

THIAGO FERREIRA MARTINS

SIMULAÇÃO FÍSICA DE TEMPERATURAS DE CURVAMENTO A QUENTE E SUA
INFLUÊNCIA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS DE
TUBO DE AÇO API 5L X80

SÃO PAULO

2016

THIAGO FERREIRA MARTINS

SIMULAÇÃO FÍSICA DE TEMPERATURAS DE CURVAMENTO A QUENTE E SUA INFLUÊNCIA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS DE TUBO DE AÇO API 5L X80

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

Área de concentração: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi

SÃO PAULO

2016

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

São Paulo, _____ de _____ de _____

Assinatura do autor: _____

Assinatura do orientador: _____

Catálogo-na-publicação

MARTINS, THIAGO FERREIRA
SIMULAÇÃO FÍSICA DE TEMPERATURAS DE CURVAMENTO A
QUENTE E SUA INFLUÊNCIA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
JUNTAS SOLDADAS DE TUBO DE AÇO API 5L X80 / T. F. MARTINS --
versão corr. -- São Paulo, 2016.
150 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São
Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Processos de Soldagem MAG com curto circuito controlado e Arame
Tubular 2.Tratamentos térmicos 3.Aço API 5L X80 I.Universidade de São
Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de
Materiais II.t.

A mente que se abre a uma nova
ideia jamais voltará ao seu
tamanho original.

Albert Einstein

Aos meus pais, Regina e Eliel.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus pelo dom da vida, saúde e oportunidade concedida. Ao meu Orientador Professor Doutor Sérgio Duarte Brandi pela grande oportunidade, companheirismo, incentivo, ideias, pelos inúmeros cafés.

Aos meus pais, Regina Ferreira Martins e Eliel Rodrigues Martins, por todo incentivo, amor, carinho, paciência e lutas.

Aos meus amigos Dario Magno Batista Ferreira e Antonio do Nascimento da Silva Alves que sempre estiveram dispostos a colaborar com o que fosse necessário para o desenvolvimento do trabalho, seja de dia, de noite ou de madrugada.

Aos meus colegas do Laboratório de Soldagem do Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, que se tornaram grandes amigos, Jaime Casanova Soeiro Júnior, Rubelmar Maia de Azevedo Cruz Neto, Evandro Armini de Pauli, Anderson Clayton Nascimento Ribeiro, Dany Michell Andrade Centeno, Rafael Rocha Maia, Laura Borges Abrantes, Jeferson José de Carvalho pelos incentivos, estudos, risos, choros, piadas, horas de lazer, feijoadas e muitos cafés.

Aos técnicos do Departamento de Engenharia Metalúrgica da EPUSP José Rubens Beserra de Carvalho, Danilo Augusto de Almeida Filho e Antônio Lívio da Silva Nunes.

Ao meu grande amigo Sr. Ademir dos Santos Félix (Miro), um excelente Soldador, que sempre me incentivou a realizar este trabalho.

À empresa Lincoln Electric que gentilmente cedeu suas instalações e seus soldadores para a realização da soldagem do Tubo API 5L X80.

Ao Sr. José Edenil Gomes dos Santos, pelos ensaios destrutivos realizados na empresa LabTeste.

À empresa Voith Hydro pelos ensaios mecânicos, em especial ao Alexandre Bueno, Flávio Vanderlei Gonçalves Silva, Thiago Viana de Oliveira Turra, Paulo Cezar de Carvalho e Dielson Rafael Lima da Silva.

À empresa Petrobrás que através do projeto nº 0050.0086316.13.9 viabilizou os equipamentos de microdureza e polimento utilizados neste trabalho.

RESUMO

A utilização de tubos de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) é comumente o mais indicado, segundo a norma *American Petroleum Institute* (API) 5L, para o transporte de óleo e de gás sob pressão. Em vista da necessidade de adequar as tubulações em campo de acordo com o relevo de cada região, são realizados curvamentos a quente em tubos. Durante este processo, o tubo sofre tratamentos térmicos, modificam sua microestrutura e propriedades mecânicas. Neste sentido, foram realizados, neste trabalho, tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, com o objetivo de melhorar as propriedades mecânicas nas juntas soldadas. O material utilizado foi o tubo API 5L X80 com diâmetro de 40 polegadas e 16 mm de espessura. Foi realizada a soldagem circunferencial com passe de raiz pelo processo *Metal Active Gas* (MAG) com curto circuito controlado, gás de proteção 80% Ar e 20% CO₂, passes de enchimento e acabamento pelo processo de soldagem com arame tubular (AT) e gás de proteção 75% Ar 25% CO₂. Os consumíveis utilizados no passe de raiz foi arame sólido ER80S-G e nos passes de enchimento e acabamento o arame tubular E101T1GM-H8. Realizaram-se combinações de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento com variações nas temperaturas de ambos. Para analisar a influência destes tratamentos térmicos foram realizados ensaios de tração, ensaios de microdureza e ensaios de impacto Charpy às temperaturas de -40 °C e 0 °C no metal de solda (MS) e na zona afetada pelo calor (ZAC). Alguns tratamentos térmicos realizados aumentaram a resistência à tração e a tenacidade em relação à condição como soldada, mas o melhor tratamento térmico foi o de tempera a partir de 900°C seguido de revenimento a 650°C.

ABSTRACT

The use of high strength low alloy steels tubes is commonly the most appropriate for transporting oil and gas under pressure, according to API 5L. In view of the need to adapt the pipes in the field according to the relief of each region, they are held hot bend in pipelines. During the process, the product undergoes thermal treatments which modify its microstructure and mechanical properties. It has been carried out, in this work, heat treatment of quenching and tempering, with the objective of obtaining the best mechanical properties in the welded joints. The material was API 5L X80 pipe with a 40 inch diameter and 16 mm thick. The circumferential welding pass root was done by GMAW with *controlled short circuit transfer*, shielding gas 80%Ar and 20% CO₂. Filling and finishing passes were welded with FCAW using a shielding gas 75% Ar and 25% CO₂. Consumables used in the root pass were ER80S-G and in the filling and finishing passes E101T1GM-H8. There were done four heat treatments of quenching and tempering for 2 hours. The results were analyzed by tensile test, hardness and Charpy V impact tests at temperatures of -40 ° C and 0 ° C in the weld metal and HAZ. The heat treatments influence statistically on the mechanical properties of welded joints related to as welded condition. The best result was quench heat treatment at 900°C followed by tempering at 650°C

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1-1 Consumo anual de petróleo no Brasil de 2005 até 2014 [1].	19
Figura 1-2 Consumo anual de gás natural no Brasil de 2005 a 2014 [1].	20
Figura 3-1 Efeito da microestrutura sobre a resistência e tenacidade dos aços API, adaptado de [10].	31
Figura 3-2 Rotas de processamento dos aços ARBL [11].	33
Figura 3-3 Esquema do equipamento de soldagem MIG/MAG [16].	35
Figura 3-4 Curva de tensão x corrente de uma fonte de tensão constante [16].	36
Figura 3-5 Variações dos parâmetros de soldagem em relação à distância entre o bico de contato e o MB [16].	37
Figura 3-6 Esquema do equipamento de soldagem AT [16].	39
Figura 3-7 Esquema do AT autoprottegido, corte transversal do consumível e AT com gás de proteção além do corte transversal do consumível [16].	40
Figura 3-8 Esquema das regiões da ZAC de um aço ARBL. Em (a) as regiões para um cordão sob chapa. Em (b) uma soldagem multipasse mostrando as alterações na região de grão grosseiro da ZAC, mostrando as microestruturas esquemáticas e os ciclos térmicos típicos [16].	44
Figura 3-9 Ataque químico com reagente Klemm I em ZAC de grãos grosseiros de junta do aço API 5L X80 [30].	46
Figura 3-10 Efeito da quantidade de M/A na tenacidade de uma junta soldada [29].	47
Figura 4-1 Esquema dos anéis do tubo API 5L X80.	48
Figura 4-2 Configuração do chanfro em V utilizado no tubo API 5L X80.	49
Figura 4-3 Esquema da junta soldada indicando as camadas e os passes de soldagem.	49
Figura 4-4 Esquema da retirada de informações para o cálculo da diluição em uma junta soldada[17].	51
Figura 4-5 Corpo de prova para ensaio de tração [32].	52
Figura 4-6 Esquema de retirada dos corpos de prova de ensaio de impacto Charpy, ao centro do metal de solda (a) e na ZAC (b).	52
Figura 4-7 Esquema da elaboração dos perfis de microdureza das juntas soldadas.	53
Figura 5-1 Diluição do CP SEM TT	57

Figura 5-2 Diluição do CP TT 0/500.	57
Figura 5-3 Diluição do CP TT 0/650.	58
Figura 5-4 Diluição do CP TT 900/500	58
Figura 5-5 Diluição do CP TT 900/650	59
Figura 5-6 Diluição do CP TT 1000/500	59
Figura 5-7 Diluição do CP TT 1000/650	60
Figura 5-8 Diluição do CP TT 1200/500.	60
Figura 5-9 Diluição do CP TT 1200/650.	61
Figura 5-10 Área da ZAC do CP ‘SEM TT’	62
Figura 5-11 Área da ZAC do CP “TT 0/500”	63
Figura 5-12 Área da ZAC do CP TT 0/650.	63
Figura 5-13 Área da ZAC do CP TT 900/500.	64
Figura 5-14 Área da ZAC do CP TT 900/650.	64
Figura 5-15 Área da ZAC do CP TT 1000/500	65
Figura 5-16 Área da ZAC do CP TT 1000/650.	65
Figura 5-17 Limite de resistência para cada condição de tratamento térmico. A linha na cor vermelha representa o limite de escoamento mínimo exigido pela norma API 5L para classificação do metal de base.	67
Figura 5-18 Mapeamento de microdureza do CP ‘SEM TT’	69
Na Figura 5-19 nota-se um aumento da dureza na região próxima ao metal desolda, que corresponde à região ZAC-GG. Conforme se caminha para o metal base a dureza vem caindo, caracterizando as regiões ZAC-GR e ZAC-IC. A região ZAC-SC fica adjacente ao metal de base, e também apresenta uma leve redução da dureza.	69
Figura 5-20 Perfil de microdureza de raiz do CP ‘SEM TT’	70
Figura 5-21 Perfil de microdureza do enchimento do CP ‘SEM TT’	70
Figura 5-22 Perfil de microdureza de acabamento ‘SEM TT’	70
Figura 5-23 Mapeamento de microdureza do CP ““TT 0/500””	71
Figura 5-24 Perfil de microdureza da raiz do CP “TT 0/500”	71
Figura 5-25 Perfil de microdureza do enchimento do CP “TT 0/500”.	72
Figura 5-26 Perfil de microdureza de acabamento do CP “TT 0/500”.	72
Figura 5-27 Mapeamento de microdureza do CP TT 0/650.	73
Figura 5-28 Perfil de microdureza da raiz do CP TT 0/650.	74
Figura 5-29 Perfil de microdureza do enchimento do CP TT 0/650.....	74

Figura 5-30 Perfil de microdureza do acabamento do CP TT 0/650.	74
Figura 5-31 Comparação dos mapeamentos de microdureza das condições Sem TT, TT 0/500 e TT 0/650, com suas respectivas macrografias.....	75
Figura 5-32 Resultados de microdureza máxima do MS e MB, da região do enchimento, das condições Sem TT, TT 0/500 e TT 0/650.....	75
Figura 5-33 Mapeamento de microdureza do CP TT 900/0.	76
Figura 5-34 Perfil de microdureza da raiz do CP TT 900/0.	77
Figura 5-35 Perfil de microdureza do enchimento do CP TT 900/0.....	77
Figura 5-36 Perfil de microdureza do acabamento do CP TT 900/0.	77
Figura 5-37 Mapeamento de microdureza do CP TT 900/500.	78
Figura 5-38 Perfil de microdureza da região do passe de raiz do CPTT900/500.....	79
Figura 5-39 Perfil de microdureza da região do cordão de solda de enchimento do CP TT 900/500.....	79
Figura 5-40 Perfil de microdureza da região do cordão de solda de acabamento do CPTT 900/500.....	79
Figura 5-41 Mapeamento de microdureza do CP TT 900/650.	80
Figura 5-42 Perfil de microdureza do passe de raiz do CP TT 900/650.....	81
Figura 5-43 Perfil de microdureza do passe enchimento do CPTT900/650.....	81
Figura 5-44 Perfil de microdureza do passe de acabamento do CPTT 900/650.....	81
Figura 5-45 Comparação entre os mapeamentos de microdureza das condições Sem TT, TT 900/0, TT 900/500 e TT 900/650, com suas respectivas macrografias.	82
Figura 5-46 Resultados de microdureza máxima do MS e MB, da região do enchimento, das condições Sem TT, TT 900/0, TT 900/500 e TT 900/650.	82
Figura 5-47 Mapeamento de microdureza do CP TT 1000/0.	83
Figura 5-48 Perfil de microdureza da raiz do CP TT 1000/0.	84
Figura 5-49 Perfil de microdureza do enchimento do CP TT 1000/0.....	84
Figura 5-50 Perfil de microdureza do acabamento do CP TT 1000/0.	84
Figura 5-51 Mapeamento de microdureza do CP TT 1000/500.	85
Figura 5-52 Perfil de microdureza da raiz do CP TT 1000/500.....	86
Figura 5-53 Perfil de microdureza do enchimento do CP TT 1000/500.....	86
Figura 5-54 Perfil de microdureza do acabamento do CP TT 1000/500.....	86
Figura 5-55 Mapeamento de microdureza do CP TT 1000/650.	87
Figura 5-56 Perfil de microdureza da região do passe de raiz do CP TT 1000/650 ..	88
Figura 5-57 Perfil de microdureza do passe de enchimento do CP TT 1000/650.	88

Figura 5-58 Perfil de microdureza da região do passe de acabamento do CP TT 1000/650.	88
Figura 5-59 Comparação entre os mapeamentos de microdureza das condições Sem TT, TT 1000/0, TT 1000/500 e TT 1000/650, com suas respectivas macrografias.....	89
Figura 5-60 Resultados de microdureza máxima do MS e MB, da região do enchimento, das condições Sem TT, TT 1000/0, TT 1000/500 e TT 1000/650.	89
Figura 5-61 Mapeamento de microdureza do CP TT 1200/0.	90
Figura 5-62 Perfil de microdureza da raiz do CP TT 1200/0.	91
Figura 5-63 Perfil de microdureza do enchimento do CP TT 1200/0.....	91
Figura 5-64 Perfil de microdureza do acabamento do CP TT 1200/0.	91
Figura 5-65 Mapeamento de microdureza do CP TT 1200/500.	92
Figura 5-66 Perfil de microdureza da raiz do CP TT 1200/500.	93
Figura 5-67 Perfil de microdureza do enchimento do CP TT 1200/500.....	93
Figura 5-68 Perfil de microdureza do acabamento do CP TT 1200/500.	93
Figura 5-69 Mapeamento de microdureza do CP TT 1200/650.	94
Figura 5-70 Perfil de microdureza da raiz do CP TT 1200/650.	95
Figura 5-71 Perfil de microdureza do enchimento do CP TT 1200/650.....	95
Figura 5-72 Perfil de microdureza do acabamento do CP TT 1200/650.	95
Figura 5-73 Comparação entre os mapeamentos de microdureza das condições Sem TT, TT 1200/0, TT 1200/500 e TT 1200/650, com suas respectivas macrografias.....	96
Figura 5-74 Resultados de microdureza máxima do MS e MB, da região do enchimento, das condições Sem TT, TT 1200/0, TT 1200/500 e TT 1200/650.	96
Figura 5-75 Comparação entre os resultados dos ensaios Charpy a 0°C e -40°C e os tratamentos térmicos.....	98
Figura 5-76 Resultado do ensaio Charpy a -40°C no metal de solda.....	98
Figura 5-77 Resultados do ensaio de impacto Charpy realizados no MS a 0 °C.	99
Figura 5-78 Resultado do ensaio Charpy a -40°C na ZAC.....	101
Figura 5-79 Fractografia (MEV) do ensaio de impacto Charpy realizado na ZAC a temperatura de -40 °C do CP TT 1200/650.....	102
Figura 5-80 Resultado do ensaio Charpy a 0°C na ZAC	103
Figura 5-81 Fractografia (MEV) do ensaio de impacto Charpy realizado na ZAC a temperatura de 0 °C do CP TT 1200/650.....	104

Figura 5-82 Microestrutura em três dimensões do aço API 5L X80 ampliada em 500x.	105
Figura 5-83 Resultado do EDS realizado em região com agregados de ferrita-carbonetos.....	106
Figura 5-84 Microscopia eletrônica de varredura do aço do tubo API 5L X 80.	106
Figura 5-85 Fração volumétrica de carbonetos e carbonitretos no metal de base em função das condições e tratamentos térmicos do MB.	108
Figura 5-86 Comparação de micrografias, com ampliação de 500x, do metal de base realizadas em cada condição de tratamento térmico.	111
Figura 5-87 Comparação de micrografias, com ampliação de 500x, do metal de solda realizadas em cada condição de tratamento térmico.....	112
Figura 5-88 Comparação de micrografias, com ampliação de 500x, da região de grãos grosseiros realizadas em cada condição de tratamento térmico.....	113
Figura 5-89 Comparação de micrografias, com ampliação de 500x, da região de grãos refinados realizadas em cada condição de tratamento térmico.....	114

LISTA DE TABELAS

Tabela 3-1 Composição do Aço API 5L X80, segundo a especificação API 5L [5]. ...	26
Tabela 3-2 Propriedades mecânicas dos Aços API 5L X80 [5].	30
Tabela 4-1 Composição do Aço API 5L X80 utilizado neste estudo.....	48
Tabela 4-2 Temperaturas dos tratamentos térmicos realizados.....	50
Tabela 4-3 Temperaturas de realização do ensaio de impacto Charpy com entalhe em 'V', quantidade e identificação.	53
Tabela 5-1 Parâmetros da soldagem circunferencial do tubo API 5L X80.	55
Tabela 5-2 Diluição dos CP's soldados do tubo API 5L X80.	56
Tabela 5-3 Áreas das ZAC's dos CP's tratados e do CP não tratados termicamente.	61
Tabela 5-4 Resultados do ensaio mecânico de tração.....	66
Tabela 5-5 CP's com diferentes energias de impacto no MS a temperatura de -40 °C.	99
Tabela 5-6 CP's com energias absorvidas iguais de ensaio de impacto no MS a 0 °C.	100
Tabela 5-7 CP's com energias absorvidas iguais de ensaio de impacto no ZAC a -40 °C.	102
Tabela 5-8 CP's com energias absorvidas iguais de ensaio de impacto no ZAC a 0 °C.	105
Tabela 5-9 Tamanho de grão da austenita anterior de diferentes condições de tratamentos térmicos comparado com o tamanho de grão do metal de base (em micrometros).	109

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ANP	Agência Nacional do Petróleo
P&D	Pesquisa e Desenvolvimento
HSLA	High Strength Low Alloy
MPa	Megapascal
ASM	American Society for Metals
API	American Petroleum Institute
TMCP	Thermo-Mechanically Controlled Processing
TMP	Thermo-mechanical Processing
RA	Resfriamento acelerado
AC	Accelerate Cooling
DQ&T	Direct Quenched and Tempered
MIG	Metal Inert Gas
MAG	Metal Active Gas
AT	Arame Tubular
V _m	Velocidade média
Vel	Velocidade
kJ	kilojoules
Comp	Comprimento
TT	Tratamento Térmico
TIG	Tungsten Inert Gas
HV	Hardness Vickers
F	Fisher
gl	Graus de liberdade
SQ	Soma dos quadrados
MB	Metal de base
ZAC	Zona afetada pelo calor
ZAC-GG	Zona afetada pelo calor de grãos grosseiros
ZAC-GR	Zona afetada pelo calor de grãos refinados
ZAC-IC	Zona afetada pelo calor intercrítica
ZAC-SC	Zona afetada pelo calor subcrítica

MS	Metal de Solda
ZDL	Zona de Ligação
MQ	Média dos quadrados
LE	Limite de escoamento
LR	Limite de resistência
LTM	Laminação termomecânica
RA	Resfriamento acelerado
TD	Têmpera direta
R	Revenimento
LC	Laminação controlada
L	Laminação
EDS	<i>Energy Dispersive X-ray Spectroscopy</i>
TG	Tamanho de grão

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	19
2	OBJETIVO.....	22
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
3.1	Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL).....	23
3.1.1	Histórico.....	23
3.1.2	Aplicações	24
3.1.3	Classificação.....	24
3.2	Tubos de aço API 5L X80	25
3.2.1	Processos de fabricação	26
3.2.2	Composição química dos Tubos API 5L X80	26
3.2.3	Microestrutura.....	27
3.2.4	Efeito dos elementos microligantes	27
3.2.5	Efeito dos elementos de liga.....	28
3.2.6	Propriedades mecânicas dos Tubos API 5L X80.....	30
3.2.7	Mecanismos de endurecimento	30
3.2.8	Rota de fabricação <i>TMCP</i>	32
3.2.9	Têmpera e Revenimento	34
3.3	Processo de soldagem MIG/MAG	34
3.3.1	Equipamento de soldagem.....	35
3.4	Processo de soldagem por Arame Tubular	38
3.5	Soldabilidade.....	41
3.5.1	Soldabilidade dos aços carbono	41
3.5.2	Soldabilidade dos aços ARBL	42
3.6	Microconstituente M/A	45
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	48
4.1	Metal de base.....	48
4.2	Soldagem dos tubos.....	48
4.3	Tratamentos térmicos.....	50
4.4	Macrografia	50

4.5	Micrografia	51
4.6	Ensaio de Tração	52
4.7	Ensaio de Impacto Charpy com entalhe em V.	52
4.8	Microdureza	53
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	55
5.1	Parâmetros de soldagem	55
5.2	Macrografia	56
5.3	Ensaio de tração	66
5.4	Microdureza Vickers.....	68
5.5	Ensaio de impacto Charpy com entalhe em “V”	97
5.5.1	Ensaio realizado no metal de solda a -40°C.	98
5.5.2	Ensaio realizado no metal de solda a 0°C.....	99
5.5.3	Ensaio realizado na ZAC a -40°C.	100
5.5.4	Ensaio realizado na ZAC a 0°C.....	103
5.6	Caracterização metalográfica.....	105
5.6.1	Microestrutura do metal de base	105
5.6.2	Microestrutura do metal de solda.....	108
5.6.3	Microestrutura da zona afetada pelo calor.....	109
6	CONCLUSÕES.....	115
7	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	117
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	118
	APÊNDICE A.....	121
	APÊNDICE B.....	139

1 INTRODUÇÃO

Os aços Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) são comumente utilizados na fabricação de tubos, os quais são normatizados pela norma API para os sistemas de transporte de óleo e gás. Os elevados limites de escoamento, elevada tenacidade em baixas temperaturas aliados às espessuras menores, possibilitam o uso de dutos com maiores diâmetros e submetidos a maiores pressões internas, aumentando, assim, sua eficiência no transporte de fluidos. Isto tem sido motivado pelo crescimento da produção, refino e consumo de petróleo tanto no Brasil quanto no mundo [1].

O Brasil apresenta-se em 5º lugar no ranking de países consumidores de petróleo, consumindo 3,2 milhões de barris por dia, utilizando 3,5% do total consumido no mundo, enquanto que os Estados Unidos ocupam o primeiro lugar, com consumo de 11,6 milhões de barris por dia, 13,1% do total consumido no mundo. A Figura 1-1 apresenta o consumo de petróleo do Brasil desde 2005 até 2014, conforme apresenta o anuário da Agência Nacional do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis (ANP) [1].

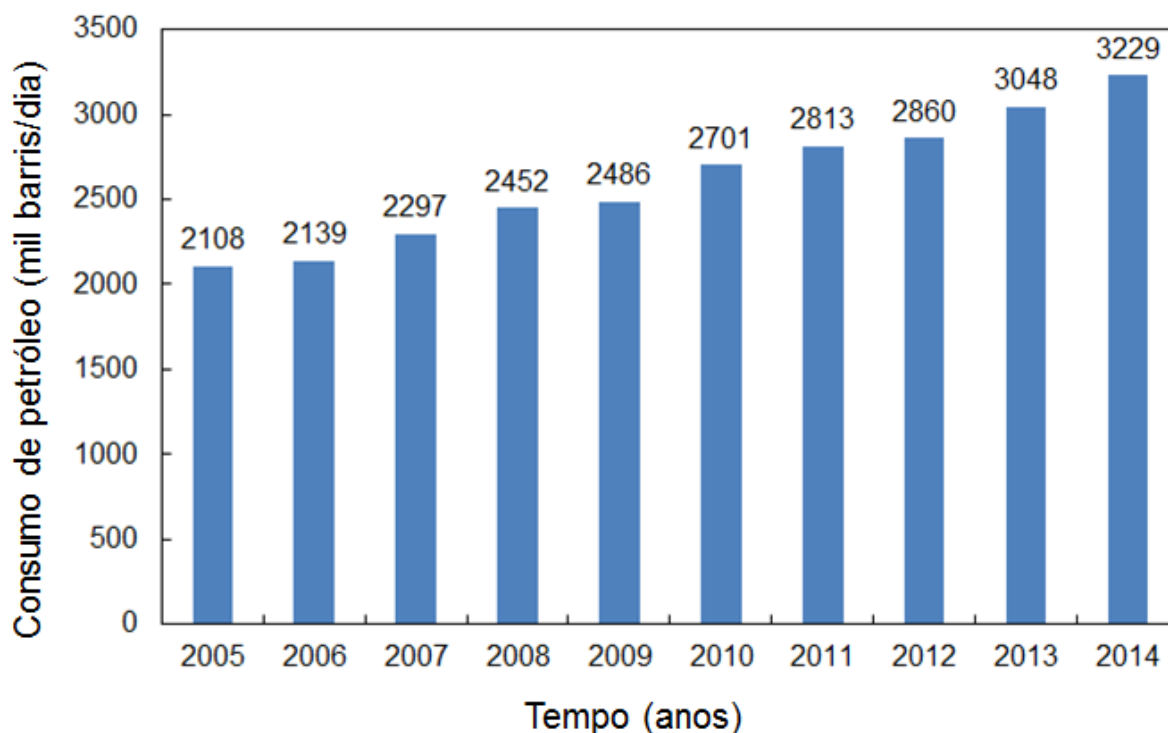


Figura 1-1 Consumo anual de petróleo no Brasil de 2005 até 2014 [1].

Seguindo a mesma tendência do consumo de petróleo, o consumo de gás natural no Brasil está em crescimento, cujo consumo atual é de 39,6 bilhões de m³. Os Estados Unidos também continuam na liderança de consumo de gás natural, alcançando 759,4 bilhões de m³, enquanto que o Brasil encontra-se na 24^o posição [1]. A Figura 1-2 apresenta o consumo de gás natural do Brasil entre 2005 e 2014.

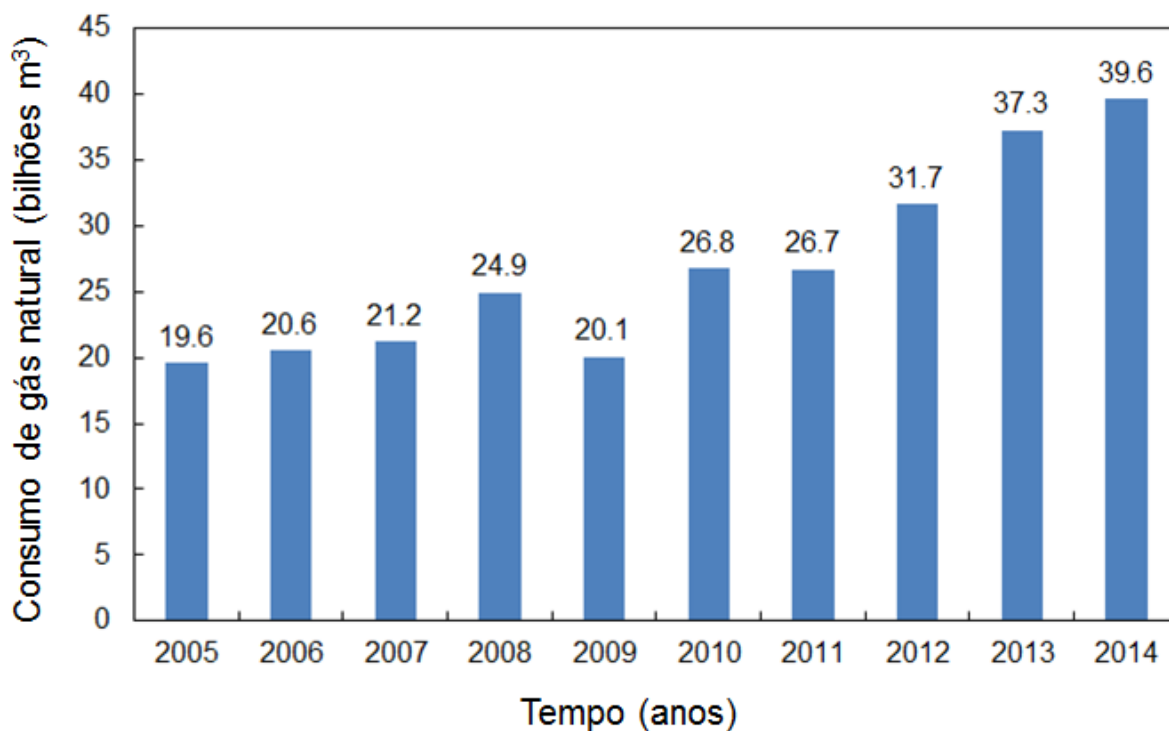


Figura 1-2 Consumo anual de gás natural no Brasil de 2005 a 2014 [1].

O transporte de petróleo e seus derivados é feito por tubulações (transporte entre uma mesma unidade) ou dutos (transporte entre unidades com diferentes personalidades jurídicas), que são compostos de tubos soldados entre si. No caso de dutos, no momento em que os tubos são transportados e colocados em campo para a devida instalação, surge a necessidade de sua adequação à topografia do terreno. Uma forma encontrada para adequar os tubos aos relevos predominantes em campo é a utilização das técnicas de curvamento de tubos, que podem ser a frio, para pequenos diâmetros, ou curvamento a quente por indução magnética, em tubos com maiores diâmetros, como o caso do tubo utilizado neste trabalho.

Durante o processo de curvamento a quente, o material sofre um aquecimento rápido a temperaturas acima de 900 °C localizado na região circunferencial do tubo, que, posteriormente, é curvado e depois resfriado com jatos

d'água. Este processo é caracterizado como um tratamento térmico de têmpera, o qual aumenta a dureza do material, o limite de resistência e o limite de escoamento, além de diminuir a sua tenacidade. Para alcançar as propriedades mecânicas desejadas do material utilizado na tubulação, o tratamento térmico de revenimento é requerido. A sua função é: reduzir a dureza do material, aliviar as tensões residuais, aumentar a tenacidade e reduzir o limite de escoamento do material [2]. Diante do que foi exposto, serão investigados diversos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, porém, em juntas de tubos do aço API 5L X80 soldadas circunferencialmente, sem a aplicação do processo de deformação plástica que caracteriza a deformação do tubo.

2 OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é identificar as melhores temperaturas aplicáveis aos tratamentos térmicos de alívio de tensões e de têmpera e revenimento que otimizam as propriedades mecânicas em juntas soldadas circunferenciais, através dos ensaios de tração, de microdureza Vickers e de impacto Charpy com entalhe em “V”. Além disso, os corpos-de-prova serão caracterizados metalograficamente para correlacionar propriedades mecânicas e microestruturais encontradas nas diferentes regiões da junta soldada.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), ou o equivalente em inglês *High Strength Low Alloy (HSLA)*, também conhecidos como aços microligados, são ligas de ferro carbono que possuem boas propriedades mecânicas e/ou resistência à corrosão atmosférica, comparadas aos aços carbono comuns, como o A36, por exemplo. Seus limites de escoamento são maiores ou iguais a 275 MPa (40 ksi) [3], enquanto que o A36 possui limite de escoamento, segundo a norma ASTM A36, de 250 MPa ou (36 ksi) [4].

A satisfatória soldabilidade e conformabilidade destes aços são alcançadas com baixos teores de carbono (C), os quais podem variar entre 0,05% a 0,25% e teores de manganês limitados ao máximo de 2,0%. Entre outros elementos químicos presentes, estão: o Cromo (Cr), o Níquel (Ni), o Molibdênio (Mo), o Cobre (Cu), o Nitrogênio (N), o Vanádio (V), o Nióbio (Nb), o Titânio (Ti) e o Zircônio (Zr), os quais podem ser utilizados através de diversas combinações e composições químicas [3].

3.1.1 Histórico

Os aços ARBL foram introduzidos no final da década de 1930 e início da década de 1940, devido à utilização de elementos microligantes e em pequenas quantidades. A utilização destes elementos tinha como a finalidade de alcançar e garantir o mínimo de limite de escoamento requerido pelo código de projeto [3].

Em meados de 1960 e 1965 iniciaram-se as pesquisas e desenvolvimento com os mecanismos de endurecimento associados à laminação a quente. Na época, estes estudos tinham como objetivo a substituição dos aços tratados termicamente [3].

Entre 1965 a 1972 busca-se pela melhoria da tenacidade dos aços ARBL, com a realização de estudos de refinamento de grão e dessulfuração de aços laminados a quente, chapas, aços para tubulações, e o desenvolvimento da laminação controlada [3].

Entre 1970 e 1976 focou-se na soldabilidade e conformabilidade dos aços, atuando-se na redução de carbono e, conseqüentemente, na redução do carbono equivalente, além da redução do teor de enxofre [3].

Desde 1972 até os dias atuais, o foco está no controle da temperatura de transição dúctil-frágil, do limite de fadiga, da resistência à corrosão por H₂S, do comportamento do escoamento do material e da sua conformabilidade. Neste mesmo sentido, os desenvolvedores de ligas buscam a melhoria dos aços existentes com teores de elementos de liga diferentes, com o intuito de suprir a eventual indisponibilidade de alguns elementos no futuro. A tendência para o futuro está na busca por materiais mais resistentes, com foco na redução de custos de matéria prima e redução dos processos de produção [3].

3.1.2 Aplicações

Os aços ARBL são utilizados na fabricação de tubulações e dutos de transporte de fluidos da indústria de óleo e gás, em navios, em estruturas offshore, em indústrias automobilísticas, em vasos de pressão e em equipamentos pesados em geral [3].

São fornecidos, normalmente, à indústria de transformação, em condições de “como laminados a quente”. Todavia, os aços podem ser entregues, mediante acordo entre fornecedor e comprador, em condições de laminação controlada, normalizados ou endurecidos por precipitação. Apesar dessas variações em seu processo de fabricação, os aços ARBL devem conferir as especificações mínimas requeridas estabelecidas por normas técnicas aplicadas a um dado projeto [3].

3.1.3 Classificação

Segundo a *American Society for Metals (ASM)* [3], os aços ARBL são divididos em cinco categorias, conforme a seguinte apresentação:

- Aços patináveis (*Weathering steels*): são aços projetados com o objetivo de conferir boa resistência a corrosão atmosférica através da adição de elementos de liga como o cobre e o fósforo.
- Aços microligados com microestrutura ferrítica perlítica (*Microalloyed ferrite-perlite steels*): são aços que possuem em sua composição química pequenas

adições de elementos formadores de carbonetos e carbonitretos, como o nióbio, vanádio e titânio. Os carbonetos formados por estes elementos agem no endurecimento por precipitação e refino de grão. O teor de cada elemento geralmente é menor que 0,1% em massa.

- Aços com perlita reduzida: são aços com alta resistência devido aos finos grãos de ferrita e ao endurecimento por precipitação. Esses aços são assim chamados devido à ausência ou pela pequena dimensão da perlita na microestrutura.

- Aços microligados (*Microalloyed steels*): são aços com adição de elementos de microliga como Nb, Ti e V. O teor de cada elemento geralmente é menor que 0,1%. Neste caso, o Nb, Ti e V agem no refino de grão e/ou endurecimento por precipitação de carbonitretos e/ou carbonetos.

- Aços com ferrita acicular: são aços com baixo teor de carbono, com temperabilidade suficiente para a transformação, durante o resfriamento, em ferrita acicular fina de alta resistência ao invés de ferrita poligonal.

- Aços bifásicos (*Dual Phase*): são aços com pequena quantidade de ferrita distribuída uniformemente em regiões de martensita de alto carbono. Isto resulta em baixo limite de escoamento e alta taxa de encruamento. Sendo assim, os aços bifásicos possuem alta resistência mecânica e alta conformabilidade quando comparados aos demais aços supracitados.

- Aços resistentes a trinca induzida por hidrogênio (*Hydrogen-induced cracking resistant steels*): são aços com teores de carbono e enxofre reduzidos e teores de Cu acima de 0,26% em massa.

3.2 Tubos de aço API 5L X80

Os tubos de aço segundo a norma API 5L são comumente utilizados na indústria de óleo e gás para o transporte de combustíveis gasosos e/ou líquidos. São classificados segundo a ASM como aços microligados. A norma API regulamenta a fabricação, bem como sugere composições químicas e propriedades mecânicas dos aços ARBL utilizados na construção dos tubos [5,6].

3.2.1 Processos de fabricação

Os tubos segundo a norma API podem ser fabricados por meio de um processo de conformação a quente, como por exemplo, a extrusão, ou seja, tubos sem costura ou através de um cordão de solda longitudinal, isto é, tubos com costura [5].

Os tubos com costura são fabricados a partir do processo UOE que consiste na conformação de uma chapa, já chanfrada em suas extremidades, no formato de “U”, depois conformado novamente assumindo o formato cilíndrico, ou seja, no formato de “O”. Após o processo de conformação do tubo, a soldagem longitudinal é realizada. Finalmente, o tubo sofre uma expansão a frio, com o intuito de reduzir a sua ovalização. Isto corresponde a etapa “E” do processo. Após esta etapa o tubo passa por teste hidrostático, ensaios não destrutivos, dimensionais e outros ensaios de laboratório [5].

3.2.2 Composição química dos Tubos API 5L X80

A especificação API 5L define uma faixa da composição química dos aços utilizados na fabricação de tubos, de acordo com a espessura e presença ou ausência de costura. A Tabela 3-1 apresenta a composição química típica de um aço de tubo API 5L X80 com costura, fabricado pela rota de laminação controlada (*Thermo-Mechanically Controlled Processing -TMCP*), com espessura menor ou igual a 25,0mm [5].

Tabela 3-1 Composição do Aço API 5L X80, segundo a especificação API 5L [5].

	C	Si	Mn	P	S	V	Nb	Ti	Outros	CE _{iiw}	CE _{Pcm}
X80(%)	0,12	0,45	1,85	0,025	0,015	-	-	-	-	0,43	0,25

A especificação API 5L ainda determina que, a soma dos teores de vanádio, titânio e nióbio, denominados de microligantes, deve ser menor ou igual a 0,15%. Outros elementos de liga podem ser adicionados à composição química conforme os seguintes teores: O Cu deve ser menor ou igual a 0,50%; o Ni, menor ou igual a 1,0%; Cr, menor ou igual a 0,50%; enquanto o Mo menor ou igual a 0,80%. Caso não haja adição intencional de B acordada entre comprador e fornecedor, é

permitido o teor residual de 0,001%. Os teores dos elementos microligantes e os demais elementos podem ser alterados conforme acordo entre fornecedor e comprador [5].

3.2.3 Microestrutura

A microestrutura comum encontrada em tubos de aço API 5L X80, depende do processo de fabricação e da composição química do aço. Aqueles fabricados pelo processo TMCP (*Thermo-Mechanically Controlled Processing*) com resfriamento acelerado possuem como microestrutura a ferrita bainita, perlita, ou agregados ferrita carbonetos [3]. Morales [7] estudou um X80 com 0,05%C, 1,74%Mn, 0,069%Nb, 0,022%V e 0,014%Ti que apresentou microestrutura com ferrita acicular, ferrita poligonal e microconstituente M/A (martensita e austenita). Wang [8], utilizando outro X80, com composição 0,025%C, 1,83%Mn, 0,08%Nb, 0,03%V e 0,012%Ti, encontrou ferrita acicular e ferrita quasi-poligonal e ilhas do microconstituente M/A.

3.2.4 Efeito dos elementos microligantes

O Nb é utilizado em aços ARBL em pequenas quantidades, em torno de 0,03% a 0,05% em massa, cujo objetivo é aumentar o limite de escoamento do material, alcançado por meio da combinação de endurecimento por precipitação e refino do grão ferrítico. O refino do grão é beneficiado em função de sua baixa solubilidade na austenita, assim retardando o seu crescimento de grão, formando precipitados com o carbono ou nitrogênio. O Nb é o elemento formador de precipitados mais estáveis a temperaturas de laminação quando comparado ao V [3].

O V também atua no endurecimento por precipitação e refino do grão ferrítico devido à formação de carbonetos e nitretos de vanádio. Esta precipitação de carbonitretos contribui para o aumento da resistência do material e pode ser alcançada na presença de teores entre 0,13% e 0,15% em massa, 1,0% em massa ou mais de manganês e pelo menos 0,01% em massa de nitrogênio. No quesito refino de grão, os grãos refinados são gerados pela combinação de vanádio e a laminação controlada [3].

A utilização de Ti auxilia no endurecimento por precipitação através da formação de nitretos, atuando também no controle de sulfetos no material. Quantidades em torno de 0,025% em massa de Ti são suficientes para conter o crescimento do grão austenítico. O Ti atua também como um forte desoxidante que é muito utilizado em aços acalmados [3], junto com outros elementos químicos desoxidantes como Al e Si.

3.2.5 Efeito dos elementos de liga

Os elementos de liga presentes no API 5L X80 são responsáveis por uma série de efeitos na sua microestrutura e, conseqüentemente, nas suas propriedades mecânicas.

O C é o elemento químico mais barato e forte elemento endurecedor. Seu teor é diretamente proporcional à quantidade de perlita na microestrutura do aço ARBL, aumentando o limite de resistência do material. Entretanto, quando utilizado em quantidades excessivas, reduz a soldabilidade e a tenacidade do material através da formação de martensita [3].

O Mn é o elemento endurecedor principal de um aço ARBL, quando aplicado em teores acima de 1,0% em massa. Atua como endurecedor por solução sólida na microestrutura ferrítica e também diminui a temperatura de transformação da austenita para a ferrita [3].

O Si é um forte elemento desoxidante, com forte atuação em aços fundidos. Sua presença é marcante em aços estruturais totalmente desoxidados, com teores até 0,35% em massa. Este elemento tem efeito endurecedor em aços ARBL pelo mecanismo de endurecimento por solução sólida, aumentando o limite de escoamento do material. O alto teor de Si afeta a tenacidade e a soldabilidade dos aços, sendo necessário controle da sua quantidade [3].

O Cu é um elemento que confere boa resistência a corrosão atmosférica aos aços. De modo semelhante, a presença do elemento P em teores superiores a 0,05% em massa contribui para aumentar a eficiência desta resistência à corrosão atmosférica. Teores acima de 0,5% de Cu em massa promovem a resistência dos aços ARBL, mas também contribuem para a redução da ductilidade do material, devido ao endurecimento da ferrita. Aumentando a concentração do Cu em cerca de

1,0%, o limite de escoamento aumenta de 70 MPa a 140 MPa, considerando o efeito dos outros elementos químicos [3].

O elemento P atua como um endurecedor por solução sólida em campo ferrítico. Em grande quantidade, auxilia na resistência a corrosão, principalmente na presença de Cu, conforme citado no parágrafo anterior, mas proporciona queda na ductilidade do material. Entretanto, em teores inferiores a 0,05% em massa, há fragilização devido a segregação de P no contorno de grão da austenita anterior [3].

O Cr atua junto ao Cu em aço com a finalidade de obter melhor resistência a corrosão atmosférica. Isto é visivelmente conferido aos aços patináveis, os quais apresentam composições próximas a 0,12% em massa de P, 0,85% em massa de Cr e 0,40% em massa de Cu. Estes aços possuem uma camada aderente de óxido, causado pela exposição à atmosfera, a qual protege a estrutura do meio agressivo [3].

O Ni atua como endurecedor por solução sólida em fase ferrítica de aços ARBL, podendo ser aplicado em teores de até 1,0% em massa. Este elemento também auxilia em melhorias na resistência à corrosão atmosférica. Além do mais, em presença de Cu e/ou P, aumenta a resistência à corrosão em ambiente marinho [3].

O Mo promove a dureza do material. Os teores de Mo entre 0,15% e 0,30% em massa em aços ARBL aumentam a solubilidade do Nb na austenita. Desta forma, pode-se obter carbonitretos de nióbio Nb(CN) na ferrita. Os precipitados, como citados anteriormente, aumentam o limite de escoamento do material [3].

O Zr é muito utilizado para acalmar os aços ARBL, com a finalidade de obter estruturas livres de inclusões, como sulfetos. Isto permite o aumento da ductilidade do material [3].

O B não afeta a resistência de um material laminado comum. Entretanto, quando estruturas de ferrita acicular são requeridas, o B aumenta a dureza do material. Este efeito tem maior eficiência em aços totalmente desoxidados[3].

O Al foi o primeiro elemento aplicado no controle do crescimento do grão austenítico. Ainda é muito utilizado como desoxidante. Atuante na laminação controlada, mas é menos eficiente no refino de grão em relação ao Nb e Ti [3].

Os elementos terras raras, localizados na série dos lantanídeos da tabela periódica, como o Ce, La e o Pr atuam no controle do formato de inclusões de sulfetos, os quais são de natureza plástica e afetam diretamente a ductilidade do

material. Assim, o papel dos elementos terras raras é produzir sulfetos de Ce, La ou Pr, os quais possuem plasticidade desprezível [3].

3.2.6 Propriedades mecânicas dos Tubos API 5L X80

As propriedades mecânicas do tubo API 5L X80, segundo a API 5L, estão apresentadas na Tabela 3-2, e são baseadas nos limites de escoamento e de resistência [5]. A classificação X80 refere-se ao limite de escoamento mínimo em ksi.

Tabela 3-2 Propriedades mecânicas dos Aços API 5L X80 [5].

Unidade	Limite de Escoamento (mínimo)	Limite de Escoamento (máximo)	Limite de Resistência (mínimo)	Limite de Resistência (máximo)
MPa	555	675	625	825
ksi	80 500	97 900	90 600	119 700

A relação entre o limite de escoamento e o limite de resistência (LE/LR) do API 5L X80 máxima é de 0,93. Valores acima desta relação, o material poderá apresentar comportamento frágil, isto é, o limite de escoamento estará próximo ao limite de resistência. A maioria dos aços API 5L, até o grau X80, apresentam a mesma relação LE/LR de 0,93. Entretanto, acima deste grau, como o API 5L X90 e o API 5L X120, os valores da relação variam entre 0,95 e 0,99 respectivamente [5].

3.2.7 Mecanismos de endurecimento

As propriedades dos aços ARBL são obtidas através da combinação entre composição química e processamento (laminação termomecânica). Esta combinação pode ser expressa através dos mecanismos de endurecimento e visa melhorar as seguintes propriedades: resistência mecânica, tenacidade, ductilidade, conformabilidade e soldabilidade. Os mecanismos de endurecimento aplicáveis aos aços ARBL são: aumento de densidade de discordâncias; por solução sólida por átomos intersticiais e/ou substitucionais; por refino do grão e por precipitação [9].

Dentre os diferentes mecanismos citados acima, a redução do tamanho de grão é alcançada através da combinação da composição química do material e sua rota de fabricação, TMCP. Conforme o tamanho de grão diminui, o número de

interfaces aumenta e, conseqüentemente, a tenacidade do material também é aumentada. Isto acontece porque o caminho que a trinca percorre é maior e as interfaces absorvem sua energia de propagação. Sendo assim, o refino do grão é um mecanismo de endurecimento que, simultaneamente, aumenta a tenacidade e a resistência do material e reduz sua temperatura de transição dúctil-frágil. A Figura 3-1 apresenta a soma vetorial destes mecanismos em relação à temperatura de transição dúctil-frágil e os limites de escoamento de diferentes graus de aços API 5L [10].

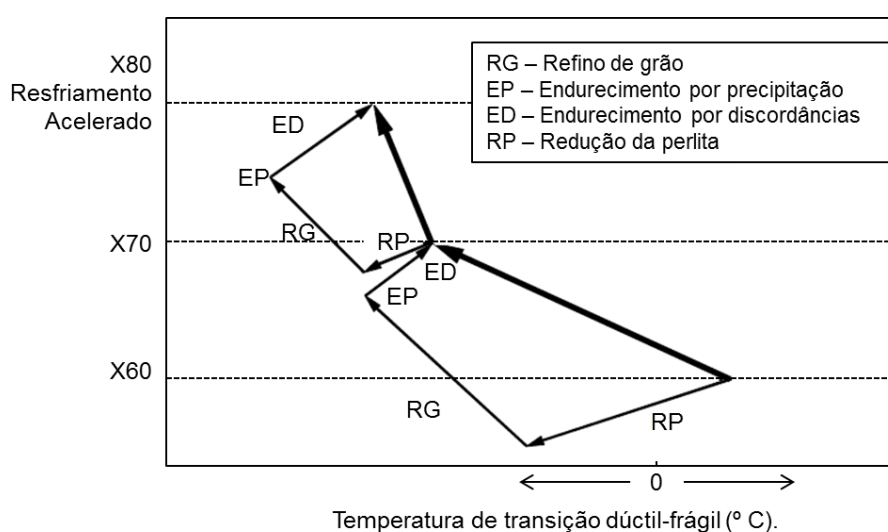


Figura 3-1 Efeito da microestrutura sobre a resistência e tenacidade dos aços API, adaptado de [10].

Com base na Figura 3-1, o efeito da microestrutura sobre a resistência e tenacidade dos aços API, partindo-se de um aço X60, ou seja, com LE igual a 60 ksi; a redução da perlita (RP) devido à redução do teor de C reduz tanto a temperatura de transição dúctil frágil, quanto o limite de escoamento do aço. O refino de grão (RG), proveniente da laminação termomecânica, reduz ainda mais a temperatura de transição dúctil frágil, enquanto aumenta, ao mesmo tempo, o limite de escoamento do aço. Neste momento, há ainda o aumento da densidade de discordâncias (ED) advindas do encruamento na laminação e precipitação de carbonetos nos contornos de grão (EP). Estes dois últimos mecanismos aumentam o LE, mas também aumentam a temperatura de transição dúctil-frágil. A contribuição de todos estes mecanismos determinou o desenvolvimento do aço de grau X70 [10]. De modo semelhante, a obtenção do aço X80, a partir do X70, deu-se através da redução do

teor de C que reduziu tanto a temperatura de transição dúctil frágil, quanto o LE. O aumento de resistência foi proporcionado pela contribuição dos demais mecanismos em função da rota de processamento termomecânico com resfriamento acelerado [10], conforme mostrado na Figura 3-1.

