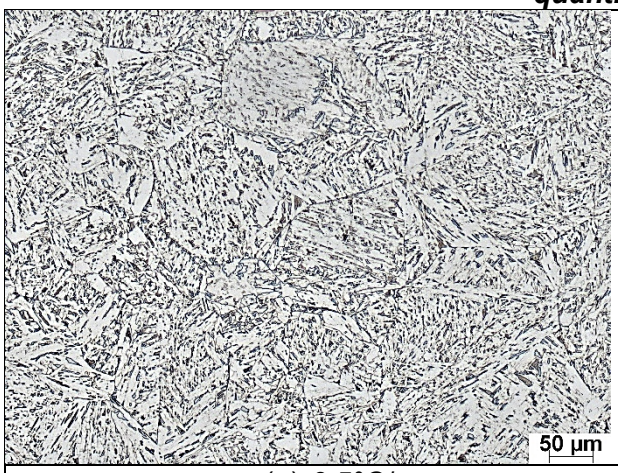
ANEXO XIV – Curvas Dilatométricas - Deconvolução

	1° Etapa de Ensaios	2° Etapa de Ensaios
ϕ = 0,1°C/s 3°Etapa		
ϕ = 0,5°C/s	 	
ϕ = 1,0°C/s	 	
ϕ = 2,0°C/s	 	

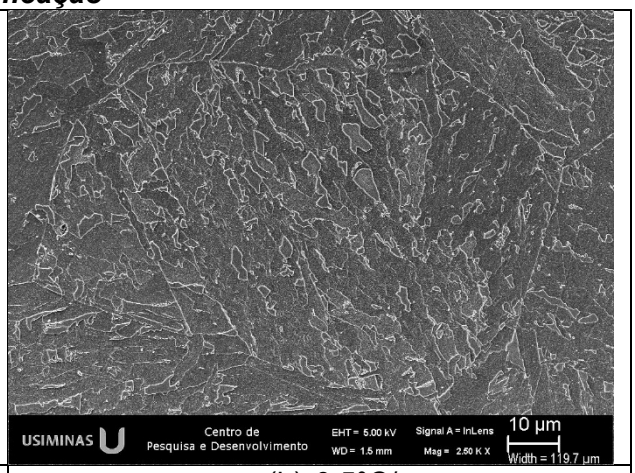
ϕ = 5,0°C/s	
ϕ = 10,0°C/s	
ϕ = 20,0°C/s	
ϕ = 15,0 & 30,0°C/s 3°Etapa	
ϕ = 30,0°C/s	

ϕ = 50,0°C/s	
ϕ = 80,0°C/s	
ϕ = 100,0°C/s	
ϕ = 130,0°C/s	
ϕ = 150,0°C/s	

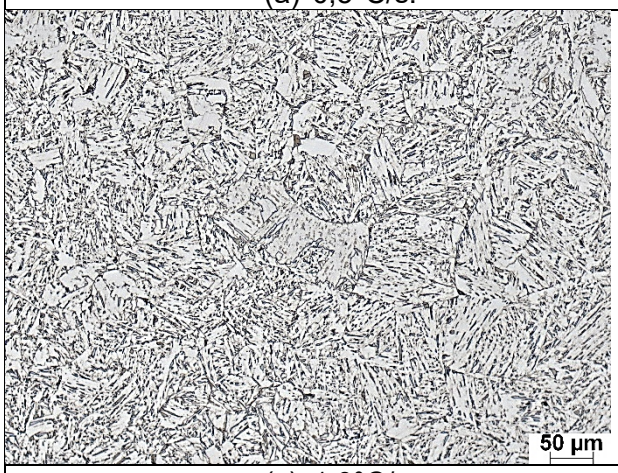
ANEXO XV – Exemplo do aspecto microestrutural para cada condição e tabelas de quantificação



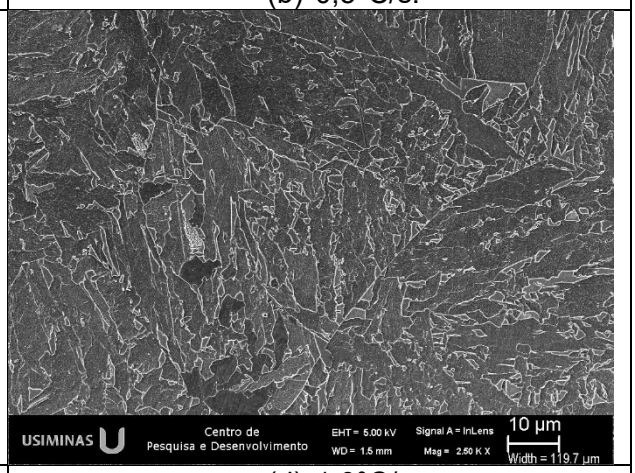
(a) 0,5°C/s.



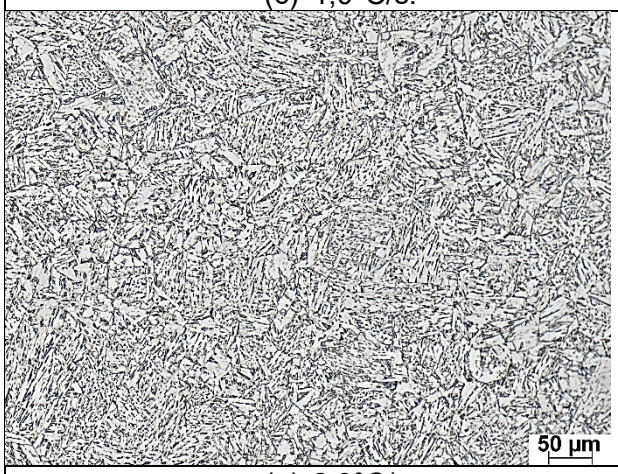
(b) 0,5°C/s.



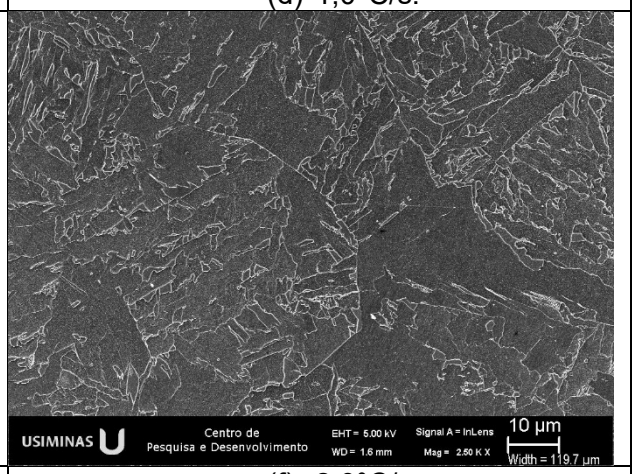
(c) 1,0°C/s.



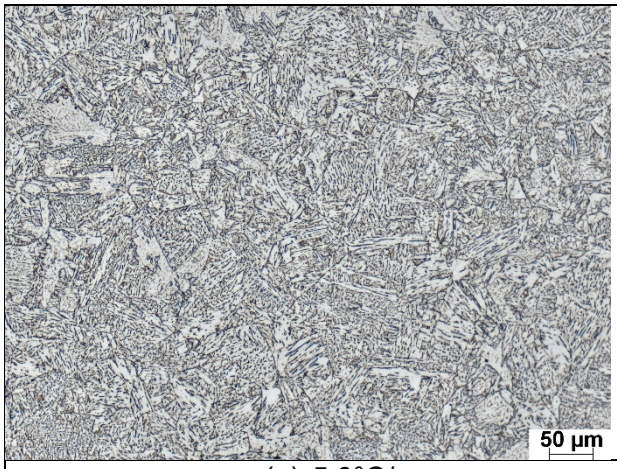
(d) 1,0°C/s.



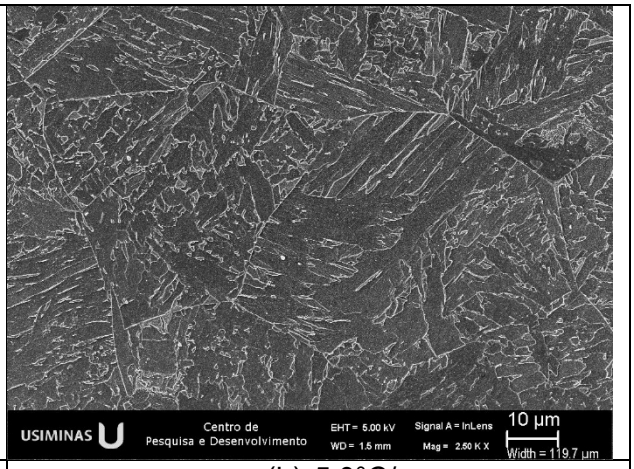
(e) 2,0°C/s.



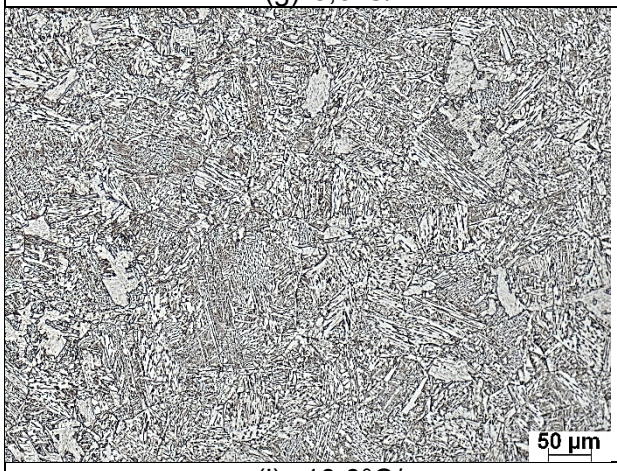
(f) 2,0°C/s.



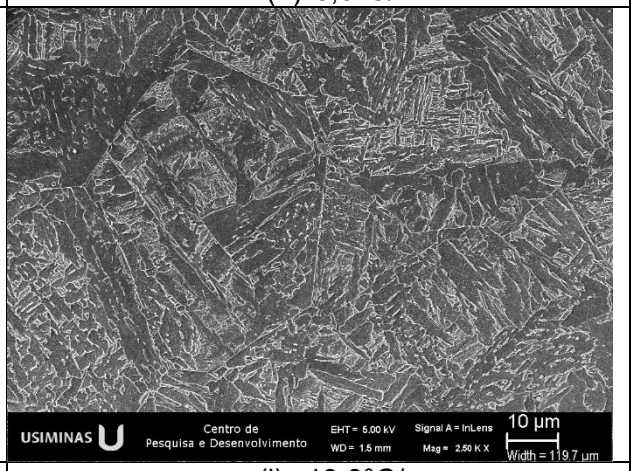
(g) 5,0°C/s.



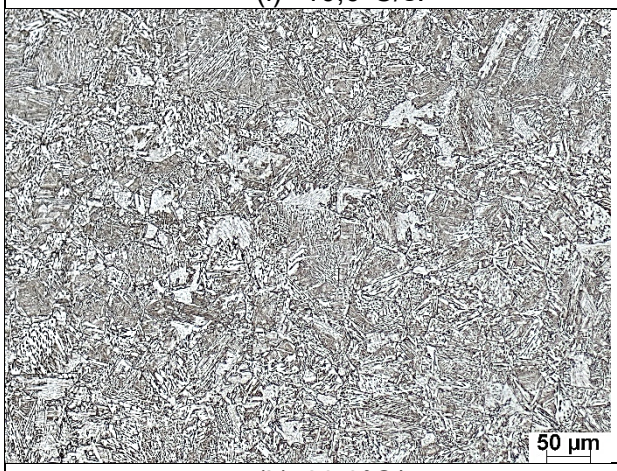
(h) 5,0°C/s.



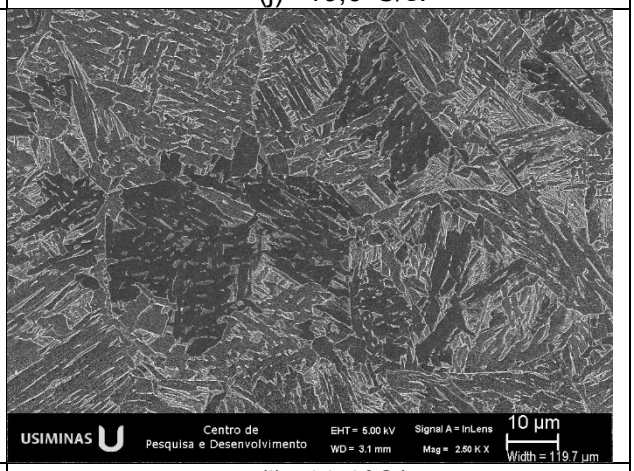
(i) 10,0°C/s.



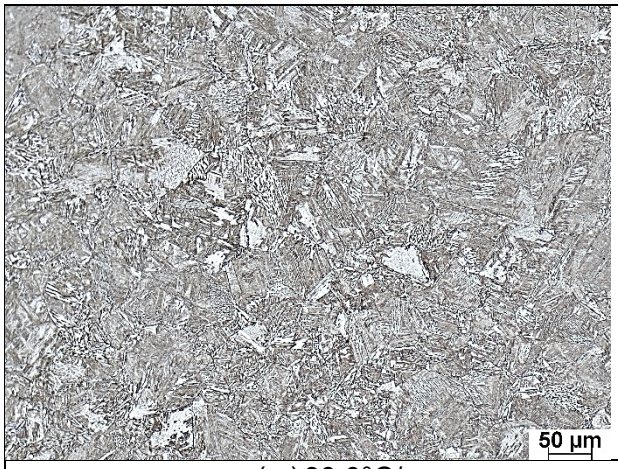
(j) 10,0°C/s.



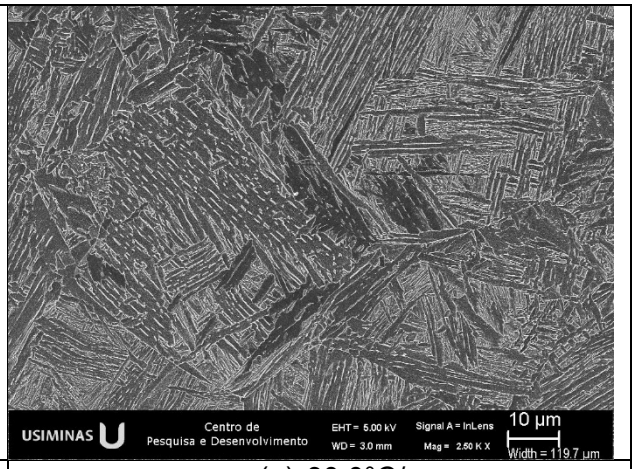
(k) 20,0°C/s.



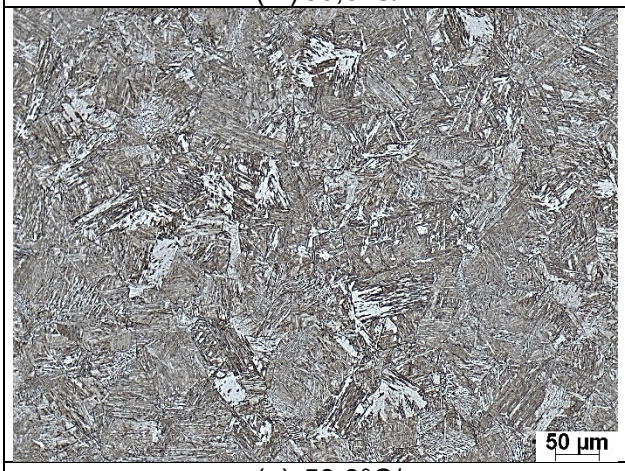
(l) 20,0°C/s.



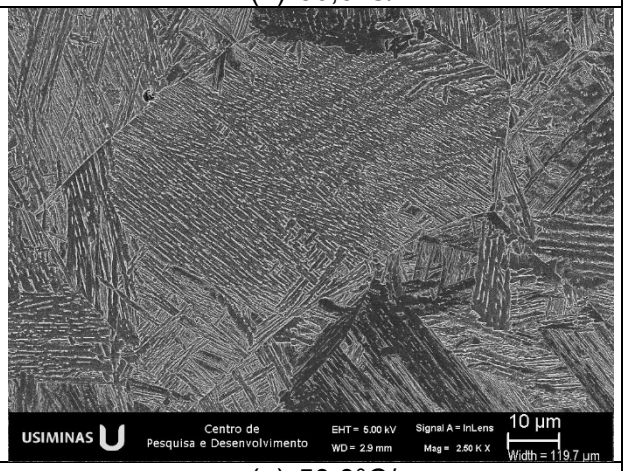
(m)30,0°C/s.



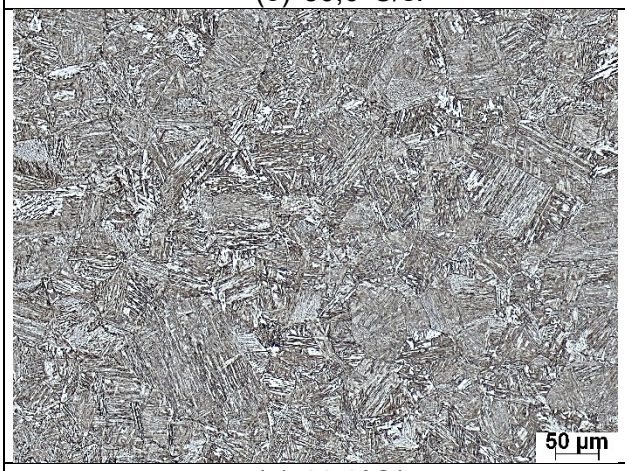
(n) 30,0°C/s.



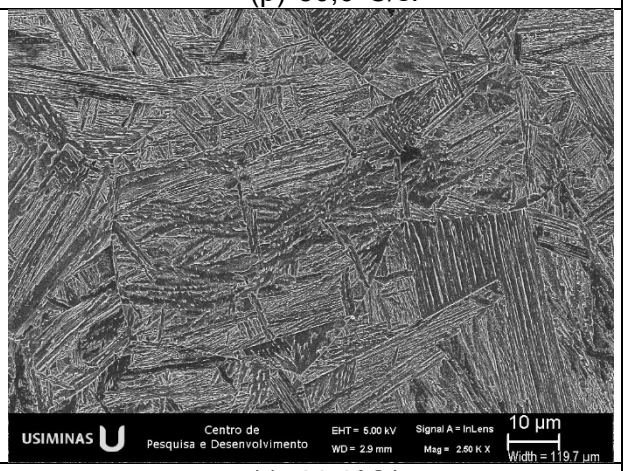
(o) 50,0°C/s.



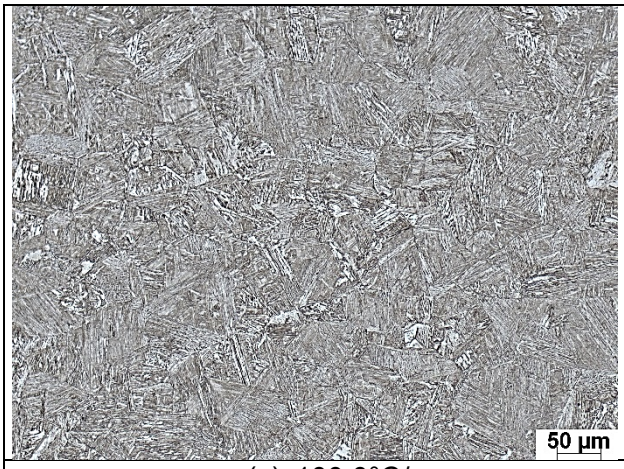
(p) 50,0°C/s.



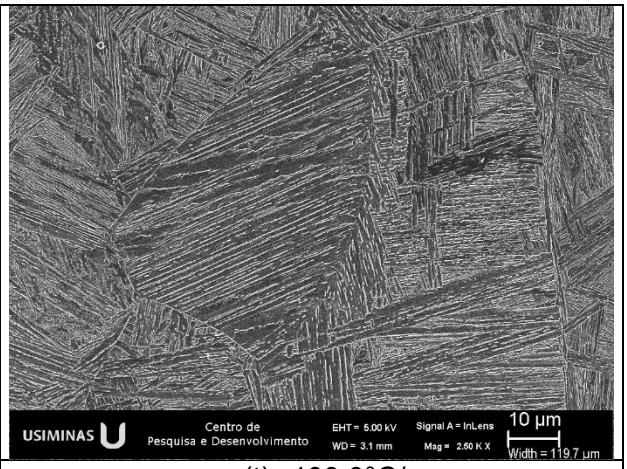
(q) 80,0°C/s.



