

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
MESTRADO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS



Dissertação de Mestrado

Juscelino Mendes Prado

**INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO SOBRE A ZONA TERMICAMENTE
AFETADA DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA MICROLIGADOS AO VANÁDIO E
NIÓBIO PARA APLICAÇÃO ESTRUTURAL**

Belo Horizonte

Fevereiro de 2020

Juscelino Mendes Prado

**INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO SOBRE A ZONA TERMICAMENTE
AFETADA DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA MICROLIGADOS AO VANÁDIO E
AO NIÓBIO PARA APLICAÇÃO ESTRUTURAL**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, na Área de concentração: Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz

Belo Horizonte
Fevereiro de 2020

P896i Prado, Juscelino Mendes.
Influência do aporte térmico sobre a zona termicamente afetada de aços alta resistência microligados ao vanádio e ao nióbio para aplicação estrutural / Juscelino Mendes Prado. – 2020.
103 f. : il.
Orientador: Cláudio Turani Vaz

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2020.
Bibliografia.

1. Soldagem. 2. Ligas metálicas - Propriedades termomecânicas. 3. Resistência dos Materiais. 4. Microestrutura - Metalografia. I. Vaz, Cláudio Turani. II. Título.

CDD: 671.52



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
“INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO SOBRE A ZONA
TERMICAMENTE AFETADA DE AÇOS ALTA
RESISTÊNCIA MICROLIGADOS AO VANÁDIO E AO
NIÓBIO PARA APLICAÇÃO ESTRUTURAL”

Autor: Juscelino Mendes Prado

Orientador: Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz (ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense
Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG)

Prof. Dr. Helder Carvalho Ferreira
Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG)

Belo Horizonte, 28 de Fevereiro de 2020.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus, por sempre estar ao meu lado e por guiar os meus passos durante toda a trajetória do mestrado.

À minha família pelo apoio incondicional durante toda essa etapa. Em especial a minha querida esposa, pela compreensão e paciência.

Ao Professor Dr. Cláudio Turani Vaz pela orientação, paciência e suporte durante toda a execução desse projeto.

Ao meu amigo, engenheiro metalurgista Dr. Roney Eduardo Lino, pela amizade e pela fundamental ajuda nesse projeto.

Aos técnicos Caroline Fernandes, Gilberto Caldeira, Rômulo Pereira Xavier e Geraldo Mercis de Oliveira por toda a ajuda durante o projeto e pelo apoio durante a realização de testes de laboratório.

Aos professores Dr. Wellington Lopes e Dr^a. Elaine Carballo Siqueira Corrêa, pelas enriquecedoras discussões e pelos ensinamentos.

Ao aluno de graduação em engenharia de materiais Frederico Santiago pela valorosa ajuda na realização dos ensaios e análises de resultados.

Ao CEFET-MG pela oportunidade e estrutura oferecida, especialmente aos professores e funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais.

A todos que, de alguma maneira, contribuíram para a conclusão deste trabalho.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

Se pude enxergar mais longe, é porque me apoiei nos ombros de gigantes.

Isaac Newton

RESUMO

Os aços microligados ao nióbio e ao vanádio têm se destacado nos últimos anos, isso se deve ao grande potencial de utilização em aplicações estruturais, principalmente em produtos longos de alta resistência. A utilização desses elementos de liga, juntamente com o tratamento termomecânico controlado, proporciona a formação de uma microestrutura homogênea, o que aumenta a resistência mecânica concomitantemente com o incremento da tenacidade do material, isso ocorre devido ao refinamento de grão e à formação de precipitados, que é um fenômeno peculiar a esses aços microligados de alta resistência e baixa liga (ARBL). Entretanto, a utilização de elementos microligantes ainda não foi amplamente estudada, principalmente no que diz respeito aos aços com alto carbono equivalente. Um valor deste, somado a presença de elementos como o V e o Nb pode levar a efeitos deletérios no material se não forem tomadas precauções durante o processo de soldagem. Estudos realizados indicam que os principais problemas encontrados na soldagem de aços microligados estão relacionados ao aporte térmico empregado, o que pode afetar as características da zona termicamente afetada (ZTA) desses metais. Dessa maneira, a escolha do ciclo térmico adotado, em função do valor do carbono equivalente e do tipo de elemento microligante poderá afetar a microestrutura e propriedades mecânicas da ZTA dos aços quando aplicados como barras de reforço estrutural. Assim, o objetivo desse estudo foi avaliar os efeitos do aporte térmico e da adição de Nb sobre a ZTA de aços microligados ao V com elevado carbono equivalente destinados a aplicação como barras estruturais. Para tanto, foram refundidas em barras de aços microligados ao V e ao V e Nb, pelo processo GTAW (Gas-shielded Tungsten Arc Welding). Os resultados indicam a região de grãos grosseiros da ZTA como sendo o local de maior criticidade durante soldagem desses aços. Podendo apresentar grão com crescimento anormal ($>100\mu\text{m}$) para soldagem com alto aporte térmico ou a presença de microestrutura frágil em baixos aportes térmicos. Esses dois fenômenos também estão relacionados ao P_{cm} (*material parameter*) e a adição de nióbio, que podem favorecer ou retardar essas ocorrências. Em contrapartida, os resultados não indicam a redução de dureza em nenhuma região da ZTA, mostrando ser uma vantagem, seja em termos de aporte térmico ou pela adição de Nb.

Palavras-chave: Soldagem, Aços Microligados, ZTA, Aporte Térmico.

ABSTRACT

INFLUENCE OF HEAT INPUT ON THE HEAT AFFECTED ZONE OF HIGH STRENGTH MICROALLOYED STEELS WITH VANADIUM AND NIOBIUM FOR REINFORCING BARS

Microalloyed steels with niobium and vanadium have been outstanding in recent years, this is due to the great potential of use in structural applications, especially in long products of high strength. Addition of these alloying elements, together with the Thermo-Mechanical Control Process, provides formation of homogeneous microstructures, besides increasing the strength concomitantly with the increase of toughness. This occurs due to the grain refinement and the formation of precipitates, which is a peculiar phenomenon of high strength low alloy steels (HSLA). However, the use of micro-alloying elements has not yet been extensively studied, especially for steels with high equivalent carbon content. A high value of equivalent carbon added by elements such as V and Nb can lead to deleterious effects of the material if no precautions are taken during the welding process. Studies indicate that the main problems found in the welding of microalloyed steels are related to heat input, which may affect the HAZ characteristics of these metals. Thus, depending on the chosen heat input, the value of equivalent carbon and on the type of element, will be possible to have changes in the width, hardness and microstructure of the HAZ. This may affect the characteristics of these steels when applied as reinforcing bars. Thus, the objective of this work was to evaluate the effects of heat input and niobium addition on the HAZ of high carbon equivalent vanadium microalloyed steels for application as reinforcing bars. Thus, welds were carried out on V and NbV microalloyed steel rebars by the GTAW (Gas-shielded Tungsten Arc Welding) process. The results indicate the coarse grains region of HAZ as the most critical place during welding. Abnormal grains ($> 100\mu\text{m}$) for welding with high heat input or the presence of martensite in low heat input were observed. Both phenomena are also related to P_{cm} (*material parameter*) and the niobium content, which may favor or delay these occurrences. On the other hand, the results do not indicate softness in any region of the HAZ, proving to be an advantage, either in terms of applied heat input or by Nb addition.

Keywords: Welding, Microalloyed Steel, HAZ, Heat Input.

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 3.1: Barra de aço produzida pelo processo tempcore a) Seção transversal da barra b) aumento de 500X: i) camada superficial, ii) camada de transição, iii) núcleo.	19
Figura 3.2: Faixas de propriedades típicas de alguns aços.	21
Figura 3.3: Rota de processo para laminação controlada.	22
Figura 3.4: Fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante a laminação controlada.	23
Figura 3.5: Microestrutura composta de ferrita e perlita de um aço microligado utilizado para aplicação estrutural.	24
Figura 3.6: Regiões de uma junta soldada.	25
Figura 3.7: Representação esquemática do processo GTAW.....	26
Figura 3.8: Representação esquemática da ZTA de um aço com baixo teor de carbono.	28
Figura 3.9: Mecanismo de refino parcial em aço carbono.	29
Figura 3.10: Ferrita alotriomórfica de contorno de grão.	30
Figura 3.11: Placas de ferrita de Widmanstätten de um aço baixa liga, áreas brancas.	30
Figura 3.12: Microscopia óptica (a,c) e MET (b,d). Microestruturas de bainita superior (a,b) e bainita inferior (c,d).	31
Figura 3.13: Eficiência do arco no processo GTAW.	34
Figura 3.14: Efeito da adição de nióbio nas curvas TTT (Tempo Temperatura Transformação) para os aços microligados ao vanádio37	37
Figura 3.15: Fração do nióbio e vanádio em solução na austenita para aços com 0,11%C; 0,020%Nb e 0,026%V.	37
Figura 4.1: Fluxograma das atividades executadas.	39
Figura 4.2: Sistema utilizado para soldagem das barras.....	42
Figura 4.3: Montagem do sistema para refusão das barras43	43
Figura 4.4: Representação esquemática do processo de soldagem GTAW.	44
Figura 4.5: Representação esquemática do sistema utilizado para obtenção dos ciclos térmicos durante a soldagem GTAW45	45
Figura 4.6: Corpos de prova soldado A) Face da região onde foi feito o cordão de solda B) Regiões onde foram retiradas as amostras47	47

Figura 4.7: Representação esquemática das medições na zona termicamente afetada	48
Figura 4.8: Representação esquemática da região e direção onde foram feitos os ensaios de microdureza Vickers.....	49
Figura 4.9: Representação esquemática da medição do tamanho de grão da GGZTA pelo método dos interceptos lineares para retas paralelas a linha de fusão.	50
Figura 5.1: Resultados dos ensaios de dureza Vickers realizados nos aços no estado como recebido.....	52
Figura 5.2: Microestruturas de amostras dos aços microligados em estudo (a) aço NbV (b) aço V.....	54
Figura 5.3: Estrutura dos aços estudados vista por MEV (a) fotomicrografia do aço NbV (b) ampliação (4000X) de uma colônia de perlita na aço NbV	55
Figura 5.4: Estrutura dos aços estudados vista por MEV (a) fotomicrografia do aço V (b) Ampliação (4000X) de uma colônia de perlita no aço V.	56
Figura 5.5: Difratoograma com os resultados da análise por DRX para o aço NbV....	57
Figura 5.6: Difratoograma com os resultados da análise por DRX para o aço V.	57
Figura 5.7: Ciclos térmicos para as barras de aço soldadas com diferentes energias de soldagem. a) Aço V e b) Aço NbV.....	59
Figura 5.8: Macrografia de uma amostra soldada: (A) Penetração, (B) Largura da ZF, (C) Largura da ZTA, (D) Distância entre termopar e ZTA	60
Figura 5.9: Resultados para o efeito do aporte térmico e composição química na largura da ZF.....	61
Figura 5.10: Efeito do aporte térmico e da composição química na penetração de solda	62
Figura 5.11: Efeito da composição química e do aporte térmico na largura da ZTA .	64
Figura 5.12: Efeito da composição química e do aporte térmico na largura da GFZTA	65
Figura 5.13: Efeito da composição química e do aporte térmico na largura da GGZTA	67
Figura 5.14: Efeito da composição química e do aporte térmico no tamanho de grão para a GGZTA.....	69
Figura 5.15: Micrografia da GGZTA dos aços soldados com alto aporte térmico (1kJ/mm), na posição 1	71