3.2.8 Rota de fabricação *TMCP*

A rota de fabricação por laminação controlada de aços (*Thermomechanical Controlling Process - TMCP*) é o processo que objetiva refinar os grãos dos aços e a obtenção de microestrutura adequada, aumentando, assim, a resistência e tenacidade de um aço ARBL. A composição química do aço, aliada ao reaquecimento do material acima da temperatura de austenitização, seguida de laminação e resfriamento, promovem propriedades mecânicas satisfatórias[11]. Os elementos microligantes produzem o aumento da resistência mecânica e tenacidade do material, sem afetar a sua soldabilidade [12].

O refino de grão pode ser alcançado através de três tipos de precipitação: precipitados que não dissolvem e se posicionam nos contornos de grão da austenita durante o aquecimento pré trabalho a quente. Normalmente esse precipitado é o nitreto de titânio (TiN) e, algumas vezes, carbonetos de nióbio (NbC) e nitreto de nióbio (NbN). Há também os precipitados que se dissolvem durante o reaquecimento do material, e se precipitam no contorno de grão austenítico durante a laminação a quente, prevenindo a recristalização e o crescimento de grão. Estes precipitados, são normalmente, o carboneto de nióbio (NbC) e o nitreto de nióbio (NbN) e, em algumas vezes, o nitreto de vanádio (VN). E finalmente, os precipitados formados após a laminação, durante o resfriamento, na transformação de austenita para ferrita: nitreto de vanádio (VN) e carboneto de vanádio (VC) e, algumas vezes, carboneto de nióbio (NbC) ou carboneto de titânio (TiC) [12].

O processo TMCP pode ser subdividido em três processamentos que serão apresentados a seguir [11]:

- Laminação termomecânica (LTM) – *Thermo-Mechanical Rolling (TMR)*: este processo permite a redução do tamanho de grão nas regiões de recristalização e de não recristalização da austenita e, algumas vezes, em regiões bifásicas com austenita e ferrita. Neste caso, uma grande porção da redução por laminação é feita

logo abaixo da temperatura Ar_3 , na qual a austenita começa a transformar-se em ferrita.

- Resfriamento Acelerado (RA) – (*Accelerate Cooling – AC*): são processos em que o controle do resfriamento acelerado ocorre após a laminação com o objetivo de conferir propriedades específicas.
- Têmpera Direta e Revenimento (TD&R) – (*Direct Quenched and Tempered – DQ&T*): é o processo de laminação que confere aos aços uma microestrutura de grãos refinados e aumento da dureza. Isto ocorre em função da laminação controlada final, seguida de têmpera e revenimento.

A Figura 3-2 exibe de modo esquemático, variações da rota, ou processo de fabricação, TMCP, em relação aos processos convencionais. Na figura, a primeira coluna apresenta as microestruturas obtidas em cada etapa do processamento. Estas microestruturas estão associadas à segunda coluna, que mostra as temperaturas de processamento e de transformação dos aços (Ar_3 e Ar_1). As demais colunas apresentam os diferentes tipos de processamento a quente de aços ARBL. Da mesma maneira, R representa a etapa de laminação a quente; AC significa resfriamento acelerado; TQ denota têmpera direta e R o tratamento térmico de revenimento. A seleção adequada das rotas TMCP citadas depende da composição química, espessura da chapa e propriedades mecânicas requeridas para o grau do aço desejado. Os processos convencionais são realizados a partir do reaquecimento, seguido de laminação.

Microestrutura	Temperatura	Tipo de Processamento											
		Processos de Controle Termomecânicos						Processos convencionais					
		LTM		RA			TD-R		RA	N	LC		
Austenita recristalizada (equiaxial)	Temperatura de aquecimento	(1)	(2)	(4)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)	(12)	
	Temp. de Normalização												
Austenita não recristalizada (alongada)	Ar_3												
Austenita + Ferrita	Ar_1												
Ferrita + Perlita (Ferrita + Banita + Martensita)													

Figura 3-2 Rotas de processamento dos aços ARBL [11].

3.2.9 Têmpera e Revenimento

A têmpera é o processo que consiste no resfriamento rápido de um aço a partir da temperatura acima da temperatura A_3 , com o objetivo de se obter uma matriz austenítica e, após o resfriamento acelerado, uma microestrutura martensítica, que é dura e frágil. O meio pelo qual o resfriamento é realizado define a taxa de resfriamento que se quer obter, e pode ser água, água com agitação, óleo ou mesmo ar [13], dependendo da composição química do aço.

A formação de martensita está intimamente ligada à composição química do aço, à velocidade de resfriamento (meio), às dimensões dos grãos austeníticos e à microestrutura antes do tratamento térmico. A formação de microestrutura martensítica após resfriamento é regida pela temperabilidade do aço. A temperabilidade é definida pela variação da dureza entre o centro da peça e a superfície. Alguns métodos são utilizados para a quantificação da temperabilidade dos materiais, entre eles o método do ensaio Jominy e o método do diâmetro crítico de Grossmann [2].

A martensita formada após a têmpera endurece o material e/ou junta soldada, mas traz consigo as tensões residuais e a redução da tenacidade e da ductilidade. Sendo assim, é necessário realizar o tratamento térmico de revenimento, o qual submete o material a uma temperatura abaixo da temperatura crítica (A_1) e resfria lentamente a peça, com a finalidade de aliviar as tensões [2].

A ASM Metals Handbook [14], no volume 4 "Heat treating", página 94, estabelece que o tempo de tratamento térmico, após o forno atingir a temperatura de tratamento com a peça no seu interior, é de uma hora por polegada de espessura. Chapas com menos de uma polegada podem ter seu tempo reduzido. Normalização de aços segregados o tempo deve ser aumentado. Este tempo é utilizado para que a austenitização antes do resfriamento permita a dissolução dos carbonetos e nitretos além da difusão dos elementos químicos.

3.3 Processo de soldagem MIG/MAG

O processo de soldagem MIG/MAG é definido pelo estabelecimento de um arco elétrico entre metal de adição alimentado continuamente, denominado arame, e o metal de base (MB) a ser unido. Neste processo, o gás de proteção se faz

necessário para proteger a poça de fusão do ar atmosférico. Os gases podem ser ativos, no processo MAG ou inertes, no processo MIG [15].

Desta forma, o processo de soldagem MIG/MAG pode ser caracterizado como semiautomático, pois o arame é adicionado à poça de fusão de forma automática durante o processo de soldagem manual. Entretanto, o processo de soldagem pode ser automatizado através de sua adequação em braços robóticos [15].

3.3.1 Equipamento de soldagem.

O processo de soldagem MIG/MAG utiliza como fonte de energia um retificador ou um gerador, os quais são caracterizados pelas tensões constantes [1]. A utilização de retificadores em fábricas é mais frequente devido a disponibilidade de tensões em 230 V ou 440 V. Já os geradores são mais indicados para a soldagem em campo, onde o acesso à energia elétrica é dificultado. Figura 3-3 apresenta, de forma esquemática, um equipamento de soldagem MIG/MAG semiautomático [16].

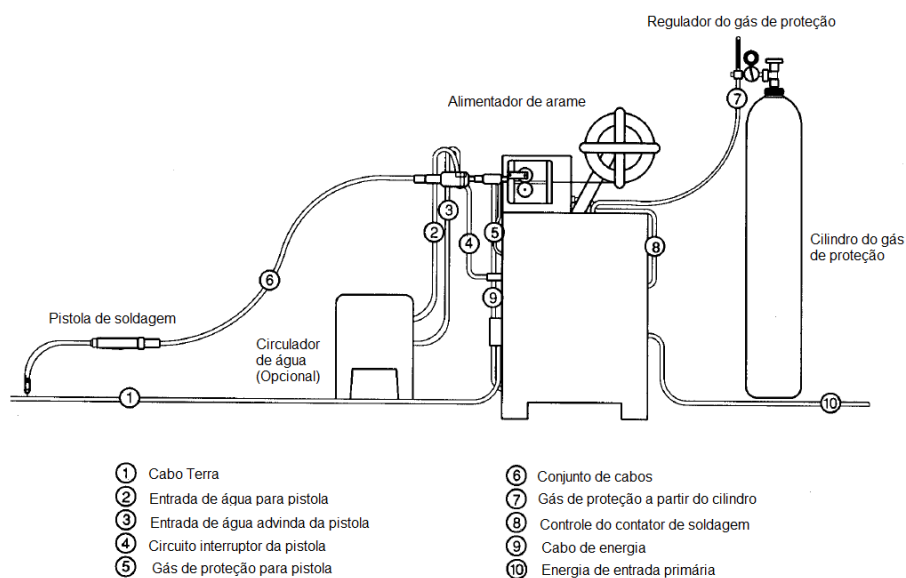


Figura 3-3 Esquema do equipamento de soldagem MIG/MAG [16].

De acordo com a representação esquemática da Figura 3-3, o equipamento de soldagem MIG/MAG é composto pela pistola de soldagem, alimentador e controlador de arame, controlador de tensão, cilindro de gás de proteção, fonte de soldagem com característica de tensão constante, um sistema de circulação de água (opcional) para realizar o resfriamento da pistola de soldagem, cabos de energia,

cabo terra, mangueiras para o transporte de água do resfriador até a pistola e da pistola até o resfriador, e para o transporte de gás desde o cilindro até a pistola MIG/MAG [16].

A Figura 3-4 representa o comportamento da tensão do arco elétrico em relação à corrente de uma fonte com características de tensão constante [16].

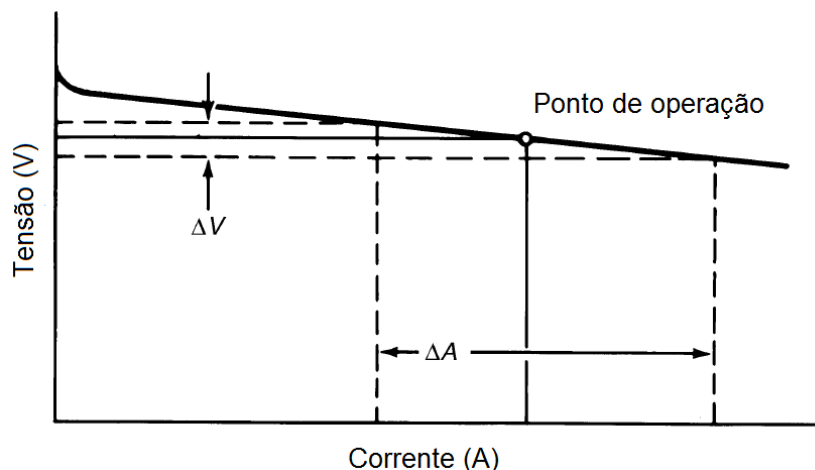


Figura 3-4 Curva de tensão x corrente de uma fonte de tensão constante [16].

Observa-se no gráfico da Figura 3-4 que para uma grande variação da corrente elétrica, há uma pequena variação da tensão do arco durante a soldagem. Isto pode ocorrer quando a altura da pistola varia durante a soldagem ou, por exemplo, quando a velocidade de alimentação do arame varia, a qual é diretamente proporcional à corrente. Esta correção que o equipamento faz durante a soldagem é conhecido como auto-regulagem do arco elétrico. Desta forma, o arco elétrico fica estável independente do seu comprimento, e ainda evita-se a queima do bico de contato da pistola MIG/MAG [16]. A Figura 3-5 representa o esquema de duas pistolas MIG/MAG durante a soldagem, em que se percebe fisicamente apenas a variação da distância entre o bico de contato e o MB.

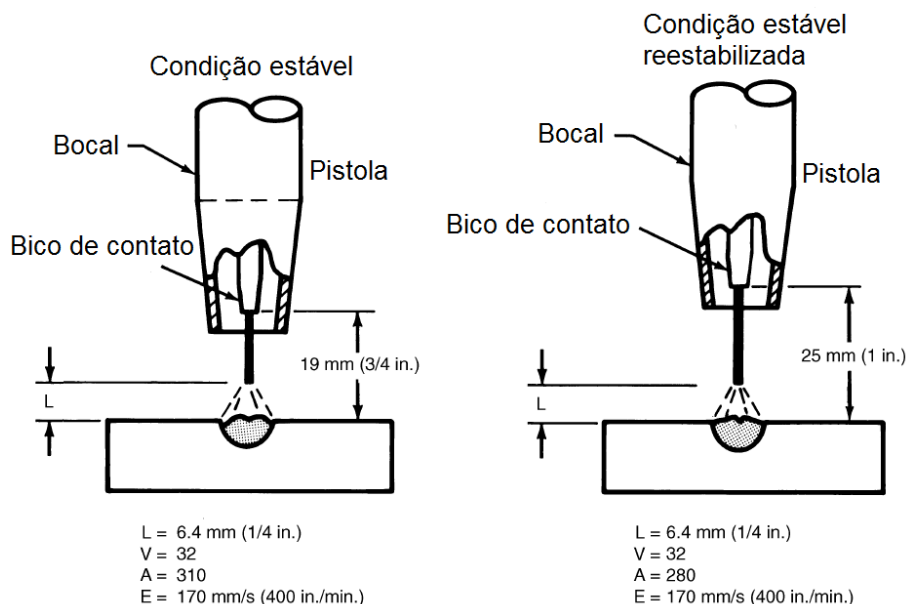


Figura 3-5 Variações dos parâmetros de soldagem em relação à distância entre o bico de contato e o MB [16].

Conforme apresentado na Figura 3-5, a segunda pistola varia a distância do bico de contato em 6 mm em relação a primeira, ou seja, cerca de 31,5%. Para manter a tensão constante, bem como outros parâmetros, o sistema do equipamento reduziu a corrente para 280 A, ou seja, cerca de 9% [17].

Dentre as vantagens deste processo estão: a fácil utilização pelo soldador; estabilidade do arco; facilidade de automatização; uso contínuo do consumível de soldagem, que é acondicionado em bobina e possibilidade de aumento da velocidade de soldagem, com consequente aumento da produtividade. Por outro lado, podem-se citar algumas desvantagens, como a necessidade de proteção da poça de fusão através de gases e a dificuldade de acesso do equipamento de soldagem a lugares complexos, em função de suas dimensões, quando comparado ao equipamento que realiza o processo de soldagem por eletrodo revestido [15].

Os processos de soldagem MIG/MAG são amplamente utilizados na fabricação de tubulações, principalmente em soldagens circunferenciais, devido a sua alta produtividade, fácil mobilidade e baixo índice de descontinuidades nos cordões de solda, quando adequadamente regulados.

Os equipamentos semiautomáticos ainda necessitam de um soldador para sua operação, que neste caso é chamado de operador.

O processo *Metal Inert Gas* (MIG) utiliza, geralmente, como gás de proteção o Argônio (Ar) ou o Hélio (He), ou misturas de ambos. Já o *Metal Active Gas* (MAG)

utiliza, como gás de proteção, gases ativos como CO₂ (Dióxido de Carbono) ou misturas de CO₂ e Ar.

Uma variante recente dos processos de soldagem MIG/MAG é o modo de transferência metálica controlada, ou curto-circuito controlado. Em especial, esta variante com modo de transferência por curto circuito controlado foi aprimorada com a finalidade de reduzir a quantidade de respingos gerados pelo processo MIG/MAG convencional.

Desta forma, foram desenvolvidos diferentes formatos de ondas que permitem a formação da gota de metal líquido e o seu depósito na poça de fusão, sem que haja a evaporação explosiva do pescoço líquido da gota durante a etapa final do curto-circuito. Esta explosão divide o pescoço em gotas com volumes menores, que são os inconvenientes respingos. Isto ocorre em função da reduzida seção do pescoço da gota líquida, na região em que ela é estrangulada, pela força de pinçamento (componente da força eletromagnética), enquanto ainda está ligada ao arame sólido. Nesta seção, a densidade de corrente no pescoço da gota torna-se bastante elevada, provocando seu aquecimento excessivo por efeito Joule e, conseqüentemente, sua explosão.

3.4 Processo de soldagem por Arame Tubular

O processo de soldagem por Arame Tubular (AT) é um processo semiautomático, que pode também ser mecanizado. Muito similar ao MIG/MAG, a diferença é a utilização de um arame metálico tubular preenchido com material em pó para geração de gás de proteção, de escória ou mesmo com ferro-ligas, para adicionar elementos de liga na poça de fusão. A alimentação do arame tubular também é constante, mediante ao acionamento do gatilho da pistola de soldagem [16]. A figura 2-6 apresenta o esquema do equipamento de soldagem por AT.

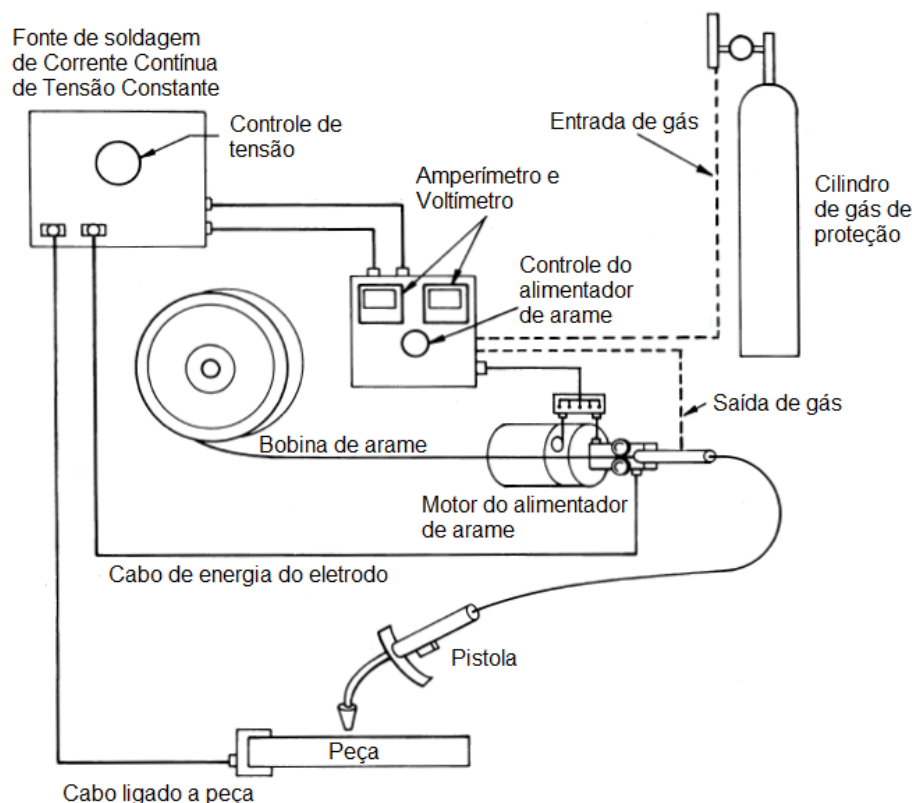


Figura 3-6 Esquema do equipamento de soldagem AT [16].

O equipamento de soldagem por AT consiste basicamente no mesmo equipamento de soldagem do processo MIG/MAG, ou seja, é composto pela fonte de energia de tensão constante, controlador da velocidade de alimentação do arame, controlador de tensão, cilindro de gás de proteção, pistola de soldagem, cabos elétricos e mangueiras para o transporte de gás de proteção do cilindro até o equipamento e do equipamento até a pistola [18].

As roldanas utilizadas no processo MIG/MAG para tracionar o arame maciço desde o alimentador até o bocal da pistola são lisas, isto é, sem ranhuras, enquanto que aquelas utilizadas para alimentar o arame tubular, são recartilhadas, permitindo uma melhor aderência ao consumível. Isto faz com que não seja necessária a aplicação de uma pressão no arame tubular tal como a utilizada no processo MIG/MAG. Desta forma, a deformação de arames tubulares, que são mais maleáveis que os arames maciços, é minimizada [16].

O nome arame tubular é definido em função da forma tubular de seu consumível. Em seu interior são adicionados elementos de liga que alteram as composições químicas das juntas soldadas, além de aumentar a taxa de deposição durante a soldagem e realizar a proteção da poça de fusão com ou sem auxílio de

gás de proteção. A Figura 3-7 ilustra de forma sucinta, um corte transversal, como está disposto o material no interior do tubo e o procedimento de fechamento de um arame tubular, bem como as variantes com proteção gasosa e autoprottegido.

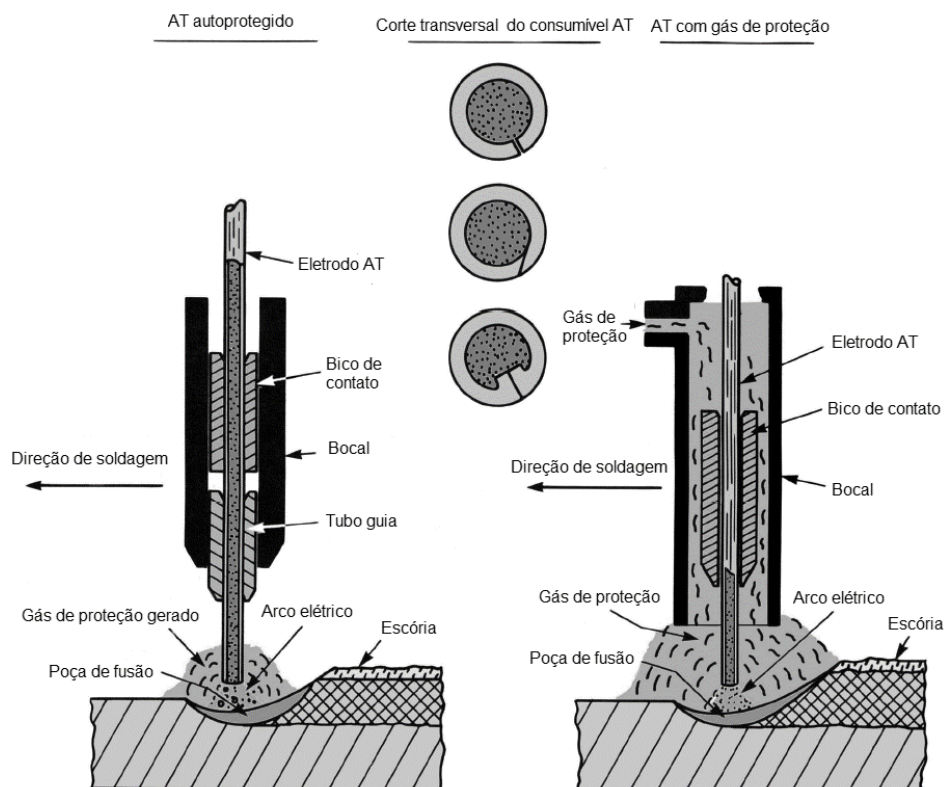


Figura 3-7 Esquema do AT autoprottegido, corte transversal do consumível e AT com gás de proteção além do corte transversal do consumível [16].

O processo AT dispõe de três tipos de consumíveis que diferem entre si nas composições químicas, no interior do tubo. São classificados como: arame tubular com núcleo alma metálica (Metal Cored), arame tubular com proteção gasosa (FCAW-G) e arame tubular autoprottegido (FCAW-S), descritos como:

- Arame tubular com alma metálica (Metal Cored): criado com o intuito de gerar alta produtividade através de uma alta taxa de deposição. Isto se deve ao fato da adição de materiais metálicos no formato de pós-metálicos, como o Fe, e de ferro-ligas.
- Arame tubular com proteção gasosa (Flux Cored): o material adicionado em seu interior é não metálico com a função introduzir elementos de liga e de gerar uma escória que refine a poça de fusão durante a soldagem. Sua

composição auxilia na soldagem fora de posição e permite uma velocidade de soldagem maior que outros consumíveis para arame tubular.

- Arame tubular autoprotetido: difere dos arames maciços utilizados no processo MIG/MAG, pois sua seção tubular leva em seu interior elementos de liga, escorificantes e compostos que geram a atmosfera protetora. Este consumível, quando fundido, gera gás CO₂ e forma escória cuja densidade é inferior à do metal líquido da poça de fusão. Desta forma, a escória líquida sobrenada no metal líquido, protegendo a poça de fusão da influência do ar atmosférico [16].

Os consumíveis do processo AT são classificados de acordo com a especificação AWS/ANSI A 5.20 para a soldagem de aços carbono, especificação AWS/ANSI A5.29 para soldagem de aços baixa liga e especificação AWS/ANSI A5.22 para soldagem de aços inoxidáveis e AWS/ANSI A5.21 para revestimentos [16].

3.5 Soldabilidade

3.5.1 Soldabilidade dos aços carbono

Segundo a AWS, a soldabilidade de um material está ligada à sua capacidade de ser soldado sob condições de fabricação especificadas em projeto e realizar satisfatoriamente o serviço pretendido [17].

A princípio, a soldabilidade de um aço carbono é mensurada em função de sua susceptibilidade à ocorrência de trinca induzida por hidrogênio. Este defeito é uma consequência da ocorrência de microestruturas favoráveis à sua propagação, como a martensita, devido ao alto teor de carbono na matriz [19]. Entretanto, a fabricação do aço através da adição de alguns elementos de liga, também pode afetar a soldabilidade de um material [16]. O carbono equivalente por sua vez, expressa a contribuição destes elementos de liga sobre a temperabilidade e, conseqüentemente, sobre a soldabilidade, de modo análogo à contribuição do carbono [19], na produção de microestruturas favoráveis. Outros efeitos como a concentração de hidrogênio, as tensões residuais e a temperatura (entre -60 °C e 150 °C) também influenciam na ocorrência deste tipo de defeito [16].

No caso dos aços ARBL, de acordo com a norma API 5L, a equação para calcular o carbono equivalente depende do teor de carbono do aço. Para aços com

teores de carbono menores ou iguais a 0,12%, a equação 2-1, de Ito-Bessho, conhecida como P_{cm} (parâmetro do carbono equivalente), é mais adequada para o cálculo do carbono equivalente [5,20].

$$P_{cm} = \%C + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Mn}{20} + \frac{\%Cu}{20} + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Cr}{20} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5B \quad (2-1)$$

A equação para cálculo do carbono equivalente segundo o IIW (International Institute of Welding), equação 2-2, é utilizada para calcular o carbono equivalente de aços com teores de carbono superiores a 0,12%.

$$CE_{IIW} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} \quad (2-2)$$

A API 5L [5], sugere um valor de carbono equivalente P_{cm} máximo de 0,25%, ou um valor máximo de CE_{IIW} de 0,43% para garantir uma boa soldabilidade de um aço ARBL.

Segundo a ASM, para um aço carbono, quando o carbono equivalente (CE_{IIW}) estiver acima de 0,40%, o aço não tem boa soldabilidade, e requer um pré-aquecimento no aço, processos de soldagem que gerem um baixo teor de hidrogênio, além de um pós-aquecimento. Isto pode reduzir as chances de ocorrer a trinca induzida por hidrogênio e, conseqüentemente, melhorar a soldabilidade do aço.

3.5.2 Soldabilidade dos aços ARBL

Além do efeito do carbono equivalente, é importante conhecer o efeito da soldagem nos mecanismos de endurecimento dos aços ARBL, conforme apresentado anteriormente [9]. Resumidamente podem ser quatro: endurecimento por refino de grão; endurecimento por precipitação; endurecimento por aumento de densidade de discordâncias e endurecimento pela presença de perlita.

A zona afetada pelo calor de um aço ARBL pode ser subdividida em quatro sub-regiões [21,22], a saber: região de grãos grosseiros (ZAC-GG), região de grãos refinados (ZAC-GR), região intercrítica (ZAC-IC) e região subcrítica (ZAC-SC). A

Figura 3-8 apresenta esquematicamente as regiões da ZAC para um cordão sob chapa (a) e um cordão multipasse (b), com ênfase na região da região de grãos grosseiros (ZAC-GG). No caso da soldagem multipasse são apresentados esboços das microestruturas nas intersecções das regiões da ZAC com a região de grãos grosseiros, bem como os ciclos térmicos típicos para cada região reaquecida.

Na figura 3-8 (a) a região de grão grosseiro (ZAC-GG) é definida pelo intervalo de temperaturas máximas nos ciclos térmicos entre 1100 (acima da temperatura A_{c3}) e 1520 °C (aproximadamente a temperatura *solidus* do aço). Nesta região ocorre a completa austenitização do aço, restaurando seu estado inicial antes do processamento da chapa pelo TMCP. Em outras palavras todos os mecanismos de endurecimento são eliminados. Ocorre o crescimento de grão da austenita, em maior ou menor escala, conforme a temperatura atingida e o tempo na temperatura [23,24], os carbonetos e nitretos que precipitam nos contornos de grão e no interior dos grãos, são quase que totalmente dissolvidos [22,25,26]; a fração volumétrica de perlita ou de agregados ferrita/cementita tende a zero e a deformação plástica residual é toda eliminada. Em outras palavras, a microestrutura é completamente alterada e, dependendo da velocidade de resfriamento se transforma em fase dura, resistente e pouco tenaz, a martensita.

Na região de refino de grão (ZAC-GR) as temperaturas máximas dos ciclos térmicos estão entre 1100 °C (acima da A_{c3} porém não suficiente para que ocorra o crescimento de grão) e 850 °C (temperatura A_{c3} do aço) e são suficientes para alterar a microestrutura do metal de base. Nesta região os grãos são refinados, mas não necessariamente, nos tamanhos obtidos no processamento TMCP da chapa. Dependendo da velocidade de resfriamento pode formar perlita, que aumenta a resistência do aço, embora piore a sua tenacidade [9]. Alguns carbonetos menos estáveis também podem dissolver nesta região. A densidade de discordâncias desta região também é reduzida durante a soldagem. É uma região menos dura, menos resistente e mais tenaz que a ZAC-GG.

Na região intercrítica (ZA0-IC) a junta é aquecida entre 850 (A_{c3}) e 750 °C (A_1). Nesta região, os traços da microestrutura do metal base ainda permanecem na ZAC [27]. Neste caso o processo de fabricação do aço altera significativamente a tenacidade do aço [28]. Nesta região a tenacidade geralmente é baixa porque ocorre a formação do microconstituente M/A, que pode alterar a tenacidade do aço, dependendo da velocidade de resfriamento do mesmo [29].

Na região subcrítica (ZAC-SC), entre 750 (A_1) e 500 °C, a junta é aquecida e não ocorre alterações de microestrutura. Se o aço tiver perlita, ela pode degenerar e, conseqüentemente, a dureza e resistência mecânica cair nessa região. Se a ZAC for martensítica, podem acontecer reações similares as que ocorrem no revenimento dos aços, reduzindo sua dureza. Pode acontecer também recuperação parcial do aço.

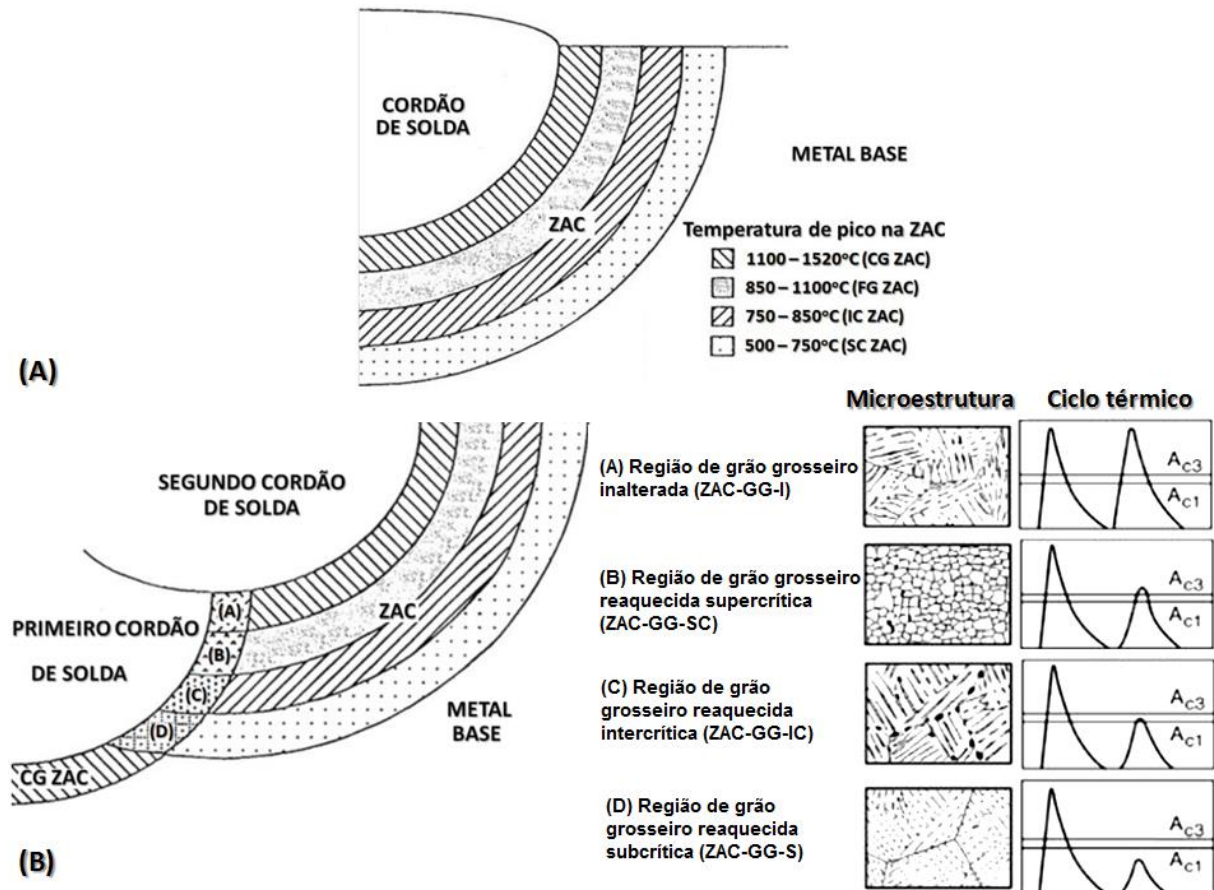


Figura 3-8 Esquema das regiões da ZAC de um aço ARBL. Em (a) as regiões para um cordão sob chapa. Em (b) uma soldagem multipasse mostrando as alterações na região de grão grosseiro da ZAC, mostrando as microestruturas esquemáticas e os ciclos térmicos típicos [16]

Já na soldagem multipasse, na região reaquescida da região de grão grosseiro da ZAC podem acontecer diversas alterações microestruturais. Na região de grão grosseiro inalterado (ZAC-GG-I), ela está sob duas vezes o ciclo térmico com temperaturas de pico entre 1520 °C e 1100 °C. A microestrutura volta a ser austenitizada, pode continuar a dissolver alguns precipitados com tamanho maior, se existirem. Se não houver alteração na velocidade de resfriamento, a mesma microestrutura é obtida, com tamanho de grão da austenita anterior praticamente inalterado.

Na região de grão grosseiro reauecida supercrítica (ZAC-GG-SC) a temperatura de pico do ciclo térmico do primeiro passe está 1520 °C e 1100 °C. O segundo passe de reauecimento tem temperatura de pico entre 1100 °C (acima da A_{c3} , porém não suficiente para que ocorra o crescimento de grão) e 850 °C (temperatura A_{c3} do aço) e são suficientes para alterar a microestrutura do metal de base, reduzindo o tamanho de grão da austenita.

Na região de grão grosseiro reauecida intercrítica (ZAC-GG-IC) a temperatura de pico do ciclo térmico do primeiro passe está 1520 °C e 1100°C. O segundo passe de reauecimento tem temperatura de pico entre 850 °C (temperatura A_{c3} do aço) e 750 °C (temperatura A_{c1}). Nesta temperatura o tamanho de grão de austenita anterior fica próximo do tamanho obtido no primeiro ciclo térmico, e como o aço não foi austenitizado, a microestrutura obtida no primeiro passe acaba por precipitar fases, nuclear novas fases, como a ferrita e coalescer fases precipitadas no resfriamento do primeiro cordão.

Na região de grão grosseiro reauecida subcrítica (ZAC-GG-S) a temperatura de pico do primeiro passe está 1520 °C e 1100°C. O segundo passe de reauecimento tem temperatura de pico entre 750 °C (temperatura A_{c1}) e 500°C. Nesta temperatura o tamanho de grão de austenita anterior fica próximo do tamanho obtido no primeiro ciclo térmico, e podem ocorrer reações que ocorrem no revenimento dos aços, como a precipitação de cementita e mesmo a formação de bainita. Como o aço não foi austenitizado, a microestrutura obtida no primeiro passe acaba por precipitar fases, nuclear novas fases, como a ferrita, e coalescerem fases precipitadas no resfriamento do primeiro cordão.

Quando é feito o tratamento térmico em uma junta soldada, nas mesmas faixas de temperatura que as descritas nestas regiões da ZAC, tanto no cordão sobre chapa como na soldagem multipasse, as mesmas alterações microestruturas podem ocorrer. Assim, existe uma estreita correlação entre os tratamentos térmico feitos no curvamento de tubos a quente e as regiões reauecidas da ZAC de uma solda multipasse.

3.6 Microconstituente M/A

O microconstituente M/A encontrado em juntas soldadas de aços ARBL é composto por martensita de alto carbono e austenita retida. As altas taxas de

resfriamento provenientes dos ciclos térmicos impostos pela soldagem, aliadas à presença de elementos como o C, Ni, Mo e Si, propiciam um ambiente favorável à formação do M/A [2]. A tenacidade do aço varia conforme a presença de M/A nas regiões que vão desde o metal de solda até o MB.

Em trabalho recente [30], foi encontrada uma fração volumétrica média de 3,55% na ZAC de grão grosseiro na altura da região dos passes de enchimento e acabamento de um aço API 5L X80. Neste trabalho observou-se teores elevados de M/A em regiões do enchimento e do acabamento e em regiões da ZAC de grãos refinados destes respectivos passes de soldagem. Já no passe de raiz, o teor de M/A foi menor que os das regiões acima citadas devido à forte influência sofrida pelos ciclos térmicos de soldagem dos passes subsequentes.

A Figura 3-9 apresenta micrografia ampliada em 500X da ZAC de grãos grosseiros, dos passes de enchimento e acabamento, em foi utilizado reagente Klemm I. Os pontos em branco são indicações de microconstituintes M/A.

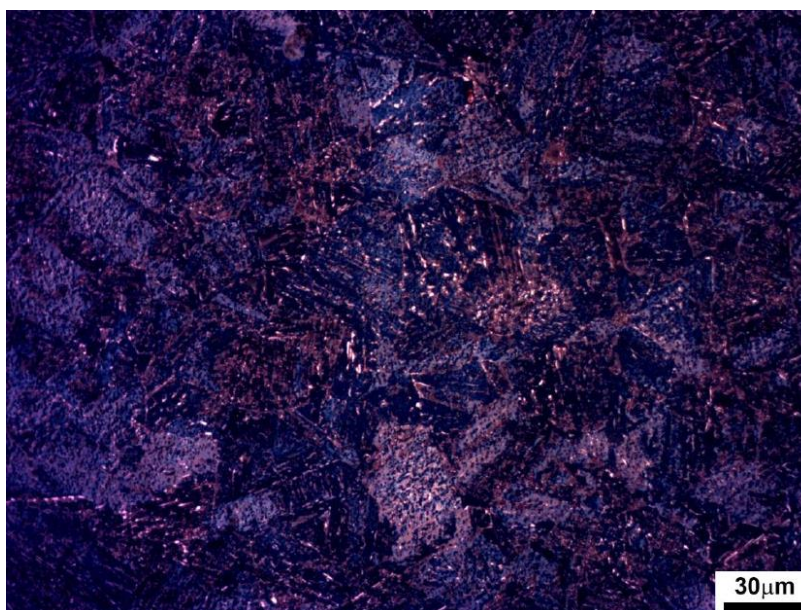


Figura 3-9 Ataque químico com reagente Klemm I em ZAC de grãos grosseiros de junta do aço API 5L X80 [30]

Segundo Kweon *et alii* [29], a tenacidade de uma junta soldada de aço ARBL reduz com o aumento da velocidade de resfriamento da junta. Existe uma fronteira entre dois mecanismos, a presença do microconstituente M/A e o efeito de redução de dureza da matriz (ou de sua resistência mecânica). Na região da velocidade de resfriamento onde atua o efeito do microconstituente M/A, a fração volumétrica de

M/A aumenta com a velocidade de resfriamento até um dado valor e, a partir deste valor, vai reduzindo com o aumento da velocidade de resfriamento. A tenacidade da junta vem reduzindo todo o tempo em que a velocidade de resfriamento da junta é aumentada. A queda é devido ao formato e distribuição do M/A. A Figura 3-10 mostra o efeito da quantidade de M/A e da velocidade de resfriamento na tenacidade de uma junta soldada de um aço ARBL.

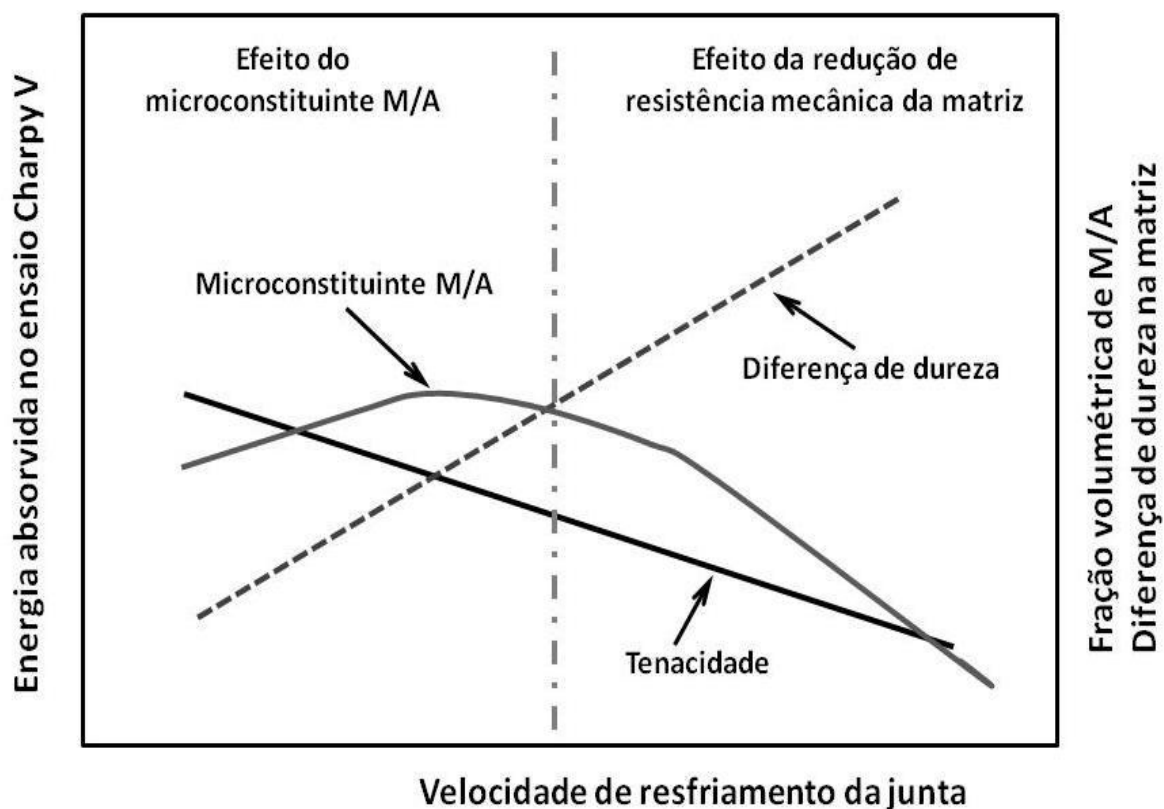


Figura 3-10 Efeito da quantidade de M/A na tenacidade de uma junta soldada [29].

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Metal de base

O aço estudado é caracterizado conforme a norma API 5L, que o define segundo sua composição química, resistência mecânica e tenacidade. Deste modo, a Tabela 4-1 apresenta a sua composição química.

Tabela 4-1 Composição do Aço API 5L X80 utilizado neste estudo.

Elemento	Média (% em peso)	Elemento	Média (% em peso)	Elemento	Média (% em peso)	Elemento	Média (% em peso)
C	0,0610	Cr	0,1920	Ti	0,0150	Pb	0,0001
Mn	1,5970	Ni	0,1980	V	0,0270	Sb	0,0029
Si	0,2160	Mo	0,0020	Nb	0,0649	Sn	0,0013
P	0,0050	Al	0,0490	B	0,0003	Zn	0,0023
S	0,0030	Cu	0,0120	Ca	0,0024	CE _{Pcm}	0,1655
O	0,061	N	0,0053				

4.2 Soldagem dos tubos

Foram soldados circunferencialmente dois anéis com comprimentos de 300 mm cada, a partir de um tubo de aço API 5L X80 fabricado segundo a rota TMCP. O tubo estudado tinha o diâmetro de 1016 mm (40") e 16,5 mm de espessura, conforme ilustrado na Figura 4-1.

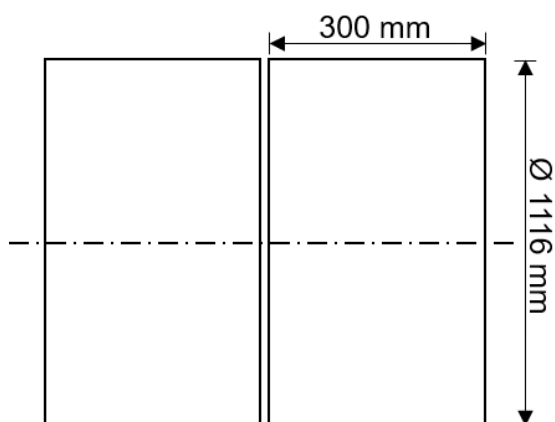


Figura 4-1 Esquema dos anéis do tubo API 5L X80.

Foi confeccionado um chanfro do tipo V com ângulo de bisel de 30°. O aço estudado é caracterizado conforme a norma API 5L, que o define segundo sua composição química, resistência mecânica e tenacidade. Deste modo, a Tabela 4-1 apresenta a sua composição química. A Figura 4-2 apresenta a configuração da junta circunferencial do tubo.

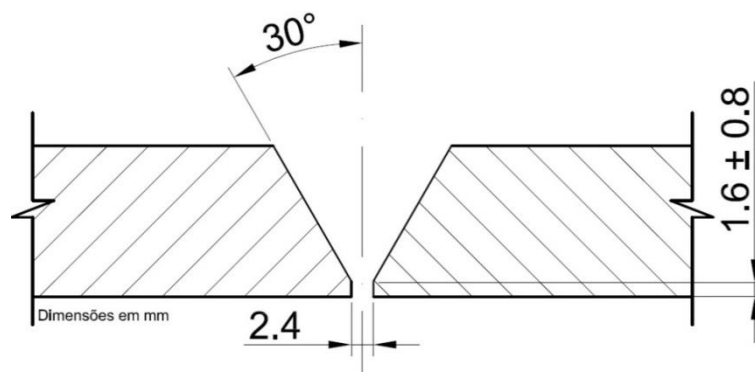


Figura 4-2 Configuração do chanfro em V utilizado no tubo API 5L X80.

A soldagem dos dois anéis foi realizada junto às instalações da empresa Lincoln Eletric do Brasil. Primeiramente os tubos foram alinhados deixando uma abertura de raiz de 2,4mm entre eles. Após a montagem, foi realizado o passe de raiz (passe 1) utilizando o processo de soldagem MAG com transferência controlada (STT®) e gás de proteção cuja mistura gasosa foi de 80% Ar e 20% CO₂ e vazão de 17 l/min. O arame utilizado neste passe foi o ER80S-G com 1,1mm de diâmetro. Os parâmetros de soldagem coletados pelo software ligado ao equipamento de soldagem foram: tempo de soldagem, tensão média do arco elétrico, corrente média de soldagem e velocidade de alimentação do arame. Nos passes de enchimento e de acabamento (passe 2 até o passe 6), o processo utilizado foi o Arame Tubular com proteção gasosa, cuja composição do gás de proteção foi 75% argônio e 25% CO₂, com vazão de 16 l/min. O consumível utilizado foi o arame E101T1-GM H8 de 1,1 mm de diâmetro. Na Figura 4-3 observa-se a sequência de deposição dos passes de soldagem.

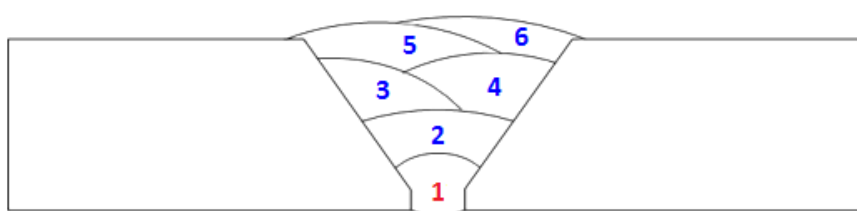


Figura 4-3 Esquema da junta soldada indicando as camadas e os passes de soldagem.

Os demais passes (de 2 a 6) indicam os passes de enchimento e de acabamento realizados pelo processo de soldagem AT.

4.3 Tratamentos térmicos

Para a realização dos tratamentos térmicos, foram retirados oito corpos de prova (CP) soldados com dimensões de 250 mm x 150 mm. Entretanto, para realizar as comparações, foi retirado um corpo de prova, como soldado, nomeado SEM TT. Os corpos de prova foram solubilizados em temperaturas de 900 °C, 1000 °C e 1200 °C, durante 1 hora. Após a austenitização, os corpos de prova foram temperados em água sem agitação até atingirem a temperatura ambiente. Em seguida, para cada temperatura de austenitização, foram feitos revenimentos em temperaturas de 500 °C e 650 °C, durante uma hora. A primeira temperatura de revenimento é comumente utilizada pela indústria e a segunda temperatura foi a melhor condição encontrada por Batista [31]. Dois corpos de prova em condições como soldado sofreram somente alívio de tensões em temperaturas de 500 °C e 650 °C durante 1 hora. A Tabela 4-2 apresenta a disposição das temperaturas utilizadas no tratamento térmico de têmpera e revenimento.