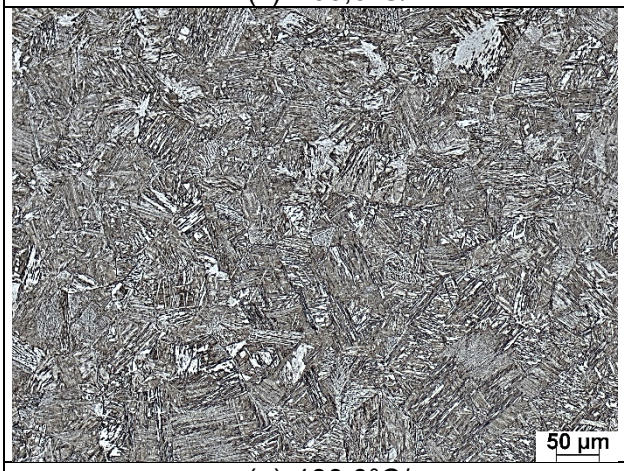
(r) 80,0°C/s.



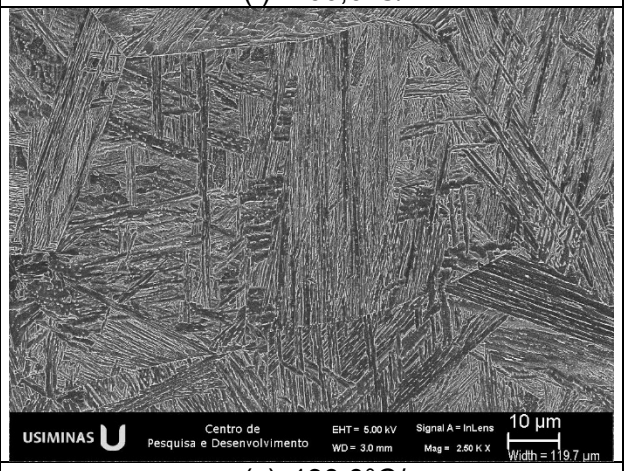
(s) 100,0°C/s.



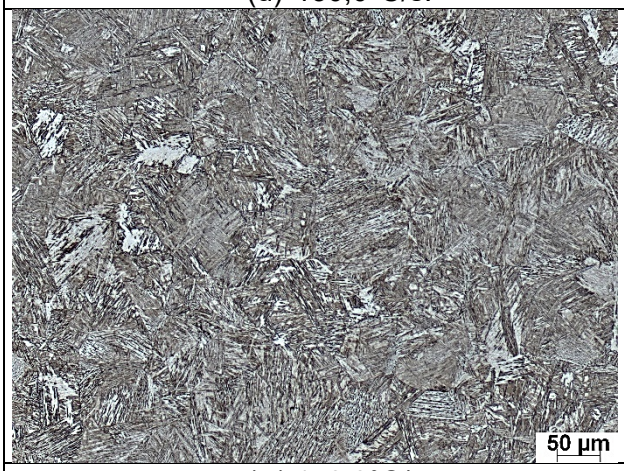
(t) 100,0°C/s.



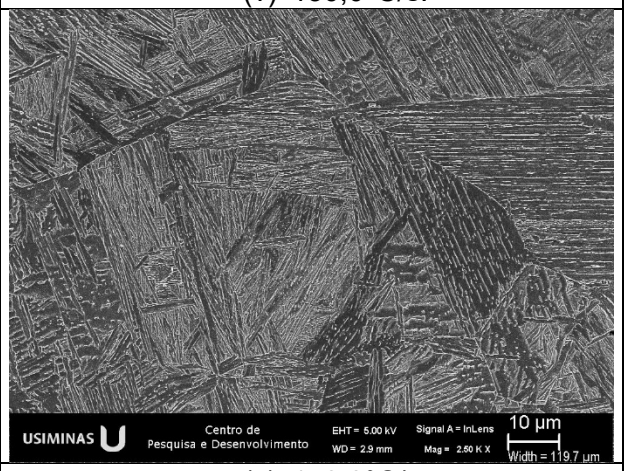
(u) 130,0°C/s.



(v) 130,0°C/s.



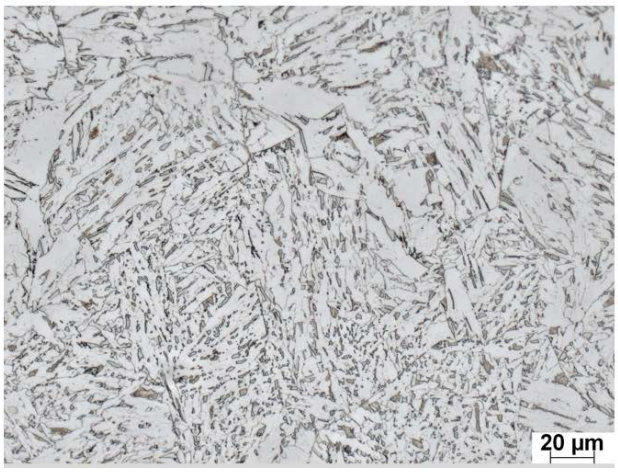
(w) 150,0°C/s.



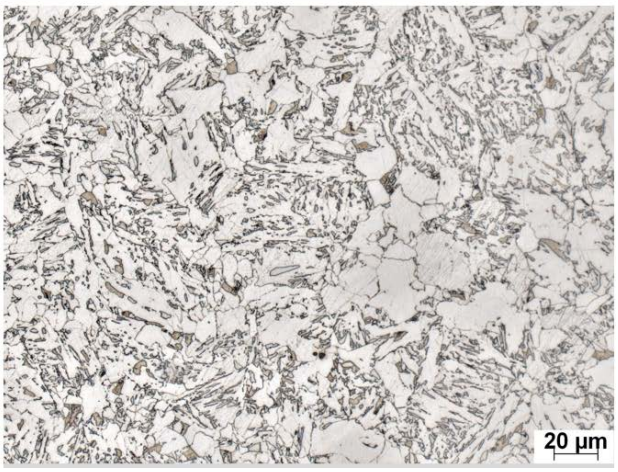
(x) 150,0°C/s.

ANEXO XVI – Exemplo do aspecto microestrutural para as condições de duplo ciclo

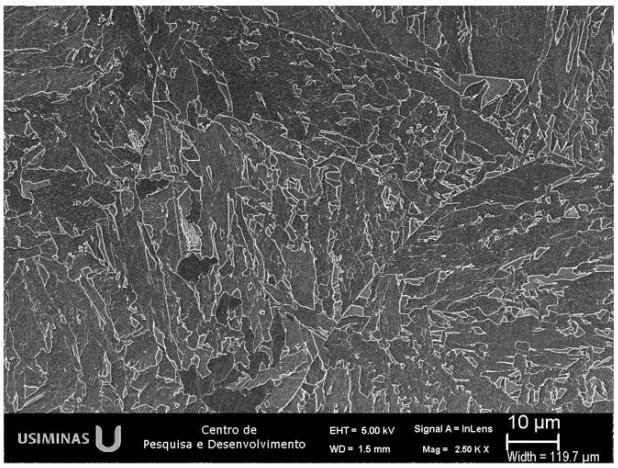
1 Ciclo: T°P: 1350°C - ϕ8/5 :1,0 °C/s



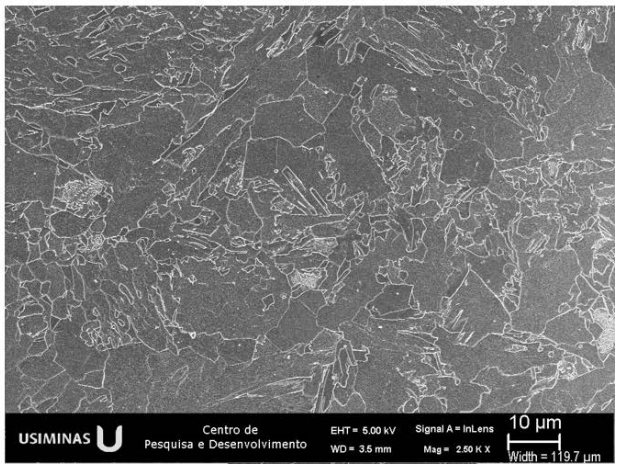
2 Ciclo: T°P1/T°P2: 1350°C/800°C - ϕ8/5 :1,0 °C/s



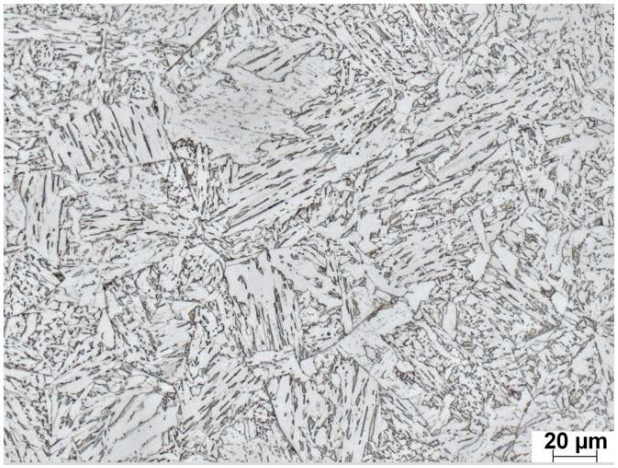
1 Ciclo: T°P: 1350°C - ϕ8/5 :1,0 °C/s



2 Ciclo: T°P1/T°P2: 1350°C/800°C - ϕ8/5 :1,0 °C/s



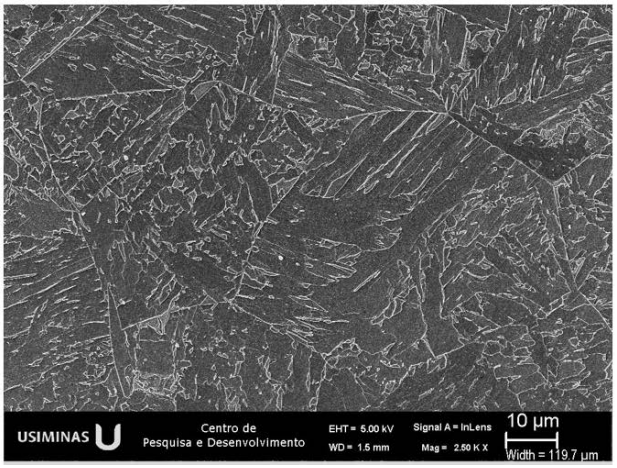
1 Ciclo: T°P: 1350°C - ϕ8/5 :5,0 °C/s



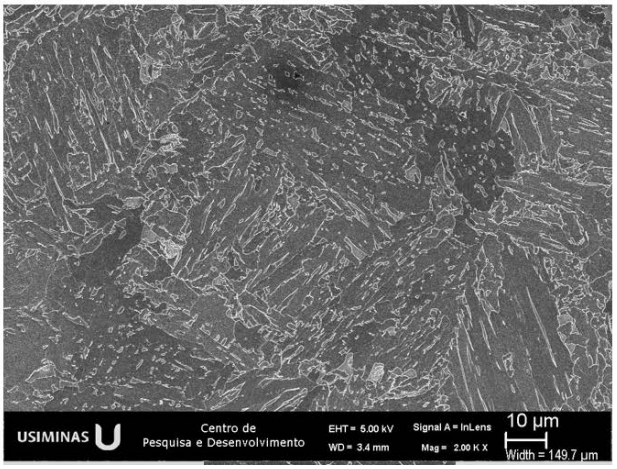
2 Ciclo: T°P1/T°P2: 1350°C/800°C - ϕ8/5 :5,0 °C/s



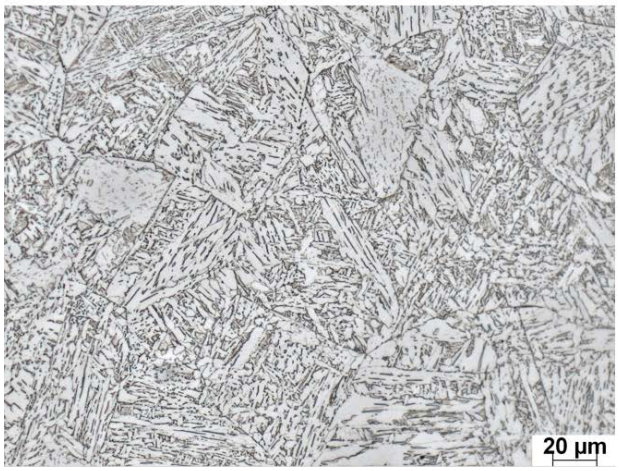
1 Ciclo: T°P: 1350°C - ϕ8/5 :5,0 °C/s



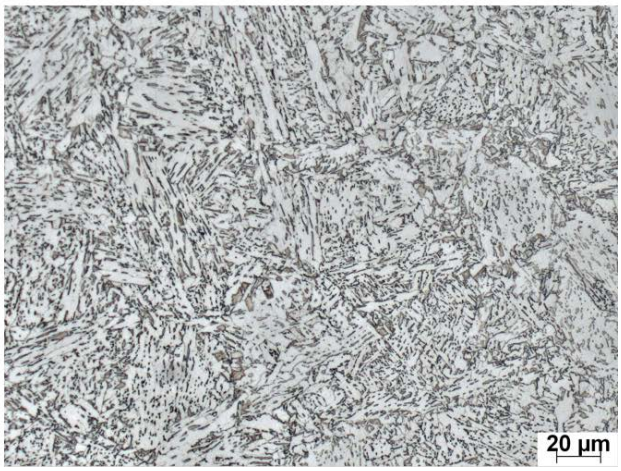
2 Ciclo: T°P1/T°P2: 1350°C/800°C - ϕ8/5 :5,0 °C/s



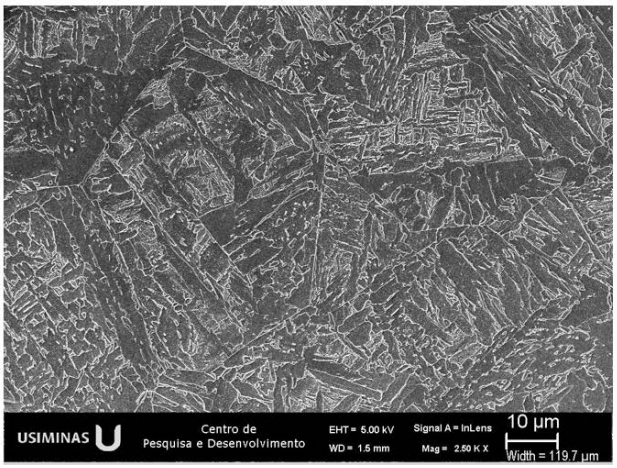
1 Ciclo: T°P: 1350°C - ϕ8/5 :10,0 °C/s



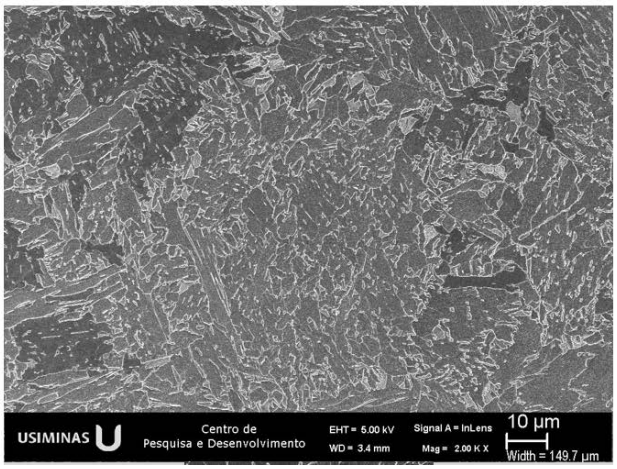
2 Ciclo: T°P1/T°P2: 1350°C/800°C - ϕ8/5 :10,0 °C/s



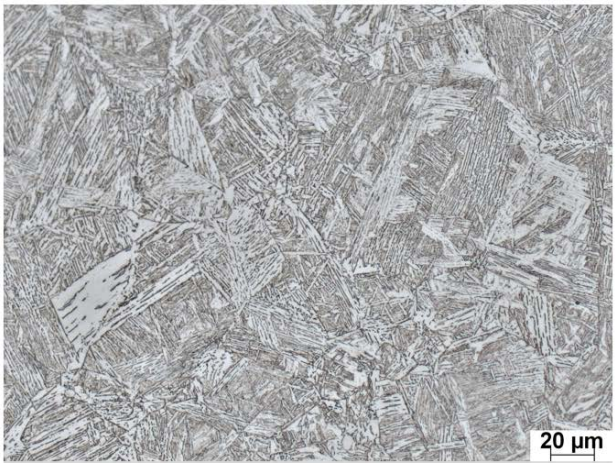
1 Ciclo: T°P: 1350°C - ϕ8/5 :10,0 °C/s



2 Ciclo: T°P1/T°P2: 1350°C/800°C - ϕ8/5 :10,0 °C/s



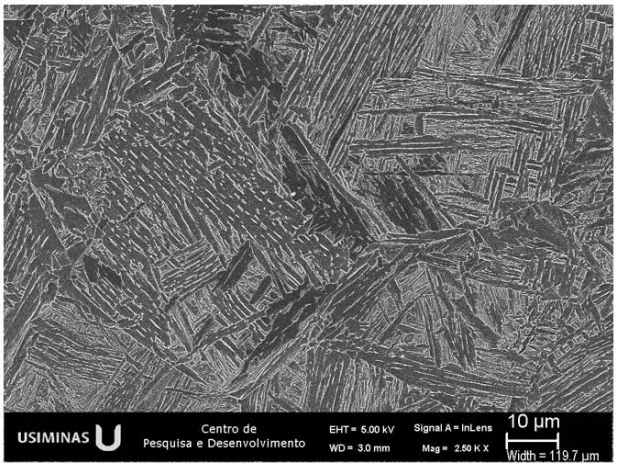
1 Ciclo: T°P: 1350°C - ϕ8/5 :30,0 °C/s



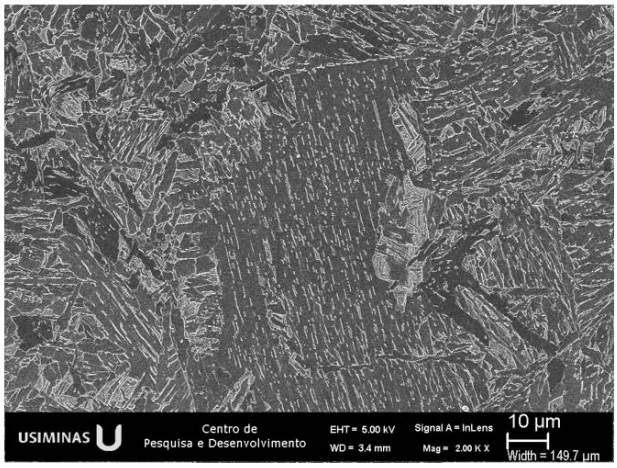
2 Ciclo: T°P1/T°P2: 1350°C/800°C - ϕ8/5 :30,0 °C/s



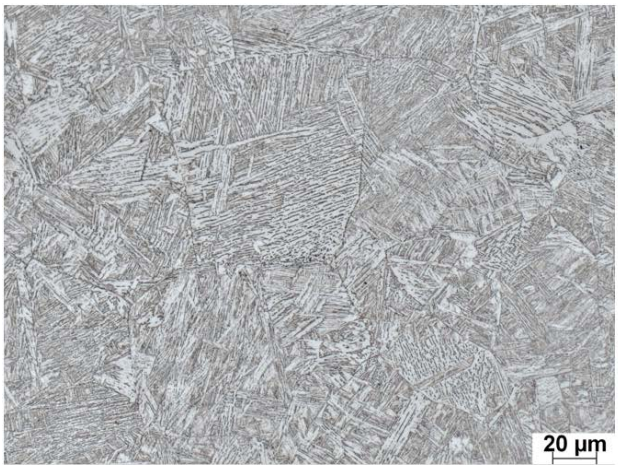
1 Ciclo: T°P: 1350°C - ϕ8/5 :30,0 °C/s



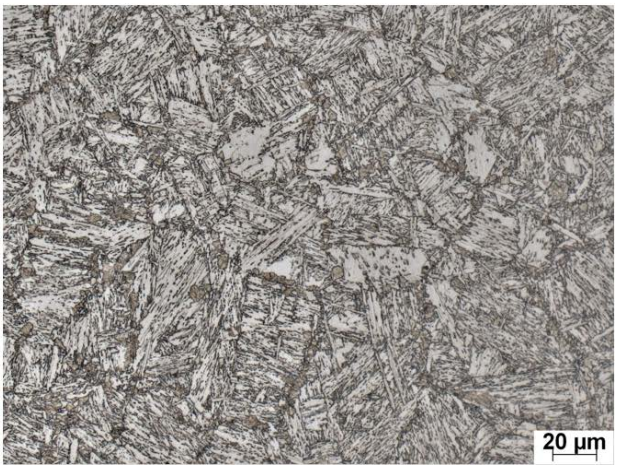
2 Ciclo: T°P1/T°P2: 1350°C/800°C - ϕ8/5 :30,0 °C/s