Figura 5.16: Micrografia da GGZTA dos aços soldados com alto aporte térmico (1kJ/mm), na posição 2	72
Figura 5.17: Micrografia da GGZTA dos aços soldados com alto aporte térmico (1kJ/mm), na posição 3	73
Figura 5.18: Micrografia da região intragranular onde houve formação do constituinte perlita.	74
Figura 5.19: Resultados do ensaio EDS da região de perlita grossa. a) Ampliação da região analisada (2700X) b) Análise química com picos característicos	75
Figura 5.20: Micrografia da GGZTA das barras soldadas com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm), na posição 1	77
Figura 5.21: Micrografia da GGZTA das barras soldadas com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm), na posição 2	78
Figura 5.22: Micrografia da GGZTA das barras soldadas com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm), na posição 3	79
Figura 5.23: Micrografia da GGZTA do aço V soldado com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm). a) Ampliação de 3500X b) Ampliação de 8000X.	81
Figura 5.24: Micrografia da GGZTA do aço NbV soldado com baixo aporte térmico. a) Ampliação de 3000X b) Ampliação de 7000X.	82
Figura 5.25: Perfil de dureza ($HV_{0,2}$) para os aços soldados com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm).	83
Figura 5.26: Perfil de dureza ($HV_{0,2}$) para os aços soldados com alto aporte térmico (1,0kJ/mm).	84
Figura 5.27: Dureza ($HV_{0,2}$) da GGZTA das barras soldadas com diferentes composições químicas e aportes térmicos.....	86
Figura 8.1: Regiões afetadas pelo calor de uma amostra soldada com alto aporte térmico (1,0kJ/mm).....	97
Figura 8.2: Regiões afetadas pelo calor de uma amostra soldada com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm).....	97
Figura 8.3: Diagrama de tomada de decisão para determinação de microestruturas	101

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1: Diâmetro do eletrodo em função da corrente elétrica.....	27
Tabela 2: Especificações para uma barra nervurada para aplicação estrutural de acordo com a norma ASTM A706A.....	40
Tabela 3: Fatores e níveis variados	45
Tabela 4: Planejamento fatorial para a série de testes realizados	46
Tabela 5: Composição química dos aços estudados e valores de P_{cm} calculados..	52
Tabela 6: Dureza $HV_{0,2}$ dos metais base dos aços estudados (IC=95%).....	53
Tabela 7: Parâmetros de soldagem utilizados no teste	58
Tabela 8: Comparativo entre os efeitos do aporte térmico e composição química na largura da ZF (IC=95%).....	62
Tabela 9: Comparativo entre os efeitos do aporte térmico e composição química na penetração de soldagem (IC=95%).....	63
Tabela 10: Comparação entre os efeitos combinado composição química e energia de soldagem na largura da ZTA (IC=95%).....	64
Tabela 11: Avaliação do efeito combinado entre composição química e aporte térmico na largura da GFZTA (IC=95%).....	66
Tabela 12: Comparativo entre os efeitos do aporte térmico e composição química na largura da GGZTA (IC=95%).....	67
Tabela 13: Tamanho de grão médio para os aços estudados (IC=95%)	69
Tabela 14: Avaliação de efeitos combinados entre aporte térmico e composição química na dureza média da GGZTA (IC=95%).....	86
Tabela 15: Teste de hipóteses para a largura da zona fundida	94
Tabela 16: Teste de hipóteses para os resultados de penetração de solda	95
Tabela 17: Testes de hipóteses para os resultados das larguras da ZTA (a) Comparativo para alto aporte térmico (b) Comparativo para baixo aporte térmico ...	96
Tabela 18: Teste de hipóteses para os resultados da largura da GGZTAa) Soldagem com alto aporte térmico (1kJ/mm)	98
Tabela 19: Teste de hipóteses para os resultados da largura da GFZTA a) Soldagem com alto aporte térmico (1kJ/mm)	99
Tabela 20: Teste de hipóteses para a microdureza da GGZTA para os aços com alto aporte térmico	100

Tabela 21: Tabela com os valores de <i>t-student</i> para um intervalo de confiança de 95%	102
--	-----

LISTA DE ABREVIACÕES

At	Alongamento total
Ac1	Temperatura de Início da transformação de fase no aquecimento
Ac3	Temperatura de início da transformação de fase no aquecimento
ASTM	Sociedade americana de testes e Materiais
Ar1	Temperatura início da transformação de fase no resfriamento
Ar3	Temperatura Início da transformação de fase no resfriamento
AWS	Sociedade americana de soldagem (<i>American Welding Society</i>)
Au	Alongamento uniforme
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
CCC	Cúbico de corpo centrado
CE	Carbono equivalente
DRX	Difração de raios X
E	Energia de soldagem ou aporte térmico
GFZTA	Região de refino de grão da zona termicamente afetada
GGZTA	Região de grão grosseiro da zona termicamente afetada
GTAW	<i>Gas-Shielded Tungsten Arc Welding</i>
HAZ	Zona Afetada pelo calor (<i>Heat Affected Zone</i>)
HV	Dureza Vickers
I	Corrente de elétrica
IC	Intervalo de confiança
IIW	Instituto Internacional de Soldagem (<i>International Institute of Welding</i>)
ICZTA	Região intercrítica da zona termicamente afetada
MB	Metal Base
MO	Microscopia ótica
MPa	Mega Pascal
MET	Microscopia eletrônica de transmissão

MEV	Microscopia eletrônica de varredura
NS	Nível de significância
Pcm	<i>Material Parameter</i>
Rm	Limite de resistência a tração
Re	Limite de escoamento
SCZTA	Região subcrítica da zona termicamente afetada
S ²	Variância
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
TMCP	Laminação termomecânica controlada (<i>Thermo-Mechanical Control Process</i>)
TR	Temperatura de recristalização
TS	Limite de resistência a tração (<i>Tensile Strength</i>)
YS	Limite de escoamento (<i>Yield Strength</i>)
V	Tensão elétrica do arco elétrico
v	Velocidade de soldagem
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada
η	Eficiência térmica ou rendimento do processo
Ø	Diâmetro

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	16
2 OBJETIVOS	18
2.1 Objetivo geral	18
2.2 Objetivos específicos	18
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1 Aços para aplicação estrutural	19
3.1.1 Processo Tempcore	19
3.1.2 Aços microligados	20
3.2 Aço microligado para aplicação estrutural	21
3.3 Soldagem	25
3.3.1 Zona termicamente afetada de aços com baixo teor de carbono	27
3.4 Microconstituintes na zona termicamente afetada	29
3.5 Soldabilidade de aços para aplicação estrutural	31
3.5.1 Efeitos do aporte térmico	33
3.5.2 Efeitos dos elementos microligantes na soldabilidade	36
4 MATERIAIS E MÉTODOS	39
4.1 Materiais	40
4.2 Métodos	40
4.2.1 Caracterização do metal base	40
4.2.2 Soldagem das barras	41
4.2.3 Ciclo térmico	44
4.2.4 Planejamento experimental	45
4.2.5 Amostragem e análise macrográfica	46
4.2.6 Análise microestrutural e dimensional da zona termicamente afetada ..	47
4.2.7 Caracterização mecânica	49
4.2.8 Determinação do tamanho de grão austenítico prévio	50
4.2.9 Análise de dados	51
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	52
5.1 Caracterização do metal base	52
5.1.1 Ensaio de microdureza Vickers no metal base	52

5.1.2	Análise microestrutural do metal base	53
5.2	Soldagem e caracterização da região de solda	58
5.2.1	Análise macrográfica	60
5.2.2	Avaliação do tamanho de grão austenítico prévio	67
5.2.3	Análise metalográfica.....	69
5.2.4	Microdureza Vickers na região de solda	83
6	CONCLUSÕES	87
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	89
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	90

1 INTRODUÇÃO

Estima-se que ocorram a cada ano cerca de 1 milhão de tremores em todo o globo terrestre, dos quais 100 mil são percebidos pelas pessoas, e, pelo menos, mil causam danos materiais (IRIS, 2011). Além dos enormes prejuízos financeiros causados pelos abalos sísmicos, milhares de pessoas morreram ou ficaram desalojadas nas últimas décadas. Muitos dos efeitos desses desastres poderiam ser minimizados se as construções civis estivessem preparadas para suportar certas condições, ou seja, se as estruturas fossem reforçadas com materiais apropriados, os danos poderiam ser mitigados.

O concreto é o principal material utilizado na construção civil, sobretudo, devido a sua excelente resistência a compressão. No entanto, os grandes projetos de engenharia de construção civil demandam o chamado concreto armado. Esse material é uma combinação de concreto com grandes quantidades de aço que garante a resistência à tração e a ductilidade. As especificações de aços para estruturas de concreto armado exigem, em sua maioria, valores mínimos de resistência ao escoamento (R_e), resistência mecânica (R_m), alongamento uniforme (A_u) e alongamento total (A_t). Ademais, devido a possíveis problemas de soldagem, as normas são bastante rigorosas quanto aos valores máximos do carbono equivalente da liga (CE). Os dois processos mais comuns de produção de aços longos laminados a quente para concreto armado são: a) têmpera e auto-revenimento em linha em aço carbono e b) laminação termomecânica de aços com os elementos microligantes: vanádio (V), nióbio (Nb) ou titânio (Ti).