Tabela 4-2 Temperaturas dos tratamentos térmicos realizados.

Identificação	Temperatura de solubilização (°C)	Revenimento (°C)
Sem TT	N/A	N/A
TT 0/500	N/A	500
TT 0/650	N/A	650
TT 900/500	900	500
TT 900/650	900	650
TT 1000/500	1000	500
TT 1000/650	1000	650
TT 1200/500	1200	500
TT 1200/650	1200	650

4.4 Macrografia

Para a realização das macrografias das juntas soldadas, as amostras foram cortadas em serra fita, embutidas em baquelite com diâmetro de 50 mm, lixadas e

polidas até 1 μm . Após estes procedimentos, as macrografias foram obtidas através da reação química entre o Nital 6% e a amostra. Em cada condição de tratamento térmico foi feita a medição da área da ZAC e área do MS e do chanfro fundido do MB, utilizando a Lupa da marca ZEISS modelo Stemi 2000C. A Figura 4-4 apresenta o esquema de retirada dos dados que compõe o cálculo da diluição. A diluição das juntas soldadas foi calculada conforme equação 4-1[17].

$$\text{Diluição (\%)} = \frac{B}{A + B} \times 100 \quad (4-1)$$

Onde a A, B e C são áreas, respectivamente do MS e do MS mais o MB de ambos os lados.

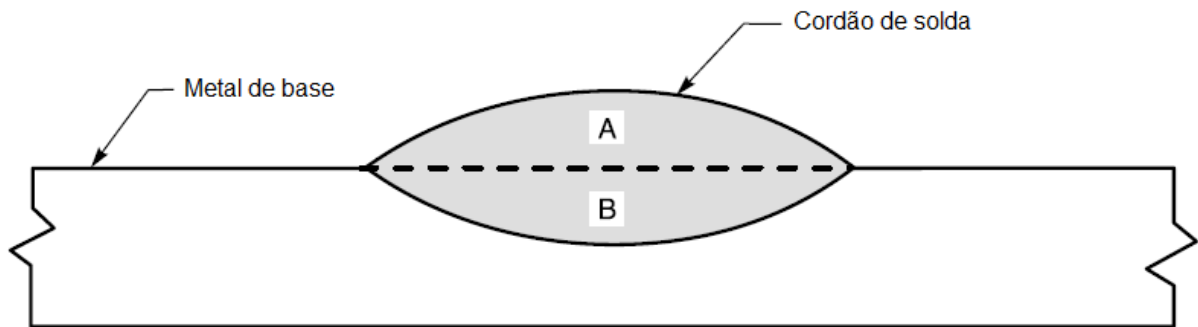


Figura 4-4 Esquema da retirada de informações para o cálculo da diluição em uma junta soldada[17].

4.5 Micrografia

A preparação das amostras para a realização das micrografias foram as mesmas aplicadas para a realização das macrografias. Tanto o MB quanto as juntas soldadas, foram atacados com o reagente Nital 2%. As micrografias do MB foram realizadas nas vistas frontal, superior e lateral, formando um cubo, com ampliação de 500X, tendo em vista evidenciar os efeitos da laminação termomecânica sobre a orientação dos grãos na matriz. Aproveitando os resultados obtidos foi realizado a medição do tamanho do grão austenítico anterior da ZAC-GG utilizando o método dos interceptos, conforme a ASTM E 112-13.

4.6 Ensaio de Tração

Os corpos de prova de tração foram confeccionados conforme segundo a norma ASTM A370 utilizando CP cilíndrico tamanho padrão, cujo o esquema de retirada é apresentado na Figura 4-5. Os CP's foram retirados do tubo, paralelo ao sentido de laminação

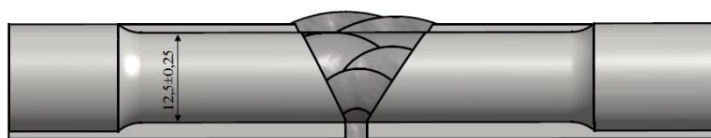


Figura 4-5 Corpo de prova para ensaio de tração [32].

4.7 Ensaio de Impacto Charpy com entalhe em V.

Os corpos de prova de impacto Charpy com entalhe em V foram usinados de acordo com a norma ASTM A 370. Cada conjunto foi composto por três CP's. Observa-se na Figura 4-6 o esquema de retirada dos CP's do ensaio de impacto Charpy e na Tabela 4-3, de forma resumida, o esquema de identificação dos corpos de prova e as temperaturas utilizadas nos ensaios Charpy. Conforme a API 1104, a energia média absorvida pelo conjunto deve ser maior ou igual a 40 J na temperatura de 0 °C. Entretanto, para cada conjunto, é aceitável que um corpo de prova absorva no mínimo 30 J de energia, também a 0 °C [3]. Os ensaios foram realizados nas temperaturas de 0 °C e -40 °C. Este ensaio também foi realizado no MB, nas mesmas temperaturas.

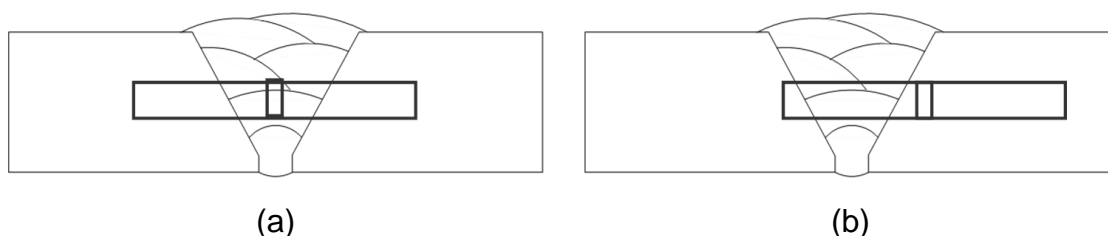


Figura 4-6 Esquema de retirada dos corpos de prova de ensaio de impacto Charpy, ao centro do metal de solda (a) e na ZAC (b).

A Tabela 4-3 apresenta as temperaturas de realização do ensaio de impacto Charpy com entalhe em 'V', indicando a quantidade e identificação.

Tabela 4-3 Temperaturas de realização do ensaio de impacto Charpy com entalhe em ‘V’, quantidade e identificação.

CP	MS	ZAC	MS	ZAC
	-40 °C	0 °C	-40 °C	0 °C
Sem TT	3	3	3	3
TT 0/500	3	3	3	3
TT 0/650	3	3	3	3
TT 900/500	3	3	3	3
TT 900/650	3	3	3	3
TT 1000/500	3	3	3	3
TT 1000/650	3	3	3	3
TT 1200/500	3	3	3	3
TT 1200/650	3	3	3	3

4.8 Microdureza

O ensaio de microdureza Vickers HV 0.5 foi realizado em microdurômetro modelo DuraScan 70 da marca Emco-Test, que consistiu na medição de microdureza em toda a área da junta soldada bem como em uma parte do MB. Foram realizadas cerca de 6000 impressões com distância de 0,3 mm entre as pirâmides, nas condições ‘Sem TT’ e em cada condição de tratamento térmico. Todas as impressões geram um mapa de microdureza, realizado pelo software, do fabricante do equipamento, chamado Ecos Workflow, versão V.2.11.0. De modo complementar, o perfil de microdureza foi elaborado com o objetivo de apresentar a variação da microdureza desde o MS até o MB, cujos valores foram baseados na retirada de pontos de mapa em três camadas paralelas nas regiões de interesse, cujo os perfis estão apresentados esquematicamente na Figura 4-7.

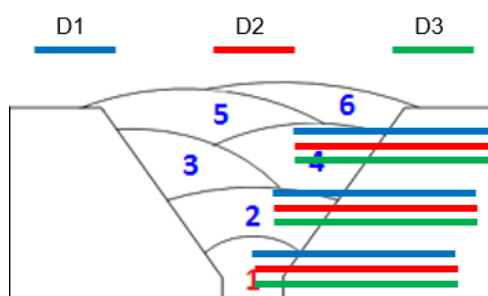


Figura 4-7 Esquema da elaboração dos perfis de microdureza das juntas soldadas.

A partir do mapeamento de dureza, foi feito um gráfico de dureza máxima do metal de solda e do metal de base da região do enchimento para todas as condições de tratamento térmico, comparando-as com a condição Sem TT.

Conforme a Figura 4-7, D1, D2 e D3 são perfis de dureza dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento, partindo desde o MS, passando pela ZAC até o MB. Cada perfil é composto por vinte e nove impressões, isto é, vinte e quatro resultados de microdureza.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Parâmetros de soldagem

Os parâmetros de soldagem foram adquiridos através de um sistema de aquisição de tensão, corrente e alimentação de arame, compondo a energia de soldagem convencional, segundo a equação 5-1.

$$E = \eta \frac{V \cdot I}{v} \quad (5-1)$$

Onde η é a eficiência de transferência de calor do processo, V é a tensão (V), I é a corrente (A) e v é a velocidade de soldagem.

Foi utilizada a eficiência térmica $\eta=73.4\%$ para o passe de raiz e $\eta =78.8\%$ para os passes subsequentes, a qual foi medida experimentalmente por Arevalo [33] em calorímetro com nitrogênio líquido. A unidade da energia de soldagem é dada em kJ/mm. Os resultados foram apresentados na Tabela 5-1.

Tabela 5-1 Parâmetros da soldagem circunferencial do tubo API 5L X80.

Passes de soldagem	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Energia de soldagem (kJ/mm)
Raiz	15 ± 3	118 ± 14	2 ± 1	0.7 ± 0
Passe de enchimento	22 ± 0	146 ± 5	4 ± 0	0.7 ± 0
Passe 1 da 2ª camada do enchimento	22 ± 0	158 ± 2	4 ± 0	0.7 ± 0
Passe 2 da 2ª camada de enchimento	22 ± 0	174 ± 11	5 ± 0	0.65 ± 0
Passe 1 do acabamento	22 ± 0	178 ± 5	5 ± 0	0.65 ± 0
Passe 2 do acabamento	22 ± 0	173 ± 2	5 ± 0	0.6 ± 0

As energias de soldagem resultantes de todos os passes tiveram comportamento uniforme, isto é, a variação dos valores de energia foi muito baixa. Isto garante que todos os CP's foram submetidos às mesmas condições operacionais de soldagem. Além disso, as diluições e as áreas das ZAC's presentes nas macrografias do item 5.2 corroboram o que foi exposto.

5.2 Macrografia

As macrografias realizadas nos CP's tratados termicamente são apresentadas neste tópico. Pode-se tirar informações referentes à área da zona afetada pelo calor e as respectivas diluições de cada amostra.

A Tabela 5-2 apresenta a diluição dos CP's levando em consideração o lado esquerdo (LE) e o lado direito (LD) que representam as áreas entre o chanfro original e a zona de ligação, isto é, a região do metal de base fundida durante a soldagem.

Tabela 5-2 Diluição dos CP's soldados do tubo API 5L X80.

Diluição				
CP	LE (mm ²)	LD (mm ²)	Cordão (mm ²)	Diluição (%)
Sem TT	35,50	14,69	182,89	22
TT 0/500	29,66	19,35	180,81	12
TT 0/650	31,38	21,49	192,68	12
TT 900/500	26,44	18,17	165,29	21
TT 900/650	31,77	23,83	146,51	28
TT 1000/500	19,4	18,95	212,90	15
TT 1000/650	22,3	13,95	167,21	18
TT 1200/500	23,33	22,85	122,16	27
TT 1200/650	24,86	28,98	151,24	26

Observa-se que os resultados referentes à diluição não são iguais entre si. As variações entre os percentuais de diluição encontradas podem ser explicadas devido a execução manual da soldagem. Então, as variações de oscilação da pistola, variação do *stick-out* e de ângulo de trabalho são características deste tipo de soldagem manual, as quais influenciam na variação da diluição do metal de solda sobre metal de base e na extensão de suas respectivas ZAC's. As macrografias apresentadas desde a Figura 5-1 até a Figura 5-16 mostram as áreas medidas. Além do mais, as macrografias evidenciam que todos os CP's soldados tiveram continuidade e uniformidade entre o metal de solda e o metal de base, não apresentando defeitos ou descontinuidades que afetassem seu desempenho nos ensaios mecânicos realizados. A Figura 5-1 apresenta a macrografia do CP SEM TT com as respectivas áreas do metal de solda e do metal de base fundido, representando uma diluição de 22%.

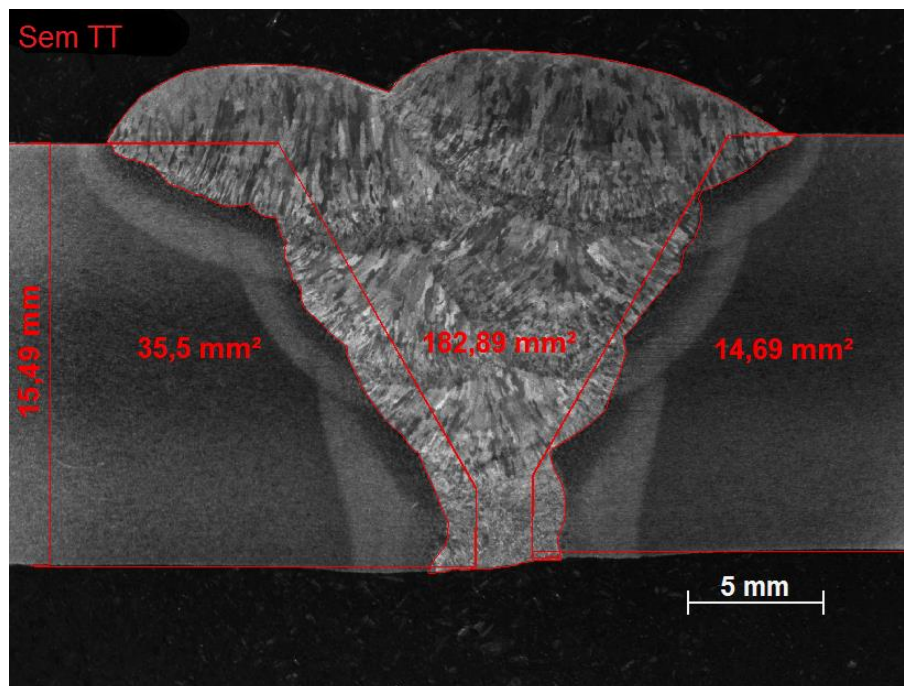


Figura 5-1 Diluição do CP SEM TT

A Figura 5-2 e a Figura 5-3, respectivamente, a macrografia dos CP's "TT 0/500" e TT 0/650 com as áreas do metal de solda e do metal de base fundido, representando uma mesma diluição de 12%.

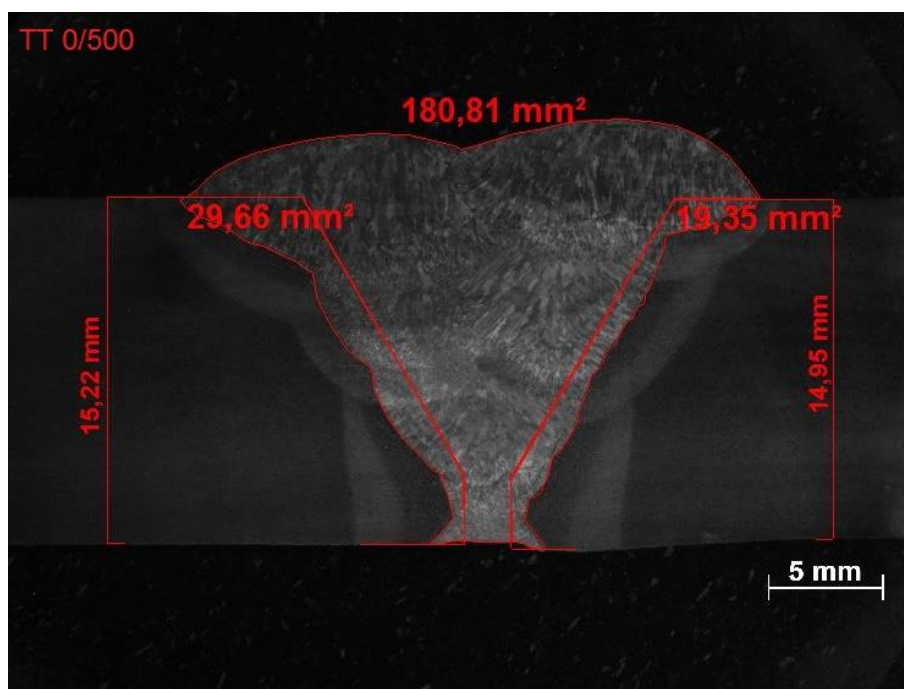


Figura 5-2 Diluição do CP TT 0/500.

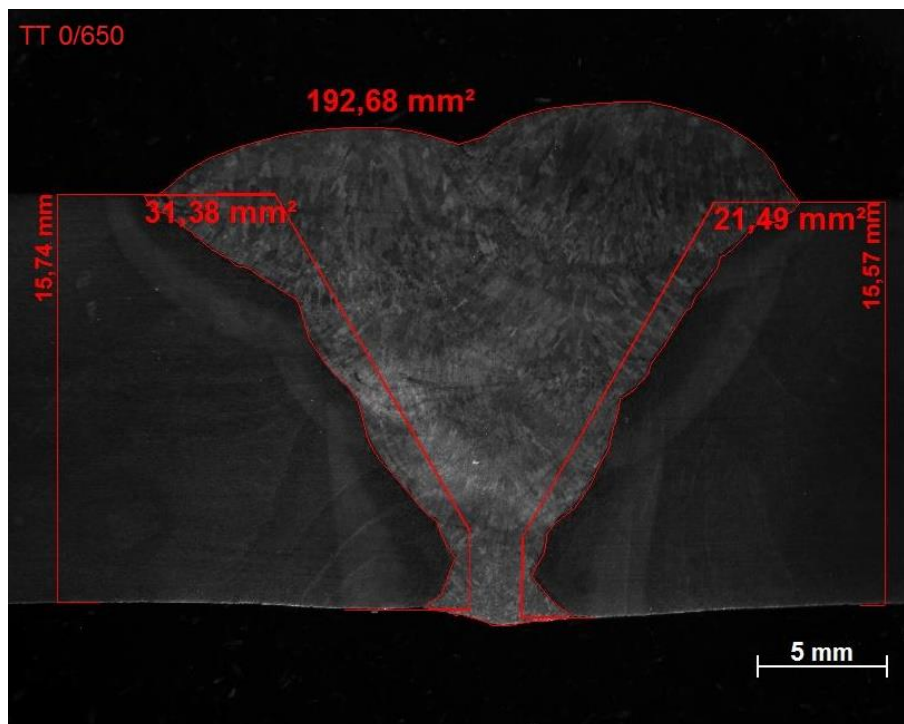


Figura 5-3 Diluição do CP TT 0/650.

A Figura 5-4 e a Figura 5-5 apresentam as macrografias dos CP's TT 900/500 e TT 900/650, cujas diluições foram, respectivamente, 21% e 28%.

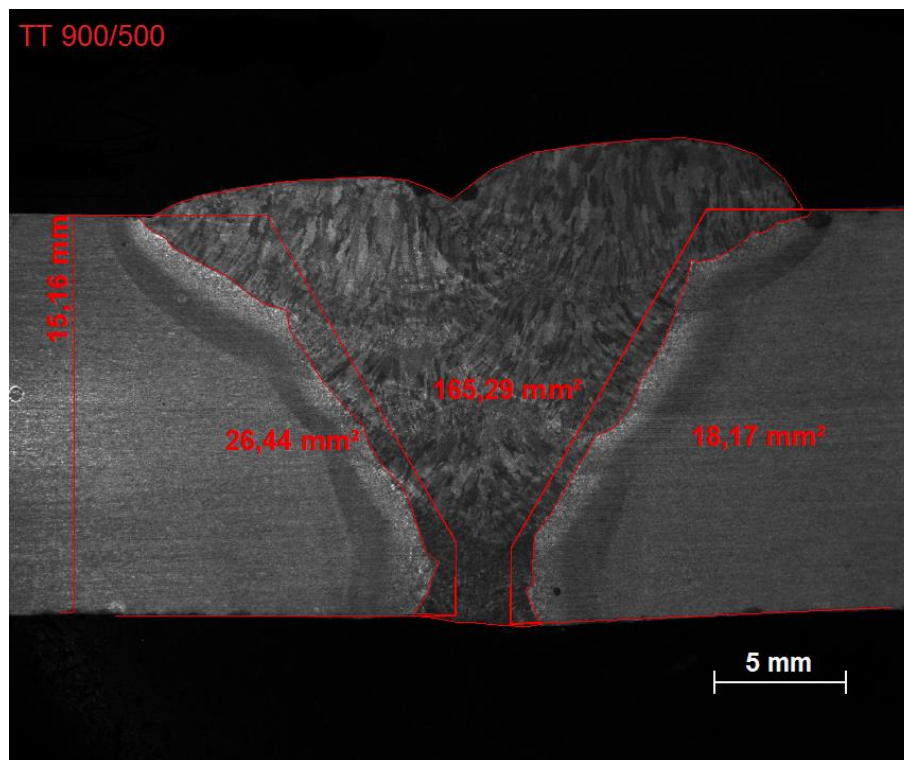


Figura 5-4 Diluição do CP TT 900/500

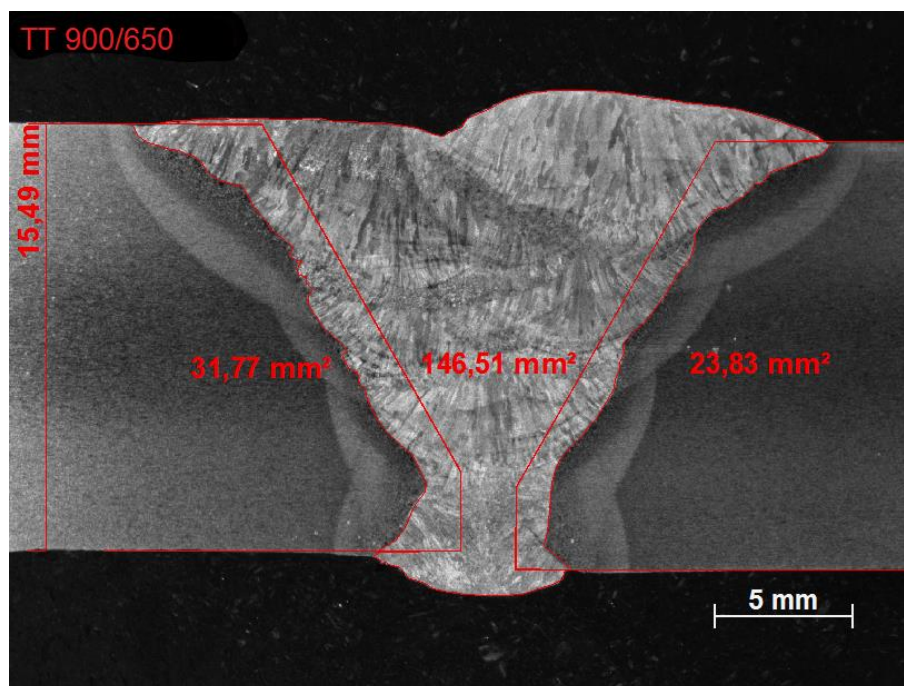


Figura 5-5 Diluição do CP TT 900/650

As macrografias da Figura 5-6 e da Figura 5-7 apresentam as áreas das regiões do CP's soldados TT 1000/500 e TT 1000/650, com diluições de 15% e 18%, respectivamente.

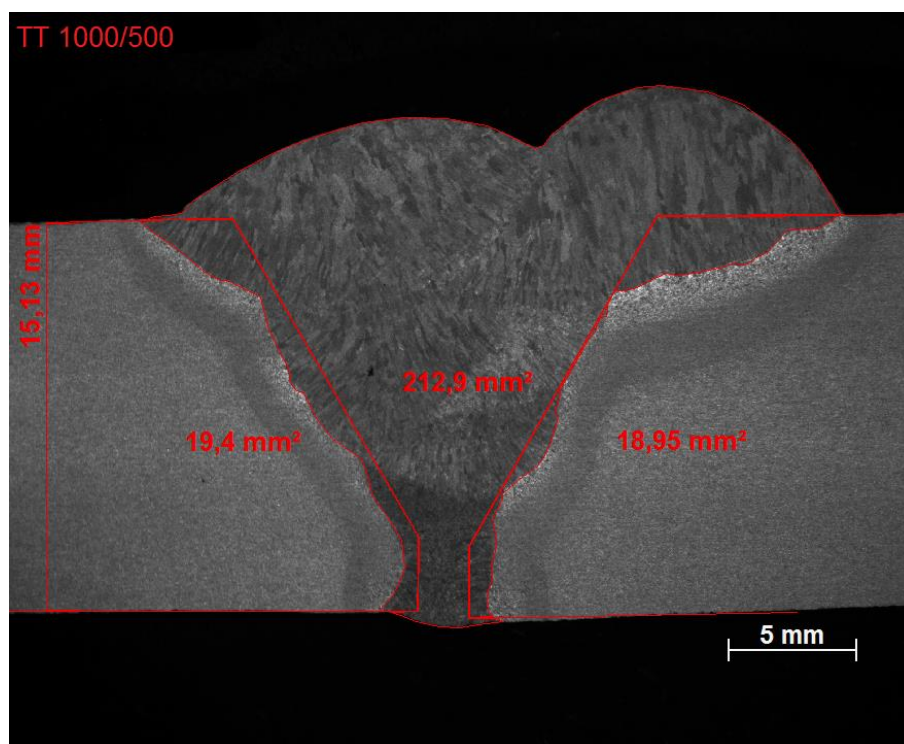


Figura 5-6 Diluição do CP TT 1000/500

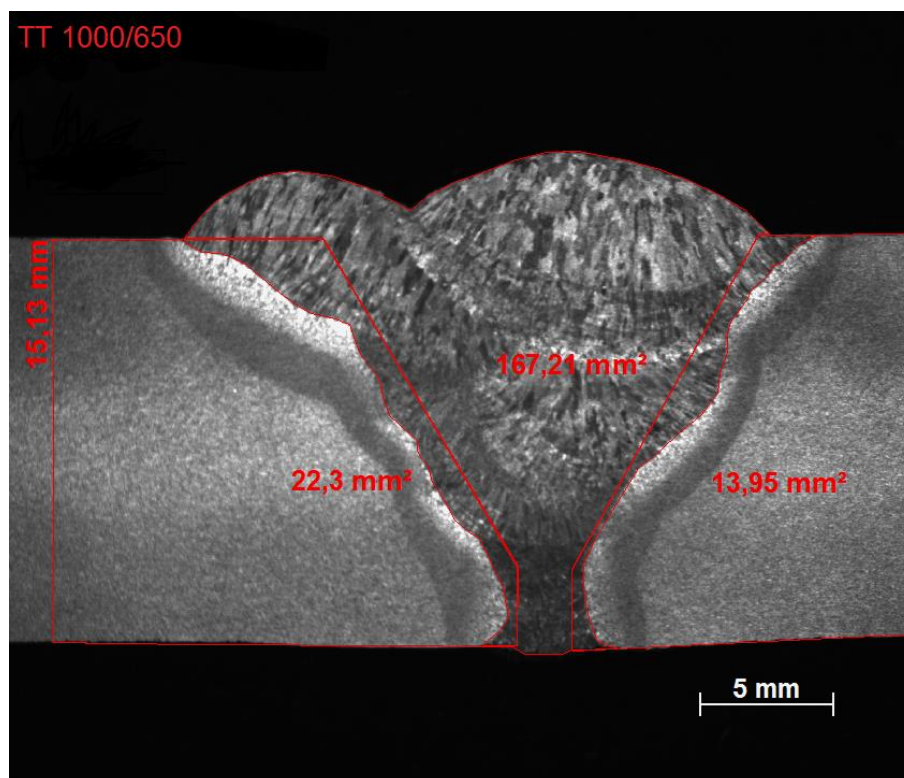


Figura 5-7 Diluição do CP TT 1000/650

As diluições apresentadas na Figura 5-8 e na Figura 5-9, dos CP's TT 1200/500 e 1200/650 foram 27% e 26%, respectivamente.

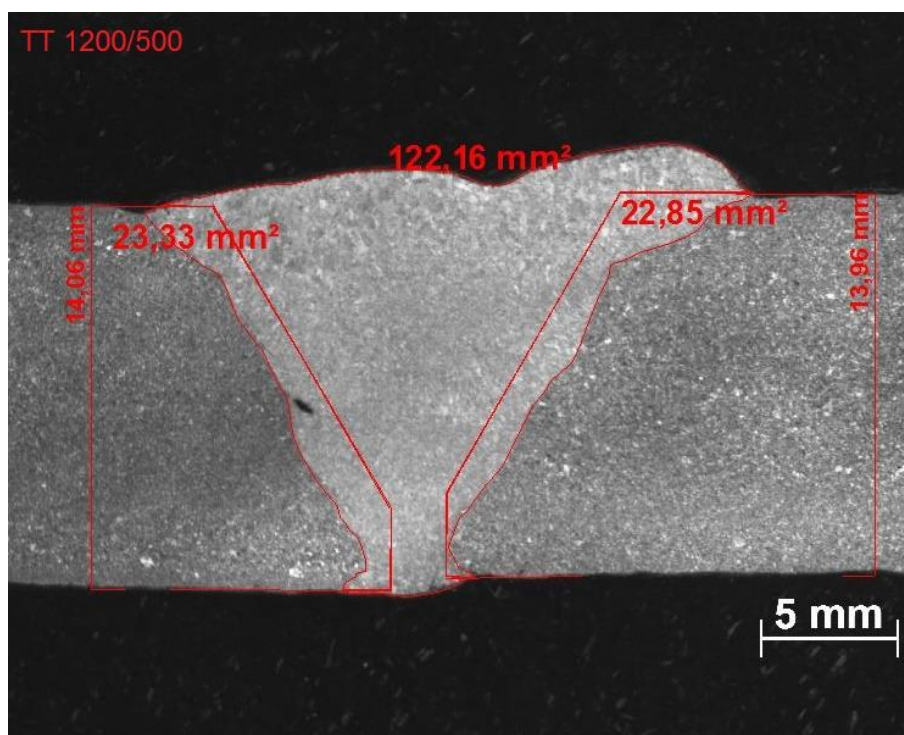


Figura 5-8 Diluição do CP TT 1200/500.

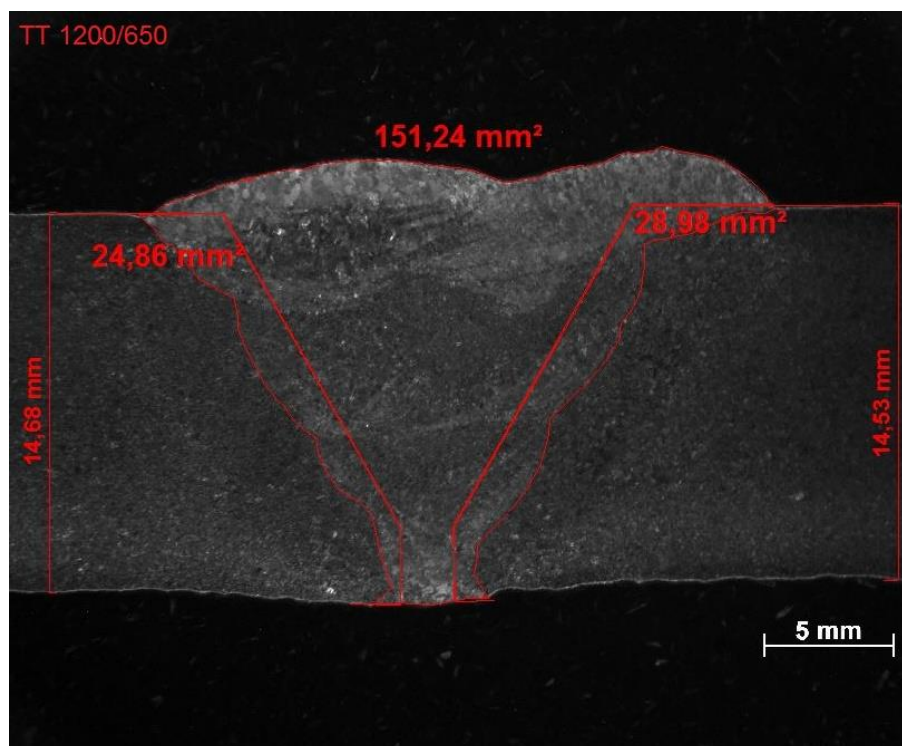


Figura 5-9 Diluição do CP TT 1200/650.

A Tabela 5-3 apresenta as áreas das ZAC's de todos os CP's, cujos cálculos foram realizados de acordo com a mesma metodologia utilizada para determinar a diluição.

Tabela 5-3 Áreas das ZAC's dos CP's tratados e do CP não tratados termicamente.

CP	Área da ZAC		
	LE (mm ²)	LD (mm ²)	Média (mm ²)
Sem TT	46,16	40,35	43,26
TT 0/500	45,86	50,86	48,36
TT 0/650	49,06	48,11	48,58
TT 900/500	41,34	40,43	40,89
TT 900/650	37,79	39,67	38,73
TT 1000/500	35,62	61,84	48,73
TT 1000/650	46,16	40,35	43,26
TT 1200/500	-	-	-
TT 1200/650	-	-	-

Através dos resultados apresentados na Tabela 5-3, conclui-se que as transformações de fase, ocorridas nos CP's que sofreram tratamentos térmicos, representados entre a Figura 5-11 e a Figura 5-36, não são muito diferentes em relação à condição Sem TT, Figura 5-10, pois ainda é possível distinguir não

somente a ZAC do MB, quanto a sobreposição das ZAC's dos passes subsequentes ao passe de raiz. Em outras palavras a soldagem manual foi feita com os parâmetros de soldagem sem grandes alterações.

Nos CP's que foram solubilizados a 1200 °C (Figura 5-8 e Figura 5-9), não se consegue distinguir a ZAC do MB, pois, a o tratamento térmico a essa temperatura houve a solubilização das microestruturas originais tanto do MB quanto da ZAC. Entretanto, ainda assim distingue-se MS do MB, pois ambos possuem composições químicas significativamente diferentes. Houve também homogeneização no MS, de modo que não se percebe a diferenciação das camadas de deposição dos cordões de solda. Esta homogeneização cria a falsa impressão de que o CP em questão foi soldado em um único passe.

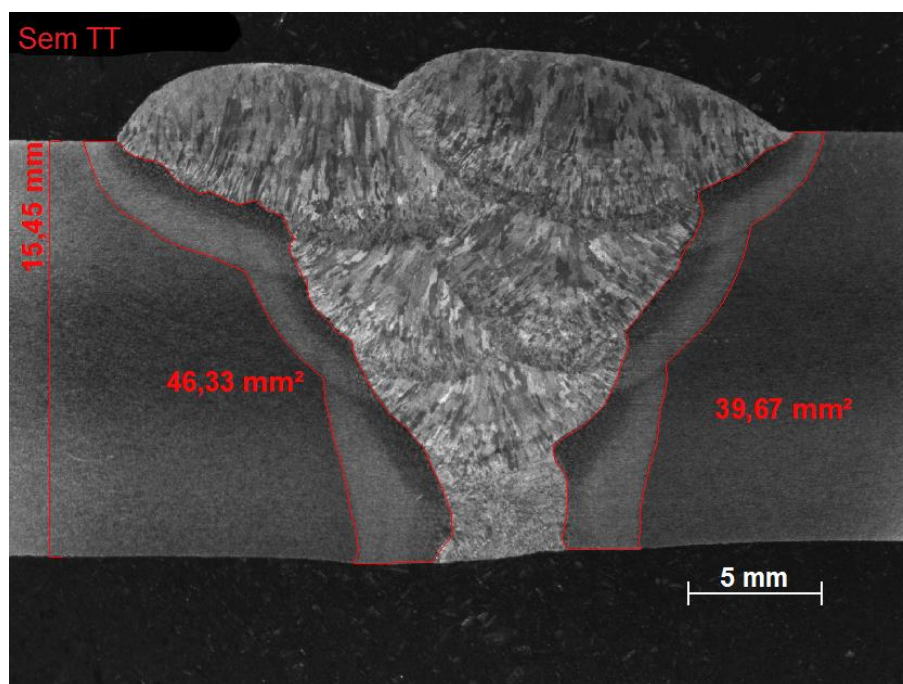


Figura 5-10 Área da ZAC do CP 'SEM TT'

As análises seguintes serão realizadas em relação às áreas médias calculadas e apresentadas Tabela 5-3.

As áreas das ZAC's dos CP's "TT 0/500" e TT 0/650 estão apresentadas nas Figura 5-11 e na Figura 5-12, com valores 48,36 mm² e 48,58 mm², respectivamente.

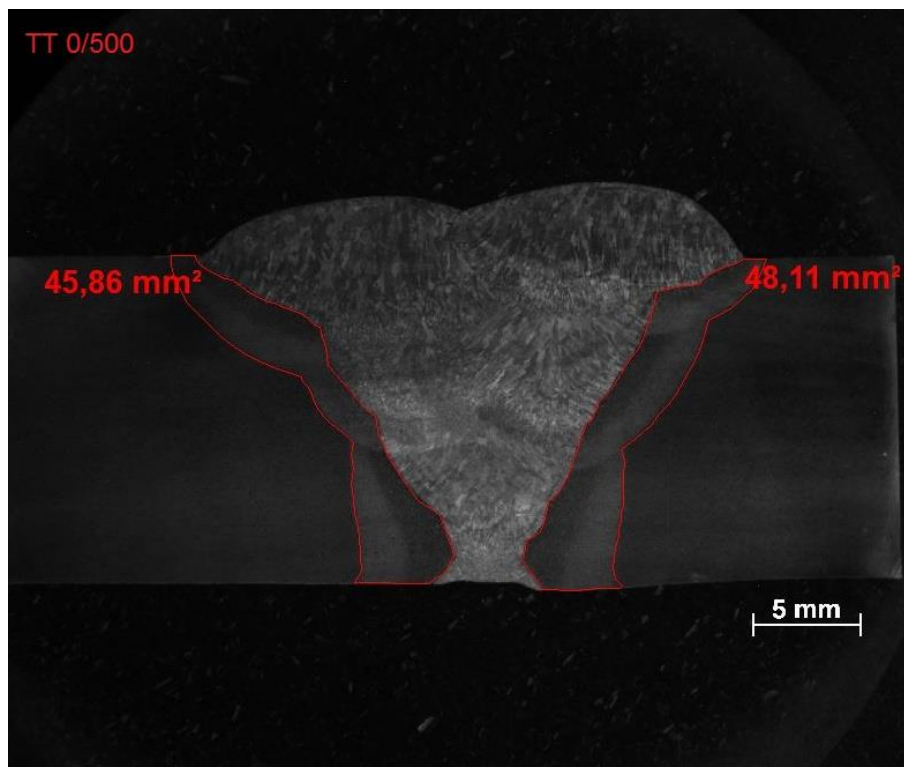


Figura 5-11 Área da ZAC do CP “TT 0/500”.

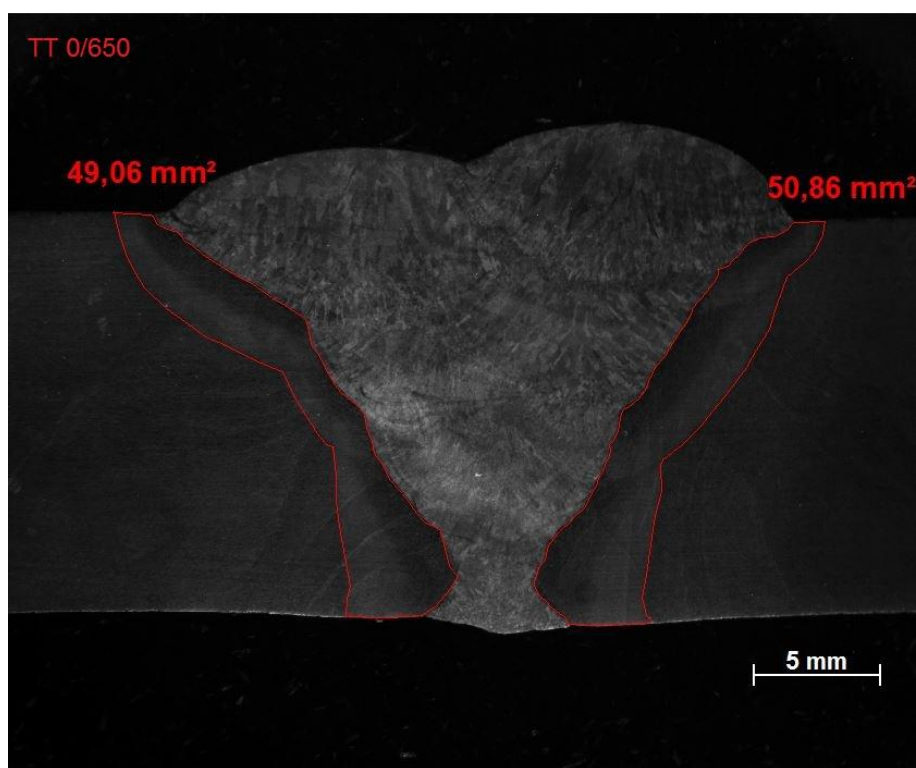


Figura 5-12 Área da ZAC do CP TT 0/650.

A Figura 5-13 e a Figura 5-14 apresentam as macrografia dos CP's TT

900/500. e TT 900/650 com suas respectivas áreas da ZAC. As médias encontradas, nestas duras amostras, foram 40,89 mm² e 38,73 mm², respectivamente.

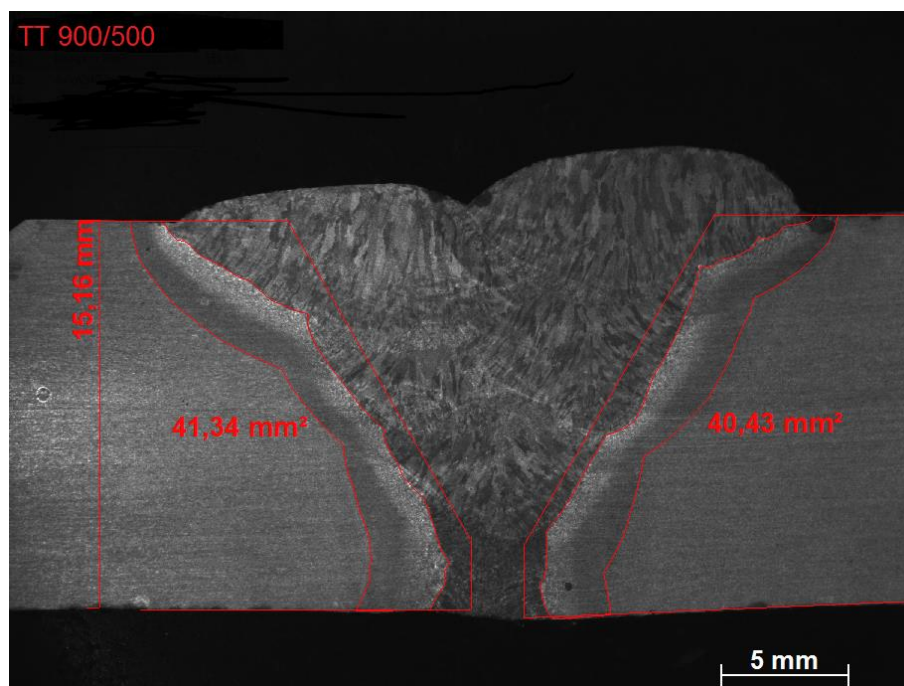


Figura 5-13 Área da ZAC do CP TT 900/500.

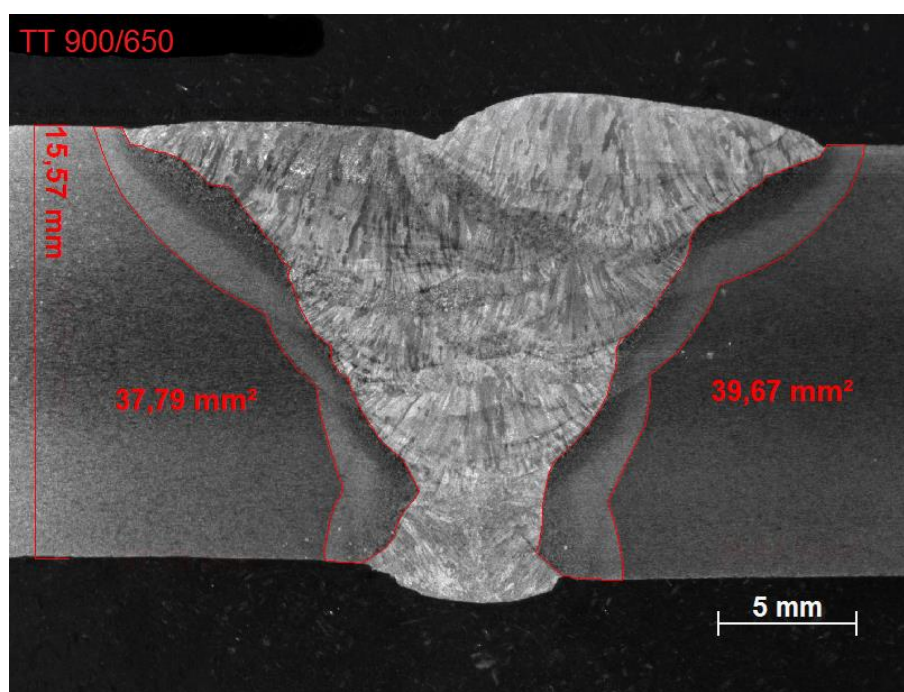


Figura 5-14 Área da ZAC do CP TT 900/650.

A macrografia da Figura 5-15 apresenta a área da ZAC do CP TT 1000/650. A média entre a área da ZAC do lado esquerdo e o lado direito foi 43,36 mm². A Figura

5-16 área da ZAC do CP TT 1000/650, com média de 43,26 mm².

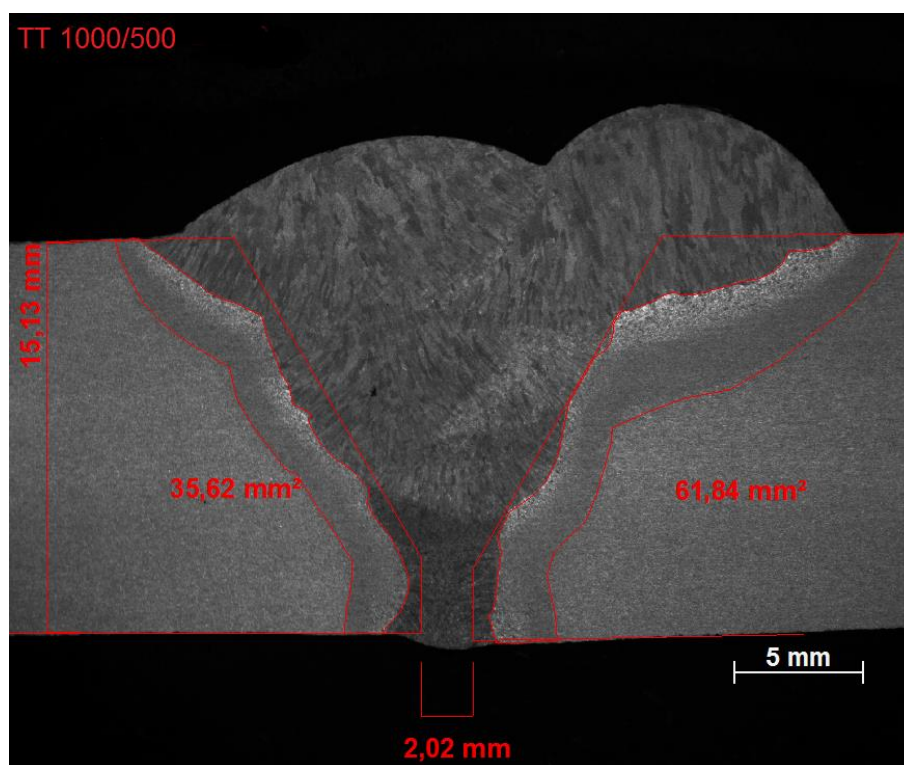


Figura 5-15 Área da ZAC do CP TT 1000/500

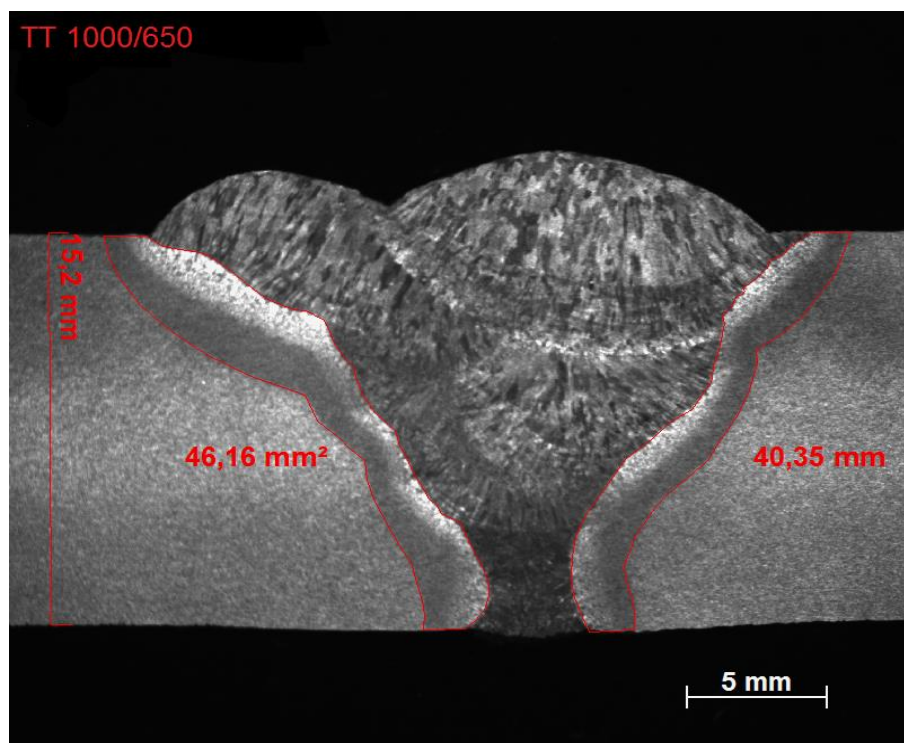


Figura 5-16 Área da ZAC do CP TT 1000/650.