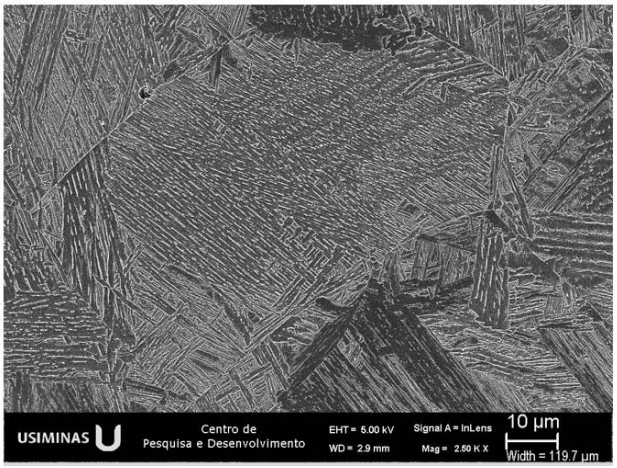
1 Ciclo: T°P: 1350°C - ϕ8/5 :55,0 °C/s



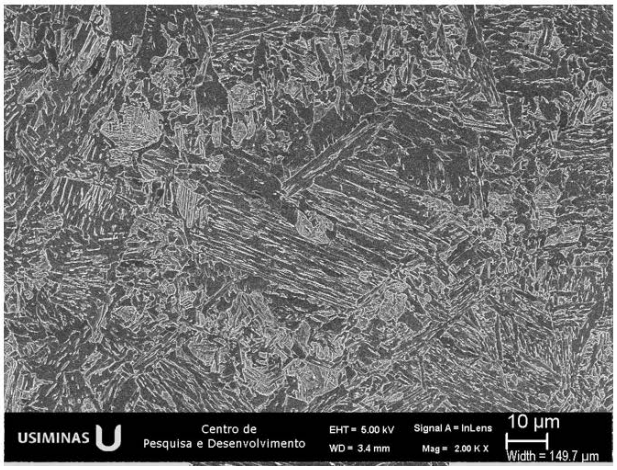
2 Ciclo: T°P1/T°P2: 1350°C/800°C - ϕ8/5 :55,0 °C/s



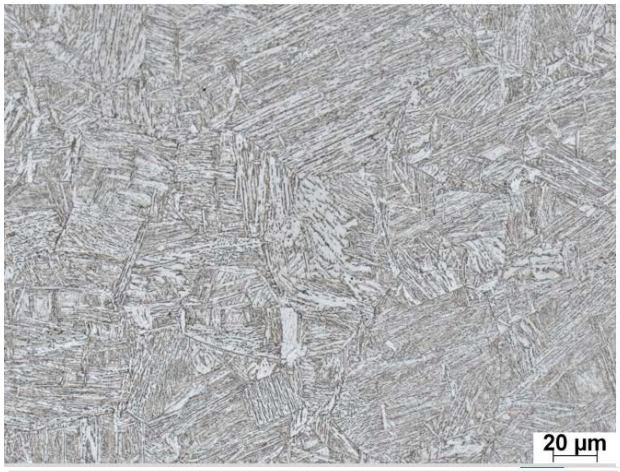
1 Ciclo: T°P: 1350°C - ϕ8/5 :55,0 °C/s



2 Ciclo: T°P1/T°P2: 1350°C/800°C - ϕ8/5 :55,0 °C/s



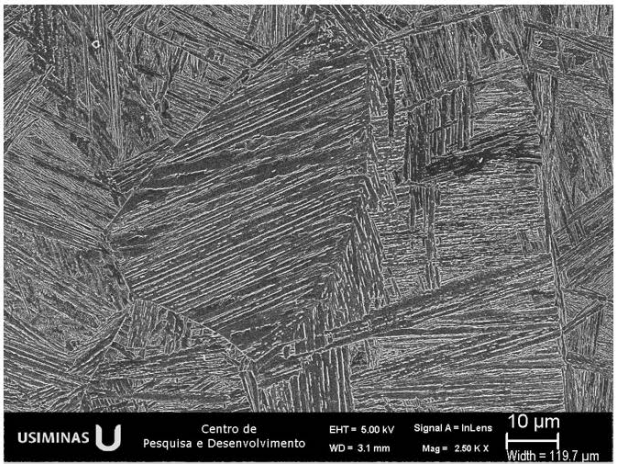
1 Ciclo: T°P: 1350°C - ϕ8/5 :100,0 °C/s



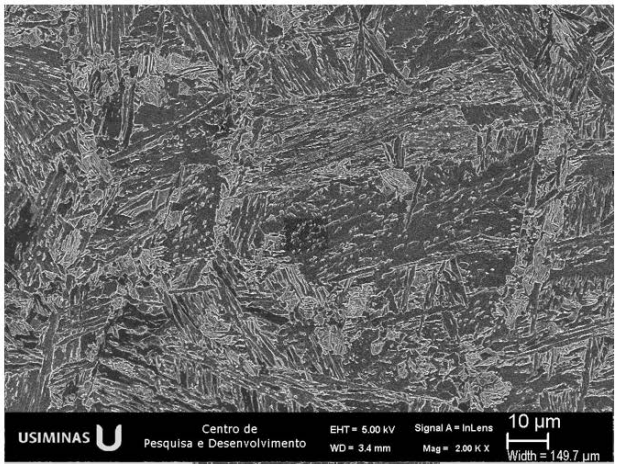
2 Ciclo: T°P1/T°P2: 1350°C/800°C - ϕ8/5 :100,0 °C/s



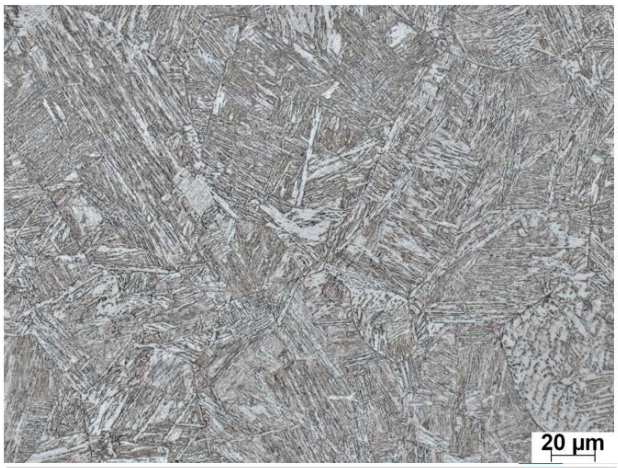
1 Ciclo: T°P: 1350°C - ϕ8/5 :100,0 °C/s



2 Ciclo: T°P1/T°P2: 1350°C/800°C - ϕ8/5 :100,0 °C/s



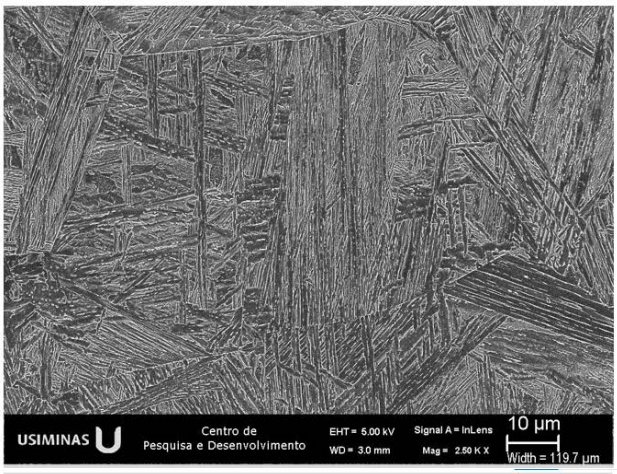
1 Ciclo: T°P: 1350°C - ϕ8/5 :130,0 °C/s



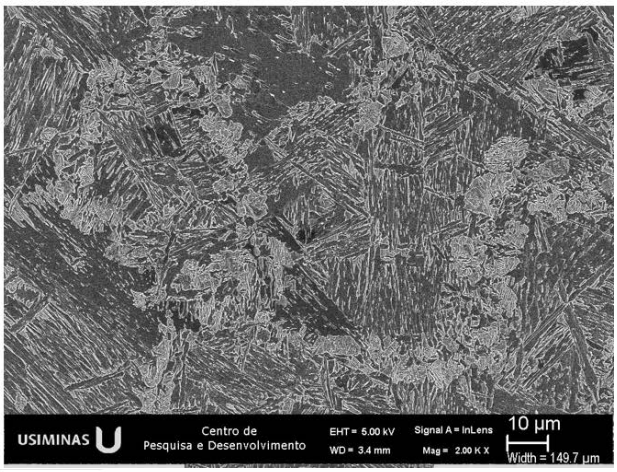
2 Ciclo: T°P1/T°P2: 1350°C/800°C - ϕ8/5 :130,0 °C/s



1 Ciclo: T°P: 1350°C - ϕ8/5 :130,0 °C/s



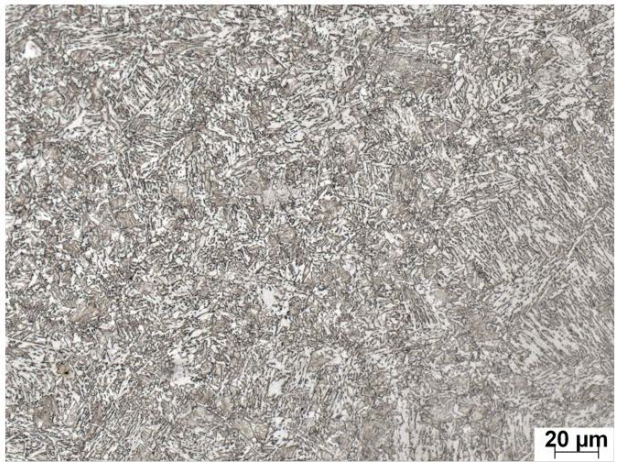
2 Ciclo: T°P1/T°P2: 1350°C/800°C - ϕ8/5 :130,0 °C/s



1 Ciclo: T°P: 1350°C - ϕ8/5 :150,0 °C/s



2 Ciclo: T°P1/T°P2: 1350°C/800°C - ϕ8/5 :150,0 °C/s



ANEXO XVII – Versão simplificada do modelo desenvolvido

VERSÃO SIMPLIFICADA DO MODELO.

```
!pip install shap
import pandas as pd
import numpy as np
import shap
import matplotlib.pyplot as plt
import seaborn as sns
from sklearn.model_selection import train_test_split, cross_val_score, KFold
from sklearn.preprocessing import StandardScaler
from sklearn.linear_model import LinearRegression, ElasticNet
from sklearn.neighbors import KNeighborsRegressor
from sklearn.ensemble import RandomForestRegressor
from sklearn.svm import SVR
from sklearn.tree import DecisionTreeRegressor
from xgboost import XGBRegressor
from sklearn.metrics import mean_absolute_error, mean_squared_error, r2_score

# Carregar os dados
df = pd.read_excel('CCT_Taxas-final.xlsx', sheet_name='CCT_Taxas')

# Descartar as colunas LIGA e PAG
df = df.drop(columns=['LIGA', 'PAG'])

# Definir variáveis independentes (X) e dependentes (y)
X = df[['C', 'Mn', 'Si', 'S', 'P', 'Ni', 'Mo', 'Cu', 'N', 'O', 'Ti', 'B', 'Al', 'CEQ_G', 'PCM', 'Rate']]
y = df[['time_i', 'Temp_i', 'time_f', 'Temp_f']]

# Convert columns to numeric if they are of object type
for col in y.columns:
  if y[col].dtype == 'object':
    try:
      y[col] = pd.to_numeric(y[col], errors='raise')
    except ValueError:
      print(f"Column '{col}' could not be converted to numeric. It may contain non-numeric values.")
      # Handle the non-numeric values, e.g., by removing or imputing them
      # Instead of just printing, let's try to force the conversion to numeric, replacing non-numeric values with
NaN
      y[col] = pd.to_numeric(y[col], errors='coerce') # 'coerce' will replace non-numeric values with NaN

# Impute NaN values with the mean of the column
for col in y.columns:
  if y[col].isnull().any(): # Check if column has any NaN values
    y[col] = y[col].fillna(y[col].mean()) # Replace NaN with the mean of the column

# Dividir os dados em treino e teste
X_train, X_test, y_train, y_test = train_test_split(X, y, test_size=0.2, random_state=42)

# Centralizar e normalizar os dados
scaler = StandardScaler()
X_train = scaler.fit_transform(X_train)
X_test = scaler.transform(X_test)

# Definir os modelos
models = {
  'GLM': LinearRegression(),
  'GLMNET': ElasticNet(),
  'KNN': KNeighborsRegressor(),
  'RF': RandomForestRegressor(),
  'SVM': SVR(),
  'CUBIST': DecisionTreeRegressor(),
  'XGB': XGBRegressor()
}
# Validação cruzada k-fold com k=20
kf = KFold(n_splits=20, shuffle=True, random_state=42)

# Avaliação dos modelos
results = {}
for name, model in models.items():
  results[name] = {} # Initialize an empty dictionary for each model
  for target_col in y_train.columns:  # Iterate through target columns
    # Treinamento e validação cruzada
    r2_scores = cross_val_score(model, X_train, y_train[[target_col]], cv=kf, scoring='r2') # Note: y_train is
indexed with target_col
    mae_scores = -cross_val_score(model, X_train, y_train[[target_col]], cv=kf,
scoring='neg_mean_absolute_error') # Note: y_train is indexed with target_col
    rmse_scores = np.sqrt(-cross_val_score(model, X_train, y_train[[target_col]], cv=kf,
scoring='neg_mean_squared_error')) # Note: y_train is indexed with target_col
    # Média das métricas
    mean_r2 = np.mean(r2_scores)
    mean_mae = np.mean(mae_scores)
    mean_rmse = np.mean(rmse_scores)

    # Armazenar resultados
    results[name] = { # Store results for each target column within the model's
dictionary
      'R-squared': mean_r2,
      'MAE': mean_mae,
      'RMSE': mean_rmse
    }

# Exibir resultados
for name, metrics in results.items():
  print(f"{name}:")
  print(f"  R-squared: {metrics['R-squared']:.4f}")
  print(f"  MAE: {metrics['MAE']:.4f}")
  print(f"  RMSE: {metrics['RMSE']:.4f}")
  print()

# Ranqueamento dos modelos
ranked_models = sorted(results.items(), key=lambda x: (-x[1]['R-squared'], x[1]['MAE'],
x[1]['RMSE']))

print("Ranking dos modelos:")
for i, (name, metrics) in enumerate(ranked_models, 1):
  print(f"{i}. {name}: R-squared={metrics['R-squared']:.4f}, MAE={metrics['MAE']:.4f},
RMSE={metrics['RMSE']:.4f}")

# Create the heatmap
plt.figure(figsize=(12, 10))
sns.heatmap(correlation_matrix, annot=True, cmap='coolwarm', fmt=".2f")
plt.title('Pearson Correlation Matrix (excluding time_i and time_f)')
plt.show()

# Gráficos de MAE e RMSE
mae_values = {name: [metrics['MAE']] for name, metrics in results.items()}
rmse_values = {name: [metrics['RMSE']] for name, metrics in results.items()}

plt.figure(figsize=(10, 6))
plt.bar(mae_values.keys(), [val[0] for val in mae_values.values()], label='MAE')
plt.bar(rmse_values.keys(), [val[0] for val in rmse_values.values()], label='RMSE')
plt.ylabel('Error')
plt.title('MAE and RMSE Comparison')
plt.legend()
plt.show()

# Gráfico de R-squared
r2_values = {name: metrics['R-squared'] for name, metrics in results.items()}

plt.figure(figsize=(10, 6))
plt.bar(r2_values.keys(), r2_values.values())
plt.ylabel('R-squared')
plt.title('R-squared Comparison')
plt.show()
```

ANEXO XVIII – Banco de dados simplificado de alguns diagramas utilizados no modelo