No processo de têmpera e autorevenimento em linha, jatos de água com alta pressão temperam a superfície após o último passe de laminação, produzindo assim um anel externo de martensita revenida e uma estrutura interna composta de ferrita e perlita. Esse processo permite a fabricação de barras nervuradas de alta resistência a partir de aços baixo carbono. Entretanto, o custo de aquisição do equipamento ou falta de espaço físico impede que vários laminadores possuam esse tipo de processo (DAROIT, 2012). Além disso, o aço fabricado a partir desse processo apresenta algumas limitações quanto ao emprego em projetos de engenharia civil, tais como: baixa relação elástica, restrição à usinagem de rosca por remover a camada endurecida de martensita revenida e queda de resistência do anel externo de martensita revenida no processo de soldagem a arco elétrico.

Os aços com elementos microligantes produzidos por meio de processamento termomecânico controlado, por sua vez, apresentam uma seção transversal homogênea em termos de microestrutura e propriedades mecânicas, e suprem todas as limitações apresentadas pelos aços do processo de têmpera e auto-revenimento. Além disso, esses materiais são conhecidos por preservar alta dureza e boa tenacidade ao mesmo tempo. Além disto, esses aços podem apresentar características de resistência ao fogo, e a presença de formadores de nitretos inibe o fenômeno de envelhecimento por nitrogênio, o que poderia levar à perda de ductilidade em ligas metálicas (MILBOURN; YU, 2010).

Os aços carbono que recebem a adição de elementos de liga V, Nb ou Ti, são denominados aços microligados. São esses elementos, juntamente com a laminação controlada, que asseguram o aumento resistência mecânica, requerida pelos aços estruturais, por meio de refinamento de grão e endurecimento por precipitação (KOU, 2002). Contudo, os microligantes, juntamente com o carbono e manganês, influenciam diretamente a soldabilidade da liga metálica, com efeitos na zona termicamente afetada (ZTA). Alguns estudos mostram que, por exemplo, o Nb pode ter efeitos deletérios na região de grãos grosseiros (GGZTA) (LI et al., 2001).

Devido ao aumento da demanda por aços de alta resistência para aplicação estrutural, em 2014 foi realizado um estudo envolvendo o desenvolvimento de um tipo de aço microligado para aplicação estrutural. Um dos objetivos desse estudo foi a avaliação dos efeitos da adição de Nb, em combinação com V, nas propriedades mecânicas e metalúrgicas do metal estudado, após laminação controlada. Como sugestão de trabalho futuro, foi apontado um estudo sobre os efeitos da adição do Nb sob determinadas condições soldagem (LINO, 2018), em especial, quanto a microestrutura e propriedades mecânicas da zona termicamente afetada (ZTA).

Assim, devido à grande importância desses materiais e a necessidade de aprofundamento no estudo dos efeitos da soldagem, esse trabalho buscou avaliar o comportamento da composição química e do aporte térmico na ZTA desses aços.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Avaliar os efeitos do aporte térmico e da adição de nióbio na microestrutura e propriedades da ZTA (Zona Termicamente Afetada) de aços microligados ao vanádio com elevado carbono equivalente destinados a aplicação como barras estruturais.

2.2 Objetivos específicos

- ✓ Refundir barras de aços microligados ao vanádio, e ao vanádio e nióbio, empregando processo GTAW autógeno mecanizado.
- ✓ Avaliar a influência de dois níveis de aporte térmico sobre a microestrutura, microdureza e tamanho de grão da ZTA.
- ✓ Avaliar os efeitos da adição de nióbio na ZTA para dois níveis de aporte térmico (alto e baixo), 1,0kJ/mm e 0,4kJ/mm, respectivamente.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

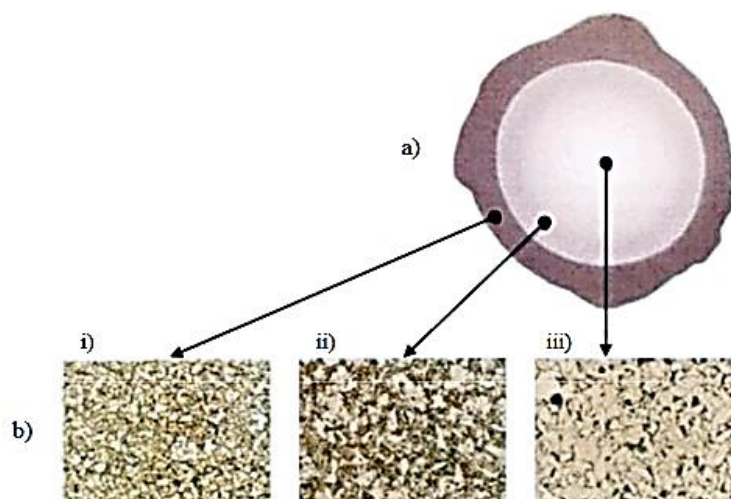
3.1 Aços para aplicação estrutural

Aços para aplicação estrutural, comumente conhecidas como barras nervuradas, são usadas na indústria da construção civil para conferir resistência à tração a estruturas de concreto. Diferentes tipos dessas barras de reforço, de grande diâmetro, estão disponíveis no mercado. Os dois principais processos de produção são: por tratamento térmico e por tratamento termomecânico com adição de elementos de liga (MOUSTAFA et al., 2016).

3.1.1 Processo Tempcore

Tempcore é um tratamento térmico que foi desenvolvido em Liege, na Bélgica, e que consiste em um resfriamento superficial rápido de um fio-máquina, com água, durante o processo de fabricação. Após essa etapa a barra volta a ficar aquecida na superfície pelo calor proveniente do núcleo (CORE), e em seguida ocorre um resfriamento lento até a temperatura ambiente, essa etapa é conhecida como auto-revenimento (TEMPer). O tratamento térmico *Tempcore* confere uma seção transversal formada por três camadas (Figura 3.1), com isso, pode-se dizer que o material apresenta características de três diferentes tipos de aços: i) núcleo (camada superficial (martensita revenida)), ii) camada de transição (bainita e ferrita com perlita), e iii) núcleo (ferrita) (SANTOS; HENRIQUES, 2015).

Figura 3.1: Barra de aço produzida pelo processo tempcore a) Seção transversal da barra b) aumento de 500x: i) camada superficial, ii) camada de transição, iii) núcleo.



Fonte: (SANTOS; HENRIQUES, 2015)

As barras de aço produzidas pelo processo *Tempcore* apresentam uma microestrutura heterogênea, que confere boas características para a aplicação estrutural, ou seja, resistência mecânica e ductilidade. Entretanto, essa heterogeneidade não é desejada em processos de união por soldagem a arco elétrico. Onde o ciclo térmico pode afetar a microestrutura do anel externo de martensita e consequentemente alterar as propriedades mecânicas do aço. Para atingir a resistência mecânica necessária, é mandatório que, nesse tipo de aço, exista a fase martensita.

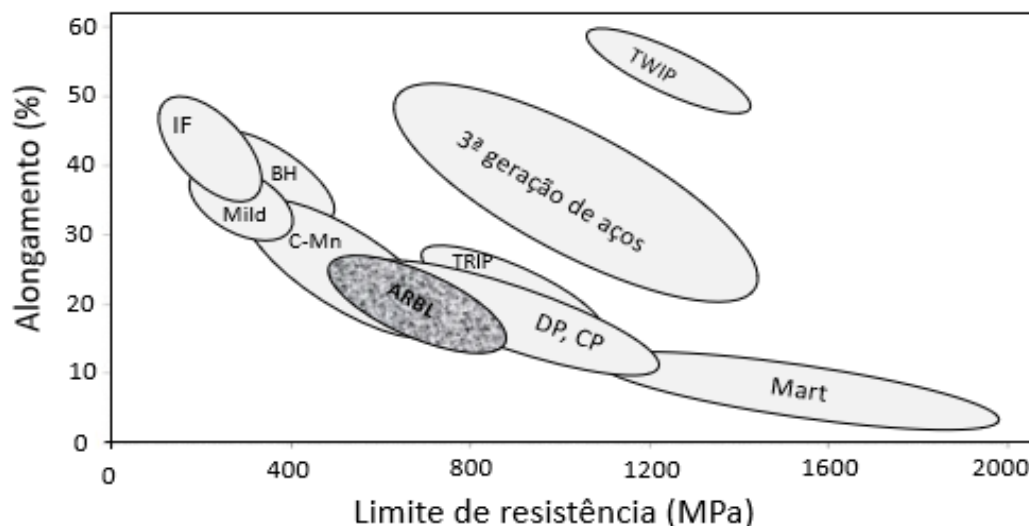
3.1.2 Aços microligados

De acordo com (KOU,2002) os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) foram desenvolvidos para apresentar resistência mecânica maior que os aços baixo carbono comuns. Normalmente apresentam limite de resistência entre 400 e 800MPa. Essa classe geralmente apresenta teores de manganês de 1,5% e de silício próximo a 0,7%, assim como os aços carbono. Além disso, geralmente contêm um pequeno percentual de nióbio, cerca de 0,05%, 0,1% de vanádio e 0,07% de titânio, que têm a função de assegurar o refinamento de grão e o endurecimento por precipitação. Por isso, esses aços são chamados de microligados. Ainda de acordo com (KOU,2002), normalmente, o teor de carbono variando entre 0,05 e 0,20% e o teor total de elementos ligantes é menor que 2%. O nióbio (Nb), vanádio (V) e titânio (Ti) são fortes formadores de carbonetos e nitretos. As partículas finas de carbonetos ou nitretos tendem a dificultar o movimento dos contornos dos grãos, o que dificulta o crescimento e reduz o tamanho dos grãos. Esse fenômeno é de grande importância pois a redução no tamanho dos grãos nos aços ARBL aumenta tanto a resistência mecânica quanto a tenacidade.

Os aços microligados apresentam a vantagem de não dependerem de processos sofisticados de resfriamento para atingirem as propriedades mecânicas desejadas. Além disso, outra vantagem é a presença de uma microestrutura homogênea, que aliada aos elementos microligantes adicionados, contribuem positivamente para a soldagem.

Outrossim, o mecanismo de aumento de resistência mecânica por refino de grão e precipitação de carbonetos, pela adição de elementos de liga, é eficaz na produção de aços com grandes diâmetros (>20mm) para aplicação estrutural. O limite de resistência e alongamento, típicos dos aços ARBL, assim como a comparação desse material com outros tipos de aços, podem ser observados na Figura 3.2.

Figura 3.2: Faixas de propriedades típicas de alguns aços.