5.3 Ensaio de tração

Foram realizados ensaios mecânicos de tração para cada condição de tratamento térmico, inclusive no MB na condição como-recebido. Os CP's foram retirados do tubo no sentido longitudinal a laminação. A Tabela 5-4 apresenta os resultados obtidos destes ensaios, rastreando os números de CP e relacionando com os respectivos tratamentos térmicos. Está indicado também o valor mínimo requerido pela norma API 5L, tanto do limite de escoamento quanto do limite de resistência.

Tabela 5-4 Resultados do ensaio mecânico de tração.

CP	LE (MPa)	LE min. API 5L (MPa)	LR (MPa)	LR min. API 5L (MPa)
MB	541,0	555,0	651,7	625,0
SEM TT	*		532,0	
TT 0/500			634,0	
TT 0/650			772,0	
TT 900/500			618,0	
TT 900/650			638,0	
TT 1000/500			616,0	
TT 1000/650			605,0	
TT 1200/500			621,0	
TT 1200/650			758,0	

*As juntas soldadas possuem limite de escoamento (LE), porém é difícil quantificar o escoamento em cada seção do CP. Como a norma API 5L considera apenas o limite de resistência, os resultados do limite de escoamento não foram considerados.

A Figura 5-17 apresenta os resultados do ensaio de tração dos CP's com diferentes tratamentos térmicos. A linha em vermelho indica o limite de resistência mínimo requerido pela norma API 5L.

Como todos os CP's soldados romperam no MB e, segundo a norma API 1104, se o CP romper no MB e o resultado não for menor que 95% do LR mínimo especificado, ele pode ser aceito. O LR mínimo especificado para o API 5L X80 é de 625 MPa, então, considerando o critério de aceitação, os resultados maiores ou iguais a 594 MPa estão aprovados. Observa-se no gráfico da Figura 5-17 que todos os CP's tratados termicamente atingiram o mínimo especificado pela norma. Dos CP's aprovados, o CP TT 1200/650 e TT 0/650 apresentaram os maiores resultados, 21,6% e 23,0%, respectivamente, em relação ao mínimo especificado e, 30,0% e 31,0% maiores em relação à condição SEM TT. Este, por sua vez foi reprovado, pois atingiu apenas 89,5% do mínimo requerido em norma. Cabe lembrar que este CP é

a referência para os demais CP's em relação aos outros ensaios. Após o revenimento a 500 e 650°C, esta condição atingiu valores aceitáveis pela norma. Uma eventual explicação para este resultado é que a região de maior dureza da zona fundida do cordão, nos passes de acabamento, pode atuar como um concentrador de tensões, favorecendo o início da fratura no metal de base, no ensaio de tração.

O melhor resultado de tratamento térmico foi apresentado pelo CP TT 900/650, uma vez que o “TT 0/650” e o “TT 0/500” não são aplicáveis no dobramento a quente dos tubos e o “TT 1200/650” apresenta uma temperatura muito elevada, que propiciou a solubilização de toda a microestrutura da junta soldada, para o curvamento a quente em campo. No trabalho de Zou *et al* [34] com um X80 similar ao deste estudo, obteve melhores resultados de resistência a tração utilizando temperaturas de austenitização de 950 °C, temperando em água e revenindo em temperaturas de 600 °C e 650 °C, alcançando resultados próximos a 700 Mpa de LR. Por outro lado, Batista [35] mostrou que o melhor tratamento é entre 900 °C e 1000 °C, com revenimento entre 600 °C e 650 °C, apresentando resultados entre 600 MPa e 650 MPa.

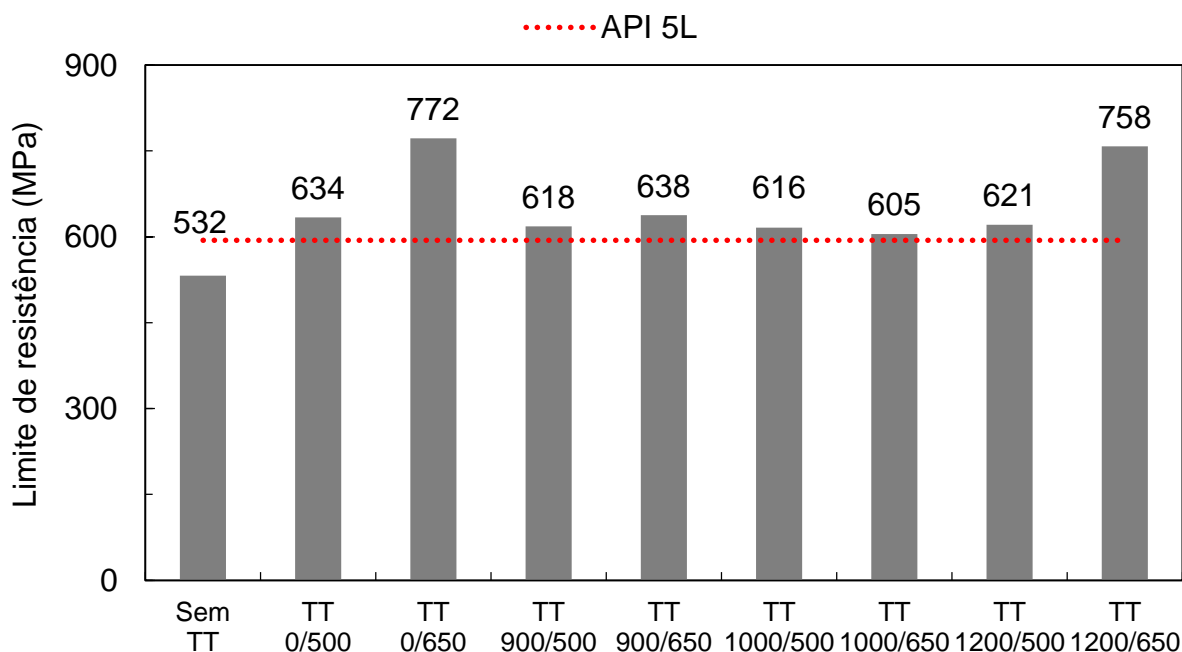


Figura 5-17 Limite de resistência para cada condição de tratamento térmico. A linha na cor vermelha representa o limite de escoamento mínimo exigido pela norma API 5L para classificação do metal de base.

5.4 Microdureza Vickers

Os resultados dos ensaios de microdureza são apresentados a seguir através dos mapeamentos e dos perfis. No apêndice A estão os valores de microdureza medidos nos perfis.

Nos mapeamentos exibidos nas figuras abaixo, observa-se uma semelhança com as macrografias, ou seja, observam-se as delimitações da ZAC, as interseções entre as camadas de deposição, o efeito do último passe de soldagem sobre a dureza dos passes anteriores, assim como sua própria dureza, como uma consequência das taxas de resfriamento. Ou seja, o último passe obteve maior microdureza, pois resfriou-se mais rapidamente por conta das perdas de calor por radiação e convecção na superfície, além da perda por condução pela espessura do tubo.

Estes efeitos somente são evidenciados nos CP's cujas transformações de fase não foram tão acentuadas, quanto àquelas sofridas pelos CP's austenitizado à temperatura de 1200 °C.

O mapeamento de microdureza é uma ferramenta poderosa para avaliação do comportamento da microdureza, pois os resultados são exibidos em forma de figura, em 2 dimensões. Sendo assim, é possível avaliar o comportamento da microdureza de uma região em relação à outra. Por outro lado, o perfil de microdureza tem um papel mais específico, ao avaliar este comportamento em apenas uma região do corpo de prova dentro do mapeamento. A título de exemplo, o perfil da Figura 5-20 exhibe comportamento da microdureza no passe de raiz, incluindo o seus MS, ZAC e MB. A Figura 5-18 exhibe o mapeamento de microdureza do CP 'SEM TT'.

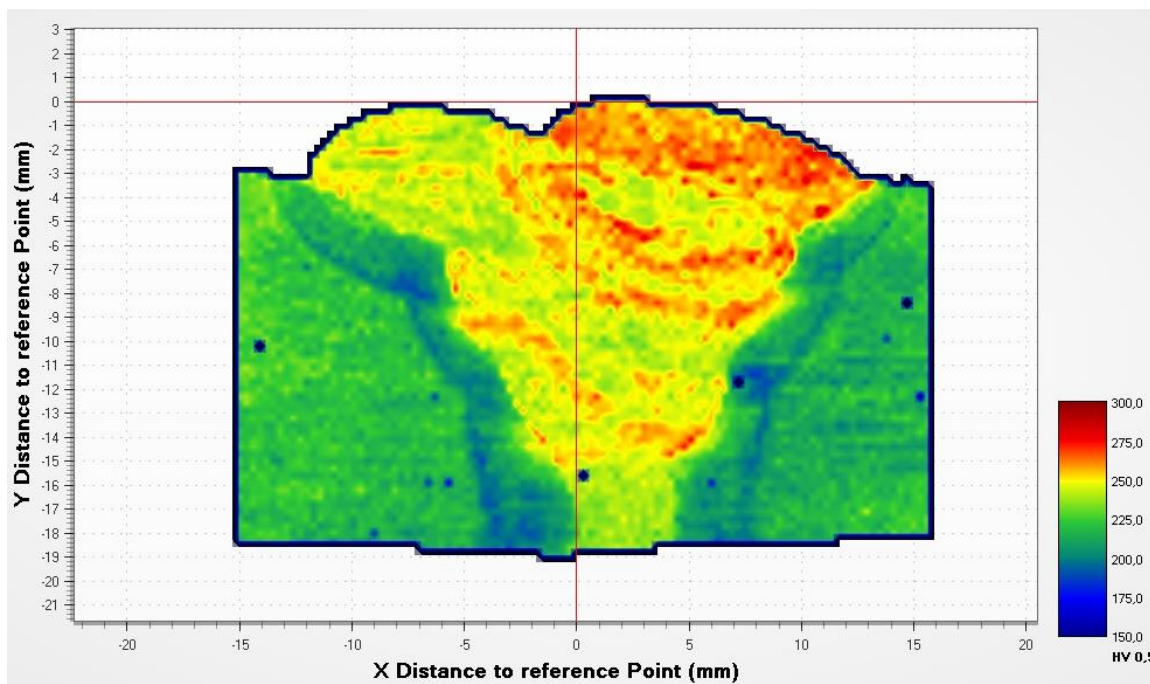


Figura 5-18 Mapeamento de microdureza do CP 'SEM TT'.

A Figura 5-20, a Figura 5-21 e a Figura 5-22 apresentam os perfis de microdureza do CP 'SEM TT', nas três regiões analisadas, na raiz, no enchimento e no acabamento. A região do metal de solda do passe de raiz apresentou microdureza de $(239 \pm 5) \text{ HV}^{0,5}$. Este valor é inferior aos passes de enchimento e acabamento, cujos valores foram de $(247 \pm 6) \text{ HV}^{0,5}$ e $(255 \pm 6) \text{ HV}^{0,5}$.

Esta queda de microdureza no passe de raiz pode ser explicada devido ao reaquecimento proveniente dos passes subsequentes. O calor imposto pode ter refinado a microestrutura presente no MS, reduzindo assim a dureza da região em análise. Conseqüentemente, a ZAC tem menor dureza, pelo mesmo motivo apresentado acima. Entretanto, o metal de base neste mesmo sentido apresenta dureza uniforme em toda sua espessura, com média de $(222 \pm 7) \text{ HV}^{0,5}$.

As microdurezas apresentadas na região de enchimento foram muito próximas àquelas dos passes de acabamento e de raiz. Isto pode ser explicado devido à menor influência do reaquecimento dos números de passes naquela região.

Na Figura 5-19 nota-se um aumento da dureza na região próxima ao metal desolda, que corresponde à região ZAC-GG. Conforme se caminha para o metal base a dureza vem caindo, caracterizando as regiões ZAC-GR e ZAC-IC. A região ZAC-SC fica adjacente ao metal de base, e também apresenta uma leve redução da dureza.

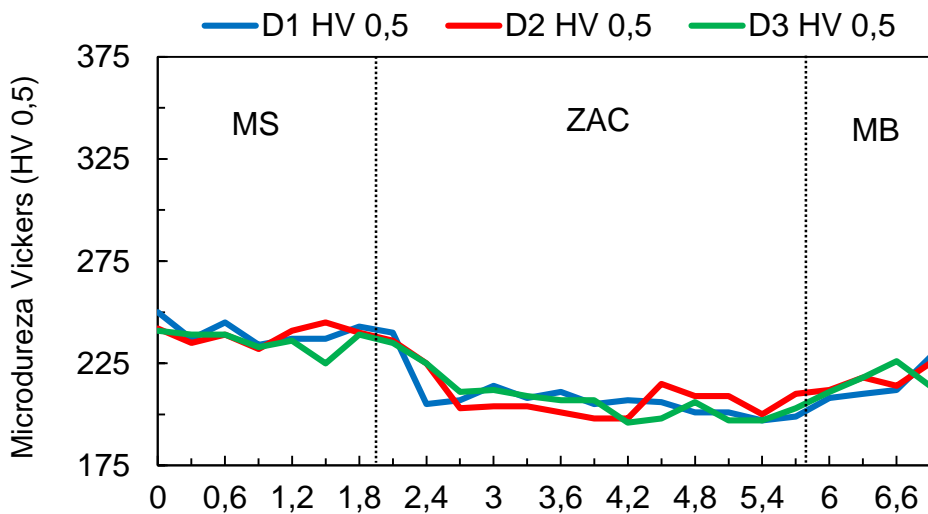


Figura 5-20 Perfil de microdureza de raiz do CP 'SEM TT'.

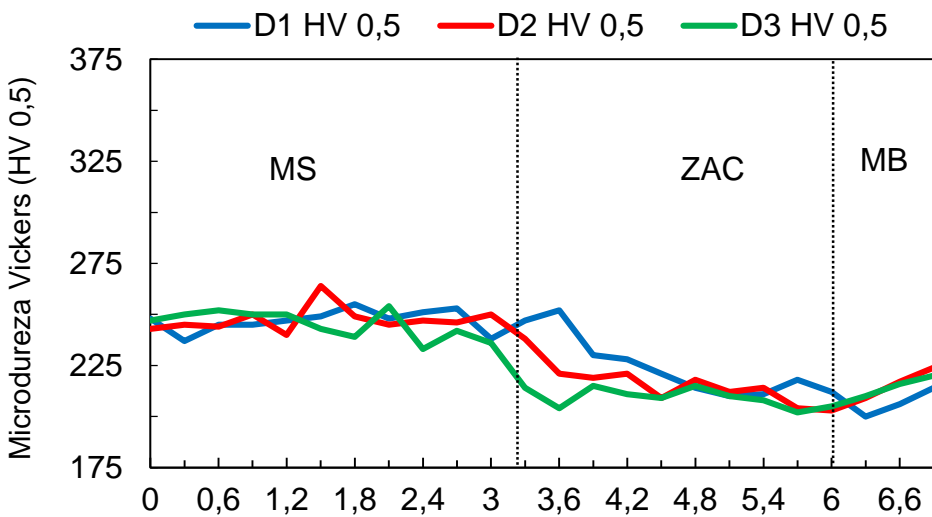


Figura 5-21 Perfil de microdureza do enchimento do CP 'SEM TT'.

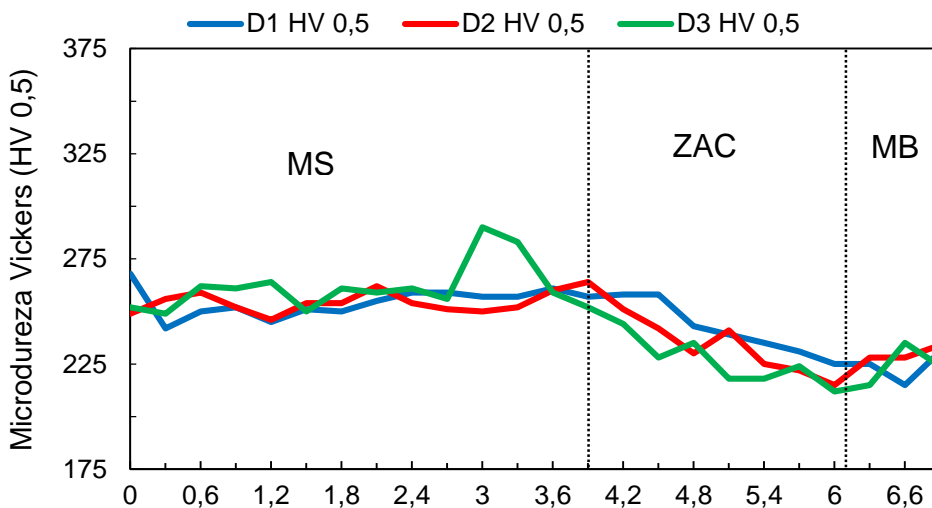


Figura 5-22 Perfil de microdureza de acabamento 'SEM TT'.

Os mapas de microdureza a seguir são aqueles que correspondem as amostras que sofreram os tratamentos térmicos. A Figura 5-23 apresenta o mapeamento de microdureza do CP TT 0/650.

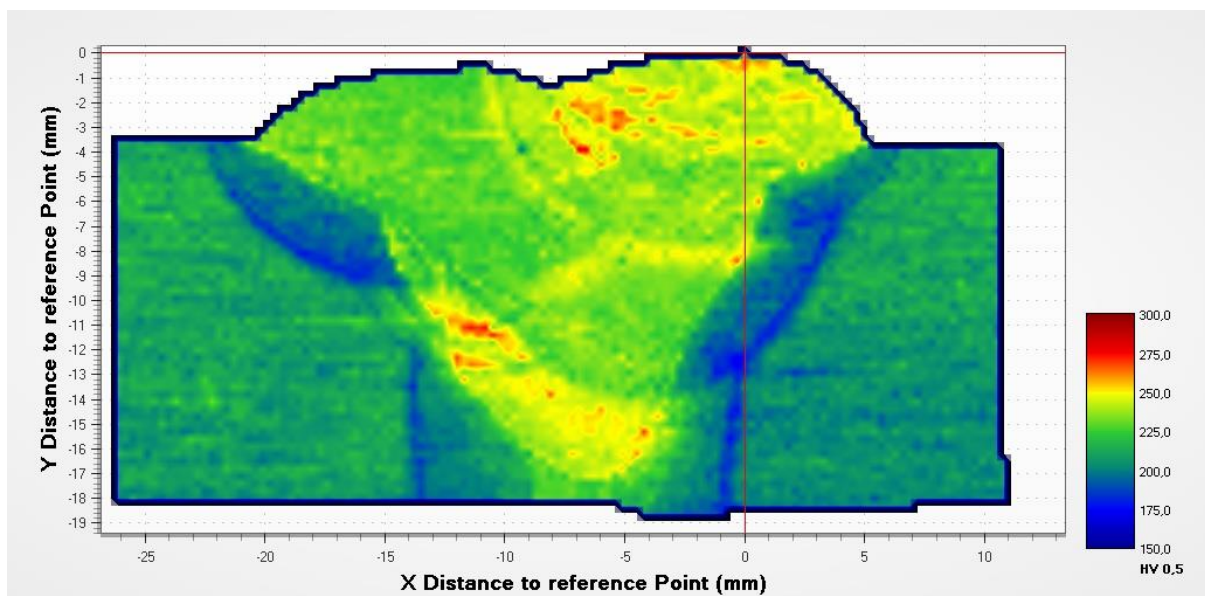


Figura 5-23 Mapeamento de microdureza do CP “TT 0/500”.

Os perfis de microdureza do CP “TT 0/500” da região dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento estão apresentados, respectivamente, na Figura 5-24, na Figura 5-25 e na Figura 5-26.

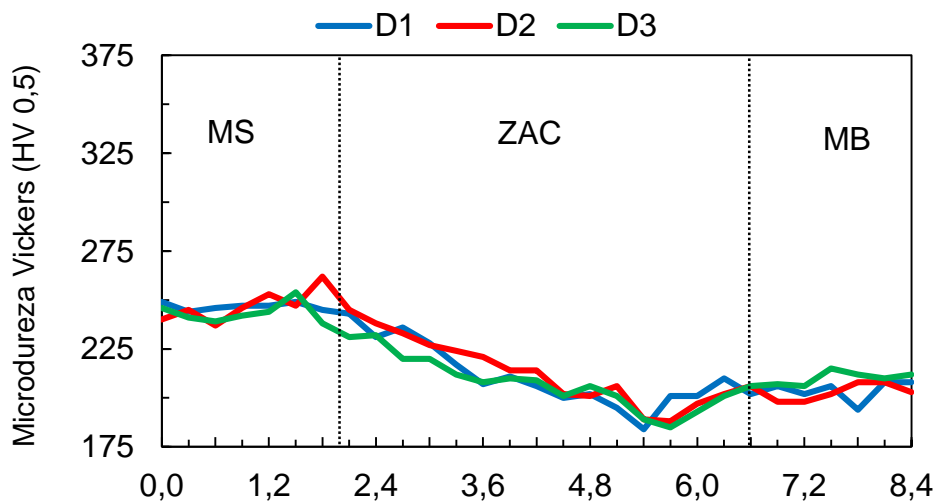


Figura 5-24 Perfil de microdureza da raiz do CP “TT 0/500”.

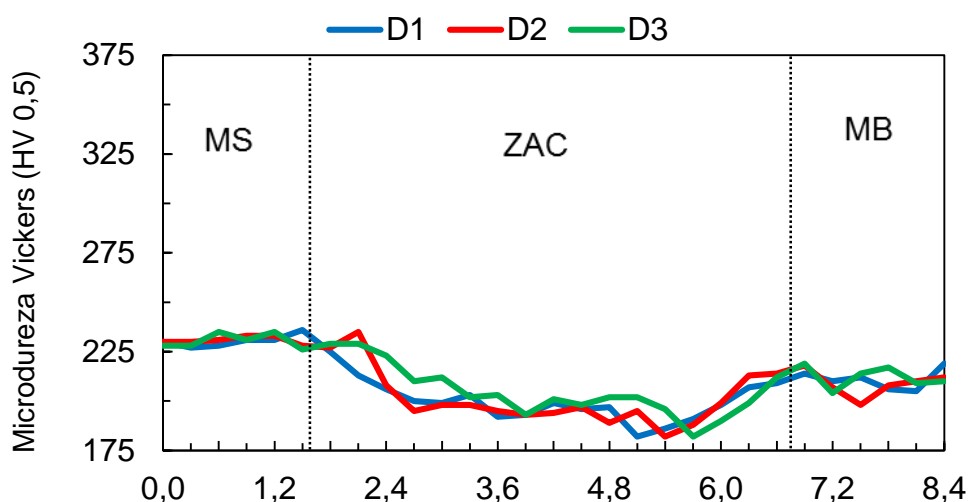


Figura 5-25 Perfil de microdureza do enchimento do CP "TT 0/500".

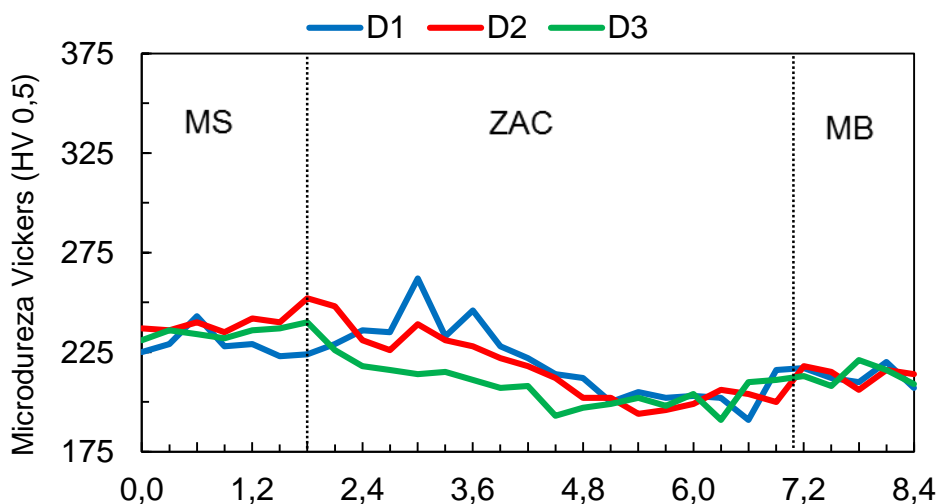


Figura 5-26 Perfil de microdureza de acabamento do CP "TT 0/500".

Segundo o mapeamento de microdureza da Figura 5-27, houve a redução de microdureza das regiões do MS, ZAC e MB em relação à condição 'SEM TT'. Esta redução do valor de microdureza foi consequência do tratamento térmico de alívio de tensões realizado a temperatura de 500 °C.

Os valores medidos no MS dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento, foram $(211 \pm 5) \text{ HV}^{0,5}$, $(252 \pm 5) \text{ HV}^{0,5}$ e $(248 \pm 5) \text{ HV}^{0,5}$, respectivamente.

A Figura 5-27 apresenta o mapeamento de microdureza do CP "TT 0/650".

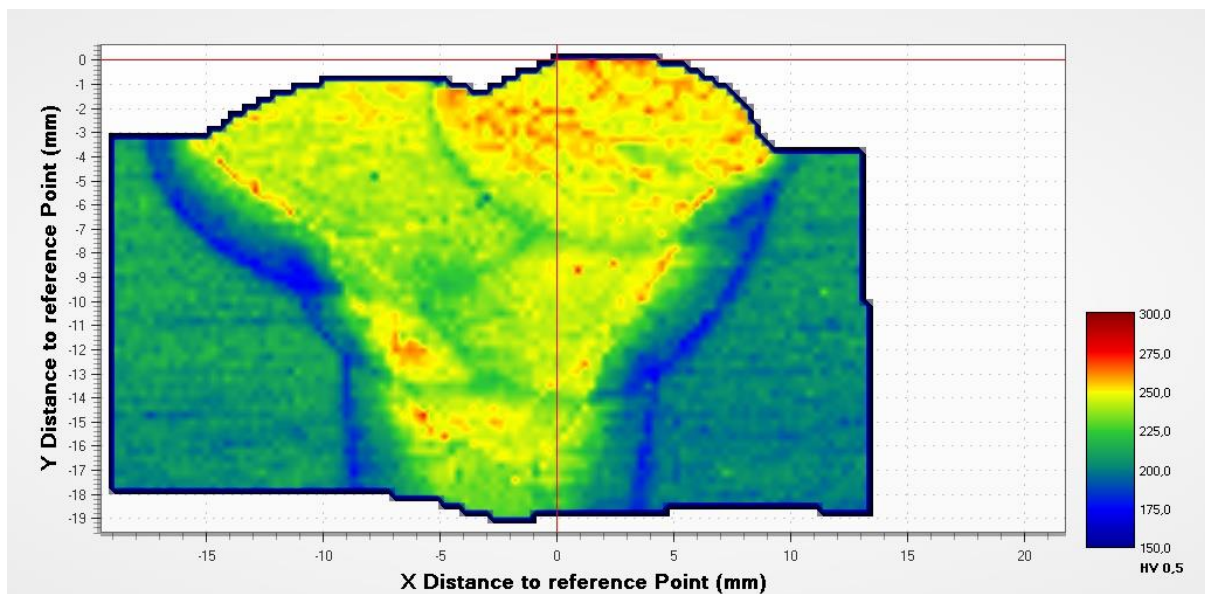


Figura 5-27 Mapeamento de microdureza do CP TT 0/650.

Pode-se observar que a microdureza do CP TT 0/650 aumentou em relação à condição TT 0/500. Por outro lado, esta ainda é inferior nas regiões de enchimento e acabamento em relação ao CP SEM TT. Na região da raiz, o valor encontrado foi maior. Isto pode ser explicado devido ao segundo passe que refundiu parcialmente o passe de raiz, alterando a concentração de elementos de liga na região, além de submetê-la a uma nova taxa de resfriamento, tornando-a mais dura.

A Figura 5-28, a Figura 5-29 e a Figura 5-30 apresentam os perfis de microdureza das regiões da raiz, do enchimento e do acabamento do CP TT 0/650, respectivamente.

Os resultados de microdurezas do MS nas regiões dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram, respectivamente, $(247 \pm 5) \text{ HV}^{0,5}$, $(231 \pm 3) \text{ HV}^{0,5}$ e $(236 \pm 6) \text{ HV}^{0,5}$. No MB, o valor de microdureza foi de $(210 \pm 5) \text{ HV}^{0,5}$.

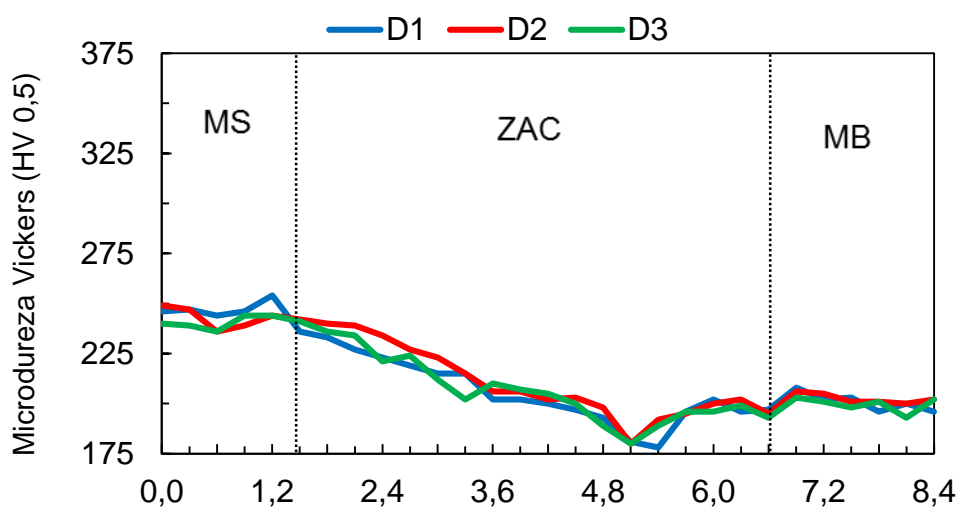


Figura 5-28 Perfil de microdureza da raiz do CP TT 0/650.

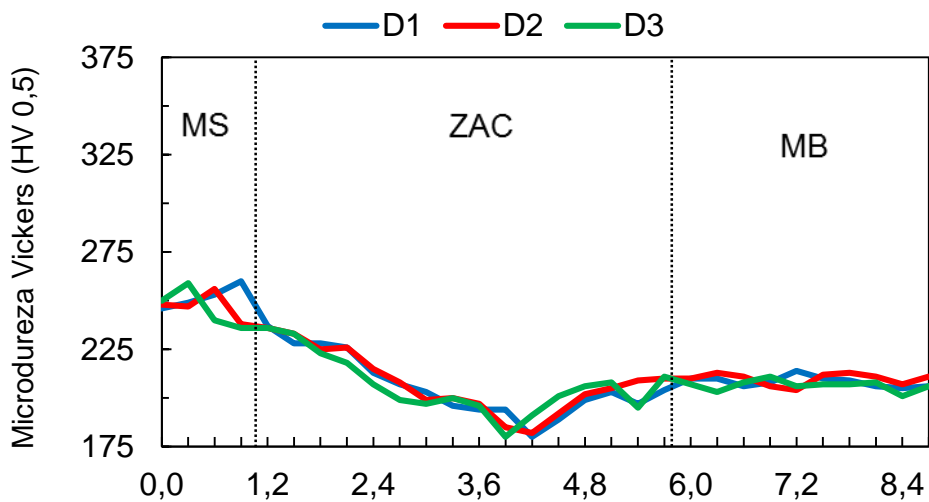


Figura 5-29 Perfil de microdureza do enchimento do CP TT 0/650.

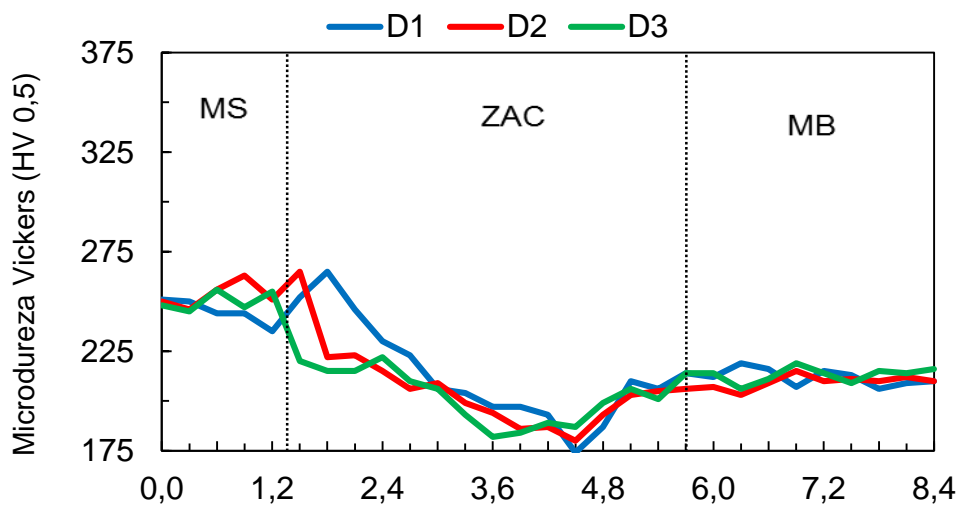


Figura 5-30 Perfil de microdureza do acabamento do CP TT 0/650.

A Figura 5-31 apresenta a comparação do mapeamento de microdureza da condição Sem TT em relação às condições TT 0/500 e TT 0/650, com as suas respectivas macrografias.

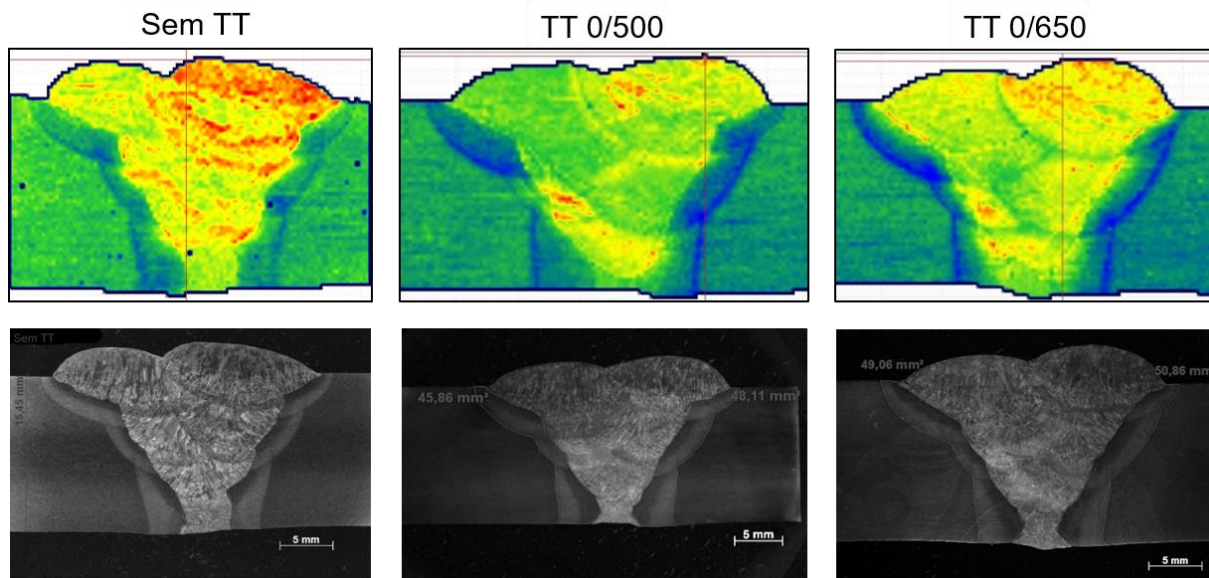


Figura 5-31 Comparação dos mapeamentos de microdureza das condições Sem TT, TT 0/500 e TT 0/650, com suas respectivas macrografias.

Conforme apresentado na Figura 5-31, de uma maneira geral, o revenimentos realizados às temperaturas de 500 °C e 650 °C apresentaram regiões menos duras em relação à condição Sem TT. Entretanto, conforme o gráfico da Figura 5-32, o valor de dureza máxima encontrada no MS da região do enchimento foi na condição TT 0/650, enquanto que a dureza no MB, para a mesma região, foi menor que a condição Sem TT.

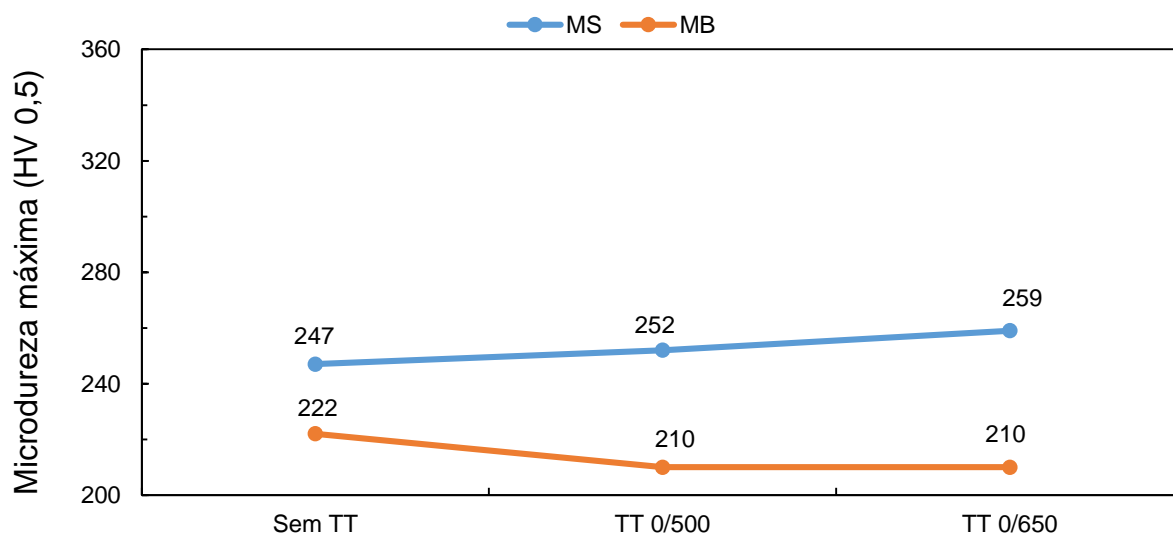


Figura 5-32 Resultados de microdureza máxima do MS e MB, da região do enchimento, das condições Sem TT, TT 0/500 e TT 0/650.

A Figura 5-33 apresenta o mapeamento de microdureza do CP TT 900/0.

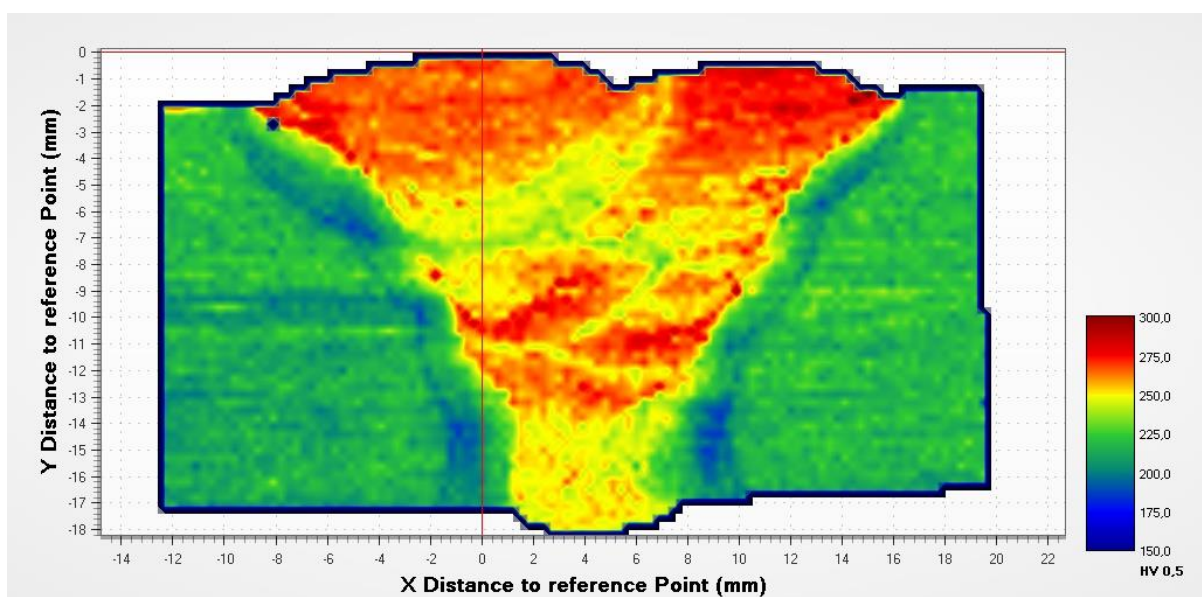


Figura 5-33 Mapeamento de microdureza do CP TT 900/0.

Como pode ser observado na Figura 5-33, o CP TT 900/0 possui dureza mais elevada nos passes de enchimento e acabamento, em relação ao CP 'SEM TT'. Esta elevada dureza foi alcançada devido à temperatura de austenitização de 900 °C, do CP e têmpera em água. No MB, o valor de microdureza foi de $(220 \pm 4) \text{ HV}^{0,5}$, mostrando que os valores não foram significativamente diferentes. Entretanto, a microestrutura do MB apresentou-se mais homogênea em relação ao CP 'SEM TT', devido ao seu menor desvio padrão.

Os perfis de microdureza do CP TT 900/0 da região dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram apresentados, respectivamente, na Figura 5-34, na Figura 5-35 e na Figura 5-36.

Os resultados de microdurezas do MS nas regiões dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram, respectivamente, $(246 \pm 5) \text{ HV}^{0,5}$, $(248 \pm 10) \text{ HV}^{0,5}$ e $(267 \pm 5) \text{ HV}^{0,5}$.

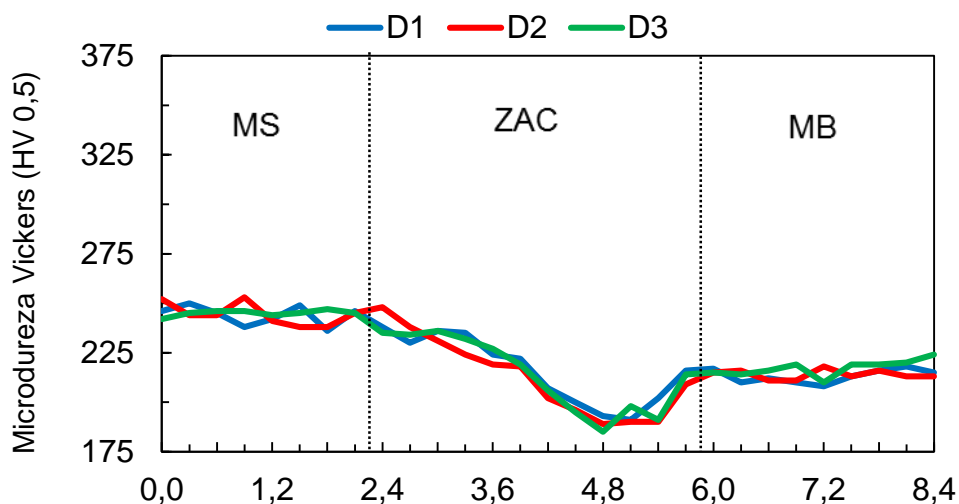


Figura 5-34 Perfil de microdureza da raiz do CP TT 900/0.

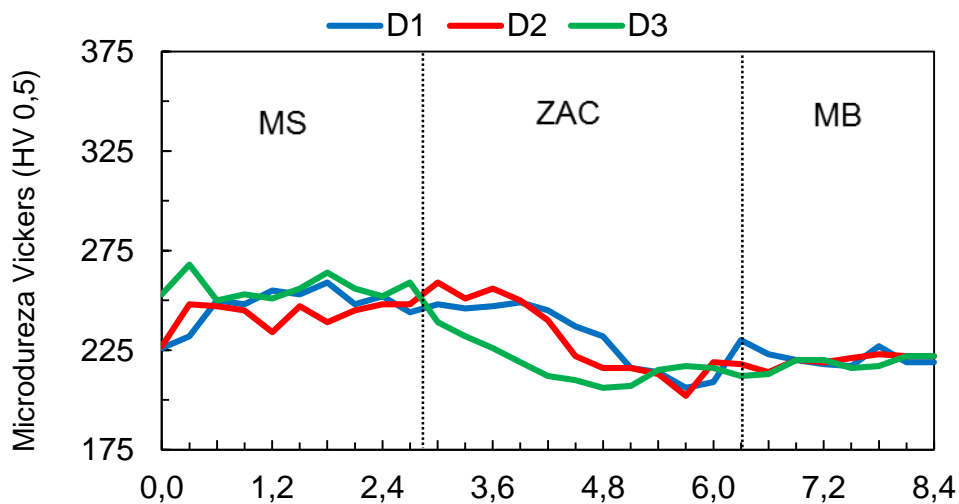


Figura 5-35 Perfil de microdureza do enchimento do CP TT 900/0.

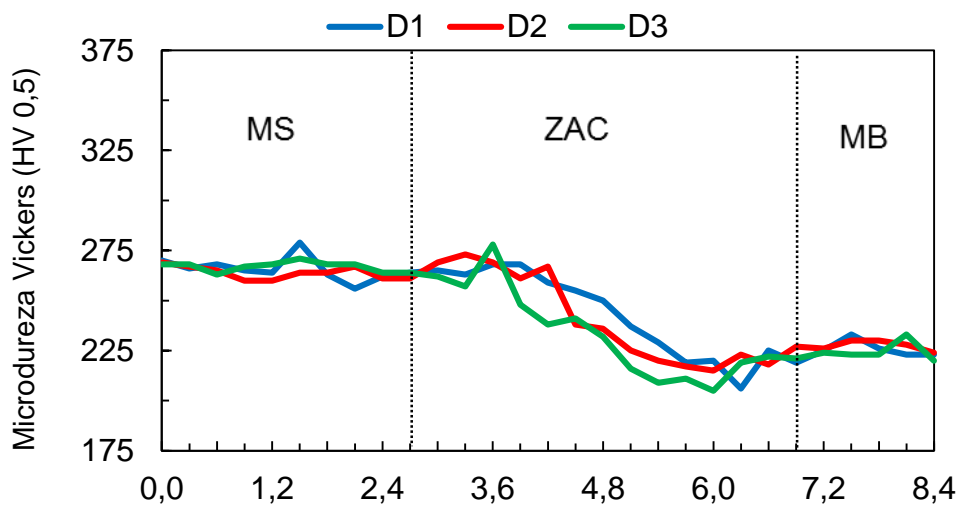


Figura 5-36 Perfil de microdureza do acabamento do CP TT 900/0.

O mapeamento de microdureza do CP TT900/500 está apresentado na Figura 5-37, o qual foi aquecido à temperatura de 900 °C, temperado em água e revenido à temperatura de 500°C.

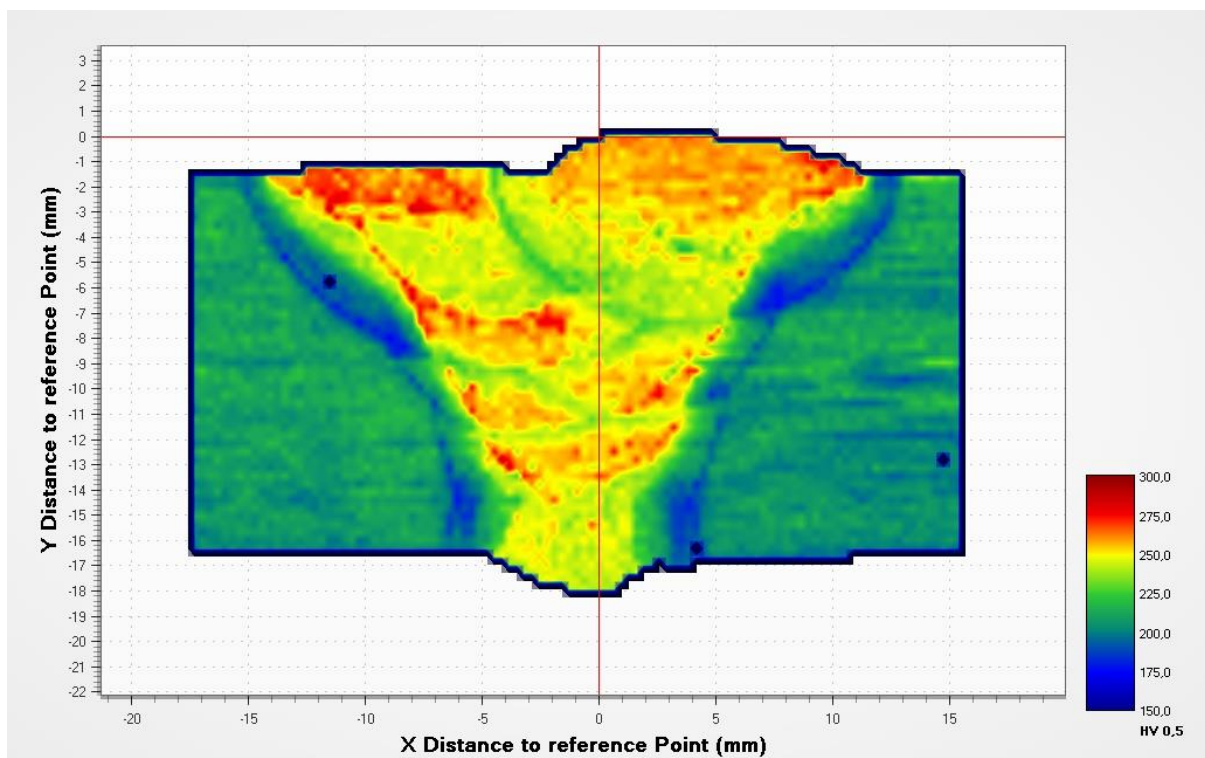


Figura 5-37 Mapeamento de microdureza do CP TT 900/500.