BANCO DE DADOS SIMPLIFICADO DE ALGUNS DIAGRAMAS UTILIZADOS NO MODELO																					
LIGA	PAG	C	Mn	Si	S	P	Ni	Mo	Cu	N	O	Ti	B	Al	CEQ_G	PCM	Rate	time_i	Temp_i	time_f	Temp_f
CMn	14	0.07	1.35	0.52	0.005	0.022	0.05	0	0.03	0.0094	0.0352	0	0	0	0.39	0.16	5	119	755	148	611
CMn	14	0.07	1.35	0.52	0.005	0.022	0.05	0	0.03	0.0094	0.0352	0	0	0	0.39	0.16	10	61	740	75	596
CMn	14	0.07	1.35	0.52	0.005	0.022	0.05	0	0.03	0.0094	0.0352	0	0	0	0.39	0.16	30	21	712	26	570
CMn	14	0.07	1.35	0.52	0.005	0.022	0.05	0	0.03	0.0094	0.0352	0	0	0	0.39	0.16	50	13	699	16	557
CMn	14	0.07	1.35	0.52	0.005	0.022	0.05	0	0.03	0.0094	0.0352	0	0	0	0.39	0.16	100	7	674	10	330
CMn	14	0.07	1.35	0.52	0.005	0.022	0.05	0	0.03	0.0094	0.0352	0	0	0	0.39	0.16	200	4	635	5	307
CMn	14	0.07	1.35	0.52	0.005	0.022	0.05	0	0.03	0.0094	0.0352	0	0	0	0.39	0.16	300	2	601	3	306
CMn	14	0.07	1.35	0.52	0.005	0.022	0.05	0	0.03	0.0094	0.0352	0	0	0	0.39	0.16	500	2	554	2	306
CMn	14	0.07	1.35	0.52	0.005	0.022	0.05	0	0.03	0.0094	0.0352	0	0	0	0.39	0.16	1000	1	488	1	306
CMn	14	0.07	1.35	0.52	0.005	0.022	0.05	0	0.03	0.0094	0.0352	0	0	0	0.39	0.16	2000	0	458	1	307
CMnNi	35	0.05	0.98	0.33	0.011	0.017	0.06	0.06	0.03	0.0045	0.0446	0	0	0	0.29	0.12	1	532	818	681	669
CMnNi	35	0.05	0.98	0.33	0.011	0.017	0.06	0.06	0.03	0.0045	0.0446	0	0	0	0.29	0.12	5	110	801	140	649
CMnNi	35	0.05	0.98	0.33	0.011	0.017	0.06	0.06	0.03	0.0045	0.0446	0	0	0	0.29	0.12	10	56	789	72	632
CMnNi	35	0.05	0.98	0.33	0.011	0.017	0.06	0.06	0.03	0.0045	0.0446	0	0	0	0.29	0.12	30	20	763	25	606
CMnNi	35	0.05	0.98	0.33	0.011	0.017	0.06	0.06	0.03	0.0045	0.0446	0	0	0	0.29	0.12	50	12	749	15	593
CMnNi	35	0.05	0.98	0.33	0.011	0.017	0.06	0.06	0.03	0.0045	0.0446	0	0	0	0.29	0.12	100	6	724	8	565
CMnNi	35	0.05	0.98	0.33	0.011	0.017	0.06	0.06	0.03	0.0045	0.0446	0	0	0	0.29	0.12	200	3	693	4	533
CMnNi	35	0.05	0.98	0.33	0.011	0.017	0.06	0.06	0.03	0.0045	0.0446	0	0	0	0.29	0.12	300	2	673	3	483
CMnNi	35	0.05	0.98	0.33	0.011	0.017	0.06	0.06	0.03	0.0045	0.0446	0	0	0	0.29	0.12	500	1	643	2	303
CMnNi	35	0.05	0.98	0.33	0.011	0.017	0.06	0.06	0.03	0.0045	0.0446	0	0	0	0.29	0.12	1000	1	597	1	276
CMnNi	35	0.05	0.98	0.33	0.011	0.017	0.06	0.06	0.03	0.0045	0.0446	0	0	0	0.29	0.12	2000	0	542	1	264
CMnNi	46	0.08	0.96	0.53	0.014	0.01	0.9	0.02	0.17	0.0115	0.0027	0	0	0.01	0.40	0.17	1	605	745	754	596
CMnNi	46	0.08	0.96	0.53	0.014	0.01	0.9	0.02	0.17	0.0115	0.0027	0	0	0.01	0.40	0.17	5	124	729	164	529
CMnNi	46	0.08	0.96	0.53	0.014	0.01	0.9	0.02	0.17	0.0115	0.0027	0	0	0.01	0.40	0.17	10	63	720	84	508
CMnNi	46	0.08	0.96	0.53	0.014	0.01	0.9	0.02	0.17	0.0115	0.0027	0	0	0.01	0.40	0.17	30	23	673	33	374
CMnNi	46	0.08	0.96	0.53	0.014	0.01	0.9	0.02	0.17	0.0115	0.0027	0	0	0.01	0.40	0.17	50	14	639	20	340
CMnNi	46	0.08	0.96	0.53	0.014	0.01	0.9	0.02	0.17	0.0115	0.0027	0	0	0.01	0.40	0.17	100	8	590	10	303
CMnNi	46	0.08	0.96	0.53	0.014	0.01	0.9	0.02	0.17	0.0115	0.0027	0	0	0.01	0.40	0.17	200	4	524	5	276
CMnNi	46	0.08	0.96	0.53	0.014	0.01	0.9	0.02	0.17	0.0115	0.0027	0	0	0.01	0.40	0.17	300	3	475	4	266
CMnNi	46	0.08	0.96	0.53	0.014	0.01	0.9	0.02	0.17	0.0115	0.0027	0	0	0.01	0.40	0.17	500	2	474	2	264
CMnNi	46	0.08	0.96	0.53	0.014	0.01	0.9	0.02	0.17	0.0115	0.0027	0	0	0.01	0.40	0.17	1000	1	474	1	264
CMnNi	46	0.08	0.96	0.53	0.014	0.01	0.9	0.02	0.17	0.0115	0.0027	0	0	0.01	0.40	0.17	2000	0	476	1	264
CMnNi	48	0.1	0.89	0.14	0.008	0.009	1.25	0	0.04	0.0056	0.0019	0	0		0.36	0.17	30	23	648	33	355
CMnNi	48	0.1	0.89	0.14	0.008	0.009	1.25	0	0.04	0.0056	0.0019	0	0		0.36	0.17	50	15	616	21	307
CMnNi	48	0.1	0.89	0.14	0.008	0.009	1.25	0	0.04	0.0056	0.0019	0	0		0.36	0.17	100	8	541	11	280
CMnNi	49	0.09	1.61	0.24	0	0	1.99	0	0	0.0037	0.0072	0	0	0.06	0.53	0.21	30	26	570	29	477
CMnNi	49	0.09	1.61	0.24	0	0	1.99	0	0	0.0037	0.0072	0	0	0.06	0.53	0.21	50	16	570	18	467
CMnNi	49	0.09	1.61	0.24	0	0	1.99	0	0	0.0037	0.0072	0	0	0.06	0.53	0.21	100	8	565	9	443
CMnNi	49	0.09	1.61	0.24	0	0	1.99	0	0	0.0037	0.0072	0	0	0.06	0.53	0.21	200	4	547	5	407
CMnNi	51	0.09	1.05	0.21	0.005	0.01	3.32	0.02	0.2	0.0174	0.0048	0	0	0.011	0.54	0.22	1	710	640	888	462
CMnNi	51	0.09	1.05	0.21	0.005	0.01	3.32	0.02	0.2	0.0174	0.0048	0	0	0.011	0.54	0.22	5	145	625	207	315
CMnNi	51	0.09	1.05	0.21	0.005	0.01	3.32	0.02	0.2	0.0174	0.0048	0	0	0.011	0.54	0.22	10	75	597	106	286
CMnNi	51	0.09	1.05	0.21	0.005	0.01	3.32	0.02	0.2	0.0174	0.0048	0	0	0.011	0.54	0.22	30	30	459	37	246
CMnNi	51	0.09	1.05	0.21	0.005	0.01	3.32	0.02	0.2	0.0174	0.0048	0	0	0.011	0.54	0.22	50	18	441	22	236
CMnNi	51	0.09	1.05	0.21	0.005	0.01	3.32	0.02	0.2	0.0174	0.0048	0	0	0.011	0.54	0.22	100	9	442	11	232
CMnNi	51	0.09	1.05	0.21	0.005	0.01	3.32	0.02	0.2	0.0174	0.0048	0	0	0.011	0.54	0.22	200	5	442	6	233
CMnNi	51	0.09	1.05	0.21	0.005	0.01	3.32	0.02	0.2	0.0174	0.0048	0	0	0.011	0.54	0.22	300	3	444	4	233
CMnNi	51	0.09	1.05	0.21	0.005	0.01	3.32	0.02	0.2	0.0174	0.0048	0	0	0.011	0.54	0.22	500	2	442	2	233
CMnNi	51	0.09	1.05	0.21	0.005	0.01	3.32	0.02	0.2	0.0174	0.0048	0	0	0.011	0.54	0.22	1000	1	442	1	234
CMnNi	51	0.09	1.05	0.21	0.005	0.01	3.32	0.02	0.2	0.0174	0.0048	0	0	0.011	0.54	0.22	2000	0	442	1	234
CMnNi	53	0.06	1.55	0.23	0.009	0.015	2	0.01	0.06	0.004	0.03	0.013	0.0011	0.028	0.51	0.18	1	601	749	812	538
CMnNi	53	0.06	1.55	0.23	0.009	0.015	2	0.01	0.06	0.004	0.03	0.013	0.0011	0.028	0.51	0.18	5	125	725	165	523
CMnNi	53	0.06	1.55	0.23	0.009	0.015	2	0.01	0.06	0.004	0.03	0.013	0.0011	0.028	0.51	0.18	10	65	704	84	514
CMnNi	53	0.06	1.55	0.23	0.009	0.015	2	0.01	0.06	0.004	0.03	0.013	0.0011	0.028	0.51	0.18	30	23	657	29	489
CMnNi	53	0.06	1.55	0.23	0.009	0.015	2	0.01	0.06	0.004	0.03	0.013	0.0011	0.028	0.51	0.18	50	14	631	18	467
CMnNi	53	0.06	1.55	0.23	0.009	0.015	2	0.01	0.06	0.004	0.03	0.013	0.0011	0.028	0.51	0.18	100	8	587	9	411
CMnNi	53	0.06	1.55	0.23	0.009	0.015	2	0.01	0.06	0.004	0.03	0.013	0.0011	0.028	0.51	0.18	200	4	523	5	335
CMnNi	53	0.06	1.55	0.23	0.009	0.015	2	0.01	0.06	0.004	0.03	0.013	0.0011	0.028	0.51	0.18	300	3	480	3	334
CMnNi	53	0.06	1.55	0.23	0.009	0.015	2	0.01	0.06	0.004	0.03	0.013	0.0011	0.028	0.51	0.18	500	2	447	2	334
CMnNi	53	0.06	1.55	0.23	0.009	0.015	2	0.01	0.06	0.004	0.03	0.013	0.0011	0.028	0.51	0.18	1000	1	447	1	335
CMnNi	53	0.06	1.55	0.23	0.009	0.015	2	0.01	0.06	0.004	0.03	0.013	0.0011	0.028	0.51	0.18	2000	0	447	1	334
CMnNiMo	59	0.05	1.75	0.31	0.009	0.016	2.73	0.2	0.06	0.0069	0.0275	0.02	0	0.004	0.62	0.21	1	776	574	938	412
CMnNiMo	59	0.05	1.75	0.31	0.009	0.016	2.73	0.2	0.06	0.0069	0.0275	0.02	0	0.004	0.62	0.21	5	157	567	188	408
CMnNiMo	59	0.05	1.75	0.31	0.009	0.016	2.73	0.2	0.06	0.0069	0.0275	0.02	0	0.004	0.62	0.21	10	80	553	105	305
CMnNiMo	59	0.05	1.75	0.31	0.009	0.016	2.73	0.2	0.06	0.0069	0.0275	0.02	0	0.004	0.62	0.21	30	28	507	36	272
CMnNiMo	59	0.05	1.75	0.31	0.009	0.016	2.73	0.2	0.06	0.0069	0.0275	0.02	0	0.004	0.62	0.21	50	18	468	22	258
CMnNiMo	59	0.05	1.75	0.31	0.009	0.016	2.73	0.2	0.06	0.0069	0.0275	0.02	0	0.004	0.62	0.21	100	9	454	11	242
CMnNiMo	59	0.05	1.75	0.31	0.009	0.016	2.73	0.2	0.06	0.0069	0.0275	0.02	0	0.004	0.62	0.21	200	4	452	6	237
CMnNiMo	59	0.05	1.75	0.31	0.009	0.016	2.73	0.2	0.06	0.0069	0.0275	0.02	0	0.004	0.62	0.21	300	3	452	4	231
CMnNiMo	59	0.05	1.75	0.31	0.009	0.016	2.73	0.2	0.06	0.0069	0.0275	0.02	0	0.004	0.62	0.21	500	2	453	2	233
CMnNiMo	59	0.05	1.75	0.31	0.009	0.016	2.73	0.2	0.06	0.0069	0.0275	0.02	0	0.004	0.62	0.21	1000	1	453	1	234

CMnNiMo	59	0.05	1.75	0.31	0.009	0.016	2.73	0.2	0.06	0.0069	0.0275	0.02	0	0.004	0.62	0.21	2000	0	453	1	234
CMnMo	63	0.11	1.5	0.33	0	0	0	0.3	0	0.0041	0.0094	0	0	0.03	0.48	0.22	5	144	630	167	513
CMnMo	63	0.11	1.5	0.33	0	0	0	0.3	0	0.0041	0.0094	0	0	0.03	0.48	0.22	10	75	600	85	500
CMnMo	63	0.11	1.5	0.33	0	0	0	0.3	0	0.0041	0.0094	0	0	0.03	0.48	0.22	30	25	597	29	483
CMnMo	63	0.11	1.5	0.33	0	0	0	0.3	0	0.0041	0.0094	0	0	0.03	0.48	0.22	50	15	595	17	479
CMnMo	63	0.11	1.5	0.33	0	0	0	0.3	0	0.0041	0.0094	0	0	0.03	0.48	0.22	100	8	593	9	458
CMnMo	63	0.11	1.5	0.33	0	0	0	0.3	0	0.0041	0.0094	0	0	0.03	0.48	0.22	200	4	581	5	385
CMnMo	63	0.11	1.5	0.33	0	0	0	0.3	0	0.0041	0.0094	0	0	0.03	0.48	0.22	300	3	562	3	312
CMnNb	70	0.08	0.97	0.16	0.021	0.024	0.15	0.02	0.19	0.0095	0.0684	0	0	0	0.31	0.15	5	122	741	159	554
CMnNb	70	0.08	0.97	0.16	0.021	0.024	0.15	0.02	0.19	0.0095	0.0684	0	0	0	0.31	0.15	10	62	729	80	548
CMnNb	70	0.08	0.97	0.16	0.021	0.024	0.15	0.02	0.19	0.0095	0.0684	0	0	0	0.31	0.15	30	21	705	27	525
CMnNb	70	0.08	0.97	0.16	0.021	0.024	0.15	0.02	0.19	0.0095	0.0684	0	0	0	0.31	0.15	50	13	696	17	495
CMnNb	70	0.08	0.97	0.16	0.021	0.024	0.15	0.02	0.19	0.0095	0.0684	0	0	0	0.31	0.15	100	7	666	10	385
CMnNb	70	0.08	0.97	0.16	0.021	0.024	0.15	0.02	0.19	0.0095	0.0684	0	0	0	0.31	0.15	200	4	618	5	309
CMnNb	70	0.08	0.97	0.16	0.021	0.024	0.15	0.02	0.19	0.0095	0.0684	0	0	0	0.31	0.15	300	3	574	4	283
CMnNb	70	0.08	0.97	0.16	0.021	0.024	0.15	0.02	0.19	0.0095	0.0684	0	0	0	0.31	0.15	500	2	496	2	261
CMnNb	70	0.08	0.97	0.16	0.021	0.024	0.15	0.02	0.19	0.0095	0.0684	0	0	0	0.31	0.15	1000	1	467	1	252
CMnNb	70	0.08	0.97	0.16	0.021	0.024	0.15	0.02	0.19	0.0095	0.0684	0	0	0	0.31	0.15	2000	0	467	1	252
CMnSi	74	0.11	0.74	0.09	0.013	0.016	0	0	0.12	0.005	0.07	0	0	0	0.26	0.16	5	108	808	157	564
CMnSi	74	0.11	0.74	0.09	0.013	0.016	0	0	0.12	0.005	0.07	0	0	0	0.26	0.16	10	55	803	79	564
CMnSi	74	0.11	0.74	0.09	0.013	0.016	0	0	0.12	0.005	0.07	0	0	0	0.26	0.16	30	19	790	26	564
CMnSi	74	0.11	0.74	0.09	0.013	0.016	0	0	0.12	0.005	0.07	0	0	0	0.26	0.16	50	11	782	16	548
CMnSi	74	0.11	0.74	0.09	0.013	0.016	0	0	0.12	0.005	0.07	0	0	0	0.26	0.16	100	6	763	8	500
CMnSi	74	0.11	0.74	0.09	0.013	0.016	0	0	0.12	0.005	0.07	0	0	0	0.26	0.16	200	3	735	4	452
CMnSi	74	0.11	0.74	0.09	0.013	0.016	0	0	0.12	0.005	0.07	0	0	0	0.26	0.16	500	1	668	2	258
CMnSi	74	0.11	0.74	0.09	0.013	0.016	0	0	0.12	0.005	0.07	0	0	0	0.26	0.16	1000	1	492	1	259
CMnSi	74	0.11	0.74	0.09	0.013	0.016	0	0	0.12	0.005	0.07	0	0	0	0.26	0.16	2000	0	438	1	259
CMnSiTi	78	0.12	0.8	0.25	0.014	0.017	0	0	0	0.0055	0.051	0.027	0	0	0.30	0.17	1	547	803	723	627
CMnSiTi	78	0.12	0.8	0.25	0.014	0.017	0	0	0	0.0055	0.051	0.027	0	0	0.30	0.17	5	110	801	148	608
CMnSiTi	78	0.12	0.8	0.25	0.014	0.017	0	0	0	0.0055	0.051	0.027	0	0	0.30	0.17	10	56	795	76	593
CMnSiTi	78	0.12	0.8	0.25	0.014	0.017	0	0	0	0.0055	0.051	0.027	0	0	0.30	0.17	30	19	776	27	549
CMnSiTi	78	0.12	0.8	0.25	0.014	0.017	0	0	0	0.0055	0.051	0.027	0	0	0.30	0.17	50	12	764	17	516
CMnSiTi	78	0.12	0.8	0.25	0.014	0.017	0	0	0	0.0055	0.051	0.027	0	0	0.30	0.17	100	6	742	9	437
CMnSiTi	78	0.12	0.8	0.25	0.014	0.017	0	0	0	0.0055	0.051	0.027	0	0	0.30	0.17	200	3	711	5	282
CMnSiTi	78	0.12	0.8	0.25	0.014	0.017	0	0	0	0.0055	0.051	0.027	0	0	0.30	0.17	300	2	683	4	254
CMnSiTi	78	0.12	0.8	0.25	0.014	0.017	0	0	0	0.0055	0.051	0.027	0	0	0.30	0.17	500	1	639	2	234
CMnSiTi	78	0.12	0.8	0.25	0.014	0.017	0	0	0	0.0055	0.051	0.027	0	0	0.30	0.17	1000	1	447	1	232
CMnSiTiB	82	0.09	1.1	0.27	0.011	0.015	0	0.07	0.09	0.0059	0.006	0.029	0.0026	0	0.34	0.18	1	566	784	849	501
CMnSiTiB	82	0.09	1.1	0.27	0.011	0.015	0	0.07	0.09	0.0059	0.006	0.038	0.0027	0	0.34	0.18	5	120	751	187	416
CMnSiTiB	82	0.09	1.1	0.27	0.011	0.015	0	0.07	0.09	0.0059	0.006	0.038	0.0027	0	0.34	0.18	10	62	726	94	406
CMnSiTiB	82	0.09	1.1	0.27	0.011	0.015	0	0.07	0.09	0.0059	0.006	0.038	0.0027	0	0.34	0.18	30	22	679	32	399
CMnSiTiB	82	0.09	1.1	0.27	0.011	0.015	0	0.07	0.09	0.0059	0.006	0.038	0.0027	0	0.34	0.18	50	14	639	19	399
CMnSiTiB	82	0.09	1.1	0.27	0.011	0.015	0	0.07	0.09	0.0059	0.006	0.038	0.0027	0	0.34	0.18	100	8	586	10	312
CMnSiTiB	82	0.09	1.1	0.27	0.011	0.015	0	0.07	0.09	0.0059	0.006	0.038	0.0027	0	0.34	0.18	200	4	529	5	258
CMnSiTiB	82	0.09	1.1	0.27	0.011	0.015	0	0.07	0.09	0.0059	0.006	0.038	0.0027	0	0.34	0.18	300	3	485	4	251

ANEXO XIX – Resultado da Quantificação Microestrutural

Taxa: 150 °C/s							Aumento: 500X (F:ferrita/P:perlita/PTI:produtos transformação intermediário/M:martensita)								
Pi							Pp(i)					(Pp(i) - Pp médio)²			
CAMPO	FOTO	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M
1	7	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
2	8	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
3	9	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
4	10	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
5	11	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
6	12	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
7	13	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
8	14	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
9	15	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
10	16	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
11	17	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
12	18	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
13	19	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
14	21	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
15	22	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
16	23	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
17	24	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
18	25	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
19	26	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
20	27	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
21	28	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
22	29	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
23	30	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
24	31	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
25	32	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
26	33	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
27	34	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
28	35	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
29	36	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
30	37	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
31	38	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
32	39	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
33	40	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
34	41	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
35	42	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
36	43	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
37	44	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
38	45	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
39	46	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
40	47	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
41	48	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
42	49	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
43	50	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
44	51	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
45	52	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
46	53	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
47	54	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
48	55	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
49	56	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
50	57	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
51	58	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
52	59	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
53	60	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
54	61	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
55	62	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
56	63	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
57	64	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
58	65	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
59	66	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
60	67	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
61	68	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
62	69	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
63	7	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
64	8	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
65	9	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
66	10	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
67	11	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
68	12	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
69	13	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
70	14	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
71	15	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
72	16	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
73	19	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
74	20	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
75	21	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
76	22	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
77	23	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
78	24	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
79	25	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
80	26	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
81	27	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
82	28	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
83	31	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
84	32	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
85	33	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
86	34	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
87	35	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
88	36	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
89	37	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
90	38	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
91	39	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.3	3.3
92	40	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
93	43	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
94	44	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
95	45	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
96	46	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
97	47	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
98	48	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
99	49	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.7	33.7
100	50	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
101	51	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.4	38.4
102	52	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	4.8	4.8
			Somatório de Pp(i)				0.0	0.0	6344.0	3856.0		0.0	0.0	1876.1	1876.1
			Pp médio				0.0	0.0	62.2	37.8	100.0	0.0	0.0	4.3	4.3
			95% Interv. Conf.				0.00	0.00	0.84	0.84					