Fonte: Adaptado de (MEI et al, 2010)

3.2 Aço microligado para aplicação estrutural

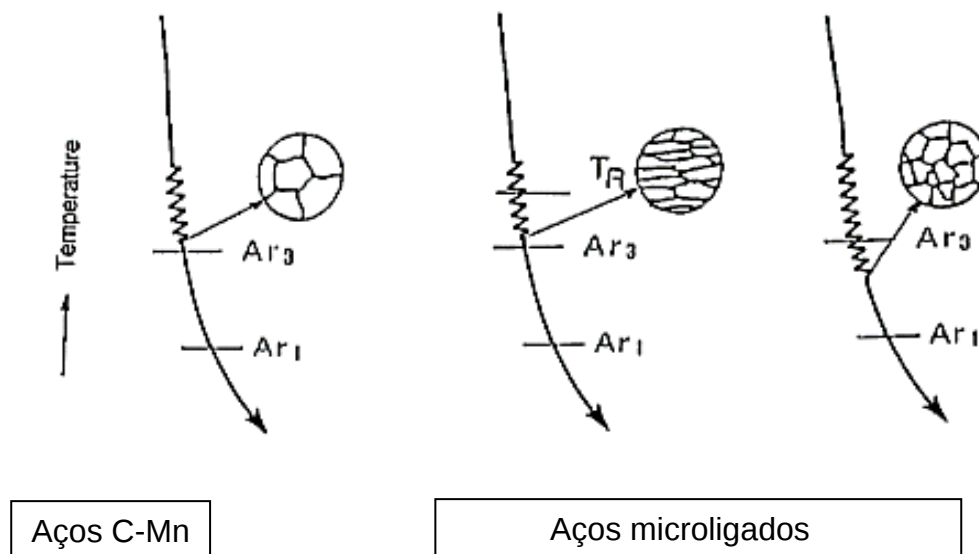
O mercado mundial da construção civil pesada está em franca expansão e isso traz um incremento na demanda aços de alta resistência, alta ductilidade e com grandes diâmetros. Esse aumento vem, principalmente, de países que necessitam de aços estruturais com propriedades sísmicas, como por exemplo: China, EUA e Japão (LINO et al., 2017).

Uma alternativa a produção de aços de alta resistência sem elevação do carbono equivalente é a adição de elementos de liga como Nb e/ou V, que juntamente de tratamento termomecânico por laminação controlada - *Thermo-Mechanical Control Process* - (TMCP), proporcionam as características adequadas ao aço em questão.

Quando elementos microligantes como o Nb, solúvel em austenita a altas temperaturas, é adicionado aos aços C-Mn, esse elemento precipita como carbonitretos de nióbio a temperaturas mais baixas na faixa austenítica, e assim estabiliza a subestrutura de deformação dos grãos de austenita alongados e impede ou, pelo menos, retarda sua recristalização (MEESTER, 1997).

Ainda de acordo com (MEESTER, 1997), para aços produzidos por TMCP, a temperatura final da laminação deve ser, sempre que possível, inferior à temperatura de recristalização da austenita, T_R (Figura 3.3), ou pelo menos suficientemente baixa para evitar qualquer crescimento de grão apreciável da austenita recristalizada antes da transformação após o resfriamento. Como resultado, os grãos de ferrita se formam na austenita alongada não-recristalizada (ou grãos austeníticos muito pequenos) e produzem uma microestrutura ferrítica de grãos muito finos. Isso requer um controle rigoroso tanto dos passes de laminação necessários para alongar a austenita como da temperatura final de laminação. Esses são dependentes da composição química do aço. Em alguns casos, a laminação pode ser realizada logo acima da temperatura Ar_3 , mas, em outras circunstâncias, a sequência final deve ser realizada na faixa intercrítica entre Ar_1 e Ar_3 .

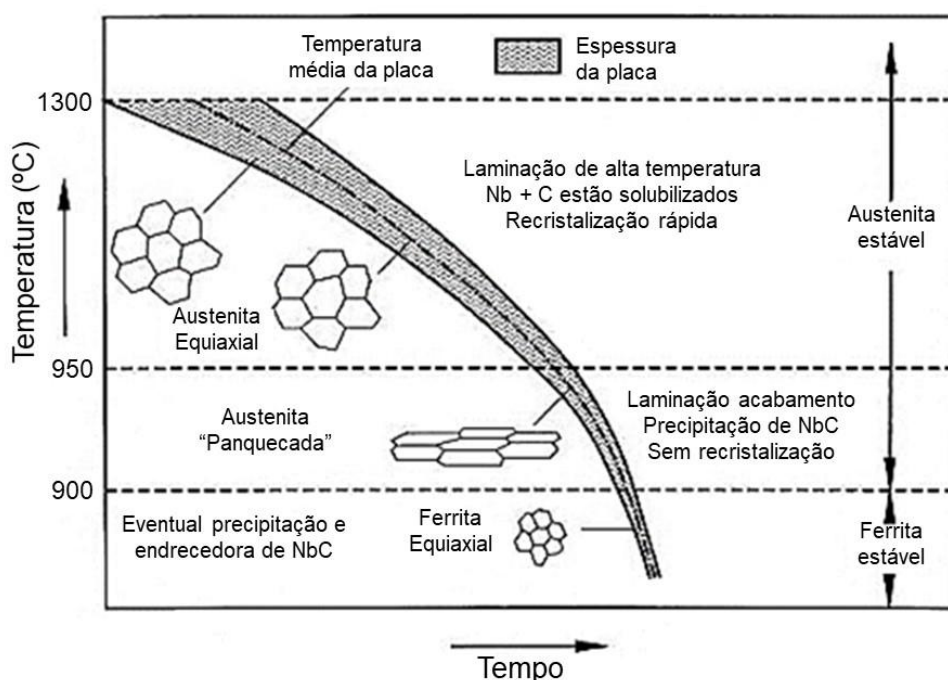
Figura 3.3: Rota de processo para laminação controlada.



Fonte: (MEESTER, 1997)

Os fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante a laminação controlada, podem ser observados na Figura 3.4. De maneira simplificada esse processo se desenvolve em duas etapas: a primeira a alta temperatura, com recristalização completa da austenita entre os passes de laminação e a segunda etapa de acabamento a baixa temperatura, onde não há recristalização da austenita. Normalmente há uma etapa intermediária de espera, pois não pode haver aplicação de deformação na faixa de temperaturas de início de transformação austenítica. Caso isso ocorra, a microestrutura do produto final torna-se heterogênea, o que pode prejudicar a tenacidade do aço (PAXTON, 1980).

Figura 3.4: Fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante a laminação controlada.



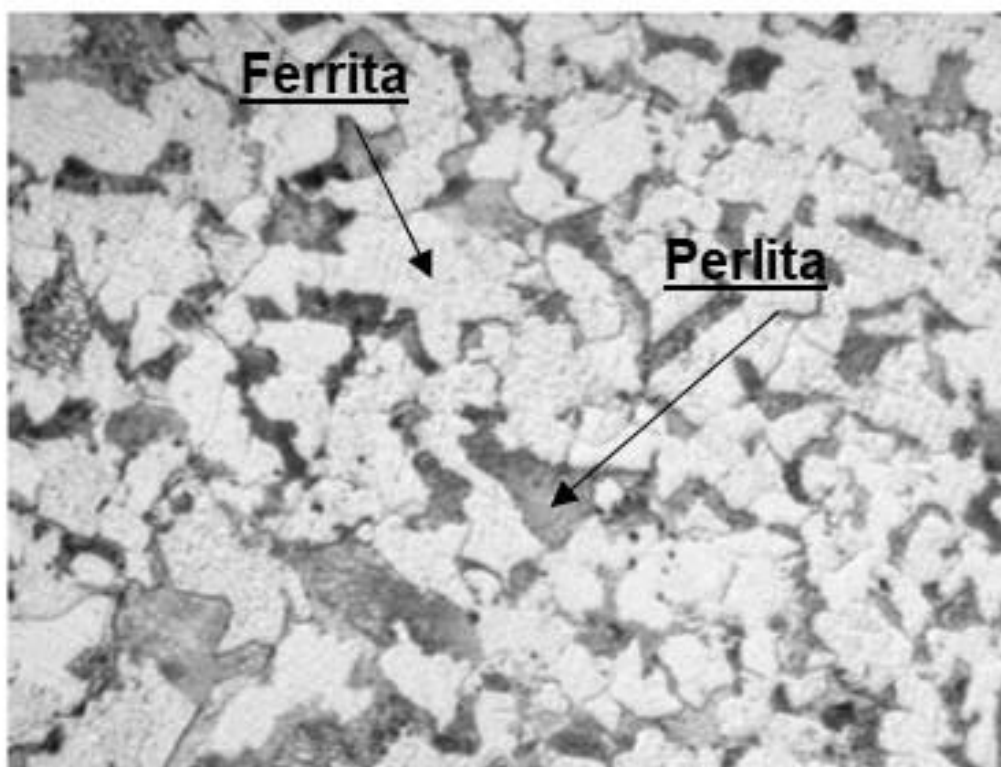
Fonte: Adaptada de (PAXTON, 1980).

Conforme discutido anteriormente, os aços com adição de microligantes apresentam uma seção transversal homogênea em termos de microestrutura (Figura 3.5) e propriedades mecânicas, diferentemente das barras nervuradas fabricados por processo de têmpera e auto-revenimento.

Além disso, os aços microligados podem apresentar características de resistência ao fogo, e a presença de formadores de nitretos inibe o fenômeno de envelhecimento por nitrogênio que pode levar à perda de ductilidade da liga (MILBOURN, et al., 2010).

As pequenas adições de V, Nb ou Ti possibilitam significativos aumentos de resistência, seja por refino da microestrutura seja por precipitação de carbonetos e nitretos. Os tipos de mecanismos de endurecimento atuantes assim como suas intensidades dependem da composição química da liga e dos parâmetros de laminação aplicados (DAROIT, 2012).

Figura 3.5: Microestrutura composta de ferrita e perlita de um aço microligado utilizado para aplicação estrutural.



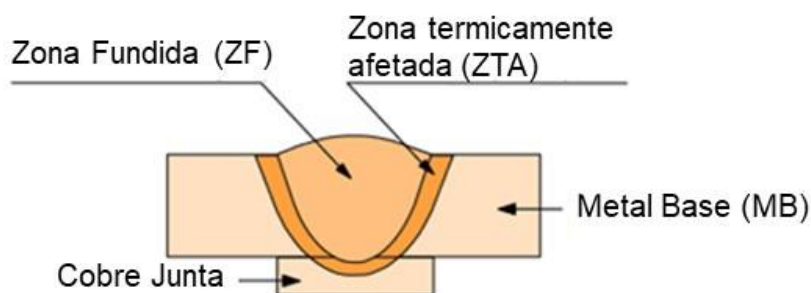
Fonte: (Adaptado de DAROIT et al., 2012).