No mapeamento de microdureza do CP TT 900/500 pode ser observado que o revenimento realizado a 500 °C reduziu a dureza em relação ao CP TT 0/900. Entretanto, as durezas no MS, na região de enchimento e acabamento, a dureza foi levemente maior e na raiz, as durezas destes dois CP's foram iguais.

Os perfis de microdureza do CP TT 900/500 da região dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram apresentados, respectivamente, na Figura 5-38, na Figura 5-39 e na Figura 5-40.

Os resultados de microdurezas do MS nas regiões dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram, respectivamente, $(239 \pm 5) \text{ HV}^{0,5}$, $(246 \pm 8) \text{ HV}^{0,5}$ e $(257 \pm 7) \text{ HV}^{0,5}$. No MB, o valor da microdureza foi de $(211 \pm 6) \text{ HV}^{0,5}$.

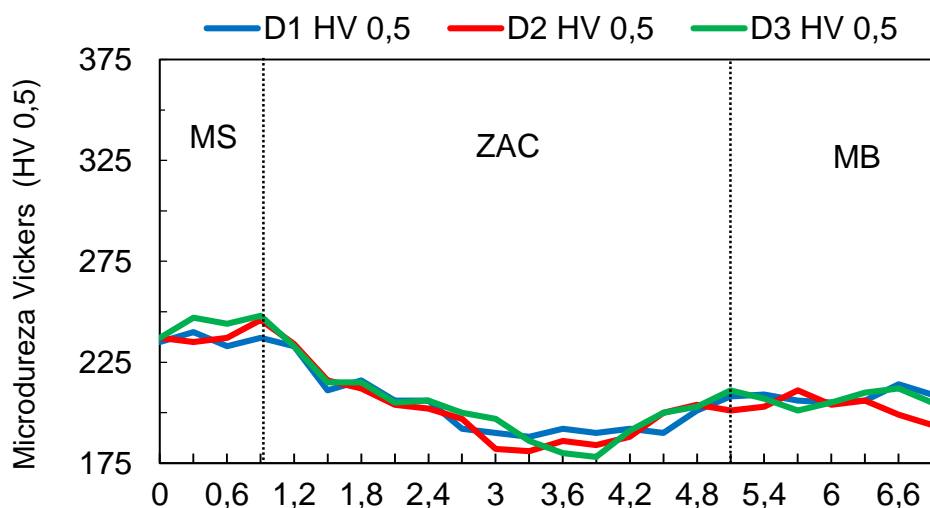


Figura 5-38 Perfil de microdureza da região do passe de raiz do CPTT900/500.

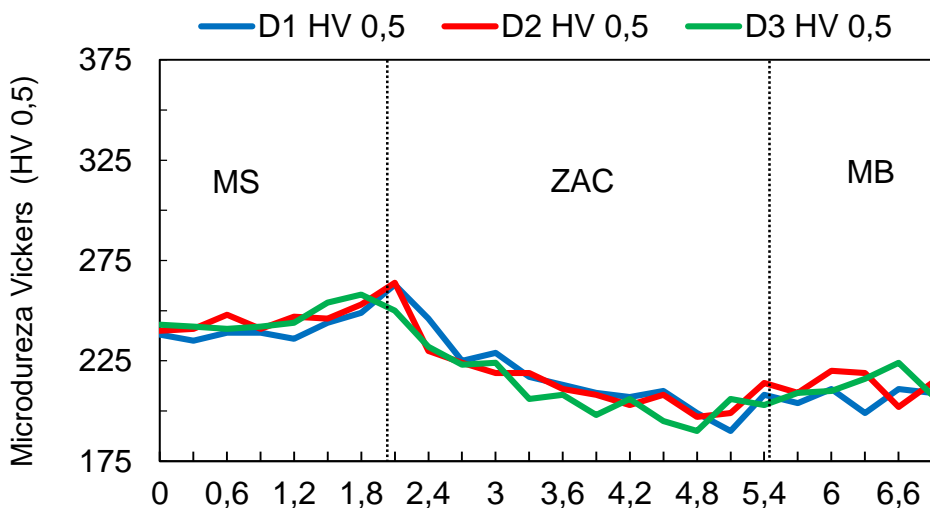


Figura 5-39 Perfil de microdureza da região do cordão de solda de enchimento do CP TT 900/500.

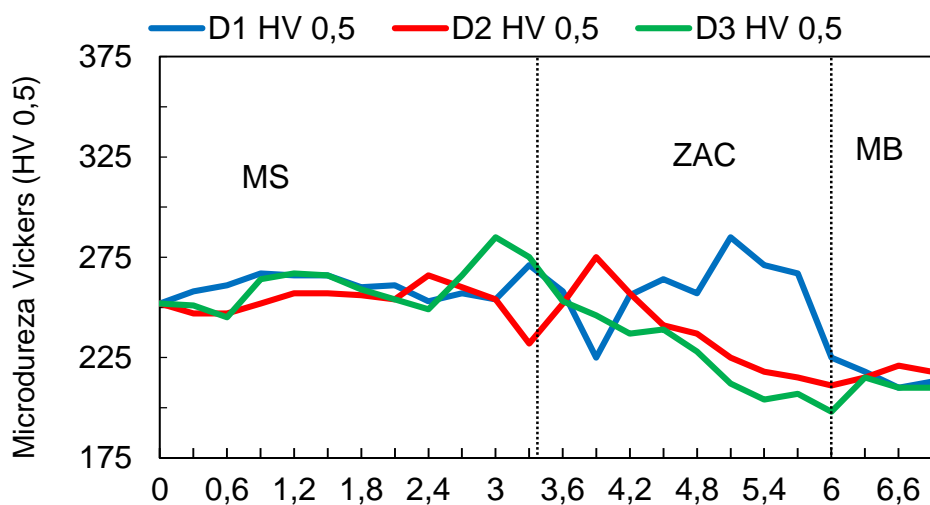


Figura 5-40 Perfil de microdureza da região do cordão de solda de acabamento do CPTT 900/500

A Figura 5-41 apresenta o mapa de microdureza dos resultados obtidos do CP TT 900/650.

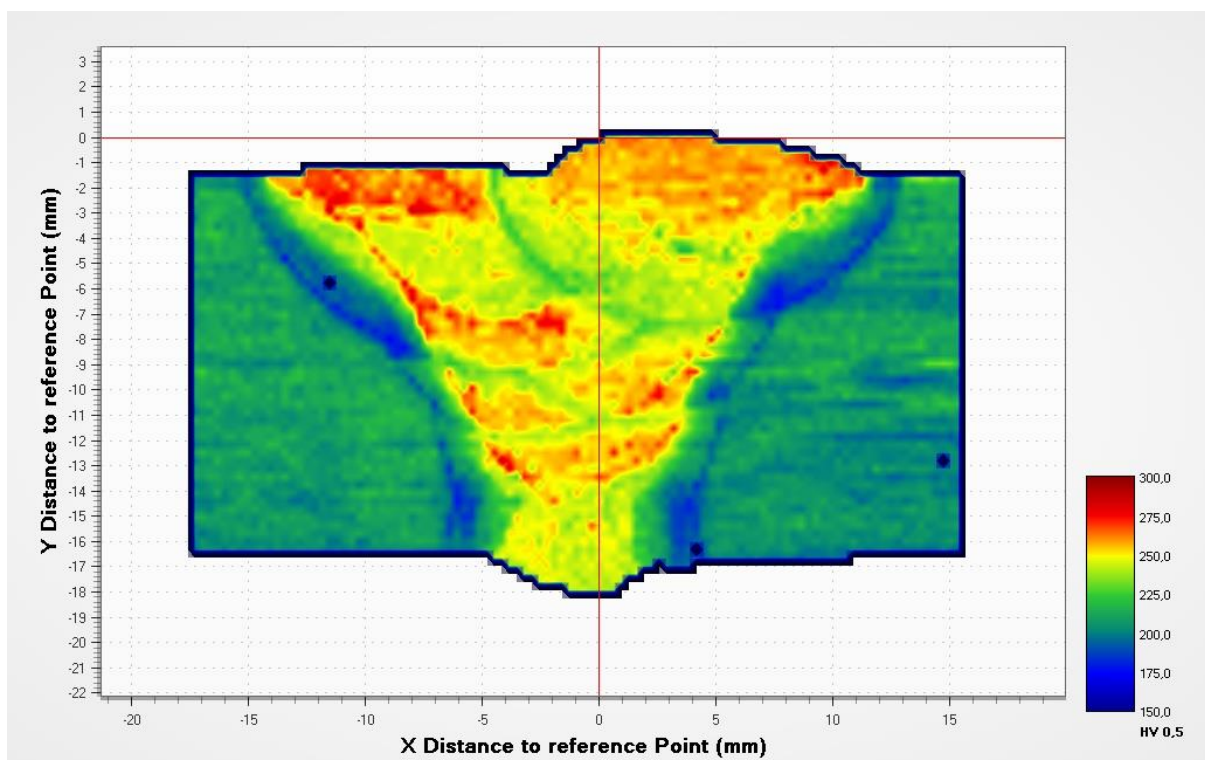


Figura 5-41 Mapeamento de microdureza do CP TT 900/650.

O revenimento realizado no CP TT 900/650 promoveu a redução a dureza em relação ao CP TT 900/0. Entretanto, sua dureza foi maior que o CP TT 900/500 e CP SEM TT. Isto pode ser evidenciado visto que o limite de resistência do CP TT 900/650 foi maior que o do CP 900/500.

Os perfis de microdureza do CP TT 900/650 da região dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram apresentados, respectivamente, na Figura 5-42, na Figura 5-43 e na Figura 5-44.

Os resultados de microdurezas do MS nas regiões dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram, respectivamente, $(259 \pm 6) \text{ HV}^{0,5}$, $(256 \pm 6) \text{ HV}^{0,5}$ e $(258 \pm 5) \text{ HV}^{0,5}$. No MB, o valor da microdureza foi de $(210 \pm 4) \text{ HV}^{0,5}$.

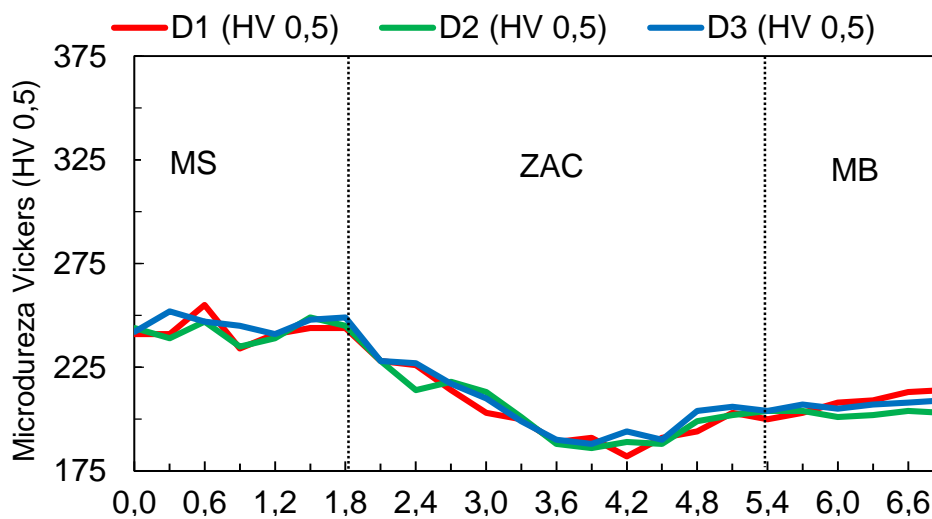


Figura 5-42 Perfil de microdureza do passe de raiz do CP TT 900/650.

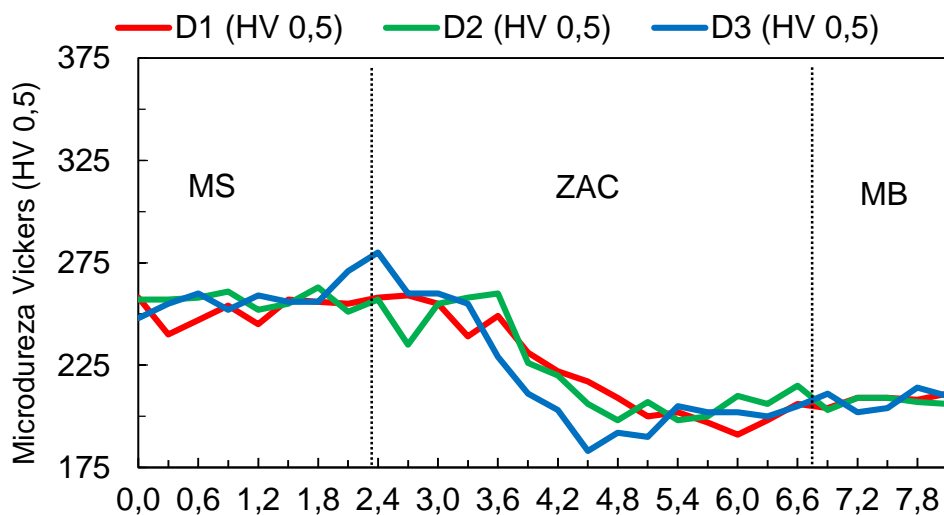


Figura 5-43 Perfil de microdureza do passe enchimento do CPTT900/650.

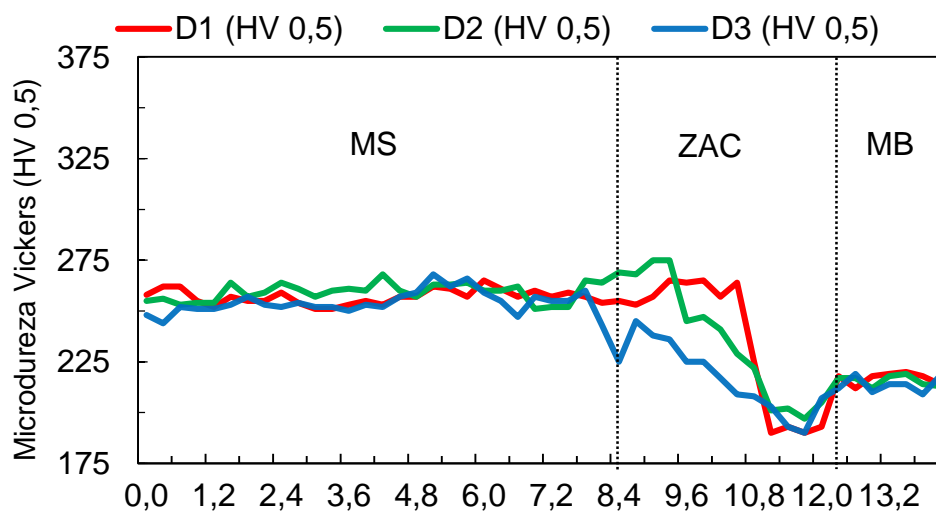


Figura 5-44 Perfil de microdureza do passe de acabamento do CPTT 900/650

A Figura 5-45 apresenta a comparação dos mapeamentos de microdureza das condições TT 900/0, TT 900/500 e TT 900/650 em relação à condição Sem TT.

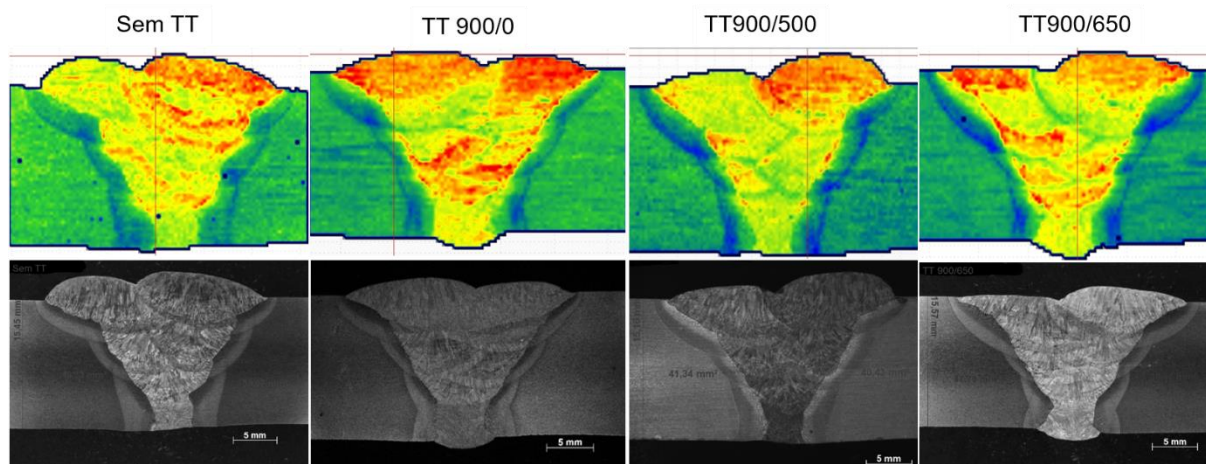


Figura 5-45 Comparação entre os mapeamentos de microdureza das condições Sem TT, TT 900/0, TT 900/500 e TT 900/650, com suas respectivas macrografias.

Observa-se que a têmpera em água à temperatura de 900 °C promoveu maior dureza no MS e na ZAC, em relação à condição Sem TT. Entretanto, através do revenimento realizado a temperatura de 500 °C, houve maior redução da dureza em relação ao CP revenido à 650 °C. Isto pode ser claramente evidenciado através da microdureza máxima medida no MS em cada CP na região do enchimento, conforme o gráfico da Figura 5-46. A maior dureza no CP TT 900/650 pode explicar a maior resistência mecânica em relação à condição TT 900/500.

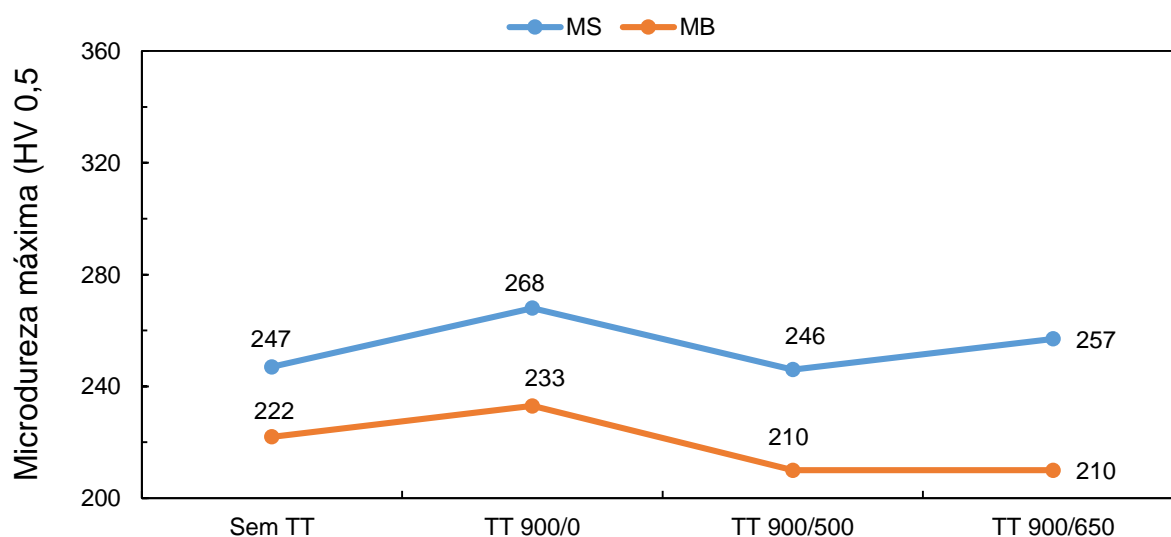


Figura 5-46 Resultados de microdureza máxima do MS e MB, da região do enchimento, das condições Sem TT, TT 900/0, TT 900/500 e TT 900/650.

A Figura 5-47 apresenta o mapeamento do CP TT 1000/0.

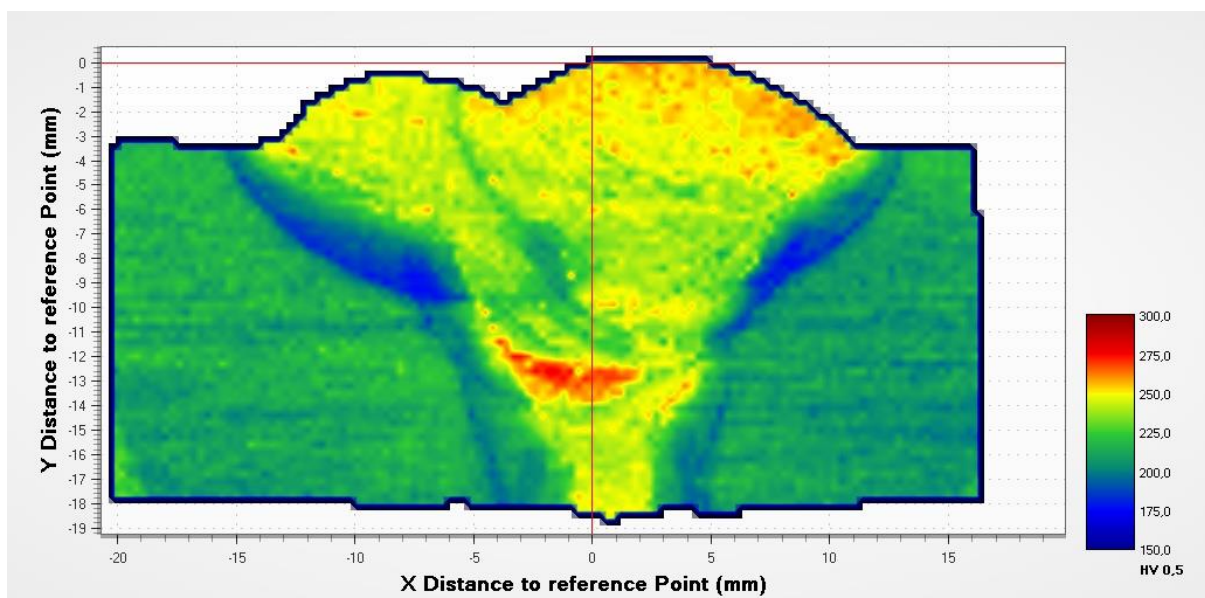


Figura 5-47 Mapeamento de microdureza do CP TT 1000/0.

Segundo o mapeamento de microdureza do CP TT 1000/0, os valores de microdureza medidos na região do passe de raiz foram maiores que os resultados do CP SEM TT. Na região dos passes de enchimento, os resultados de microdureza dos CP's TT 1000/0 e 'SEM TT' são iguais. Entretanto, na região de acabamento, o CP 'SEM TT' apresentou-se mais duro.

Os perfis de microdureza do CP TT 1000/0 da região dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram apresentados, respectivamente, na Figura 5-48, na Figura 5-49 e na Figura 5-50.

Os resultados de microdurezas do MS nas regiões dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram, respectivamente, $(242 \pm 4) \text{ HV}^{0,5}$, $(247 \pm 6) \text{ HV}^{0,5}$ e $(248 \pm 7) \text{ HV}^{0,5}$. No MB, o valor da microdureza foi de $(214 \pm 5) \text{ HV}^{0,5}$.

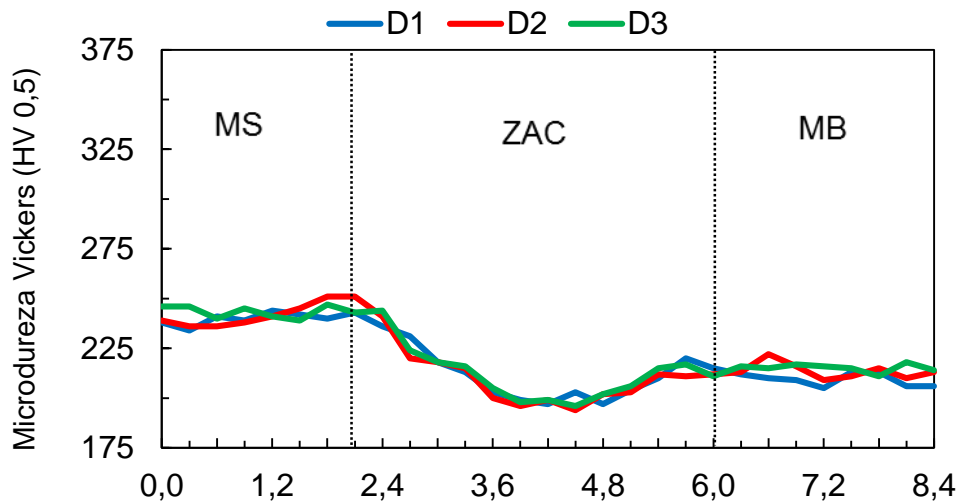


Figura 5-48 Perfil de microdureza da raiz do CP TT 1000/0.

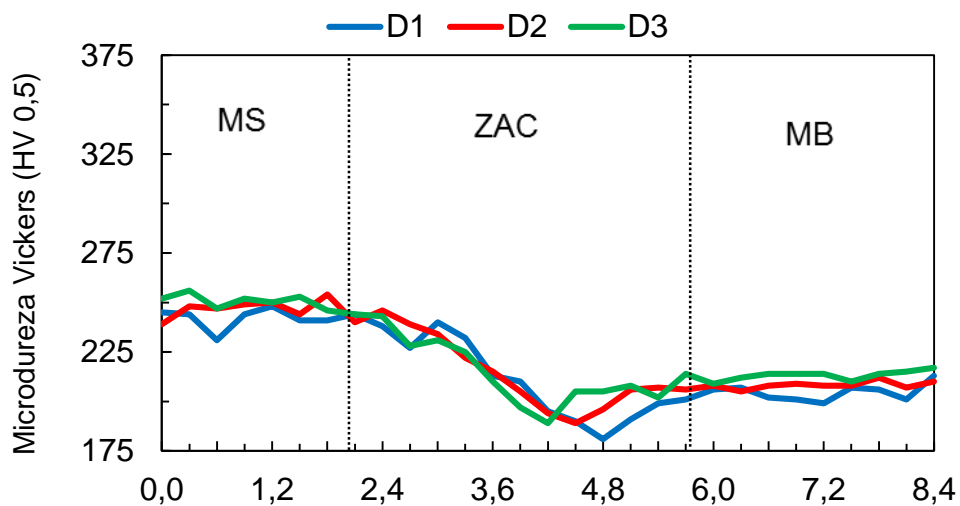


Figura 5-49 Perfil de microdureza do enchimento do CP TT 1000/0.

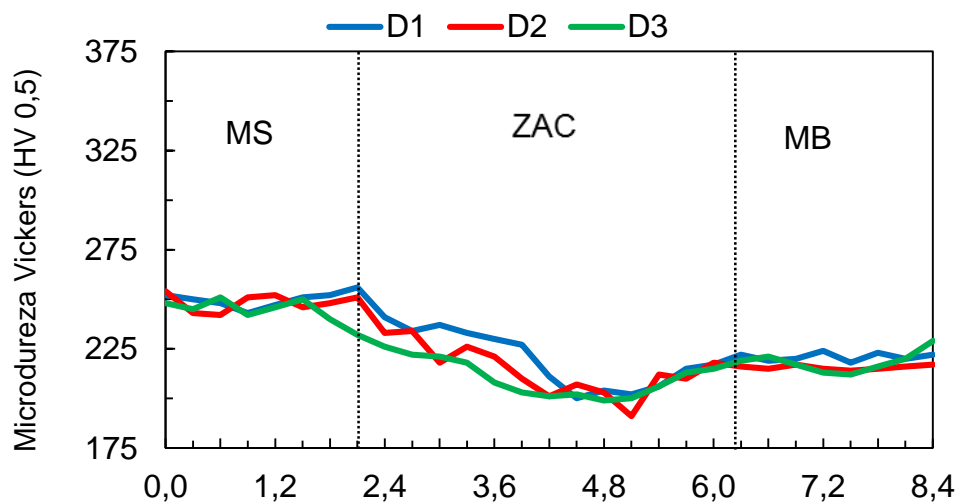


Figura 5-50 Perfil de microdureza do acabamento do CP TT 1000/0.

A Figura 5-51 apresenta o mapeamento do CP TT 1000/500.

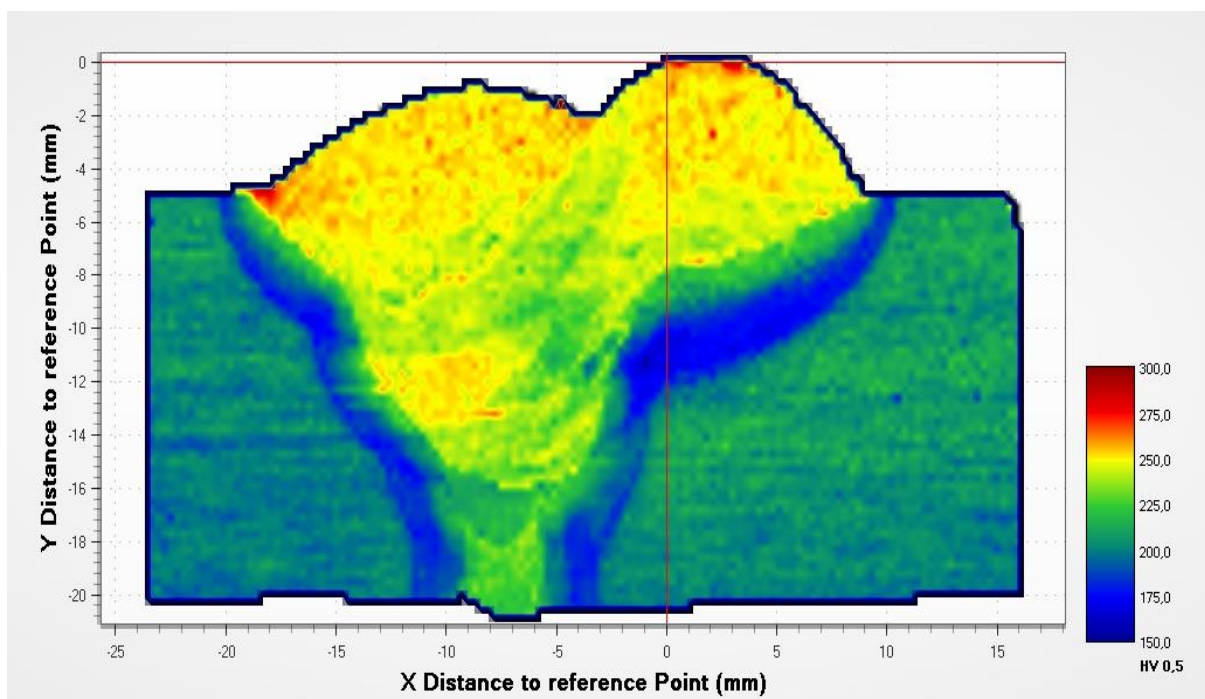


Figura 5-51 Mapeamento de microdureza do CP TT 1000/500.

Comparando os mapeamentos de microdureza do CP TT 1000/500 com o CP TT 1000/0, pode-se observar que na região do passe de raiz os valores de microdureza são inferiores ao CP 1000/0 e CP SEM TT. Entretanto, nas regiões de enchimento e acabamento os resultados são maiores que aqueles dos CP's TT 1000/500 e SEM TT. Nota-se que a ZAC-GR do passe de acabamento apresentou-se valores de microdureza muito baixos. Isto pode ser explicado devido à deposição excessiva do último passe. A energia imposta àquela região promoveu a ampliação da ZAC-GG e ZAC-GR, podendo ser observadas nos perfis de microdureza.

Os perfis de microdureza do CP TT 1000/500 da região dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram apresentados, respectivamente, na Figura 5-52, na Figura 5-53 e na Figura 5-54.

Os resultados de microdurezas do MS nas regiões dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram, respectivamente, $(231 \pm 7) \text{ HV}^{0,5}$, $(253 \pm 4) \text{ HV}^{0,5}$ e $(253 \pm 3) \text{ HV}^{0,5}$. No MB, o valor da microdureza foi de $(205 \pm 5) \text{ HV}^{0,5}$.

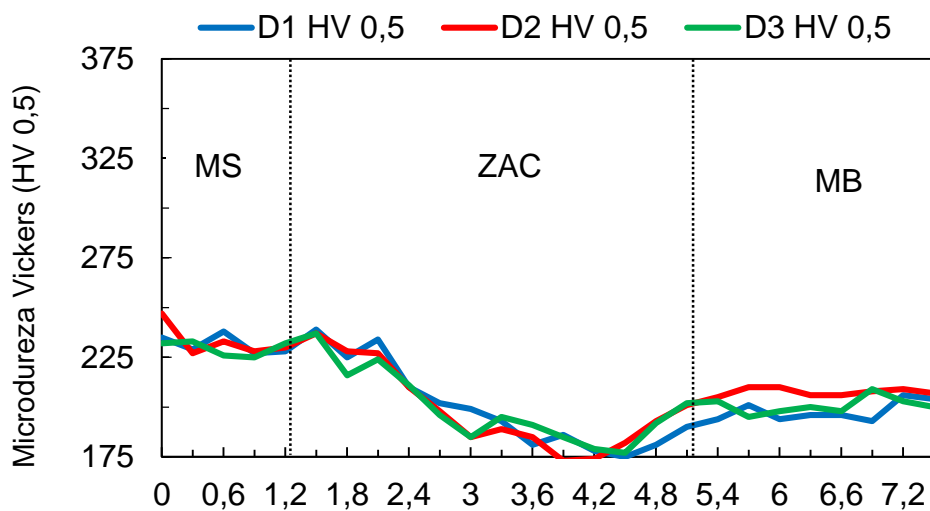


Figura 5-52 Perfil de microdureza da raiz do CP TT 1000/500

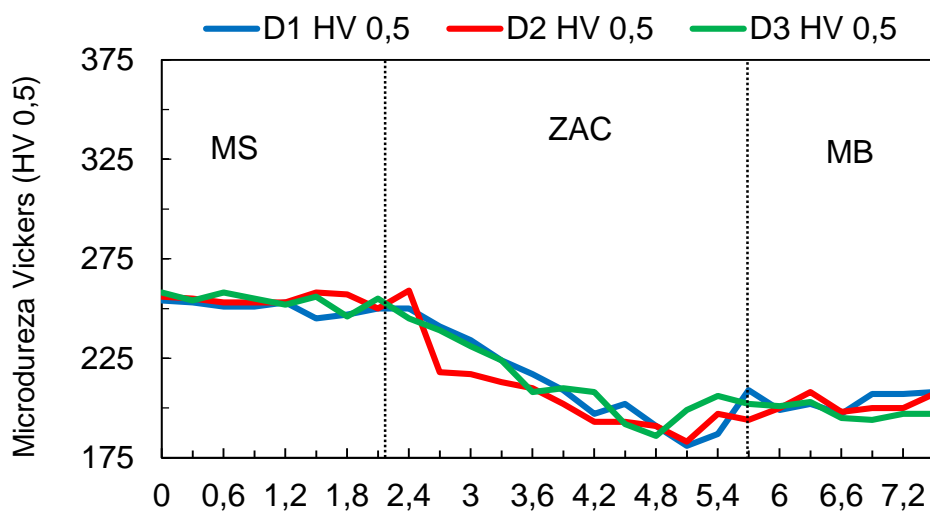


Figura 5-53 Perfil de microdureza do enchimento do CP TT 1000/500

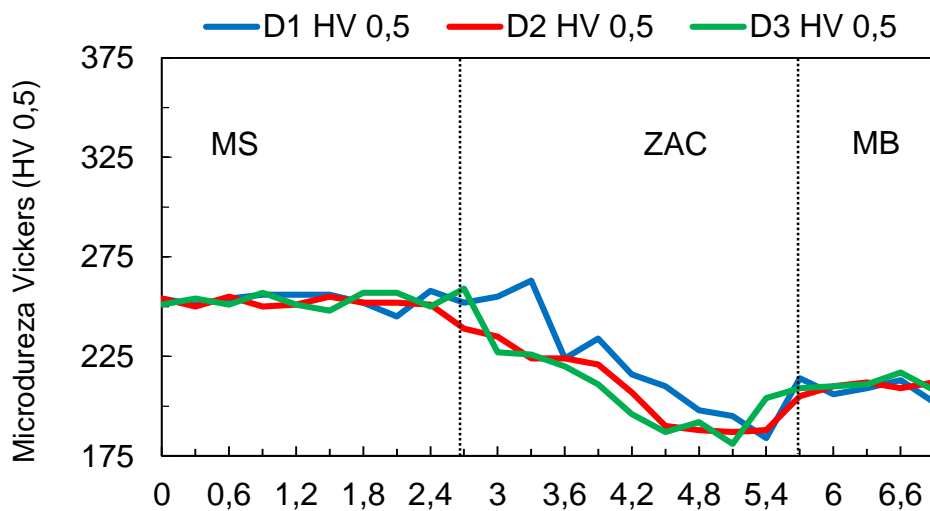


Figura 5-54 Perfil de microdureza do acabamento do CP TT 1000/500

A Figura 5-55 apresenta o mapeamento de microdureza das seguintes regiões: raiz, enchimento e acabamento do CP TT 1000/650.

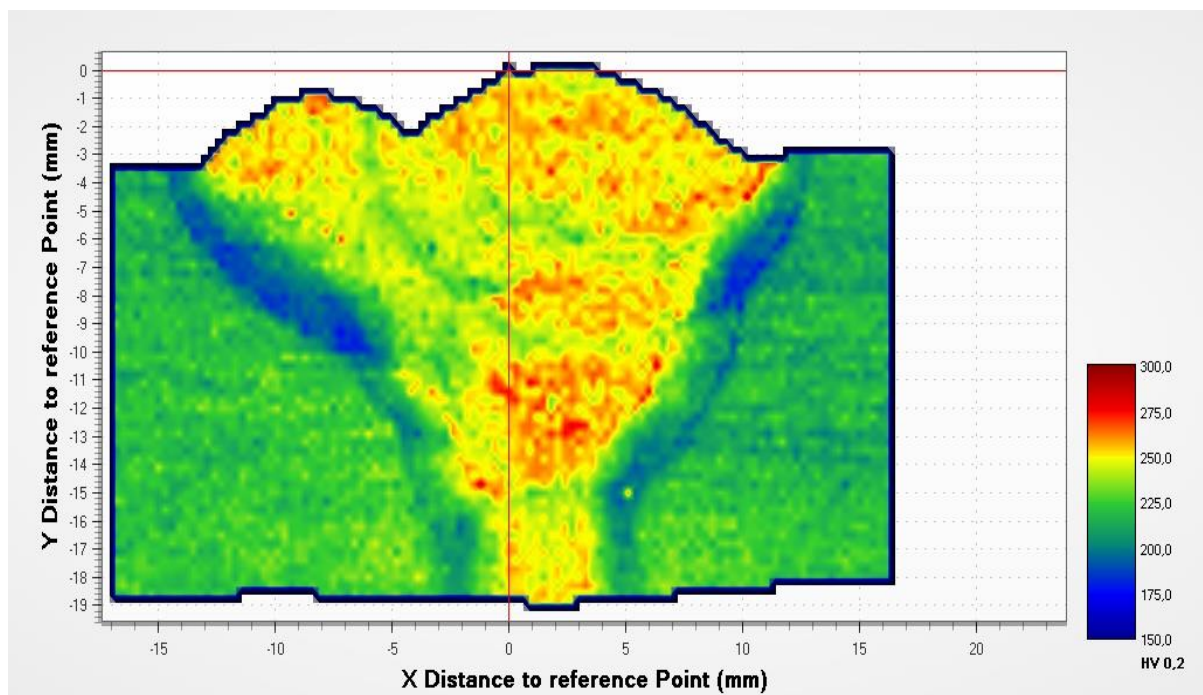


Figura 5-55 Mapeamento de microdureza do CP TT 1000/650.

Conforme se pode observar no mapeamento de microdureza do CP TT 1000/650, o MS da raiz é maior que os CP's TT 1000/0, TT 1000/500 e SEM TT. Na região de enchimento, a condição TT 1000/650 apresentou valores de microdureza semelhantes à condição TT 1000/500 e maiores que às condições dos CP's TT 1000/0 e SEM TT. Entretanto, na região do acabamento o CP TT 1000/650 apresentou valores de microdureza inferiores às condições dos CP's TT 1000/0, TT 1000/500 e SEM TT.

Os perfis de microdureza do CP TT 1000/650 da região dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram apresentados, respectivamente, na Figura 5-56, na Figura 5-57 e na Figura 5-58.

Os resultados de microdurezas do MS nas regiões dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram, respectivamente, $(254 \pm 6) \text{ HV}^{0,5}$, $(249 \pm 8) \text{ HV}^{0,5}$ e $(240 \pm 4) \text{ HV}^{0,5}$. No MB, o valor da microdureza foi de $(207 \pm 6) \text{ HV}^{0,5}$.

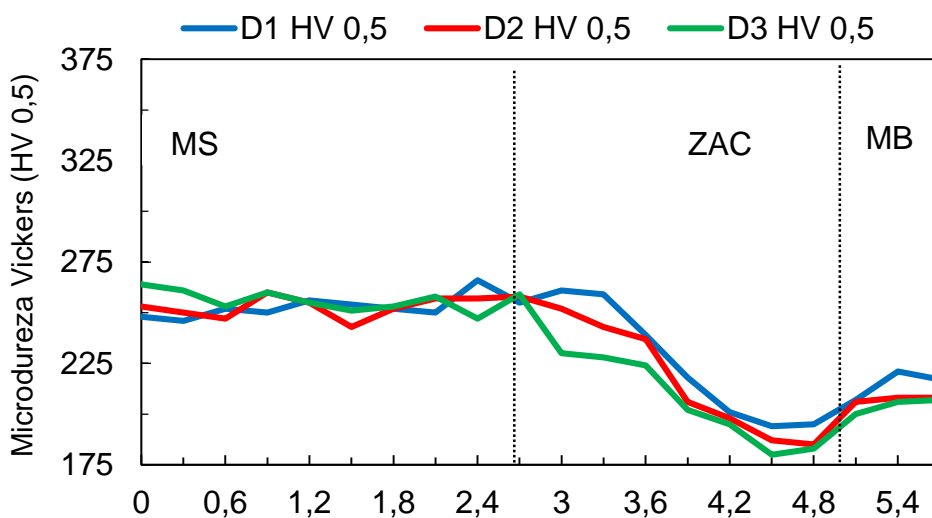


Figura 5-56 Perfil de microdureza da região do passe de raiz do CP TT 1000/650

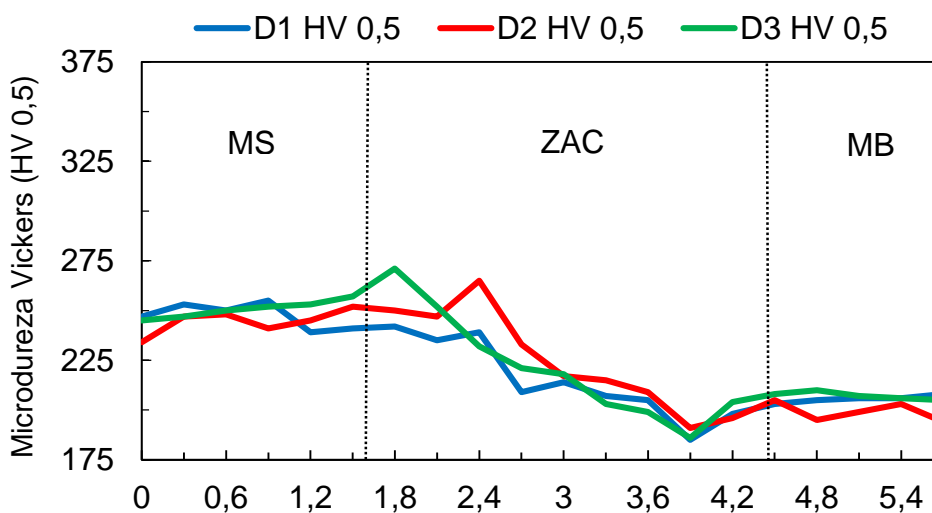


Figura 5-57 Perfil de microdureza do passe de enchimento do CP TT 1000/650.

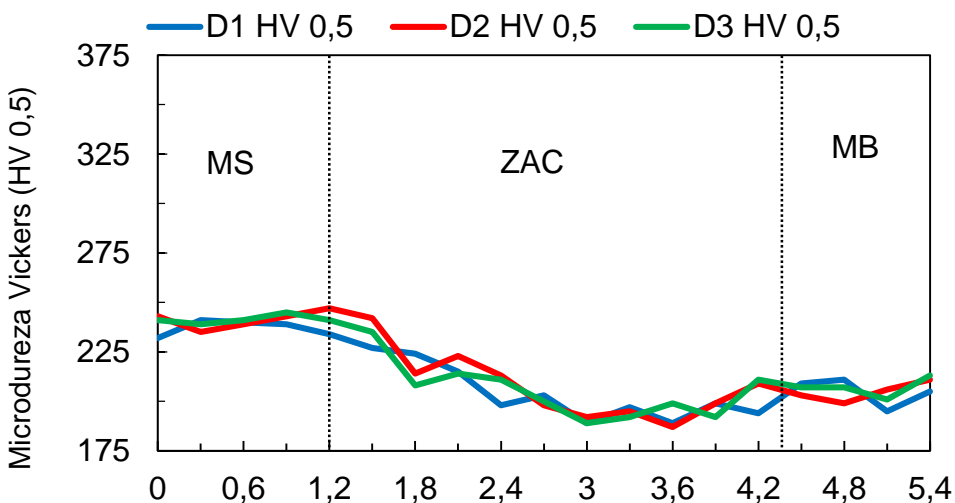


Figura 5-58 Perfil de microdureza da região do passe de acabamento do CP TT 1000/650.

A Figura 5-59 apresenta a comparação dos mapeamentos de microdureza das condições TT 1000/0, TT 1000/500, TT 1000/650 em relação à condição Sem TT e suas respectivas macrografias.

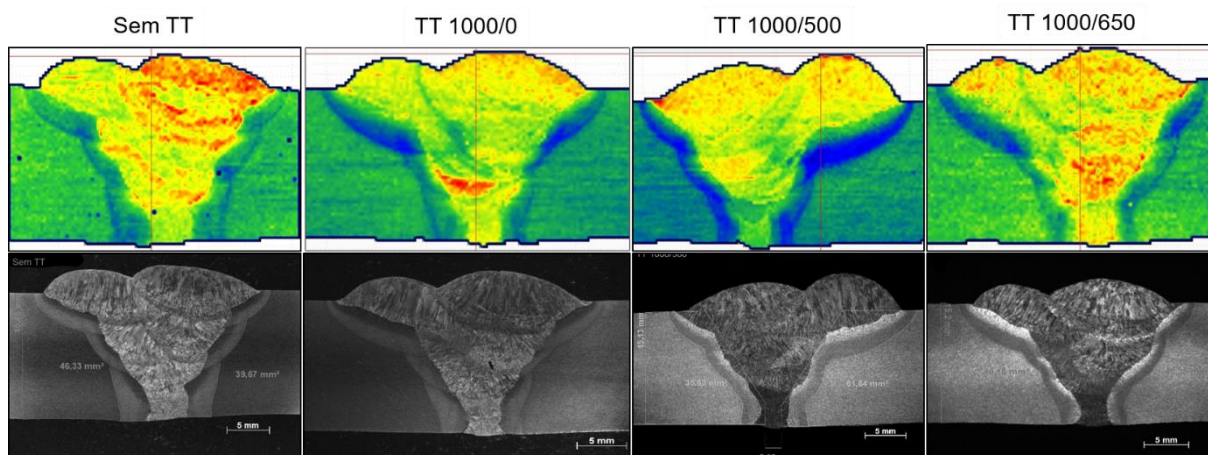


Figura 5-59 Comparação entre os mapeamentos de microdureza das condições Sem TT, TT 1000/0, TT 1000/500 e TT 1000/650, com suas respectivas macrografias.

Conforme a Figura 5-59, a tempera em água realizada a temperatura de 1000 °C não maiores durezas no MS em relação à condição Sem TT. Além disso, os revenimentos realizados promoveram menor dureza na ZAC da condição TT 100/500 e maior microdureza no MS, em relação à condição TT 1000/0. Entretanto, o gráfico da Figura 5-60 apresenta resultados do MS da região do enchimento maior na condição TT 1000/0 em relação às demais condições.

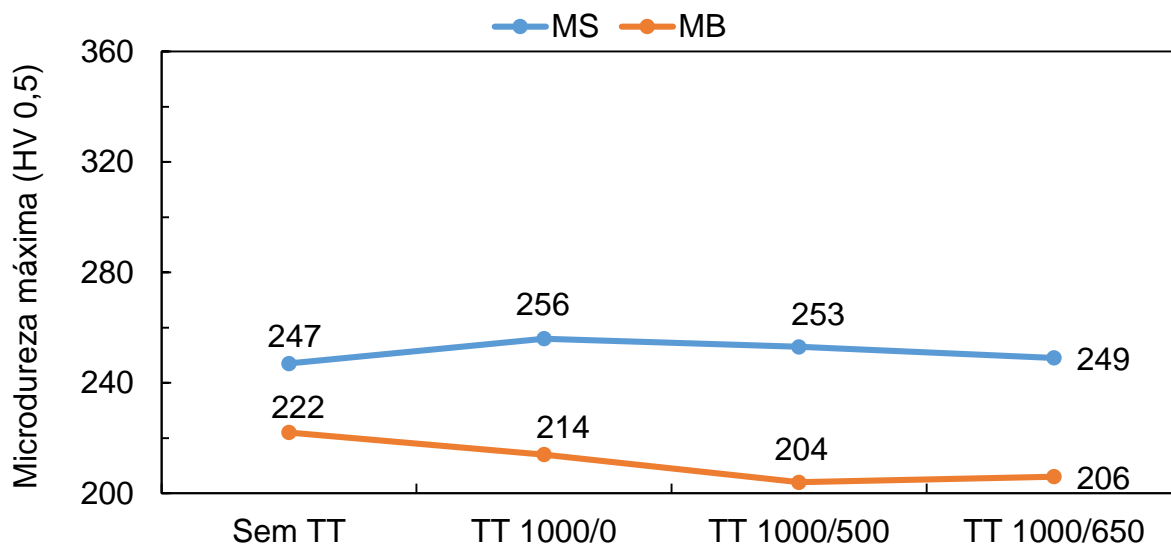


Figura 5-60 Resultados de microdureza máxima do MS e MB, da região do enchimento, das condições Sem TT, TT 1000/0, TT 1000/500 e TT 1000/650.