Taxa: 130 °C/s							Aumento: 500X (F:ferrita/P:perlita/PTI:produtos transformação intermediário/M:martensita)								
Pi							Pp(i)					(Pp(i) - Pp médio)²			
CAMPO	FOTO	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M
1	7	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
2	8	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
3	9	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
4	10	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
5	11	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
6	12	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
7	13	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
8	14	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
9	15	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
10	16	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
11	17	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
12	18	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
13	19	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
14	21	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
15	22	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
16	23	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
17	24	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
18	25	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
19	26	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
20	27	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
21	28	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
22	29	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
23	30	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
24	31	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
25	32	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
26	33	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
27	34	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
28	35	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
29	36	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
30	37	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
31	38	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
32	39	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
33	40	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
34	41	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
35	42	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
36	43	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
37	44	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
38	45	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
39	46	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
40	47	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
41	48	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
42	49	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
43	50	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
44	51	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
45	52	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
46	53	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
47	54	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
48	55	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
49	56	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
50	57	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
51	58	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
52	59	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
53	60	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
54	61	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
55	62	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
56	63	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
57	64	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
58	65	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
59	66	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
60	67	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
61	68	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
62	69	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
63	7	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
64	8	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
65	9	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
66	10	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
67	11	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
68	12	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
69	13	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
70	14	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
71	15	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
72	16	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
73	19	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
74	20	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
75	21	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
76	22	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
77	23	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
78	24	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
79	25	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
80	26	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
81	27	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
82	28	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
83	31	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
84	32	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
85	33	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
86	34	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
87	35	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
88	36	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
89	37	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
90	38	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
91	39	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
92	40	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
93	43	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
94	44	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
95	45	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
96	46	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
97	47	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
98	48	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
99	49	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
100	50	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
101	51	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
102	52	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
				Somatório de Pp(i)			0.0	0.0	6708.0	3492.0		0.0	0.0	2002.4	2002.4
				Pp médio			0.0	0.0	65.8	34.2	100.0	0.0	0.0	4.5	4.5
				95% Interv. Conf.			0.0	0.0	0.9	0.9					

Taxa: 100 °C/s							Aumento: 500X (F:ferrita/P:perlita/PTI:produtos transformação intermediário/M:martensita)								
Pi							Pp(i)					(Pp(i) - Pp médio)²			
CAMPO	FOTO	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M
1	7	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
2	8	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
3	9	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
4	10	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
5	11	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
6	12	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
7	13	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
8	14	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
9	15	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
10	16	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
11	17	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
12	18	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
13	19	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
14	21	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
15	22	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
16	23	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
17	24	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
18	25	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
19	26	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
20	27	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
21	28	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
22	29	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
23	30	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
24	31	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
25	32	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
26	33	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
27	34	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
28	35	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
29	36	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
30	37	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
31	38	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
32	39	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
33	40	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
34	41	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
35	42	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
36	43	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
37	44	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
38	45	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
39	46	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
40	47	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
41	48	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
42	49	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
43	50	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
44	51	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
45	52	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
46	53	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
47	54	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
48	55	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
49	56	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
50	57	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
51	58	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
52	59	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
53	60	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
54	61	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
55	62	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
56	63	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
57	64	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
58	65	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
59	66	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
60	67	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
61	68	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
62	69	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
63	7	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
64	8	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
65	9	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
66	10	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
67	11	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
68	12	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
69	13	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
70	14	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
71	15	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
72	16	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
73	19	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
74	20	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
75	21	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
76	22	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
77	23	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
78	24	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
79	25	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
80	26	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
81	27	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
82	28	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
83	31	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
84	32	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
85	33	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
86	34	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
87	35	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
88	36	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
89	37	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
90	38	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
91	39	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
92	40	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
93	43	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
94	44	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
95	45	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
96	46	0	0	15	10	25	0.0	0.0	60.0	40.0	100.0	0.0	0.0	5.0	5.0
97	47	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
98	48	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
99	49	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
100	50	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	33.2	33.2
101	51	0	0	14	11	25	0.0	0.0	56.0	44.0	100.0	0.0	0.0	38.9	38.9
102	52	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	3.1	3.1
				Somatório de Pp(i)			0.0	0.0	6348.0	3852.0		0.0	0.0	1906.4	1906.4
				Pp médio			0.0	0.0	62.2	37.8	100.0	0.0	0.0	4.3	4.3
				95% Interv. Conf.			0.0	0.0	0.8	0.8					

Taxa: 80 °C/s							Aumento: 500X (F:ferrita/P:perlita/PTI:produtos transformação intermediário/M:martensita)								
Pi							Pp(i)					(Pp(i) - Pp médio)²			
CAMPO	FOTO	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M
1	7	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
2	8	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
3	9	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
4	10	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
5	11	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
6	12	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
7	13	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
8	14	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
9	15	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
10	16	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
11	17	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
12	18	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
13	19	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
14	21	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
15	22	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
16	23	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
17	24	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
18	25	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
19	26	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
20	27	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
21	28	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
22	29	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
23	30	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
24	31	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
25	32	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
26	33	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
27	34	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
28	35	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
29	36	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
30	37	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
31	38	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
32	39	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
33	40	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
34	41	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
35	42	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
36	43	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
37	44	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
38	45	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
39	46	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
40	47	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
41	48	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
42	49	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
43	50	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
44	51	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
45	52	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
46	53	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
47	54	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
48	55	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
49	56	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
50	57	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
51	58	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
52	59	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
53	60	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
54	61	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
55	62	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
56	63	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
57	64	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
58	65	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
59	66	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
60	67	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
61	68	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
62	69	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
63	7	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
64	8	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
65	9	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
66	10	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
67	11	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
68	12	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
69	13	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
70	14	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
71	15	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
72	16	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
73	19	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
74	20	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
75	21	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
76	22	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
77	23	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
78	24	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
79	25	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
80	26	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
81	27	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
82	28	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
83	31	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
84	32	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
85	33	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
86	34	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
87	35	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
88	36	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
89	37	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
90	38	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
91	39	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
92	40	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
93	43	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
94	44	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
95	45	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
96	46	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
97	47	0	0	16	9	25	0.0	0.0	64.0	36.0	100.0	0.0	0.0	31.0	31.0
98	48	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
99	49	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
100	50	0	0	17	8	25	0.0	0.0	68.0	32.0	100.0	0.0	0.0	2.5	2.5
101	51	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	41.4	41.4
102	52	0	0	18	7	25	0.0	0.0	72.0	28.0	100.0	0.0	0.0	5.9	5.9
				Somatório de Pp(i)			0.0	0.0	7096.0	3104.0		0.0	0.0	###	###
				Pp médio			0.0	0.0	69.6	30.4	100.0	0.0	0.0	4.7	4.7
				95% Interv. Conf.			0.0	0.0	0.9	0.9					

Taxa: 30 °C/s							Aumento: 500X (F:ferrita/P:perlita/PTI:produtos transformação intermediário/M:martensita)								
Pi							Pp(i)					(Pp(i) - Pp médio)²			
CAMPO	FOTO	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M
1	7	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
2	8	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
3	9	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
4	10	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
5	11	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
6	12	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
7	13	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
8	14	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
9	15	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
10	16	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
11	17	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
12	18	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
13	19	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
14	21	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
15	22	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
16	23	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
17	24	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
18	25	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
19	26	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
20	27	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
21	28	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
22	29	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
23	30	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
24	31	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
25	32	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
26	33	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
27	34	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
28	35	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
29	36	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
30	37	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
31	38	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
32	39	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
33	40	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
34	41	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
35	42	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
36	43	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
37	44	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
38	45	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
39	46	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
40	47	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
41	48	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
42	49	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
43	50	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
44	51	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
45	52	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
46	53	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
47	54	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
48	55	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
49	56	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
50	57	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
51	58	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
52	59	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
53	60	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
54	61	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
55	62	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
56	63	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
57	64	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
58	65	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
59	66	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
60	67	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
61	68	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
62	69	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
63	7	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
64	8	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
65	9	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
66	10	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
67	11	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
68	12	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
69	13	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
70	14	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
71	15	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
72	16	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
73	19	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
74	20	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
75	21	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
76	22	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
77	23	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
78	24	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
79	25	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
80	26	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
81	27	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
82	28	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
83	31	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
84	32	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
85	33	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
86	34	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
87	35	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
88	36	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
89	37	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
90	38	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
91	39	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
92	40	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
93	43	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
94	44	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	4.2	4.2
95	45	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
96	46	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
97	47	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	35.5	35.5
98	48	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
99	49	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
100	50	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
101	51	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	3.8	3.8
102	52	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	36.5	36.5
				Somatório de Pp(i)			0.0	0.0	8776.0	1424.0		0.0	0.0	1975.8	1975.8
				Pp médio			0.0	0.0	86.0	14.0	100.0	0.0	0.0	4.4	4.4
				95% Interv. Conf.			0.0	0.0	0.9	0.9					

Taxa: 50 °C/s							Aumento: 500X (F:ferrita/P:perlita/PTI:produtos transformação intermediário/M:martensita)								
Pi							Pp(i)					(Pp(i) - Pp médio)²			
CAMPO	FOTO	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M
1	7	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
2	8	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
3	9	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
4	10	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
5	11	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
6	12	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
7	13	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
8	14	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
9	15	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
10	16	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
11	17	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
12	18	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
13	19	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
14	21	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
15	22	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
16	23	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
17	24	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
18	25	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
19	26	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
20	27	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
21	28	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
22	29	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
23	30	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
24	31	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
25	32	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
26	33	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
27	34	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
28	35	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
29	36	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
30	37	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
31	38	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
32	39	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
33	40	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
34	41	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
35	42	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
36	43	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
37	44	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
38	45	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
39	46	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
40	47	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
41	48	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
42	49	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
43	50	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
44	51	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
45	52	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
46	53	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
47	54	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
48	55	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
49	56	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
50	57	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
51	58	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
52	59	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
53	60	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
54	61	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
55	62	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
56	63	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
57	64	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
58	65	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
59	66	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
60	67	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
61	68	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
62	69	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
63	7	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
64	8	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
65	9	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
66	10	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
67	11	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
68	12	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
69	13	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
70	14	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
71	15	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
72	16	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
73	19	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
74	20	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
75	21	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
76	22	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
77	23	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
78	24	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
79	25	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
80	26	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
81	27	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
82	28	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
83	31	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
84	32	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
85	33	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
86	34	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
87	35	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
88	36	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
89	37	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
90	38	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
91	39	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
92	40	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
93	43	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
94	44	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
95	45	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
96	46	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
97	47	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
98	48	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
99	49	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
100	50	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	15.1	15.1
101	51	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
102	52	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	17.0	17.0
				Somatório de Pp(i)			0.0	0.0	8172.0	2028.0		0.0	0.0	1038.6	1038.6
				Pp médio			0.0	0.0	80.1	19.9	100.0	0.0	0.0	3.2	3.2
				95% Interv. Conf.			0.00	0.00	0.63	0.63					

Taxa: 20 °C/s							Aumento: 500X (F:ferrita/P:perlita/PTI:produtos transformação intermediário/M:martensita)								
Pi							Pp(i)					(Pp(i) - Pp médio)²			
CAMPO	FOTO	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M
1	7	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
2	8	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
3	9	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
4	10	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
5	11	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
6	12	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
7	13	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
8	14	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
9	15	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
10	16	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
11	17	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
12	18	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
13	19	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
14	21	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
15	22	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
16	23	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
17	24	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
18	25	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
19	26	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
20	27	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
21	28	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
22	29	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
23	30	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
24	31	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
25	32	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
26	33	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
27	34	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
28	35	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
29	36	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	41.9	41.9
30	37	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
31	38	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
32	39	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
33	40	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
34	41	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	41.9	41.9
35	42	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
36	43	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
37	44	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	41.9	41.9
38	45	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
39	46	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
40	47	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
41	48	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
42	49	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
43	50	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
44	51	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	41.9	41.9
45	52	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
46	53	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
47	54	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
48	55	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
49	56	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
50	57	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	41.9	41.9
51	58	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	41.9	41.9
52	59	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
53	60	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
54	61	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
55	62	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
56	63	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
57	64	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
58	65	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
59	66	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
60	67	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
61	68	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
62	69	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
63	7	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
64	8	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
65	9	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
66	10	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
67	11	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	41.9	41.9
68	12	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
69	13	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
70	14	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
71	15	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
72	16	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
73	19	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
74	20	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
75	21	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
76	22	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
77	23	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
78	24	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
79	25	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
80	26	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	41.9	41.9
81	27	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	41.9	41.9
82	28	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
83	31	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	41.9	41.9
84	32	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
85	33	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
86	34	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
87	35	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
88	36	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
89	37	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
90	38	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
91	39	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
92	40	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	0.0	0.0	2.3	2.3
93	43	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	41.9	41.9
94	44	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
95	45	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
96	46	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
97	47	0	0	19	6	25	0.0	0.0	76.0	24.0	100.0	0.0	0.0	90.8	90.8
98	48	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	0.0	0.0	30.6	30.6
99	49	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
100	50	0	0	22	3	25	0.0	0.0	88.0	12.0	100.0	0.0	0.0	6.1	6.1
101	51	0	0	23	2	25	0.0	0.0	92.0	8.0	100.0	0.0	0.0	41.9	41.9
102	52	0	0	24	1	25	0.0	0.0	96.0	4.0	100.0	0.0	0.0	109.6	109.6
				Somatório de Pp(i)			0.0	0.0	8724.0	1476.0		0.0	0.0	4769.4	4769.4
				Pp médio			0.0	0.0	85.5	14.5	100.0	0.0	0.0	6.9	6.9
				95% Interv. Conf.			0.0	0.0	1.3	1.3					

Taxa: 15 °C/s							Aumento: 500X (F:ferrita/P:perlita/PTI:produtos transformação intermediário/M:martensita)									
Pi							Pp(i)					(Pp(i) - Pp médio)²				
CAMPO	FOTO	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	
1	7	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	25.6	0.0	3.5	48.2	
2	8	1	0	19	5	25	4.0	0.0	76.0	20.0	100.0	48.2	0.0	4.5	82.1	
3	9	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	119.7	0.0	3.5	82.1	
4	10	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	82.1	0.0	4.5	48.2	
5	11	3	0	21	1	25	12.0	0.0	84.0	4.0	100.0	1.1	0.0	34.6	48.2	
6	12	3	0	21	1	25	12.0	0.0	84.0	4.0	100.0	1.1	0.0	34.6	48.2	
7	13	3	0	20	2	25	12.0	0.0	80.0	8.0	100.0	1.1	0.0	3.5	8.7	
8	14	1	0	20	4	25	4.0	0.0	80.0	16.0	100.0	48.2	0.0	3.5	25.6	
9	15	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	119.7	0.0	34.6	25.6	
10	16	1	0	20	4	25	4.0	0.0	80.0	16.0	100.0	48.2	0.0	3.5	25.6	
11	17	2	0	19	4	25	8.0	0.0	76.0	16.0	100.0	8.7	0.0	4.5	25.6	
12	18	3	0	18	4	25	12.0	0.0	72.0	16.0	100.0	1.1	0.0	37.4	25.6	
13	19	3	0	18	4	25	12.0	0.0	72.0	16.0	100.0	1.1	0.0	37.4	25.6	
14	21	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	119.7	0.0	3.5	82.1	
15	22	4	0	19	2	25	16.0	0.0	76.0	8.0	100.0	25.6	0.0	4.5	8.7	
16	23	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	25.6	0.0	3.5	48.2	
17	24	3	0	21	1	25	12.0	0.0	84.0	4.0	100.0	1.1	0.0	34.6	48.2	
18	25	4	0	18	3	25	16.0	0.0	72.0	12.0	100.0	25.6	0.0	37.4	1.1	
19	26	2	0	18	5	25	8.0	0.0	72.0	20.0	100.0	8.7	0.0	37.4	82.1	
20	27	3	0	19	3	25	12.0	0.0	76.0	12.0	100.0	1.1	0.0	4.5	1.1	
21	28	2	0	18	5	25	8.0	0.0	72.0	20.0	100.0	8.7	0.0	37.4	82.1	
22	29	2	0	19	4	25	8.0	0.0	76.0	16.0	100.0	8.7	0.0	4.5	25.6	
23	30	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	25.6	0.0	3.5	48.2	
24	31	4	0	19	2	25	16.0	0.0	76.0	8.0	100.0	25.6	0.0	4.5	8.7	
25	32	2	0	21	2	25	8.0	0.0	84.0	8.0	100.0	8.7	0.0	34.6	8.7	
26	33	3	0	21	1	25	12.0	0.0	84.0	4.0	100.0	1.1	0.0	34.6	48.2	
27	34	5	0	18	2	25	20.0	0.0	72.0	8.0	100.0	82.1	0.0	37.4	8.7	
28	35	3	0	20	2	25	12.0	0.0	80.0	8.0	100.0	1.1	0.0	3.5	8.7	
29	36	6	0	18	1	25	24.0	0.0	72.0	4.0	100.0	170.5	0.0	37.4	48.2	
30	37	1	0	20	4	25	4.0	0.0	80.0	16.0	100.0	48.2	0.0	3.5	25.6	
31	38	1	0	21	3	25	4.0	0.0	84.0	12.0	100.0	48.2	0.0	34.6	1.1	
32	39	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	82.1	0.0	4.5	48.2	
33	40	2	0	21	2	25	8.0	0.0	84.0	8.0	100.0	8.7	0.0	34.6	8.7	
34	41	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	82.1	0.0	4.5	48.2	
35	42	4	0	18	3	25	16.0	0.0	72.0	12.0	100.0	25.6	0.0	37.4	1.1	
36	43	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	25.6	0.0	3.5	48.2	
37	44	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	82.1	0.0	4.5	48.2	
38	45	1	0	19	5	25	4.0	0.0	76.0	20.0	100.0	48.2	0.0	4.5	82.1	
39	46	1	0	19	5	25	4.0	0.0	76.0	20.0	100.0	48.2	0.0	4.5	82.1	
40	47	2	0	20	3	25	8.0	0.0	80.0	12.0	100.0	8.7	0.0	3.5	1.1	
41	48	5	0	18	2	25	20.0	0.0	72.0	8.0	100.0	82.1	0.0	37.4	8.7	
42	49	2	0	19	4	25	8.0	0.0	76.0	16.0	100.0	8.7	0.0	4.5	25.6	
43	50	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	25.6	0.0	3.5	48.2	
44	51	5	0	18	2	25	20.0	0.0	72.0	8.0	100.0	82.1	0.0	37.4	8.7	
45	52	1	0	21	3	25	4.0	0.0	84.0	12.0	100.0	48.2	0.0	34.6	1.1	
46	53	4	0	19	2	25	16.0	0.0	76.0	8.0	100.0	25.6	0.0	4.5	8.7	
47	54	3	0	19	3	25	12.0	0.0	76.0	12.0	100.0	1.1	0.0	4.5	1.1	
48	55	5	0	18	2	25	20.0	0.0	72.0	8.0	100.0	82.1	0.0	37.4	8.7	
49	56	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	82.1	0.0	4.5	48.2	
50	57	2	0	20	3	25	8.0	0.0	80.0	12.0	100.0	8.7	0.0	3.5	1.1	
51	58	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	82.1	0.0	4.5	48.2	
52	59	2	0	19	4	25	8.0	0.0	76.0	16.0	100.0	8.7	0.0	4.5	25.6	
53	60	4	0	19	2	25	16.0	0.0	76.0	8.0	100.0	25.6	0.0	4.5	8.7	
54	61	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	25.6	0.0	3.5	48.2	
55	62	3	0	19	3	25	12.0	0.0	76.0	12.0	100.0	1.1	0.0	4.5	1.1	
56	63	3	0	21	1	25	12.0	0.0	84.0	4.0	100.0	1.1	0.0	34.6	48.2	
57	64	3	0	21	1	25	12.0	0.0	84.0	4.0	100.0	1.1	0.0	34.6	48.2	
58	65	2	0	20	3	25	8.0	0.0	80.0	12.0	100.0	8.7	0.0	3.5	1.1	
59	66	1	0	19	5	25	4.0	0.0	76.0	20.0	100.0	48.2	0.0	4.5	82.1	
60	67	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	25.6	0.0	3.5	48.2	
61	68	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	82.1	0.0	4.5	48.2	
62	69	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	119.7	0.0	34.6	25.6	
63	7	3	0	18	4	25	12.0	0.0	72.0	16.0	100.0	1.1	0.0	37.4	25.6	
64	8	3	0	20	2	25	12.0	0.0	80.0	8.0	100.0	1.1	0.0	3.5	8.7	
65	9	1	0	20	4	25	4.0	0.0	80.0	16.0	100.0	48.2	0.0	3.5	25.6	
66	10	2	0	20	3	25	8.0	0.0	80.0	12.0	100.0	8.7	0.0	3.5	1.1	
67	11	1	0	20	4	25	4.0	0.0	80.0	16.0	100.0	48.2	0.0	3.5	25.6	
68	12	2	0	19	4	25	8.0	0.0	76.0	16.0	100.0	8.7	0.0	4.5	25.6	
69	13	3	0	19	3	25	12.0	0.0	76.0	12.0	100.0	1.1	0.0	4.5	1.1	
70	14	3	0	21	1	25	12.0	0.0	84.0	4.0	100.0	1.1	0.0	34.6	48.2	
71	15	2	0	18	5	25	8.0	0.0	72.0	20.0	100.0	8.7	0.0	37.4	82.1	
72	16	1	0	20	4	25	4.0	0.0	80.0	16.0	100.0	48.2	0.0	3.5	25.6	
73	19	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	119.7	0.0	3.5	82.1	
74	20	2	0	18	5	25	8.0	0.0	72.0	20.0	100.0	8.7	0.0	37.4	82.1	
75	21	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	119.7	0.0	34.6	25.6	
76	22	2	0	20	3	25	8.0	0.0	80.0	12.0	100.0	8.7	0.0	3.5	1.1	
77	23	2	0	21	2	25	8.0	0.0	84.0	8.0	100.0	8.7	0.0	34.6	8.7	
78	24	2	0	21	2	25	8.0	0.0	84.0	8.0	100.0	8.7	0.0	34.6	8.7	
79	25	2	0	21	2	25	8.0	0.0	84.0	8.0	100.0	8.7	0.0	34.6	8.7	
80	26	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	119.7	0.0	34.6	25.6	
81	27	2	0	19	4	25	8.0	0.0	76.0	16.0	100.0	8.7	0.0	4.5	25.6	
82	28	5	0	18	2	25	20.0	0.0	72.0	8.0	100.0	82.1	0.0	37.4	8.7	
83	31	1	0	20	4	25	4.0	0.0	80.0	16.0	100.0	48.2	0.0	3.5	25.6	
84	32	1	0	19	5	25	4.0	0.0	76.0	20.0	100.0	48.2	0.0	4.5	82.1	
85	33	3	0	21	1	25	12.0	0.0	84.0	4.0	100.0	1.1	0.0	34.6	48.2	
86	34	3	0	21	1	25	12.0	0.0	84.0	4.0	100.0	1.1	0.0	34.6	48.2	
87	35	0	0	20	5	25	0.0	0.0	80.0	20.0	100.0	119.7	0.0	3.5	82.1	
88	36	3	0	20	2	25	12.0	0.0	80.0	8.0	100.0	1.1	0.0	3.5	8.7	
89	37	2	0	19	4	25	8.0	0.0	76.0	16.0	100.0	8.7	0.0	4.5	25.6	
90	38	4	0	19	2	25	16.0	0.0	76.0	8.0	100.0	25.6	0.0	4.5	8.7	
91	39	4	0	18	3	25	16.0	0.0	72.0	12.0	100.0	25.6	0.0	37.4	1.1	
92	40	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	119.7	0.0	34.6	25.6	
93	43	4	0	19	2	25	16.0	0.0	76.0	8.0	100.0	25.6	0.0	4.5	8.7	
94	44	6	0	18	1	25	24.0	0.0	72.0	4.0	100.0	170.5	0.0	37.4	48.2	
95	45	6	0	18	1	25	24.0	0.0	72.0	4.0	100.0	170.5	0.0	37.4	48.2	
96	46	6	0	18	1	25	24.0	0.0	72.0	4.0	100.0	170.5	0.0	37.4	48.2	
97	47	1	0	21	3	25	4.0	0.0	84.0	12.0	100.0	48.2	0.0	34.6	1.1	
98	48	1	0	21	3	25	4.0	0.0	84.0	12.0	100.0	48.2	0.0	34.6	1.1	
99	49	6	0	18	1	25	24.0	0.0	72.0	4.0	100.0	170.5	0.0	37.4	48.2	
100	50	1	0	19	5	25	4.0	0.0	76.0	20.0	100.0	48.2	0.0	4.5	82.1	
101	51	6	0	18	1	25	24.0	0.0	72.0	4.0	100.0	170.5	0.0	37.4	48.2	
102	52	0	0	21	4	25	0.0	0.0	84.0	16.0	100.0	119.7	0.0	34.6	25.6	
						Somatório de Pp(i)	1116.0	0.0	7968.0	1116.0		4637.6	0.0	1846.6	3325.6	
						Pp médio	10.9	0.0	78.1	10.9	100.0	6.8	0.0	4.3	5.7	
						95% Interv. Conf.	1.3	0.0	0.8	1.1						