3.3 Soldagem

De acordo com a AWS (*American Welding Society*), a soldagem é entendida como: “Processo de união de materiais usado para obter a coalescência localizada de materiais metálicos e não metálicos, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem utilização de pressão e/ou material de adição”.

A soldagem a arco elétrico envolve uma grande densidade de energia que é utilizada para a fusão localizada em metais. A junta soldada, em função da temperatura de pico, pode ser dividida em diferentes zonas e regiões, conforme Figura 3.6.(zona fundida (ZF), a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal base (MB)) (MODENESI, 2008).

Figura 3.6: Regiões de uma junta soldada.



Fonte: (MARQUES, 2011)

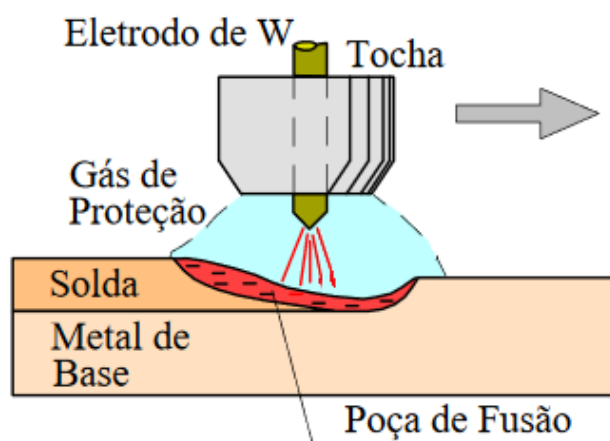
As dimensões e as características das regiões de uma junta são determinadas pelo ciclo térmico durante a soldagem, pela composição química do metal de base/adição e processo utilizados.

Para processos que envolvem fusão, destacam-se três zonas na região de solda. O local onde ocorre a fusão do material e sua solidificação durante a operação de soldagem é conhecido como zona fundida (ZF). Já a zona termicamente afetada (ZTA), que geralmente é uma região crítica, é uma área onde não houve fusão do metal base, porém, que teve a sua microestrutura e propriedades alteradas devido ao ciclo térmico. Por fim, tem-se o metal base (MB), local onde não foi afetado pelo processo de soldagem onde as temperaturas atingidas foram inferiores à temperatura crítica do material.

Dentre os diversos processos de soldagem existentes, destaca-se o processo GTAW (*Gas-Shielded Tungsten Arc Welding*), também conhecido como soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*), é um processo que utiliza um eletrodo de tungstênio não consumível. O eletrodo, o arco e a área em volta da poça de fusão da solda são protegidos por uma atmosfera protetora de gás inerte (argônio ou hélio), com vazões que podem variar entre 10 e 15L/min (MARQUES et al, 2011).

A soldagem GTAW é conhecida por gerar uma solda “limpa”. Ou seja, a não geração de escória, elimina as chances da presença de inclusões não metálicas na região de solda, assim, não há necessidade de limpeza no final do processo. O processo de soldagem GTAW sem metal de adição, pode ser observado de maneira esquemática, na Figura 3.7.

Figura 3.7: Representação esquemática do processo GTAW.



Fonte: Adaptado de (MARQUES,2011)

A escolha do tipo e do diâmetro do eletrodo depende do material e do valor da corrente elétrica aplicado. Conforme indicado na Tabela 1, para soldagem de um aço carbono com corrente elétrica variando entre 150 e 250 *Ampères*, por exemplo, recomenda-se um eletrodo com diâmetro de 2,4mm. Para aços carbono recomenda-se a utilização de corrente contínua com polarização direta (CC-), ou seja, a tocha deve estar ligada ao polo negativo da fonte. Nesse processo é opcional a utilização de metal de adição.

Tabela 1: Diâmetro do eletrodo em função da corrente elétrica.

Diâmetro		Polaridade Direta (CC-)	Polaridade Inversa (CC+)
Polegada	Milímetros	Ampères	Ampères
1/16	1,6	70 -150	10 – 20
3/32	2,4	150 – 250	15 – 30
1/8	3,2	250 – 400	25 – 40
5/32	4,0	400 – 500	40 – 55
3/16	4,8	500 – 750	55 – 80
¼	6,4	750 – 1000	80 – 125

Fonte: Adaptado de (MARQUES et al, 2011)

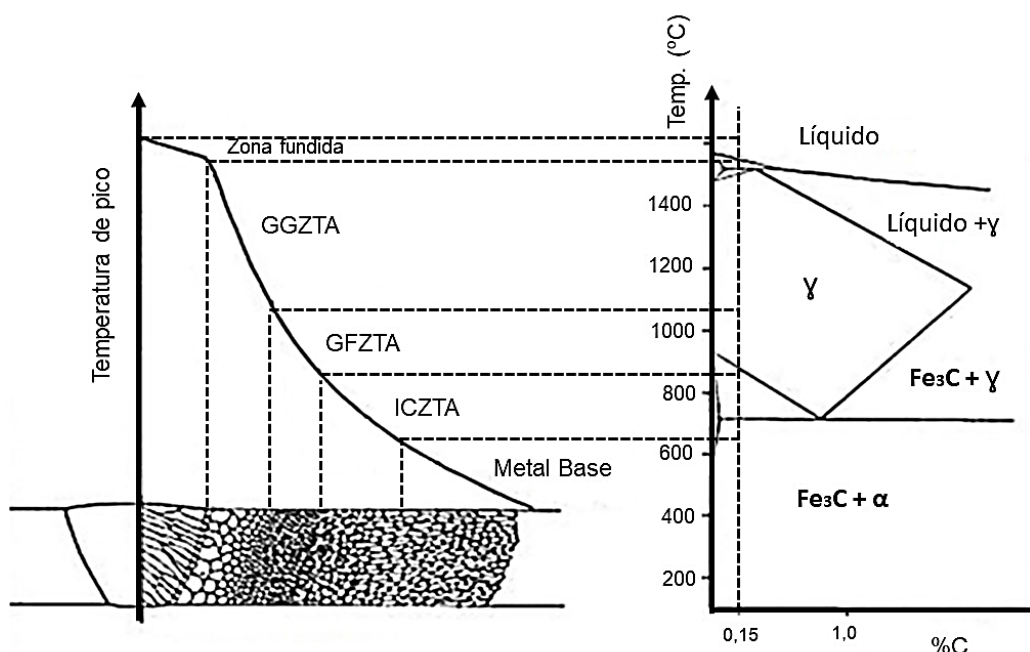
3.3.1 Zona termicamente afetada de aços com baixo teor de carbono

Conforme definido anteriormente, a ZTA é a região do metal base, aquecida durante a soldagem a temperaturas onde é observada a ocorrência de mudanças na microestrutura e, conseqüentemente, nas propriedades do material soldado. De modo geral, essa zona tende a ser a região mais crítica de uma junta soldada (OKUMURA, 1982).

Em função da temperatura de pico que decresce da ZF em direção ao MB, a ZTA dos aços baixo carbono transformáveis é formada pelas sub-regiões: granulação grosseira (GGZTA), granulação fina (GFZTA) e intercrítica (ICZTA). Há ainda uma região que, normalmente, não sofre grandes alterações, que é denominada subcrítica (SCZTA). As regiões da ZTA de um aço com baixo teor de carbono são mostradas de maneira esquemática na Figura 3.8.

A GGZTA é a região onde as temperaturas atingem valores entre 1200 e 1500°C, o que resulta em grãos com tamanho maior que os grãos do metal base. De acordo com (LOSZ et al., 1990), os grãos austeníticos podem chegar a tamanhos maiores que 100µm para soldagem de altos aportes térmicos, como soldagem por arco submerso, por exemplo. Além disso, é característica dessa região a dissolução de precipitados, o que ocasiona aumento da temperabilidade. Os aços ARBL apresentam majoritariamente bainita nessa região, embora seja possível a ocorrência de martensita de baixo carbono em algumas regiões localizadas.

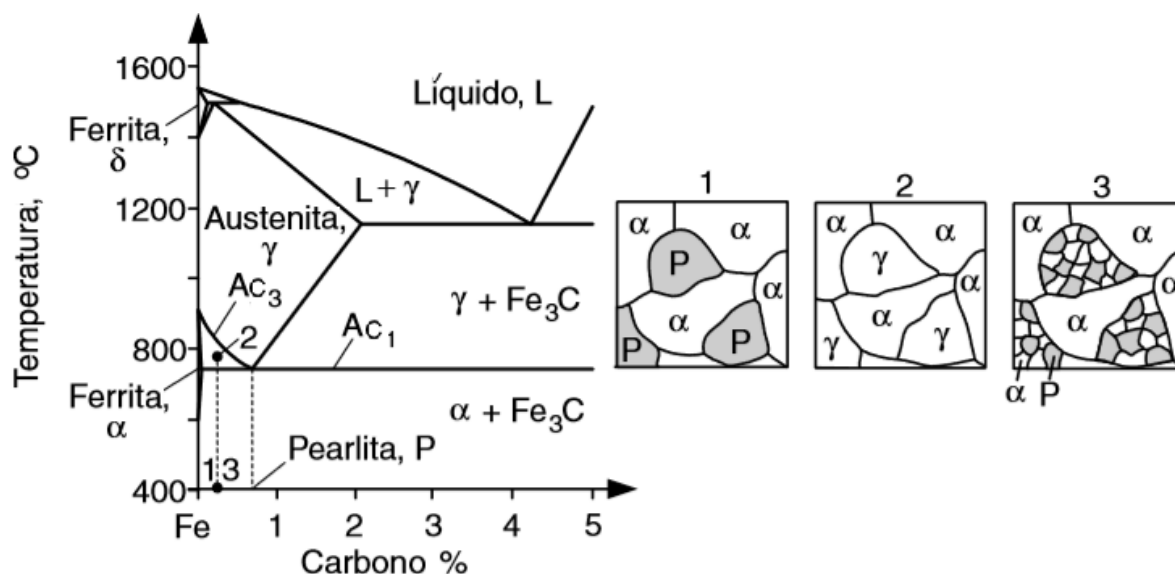
Figura 3.8: Representação esquemática da ZTA de um aço com baixo teor de carbono.