A Figura 5-61 apresenta o mapeamento de microdureza do CP TT 1200/0.

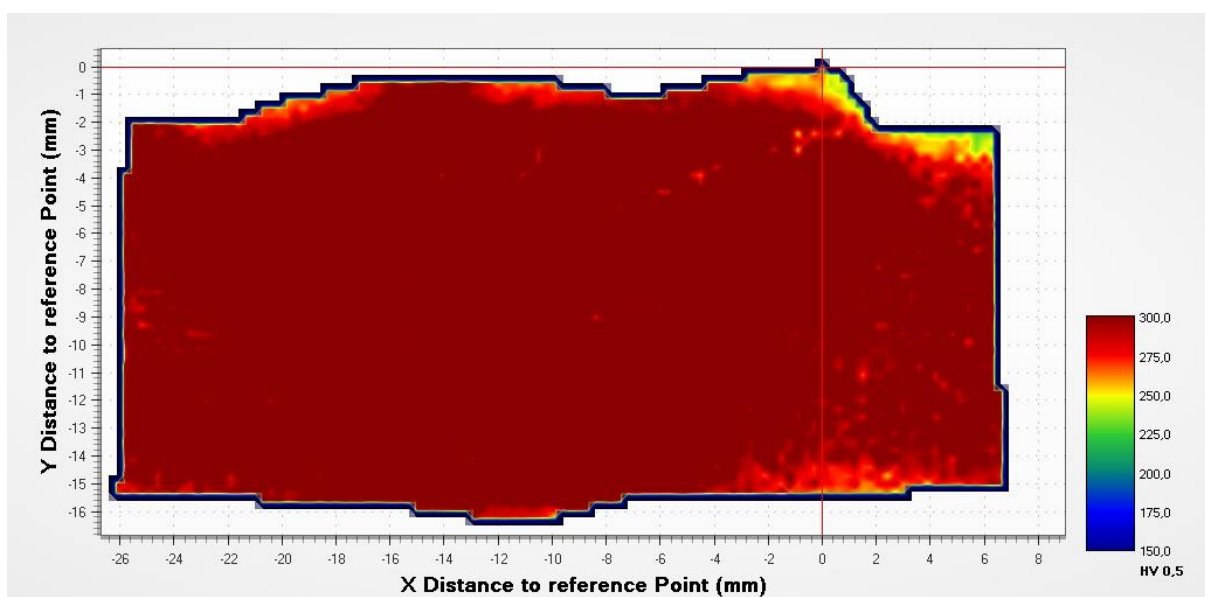


Figura 5-61 Mapeamento de microdureza do CP TT 1200/0.

Conforme apresentado no mapeamento de microdureza, o CP TT 1200/0 teve boa parte dos carbonetos solubilizados à temperatura de 1200 °C. Após a têmpera em água, foi obtido um CP com altos valores de microdureza, superando todas as condições temperadas nos CP's apresentados anteriormente.

Os perfis de microdureza do CP TT 1200/0 da região dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram apresentados, respectivamente, na Figura 5-62, na Figura 5-63 e na Figura 5-64.

Os resultados de microdurezas do MS nas regiões dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram, respectivamente, $(342 \pm 11) \text{ HV}^{0,5}$, $(322 \pm 10) \text{ HV}^{0,5}$ e $(311 \pm 10) \text{ HV}^{0,5}$. No MB, o valor da microdureza foi de $(292 \pm 11) \text{ HV}^{0,5}$.

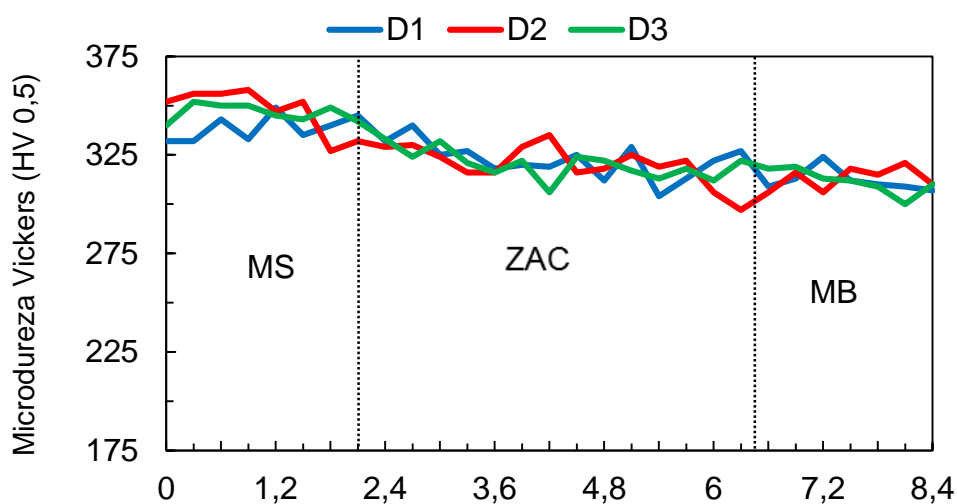


Figura 5-62 Perfil de microdureza da raiz do CP TT 1200/0.

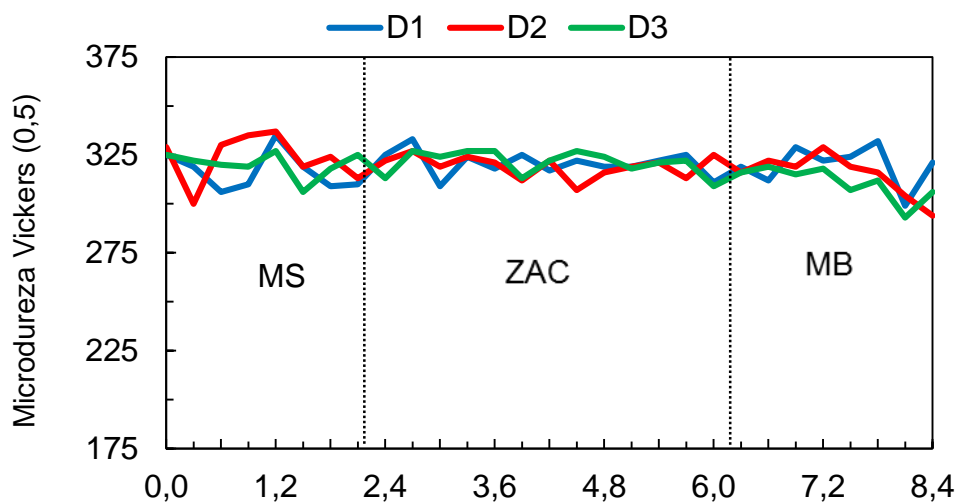


Figura 5-63 Perfil de microdureza do enchimento do CP TT 1200/0.

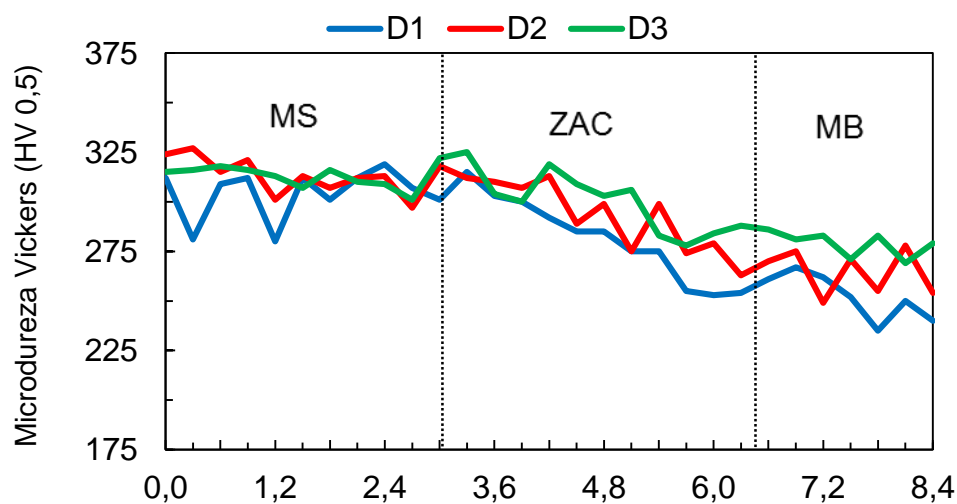


Figura 5-64 Perfil de microdureza do acabamento do CP TT 1200/0.

A Figura 5-65 apresenta o mapeamento de microdureza do CP TT 1200/500.

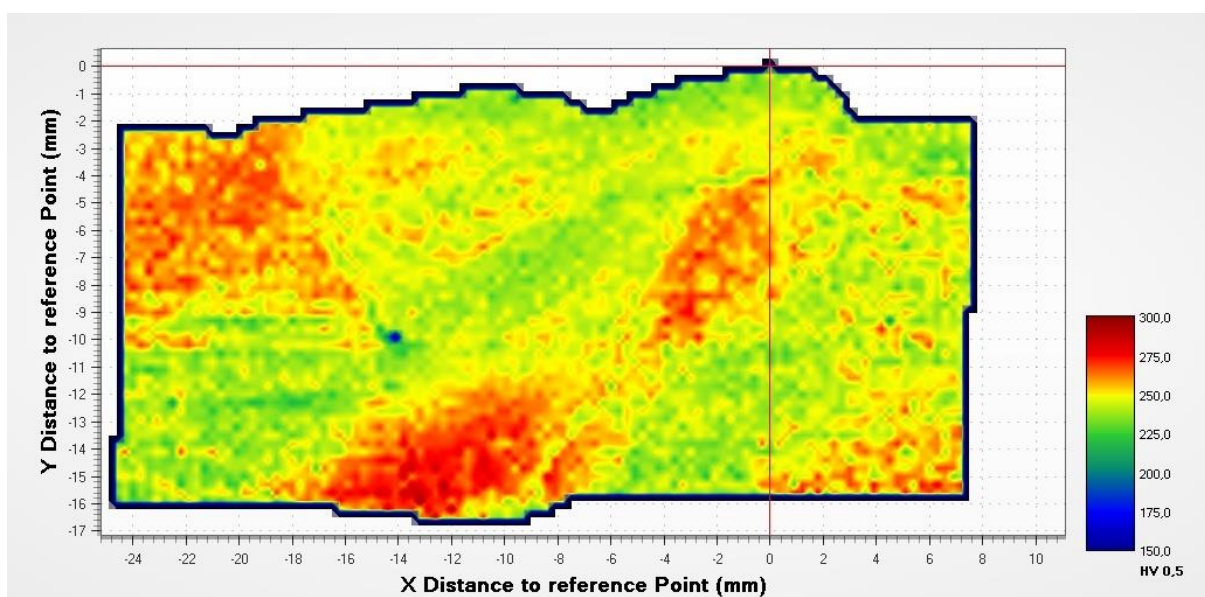


Figura 5-65 Mapeamento de microdureza do CP TT 1200/500.

Nota-se que o revenimento imposto ao CP TT 1200/500 promoveu a redução de microdureza de todas as regiões do CP, quando comparado com a condição do CP TT 1200/0 temperada. Em relação ao CP SEM TT, a condição TT 1200/500 teve maiores valores de microdureza nas regiões dos passes de raiz e enchimento. Entretanto, os valores de microdureza foram menores nos passes de acabamento em relação ao CP 'SEM TT'.

Os perfis de microdureza do CP TT 1200/500 da região dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram apresentados, respectivamente, na Figura 5-66, na Figura 5-67 e na Figura 5-68.

Os resultados de microdurezas do MS nas regiões dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram, respectivamente, (261 ± 9) HV^{0,5}, (248 ± 6) HV^{0,5} e (250 ± 5) HV^{0,5}. No MB, o valor da microdureza foi de (240 ± 7) HV^{0,5}.

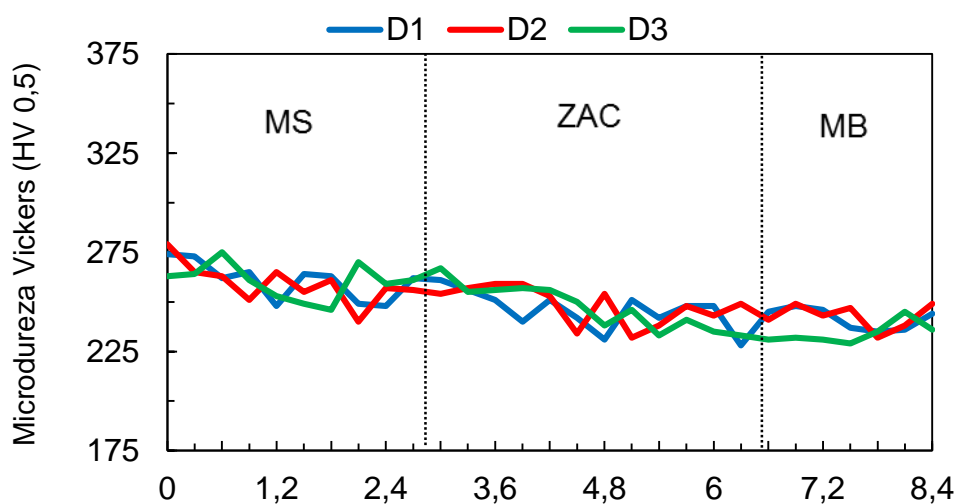


Figura 5-66 Perfil de microdureza da raiz do CP TT 1200/500.

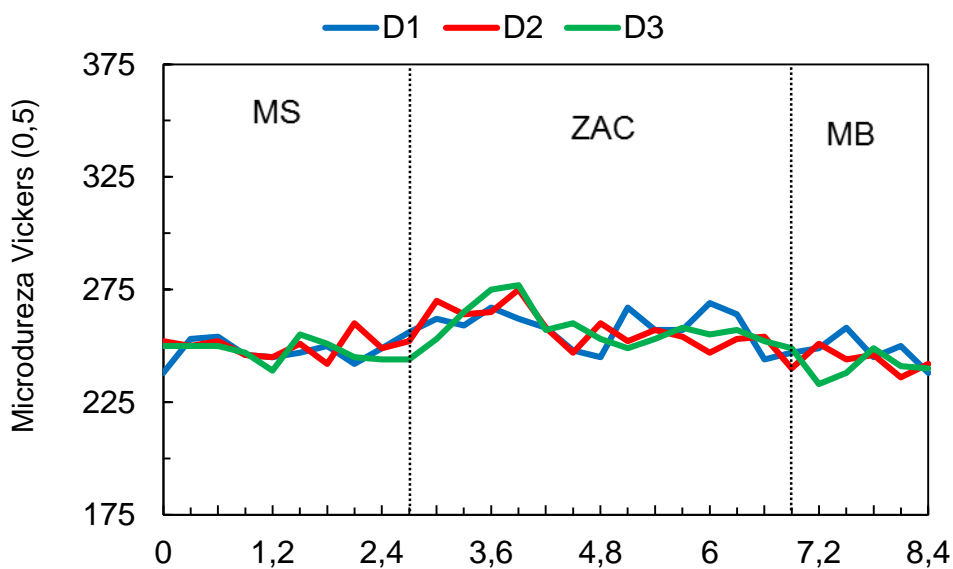


Figura 5-67 Perfil de microdureza do enchimento do CP TT 1200/500.

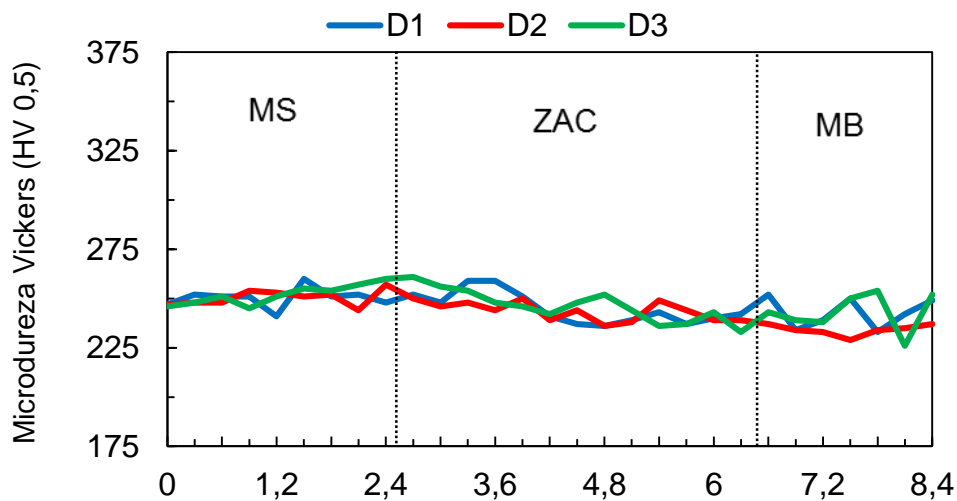


Figura 5-68 Perfil de microdureza do acabamento do CP TT 1200/500.

A Figura 5-69 apresenta o mapeamento de microdureza do CP TT 1200/650.

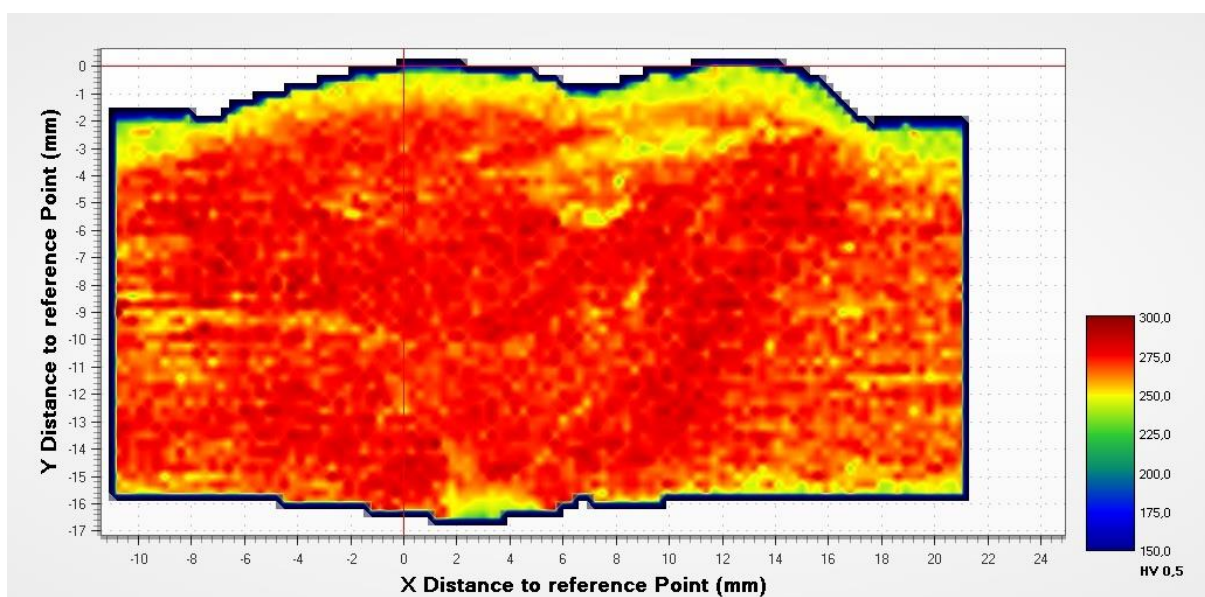


Figura 5-69 Mapeamento de microdureza do CP TT 1200/650.

Conforme o mapeamento de microdureza, o revenimento à temperatura de 650 °C resultou em valores de microdureza intermediários em relação aos CP's TT 1200/0 e TT 1200/500, porém os tratamentos a 1200 °C foram feitos em temperaturas muito acima das utilizadas no curvamento a quente, que ficam, na prática entre 900 °C e 1000 °C [34,35]. Este resultado pode ser explicado pela solubilização parcial de carbonetos e ao alívio de tensões ocorridos durante o tratamento térmico. Entretanto, os valores de microdureza do CP TT 1200/650 são maiores que a condição do CP SEM TT, pelos mesmos motivos citados anteriormente.

Os perfis de microdureza do CP TT 1200/650 da região dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram apresentados, respectivamente, na Figura 5-70, na Figura 5-71 e na Figura 5-72.

Os resultados de microdurezas do MS nas regiões dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento foram, respectivamente, $(275 \pm 7) \text{ HV}^{0,5}$, $(271 \pm 7) \text{ HV}^{0,5}$ e $(277 \pm 7) \text{ HV}^{0,5}$. No MB, o valor da microdureza foi de $(270 \pm 8) \text{ HV}^{0,5}$.

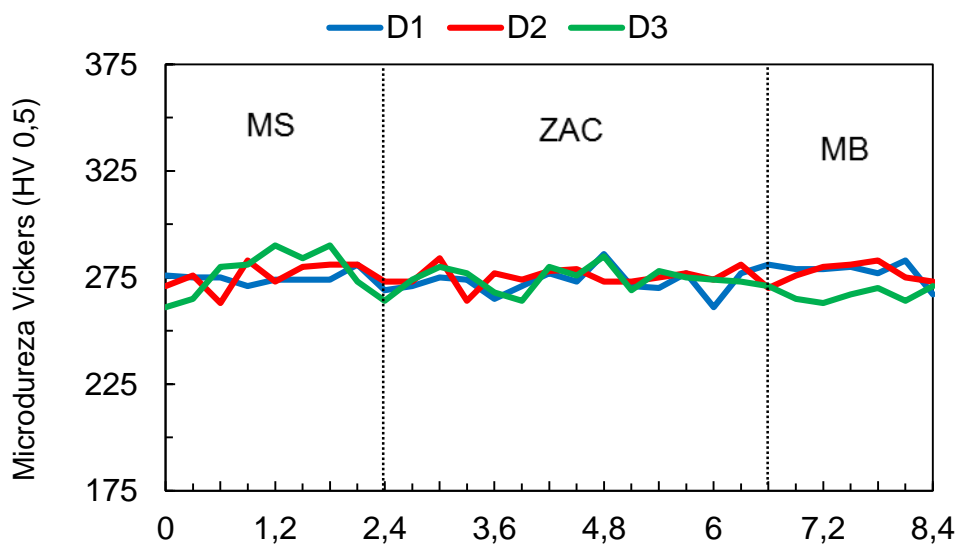


Figura 5-70 Perfil de microdureza da raiz do CP TT 1200/650.

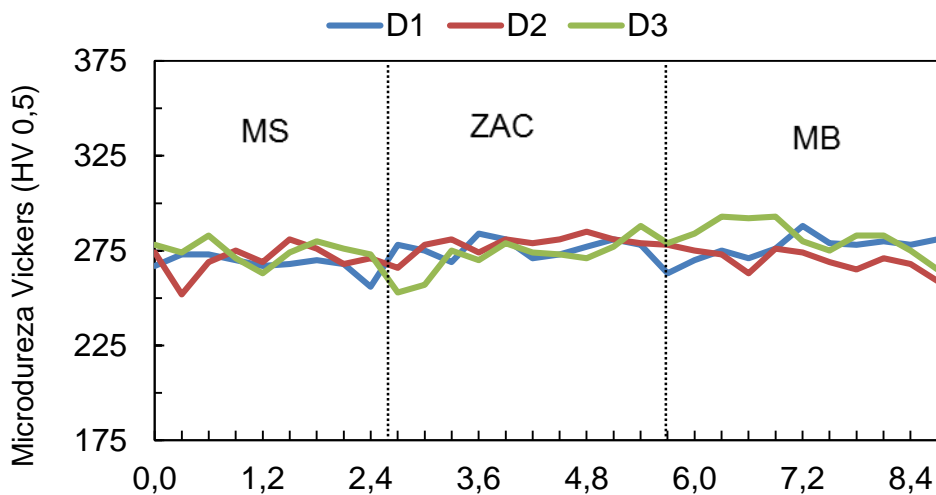


Figura 5-71 Perfil de microdureza do enchimento do CP TT 1200/650.

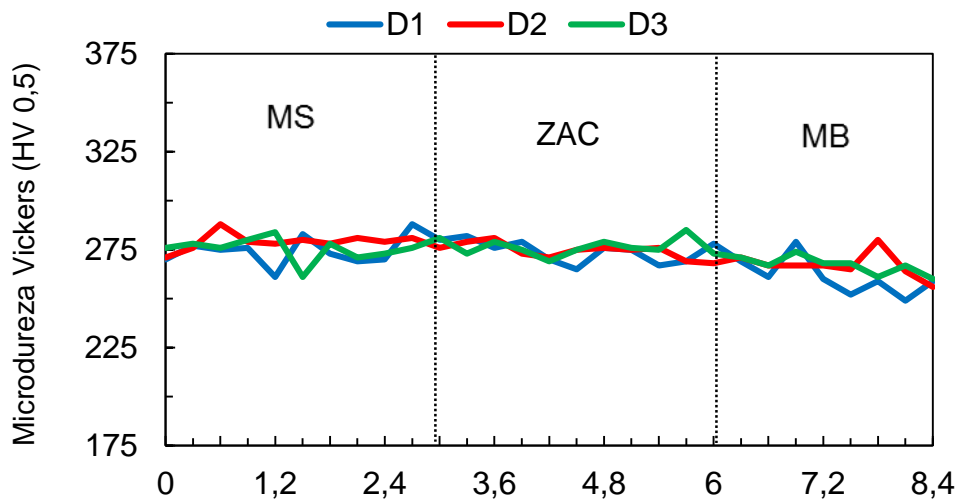


Figura 5-72 Perfil de microdureza do acabamento do CP TT 1200/650.

A Figura 5-73 apresenta a comparação entre os mapeamentos de microdureza das condições TT 1200/0, TT 1200/500 e TT 1200/650 em relação à condição Sem TT e suas respectivas macrografias.

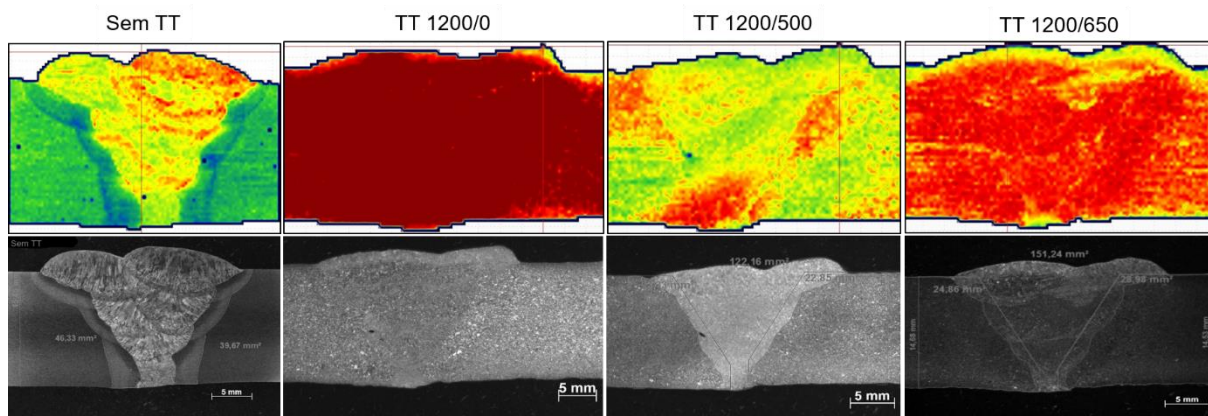


Figura 5-73 Comparação entre os mapeamentos de microdureza das condições Sem TT, TT 1200/0, TT 1200/500 e TT 1200/650, com suas respectivas macrografias.

Conforme a Figura 5-73, na condição TT 1200/0 foi solubilizado grande parte dos carbonetos e carbonitretos, tornando o material mais temperável que os demais CP's tratados em temperaturas inferiores. Isto pode ser claramente visto através do mapeamento de microdureza e a macrografia desta condição, atingindo resultados de microdureza superiores aos demais CP's, como apresentado no gráfico da Figura 5-74. O revenimento realizado a temperatura de 650 °C reduziu menos a dureza em relação a condição TT 1200/500.

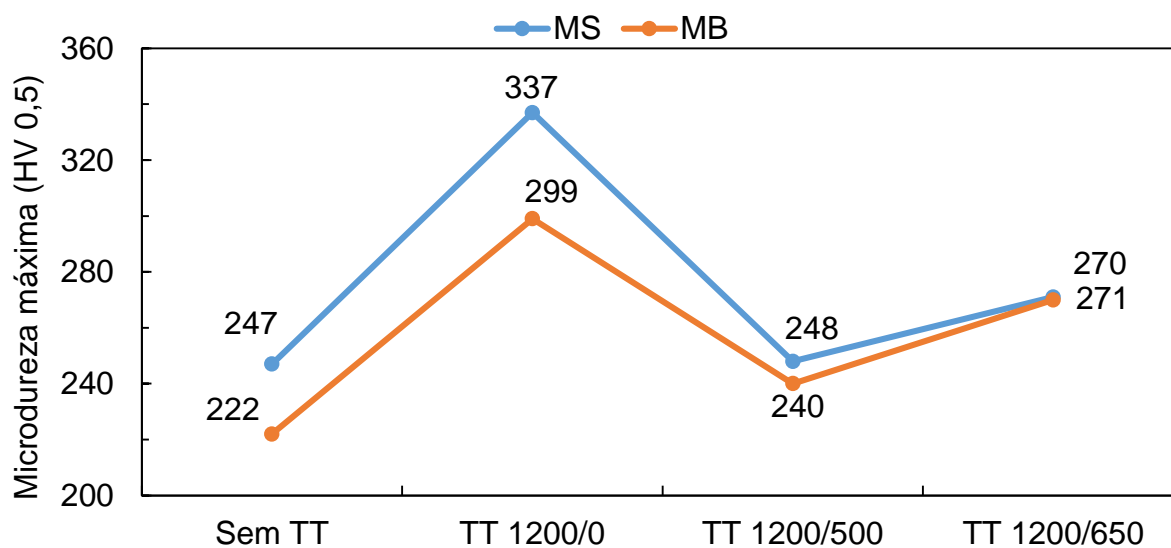


Figura 5-74 Resultados de microdureza máxima do MS e MB, da região do enchimento, das condições Sem TT, TT 1200/0, TT 1200/500 e TT 1200/650.

Segundo a norma API 1104/2013, serão aprovados os CP's cujos valores de dureza forem menores ou iguais a 275 HV no MS da raiz, do enchimento e do acabamento. E ainda se forem menores ou iguais a 350 HV na ZAC dos passes de raiz, de enchimento e de acabamento.

Sendo assim, o único CP reprovado por esse critério foi o CP TT 1200/0, pois os valores máximos foram (342 ± 11) HV^{0,5}, (322 ± 10) HV^{0,5} e (311 ± 10) HV^{0,5}, no MS dos passes de raiz, enchimento e acabamento, respectivamente.

5.5 Ensaio de impacto Charpy com entalhe em “V”

Para a realização dos ensaios de impacto Charpy-V, os entalhes foram usinados nas regiões do MS e da ZAC (distante 1 mm da zona de ligação). Como o chanfro é em V, o entalhe pega uma média entre os valores da zona fundida e das diferentes regiões da ZAC. Os corpos de prova foram ensaiados às temperaturas de -40° C e 0° C. Foi realizada análise de variância (ANOVA) nos resultados do ensaio de impacto Charpy “V” para identificar se as médias eram estatisticamente iguais ou não. Também foi realizado o teste de Tukey para identificar quais CP's eram iguais e quais eram diferentes, comparando-os dois a dois. Todos os cálculos estão no APÊNDICE B. A Figura 5-75 apresenta todos os resultados de ensaio de impacto Charpy realizados às temperaturas de -40°C e 0°C. A seguir os dados serão comparados por região do entalhe e pela temperatura de ensaio. Observa-se na figura que as energias absorvidas no metal de solda são bem menores que na zona afetada pelo calor, de uma maneira geral.

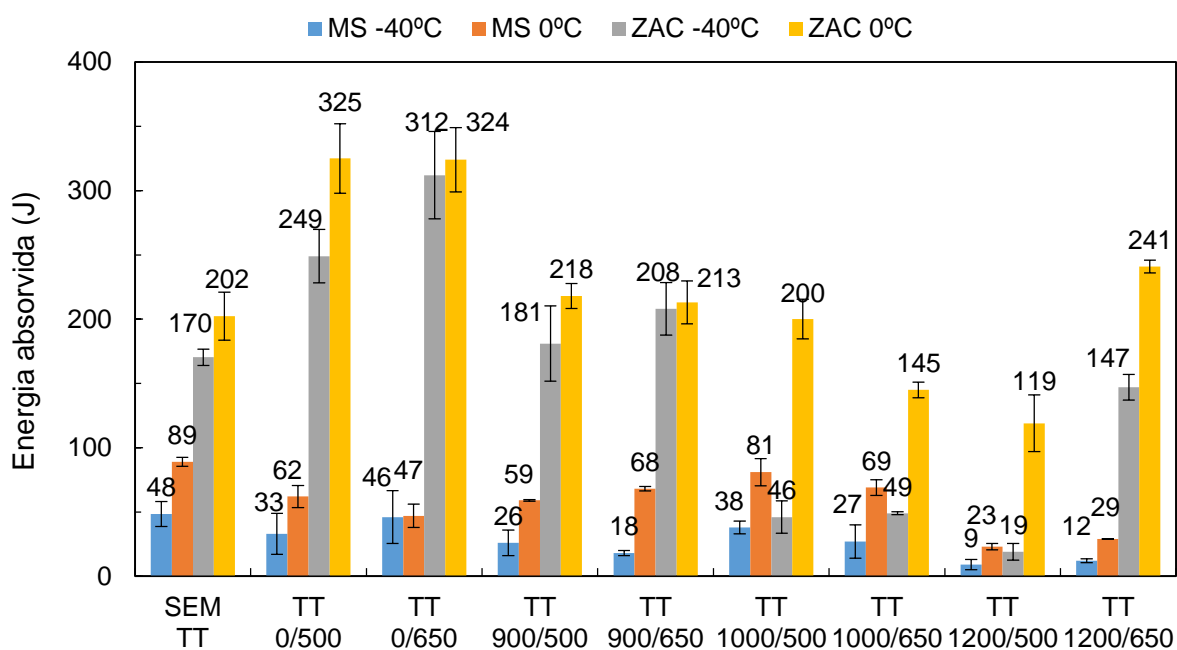


Figura 5-75 Comparação entre os resultados dos ensaios Charpy a 0°C e -40°C e os tratamentos térmicos.

5.5.1 Ensaios realizados no metal de solda a -40°C.

Os resultados dos ensaios de impacto Charpy “V” realizados no MS à temperatura de -40°C foram apresentados no gráfico da Figura 5-76.

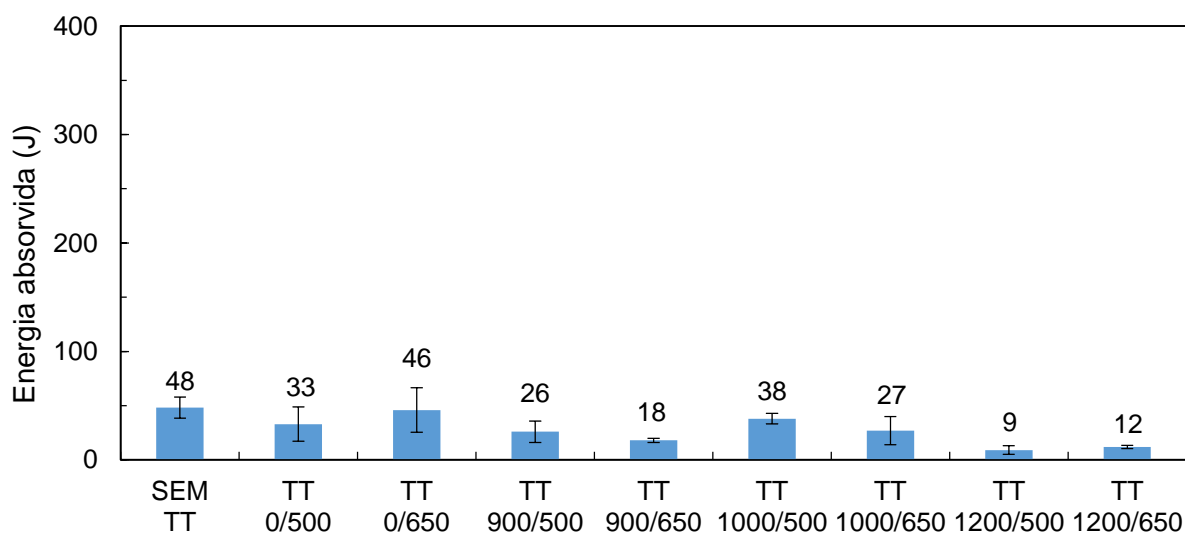


Figura 5-76 Resultado do ensaio Charpy a -40°C no metal de solda.

Conforme apresentado no gráfico da Figura 5-76, as energias absorvidas no ensaio de impacto Charpy realizados no MS à temperatura de -40 °C apresentaram

valores estatisticamente iguais a um nível de significância de 5%, com exceção daqueles apresentados na Tabela 5-5. As condições TT 1200/500 e TT 1200/650 apresentaram resultados muito baixos. Isto pode ser explicado pelo alto resultado de microdureza alcançado nesta região, tornando o material frágil. Apesar destas apresentarem as menores energias absorvidas, seus valores são apenas diferentes das condições Sem TT e TT 0/650.

Tabela 5-5 CP's com diferentes energias de impacto no MS a temperatura de -40 °C.

SEM TT	≠	TT 1200/500
		TT 1200/650
TT 0/650"	≠	TT 1200/500
		TT 1200/650

5.5.2 Ensaio realizados no metal de solda a 0°C.

A Figura 5-77 apresenta o gráfico com os resultados de ensaio de impacto Charpy realizados no MS a temperatura de 0 °C. A linha em vermelho indica o valor de 40 J de energia absorvida mínima especificada pela norma API 5L.

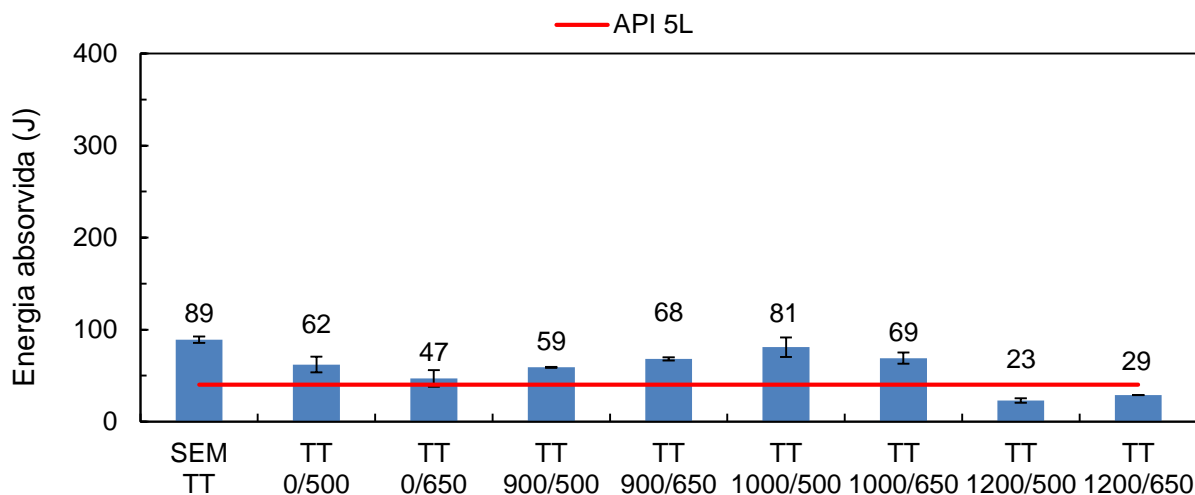


Figura 5-77 Resultados do ensaio de impacto Charpy realizados no MS a 0 °C.

Conforme o gráfico da Figura 5-77, a condição 'Sem TT' apresentou energia absorvida acima do valor requerido pela norma API 5L. Entretanto, Rocha [36] encontrou resultados maiores na junta de um tubo API 5L X80 soldada pelo processo MAG no passe de raiz e enchimento por arame tubular com proteção gasosa e autoprotetido, respectivamente, energias absorvidas de 118 ± 18 J e $125 \pm$

8 J. Soeiro Junior [30] também encontrou resultados próximos aos de Rocha, 131 ± 9 J em juntas de API 5L X80 soldadas pelo processo eletrodo revestido e 137 ± 16 J em juntas soldadas pelo processo MAG no passe de raiz e enchimento e acabamento pelo processo arame tubular. A baixa energia encontrada da condição 'Sem TT' possivelmente está relacionada a composição química do metal de base e ao metal de adição, aliado ao processo de soldagem utilizado.

Nota-se também que as energias absorvidas nos CP's TT 1200/500 e TT 1200/650 apresentaram valores abaixo da energia mínima requerida por norma. Isto pode ser explicado devido aos altos valores de microdureza na região do MS destes CP's, de modo análogo aos resultados do ensaio de impacto a temperatura de -40 °C. A Tabela 5-6 apresenta os resultados de energia absorvida estatisticamente iguais a um nível de significância de 5%. Os melhores resultados dos tratamentos térmicos e estatisticamente iguais foram os CP's TT 900/650, TT 900/500, TT 1000/500, TT 1000/650 e a condição TT 0/500.

Tabela 5-6 CP's com energias absorvidas iguais de ensaio de impacto no MS a 0 °C.

SEM TT	=	TT 1000/500			TT 0/650
TT 0/500"	=	TT 0/650	TT 900/500	=	TT 900/650
		TT 900/500			TT 1000/650
		TT 900/650			TT 900/650
		TT 1000/650	TT 1000/650		
TT 1200/500	=	TT 1200/650	TT 1000/500	=	TT 1000/650

5.5.3 Ensaio realizados na ZAC a -40 °C.

A Figura 5-78 apresenta o gráfico com os resultados dos ensaios de impacto Charpy realizados na ZAC à temperatura de -40 °C.

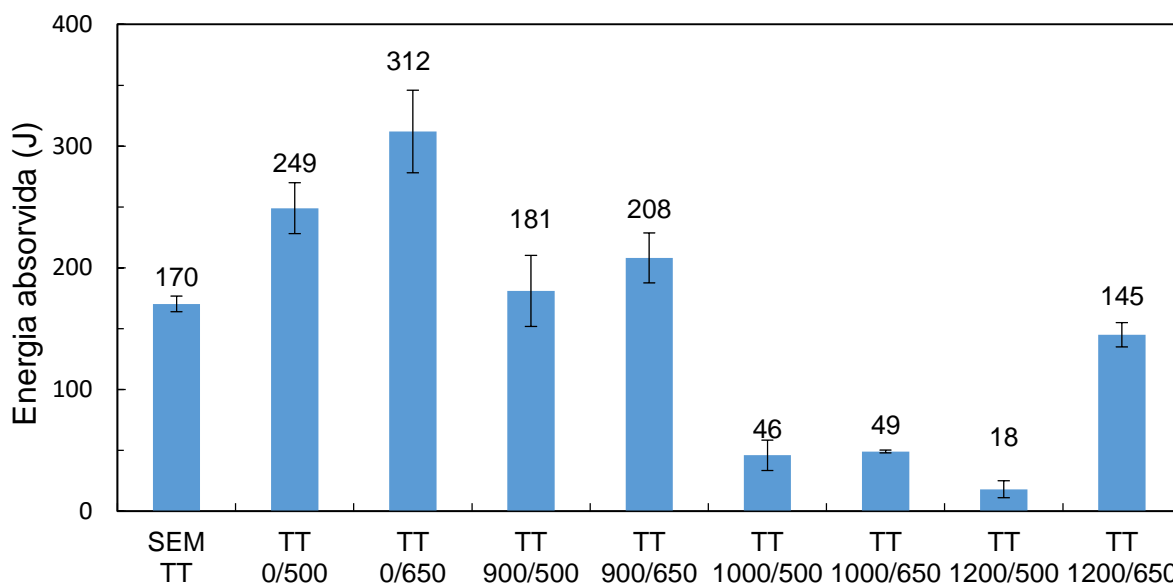


Figura 5-78 Resultado do ensaio Charpy a -40°C na ZAC.

Conforme o gráfico da Figura 5-78, os CP's "TT 0/500", "TT 0/650", TT 900/500 e TT900/650 apresentaram boa tenacidade a qual pode ser atribuída a temperatura de austenitização abaixo de 1000 °C e revenimento a temperaturas entre 500 °C e 650 °C [37,38]. Entretanto, a energia absorvida pelo CP TT 1200/650 foi alta, mesmo a região apresentando alta dureza. Para investigar esta região, foi realizado fractografia no microscópio eletrônico de varredura (MEV). Conforme Figura 5-79, pode-se observar pouca presença de alvéolos e bastante clivagem, o que de fato iria reduzir a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy [39]. Entretanto, a presença de trincas secundárias promoveu a alta absorção de energia, criando uma falsa impressão de boa tenacidade.

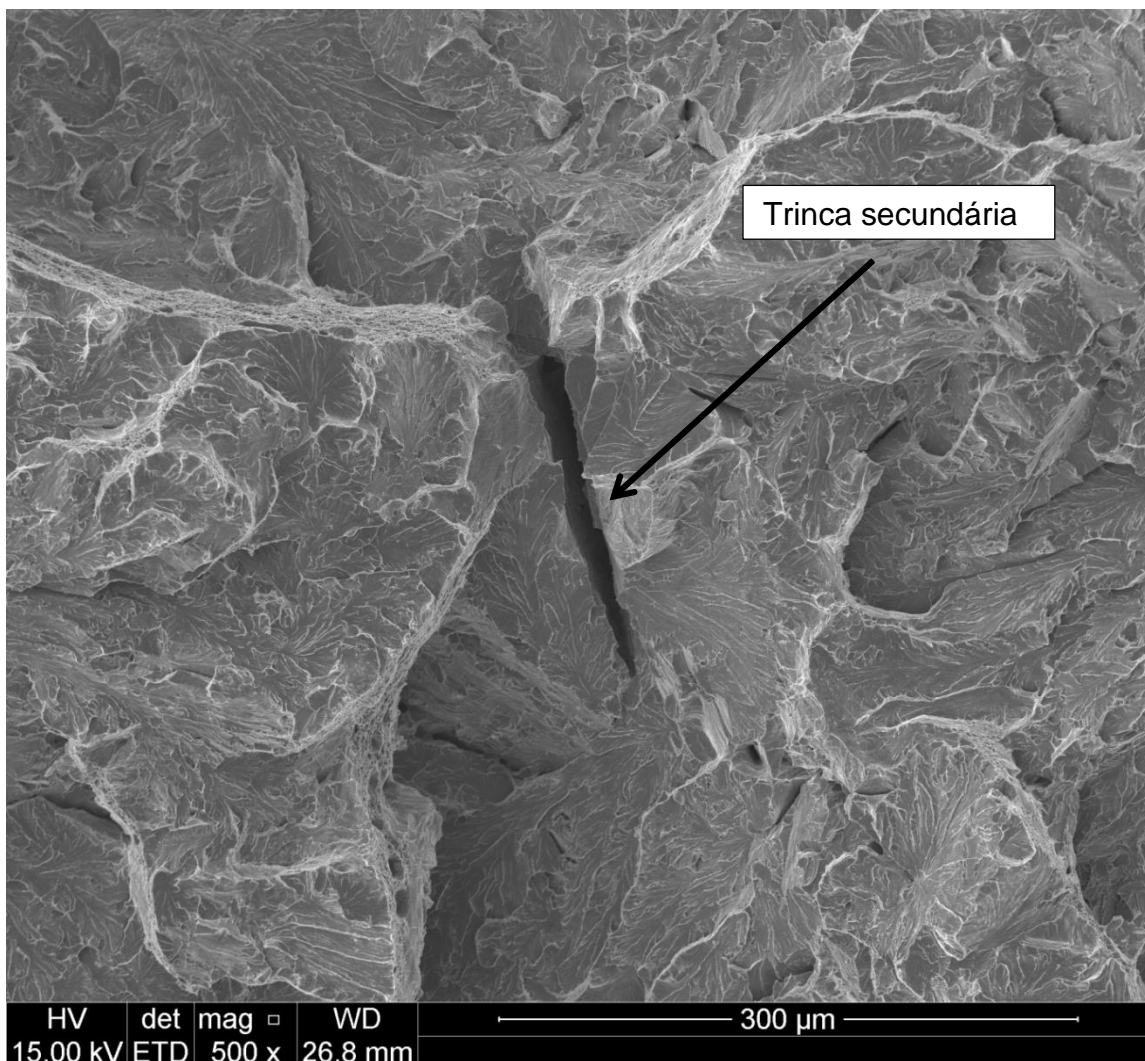


Figura 5-79 Fractografia (MEV) do ensaio de impacto Charpy realizado na ZAC a temperatura de -40 °C do CP TT 1200/650.

A Tabela 5-7 apresenta os resultados do ensaio de impacto Charpy realizados na ZAC à temperatura de -40 °C estatisticamente iguais a um nível de significância de 5%.

Tabela 5-7 CP's com energias absorvidas iguais de ensaio de impacto no ZAC a -40 °C.

'SEM TT'	=	TT900/500	TT1000/500	=	TT1000/650
		TT900/650			TT 1200/500
		TT 1200/650	TT1000/650	=	TT 1200/500
TT900/500	=	TT900/650	TT 0/500"	=	TT900/650
		TT 1200/650			

Conforme a Tabela 5-7, o CP TT 1200/650 é estatisticamente igual aos CP's TT 900/500 e TT 900/650. Entretanto, como pode ser visto na Figura 5-79, a tenacidade apresentada no CP TT 1200/650 pode ter sido alcançada devido a presença de trincas secundárias.

5.5.4 Ensaio realizado na ZAC a 0°C.

O gráfico da Figura 5-80 apresenta os resultados do ensaio de impacto Charpy realizados na ZAC à temperatura de 0 °C. Em relação à norma API 1104, os resultados estão acima do limite mínimo especificado de 40 J.