Taxa: 10 °C/s							Aumento: 500X (F:ferrita/P:perlita/PTI:produtos transformação intermediário/M:martensita)									
Pi							Pp(i)					(Pp(i) - Pp médio)²				
CAMPO	FOTO	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	
1	7	2	0	20	3	25	8.0	0.0	80.0	12.0	100.0	95.3	0.0	11.6	40.4	
2	8	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	3.1	0.0	11.6	2.7	
3	9	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	3.1	0.0	11.6	2.7	
4	10	6	0	18	1	25	24.0	0.0	72.0	4.0	100.0	38.9	0.0	21.1	2.7	
5	11	8	0	17	0	25	32.0	0.0	68.0	0.0	100.0	202.6	0.0	73.8	31.9	
6	12	5	0	20	0	25	20.0	0.0	80.0	0.0	100.0	5.0	0.0	11.6	31.9	
7	13	1	0	21	3	25	4.0	0.0	84.0	12.0	100.0	189.5	0.0	54.9	40.4	
8	14	3	0	19	3	25	12.0	0.0	76.0	12.0	100.0	33.2	0.0	0.3	40.4	
9	15	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	38.9	0.0	0.3	31.9	
10	16	2	0	21	2	25	8.0	0.0	84.0	8.0	100.0	95.3	0.0	54.9	5.5	
11	17	3	0	21	1	25	12.0	0.0	84.0	4.0	100.0	33.2	0.0	54.9	2.7	
12	18	4	0	18	3	25	16.0	0.0	72.0	12.0	100.0	3.1	0.0	21.1	40.4	
13	19	4	0	18	3	25	16.0	0.0	72.0	12.0	100.0	3.1	0.0	21.1	40.4	
14	21	4	0	18	3	25	16.0	0.0	72.0	12.0	100.0	3.1	0.0	21.1	40.4	
15	22	1	0	21	3	25	4.0	0.0	84.0	12.0	100.0	189.5	0.0	54.9	40.4	
16	23	7	0	18	0	25	28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	104.8	0.0	21.1	31.9	
17	24	6	0	18	1	25	24.0	0.0	72.0	4.0	100.0	38.9	0.0	21.1	2.7	
18	25	7	0	18	0	25	28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	104.8	0.0	21.1	31.9	
19	26	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	5.0	0.0	0.3	2.7	
20	27	7	0	17	1	25	28.0	0.0	68.0	4.0	100.0	104.8	0.0	73.8	2.7	
21	28	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	38.9	0.0	0.3	31.9	
22	29	4	0	19	2	25	16.0	0.0	76.0	8.0	100.0	3.1	0.0	0.3	5.5	
23	30	2	0	21	2	25	8.0	0.0	84.0	8.0	100.0	95.3	0.0	54.9	5.5	
24	31	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	3.1	0.0	11.6	2.7	
25	32	3	0	19	3	25	12.0	0.0	76.0	12.0	100.0	33.2	0.0	0.3	40.4	
26	33	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	38.9	0.0	0.3	31.9	
27	34	4	0	19	2	25	16.0	0.0	76.0	8.0	100.0	3.1	0.0	0.3	5.5	
28	35	8	0	17	0	25	32.0	0.0	68.0	0.0	100.0	202.6	0.0	73.8	31.9	
29	36	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	3.1	0.0	11.6	2.7	
30	37	6	0	18	1	25	24.0	0.0	72.0	4.0	100.0	38.9	0.0	21.1	2.7	
31	38	8	0	17	0	25	32.0	0.0	68.0	0.0	100.0	202.6	0.0	73.8	31.9	
32	39	5	0	20	0	25	20.0	0.0	80.0	0.0	100.0	5.0	0.0	11.6	31.9	
33	40	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	3.1	0.0	54.9	31.9	
34	41	3	0	21	1	25	12.0	0.0	84.0	4.0	100.0	33.2	0.0	54.9	2.7	
35	42	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	5.0	0.0	0.3	2.7	
36	43	6	0	17	2	25	24.0	0.0	68.0	8.0	100.0	38.9	0.0	73.8	5.5	
37	44	8	0	17	0	25	32.0	0.0	68.0	0.0	100.0	202.6	0.0	73.8	31.9	
38	45	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	3.1	0.0	54.9	31.9	
39	46	5	0	20	0	25	20.0	0.0	80.0	0.0	100.0	5.0	0.0	11.6	31.9	
40	47	4	0	19	2	25	16.0	0.0	76.0	8.0	100.0	3.1	0.0	0.3	5.5	
41	48	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	38.9	0.0	0.3	31.9	
42	49	5	0	20	0	25	20.0	0.0	80.0	0.0	100.0	5.0	0.0	11.6	31.9	
43	50	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	5.0	0.0	0.3	2.7	
44	51	3	0	21	1	25	12.0	0.0	84.0	4.0	100.0	33.2	0.0	54.9	2.7	
45	52	5	0	17	3	25	20.0	0.0	68.0	12.0	100.0	5.0	0.0	73.8	40.4	
46	53	3	0	21	1	25	12.0	0.0	84.0	4.0	100.0	33.2	0.0	54.9	2.7	
47	54	5	0	18	2	25	20.0	0.0	72.0	8.0	100.0	5.0	0.0	21.1	5.5	
48	55	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	3.1	0.0	54.9	31.9	
49	56	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	3.1	0.0	54.9	31.9	
50	57	4	0	19	2	25	16.0	0.0	76.0	8.0	100.0	3.1	0.0	0.3	5.5	
51	58	6	0	17	2	25	24.0	0.0	68.0	8.0	100.0	38.9	0.0	73.8	5.5	
52	59	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	5.0	0.0	0.3	2.7	
53	60	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	3.1	0.0	54.9	31.9	
54	61	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	5.0	0.0	0.3	2.7	
55	62	3	0	21	1	25	12.0	0.0	84.0	4.0	100.0	33.2	0.0	54.9	2.7	
56	63	3	0	19	3	25	12.0	0.0	76.0	12.0	100.0	33.2	0.0	0.3	40.4	
57	64	1	0	21	3	25	4.0	0.0	84.0	12.0	100.0	189.5	0.0	54.9	40.4	
58	65	2	0	21	2	25	8.0	0.0	84.0	8.0	100.0	95.3	0.0	54.9	5.5	
59	66	4	0	18	3	25	16.0	0.0	72.0	12.0	100.0	3.1	0.0	21.1	40.4	
60	67	7	0	17	1	25	28.0	0.0	68.0	4.0	100.0	104.8	0.0	73.8	2.7	
61	68	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	3.1	0.0	11.6	2.7	
62	69	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	5.0	0.0	0.3	2.7	
63	7	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	3.1	0.0	54.9	31.9	
64	8	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	3.1	0.0	11.6	2.7	
65	9	7	0	17	1	25	28.0	0.0	68.0	4.0	100.0	104.8	0.0	73.8	2.7	
66	10	6	0	18	1	25	24.0	0.0	72.0	4.0	100.0	38.9	0.0	21.1	2.7	
67	11	6	0	18	1	25	24.0	0.0	72.0	4.0	100.0	38.9	0.0	21.1	2.7	
68	12	7	0	17	1	25	28.0	0.0	68.0	4.0	100.0	104.8	0.0	73.8	2.7	
69	13	2	0	20	3	25	8.0	0.0	80.0	12.0	100.0	95.3	0.0	11.6	40.4	
70	14	6	0	18	1	25	24.0	0.0	72.0	4.0	100.0	38.9	0.0	21.1	2.7	
71	15	2	0	21	2	25	8.0	0.0	84.0	8.0	100.0	95.3	0.0	54.9	5.5	
72	16	4	0	18	3	25	16.0	0.0	72.0	12.0	100.0	3.1	0.0	21.1	40.4	
73	19	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	5.0	0.0	0.3	2.7	
74	20	5	0	20	0	25	20.0	0.0	80.0	0.0	100.0	5.0	0.0	11.6	31.9	
75	21	5	0	18	2	25	20.0	0.0	72.0	8.0	100.0	5.0	0.0	21.1	5.5	
76	22	6	0	18	1	25	24.0	0.0	72.0	4.0	100.0	38.9	0.0	21.1	2.7	
77	23	1	0	21	3	25	4.0	0.0	84.0	12.0	100.0	189.5	0.0	54.9	40.4	
78	24	2	0	20	3	25	8.0	0.0	80.0	12.0	100.0	95.3	0.0	11.6	40.4	
79	25	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	5.0	0.0	0.3	2.7	
80	26	5	0	20	0	25	20.0	0.0	80.0	0.0	100.0	5.0	0.0	11.6	31.9	
81	27	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	5.0	0.0	0.3	2.7	
82	28	6	0	18	1	25	24.0	0.0	72.0	4.0	100.0	38.9	0.0	21.1	2.7	
83	31	1	0	21	3	25	4.0	0.0	84.0	12.0	100.0	189.5	0.0	54.9	40.4	
84	32	5	0	17	3	25	20.0	0.0	68.0	12.0	100.0	5.0	0.0	73.8	40.4	
85	33	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	38.9	0.0	0.3	31.9	
86	34	2	0	21	2	25	8.0	0.0	84.0	8.0	100.0	95.3	0.0	54.9	5.5	
87	35	5	0	17	3	25	20.0	0.0	68.0	12.0	100.0	5.0	0.0	73.8	40.4	
88	36	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	3.1	0.0	11.6	2.7	
89	37	1	0	21	3	25	4.0	0.0	84.0	12.0	100.0	189.5	0.0	54.9	40.4	
90	38	6	0	17	2	25	24.0	0.0	68.0	8.0	100.0	38.9	0.0	73.8	5.5	
91	39	4	0	19	2	25	16.0	0.0	76.0	8.0	100.0	3.1	0.0	0.3	5.5	
92	40	7	0	17	1	25	28.0	0.0	68.0	4.0	100.0	104.8	0.0	73.8	2.7	
93	43	7	0	17	1	25	28.0	0.0	68.0	4.0	100.0	104.8	0.0	73.8	2.7	
94	44	1	0	21	3	25	4.0	0.0	84.0	12.0	100.0	189.5	0.0	54.9	40.4	
95	45	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	3.1	0.0	11.6	2.7	
96	46	2	0	20	3	25	8.0	0.0	80.0	12.0	100.0	95.3	0.0	11.6	40.4	
97	47	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	3.1	0.0	11.6	2.7	
98	48	5	0	17	3	25	20.0	0.0	68.0	12.0	100.0	5.0	0.0	73.8	40.4	
99	49	4	0	18	3	25	16.0	0.0	72.0	12.0	100.0	3.1	0.0	21.1	40.4	
100	50	2	0	20	3	25	8.0	0.0	80.0	12.0	100.0	95.3	0.0	11.6	40.4	
101	51	4	0	20	1	25	16.0	0.0	80.0	4.0	100.0	3.1	0.0	11.6	2.7	
102	52	5	0	19	1	25	20.0	0.0	76.0	4.0	100.0	5.0	0.0	0.3	2.7	
						Somatório de Pp(i)	1812.0	0.0	7812.0	576.0		5010.4	0.0	3148.7	1931.3	
						Pp médio	17.8	0.0	76.6	5.6	100.0	7.0	0.0	5.6	4.4	
						95% Interv. Conf.	1.4	0.0	1.1	0.9						

Taxa: 5 °C/s							Aumento: 500X (F:ferrita/P:perlita/PTI:produtos transformação intermediário/M:martensita)								
Pi							Pp(i)					(Pp(i) - Pp médio)²			
CAMPO	FOTO	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M
1	7	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
2	8	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	16.3	0.0	16.3	0.0
3	9	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
4	10	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
5	11	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
6	12	10	0	15	0	25	40.0	0.0	60.0	0.0	100.0	143.1	0.0	143.1	0.0
7	13	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
8	14	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
9	15	10	0	15	0	25	40.0	0.0	60.0	0.0	100.0	143.1	0.0	143.1	0.0
10	16	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
11	17	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
12	18	10	0	15	0	25	40.0	0.0	60.0	0.0	100.0	143.1	0.0	143.1	0.0
13	19	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	16.3	0.0	16.3	0.0
14	21	5	0	20	0	25	20.0	0.0	80.0	0.0	100.0	64.6	0.0	64.6	0.0
15	22	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
16	23	8	0	17	0	25	32.0	0.0	68.0	0.0	100.0	15.7	0.0	15.7	0.0
17	24	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
18	25	5	0	20	0	25	20.0	0.0	80.0	0.0	100.0	64.6	0.0	64.6	0.0
19	26	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
20	27	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
21	28	10	0	15	0	25	40.0	0.0	60.0	0.0	100.0	143.1	0.0	143.1	0.0
22	29	8	0	17	0	25	32.0	0.0	68.0	0.0	100.0	15.7	0.0	15.7	0.0
23	30	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
24	31	10	0	15	0	25	40.0	0.0	60.0	0.0	100.0	143.1	0.0	143.1	0.0
25	32	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
26	33	10	0	15	0	25	40.0	0.0	60.0	0.0	100.0	143.1	0.0	143.1	0.0
27	34	8	0	17	0	25	32.0	0.0	68.0	0.0	100.0	15.7	0.0	15.7	0.0
28	35	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	16.3	0.0	16.3	0.0
29	36	7	0	18	0	25	28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
30	37	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	16.3	0.0	16.3	0.0
31	38	5	0	20	0	25	20.0	0.0	80.0	0.0	100.0	64.6	0.0	64.6	0.0
32	39	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
33	40	7	0	18	0	25	28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
34	41	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	16.3	0.0	16.3	0.0
35	42	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	16.3	0.0	16.3	0.0
36	43	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	16.3	0.0	16.3	0.0
37	44	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	16.3	0.0	16.3	0.0
38	45	8	0	17	0	25	32.0	0.0	68.0	0.0	100.0	15.7	0.0	15.7	0.0
39	46	7	0	18	0	25	28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
40	47	10	0	15	0	25	40.0	0.0	60.0	0.0	100.0	143.1	0.0	143.1	0.0
41	48	5	0	20	0	25	20.0	0.0	80.0	0.0	100.0	64.6	0.0	64.6	0.0
42	49	5	0	20	0	25	20.0	0.0	80.0	0.0	100.0	64.6	0.0	64.6	0.0
43	50	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
44	51	8	0	17	0	25	32.0	0.0	68.0	0.0	100.0	15.7	0.0	15.7	0.0
45	52	7	0	18	0	25	28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
46	53	5	0	20	0	25	20.0	0.0	80.0	0.0	100.0	64.6	0.0	64.6	0.0
47	54	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
48	55	7	0	18	0	25	28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
49	56	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	16.3	0.0	16.3	0.0
50	57	10	0	15	0	25	40.0	0.0	60.0	0.0	100.0	143.1	0.0	143.1	0.0
51	58	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	16.3	0.0	16.3	0.0
52	59	10	0	15	0	25	40.0	0.0	60.0	0.0	100.0	143.1	0.0	143.1	0.0
53	60	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	16.3	0.0	16.3	0.0
54	61	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
55	62	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
56	63	8	0	17	0	25	32.0	0.0	68.0	0.0	100.0	15.7	0.0	15.7	0.0
57	64	10	0	15	0	25	40.0	0.0	60.0	0.0	100.0	143.1	0.0	143.1	0.0
58	65	7	0	18	0	25	28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
59	66	7	0	18	0	25	28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
60	67	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
61	68	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	16.3	0.0	16.3	0.0
62	69	7	0	18	0	25	28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
63	7	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
64	8	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	16.3	0.0	16.3	0.0
65	9	10	0	15	0	25	40.0	0.0	60.0	0.0	100.0	143.1	0.0	143.1	0.0
66	10	8	0	17	0	25	32.0	0.0	68.0	0.0	100.0	15.7	0.0	15.7	0.0
67	11	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
68	12	5	0	20	0	25	20.0	0.0	80.0	0.0	100.0	64.6	0.0	64.6	0.0
69	13	7	0	18	0	25	28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
70	14	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
71	15	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
72	16	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
73	19	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
74	20	7	0	18	0	25	28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
75	21	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
76	22	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
77	23	5	0	20	0	25	20.0	0.0	80.0	0.0	100.0	64.6	0.0	64.6	0.0
78	24	5	0	20	0	25	20.0	0.0	80.0	0.0	100.0	64.6	0.0	64.6	0.0
79	25	7	0	18	0	25	28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
80	26	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
81	27	7	0	18	0	25	28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
82	28	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
83	31	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
84	32	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	16.3	0.0	16.3	0.0
85	33	8	0	17	0	25	32.0	0.0	68.0	0.0	100.0	15.7	0.0	15.7	0.0
86	34	7	0	18	0	25	28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
87	35	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
88	36	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	16.3	0.0	16.3	0.0
89	37	6	0	19	0	25	24.0	0.0	76.0	0.0	100.0	16.3	0.0	16.3	0.0
90	38	8	0	17	0	25	32.0	0.0	68.0	0.0	100.0	15.7	0.0	15.7	0.0
91	39	10	0	15	0	25	40.0	0.0	60.0	0.0	100.0	143.1	0.0	143.1	0.0
92	40	10	0	15	0	25	40.0	0.0	60.0	0.0	100.0	143.1	0.0	143.1	0.0
93	43	10	0	15	0	25	40.0	0.0	60.0	0.0	100.0	143.1	0.0	143.1	0.0
94	44	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
95	45	7	0	18	0	25	28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	0.0	0.0	0.0	0.0
96	46	5	0	20	0	25	20.0	0.0	80.0	0.0	100.0	64.6	0.0	64.6	0.0
97	47	10	0	15	0	25	40.0	0.0	60.0	0.0	100.0	143.1	0.0	143.1	0.0
98	48	8	0	17	0	25	32.0	0.0	68.0	0.0	100.0	15.7	0.0	15.7	0.0
99	49	8	0	17	0	25	32.0	0.0	68.0	0.0	100.0	15.7	0.0	15.7	0.0
100	50	8	0	17	0	25	32.0	0.0	68.0	0.0	100.0	15.7	0.0	15.7	0.0
101	51	9	0	16	0	25	36.0	0.0	64.0	0.0	100.0	63.4	0.0	63.4	0.0
102	52	4	0	21	0	25	16.0	0.0	84.0	0.0	100.0	144.9	0.0	144.9	0.0
					Somatório de Pp(i)		2860.0	0.0	7340.0	0.0		6927.8	0.0	6927.8	0.0
					Pp médio		28.0	0.0	72.0	0.0	100.0	8.3	0.0	8.3	0.0
					95% Interv. Conf.		1.6	0.0	1.6	0.0					