Fonte: (Adaptado de LOSZ et al., 1990)

Com temperaturas de pico entre 900 e 1200°C, a GFZTA é caracterizada como uma região de grãos de menor tamanho. Nessa região, existe uma grande quantidade de precipitados que restringem o crescimento dos grãos austeníticos, tendendo a formar uma microestrutura de granulação fina que depende da energia de soldagem e da composição química do metal base. A grande área superficial dos contornos de grãos favorece a nucleação de ferrita, e a austenita que permanece no interior dos grãos pode se transformar em perlita ou agregados de ferrita e carbonetos, dependendo do teor de carbono da liga. Geralmente, essa região tende a ser mais espessa em aços microligados devido grande eficiência dos carbonitreto em prevenir o crescimento de grão nessas temperaturas. (LOSZ et al., 1990). A ICZTA corresponde a uma região de refino parcial de grãos. As temperaturas entre as linhas AC_1 e AC_3 conferem-na uma microestrutura com presença de austenita, ferrita e constituintes não transformados. Conforme demonstrado na Figura 3.9, a região parcial de refino de grãos (posição 1) é submetida a uma temperatura de pico logo acima da temperatura crítica inferior efetiva, AC_1 . As colônias anteriores de perlita (P) transformam-se em austenita (posição 2) e expandem-se ligeiramente as colônias anteriores de ferrita (F) sob aquecimento acima de AC_1 e depois se decompõem em grãos extremamente finos de perlita e ferrita durante o resfriamento (posição 3) (KOU, 2002).

Figura 3.9: Mecanismo de refino parcial em aço carbono.



Fonte: (KOU, 2002)

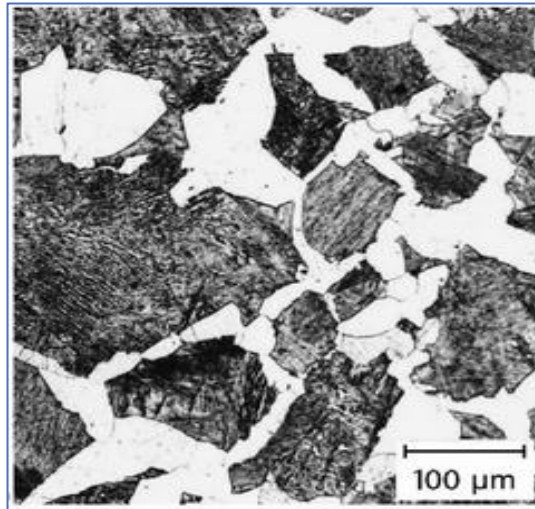
Na SCZTA as temperaturas atingem valores entre 500 e 700°C (menor que a temperatura de transformação de fase), não apresentando, assim, mudanças estruturais observáveis para os aços com baixo teor de carbono, quando analisados por microscopia ótica.

3.4 Microconstituintes na zona termicamente afetada

De acordo com estudos realizados por LOSZ et al. (1990), normalmente a ZTA apresenta microestruturas complexas com a presença de dois ou mais constituintes. Em ordem decrescente de temperatura de transformação, esses constituintes são: Ferrita alotriomórfica de contorno de grão, ferrita poligonal, ferrita de Widmanstätten, ferrita acicular, bainita superior e martensita.

Ferrita alotriomórfica de contorno de grão: LOSZ et al., (1990) indicam que, em temperaturas de resfriamento abaixo da Ac₃, há nucleação heterogênea de ferrita nos contornos de grão, uma vez que essa é a região energeticamente mais favorável para nucleação. Essa ferrita cresce na direção interna no grão austenítico levando a formação de ferrita alotriomórfica de contorno de grão, que pode ser observada na Figura 3.10, nas regiões de cor branca.

Figura 3.10: Ferrita alotriomórfica de contorno de grão.



Fonte: (BHADESHIA, et al., 2017).

Ferrita de Widmanstätten: com o aumento da taxa de resfriamento a ferrita de contorno se forma rapidamente e o perfil de concentração de carbono na austenita entre fase e interface se dá de forma abrupta. Com isso, há uma tendência para o crescimento bilateral a partir dos contornos, formando as chamadas placas de Widmanstätten, conforme mostrado na Figura 3.11. Segundo BHADESHIA, (2017), existem ainda dois tipos de ferrita de Widmanstätten, a chamada primária, que cresce diretamente da região de contorno de grão austenítico e a secundária que se desenvolve a partir da ferrita alotriomórfica formada no contorno de grão.

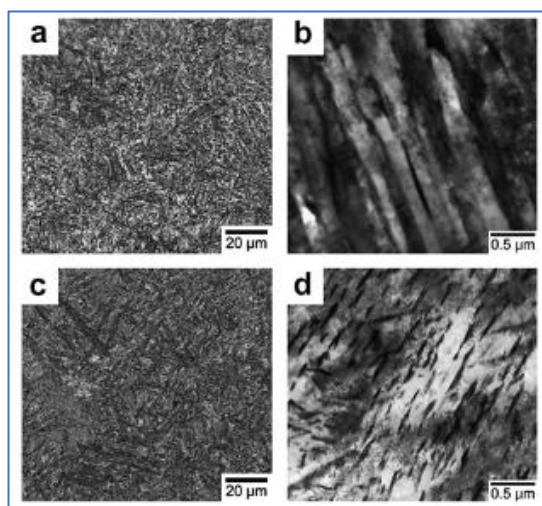
Figura 3.11: Placas de ferrita de Widmanstätten de um aço baixa liga, áreas brancas.



Fonte: (LOGINOVA; ÅGREN; AMBERG, 2004)

Bainita: De acordo com (LOSZ et al., 1990) há algumas controvérsias tanto sobre o mecanismo de formação quanto para a definição da microestrutura bainítica. No entanto, é consenso que existem dois tipos de bainita: a clássica bainita superior e a bainita inferior. A bainita superior se forma a temperaturas relativamente altas com carbonetos entre as agulhas de ferrita. A bainita inferior, por sua vez, se forma a temperaturas mais baixas e os carbonetos ficam inteiramente dentro das ripas de ferrita. Exemplos dessas microestruturas podem ser vistos na Figura 3.12.

Figura 3.12: Microscopia óptica (a,c) e MET (b,d). Microestruturas de bainita superior (a,b) e bainita inferior (c,d).



Fonte: (LEE et al., 2008).

3.5 Soldabilidade de aços para aplicação estrutural

Quando o assunto soldagem de aços para aplicação estrutural é discutido, o termo soldabilidade é sempre mencionado. Para um metalurgista a soldabilidade está associada a composição química do aço pelo cálculo do carbono equivalente (CE). Um engenheiro estrutural relaciona a soldabilidade a resistência mecânica da junta soldada. Uma melhor definição para o termo é dada pela *American Welding Society* (AWS), que a define como sendo “a capacidade de um metal a ser soldado em certas condições de fabricação impostas por uma estrutura específica, e com desempenho satisfatório em serviço” (ISSA; NASR, 2006).

O conceito de carbono equivalente pode ser utilizado em diversas áreas como no tratamento térmico e na fundição. No entanto, é na soldagem que esse conceito ganha grande destaque. Isso se deve ao fato de que a estimativa do CE determina a influência de outros elementos, além do carbono, na temperabilidade. Sabe-se que a formação de fases duras na ZTA de juntas soldadas pode levar a formação de trincas nessa região. Dessa forma, o cálculo do CE se mostra de grande importância uma vez que é possível que se preveja falhas a partir desse conceito (TALAŞ, 2010).

Ainda de acordo com TALAŞ, (2010), a maioria das fórmulas convencionais para o CE são utilizadas para fins de estimativa da temperabilidade a partir da formação de fases primárias frágeis, como martensita (M) e fases secundárias, como MAC (Martensita-Austenita-Carboneto) ou MA (Martensita-Austenita) na ZTA. A equação mais utilizada é dada pelo *International Institute of Welding* (IIW) (Equação 1). Os elementos mais relevantes no cálculo do carbono equivalente são o carbono (C) e o manganês (Mn). Elevados teores destes podem dificultar a soldabilidade do aço. Assim, seus teores, e conseqüentemente o CE, devem ser limitados a fim de conferir ao aço as características necessárias para garantir a soldabilidade da liga metálica.

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Si}{24} + \frac{\%Cr + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} \quad (1)$$

De acordo com LANCASTER (1999), a equação proposta pelo IIW, para cálculo do carbono equivalente, não deve ser utilizada para aços ARBL. Nesta situação, é preferível a utilização do Pcm (*material parameter*) definido pela Equação 2, que pode ser aplicada a um maior número de aços quando comparada com a equação proposta pelo IIW. De acordo com EASTERLING (1992), o valor do Pcm não deve ultrapassar 0,4, isso devido a comum presença de martensita em aços com valores superiores a esse, o que pode reduzir a tenacidade além de aumentar a possibilidade de fragilização a frio, ou fragilização por hidrogênio.

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

Segundo NIKOLAOU e PAPADIMITRIOU, (2004), uma das formas encontradas de obedecer às limitações impostas por normas, devido ao CE, e garantir a resistência mecânica dos aços para aplicação estrutural, é o emprego de elementos microligantes como V ou Nb que permitem a produção barras com alta resistência sem alterar significativamente sua soldabilidade.

Os aços microligados apresentam excelentes propriedades mecânicas e por isso, esse tipo de aço tem sido amplamente utilizado em vários campos, tais como: indústria naval, produção de dutos para transporte de petróleo e minérios, e também na construção civil pesada. Dessa forma, a soldagem de aços ARBL é indispensável para a união dessas estruturas de grande porte. Por questões operacionais, é comum o emprego de uma soldagem a arco elétrico de elevado aporte térmico nesses aços. No entanto, (VIANO et al. 2000) apontaram que o aumento do aporte térmico na soldagem desses materiais é frequentemente acompanhado pelo aumento da largura da ZTA. Igualmente, (LI et al., 2001) descobriram que há uma redução na tenacidade ao impacto da ZTA quando é aplicado um alto valor de energia de soldagem.