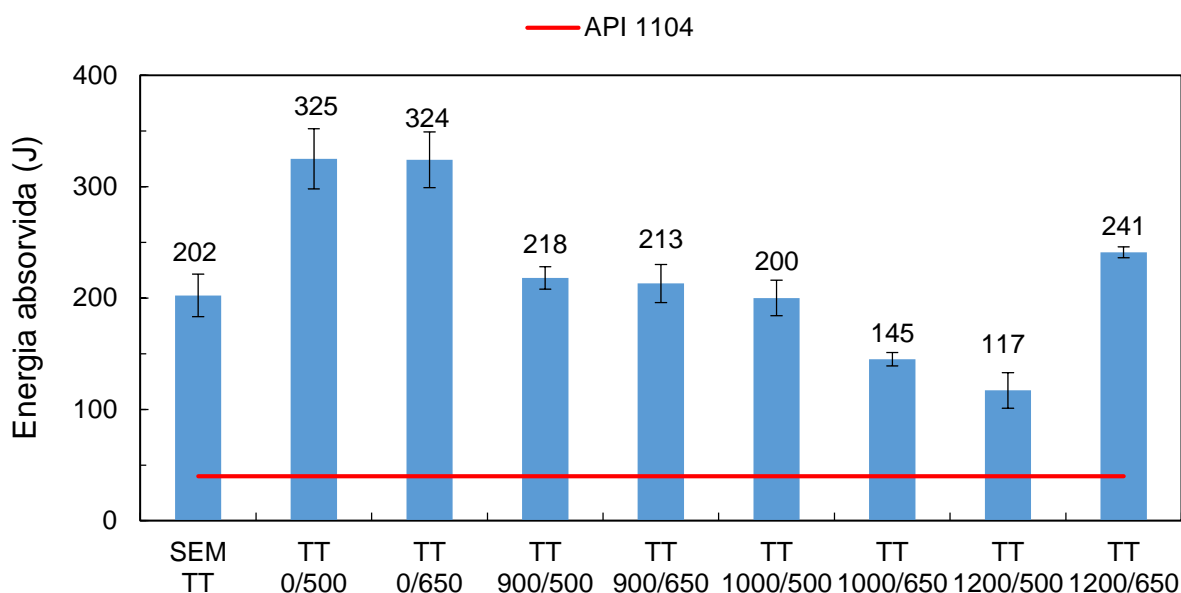


Figura 5-80 Resultado do ensaio Charpy a 0°C na ZAC

Pode-se observar no gráfico da Figura 5-80 que houve uma ruptura na tendência de queda de absorção de energia a partir do CP TT 1200/500, pois era de se esperar que este absorvesse energia inferior. Entretanto, ocorreu o contrário, e o CP em questão absorveu mais energia. Isto pode ser justificado pelo mesmo motivo do que ocorreu no ensaio de impacto Charpy na ZAC realizado a -40 °C, cujo CP apresentou trincas secundárias, conforme fractografia representada na Figura 5-81.

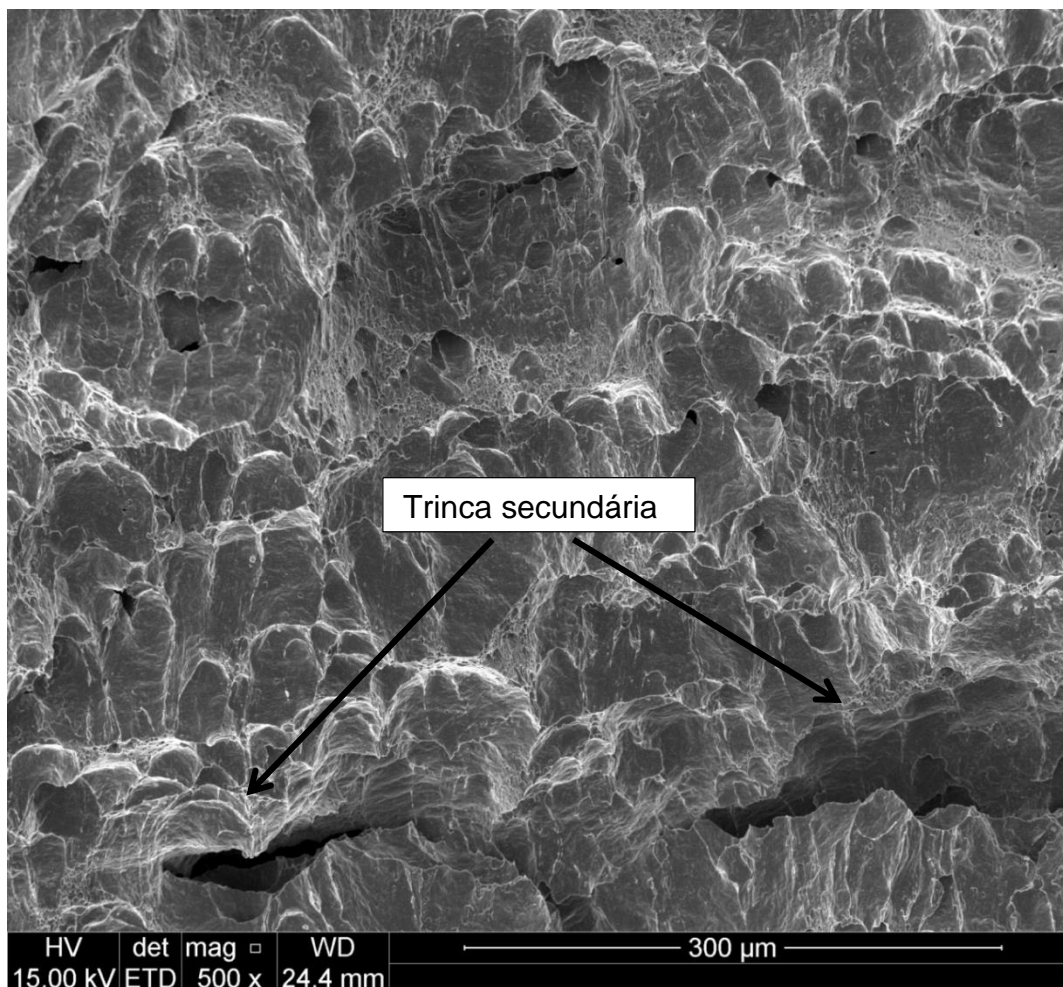


Figura 5-81 Fractografia (MEV) do ensaio de impacto Charpy realizado na ZAC a temperatura de 0 °C do CP TT 1200/650.

A Tabela 5-8 apresenta os CP's cujas energias absorvidas no ensaio de impacto Charpy realizado na ZAC à temperatura de 0 °C foram estatisticamente iguais.

Conforme gráfico da Figura 5-80, observa-se que as condições TT 0/500 e TT 0/650 atingiram alta energia absorvida na ZAC a temperatura de 0 °C, sendo elas estatisticamente iguais entre si e diferente das demais condições, de acordo com a Tabela 5-8. As condições Sem TT, TT 900/500, TT 900/650, TT 1000/500 e TT 1200/650 são estatisticamente iguais a um nível de significância de 5%, embora tenham sofrido diversas configurações de tratamentos térmicos. Entretanto, como foi evidenciado na Figura 5-81, a condição TT 1200/650 não pode ser considerada como tenaz como as respectivas condições iguais. Sendo assim, a condição TT 900/650 apresenta boa tenacidade aliada a boa resistência mecânica, conforme pode ser visto no gráfico da Figura 5-17.

Tabela 5-8 CP's com energias absorvidas iguais de ensaio de impacto no ZAC a 0 °C.

SEM TT	=	TT 900/500	TT900/650	=	TT 1000/500
		TT 900/650			TT 1200/650
		TT 1000/500	TT1000/500		TT 1200/500
		TT 1200/650			TT 1200/650
TT 0/500	=	TT 0/650	TT 1000/650	=	TT 1200/500
TT900/500	=	TT 900/650			
		TT 1000/500			
		TT 1200/650			

5.6 Caracterização metalográfica

5.6.1 Microestrutura do metal de base

A caracterização metalográfica do MB na condição como recebido ('SEM TT') está apresentada na Figura 5-82, em que se evidencia a direção de laminação bem como a orientação dos grãos em função da deformação plástica sofrida durante o seu processamento e a distribuição de precipitados na matriz.

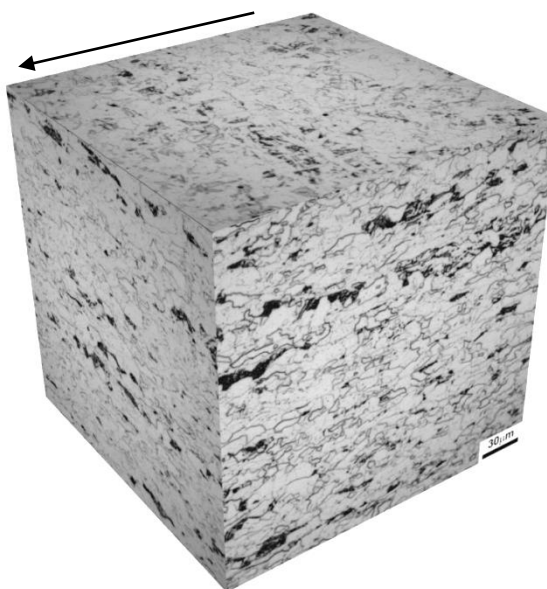


Figura 5-82 Microestrutura em três dimensões do aço API 5L X80 ampliada em 500x.

A microestrutura do MB é composta por ferrita, agregados de ferrita-carbonetos conforme micrografia apresentada na Figura 5-82. Apresenta também carbonetos e carbonitreto de Nb, Ti e V, além dos carbonetos de Fe segundo evidência do ensaio de *Energy Dispersive X-ray Spectroscopy* (EDS). O MB

apresenta ainda ilhas de martensita-austenita (M/A) em proporções muito reduzidas como se pode observar na Figura 5-84.

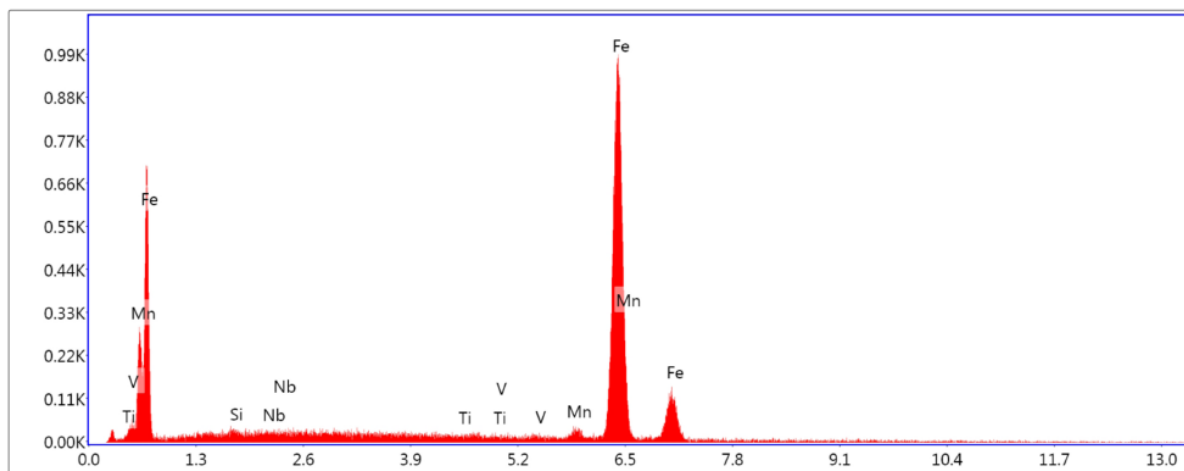


Figura 5-83 Resultado do EDS realizado em região com agregados de ferrita-carbonetos.

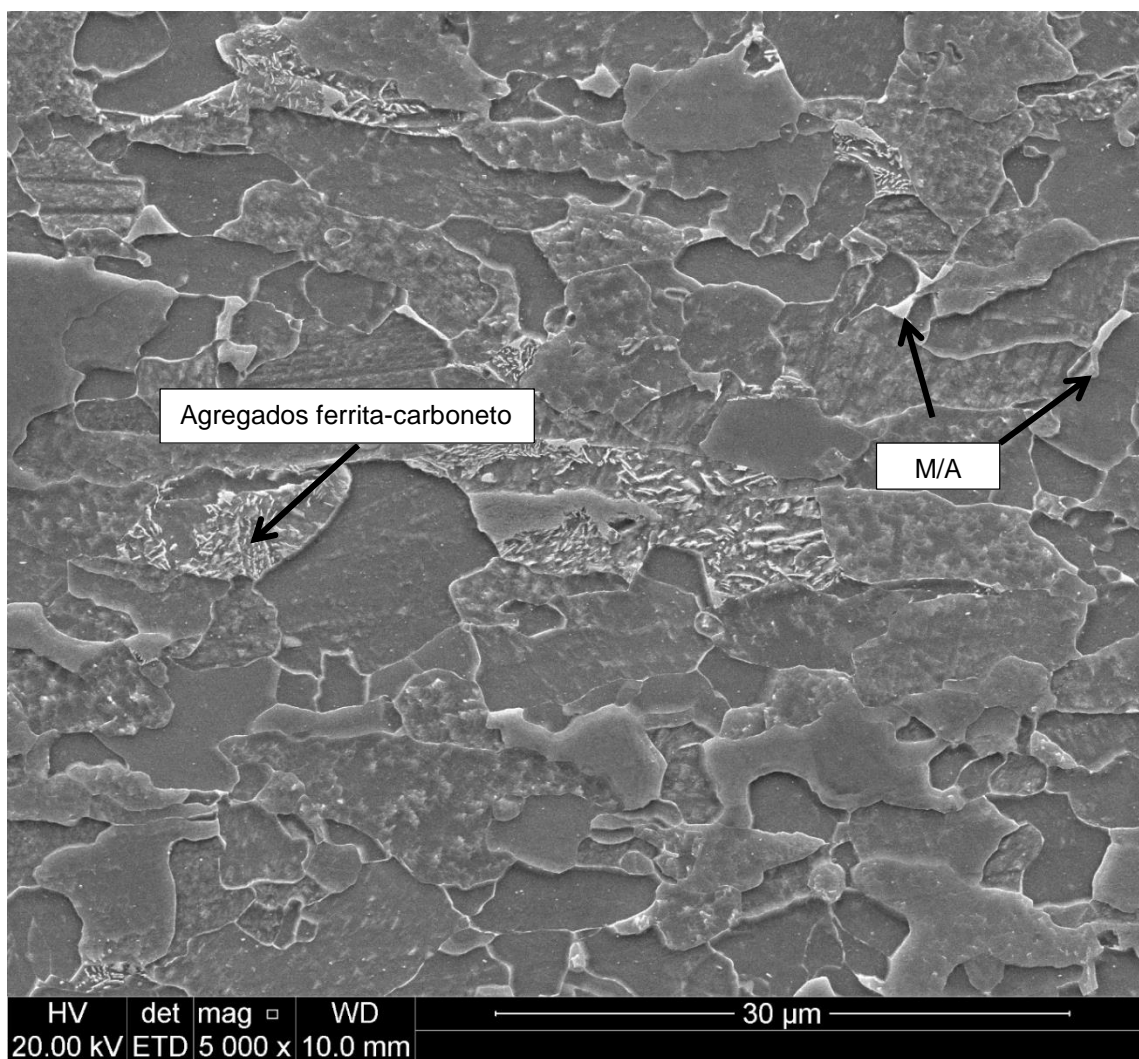


Figura 5-84 Microscopia eletrônica de varredura do aço do tubo API 5L X 80.

Esta combinação de microestruturas em conjunto com grãos de ferrita bastante refinado com diâmetros de grão de $(4,0 \pm 0,6) \mu\text{m}$, adquirida através de sua rota de fabricação TMCP com resfriamento acelerado, promove boa tenacidade em baixa temperatura e alta resistência mecânica, a despeito do baixo teor de elementos de liga.

Os tratamentos térmicos definidos anteriormente alteram em maior ou menor escala a microestrutura do MB. Deste modo, a sequência de tratamentos térmicos imposta sobre o CP TT 900/650, promoveu alguma solubilização de carbonetos e a redução de agregados ferrita carboneto, conforme exibido na Figura 5-86. Isto pressupõe uma menor dureza em relação ao CP Sem TT.

Por outro lado, a sequência de tratamentos térmicos imposta ao CP TT 1200/650 resultou em maior solubilização de carbonetos e carbonitretos em relação ao CP termicamente tratado anterior conforme Figura 5-86. Adicionalmente, o crescimento de grão austenítico anterior em função da temperatura de patamar (1200 °C) e tempo de encharque (1 hora), pressupõe que este CP seja ainda mais temperável. A Figura 5-85 mostra a fração volumétrica dos carbonetos em função das condições e dos tratamentos térmicos realizados no metal base.

Após têmpera em água e revenimento, a microestrutura do CP TT 1200/650 apresentou martensita revenida e bainita. Consequentemente, a estrutura apresentou-se mais dura do que aquela do CP 'SEM TT'. Também apresentou menor energia absorvida no ensaio de impacto Charpy e maior resistência à tração.

A Figura 5-86 apresenta comparações entre o metal de base sem tratamento térmico com os demais metais de base tratados termicamente através de micrografias. A macrografia 01 Figura 5-86 apresenta a localização, indicada por seta, da retirada das micrografias dos CP's estudadas. Devido à estrutura refinada do aço API 5L X80, as micrografias estão com aumento de 500x.

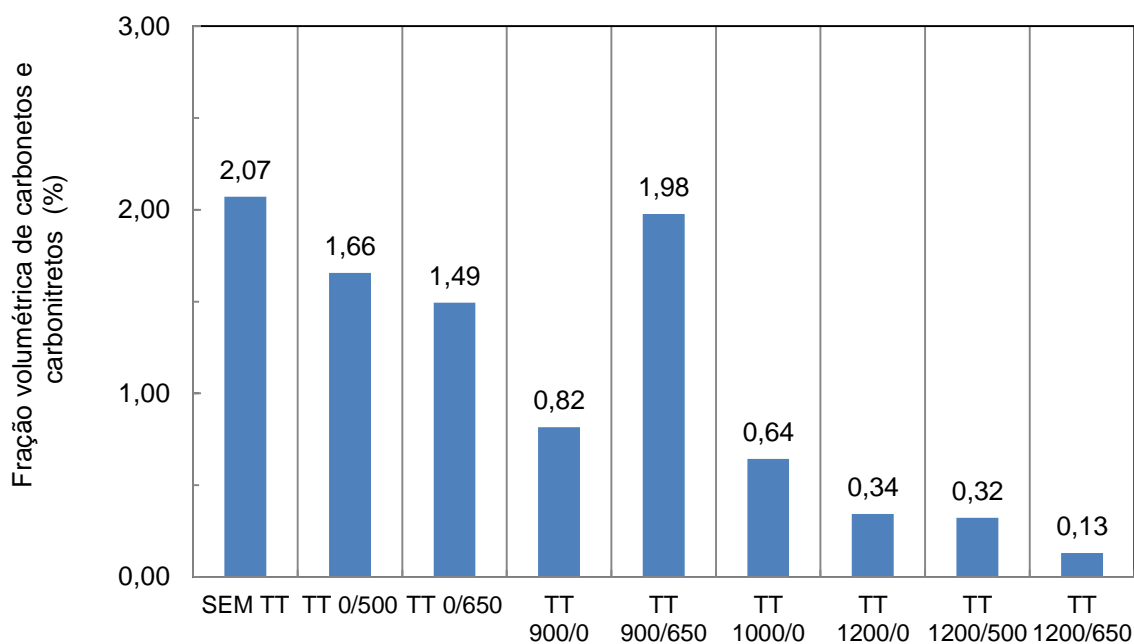


Figura 5-85 Fração volumétrica de carbonetos e carbonitreto no metal de base em função das condições e tratamentos térmicos do MB.

5.6.2 Microestrutura do metal de solda

A Figura 5-87 apresenta as micrografias da região do MS, de todos os corpos de prova tratados termicamente, inclusive o 'SEM TT'. Comparando as micrografias do MS, observa-se microestrutura predominantemente de ferrita alotriomórfica, ferrita poligonal, ferrita de Widmanstätten, ferrita acicular e microconstituente M/A [9,40] nos CP's 'SEM TT' e TT 900/650. A ferrita acicular possui boa tenacidade, pois sua disposição permite um maior caminho livre para a trinca percorrer [9]. A condição 'SEM TT' apresenta ferritas aciculares mais refinadas que a condição TT 900/650, como pode ser observado nas micrografias da Figura 5-87, respectivamente. Por esta razão, o CP TT 900/650 tem maior dureza, maior resistência mecânica e menor tenacidade em relação ao CP 'SEM TT'.

O CP TT 1200/650, por sua vez, apresenta em sua microestrutura martensita revenida e bainita, as quais conferem maior dureza, conseqüentemente, maior resistência mecânica e baixa tenacidade em relação às condições TT 900/650 e Sem TT.

5.6.3 Microestrutura da zona afetada pelo calor

A Figura 5-88 apresenta as micrografias da ZAC-GG, as quais foram feitas na região apresentada na macrografia 03 da Figura 5-81, de todas as amostras tratadas termicamente, inclusive o corpo de prova como soldado. A ampliação utilizada foi de 500x.

A ZAC-GG é uma região austenítica que sofreu superaquecimento, alcançando temperaturas entre 1520 °C e aproximadamente 1200 °C, e alta taxa de resfriamento durante a soldagem. A microestrutura nesta região são grãos maiores que aqueles presentes no MB, presença de bainita superior, agregados M/A, carbonetos e carbonitretos. Conseqüentemente, a região apresenta dureza maior que aquela do metal de base, o que explica os baixos valores de energia absorvida nos ensaios de impacto Charpy.

A região de grão grosseiro da ZAC dos CP's SEM TT, TT 900/650 e TT 1200/650 apresentaram tamanhos grãos da austenita anterior estatisticamente igual, a um nível de significância de 5%, conforme pode ser evidenciado na Figura 5-88. A Tabela 5-9 apresenta os valores medidos do tamanho de grão da austenita anterior da ZAC GG dos CP's SEM TT, TT 900/650 e TT 1200/650.

Tabela 5-9 Tamanho de grão da austenita anterior de diferentes condições de tratamentos térmicos comparado com o tamanho de grão do metal de base (em micrometros).

CP	TG (μm)
Sem TT	151 \pm 6
TT 0-500	164 \pm 7
TT 0-650	162 \pm 6
TT 900/0	140 \pm 24
TT 900/500	139 \pm 15
TT 900/650	162 \pm 6
TT 1000/0	146 \pm 20
TT 1000/500	132 \pm 5
TT 1000/650	145 \pm 11
TT 1200-0	150 \pm 22
TT 1200-500	162 \pm 25
TT 1200-650	158 \pm 6

Isto significa que existem duas possibilidades. A primeira, o tratamento térmico de têmpera a partir de 1200 °C durante 1 hora teve não tempo suficiente

para promover o crescimento do grão, e o tratamento térmico não teve nenhum efeito em continuar a aumentar o tamanho do grão na ZAC GG. A segunda, os grãos atingiram um tamanho na ZAC durante a soldagem próxima do seu limite de tamanho para uma dada fração volumétrica de partículas nos contornos de grão, que não foi influenciada pelo tratamento térmico pós soldagem. Qualquer que seja a possibilidade, o tamanho de grão anterior não era um fator único para determinar a tenacidade pelo ensaio de impacto Charpy com entalhe em 'V' na ZAC GG. Assim, a região da ZAC GG do CP TT 1200/650 apresentou microdureza superior em relação aos outros CP's. Isto pode ser explicado devido à presença de microestruturas, tais como martensita revenida e bainita. Apesar disso, a energia absorvida pelo ensaio de impacto Charpy-V, nesta região, foi comparável com outras condições das juntas com durezas menores. Este aumento de tenacidade foi devido à presença de trincas de delaminação durante o rompimento dos corpos-de-prova.

A Figura 5-89 apresenta as micrografias realizadas na zona de grãos refinados. A ampliação utilizada foi de 500x. A macrografia 04 da Figura 5-89 indica com uma seta a região de retirada das micrografias. A região de grão refinado dos CP's estudados apresentou microestrutura ferrítico-austenítica, as quais atingiram pico de temperatura em torno de A_{c3} e A_1 [22], com taxa de resfriamento intermediário durante a soldagem. Devido ao aquecimento, o refino de grão foi promovido durante a soldadura. A microestrutura nesta região é constituída por grãos de ferrita mais finas do que as apresentadas na BM, com a presença de carbonetos e carbonitretos, conforme apresenta a condição 'SEM TT' na Figura 5-89. O tratamento térmico TT 900/650 apresentou dissolução parcial dos carbonetos, produzindo uma região com baixa dureza e alta tenacidade.

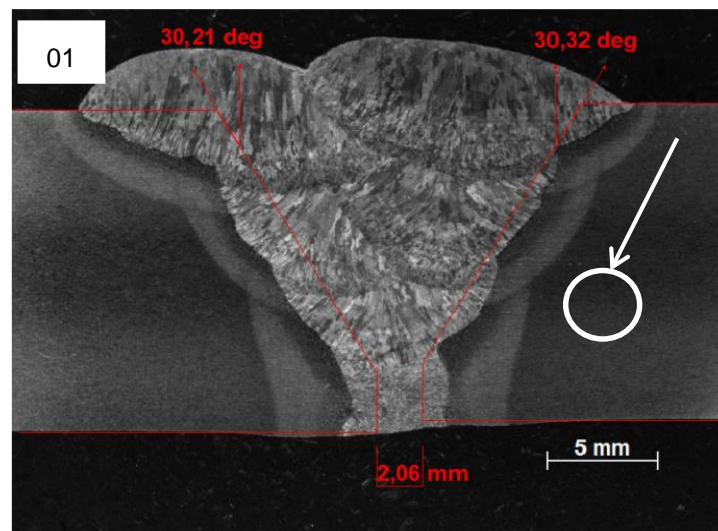
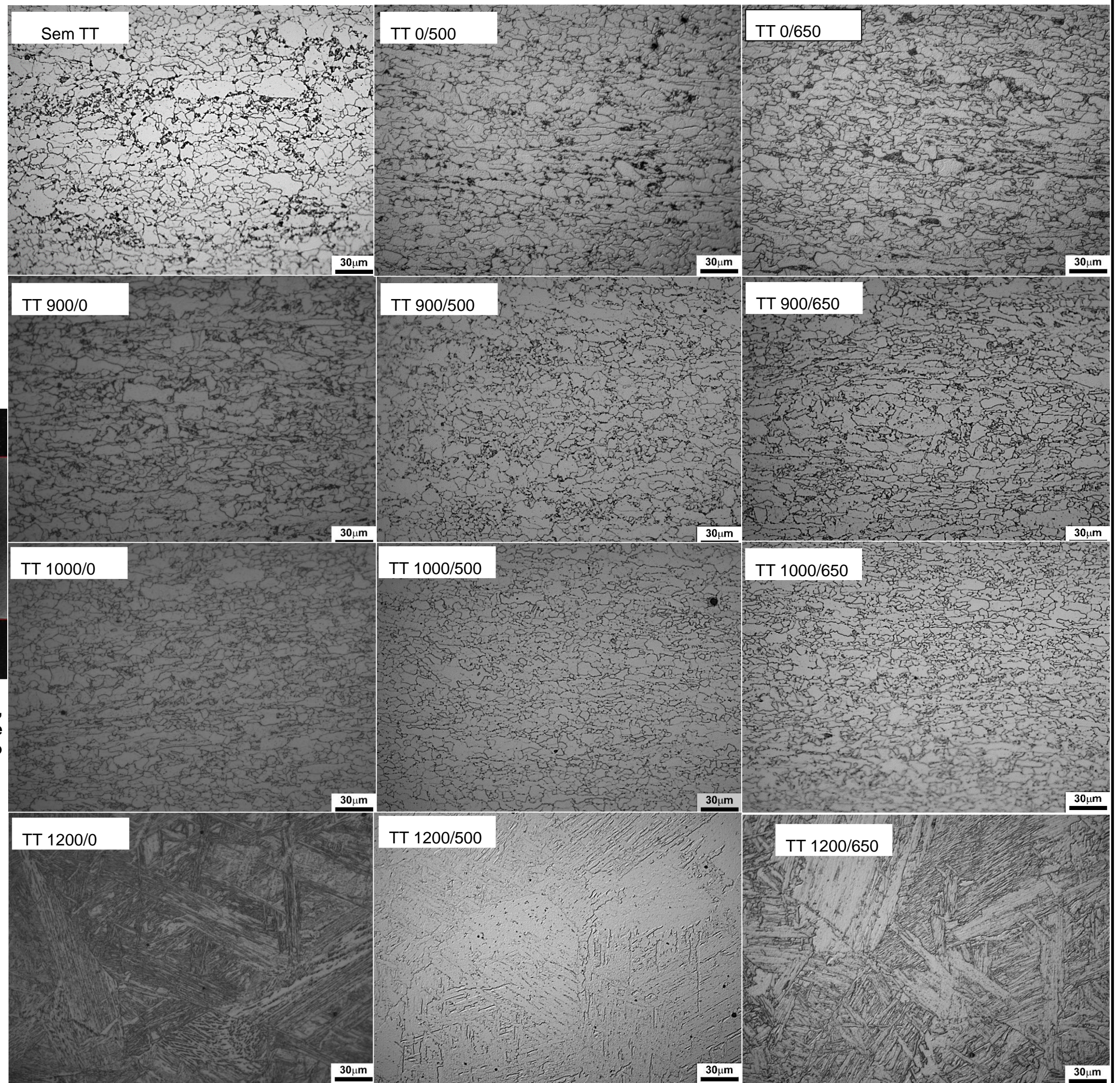


Figura 5-86 Comparação de micrografias, com ampliação de 500x, do metal de base realizadas em cada condição de tratamento térmico.



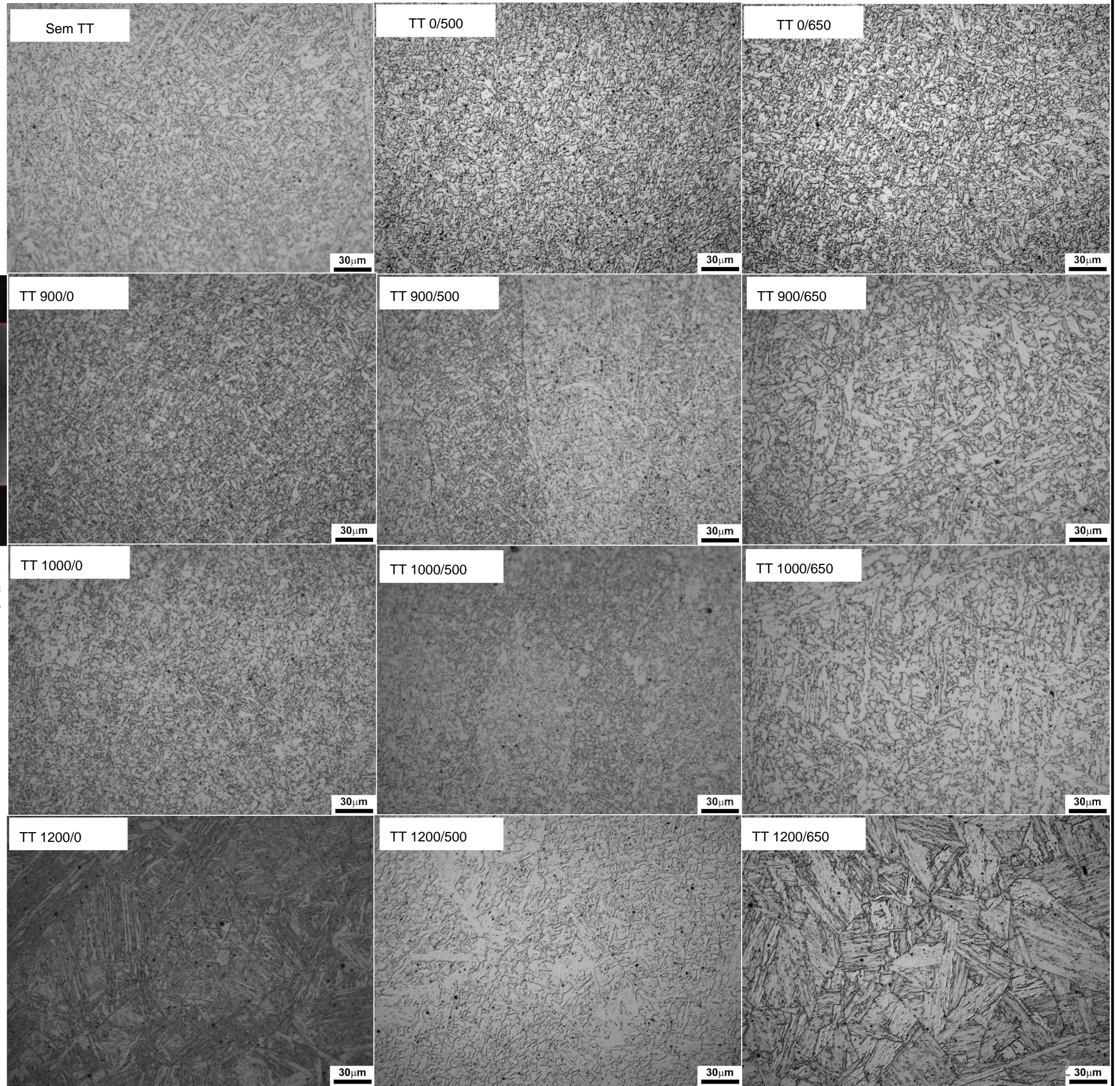
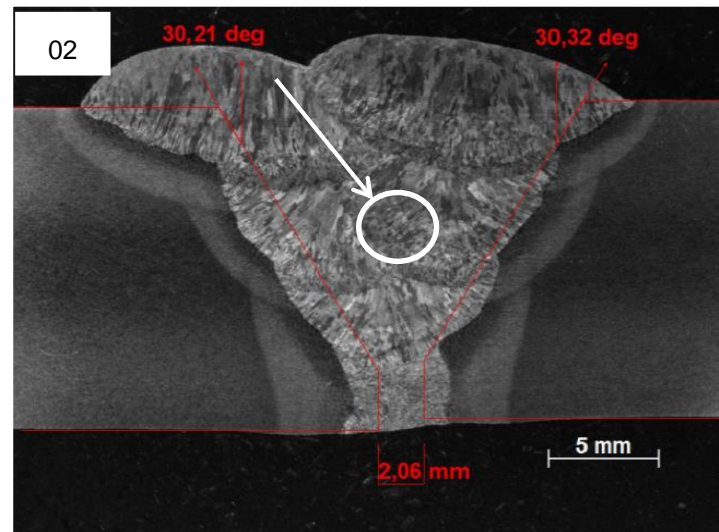


Figura 5-87 Comparação de micrografias, com ampliação de 500x, do metal de solda realizadas em cada condição de tratamento térmico.

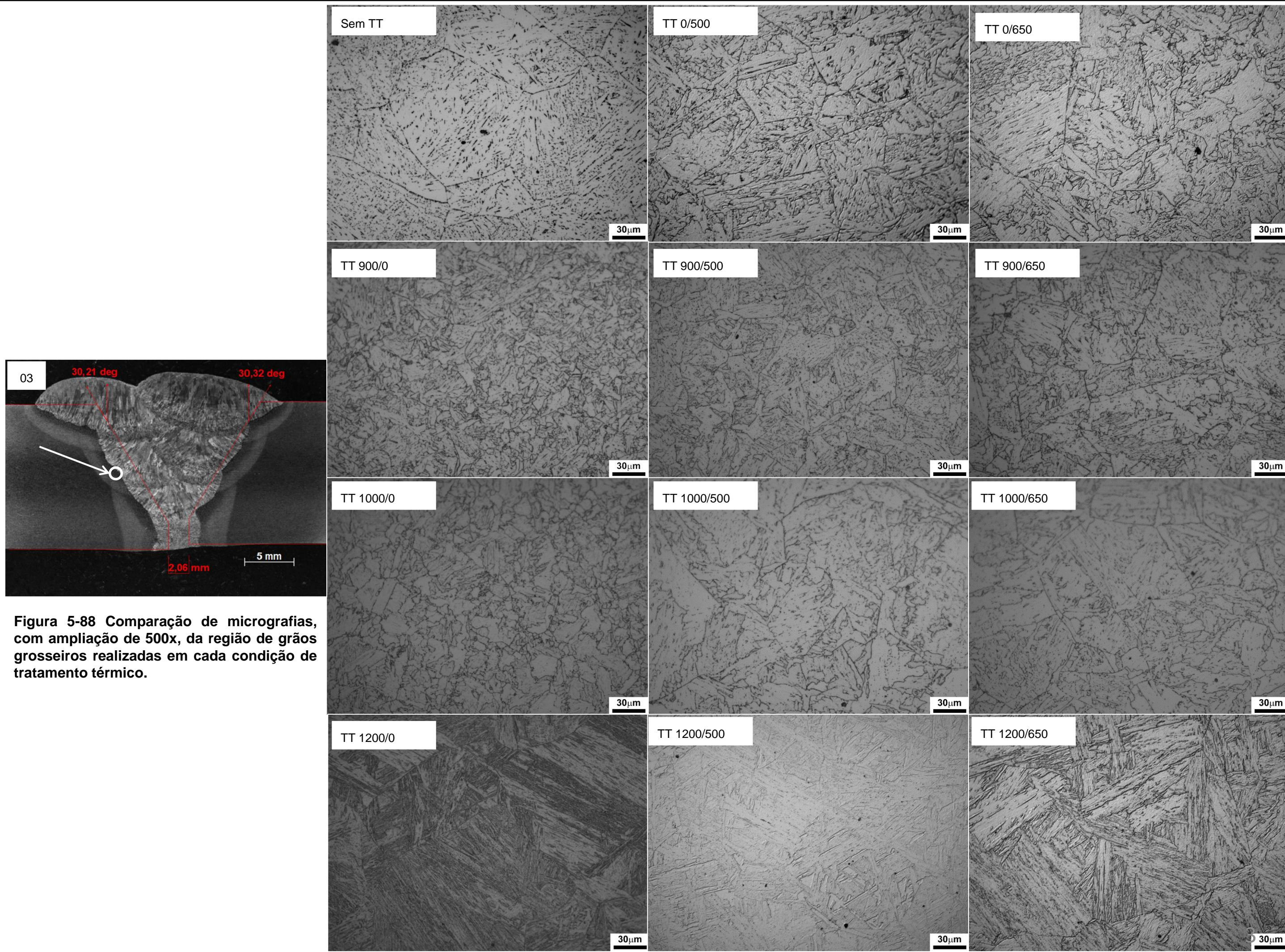


Figura 5-88 Comparação de micrografias, com ampliação de 500x, da região de grãos grosseiros realizadas em cada condição de tratamento térmico.

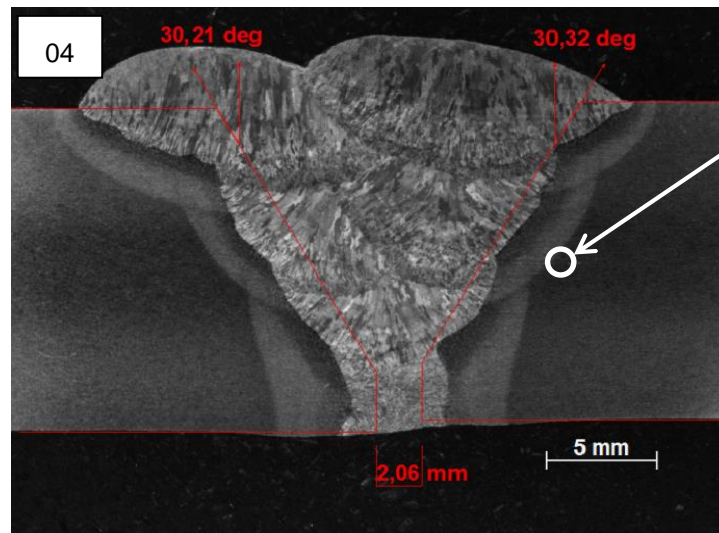
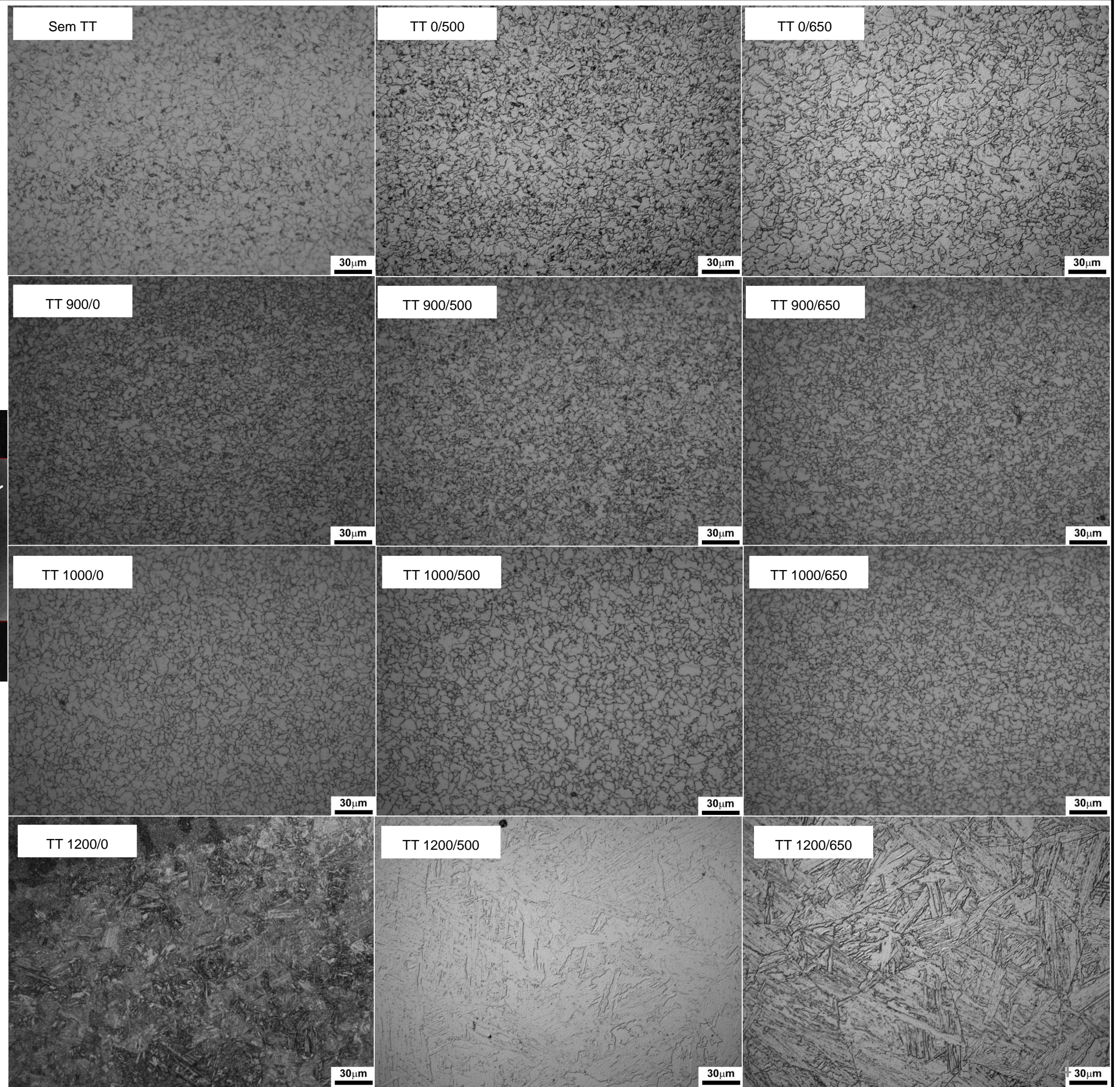


Figura 5-89 Comparação de micrografias, com ampliação de 500x, da região de grãos refinados realizadas em cada condição de tratamento térmico.



6 CONCLUSÕES

Tendo em vista os materiais e técnicas empregadas pode-se concluir que:

1. O tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) 'TT 0/500' e 'TT 0/650' apresentaram melhores resistências mecânicas e tenacidades a 0 °C em relação à condição 'SEM TT'. Assim, sugere-se o TTAT em juntas soldadas com o intuito de melhorar as propriedades mecânicas.
2. A condição 'TT 900/650' apresentou o maior aumento (17%) na resistência à tração da junta soldada em relação à condição 'Sem TT'. Este resultado está relacionado com a microestrutura obtida para este tipo de tratamento térmico.
3. Os resultados do ensaio de impacto Charpy com entalhe em 'V' realizados em temperatura de -40°C para a região do MS das condições 'TT 900/650' e 'TT 1200/650', são estatisticamente iguais e inferiores ao resultado da condição 'SEM TT'. Por outro lado, os resultados deste mesmo teste, mas realizado a temperatura de 0°C, apresentam resultados estatisticamente diferentes nas condições 'SEM TT', 'TT 900/650' e 'TT 1200/650'. A condição 'SEM TT' apresentou a maior energia absorvida, seguido por 'TT 900/650' e pela 'TT 1200/650'. Os tratamentos térmicos influenciaram na redução da tenacidade quando comparado com os resultados da condição 'SEM TT'. As condições 'SEM TT' a 0°C e -40°C e 'TT 900/650' a 0°C foram aprovadas, segundo a norma API 1104.
4. Os resultados do ensaio de impacto Charpy com entalhe em 'V' realizados em temperatura de 0°C para a região da ZAC, a condição 'SEM TT' e a condição 'TT 900/650' são estatisticamente iguais. A condição 'TT 1200/650' é estatisticamente igual às condições acima, embora este alto valor de energia absorvida foi influenciado por trincas de delaminação durante o ensaio Charpy. Por outro lado, os resultados do teste de impacto Charpy com entalhe em 'V' a -40 °C na ZAC das condições 'SEM TT', 'TT 900/650' e 'TT 1200/650' foram estatisticamente iguais. Os tratamentos térmicos não afetam a tenacidade ao entalhe em todas as três condições de ensaio a 0 °C, embora a energia média mínima é de 40 J, a 0 °C, conforme a norma API 1104.

5. Considerando os resultados dos testes de impacto Charpy a 0 °C e os resultados dos testes de tração, bem como as medidas de dureza, a condição 'TT 900/650' apresentou melhores resultados em relação à condição de 'SEM TT' e 'TT 1200/650'. Este tratamento seria recomendado para o curvamento a quente de tubulações.

7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Como sugestões de trabalhos futuros tem-se:

- Quantificação das fases presentes na ZAC GG através de EBSD.
- Realização de outros tratamentos térmicos para identificar uma faixa de temperatura adequada ao curvamento a quente.
- Ensaio de dilatométrica com aplicação de deformação para simular as transformações de fase durante o curvamento a quente.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ANP “Anuário estatístico brasileiro do petróleo, gás natural e biocombustíveis 2013.” 2013.
- [2] Colpaert, H. *Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns*, 4ª Edição. Edgar Blucher, 2008.
- [3] ASM Metals Handbook “Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys,” in *Technology*, 2001, vol. 2, p. 3470.
- [4] ASTM A36 “Standard Specification for Carbon Structural Steel.” *Standards*. pp. 1–4. 2005.
- [5] API Specification 5L “Specification for Line Pipe, Forty-fifth Edition.” *45th Ed.* no. December 2012. 2012.
- [6] Jaime Casanova, S.J.; David Bellentani, R.; et al. “Uma breve revisão histórica do desenvolvimento da soldagem dos aços API para tubulações.” *Soldag. Inspeção*. pp. 176–195. 2013.
- [7] Morales, E. V.; Silva, R.A.; et al. “Strengthening mechanisms in a pipeline microalloyed steel with a complex microstructure.” *Mater. Sci. Eng. A*. vol. 585. pp. 253–260. 2013.
- [8] Wang, B.; Lian, J. “Effect of microstructure on low-temperature toughness of a low carbon Nb-V-Ti microalloyed pipeline steel.” *Mater. Sci. Eng. A*. vol. 592. pp. 50–56. 2014.
- [9] Bhadeshia, H.K.D.; Honeycombe, R.W.K. *Steels: Microstructure and Properties*, Third Edit., vol. 53, no. 9. Elsevier Ltd., 2006.
- [10] Hillenbrand, H.-G.; Graf, M.; et al. “Development and production of high strength pipeline steels.” *Int. Symp. Niobium*. pp. 543–569. 2002.
- [11] ASTM standard A841/841M “Standard Specification for Steel Plates for Pressure Vessels , Produced by Thermo- Mechanical Control Process (TMCP).” *Annu. B. ASTM Stand.* vol. i, no. Reapproved 2007. pp. 1–5. 2011.
- [12] Skobir, D.A. “High-Strength Low-Alloy (HSLA) Steels.” *Mater. Technol.* vol. 45, no. 4. pp. 295–301. 2011.
- [13] Colpaert, H. *Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns*. Edgard Blucher, 1973.
- [14] ASM Handbook *Heat treating Volume 4*. 1991.
- [15] Wainer, E.; Brandi, S.D.; et al. *Soldagem - Processos e Metalurgia*, 1ª Edição.