Taxa: 2 °C/s							Aumento: 500X (F:ferrita/P:perlita/PTI:produtos transformação intermediário/M:martensita)											
Pi							Pp(i)					(Pp(i) - Pp médio)²						
CAMPO	FOTO	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M			
1	7	10	2	13	0	25	40.0	8.0	52.0	0.0	100.0	30.6	3.8	56.1	0.0			
2	8	11	5	9	0	25	44.0	20.0	36.0	0.0	100.0	2.3	100.8	72.4	0.0			
3	9	13	0	12	0	25	52.0	0.0	48.0	0.0	100.0	41.9	99.2	12.2	0.0			
4	10	12	0	13	0	25	48.0	0.0	52.0	0.0	100.0	6.1	99.2	56.1	0.0			
5	11	12	4	9	0	25	48.0	16.0	36.0	0.0	100.0	6.1	36.5	72.4	0.0			
6	12	11	2	12	0	25	44.0	8.0	48.0	0.0	100.0	2.3	3.8	12.2	0.0			
7	13	13	0	12	0	25	52.0	0.0	48.0	0.0	100.0	41.9	99.2	12.2	0.0			
8	14	11	2	12	0	25	44.0	8.0	48.0	0.0	100.0	2.3	3.8	12.2	0.0			
9	15	10	2	13	0	25	40.0	8.0	52.0	0.0	100.0	30.6	3.8	56.1	0.0			
10	16	13	2	10	0	25	52.0	8.0	40.0	0.0	100.0	41.9	3.8	20.3	0.0			
11	17	10	3	12	0	25	40.0	12.0	48.0	0.0	100.0	30.6	4.2	12.2	0.0			
12	18	10	2	13	0	25	40.0	8.0	52.0	0.0	100.0	30.6	3.8	56.1	0.0			
13	19	11	3	11	0	25	44.0	12.0	44.0	0.0	100.0	2.3	4.2	0.3	0.0			
14	21	11	2	12	0	25	44.0	8.0	48.0	0.0	100.0	2.3	3.8	12.2	0.0			
15	22	12	2	11	0	25	48.0	8.0	44.0	0.0	100.0	6.1	3.8	0.3	0.0			
16	23	11	5	9	0	25	44.0	20.0	36.0	0.0	100.0	2.3	100.8	72.4	0.0			
17	24	10	5	10	0	25	40.0	20.0	40.0	0.0	100.0	30.6	100.8	20.3	0.0			
18	25	10	5	10	0	25	40.0	20.0	40.0	0.0	100.0	30.6	100.8	20.3	0.0			
19	26	11	2	12	0	25	44.0	8.0	48.0	0.0	100.0	2.3	3.8	12.2	0.0			
20	27	13	3	9	0	25	52.0	12.0	36.0	0.0	100.0	41.9	4.2	72.4	0.0			
21	28	12	4	9	0	25	48.0	16.0	36.0	0.0	100.0	6.1	36.5	72.4	0.0			
22	29	13	1	11	0	25	52.0	4.0	44.0	0.0	100.0	41.9	35.5	0.3	0.0			
23	30	13	2	10	0	25	52.0	8.0	40.0	0.0	100.0	41.9	3.8	20.3	0.0			
24	31	11	5	9	0	25	44.0	20.0	36.0	0.0	100.0	2.3	100.8	72.4	0.0			
25	32	12	4	9	0	25	48.0	16.0	36.0	0.0	100.0	6.1	36.5	72.4	0.0			
26	33	12	2	11	0	25	48.0	8.0	44.0	0.0	100.0	6.1	3.8	0.3	0.0			
27	34	11	2	12	0	25	44.0	8.0	48.0	0.0	100.0	2.3	3.8	12.2	0.0			
28	35	10	3	12	0	25	40.0	12.0	48.0	0.0	100.0	30.6	4.2	12.2	0.0			
29	36	12	2	11	0	25	48.0	8.0	44.0	0.0	100.0	6.1	3.8	0.3	0.0			
30	37	12	2	11	0	25	48.0	8.0	44.0	0.0	100.0	6.1	3.8	0.3	0.0			
31	38	12	3	10	0	25	48.0	12.0	40.0	0.0	100.0	6.1	4.2	20.3	0.0			
32	39	11	2	12	0	25	44.0	8.0	48.0	0.0	100.0	2.3	3.8	12.2	0.0			
33	40	10	2	13	0	25	40.0	8.0	52.0	0.0	100.0	30.6	3.8	56.1	0.0			
34	41	11	3	11	0	25	44.0	12.0	44.0	0.0	100.0	2.3	4.2	0.3	0.0			
35	42	12	1	12	0	25	48.0	4.0	48.0	0.0	100.0	6.1	35.5	12.2	0.0			
36	43	10	6	9	0	25	40.0	24.0	36.0	0.0	100.0	30.6	197.1	72.4	0.0			
37	44	11	2	12	0	25	44.0	8.0	48.0	0.0	100.0	2.3	3.8	12.2	0.0			
38	45	11	2	12	0	25	44.0	8.0	48.0	0.0	100.0	2.3	3.8	12.2	0.0			
39	46	11	3	11	0	25	44.0	12.0	44.0	0.0	100.0	2.3	4.2	0.3	0.0			
40	47	11	2	12	0	25	44.0	8.0	48.0	0.0	100.0	2.3	3.8	12.2	0.0			
41	48	10	2	13	0	25	40.0	8.0	52.0	0.0	100.0	30.6	3.8	56.1	0.0			
42	49	12	0	13	0	25	48.0	0.0	52.0	0.0	100.0	6.1	99.2	56.1	0.0			
43	50	10	6	9	0	25	40.0	24.0	36.0	0.0	100.0	30.6	197.1	72.4	0.0			
44	51	11	1	13	0	25	44.0	4.0	52.0	0.0	100.0	2.3	35.5	56.1	0.0			
45	52	10	5	10	0	25	40.0	20.0	40.0	0.0	100.0	30.6	100.8	20.3	0.0			
46	53	13	2	10	0	25	52.0	8.0	40.0	0.0	100.0	41.9	3.8	20.3	0.0			
47	54	10	6	9	0	25	40.0	24.0	36.0	0.0	100.0	30.6	197.1	72.4	0.0			
48	55	11	1	13	0	25	44.0	4.0	52.0	0.0	100.0	2.3	35.5	56.1	0.0			
49	56	12	2	11	0	25	48.0	8.0	44.0	0.0	100.0	6.1	3.8	0.3	0.0			
50	57	13	1	11	0	25	52.0	4.0	44.0	0.0	100.0	41.9	35.5	0.3	0.0			
51	58	12	2	11	0	25	48.0	8.0	44.0	0.0	100.0	6.1	3.8	0.3	0.0			
52	59	11	2	12	0	25	44.0	8.0	48.0	0.0	100.0	2.3	3.8	12.2	0.0			
53	60	13	1	11	0	25	52.0	4.0	44.0	0.0	100.0	41.9	35.5	0.3	0.0			
54	61	13	1	11	0	25	52.0	4.0	44.0	0.0	100.0	41.9	35.5	0.3	0.0			
55	62	11	1	13	0	25	44.0	4.0	52.0	0.0	100.0	2.3	35.5	56.1	0.0			
56	63	12	2	11	0	25	48.0	8.0	44.0	0.0	100.0	6.1	3.8	0.3	0.0			
57	64	13	2	10	0	25	52.0	8.0	40.0	0.0	100.0	41.9	3.8	20.3	0.0			
58	65	12	1	12	0	25	48.0	4.0	48.0	0.0	100.0	6.1	35.5	12.2	0.0			
59	66	12	0	13	0	25	48.0	0.0	52.0	0.0	100.0	6.1	99.2	56.1	0.0			
60	67	10	3	12	0	25	40.0	12.0	48.0	0.0	100.0	30.6	4.2	12.2	0.0			
61	68	12	0	13	0	25	48.0	0.0	52.0	0.0	100.0	6.1	99.2	56.1	0.0			
62	69	13	3	9	0	25	52.0	12.0	36.0	0.0	100.0	41.9	4.2	72.4	0.0			
63	7	10	4	11	0	25	40.0	16.0	44.0	0.0	100.0	30.6	36.5	0.3	0.0			
64	8	10	6	9	0	25	40.0	24.0	36.0	0.0	100.0	30.6	197.1	72.4	0.0			
65	9	10	5	10	0	25	40.0	20.0	40.0	0.0	100.0	30.6	100.8	20.3	0.0			
66	10	13	1	11	0	25	52.0	4.0	44.0	0.0	100.0	41.9	35.5	0.3	0.0			
67	11	13	1	11	0	25	52.0	4.0	44.0	0.0	100.0	41.9	35.5	0.3	0.0			
68	12	11	1	13	0	25	44.0	4.0	52.0	0.0	100.0	2.3	35.5	56.1	0.0			
69	13	13	3	9	0	25	52.0	12.0	36.0	0.0	100.0	41.9	4.2	72.4	0.0			
70	14	11	4	10	0	25	44.0	16.0	40.0	0.0	100.0	2.3	36.5	20.3	0.0			
71	15	13	0	12	0	25	52.0	0.0	48.0	0.0	100.0	41.9	99.2	12.2	0.0			
72	16	10	6	9	0	25	40.0	24.0	36.0	0.0	100.0	30.6	197.1	72.4	0.0			
73	19	11	1	13	0	25	44.0	4.0	52.0	0.0	100.0	2.3	35.5	56.1	0.0			
74	20	10	5	10	0	25	40.0	20.0	40.0	0.0	100.0	30.6	100.8	20.3	0.0			
75	21	13	0	12	0	25	52.0	0.0	48.0	0.0	100.0	41.9	99.2	12.2	0.0			
76	22	12	1	12	0	25	48.0	4.0	48.0	0.0	100.0	6.1	35.5	12.2	0.0			
77	23	11	1	13	0	25	44.0	4.0	52.0	0.0	100.0	2.3	35.5	56.1	0.0			
78	24	11	2	12	0	25	44.0	8.0	48.0	0.0	100.0	2.3	3.8	12.2	0.0			
79	25	10	4	11	0	25	40.0	16.0	44.0	0.0	100.0	30.6	36.5	0.3	0.0			
80	26	12	0	13	0	25	48.0	0.0	52.0	0.0	100.0	6.1	99.2	56.1	0.0			
81	27	10	3	12	0	25	40.0	12.0	48.0	0.0	100.0	30.6	4.2	12.2	0.0			
82	28	11	4	10	0	25	44.0	16.0	40.0	0.0	100.0	2.3	36.5	20.3	0.0			
83	31	11	5	9	0	25	44.0	20.0	36.0	0.0	100.0	2.3	100.8	72.4	0.0			
84	32	10	4	11	0	25	40.0	16.0	44.0	0.0	100.0	30.6	36.5	0.3	0.0			
85	33	12	2	11	0	25	48.0	8.0	44.0	0.0	100.0	6.1	3.8	0.3	0.0			
86	34	11	2	12	0	25	44.0	8.0	48.0	0.0	100.0	2.3	3.8	12.2	0.0			
87	35	11	5	9	0	25	44.0	20.0	36.0	0.0	100.0	2.3	100.8	72.4	0.0			
88	36	13	2	10	0	25	52.0	8.0	40.0	0.0	100.0	41.9	3.8	20.3	0.0			
89	37	10	5	10	0	25	40.0	20.0	40.0	0.0	100.0	30.6	100.8	20.3	0.0			
90	38	10	5	10	0	25	40.0	20.0	40.0	0.0	100.0	30.6	100.8	20.3	0.0			
91	39	10	2	13	0	25	40.0	8.0	52.0	0.0	100.0	30.6	3.8	56.1	0.0			
92	40	12	4	9	0	25	48.0	16.0	36.0	0.0	100.0	6.1	36.5	72.4	0.0			
93	43	11	1	13	0	25	44.0	4.0	52.0	0.0	100.0	2.3	35.5	56.1	0.0			
94	44	10	4	11	0	25	40.0	16.0	44.0	0.0	100.0	30.6	36.5	0.3	0.0			
95	45	12	0	13	0	25	48.0	0.0	52.0	0.0	100.0	6.1	99.2	56.1	0.0			
96	46	12	0	13	0	25	48.0	0.0	52.0	0.0	100.0	6.1	99.2	56.1	0.0			
97	47	11	4	10	0	25	44.0	16.0	40.0	0.0	100.0	2.3	36.5	20.3	0.0			
98	48	11	2	12	0	25	44.0	8.0	48.0	0.0	100.0	2.3	3.8	12.2	0.0			
99	49	13	3	9	0	25	52.0	12.0	36.0	0.0	100.0	41.9	4.2	72.4	0.0			
100	50	13	2	10	0	25	52.0	8.0	40.0	0.0	100.0	41.9	3.8	20.3	0.0			
101	51	11	1	13	0	25	44.0	4.0	52.0	0.0	100.0	2.3	35.5	56.1	0.0			
102	52	13	1	11	0	25	52.0	4.0	44.0	0.0	100.0	41.9	35.5	0.3	0.0			
				Somatório de Pp(i)			4644.0	1016.0	4540.0	0.0		1889.4	4503.8	3125.5	0.0			
				Pp médio			45.5	10.0	44.5	0.0	100.0	4.3	6.7	5.6	0.0			
				95% Interv. Conf.			0.8	1.3	1.1	0.0								

Taxa: 1 °C/s							Aumento: 500X (F:ferrita/P:perlita/PTI:produtos transformação intermediário/M:martensita)									
Pi							Pp(i)					(Pp(i) - Pp médio)^2				
CAMPO	FOTO	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	
1	7	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	6.1	6.5	0.0	0.0	
2	8	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	41.9	6.5	15.4	0.0	
3	9	16	2	7	0	25	64.0	8.0	28.0	0.0	100.0	30.6	2.1	16.6	0.0	
4	10	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	6.1	42.9	16.6	0.0	
5	11	17	3	5	0	25	68.0	12.0	20.0	0.0	100.0	2.3	29.7	15.4	0.0	
6	12	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	6.1	6.5	0.0	0.0	
7	13	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	6.1	6.5	0.0	0.0	
8	14	16	2	7	0	25	64.0	8.0	28.0	0.0	100.0	30.6	2.1	16.6	0.0	
9	15	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	41.9	42.9	0.0	0.0	
10	16	16	2	7	0	25	64.0	8.0	28.0	0.0	100.0	30.6	2.1	16.6	0.0	
11	17	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	41.9	42.9	0.0	0.0	
12	18	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	30.6	89.3	15.4	0.0	
13	19	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	41.9	6.5	15.4	0.0	
14	21	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	30.6	29.7	0.0	0.0	
15	22	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	30.6	29.7	0.0	0.0	
16	23	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	6.1	6.5	0.0	0.0	
17	24	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	6.1	6.5	0.0	0.0	
18	25	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	30.6	29.7	0.0	0.0	
19	26	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	30.6	29.7	0.0	0.0	
20	27	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	6.1	2.1	15.4	0.0	
21	28	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	41.9	42.9	0.0	0.0	
22	29	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	30.6	29.7	0.0	0.0	
23	30	17	1	7	0	25	68.0	4.0	28.0	0.0	100.0	2.3	6.5	16.6	0.0	
24	31	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	6.1	6.5	0.0	0.0	
25	32	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	6.1	2.1	15.4	0.0	
26	33	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	41.9	42.9	0.0	0.0	
27	34	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	41.9	6.5	15.4	0.0	
28	35	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	41.9	42.9	0.0	0.0	
29	36	16	2	7	0	25	64.0	8.0	28.0	0.0	100.0	30.6	2.1	16.6	0.0	
30	37	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	41.9	42.9	0.0	0.0	
31	38	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	41.9	6.5	15.4	0.0	
32	39	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	6.1	6.5	0.0	0.0	
33	40	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	30.6	29.7	0.0	0.0	
34	41	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	6.1	6.5	0.0	0.0	
35	42	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	6.1	2.1	15.4	0.0	
36	43	17	1	7	0	25	68.0	4.0	28.0	0.0	100.0	2.3	6.5	16.6	0.0	
37	44	16	2	7	0	25	64.0	8.0	28.0	0.0	100.0	30.6	2.1	16.6	0.0	
38	45	17	3	5	0	25	68.0	12.0	20.0	0.0	100.0	2.3	29.7	15.4	0.0	
39	46	16	2	7	0	25	64.0	8.0	28.0	0.0	100.0	30.6	2.1	16.6	0.0	
40	47	17	3	5	0	25	68.0	12.0	20.0	0.0	100.0	2.3	29.7	15.4	0.0	
41	48	17	1	7	0	25	68.0	4.0	28.0	0.0	100.0	2.3	6.5	16.6	0.0	
42	49	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	6.1	42.9	16.6	0.0	
43	50	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	30.6	89.3	15.4	0.0	
44	51	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	6.1	6.5	0.0	0.0	
45	52	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	6.1	2.1	15.4	0.0	
46	53	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	41.9	42.9	0.0	0.0	
47	54	16	2	7	0	25	64.0	8.0	28.0	0.0	100.0	30.6	2.1	16.6	0.0	
48	55	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	30.6	89.3	15.4	0.0	
49	56	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	6.1	6.5	0.0	0.0	
50	57	17	1	7	0	25	68.0	4.0	28.0	0.0	100.0	2.3	6.5	16.6	0.0	
51	58	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	6.1	2.1	15.4	0.0	
52	59	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	41.9	6.5	15.4	0.0	
53	60	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	6.1	42.9	16.6	0.0	
54	61	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	30.6	89.3	15.4	0.0	
55	62	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	6.1	42.9	16.6	0.0	
56	63	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	6.1	42.9	16.6	0.0	
57	64	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	6.1	42.9	16.6	0.0	
58	65	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	41.9	42.9	0.0	0.0	
59	66	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	6.1	6.5	0.0	0.0	
60	67	16	2	7	0	25	64.0	8.0	28.0	0.0	100.0	30.6	2.1	16.6	0.0	
61	68	17	3	5	0	25	68.0	12.0	20.0	0.0	100.0	2.3	29.7	15.4	0.0	
62	69	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	30.6	89.3	15.4	0.0	
63	7	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	6.1	42.9	16.6	0.0	
64	8	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	30.6	89.3	15.4	0.0	
65	9	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	6.1	42.9	16.6	0.0	
66	10	16	2	7	0	25	64.0	8.0	28.0	0.0	100.0	30.6	2.1	16.6	0.0	
67	11	17	3	5	0	25	68.0	12.0	20.0	0.0	100.0	2.3	29.7	15.4	0.0	
68	12	16	2	7	0	25	64.0	8.0	28.0	0.0	100.0	30.6	2.1	16.6	0.0	
69	13	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	6.1	42.9	16.6	0.0	
70	14	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	6.1	2.1	15.4	0.0	
71	15	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	30.6	89.3	15.4	0.0	
72	16	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	6.1	6.5	0.0	0.0	
73	19	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	30.6	29.7	0.0	0.0	
74	20	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	30.6	89.3	15.4	0.0	
75	21	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	30.6	29.7	0.0	0.0	
76	22	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	6.1	6.5	0.0	0.0	
77	23	16	2	7	0	25	64.0	8.0	28.0	0.0	100.0	30.6	2.1	16.6	0.0	
78	24	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	41.9	6.5	15.4	0.0	
79	25	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	2.3	2.1	0.0	0.0	
80	26	17	1	7	0	25	68.0	4.0	28.0	0.0	100.0	2.3	6.5	16.6	0.0	
81	27	16	2	7	0	25	64.0	8.0	28.0	0.0	100.0	30.6	2.1	16.6	0.0	
82	28	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	30.6	89.3	15.4	0.0	
83	31	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	2.3	2.1	0.0	0.0	
84	32	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	2.3	2.1	0.0	0.0	
85	33	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	30.6	29.7	0.0	0.0	
86	34	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	6.1	42.9	16.6	0.0	
87	35	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	41.9	42.9	0.0	0.0	
88	36	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	6.1	2.1	15.4	0.0	
89	37	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	30.6	29.7	0.0	0.0	
90	38	17	3	5	0	25	68.0	12.0	20.0	0.0	100.0	2.3	29.7	15.4	0.0	
91	39	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	6.1	6.5	0.0	0.0	
92	40	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	41.9	42.9	0.0	0.0	
93	43	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	2.3	2.1	0.0	0.0	
94	44	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	41.9	42.9	0.0	0.0	
95	45	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	6.1	42.9	16.6	0.0	
96	46	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	6.1	2.1	15.4	0.0	
97	47	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	41.9	6.5	15.4	0.0	
98	48	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	41.9	42.9	0.0	0.0	
99	49	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	6.1	42.9	16.6	0.0	
100	50	16	2	7	0	25	64.0	8.0	28.0	0.0	100.0	30.6	2.1	16.6	0.0	
101	51	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	30.6	89.3	15.4	0.0	
102	52	17	3	5	0	25	68.0	12.0	20.0	0.0	100.0	2.3	29.7	15.4	0.0	
				Somatório de Pp(i)			7092.0	668.0	2440.0	0.0		2049.4	2649.3	991.4	0.0	
				Pp médio			69.5	6.5	23.9	0.0	100.0	4.5	5.1	3.1	0.0	
				95% Interv. Conf.			0.9	1.0	0.6	0.0						