3.5.1 Efeitos do aporte térmico

O aporte térmico relaciona a quantidade de energia disponível para a soldagem com a velocidade de avanço (v) do eletrodo, que é a fonte de calor do processo (KOU, 2002). Esse, calculado pela Equação 3, conforme QUITES (2002) e KOU (2002) relaciona diretamente a tensão (V) e corrente (I). Além disso, os autores indicam que a energia produzida pelo arco deve ser corrigida para o calor que efetivamente foi introduzido na peça. Isso tudo é devido a uma fração de energia térmica perdida que depende de particularidades de cada processo. Por isso, para corrigir o valor final é definido o adimensional η que é chamado eficiência térmica do processo de soldagem.

$$E = \eta \frac{V \cdot I}{v} \quad (3)$$

Onde:

E = Energia de soldagem ou aporte térmico (kJ/mm)

η = Eficiência térmica ou rendimento do processo (adimensional)

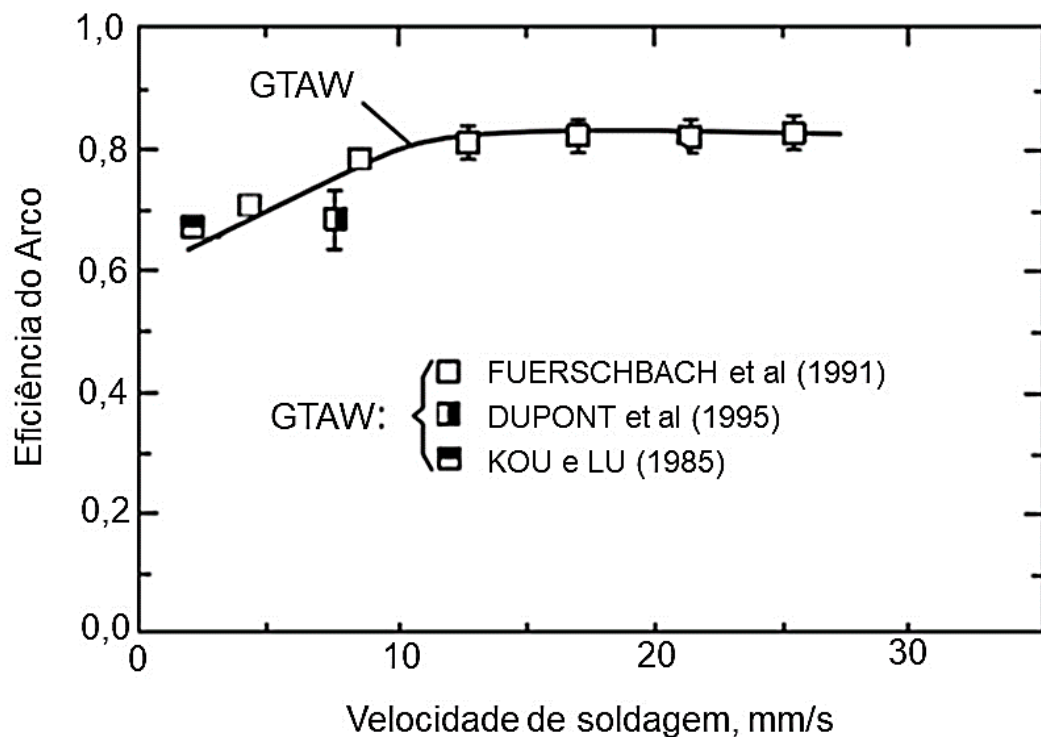
V = Tensão do arco (volts)

I = Corrente de soldagem (ampéres)

v = Velocidade de soldagem (mm/s).

De acordo com (DONG et al., 2014) o valor de η para o processo de soldagem GTAW é da ordem de 0,7. Embora seja comum a utilização desse valor para o processo de soldagem em questão, é importante salientar que a eficiência térmica do arco depende, dentre outros, da tensão, da velocidade de soldagem e do método de sua determinação. A Figura 3.13, extraída do trabalho de KOU (2002), mostra que para baixas velocidade de soldagem há uma variação da eficiência até velocidades da ordem de 10mm/s, mantendo-se constante, cerca de 0,8, para velocidades superiores a esta.

Figura 3.13: Eficiência do arco no processo GTAW.



Fonte: Adaptado de (KOU, 2002)

Em geral, uma maior energia de soldagem reduz a taxa de resfriamento. Isso deve ser usado com cuidado, pois um valor elevado desta tende a reduzir a resistência da ZTA em aços microligados. No caso de aços de baixa temperabilidade, é possível produzir uma ZTA não endurecida aumentando o aporte térmico. Entretanto, para um aço de alta temperabilidade, a tendência à fissuração a frio e a dureza máxima são reduzidas por uma taxa de resfriamento mais lenta. Esses fatores limitam a energia de soldagem que pode ser aplicada (SATYENDRA, 2016).

O tipo de processo de soldagem escolhido também pode influenciar o aporte térmico, pois cada processo tem um rendimento térmico específico. Dessa maneira, alguns parâmetros como: a temperatura de pico e a taxa de resfriamento são bastante diferentes para cada tipo de processo de soldagem a arco elétrico (SATYENDRA, 2016). Esses parâmetros estão relacionados à energia aplicada na soldagem. Isso mostra a importância do controle do aporte térmico durante a soldagem de aços ARBL.

KAMUR et al (2016) mostraram que, nesse tipo de aço, a energia de soldagem tem relação direta com alterações das propriedades da GGZTA, isto é, quanto maior a energia de soldagem maior o tamanho de grão nessa região. Além disso, foi observado também um decréscimo de dureza devido à redução da taxa de resfriamento.

Os pesquisadores ZHANG et al (2009) realizaram estudos sobre o efeito da variação da energia de soldagem em aços microligados ao Nb. Os autores avaliaram as alterações na GGZTA quando variada a energia de soldagem. Os resultados obtidos para os aços sem a adição de Nb mostraram que para uma alta energia de soldagem houve formação de uma estrutura mista composta por bainita e ferrita. Foi verificado ainda que, para esse aço, a redução da energia de soldagem ocasionou um aumento da fração da estrutura bainítica. Já para o aço com adição de Nb, por sua vez, observou-se a formação de bainita na condição de alta energia de soldagem e de estrutura frágil martensítica para uma baixa energia de soldagem. De acordo com esse mesmo trabalho, a energia de soldagem para aços ARBL, normalmente, não deve ultrapassar 4kJ/mm. No entanto, segundo (DONG et al, 2014), valores de 0,7kJ/mm já são considerados altos aportes térmicos na soldagem desses materiais.

3.5.2 Efeitos dos elementos microligantes na soldabilidade

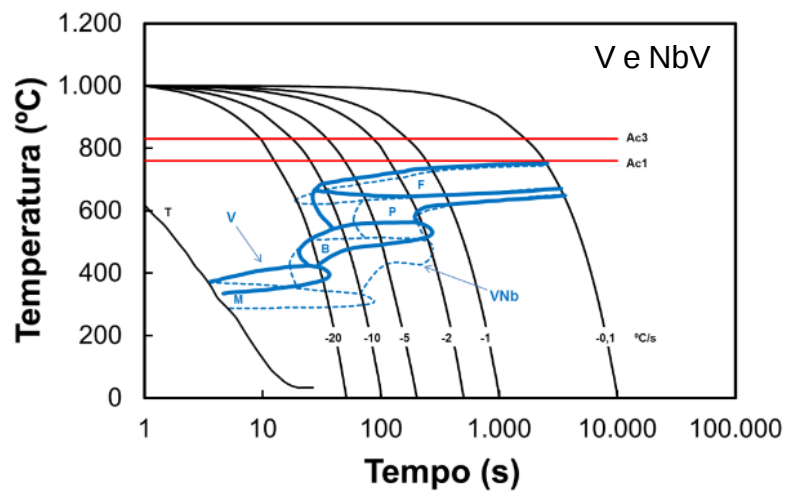
Conforme já discutido neste trabalho, o Nb é adicionado para aumentar a resistência dos aços ARBL. No entanto, sob condições de soldagem, o nióbio pode alterar as características da ZTA, e esse efeito é fortemente dependente do aporte térmico. LI et al. (2001) mostraram que em médias e altas energias de soldagem, independentemente do efeito de endurecimento por precipitação via Nb (C, N), o nióbio tem uma influência prejudicial na tenacidade à fratura da região de grão grosseiro da zona afetada pelo calor (GGZTA).

O Nb pode reduzir a ferrita de contorno de grão e promover a formação de uma estrutura grosseira de ferrita com martensita-austenita-carboneto (MAC) resultando em aumento da dureza. Além disso, um pequeno acréscimo de nióbio (0,02%) é conhecido por suprimir a formação de ferrita nos contornos de grãos de austenita e aumentar a fração de volume de martensita ou bainita.

De acordo com (MODENESI, 2002) outros possíveis efeitos do nióbio na ZTA são: aumento da temperabilidade quando esse elemento está em solução sólida e endurecimento por precipitação da ZTA em resfriamento lentos, como nos casos de soldagem de altos aportes térmicos, por exemplo.

(LINO, 2018) comparou o aço V com o aço NbV (linha tracejada). Conforme pode ser observado na Figura 3.14, para a liga NbV, o campo da perlita é reduzido e deslocado para a direita. Além disso, há uma deformação e expansão do campo bainítico e um deslocamento para baixo, já o campo da martensita por sua vez apresentou um alongamento para a mesma liga. A partir dessa comparação, o autor concluiu que a adição de Nb desempenha um importante papel na formação de bainita e martensita, principalmente para maiores taxas de resfriamento, comprovando, assim, a relação entre o aumento da temperabilidade e a adição de nióbio.

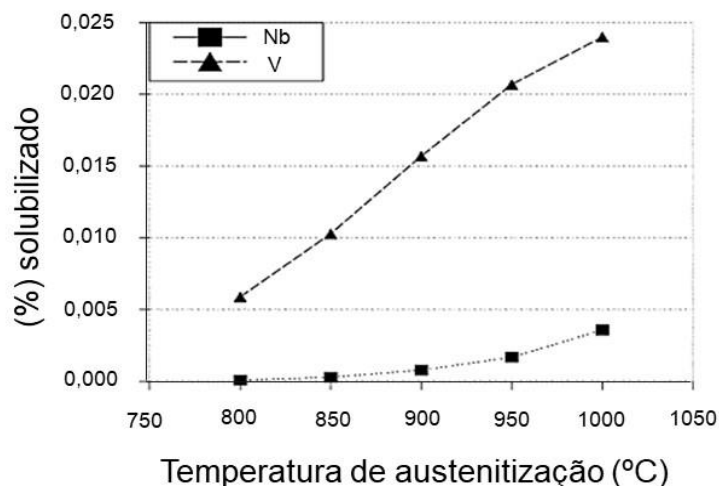
Figura 3.14: Efeito da adição de nióbio nas curvas TTT (Tempo Temperatura Transformação) para os aços microligados ao vanádio



Fonte: (LINO, 2018)

Os pesquisadores GORNI e SILVEIRA, (1994) mostraram que a solubilização do nióbio e vanádio é dependente da temperatura (Figura 3.15). Isso indica, por exemplo, que diferentes frações de Nb e V poderão ser solubilizadas na ZTA, o que pode alterar o tamanho de grão austenítico, ou seja, se não ocorrer a precipitação de partículas finas de NbC ou VC, por exemplo, essa região poderá apresentar grãos com tamanho superior aos grãos do metal base e até mesmo maiores que o tamanho médio dos grãos das regiões da ZTA.