- Edgard Blücher, 1992.
- [16] AWS Welding Handbook *Welding processes, part 1*, Ninth Edit., vol. 2. Miami, FL, 1991.
- [17] AWS Welding Handbook *Welding science and technology*, Ninth., vol. 1. Miami, FL, 1991.
- [18] AWS Welding Handbook *Welding Processes, Part 2*, Ninth., vol. 3. Miami, FL, 2007.
- [19] ASM Metals Handbook *Welding, brazing and soldering*, vol. 6. 1993.
- [20] Yurioka, N.; Suzuki, H.; et al. "Carbon Equivalents to Assess Cold Cracking Sensitivity." *Nippon STEEL*. pp. 61–73. 1982.
- [21] Davis, C.L.; King, J.E. "Cleavage initiation in intercritically reheated coarse-grained heat affected zone: Part I. Fractographic evidence." *Metall. Mater. Trans.* vol. 1994. pp. 563–573.
- [22] Katsuyama, J.; Tobita, T.; et al. "Mechanical and Microstructural Characterization of Heat-Affected Zone Materials of Reactor Pressure Vessel." *J. Press. Vessel Technol.* pp. 031402–1 to 031402–7. 2012.
- [23] ARSELEN, M.; GRONG, O.; et al. "HAZ GRAIN GROWTH MECHANISMS IN WELDING OF LOW CARBON MICROALLOYED STEELS." *Acta Metall.* vol. 34. pp. 1807–1815. 1986.
- [24] RIOS, Paulo Rangel SICILIANO JR, Fulvio SANDIM, H.R.; PLAUT, Ronald Lesley PADILHA, A.F. "Nucleation and growth during recrystallization (Review Article)." *Mater. Res.* vol. 8. pp. 225–238. 2005.
- [25] STRID, J.; EASTERLING, K.E. "ON THE CHEMISTRY AND STABILITY OF COMPLEX CARBIDES AND NITRIDES IN MICROALLOYED STEELS." *Acta Metall.* vol. 33. pp. 2057–2074. 1985.
- [26] Popov, V. V.; Gol'dshtein, I.M. "DISSOLUTION OF CARBIDES AND NITRIDES DURING AUSTENITIZING OF STEEL." *Met. Sci. Heat Treat.* vol. 7. pp. 5–6. 1991.
- [27] Laitinen, R. "Improvement of weld HAZ toughness at low heat input by controlling the distribution of M/A constituents.," University of Oulu, Finland, 2006.
- [28] Fairchild, D.; Bangary, N.; et al. "A study concerning intercritical HAZ microstructure and toughness in HSLA steels." *Weld. J.* pp. 321–329. 1991.
- [29] Kweon, K.S.; Kim, J.H.; et al. "Microstructure and toughness of intercritically

- reheated heat affected zone in reactor pressure vessel steel weld.” *Sci. Technol. Weld. Join.* vol. 5, no. 3. pp. 161–167. 2000.
- [30] Soeiro Jr., J.C. “Estudo da soldabilidade do tubo API 5L X80 utilizando os processos de soldagem eletrodo revestido e MAG com transferência controlada na raiz e enchimento com arame tubular,” 2013.
- [31] Batista, G.Z.; Silva, R.D.A.; et al. “DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS PARA O CURVAMENTO A QUENTE E TRATAMENTO TÉRMICO DE TUBOS API 5L X80.” *Rio Pipeline 2007, Conf. Expo. 02-04 Outubro.* pp. 1–8. 2007.
- [32] ASTM A370 “Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.” *ASTM Stand.* pp. 1–50. 2014.
- [33] Arevalo, H.D.; Vilarinho, L.O. “Desenvolvimento e Avaliação de Calorímetros por Nitrogênio Líquido e Fluxo Contínuo para Medição de Aporte Térmico.” *Soldag. Inspeção.* vol. 17, no. 3. pp. 236–250. 2012.
- [34] Zhou, T.; Yu, H.; et al. “A Study of microstructural evolution and strength – toughness mechanism of heavy-wall induction bend pipe.” *Mater. Sci. Eng. A.* vol. 615. pp. 436–446. 2014.
- [35] Batista, G.Z.; Silva, R.D.A.; et al. “DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS PARA O CURVAMENTO A QUENTE E TRATAMENTO TÉRMICO DE TUBOS API 5L X80 Mestre , Engenheiro Metalúrgico – Petrobras . Engenheiro Metalúrgico – PUC-Rio . Doutor , Engenheiro de Materiais – Petrobras . Ph . D . Professora Associada –.” pp. 1–8. 2007.
- [36] Rocha, D.B. “Estudo Da Soldabilidade Do Tubo API 5L X80 Utilizando Os Processos De Soldagem : MAG Com Transferência Controlada E Eletrodo Tubular.” p. 218. 2010.
- [37] Wang, X.; Liao, B.; et al. “Effects of Hot Bending Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Weld Metal for X80 Hot Bends.” *J. Iron Steel Res. Int.* vol. 21, no. 12. pp. 1129–1135. Dec. 2014.
- [38] Wang, X.; Xiao, F. ren; et al. “Material development for grade X80 heavy-wall hot induction bends.” *Mater. Sci. Eng. A.* vol. 530, no. 1. pp. 539–547. 2011.
- [39] ASM Metals Handbook *Fractography*, Ninth., vol. 12. 1987.
- [40] Bhadeshia, H.K.D.H. “Application of Phase Transformation Theory to Welding.” *POSCO Lect. POSCO Lect.* no. February. pp. 109–144. 2008.

APÊNDICE A

Tabela 1: Resultado de microdureza realizado na região do passe de raiz do CP 'SEM TT'.

Raiz 'SEM TT'							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0,0	250	242	241	3,6	211	201	207
0,3	237	235	239	3,9	205	198	207
0,6	245	239	239	4,2	207	198	196
0,9	234	232	233	4,5	206	215	198
1,2	237	241	236	4,8	201	209	206
1,5	237	245	225	5,1	201	209	197
1,8	243	240	239	5,4	197	200	197
2,1	240	236	235	5,7	199	210	203
2,4	205	225	225	6,0	208	212	211
2,7	207	203	211	6,3	210	218	218
3,0	214	204	212	6,6	212	214	226
3,3	208	204	209	6,9	228	225	214

Tabela 2: Resultado de microdureza realizado na região do passe de enchimento em CP 'SEM TT'.

Enchimento 'SEM TT'							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0,0	248	243	247	3,6	252	221	204
0,3	237	245	250	3,9	230	219	215
0,6	245	244	252	4,2	228	221	211
0,9	245	250	250	4,5	221	209	209
1,2	247	240	250	4,8	214	218	215
1,5	249	264	243	5,1	210	212	210
1,8	255	249	239	5,4	211	214	208
2,1	248	245	254	5,7	218	204	202
2,4	251	247	233	6,0	212	203	205
2,7	253	246	242	6,3	200	209	210
3,0	238	250	236	6,6	206	217	216
3,3	247	238	214	6,9	214	224	220

Tabela 3: Resultado de microdureza realizado na região do passe de acabamento em CP 'SEM TT'.

Acabamento 'SEM TT'							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0	268	249	252	3,6	261	260	259
0,3	242	256	249	3,9	257	264	252
0,6	250	259	262	4,2	258	251	244
0,9	252	252	261	4,5	258	242	228
1,2	245	246	264	4,8	243	230	235
1,5	251	254	250	5,1	239	241	218
1,8	250	254	261	5,4	235	225	218
2,1	255	262	259	5,7	231	222	224
2,4	259	254	261	6	225	215	212
2,7	259	251	256	6,3	225	228	215
3,0	257	250	290	6,6	215	228	235
3,3	257	252	283	6,9	231	234	224

Tabela 4: Resultado de microdureza realizado na região do passe de raiz do CP TT 0/500.

Raiz TT 0/500							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	249	240	246	4.5	200	202	201
0.3	244	245	241	4.8	202	201	206
0.6	246	237	239	5.1	195	206	201
0.9	247	246	242	5.4	184	189	189
1.2	247	253	244	5.7	201	188	185
1.5	249	247	254	6.0	201	197	193
1.8	245	262	238	6.3	210	202	201
2.1	243	245	231	6.6	202	206	206
2.4	231	238	232	6.9	206	198	207
2.7	236	233	220	7.2	202	198	206
3.0	228	227	220	7.5	206	202	215
3.3	217	224	212	7.8	194	208	212
3.6	207	221	208	8.1	208	208	210
3.9	211	214	210	8.4	208	203	212
4.2	206	214	209				

Tabela 5: Resultado de microdureza realizado na região do passe de enchimento em CP TT 0/500

Enchimento TT 0/500							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	230	230	228	4.5	196	197	198
0.3	227	230	228	4.8	197	189	202
0.6	228	231	235	5.1	182	195	202
0.9	231	233	231	5.4	186	182	196
1.2	231	233	235	5.7	191	188	182
1.5	236	228	226	6.0	198	199	190
1.8	225	227	229	6.3	207	213	199
2.1	213	235	229	6.6	209	214	212
2.4	206	208	223	6.9	214	218	219
2.7	200	195	210	7.2	210	207	204
3.0	199	198	212	7.5	212	198	214
3.3	203	198	202	7.8	206	208	217
3.6	192	195	203	8.1	205	210	209
3.9	193	193	193	8.4	219	212	210
4.2	199	194	201				

Tabela 6: Resultado de microdureza realizado na região do passe de acabamento em CP TT 0/500

Acabamento TT 0/500							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	225	237	231	4.5	214	212	193
0.3	229	236	236	4.8	212	202	197
0.6	243	240	234	5.1	200	202	199
0.9	228	235	232	5.4	205	194	202
1.2	229	242	236	5.7	202	196	198
1.5	223	240	237	6.0	203	199	204
1.8	224	252	240	6.3	202	206	191
2.1	229	248	226	6.6	191	204	210
2.4	236	231	218	6.9	216	200	211
2.7	235	226	216	7.2	217	218	213
3.0	262	239	214	7.5	212	215	208
3.3	233	231	215	7.8	210	206	221
3.6	246	228	211	8.1	220	216	216
3.9	228	222	207	8.4	207	214	209
4.2	222	218	208				

Tabela 7: Resultado de microdureza realizado na região do passe de raiz do CP TT 0/650.

Raiz TT 0/650							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	246	249	240	4.5	197	203	200
0.3	247	247	239	4.8	193	198	189
0.6	244	236	236	5.1	181	180	180
0.9	246	239	244	5.4	178	192	189
1.2	254	244	244	5.7	196	195	196
1.5	236	242	241	6.0	202	200	196
1.8	233	240	236	6.3	196	202	199
2.1	227	239	234	6.6	197	195	193
2.4	223	234	221	6.9	208	206	203
2.7	219	227	224	7.2	202	205	201
3.0	215	223	212	7.5	203	201	198
3.3	215	215	202	7.8	196	201	201
3.6	202	206	210	8.1	200	200	193
3.9	202	206	207	8.4	196	202	202
4.2	200	202	205				

Tabela 8: Resultado de microdureza realizado na região do passe de enchimento em CP TT 0/650.

Enchimento TT 0/650							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	246	248	250	4.5	189	192	201
0.3	249	247	259	4.8	199	202	206
0.6	253	256	240	5.1	203	205	208
0.9	260	238	236	5.4	197	209	195
1.2	237	236	236	5.7	204	210	211
1.5	228	233	233	6.0	210	210	207
1.8	228	225	223	6.3	210	213	203
2.1	226	226	218	6.6	206	211	208
2.4	213	215	207	6.9	208	206	211
2.7	207	208	199	7.2	214	204	206
3.0	203	199	197	7.5	210	212	207
3.3	196	200	200	7.8	209	213	207
3.6	194	197	196	8.1	206	211	208
3.9	194	185	180	8.4	205	207	201
4.2	180	182	191				

Tabela 9: Resultado de microdureza realizado na região do passe de acabamento em TT 0/650.

Acabamento TT 0/650							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	251	250	248	4.5	174	180	187
0.3	250	246	245	4.8	187	193	199
0.6	244	256	256	5.1	210	203	206
0.9	244	263	247	5.4	206	205	201
1.2	235	251	255	5.7	214	206	214
1.5	252	265	220	6.0	212	207	214
1.8	265	222	215	6.3	219	203	206
2.1	246	223	215	6.6	216	209	211
2.4	230	215	222	6.9	207	215	219
2.7	223	206	210	7.2	215	210	214
3.0	206	209	206	7.5	213	211	209
3.3	204	199	193	7.8	206	210	215
3.6	197	194	182	8.1	209	212	214
3.9	197	186	184	8.4	210	210	216
4.2	193	187	189				

Tabela 10: Resultado de microdureza realizado na região do passe de raiz do CP TT 900/0.

Raiz TT 900/0							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	246	252	242	4.5	200	196	195
0.3	250	244	245	4.8	193	189	185
0.6	245	244	246	5.1	191	190	198
0.9	238	253	246	5.4	202	190	191
1.2	242	241	244	5.7	216	209	214
1.5	249	238	245	6.0	217	215	215
1.8	236	238	247	6.3	210	216	214
2.1	246	245	245	6.6	212	211	216
2.4	238	248	235	6.9	210	211	219
2.7	230	238	234	7.2	208	218	210
3.0	236	231	236	7.5	213	213	219
3.3	235	224	232	7.8	216	216	219
3.6	224	219	227	8.1	218	213	220
3.9	222	218	219	8.4	215	213	224
4.2	207	202	206				

Tabela 11: Resultado de microdureza realizado na região do passe de enchimento em CP TT 900/0.

Enchimento TT 900/0							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	226	227	253	4.5	237	222	210
0.3	232	248	268	4.8	232	216	206
0.6	250	247	250	5.1	216	216	207
0.9	248	245	253	5.4	214	213	215
1.2	255	234	251	5.7	206	202	217
1.5	253	247	256	6.0	209	219	216
1.8	259	239	264	6.3	230	218	212
2.1	248	245	256	6.6	223	214	213
2.4	252	248	252	6.9	220	220	220
2.7	244	248	259	7.2	218	219	220
3.0	248	259	239	7.5	217	221	216
3.3	246	251	232	7.8	227	223	217
3.6	247	256	226	8.1	219	222	222
3.9	249	250	219	8.4	219	222	222
4.2	245	240	212				

Tabela 12: Resultado de microdureza realizado na região do passe de acabamento em CP TT 900/0.

Acabamento TT 900/0							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	268	269	270	4.5	241	238	255
0.3	268	267	266	4.8	232	236	250
0.6	263	265	268	5.1	216	225	237
0.9	267	260	265	5.4	209	220	229
1.2	268	260	264	5.7	211	217	219
1.5	271	264	279	6.0	205	215	220
1.8	268	264	263	6.3	219	223	206
2.1	268	267	256	6.6	222	218	225
2.4	264	261	262	6.9	221	227	219
2.7	264	261	264	7.2	224	226	225
3.0	262	269	265	7.5	223	230	233
3.3	257	273	263	7.8	223	230	226
3.6	278	269	268	8.1	233	228	223
3.9	248	261	268	8.4	220	224	223
4.2	238	267	259				

Tabela 13: Resultados de microdureza na região da raiz do CP TT 900/500.

Raiz TT 900/500							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0	235	237	237	3,6	192	186	180
0,3	240	235	247	3,9	190	184	178
0,6	233	237	244	4,2	192	188	191
0,9	237	246	248	4,5	190	200	200
1,2	233	234	233	4,8	201	204	203
1,5	211	216	215	5,1	208	201	211
1,8	216	212	215	5,4	209	203	207
2,1	206	204	205	5,7	206	211	201
2,4	206	202	206	6	205	204	205
2,7	192	197	200	6,3	206	206	210
3,0	190	182	197	6,6	214	199	212
3,3	188	181	186	6,9	209	194	205

Tabela 14: Resultados de microdureza na região do enchimento do CP TT 900/500.

Enchimento TT 900/500							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0	238	240	243	3,6	213	211	208
0,3	235	241	242	3,9	209	208	198
0,6	239	248	241	4,2	207	203	206
0,9	239	241	242	4,5	210	208	195
1,2	236	247	244	4,8	199	197	190
1,5	244	246	254	5,1	190	199	206
1,8	249	253	258	5,4	208	214	203
2,1	263	264	250	5,7	204	209	209
2,4	246	230	232	6	211	220	210
2,7	225	224	223	6,3	199	219	216
3,0	229	219	224	6,6	211	202	224
3,3	217	219	206	6,9	209	214	208

Tabela 15: Resultados de microdureza na região do acabamento do CP TT 900/500.

Acabamento TT 900/500							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0	252	252	252	3,6	258	252	253
0,3	258	247	251	3,9	225	275	246
0,6	261	247	245	4,2	256	257	237
0,9	267	252	264	4,5	264	241	239
1,2	266	257	267	4,8	257	237	228
1,5	266	257	266	5,1	285	225	212
1,8	260	256	259	5,4	271	218	204
2,1	261	254	254	5,7	267	215	207
2,4	253	266	249	6	225	211	198
2,7	257	260	266	6,3	218	215	215
3,0	254	254	285	6,6	210	221	210
3,3	271	232	275	6,9	213	218	210

Tabela 16: Resultado de microdureza realizada na raiz do CP TT 900/650.

Raiz TT 900/650							
X (mm)	D1 HV (0,5)	D2 HV (0,5)	D3 HV (0,5)	X (mm)	D1 HV (0,5)	D2 HV (0,5)	D3 HV (0,5)
0	241	244	242	3,6	189	188	190
0,3	241	239	252	3,9	191	186	188
0,6	255	247	247	4,2	182	189	194
0,9	234	235	245	4,5	191	188	190
1,2	241	239	241	4,8	194	199	204
1,5	244	249	248	5,1	203	202	206
1,8	244	245	249	5,4	200	204	204
2,1	228	228	228	5,7	203	204	207
2,4	226	214	227	6	208	201	205
2,7	214	218	217	6,3	209	202	207
3,0	203	213	210	6,6	213	204	208
3,3	200	201	199	6,9	214	203	209

Tabela 17: Resultado de microdureza realizada no passe de enchimento do CP TT 900/650.

Enchimento TT 900/650							
X (mm)	D1 HV (0,5)	D2 HV (0,5)	D3 HV (0,5)	X (mm)	D1 HV (0,5)	D2 HV (0,5)	D3 HV (0,5)
0	258	257	248	4,2	222	220	203
0,3	240	257	255	4,5	217	206	183
0,6	247	258	260	4,8	209	198	192
0,9	254	261	252	5,1	200	207	190
1,2	245	252	259	5,4	202	198	205
1,5	257	255	256	5,7	197	200	202
1,8	256	263	256	6	191	210	202
2,1	255	251	271	6,3	198	206	200
2,4	258	257	280	6,6	206	215	205
2,7	259	235	260	6,9	204	203	211
3,0	255	255	260	7,2	209	209	202
3,3	239	258	255	7,5	209	209	204
3,6	249	260	229	7,8	208	207	214
3,9	231	226	211	8,1	211	206	210

Tabela 18: Resultado de microdureza realizada no passe de acabamento do CP TT 900/650.

Acabamento TT 900/650							
X (mm)	D1 HV (0,5)	D2 HV (0,5)	D3 HV (0,5)	X (mm)	D1 HV (0,5)	D2 HV (0,5)	D3 HV (0,5)
0,0	258	255	248	4,5	257	241	217
0,3	262	256	244	4,8	264	229	209
0,6	262	253	252	5,1	225	222	208
0,9	255	254	251	5,4	190	201	203
1,2	252	254	251	5,7	193	202	193
1,5	257	264	253	6,0	190	197	190
1,8	255	257	257	6,3	193	205	207
2,1	257	265	260	6,6	218	217	212
2,4	254	264	243	6,9	212	217	219
2,7	255	269	225	7,2	218	212	210
3,0	253	268	245	7,5	219	218	214
3,3	257	275	238	7,8	220	219	214
3,6	265	275	236	8,1	218	214	209
3,9	264	245	225	8,4	214	213	218
4,2	265	247	225				

Tabela 19: Resultado de microdureza realizado na região do passe de raiz do CP TT 1000/0.

Raiz TT 1000/0							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	246	239	238	4.5	196	194	203
0.3	246	236	234	4.8	202	202	197
0.6	240	236	241	5.1	206	203	204
0.9	245	238	239	5.4	215	212	210
1.2	241	241	244	5.7	217	211	220
1.5	239	245	242	6.0	211	212	215
1.8	247	251	240	6.3	216	213	212
2.1	243	251	243	6.6	215	222	210
2.4	244	241	236	6.9	217	216	209
2.7	224	220	231	7.2	216	209	205
3.0	218	218	218	7.5	215	211	213
3.3	216	215	213	7.8	211	215	213
3.6	205	200	203	8.1	218	210	206
3.9	198	196	199	8.4	214	213	206
4.2	199	199	197				

Tabela 20: Resultado de microdureza realizado na região do passe de enchimento em CP TT 1000/0.

Enchimento TT 1000/0							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	245	239	252	4.5	190	189	205
0.3	244	248	256	4.8	181	196	205
0.6	231	247	247	5.1	191	206	208
0.9	244	249	252	5.4	199	207	202
1.2	248	250	250	5.7	201	206	214
1.5	241	244	253	6.0	206	208	209
1.8	241	254	246	6.3	207	205	212
2.1	244	240	244	6.6	202	208	214
2.4	238	246	243	6.9	201	209	214
2.7	227	239	228	7.2	199	208	214
3.0	240	234	231	7.5	207	208	210
3.3	232	222	225	7.8	206	212	214
3.6	213	215	210	8.1	201	207	215
3.9	210	205	197	8.4	213	210	217
4.2	195	194	189				

Tabela 21: Resultado de microdureza realizada no passe de acabamento do CP TT 1000/0.

Acabamento TT 1000/0							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	254	252	248	4.5	207	200	202
0.3	243	250	245	4.8	203	204	199
0.6	242	248	251	5.1	191	202	200
0.9	251	243	242	5.4	212	206	206
1.2	252	247	246	5.7	210	215	213
1.5	246	251	250	6.0	218	217	215
1.8	248	252	240	6.3	216	222	219
2.1	251	256	232	6.6	215	219	221
2.4	233	241	226	6.9	217	220	217
2.7	234	234	222	7.2	215	224	213
3.0	218	237	221	7.5	214	218	212
3.3	226	233	218	7.8	215	223	216
3.6	221	230	208	8.1	216	220	220
3.9	210	227	203	8.4	217	222	229
4.2	201	211	201				

Tabela 22: Resultado de microdureza da raiz do CP TT 1000/500.

Raiz TT 1000/500							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0	235	247	232	3,9	186	173	185
0,3	229	227	233	4,2	178	174	179
0,6	238	233	226	4,5	175	182	177
0,9	227	228	225	4,8	181	193	192
1,2	228	230	232	5,1	190	201	202
1,5	239	237	237	5,4	194	205	203
1,8	225	228	216	5,7	201	210	195
2,1	234	227	224	6	194	210	198
2,4	210	210	211	6,3	196	206	200
2,7	202	198	196	6,6	196	206	198
3,0	199	185	185	6,9	193	208	209
3,3	193	189	195	7,2	206	209	203
3,6	181	185	191	7,5	204	207	200

Tabela 23 Resultado de microdureza do enchimento do CP TT 1000/500.

Enchimento TT 1000/500							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0	254	256	258	3,9	209	202	210
0,3	253	255	254	4,2	197	193	208
0,6	251	253	258	4,5	202	193	192
0,9	251	253	255	4,8	191	191	186
1,2	253	253	252	5,1	181	183	199
1,5	245	258	256	5,4	187	197	206
1,8	247	257	246	5,7	209	194	202
2,1	250	250	255	6	199	200	201
2,4	250	259	245	6,3	202	208	203
2,7	241	218	239	6,6	197	198	195
3,0	234	217	231	6,9	207	200	194
3,3	224	213	224	7,2	207	200	197
3,6	217	210	208	7,5	208	207	197

Tabela 24: Resultado de microdureza do acabamento do CP TT 1000/500.

Acabamento TT 1000/500							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0	251	252	250	3,9	263	224	226
0,3	256	257	250	4,2	224	224	220
0,6	254	254	251	4,5	234	221	211
0,9	251	250	254	4,8	216	207	196
1,2	254	255	251	5,1	210	190	187
1,5	256	250	257	5,4	198	188	192
1,8	256	251	251	5,7	195	187	181
2,1	256	255	248	6	184	188	204
2,4	252	252	257	6,3	214	205	209
2,7	245	252	257	6,6	206	210	210
3,0	258	251	250	6,9	209	212	211
3,3	252	239	259	7,2	213	209	217
3,6	255	235	227	7,5	202	212	208

Tabela 25: Resultados de microdureza da região do passe de raiz do CP TT 1000/650

Raiz TT 1000/650							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0,0	248	253	264	3,0	261	252	230
0,3	246	250	261	3,3	259	243	228
0,6	252	247	253	3,6	239	237	224
0,9	250	260	260	3,9	218	206	202
1,2	256	255	255	4,2	201	198	195
1,5	254	243	251	4,5	194	187	180
1,8	252	252	253	4,8	195	185	183
2,1	250	257	258	5,1	207	206	200
2,4	266	257	247	5,4	221	208	206
2,7	255	258	259	5,7	217	208	207

Tabela 26: Resultados de microdureza da região dos passes de enchimento do CP TT 1000/650.

Enchimento TT 1000/650							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0,0	247	234	245	3,0	214	217	218
0,3	253	247	247	3,3	207	215	203
0,6	250	248	250	3,6	205	209	199
0,9	255	241	252	3,9	185	191	186
1,2	239	245	253	4,2	198	196	204
1,5	241	252	257	4,5	203	205	208
1,8	242	250	271	4,8	205	195	210
2,1	235	247	252	5,1	206	199	207
2,4	239	265	232	5,4	206	203	206
2,7	209	233	221	5,7	208	194	205

Tabela 27: Resultados de microdureza da região do passe de acabamento do CP TT 1000/650.

Acabamento TT 1000/650							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0,0	232	243	241	3,0	189	192	189
0,3	241	235	239	3,3	197	195	192
0,6	240	239	241	3,6	189	187	199
0,9	239	243	245	3,9	199	199	192
1,2	234	247	241	4,2	194	209	211
1,5	227	242	235	4,5	209	203	207
1,8	224	214	208	4,8	211	199	207
2,1	215	223	214	5,1	195	206	201
2,4	198	213	211	5,4	205	211	213
2,7	203	198	200	5,7	203	210	212

Tabela 28: Resultado de microdureza realizado na região do passe de raiz do CP TT 1200/0.

Raiz TT 1200/0							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	332	352	340	4.5	325	316	324
0.3	332	356	352	4.8	312	318	322
0.6	343	356	350	5.1	329	325	317
0.9	333	358	350	5.4	304	319	313
1.2	349	347	345	5.7	313	322	318
1.5	335	352	343	6.0	322	306	312
1.8	340	327	349	6.3	327	297	322
2.1	345	332	342	6.6	309	306	318
2.4	332	329	333	6.9	313	316	319
2.7	340	330	324	7.2	324	306	313
3.0	325	324	332	7.5	312	318	312
3.3	327	316	321	7.8	310	315	309
3.6	318	316	316	8.1	309	321	300
3.9	320	329	322	8.4	307	310	310
4.2	319	335	306				

Tabela 29: Resultado de microdureza realizado na região do passe de enchimento em CP TT 1200/0.

Enchimento TT 1200/0							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	325	329	325	4.5	322	307	327
0.3	319	300	322	4.8	319	316	324
0.6	306	330	320	5.1	319	319	318
0.9	310	335	319	5.4	322	321	321
1.2	335	337	327	5.7	325	313	322
1.5	319	319	306	6.0	311	325	309
1.8	309	324	318	6.3	319	316	316
2.1	310	313	325	6.6	312	322	319
2.4	325	322	313	6.9	329	319	315
2.7	333	327	327	7.2	322	329	318
3.0	309	319	324	7.5	324	319	307
3.3	324	324	327	7.8	332	316	312
3.6	318	321	327	8.1	299	304	293
3.9	325	312	313	8.4	321	294	306
4.2	317	322	322				

Tabela 30: Resultado de microdureza realizada no passe de acabamento do CP TT 1200/0.

Acabamento TT 1200/0							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	312	324	315	4.5	285	289	309
0.3	281	327	316	4.8	285	299	303
0.6	309	315	318	5.1	275	275	306
0.9	312	321	316	5.4	275	299	283
1.2	280	301	313	5.7	255	274	278
1.5	312	313	307	6.0	253	279	284
1.8	301	307	316	6.3	254	263	288
2.1	312	312	310	6.6	261	270	286
2.4	319	313	309	6.9	267	275	281
2.7	307	297	301	7.2	262	249	283
3.0	301	318	322	7.5	252	271	271
3.3	315	312	325	7.8	235	255	283
3.6	303	310	304	8.1	250	278	269
3.9	300	307	300	8.4	240	254	279
4.2	292	313	319				

Tabela 31: Resultado de microdureza realizado na região do passe de raiz do CP TT 1200/500.

Raiz TT 1200/500							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	274	279	263	4.5	242	234	250
0.3	273	265	264	4.8	231	254	238
0.6	262	263	275	5.1	251	232	246
0.9	265	251	261	5.4	242	238	233
1.2	248	265	253	5.7	248	248	241
1.5	264	255	249	6.0	248	243	235
1.8	263	261	246	6.3	228	249	233
2.1	249	240	270	6.6	245	241	231
2.4	248	257	259	6.9	248	249	232
2.7	262	256	261	7.2	246	243	231
3.0	261	254	267	7.5	237	247	229
3.3	256	257	255	7.8	235	232	235
3.6	251	259	256	8.1	236	238	245
3.9	240	259	257	8.4	244	249	236
4.2	251	253	256				

Tabela 32: Resultado de microdureza realizado na região do passe de enchimento em CP TT 1200/500.

Enchimento TT 1200/500							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	238	252	250	4.5	248	247	260
0.3	253	250	250	4.8	245	260	253
0.6	254	252	250	5.1	267	252	249
0.9	246	246	247	5.4	257	257	253
1.2	245	245	239	5.7	257	254	258
1.5	247	251	255	6.0	269	247	255
1.8	250	242	251	6.3	264	253	257
2.1	242	260	245	6.6	244	254	252
2.4	249	249	244	6.9	247	240	249
2.7	256	252	244	7.2	249	251	233
3.0	262	270	253	7.5	258	244	238
3.3	259	264	265	7.8	245	246	249
3.6	267	265	275	8.1	250	236	241
3.9	262	275	277	8.4	238	242	240
4.2	258	258	257				

Tabela 33: Resultado de microdureza realizada no passe de acabamento do CP TT 1200/500

Acabamento TT 1200/500							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	247	247	246	4.5	237	244	248
0.3	252	248	248	4.8	236	236	252
0.6	251	248	251	5.1	239	238	244
0.9	251	254	245	5.4	243	249	236
1.2	241	253	251	5.7	237	244	237
1.5	260	251	255	6.0	240	239	243
1.8	251	252	254	6.3	242	239	233
2.1	252	244	257	6.6	252	237	243
2.4	248	257	260	6.9	234	234	239
2.7	252	250	261	7.2	239	233	238
3.0	248	246	256	7.5	250	229	250
3.3	259	248	254	7.8	233	234	254
3.6	259	244	248	8.1	242	235	226
3.9	251	250	246	8.4	249	237	252
4.2	241	239	242				

Tabela 34: Resultado de microdureza realizado na região do passe de raiz do CP TT 1200/650.

Raiz TT 1200/650							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	276	271	261	4.5	273	279	276
0.3	275	276	265	4.8	286	273	285
0.6	275	263	280	5.1	271	273	269
0.9	271	283	281	5.4	270	275	278
1.2	274	273	290	5.7	277	277	275
1.5	274	280	284	6.0	261	274	274
1.8	274	281	290	6.3	277	281	273
2.1	281	281	273	6.6	281	270	271
2.4	269	273	264	6.9	279	276	265
2.7	271	273	274	7.2	279	280	263
3.0	275	284	280	7.5	280	281	267
3.3	274	264	277	7.8	277	283	270
3.6	265	277	268	8.1	283	275	264
3.9	271	274	264	8.4	267	273	271
4.2	277	278	280				

Tabela 35: Resultado de microdureza realizado na região do passe de enchimento em CP TT 1200/650.

Enchimento TT 1200/650							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	267	274	278	4.5	273	281	273
0.3	273	252	274	4.8	277	285	271
0.6	273	269	283	5.1	281	281	277
0.9	270	275	271	5.4	278	279	288
1.2	267	269	263	5.7	263	278	279
1.5	268	281	274	6.0	270	275	284
1.8	270	276	280	6.3	275	273	293
2.1	268	268	276	6.6	271	263	292
2.4	256	271	273	6.9	276	276	293
2.7	278	266	253	7.2	288	274	280
3.0	275	278	257	7.5	279	269	275
3.3	269	281	275	7.8	278	265	283
3.6	284	274	270	8.1	280	271	283
3.9	281	281	279	8.4	278	268	275
4.2	271	279	274				

Tabela 36: Resultado de microdureza realizada no passe de acabamento do CP TT 1200/650

Acabamento TT 1200/650							
X (mm)	D1	D2	D3	X (mm)	D1	D2	D3
0.0	270	271	276	4.5	265	275	275
0.3	277	276	278	4.8	276	276	279
0.6	275	288	276	5.1	275	275	276
0.9	276	279	280	5.4	267	276	275
1.2	261	278	284	5.7	269	269	285
1.5	283	280	261	6.0	278	268	273
1.8	273	278	278	6.3	269	271	271
2.1	269	281	271	6.6	261	267	267
2.4	270	279	273	6.9	279	267	274
2.7	288	281	276	7.2	260	267	268
3.0	280	276	281	7.5	252	265	268
3.3	282	279	273	7.8	259	280	261
3.6	276	281	279	8.1	249	264	267
3.9	279	273	275	8.4	259	256	260
4.2	270	271	269				

APÊNDICE B

Resultados do ensaio de impacto Charpy MS à temperatura de -40 °C.

Tabela 1: Resultados dos ensaios de impacto Charpy realizados no MS à temperatura de -40 °C.

Resultado Impacto Charpy no MS a -40°C			
CP	Nº	Energia absorvida (J)	Média (J)
Sem TT	1	46	48 ± 10
	2	40	
	3	59	
TT 0/500	1	21	33 ± 16
	2	51	
	3	27	
TT 0/650	1	23	46 ± 21
	2	63	
	3	51	
TT900/500	1	21	26 ± 10
	2	37	
	3	19	
TT900/650	1	18	18 ± 2
	2	16	
	3	20	
TT1000/500	1	44	38 ± 5
	2	36	
	3	35	
TT1000/650	1	38	27 ± 13
	2	13	
	3	31	
TT 1200/500	1	13	9 ± 4
	2	5	
	3	9	
TT 1200/650	1	13	12 ± 2
	2	10	
	3	14	

Tabela 2: Resumo dos resultados do ensaio de impacto Charpy realizados no MS à temperatura de -40 °C.

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
SEM TT	3	145	48,0	34,0
TT 0/500	3	99	33,7	252,0
TT 0/650	3	137	45,7	421,3
TT900/500	3	77	25,7	97,3
TT900/650	3	54	18,0	4,0
TT1000/500	3	115	38,3	24,3
TT1000/650	3	82	27,3	166,3
TT 1200/500	3	27	9,0	16,0
TT 1200/650	3	37	12,3	4,3

Tabela 3: ANOVA MS -40 °C

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	6748,666	8	843,5833	7,176039	0,00026	2,5101
Dentro dos grupos	2116	18	117,5555			

Na análise de variância, se F for maior que F crítico ou o valor P for menor que a significância, neste caso 5%, então existe pelo menos 1 resultado diferente. Para identificar qual resultado é diferente, foi realizado o Teste de Tukey.

Tabela 4: Dados Teste Tukey

$q_{k,v,\alpha}$	q(5,10)	4,96
s_r^2	GL	18,00
n	QMR	120,00
Número de repetições		3,00
$q_{k,v,\alpha} \sqrt{\frac{s_r^2}{n}}$	DMS	31,37

Se diferença mínima significativa (DMS) for maior que a diferença entre médias, então as médias são diferentes. Entretanto, se a diferença for menor que a DMS, então os resultados são estatisticamente iguais, a um nível de significância de 5%

Por exemplo: a condição Sem TT apresentou 48 J e TT 0/500 apresentou 33 J, logo a diferença entre as médias é 15. Como 15 é menor que a DMS de 31,37, então os valores são estatisticamente iguais.

Tabela 5: Resultados do teste Tukey no MS -40.

'SEM TT'	48	"TT 0/500"	33	TT900/500	25,7
"TT 0/500"	33	TT1000/500	38,3	TT1000/650	27,3
	15		-5		-1,7
'SEM TT'	48	"TT 0/500"	33	TT900/500	25,7
"TT 0/650"	45,7	TT1000/650	27,3	TT 1200/500	9,0
	2,7		5,7		16,7
'SEM TT'	48	"TT 0/500"	61,7	TT900/500	25,7
TT900/500	25,7	TT 1200/500	9	TT 1200/650	12,3
	22,7		24		13,3
'SEM TT'	48	"TT 0/500"	33	TT900/650	18,0
TT900/650	18	TT 1200/650	12,3	TT1000/650	27,3
	30,3		20,7		-9,3
'SEM TT'	48	"TT 0/650"	45,7	TT900/650	18,0
TT1000/500	38,3	TT900/500	25,7	TT 1200/500	9,0
	10		20		9,0
'SEM TT'	48	"TT 0/650"	45,7	TT900/650	18,0
TT1000/650	27,3	TT1000/500	38,3	TT 1200/650	12,3
	21		7,3		5,7
'SEM TT'	48	TT900/650	18,0	TT1000/500	38,3
TT 1200/500	9	TT1000/500	38,3	TT1000/650	27,3
	39,3		-20,3		11,0
'SEM TT'	48	"TT 0/650"	45,7	TT1000/500	38,3
TT 1200/650	12,3	TT1000/650	27,3	TT 1200/500	9,0
	36		18,3		29,3
"TT 0/500"	33	"TT 0/650"	45,7	TT1000/500	38,3
"TT 0/650"	45,7	TT 1200/500	9,0	TT 1200/650	12,3
	-12,7		36,7		26,0
"TT 0/650"	45,7	"TT 0/650"	45,7	TT1000/650	27,3
TT900/650	18,0	TT 1200/650	12,3	TT 1200/500	9,0
	27,7		33,3		18,3
"TT 0/500"	33	TT900/500	25,7	TT1000/650	27,3
TT900/500	25,7	TT900/650	18,0	TT 1200/650	12,3
	7,3		7,7		15,0
"TT 0/500"	33	TT900/500	25,7	TT 1200/500	9,0
TT900/650	18	TT1000/500	38,3	TT 1200/650	12,3
	15		-12,7		-3,3

Resultados do ensaio de impacto Charpy no MS à temperatura de 0 °C.

Tabela 6: Resultados dos ensaios de impacto Charpy realizados no MS à temperatura de 0 °C.

Resultado Impacto Charpy no MS a 0°C			
CP	Nº	Energia absorvida (J)	Média (J)
'SEM TT'	1	87	89 ± 3
	2	93	
	3	87	
"TT 0/500"	1	70	62 ± 9
	2	53	
	3	62	
"TT 0/650"	1	38	47 ± 9
	2	56	
	3	47	
TT900/500	1	59	59 ± 1
	2	59	
	3	58	
TT900/650	1	69	68 ± 2
	2	69	
	3	66	
TT1000/500	1	73	81 ± 11
	2	77	
	3	93	
TT1000/650	1	66	69 ± 5
	2	74	
	3	66	
TT 1200/500	1	20	23 ± 3
	2	25	
	3	23	
TT 1200/650	1	29	29 ± 2
	2	31	
	3	27	

Tabela 7: Resumo dos resultados do ensaio de impacto Charpy realizados no MS à temperatura de 0 °C.

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
'SEM TT'	3	267	89,0	12,0
"TT 0/500"	3	185	61,7	72,3
"TT 0/650"	3	141	47,0	81,0
TT900/500	3	176	58,7	0,3
TT900/650	3	204	68,0	3,0
TT1000/500	3	243	81,0	112,0
TT1000/650	3	206	68,7	21,3
TT 1200/500	3	68	22,7	6,3
TT 1200/650	3	87	29,0	4,0

Tabela 8: ANOVA MS 0 °C

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	11779,85185	8	1472,481481	42,4300	3,98E-10	2,5101
Dentro dos grupos	624,6666667	18	34,7037037			
Total	12404,51852	26				

Tabela 9: Parâmetros teste Tukey MS 0.

q(5,10)	4,96
GL	18,00
QMR	34,70
nº repetições	3,00
DMS	16,87

Tabela 10: Resultados do teste Tukey no MS 0.

'SEM TT'	89,0	"TT 0/500"	61,7	TT900/500	58,7
"TT 0/500"	61,7	TT1000/650	68,7	TT 1200/500	22,7
	27,3		-7,0		36,0
'SEM TT'	89,0	"TT 0/500"	61,7	TT900/500	58,7
"TT 0/650"	47,0	TT 1200/500	22,7	TT 1200/650	29,0
	42,0		39,0		29,7
'SEM TT'	89,0	"TT 0/500"	61,7	TT900/650	68,0
TT900/500	58,7	TT 1200/650	29,0	TT1000/500	81,0
	30,3		32,7		-13,0
'SEM TT'	89,0	"TT 0/650"	47,0	TT900/650	68,0
TT900/650	68,0	TT900/500	58,7	TT1000/650	68,7
	21,0		-11,7		-0,7
'SEM TT'	89,0	"TT 0/650"	47,0	TT900/650	68,0
TT1000/500	81,0	TT900/650	68,0	TT 1200/500	22,7
	8,0		-21,0		45,3
'SEM TT'	89,0	"TT 0/650"	47,0	TT900/650	68,0
TT1000/650	68,7	TT1000/500	81,0	TT 1200/650	29,0
	20,3		-34,0		39,0
'SEM TT'	89,0	"TT 0/650"	47,0	TT1000/500	81,0
TT 1200/500	22,7	TT1000/650	68,7	TT1000/650	68,7
	66,3		-21,7		12,3
'SEM TT'	89,0	"TT 0/650"	47,0	TT1000/500	81,0
TT 1200/650	29,0	TT 1200/500	22,7	TT 1200/500	22,7
	60,0		24,3		58,3
"TT 0/500"	61,7	"TT 0/650"	47,0	TT1000/500	81,0
"TT 0/650"	47,0	TT 1200/650	29,0	TT 1200/650	29,0
	14,7		18,0		52,0
"TT 0/500"	61,7	TT900/500	58,7	TT1000/650	68,7
TT900/500	58,7	TT900/650	68,0	TT 1200/500	22,7
	3,0		-9,3		46,0
"TT 0/500"	61,7	TT900/500	58,7	TT1000/650	68,7
TT900/650	68,0	TT1000/500	81,0	TT 1200/650	29,0
	-6,3		-22,3		39,7
"TT 0/500"	61,7	TT900/500	58,7	TT 1200/500	22,7
TT1000/500	81,0	TT1000/650	68,7	TT 1200/650	29,0
	-19,3		-10,0		-6,3

Resultados do ensaio de impacto Charpy na ZAC à temperatura de 0 °C.

Tabela 11: Resultados dos ensaios de impacto Charpy realizados na ZAC à temperatura de 0 °C.

Resultado Impacto Charpy na ZAC a 0°C			
CP	Nº	Energia absorvida (J)	Média (J)
'SEM TT'	1	182	202 ± 19
	2	219	
	3	206	
"TT 0/500"	1	298	325 ± 27
	2	352	
	3	325	
"TT 0/650"	1	349	324 ± 25
	2	299	
	3	324	
TT900/500	1	225	218 ± 10
	2	222	
	3	207	
TT900/650	1	232	213 ± 17
	2	204	
	3	202	
TT1000/500	1	196	200 ± 16
	2	187	
	3	217	
TT1000/650	1	140	145 ± 6
	2	152	
	3	144	
TT 1200/500	1	134	117 ± 16
	2	103	
	3	115	
TT 1200/650	1	242	241 ± 5
	2	245	
	3	235	

Tabela 12: Resumo dos resultados do ensaio de impacto Charpy realizados na ZAC à temperatura de 0 °C.

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
'SEM TT'	3	607	202,3	352,3
"TT 0/500"	3	975	325,0	729,0
"TT 0/650"	3	972	324,0	625,0
TT900/500	3	654	218,0	93,0
TT900/650	3	638	212,7	281,3
TT1000/500	3	600	200,0	237,0
TT1000/650	3	436	145,3	37,3
TT 1200/500	3	352	117,3	244,3
TT 1200/650	3	722	240,7	26,3

Tabela 13: ANOVA ZAC 0 °C

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	117451,1852	8	14681,3981	50,3234	9,41918E-11	2,5101
Dentro dos grupos	5251,3333	18	291,7407			
Total	122702,5185	26				

Tabela 14: Parâmetros teste Tukey ZAC 0.

q(5,10)	4,96
GL	18,00
QMR	291,74
nº repetições	3,00
DMS	48,91

Tabela 15: Resultados do teste Tukey na ZAC 0.

'SEM TT'	202,3	"TT 0/500"	325,0	TT900/500	218,0
"TT 0/500"	325,0	TT1000/650	145,3	TT 1200/500	117,3
	-122,7		179,7		100,7
'SEM TT'	202,3	"TT 0/500"	325,0	TT900/500	218,0
"TT 0/650"	324,0	TT 1200/500	117,3	TT 1200/650	240,7
	-121,7		207,7		-22,7
'SEM TT'	202,3	"TT 0/500"	325,0	TT900/650	212,7
TT900/500	218,0	TT 1200/650	240,7	TT1000/500	200,0
	-15,7		84,3		12,7
'SEM TT'	202,3	"TT 0/650"	324,0	TT900/650	212,7
TT900/650	212,7	TT900/500	218,0	TT1000/650	145,3
	-10,3		106,0		67,3
'SEM TT'	202,3	"TT 0/650"	324,0	TT900/650	212,7
TT1000/500	200,0	TT900/650	212,7	TT 1200/500	117,3
	2,3		111,3		95,3
'SEM TT'	202,3	"TT 0/650"	324,0	TT900/650	212,7
TT1000/650	145,3	TT1000/500	200,0	TT 1200/650	240,7
	57,0		124,0		-28,0
'SEM TT'	202,3	"TT 0/650"	324,0	TT1000/500	200,0
TT 1200/500	117,3	TT1000/650	145,3	TT1000/650	145,3
	85,0		178,7		54,7
'SEM TT'	202,3	"TT 0/650"	324,0	TT1000/500	200,0
TT 1200/650	240,7	TT 1200/500	117,3	TT 1200/500	117,3
	-38,3		206,7		82,7
"TT 0/500"	325,0	"TT 0/650"	324,0	TT1000/500	200,0
"TT 0/650"	324,0	TT 1200/650	240,7	TT 1200/650	240,7
	1,0		83,3		-40,7
"TT 0/500"	325,0	TT900/500	218,0	TT1000/650	145,3
TT900/500	218,0	TT900/650	212,7	TT 1200/500	117,3
	107,0		5,3		28,0
"TT 0/500"	325,0	TT900/500	218,0	TT1000/650	145,3
TT900/650	212,7	TT1000/500	200,0	TT 1200/650	240,7
	112,3		18,0		-95,3
"TT 0/500"	325,0	TT900/500	218,0	TT 1200/500	117,3
TT1000/500	200,0	TT1000/650	145,3	TT 1200/650	240,7
	125,0		72,7		-123,3

Resultados do ensaio de impacto Charpy na ZAC à temperatura de -40 °C.

Tabela 16: Resultados dos ensaios de impacto Charpy realizados na ZAC à temperatura de -40 °C.

Resultado Impacto Charpy na ZAC a -40°C			
CP	Nº	Energia absorvida (J)	Média (J)
SEM TT	1	175	170 ± 6
	2	163	
	3	173	
TT 0/500	1	273	249 ± 21
	2	238	
	3	236	
TT 0/650"	1	278	312 ± 34
	2	346	
	3	312	
TT900/500	1	171	181 ± 29
	2	158	
	3	214	
TT900/650	1	228	208 ± 20
	2	208	
	3	187	
TT1000/500	1	32	46 ± 13
	2	55	
	3	52	
TT1000/650	1	50	49 ± 1
	2	48	
	3	50	
TT 1200/500	1	25	18 ± 7
	2	12	
	3	18	
TT 1200/650	1	157	145 ± 10
	2	137	
	3	142	

Tabela 17: Resumo dos resultados do ensaio de impacto Charpy realizados na ZAC à temperatura de -40 °C.

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
'SEM TT'	3	511	170	41
"TT 0/500"	3	747	249	433
"TT 0/650"	3	936	312	1156
TT900/500	3	543	181	859
TT900/650	3	623	208	420
TT1000/500	3	139	46	156
TT1000/650	3	148	49	1
TT 1200/500	3	55	18	42
TT 1200/650	3	436	145	108

Tabela 18: ANOVA ZAC -40 °C

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	236663.1	8	29582.8981	82.737	1.30769E-12	2.5101579
Dentro dos grupos	6436	18	357.555556			
Total	243099.1	26				

Tabela 19: Parâmetros teste Tukey ZAC -40.

q(5,10)	4.96
GL	18.00
QMR	357.56
nº repetições	3.00
DMS	54.15

Tabela 20: Resultados do teste Tukey na ZAC -40.

'SEM TT'	170,3	"TT 0/500"	249,0	TT 900/500	181,0
"TT 0/500"	249,0	TT1000/650	49,3	TT 1200/500	18,3
	-78,7		199,7		162,7
'SEM TT'	170,3	"TT 0/500"	249,0	TT 900/500	181,0
"TT 0/650"	312,0	TT 1200/500	18,3	TT 1200/650	145,3
	-141,7		230,7		35,7
'SEM TT'	170,3	"TT 0/500"	249,0	TT 900/650	208,0
TT900/500	181,0	TT 1200/650	145,3	TT1000/500	46,3
	-10,7		103,7		161,7
'SEM TT'	170,3	"TT 0/650"	312,0	TT 900/650	208,0
TT900/650	208,0	TT 900/500	181,0	TT1000/650	49,3
	-37,7		131,0		158,7
'SEM TT'	170,3	"TT 0/650"	312,0	TT 900/650	208,0
TT1000/500	46,3	TT 900/650	208,0	TT 1200/500	18,3
	124,0		104,0		189,7
'SEM TT'	170,3	"TT 0/650"	312,0	TT 900/650	208,0
TT1000/650	49,3	TT 1000/500	46,3	TT 1200/650	145,3
	121,0		265,7		62,7
'SEM TT'	170,3	"TT 0/650"	312,0	TT 1000/500	46,3
TT 1200/500	18,3	TT1000/650	49,3	TT 1000/650	49,3
	152,0		262,7		-3,0
'SEM TT'	170,3	"TT 0/650"	312,0	TT 1000/500	46,3
TT 1200/650	145,3	TT 1200/500	18,3	TT 1200/500	18,3
	25,0		293,7		28,0
"TT 0/500"	249,0	"TT 0/650"	312,0	TT 1000/500	46,3
"TT 0/650"	312,0	TT 1200/650	145,3	TT 1200/650	145,3
	-63,0		166,7		-99,0
"TT 0/500"	249,0	TT 900/500	181,0	TT 1000/650	49,3
TT 900/500	181,0	TT 900/650	208,0	TT 1200/500	18,3
	68,0		-27,0		31,0
"TT 0/500"	249,0	TT 900/500	181,0	TT 1000/650	49,3
TT 900/650	208,0	TT 1000/500	46,3	TT 1200/650	145,3
	41,0		134,7		-96,0
"TT 0/500"	249,0	TT 900/500	181,0	TT 1200/500	18,3
TT 1000/500	46,3	TT 1000/650	49,3	TT 1200/650	145,3
	202,7		131,7		-127,0