Taxa: 0,5 °C/s							Aumento: 500X (F:ferrita/P:perlita/PTI:produtos transformação intermediário/M:martensita)													
Pi							Pp(i)					(Pp(i) - Pp médio)²								
CAMPO	FOTO	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M					
1	7	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	3.4	13.6	0.0					
2	8	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	4.7	13.6	0.0					
3	9	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	3.4	13.6	0.0					
4	10	17	4	4	0	25	68.0	16.0	16.0	0.0	100.0	3.4	37.9	18.6	0.0					
5	11	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	103.2	18.6	0.0					
6	12	19	2	4	0	25	76.0	8.0	16.0	0.0	100.0	37.9	3.4	18.6	0.0					
7	13	18	3	4	0	25	72.0	12.0	16.0	0.0	100.0	4.7	4.7	18.6	0.0					
8	14	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	37.9	34.1	0.1	0.0					
9	15	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	96.9	13.6	0.0					
10	16	18	3	4	0	25	72.0	12.0	16.0	0.0	100.0	4.7	4.7	18.6	0.0					
11	17	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	103.2	18.6	0.0					
12	18	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	37.9	34.1	0.1	0.0					
13	19	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	96.9	13.6	0.0					
14	21	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	103.2	18.6	0.0					
15	22	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	3.4	13.6	0.0					
16	23	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	96.9	13.6	0.0					
17	24	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	3.4	0.1	0.0					
18	25	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	96.9	13.6	0.0					
19	26	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	4.7	13.6	0.0					
20	27	19	2	4	0	25	76.0	8.0	16.0	0.0	100.0	37.9	3.4	18.6	0.0					
21	28	19	2	4	0	25	76.0	8.0	16.0	0.0	100.0	37.9	3.4	18.6	0.0					
22	29	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	3.4	0.1	0.0					
23	30	19	2	4	0	25	76.0	8.0	16.0	0.0	100.0	37.9	3.4	18.6	0.0					
24	31	18	3	4	0	25	72.0	12.0	16.0	0.0	100.0	4.7	4.7	18.6	0.0					
25	32	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	34.1	37.9	0.1	0.0					
26	33	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	103.2	18.6	0.0					
27	34	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	3.4	13.6	0.0					
28	35	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	3.4	0.1	0.0					
29	36	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	37.9	34.1	0.1	0.0					
30	37	17	4	4	0	25	68.0	16.0	16.0	0.0	100.0	3.4	37.9	18.6	0.0					
31	38	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	4.7	13.6	0.0					
32	39	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	4.7	13.6	0.0					
33	40	17	4	4	0	25	68.0	16.0	16.0	0.0	100.0	3.4	37.9	18.6	0.0					
34	41	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	96.9	13.6	0.0					
35	42	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	3.4	0.1	0.0					
36	43	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	3.4	0.1	0.0					
37	44	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	4.7	13.6	0.0					
38	45	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	4.7	34.1	13.6	0.0					
39	46	18	3	4	0	25	72.0	12.0	16.0	0.0	100.0	4.7	4.7	18.6	0.0					
40	47	17	4	4	0	25	68.0	16.0	16.0	0.0	100.0	3.4	37.9	18.6	0.0					
41	48	17	3	5	0	25	68.0	12.0	20.0	0.0	100.0	3.4	4.7	0.1	0.0					
42	49	17	3	5	0	25	68.0	12.0	20.0	0.0	100.0	3.4	4.7	0.1	0.0					
43	50	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	4.7	34.1	13.6	0.0					
44	51	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	34.1	37.9	0.1	0.0					
45	52	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	4.7	13.6	0.0					
46	53	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	3.4	13.6	0.0					
47	54	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	3.4	0.1	0.0					
48	55	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	103.2	18.6	0.0					
49	56	18	3	4	0	25	72.0	12.0	16.0	0.0	100.0	4.7	4.7	18.6	0.0					
50	57	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	3.4	13.6	0.0					
51	58	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	96.9	13.6	0.0					
52	59	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	103.2	18.6	0.0					
53	60	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	103.2	18.6	0.0					
54	61	18	3	4	0	25	72.0	12.0	16.0	0.0	100.0	4.7	4.7	18.6	0.0					
55	62	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	96.9	13.6	0.0					
56	63	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	4.7	13.6	0.0					
57	64	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	37.9	34.1	0.1	0.0					
58	65	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	3.4	13.6	0.0					
59	66	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	3.4	0.1	0.0					
60	67	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	96.9	13.6	0.0					
61	68	19	2	4	0	25	76.0	8.0	16.0	0.0	100.0	37.9	3.4	18.6	0.0					
62	69	19	2	4	0	25	76.0	8.0	16.0	0.0	100.0	37.9	3.4	18.6	0.0					
63	7	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	4.7	13.6	0.0					
64	8	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	4.7	13.6	0.0					
65	9	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	103.2	18.6	0.0					
66	10	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	96.9	13.6	0.0					
67	11	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	34.1	37.9	0.1	0.0					
68	12	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	3.4	0.1	0.0					
69	13	17	3	5	0	25	68.0	12.0	20.0	0.0	100.0	3.4	4.7	0.1	0.0					
70	14	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	4.7	34.1	13.6	0.0					
71	15	17	3	5	0	25	68.0	12.0	20.0	0.0	100.0	3.4	4.7	0.1	0.0					
72	16	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	96.9	13.6	0.0					
73	19	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	3.4	13.6	0.0					
74	20	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	34.1	37.9	0.1	0.0					
75	21	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	96.9	13.6	0.0					
76	22	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	34.1	37.9	0.1	0.0					
77	23	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	34.1	37.9	0.1	0.0					
78	24	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	103.2	18.6	0.0					
79	25	17	4	4	0	25	68.0	16.0	16.0	0.0	100.0	3.4	37.9	18.6	0.0					
80	26	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	3.4	0.1	0.0					
81	27	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	3.4	0.1	0.0					
82	28	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	3.4	13.6	0.0					
83	31	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	3.4	0.1	0.0					
84	32	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	3.4	0.1	0.0					
85	33	18	3	4	0	25	72.0	12.0	16.0	0.0	100.0	4.7	4.7	18.6	0.0					
86	34	17	4	4	0	25	68.0	16.0	16.0	0.0	100.0	3.4	37.9	18.6	0.0					
87	35	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	3.4	13.6	0.0					
88	36	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	3.4	0.1	0.0					
89	37	19	2	4	0	25	76.0	8.0	16.0	0.0	100.0	37.9	3.4	18.6	0.0					
90	38	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	37.9	34.1	0.1	0.0					
91	39	17	3	5	0	25	68.0	12.0	20.0	0.0	100.0	3.4	4.7	0.1	0.0					
92	40	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	96.9	13.6	0.0					
93	43	17	4	4	0	25	68.0	16.0	16.0	0.0	100.0	3.4	37.9	18.6	0.0					
94	44	18	3	4	0	25	72.0	12.0	16.0	0.0	100.0	4.7	4.7	18.6	0.0					
95	45	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	4.7	13.6	0.0					
96	46	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	4.7	13.6	0.0					
97	47	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	4.7	34.1	13.6	0.0					
98	48	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	96.9	13.6	0.0					
99	49	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	3.4	13.6	0.0					
100	50	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	4.7	13.6	0.0					
101	51	17	4	4	0	25	68.0	16.0	16.0	0.0	100.0	3.4	37.9	18.6	0.0					
102	52	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	34.1	37.9	0.1	0.0					
				Somatório de Pp(i)			7124.0	1004.0	2072.0	0.0		2101.5	3285.5	1142.0	0.0					
				Pp médio			69.8	9.8	20.3	0.0	100.0	4.6	5.7	3.4	0.0					
				95% Interv. Conf.			0.9	1.1	0.7	0.0										

Taxa: 0,1 °C/s							Aumento: 500X (F:ferrita/P:perlita/PTI:produtos transformação intermediário/M:martensita)									
Pi							Pp(i)					(Pp(i) - Pp médio)^2				
CAMPO	FOTO	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	TOTAL	F	P	PTI	M	
1	7	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	0.3	2.7	0.0	
2	8	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	4.7	20.3	5.5	0.0	
3	9	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	72.4	5.5	0.0	
4	10	18	3	4	0	25	72.0	12.0	16.0	0.0	100.0	4.7	12.2	31.9	0.0	
5	11	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	0.3	2.7	0.0	
6	12	17	1	7	0	25	68.0	4.0	28.0	0.0	100.0	3.4	20.3	40.4	0.0	
7	13	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	0.3	2.7	0.0	
8	14	19	2	4	0	25	76.0	8.0	16.0	0.0	100.0	37.9	0.3	31.9	0.0	
9	15	19	2	4	0	25	76.0	8.0	16.0	0.0	100.0	37.9	0.3	31.9	0.0	
10	16	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	132.0	31.9	0.0	
11	17	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	0.3	5.5	0.0	
12	18	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	37.9	20.3	2.7	0.0	
13	19	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	12.2	5.5	0.0	
14	21	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	34.1	56.1	2.7	0.0	
15	22	17	1	7	0	25	68.0	4.0	28.0	0.0	100.0	3.4	20.3	40.4	0.0	
16	23	17	3	5	0	25	68.0	12.0	20.0	0.0	100.0	3.4	12.2	2.7	0.0	
17	24	17	3	5	0	25	68.0	12.0	20.0	0.0	100.0	3.4	12.2	2.7	0.0	
18	25	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	0.3	5.5	0.0	
19	26	18	3	4	0	25	72.0	12.0	16.0	0.0	100.0	4.7	12.2	31.9	0.0	
20	27	17	4	4	0	25	68.0	16.0	16.0	0.0	100.0	3.4	56.1	31.9	0.0	
21	28	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	34.1	56.1	2.7	0.0	
22	29	19	2	4	0	25	76.0	8.0	16.0	0.0	100.0	37.9	0.3	31.9	0.0	
23	30	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	0.3	5.5	0.0	
24	31	17	1	7	0	25	68.0	4.0	28.0	0.0	100.0	3.4	20.3	40.4	0.0	
25	32	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	0.3	2.7	0.0	
26	33	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	132.0	31.9	0.0	
27	34	17	3	5	0	25	68.0	12.0	20.0	0.0	100.0	3.4	12.2	2.7	0.0	
28	35	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	4.7	20.3	5.5	0.0	
29	36	19	2	4	0	25	76.0	8.0	16.0	0.0	100.0	37.9	0.3	31.9	0.0	
30	37	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	0.3	5.5	0.0	
31	38	17	1	7	0	25	68.0	4.0	28.0	0.0	100.0	3.4	20.3	40.4	0.0	
32	39	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	132.0	31.9	0.0	
33	40	17	4	4	0	25	68.0	16.0	16.0	0.0	100.0	3.4	56.1	31.9	0.0	
34	41	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	0.3	2.7	0.0	
35	42	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	4.7	72.4	40.4	0.0	
36	43	17	3	5	0	25	68.0	12.0	20.0	0.0	100.0	3.4	12.2	2.7	0.0	
37	44	17	4	4	0	25	68.0	16.0	16.0	0.0	100.0	3.4	56.1	31.9	0.0	
38	45	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	37.9	20.3	2.7	0.0	
39	46	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	132.0	31.9	0.0	
40	47	19	2	4	0	25	76.0	8.0	16.0	0.0	100.0	37.9	0.3	31.9	0.0	
41	48	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	0.3	2.7	0.0	
42	49	17	4	4	0	25	68.0	16.0	16.0	0.0	100.0	3.4	56.1	31.9	0.0	
43	50	17	1	7	0	25	68.0	4.0	28.0	0.0	100.0	3.4	20.3	40.4	0.0	
44	51	18	2	5	0	25	72.0	8.0	20.0	0.0	100.0	4.7	0.3	2.7	0.0	
45	52	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	12.2	5.5	0.0	
46	53	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	4.7	72.4	40.4	0.0	
47	54	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	4.7	72.4	40.4	0.0	
48	55	19	2	4	0	25	76.0	8.0	16.0	0.0	100.0	37.9	0.3	31.9	0.0	
49	56	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	34.1	56.1	2.7	0.0	
50	57	18	3	4	0	25	72.0	12.0	16.0	0.0	100.0	4.7	12.2	31.9	0.0	
51	58	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	4.7	20.3	5.5	0.0	
52	59	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	0.3	5.5	0.0	
53	60	16	2	7	0	25	64.0	8.0	28.0	0.0	100.0	34.1	0.3	40.4	0.0	
54	61	16	2	7	0	25	64.0	8.0	28.0	0.0	100.0	34.1	0.3	40.4	0.0	
55	62	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	4.7	20.3	5.5	0.0	
56	63	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	4.7	72.4	40.4	0.0	
57	64	18	3	4	0	25	72.0	12.0	16.0	0.0	100.0	4.7	12.2	31.9	0.0	
58	65	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	132.0	31.9	0.0	
59	66	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	132.0	31.9	0.0	
60	67	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	4.7	72.4	40.4	0.0	
61	68	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	4.7	72.4	40.4	0.0	
62	69	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	12.2	5.5	0.0	
63	7	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	4.7	20.3	5.5	0.0	
64	8	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	4.7	20.3	5.5	0.0	
65	9	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	12.2	5.5	0.0	
66	10	17	4	4	0	25	68.0	16.0	16.0	0.0	100.0	3.4	56.1	31.9	0.0	
67	11	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	37.9	20.3	2.7	0.0	
68	12	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	72.4	5.5	0.0	
69	13	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	0.3	5.5	0.0	
70	14	17	1	7	0	25	68.0	4.0	28.0	0.0	100.0	3.4	20.3	40.4	0.0	
71	15	16	3	6	0	25	64.0	12.0	24.0	0.0	100.0	34.1	12.2	5.5	0.0	
72	16	17	1	7	0	25	68.0	4.0	28.0	0.0	100.0	3.4	20.3	40.4	0.0	
73	19	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	4.7	20.3	5.5	0.0	
74	20	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	34.1	56.1	2.7	0.0	
75	21	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	4.7	72.4	40.4	0.0	
76	22	19	2	4	0	25	76.0	8.0	16.0	0.0	100.0	37.9	0.3	31.9	0.0	
77	23	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	37.9	20.3	2.7	0.0	
78	24	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	0.3	5.5	0.0	
79	25	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	4.7	72.4	40.4	0.0	
80	26	17	4	4	0	25	68.0	16.0	16.0	0.0	100.0	3.4	56.1	31.9	0.0	
81	27	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	132.0	31.9	0.0	
82	28	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	0.3	5.5	0.0	
83	31	16	4	5	0	25	64.0	16.0	20.0	0.0	100.0	34.1	56.1	2.7	0.0	
84	32	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	37.9	20.3	2.7	0.0	
85	33	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	72.4	5.5	0.0	
86	34	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	37.9	20.3	2.7	0.0	
87	35	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	72.4	5.5	0.0	
88	36	18	0	7	0	25	72.0	0.0	28.0	0.0	100.0	4.7	72.4	40.4	0.0	
89	37	17	1	7	0	25	68.0	4.0	28.0	0.0	100.0	3.4	20.3	40.4	0.0	
90	38	16	2	7	0	25	64.0	8.0	28.0	0.0	100.0	34.1	0.3	40.4	0.0	
91	39	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	0.3	5.5	0.0	
92	40	17	4	4	0	25	68.0	16.0	16.0	0.0	100.0	3.4	56.1	31.9	0.0	
93	43	18	3	4	0	25	72.0	12.0	16.0	0.0	100.0	4.7	12.2	31.9	0.0	
94	44	18	1	6	0	25	72.0	4.0	24.0	0.0	100.0	4.7	20.3	5.5	0.0	
95	45	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	0.3	5.5	0.0	
96	46	19	1	5	0	25	76.0	4.0	20.0	0.0	100.0	37.9	20.3	2.7	0.0	
97	47	18	3	4	0	25	72.0	12.0	16.0	0.0	100.0	4.7	12.2	31.9	0.0	
98	48	17	4	4	0	25	68.0	16.0	16.0	0.0	100.0	3.4	56.1	31.9	0.0	
99	49	17	2	6	0	25	68.0	8.0	24.0	0.0	100.0	3.4	0.3	5.5	0.0	
100	50	17	1	7	0	25	68.0	4.0	28.0	0.0	100.0	3.4	20.3	40.4	0.0	
101	51	19	0	6	0	25	76.0	0.0	24.0	0.0	100.0	37.9	72.4	5.5	0.0	
102	52	16	5	4	0	25	64.0	20.0	16.0	0.0	100.0	34.1	132.0	31.9	0.0	
				Somatório de Pp(i)			7124.0	868.0	2208.0	0.0		1685.5	3477.5	1995.3	0.0	
				Pp médio			69.8	8.5	21.6	0.0	100.0	4.1	5.9	4.4	0.0	
				95% Interv. Conf.			0.8	1.1	0.9	0.0						