Figura 3.15: Fração do nióbio e vanádio em solução na austenita para aços com 0,11%C; 0,020%Nb e 0,026%V.



Fonte: (GORNI e SILVEIRA, 1994)

As principais vantagens da adição de nióbio, no refinamento de grão e na melhora resultante das propriedades mecânicas do metal base, podem ser superadas pelos efeitos deletérios causados quando as barras de aço não são soldadas adequadamente.

Assim como o nióbio, o vanádio também possui os mesmos mecanismos de aumento de resistência por refinamento de grãos e por precipitação de carbonitretos. No entanto, durante o processo de soldagem o efeito do vanádio na microestrutura da GGZTA é bastante diferente do nióbio.

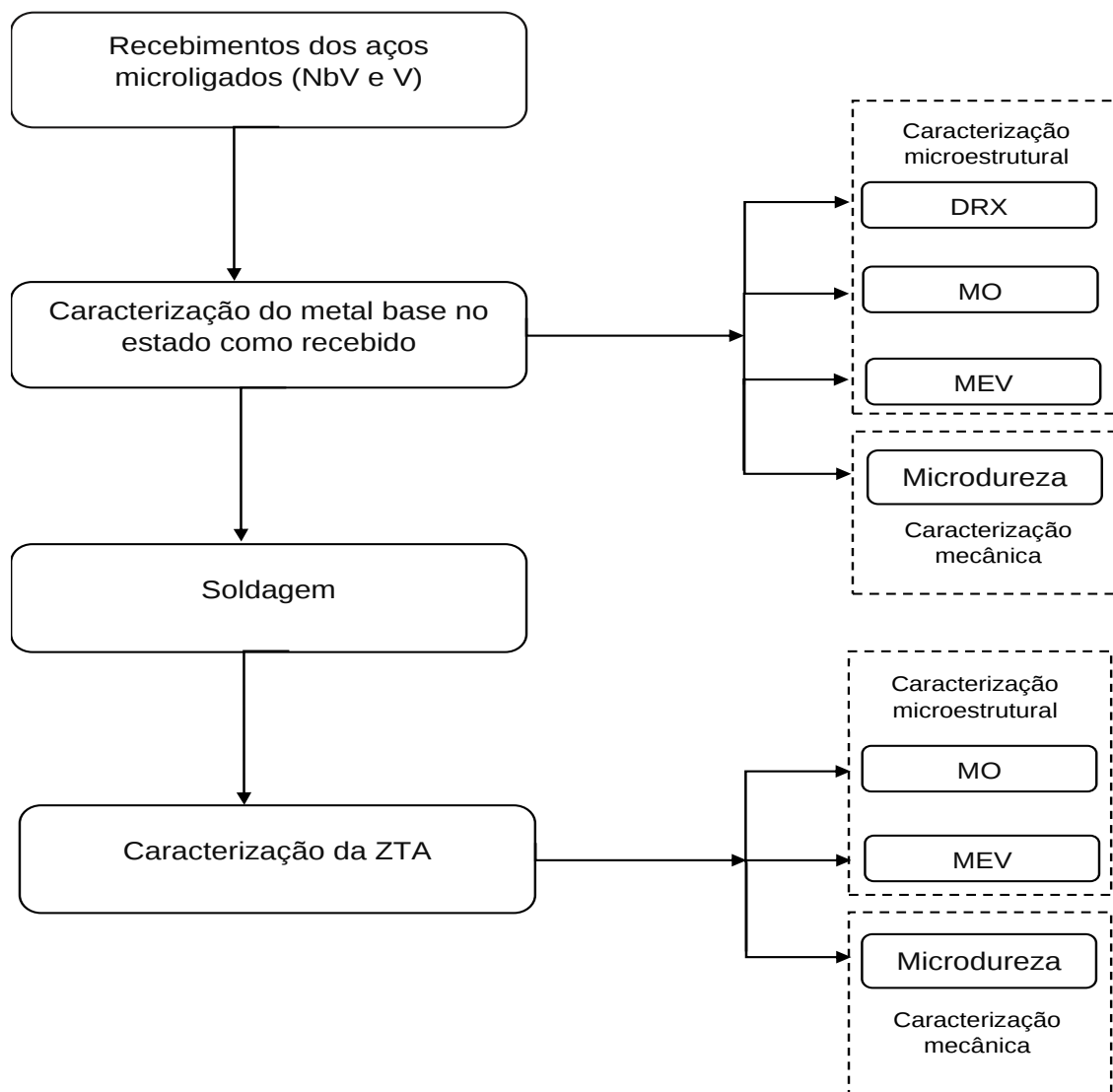
O vanádio tem um efeito benéfico na tenacidade da GGZTA, porque reduz o tamanho da colônia bainítica e promove a nucleação intragranular da ferrita acicular (LI et al., 2001). Isso foi confirmado por (MILBOURN et al, 2010) que mostram que o vanádio resulta em um aumento na quantidade de ferrita acicular presente na microestrutura da ZTA e do metal de solda, demonstrando assim os efeitos salutaros do V nas propriedades dos aços após soldagem.

(Yu, Q. e Sun Y, 2006) mostraram que os aços com nióbio podem apresentar um tamanho de grão austenítico anormal. Os autores constataram que entre 1150 e 1230 °C os aços com Nb apresentam grãos menores que os aços sem a adição do microligante, no entanto, quando o metal atinge uma temperatura de 1240°C ocorre um crescimento repentino dos grãos. Esse crescimento foi indicado como sendo devido a solubilização do Nb. Dessa maneira, os aços microligados ao Nb estão sujeitos a esse efeito já que algumas regiões atingem valores acima de 1240°C.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Os procedimentos experimentais foram realizados em etapas, conforme mostrado no fluxograma de atividades executadas (Figura 4.1). Inicialmente foram feitas as caracterizações microestruturais e mecânica do metal base. Posteriormente, realizou-se uma avaliação, após soldagem pelo processo GTAW, da ZTA dos aços estudados. Para as caracterizações foram utilizadas as técnicas de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), difração de raios X (DRX) e microdureza Vickers.

Figura 4.1: Fluxograma das atividades executadas.



4.1 Materiais

Os aços investigados nesse estudo foram produzidos de acordo com a norma ASTM A706A (ASTM A706 / A706M, 2014) grau 80 com diâmetro de 20 mm. As barras foram produzidas por laminação termomecânica controlada de aços microligados ao NbV e ao V. Propriedades mecânicas especificadas estão descritas na Tabela 2.

Tabela 2: Especificações para uma barra nervurada para aplicação estrutural de acordo com a norma ASTM A706A.

Re	Rm	Re/Rm	At
>550 Mpa	>690 Mpa	1,25	>12%

Fonte: (ASTM A706A, 2014)

4.2 Métodos

4.2.1 Caracterização do metal base

Foram realizadas análises químicas dos aços na condição como recebidos. Os teores de C, S e N foram determinados por meio de extração a quente utilizando os equipamentos CS600 e TC436. A Análise dos demais elementos químicos foi realizada via espectroscopia de emissão ótica utilizando um equipamento da marca ARL.

Com o objetivo principal de confirmar o tipo de estrutura cristalina presente nos aços em estudo, foram realizadas análises por difração de raios X (DRX). Para esse teste foi utilizado o difratômetro da marca Shimadzu, modelo XRD 7000. Os parâmetros de análise foram: ângulo de análise variando de 10 a 80°, passo angular de 0,2° e tempo de 0,6 segundo.

Conforme descrito anteriormente, as amostras dos aços estudados contêm diversos elementos de liga. Alguns destes são conhecidos como austenitizantes ou gamagêneos (que estabilizam a fase austenita - γ). Esses elementos (C, Mn, Cr) mesmo em pequenas quantidades podem causar a formação de austenita retida, o que não é desejável devido a possibilidade dessa fase causar redução de dureza nos aços (LANDGRAF et al).

Dessa maneira, os ensaios de difração de raios X (DRX) realizados nos dois aços estudados no estado como recebido, tiveram como objetivo secundário a verificação da presença da fase austenita. Para tanto, foi realizada uma preparação especial antes das análises. As amostras, cortadas por disco policorte com refrigeração, foram lixadas diretamente em uma lixa com granulometria de 20 μ m, isso foi feito a fim de se evitar uma possível transformação de fase, o que ocorre em lixas com granulometria mais grosseira. Posteriormente, essas foram mergulhadas em uma solução de ácido clorídrico, durante 2 horas. Tal procedimento foi realizado com o objetivo de promover a decapagem do material, ou seja, para remoção da camada superficial. Dessa forma, garantiu-se que não houve transformação de fase, isto é, caso houvesse a presença de austenita retida, essa não teria sido transformada em martensita, por exemplo.

As amostras do material como recebido foram embutidas a quente com baquelite e preparadas para análise via microscopia ótica. Utilizando-se lixas com redução progressiva de granulometrias (150#, 240#, 320#, 400# e 600#), respectivamente.

Posteriormente, foram polidas com pasta de diamante de granulometrias de 9 μ m e 3 μ m. Após lixamento e polimento, foi realizado um ataque químico na superfície do metal com imersão em uma solução de ácido nítrico 3%(v/v) (Nital 3%), tendo etanol como diluente da mistura. Uma vez preparadas, as amostras foram analisadas em um microscópio ótico da marca Kontrol®, modelo IM713, para identificação dos constituintes presentes na microestrutura do aço.

Além da análise por microscopia ótica, foram feitas ampliações de algumas regiões com o objetivo de verificar e confirmar microestruturas específicas. Para isso, foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca Shimadzu modelo SSX-550 Superscan, que gera imagens por elétrons secundários. Para determinação dos constituintes foi utilizado o diagrama de tomada de decisão sugerido por COLPAERT, (2008) conforme descrito no Anexo I.

4.2.2 Soldagem das barras

O processo de soldagem GTAW mecanizado, sem metal de adição, foi escolhido para realização de soldagens nos aços estudados. Isso se deu, pois, a intenção desse trabalho foi apenas produzir diferentes ciclos térmicos e como esse processo permite trabalhar sem metal de adição, isso favoreceu a redução do número de variáveis de controle.

Além disso, essa escolha também foi feita devido às vantagens quanto as boas características apresentadas pela região de solda, ou seja, essa técnica permite obter elevado controle da poça de fusão e ótimo acabamento. Para mais, a soldagem GTAW tem o benefício de não apresentar escória, respingos ou fumos de soldagem. Ademais, a utilização desse processo e a padronização do sistema de soldagem, permitem, de maneira fidedigna, a possibilidade da repetição dos procedimentos efetuados, isto é, garantem a repetibilidade do método proposto.

As barras de 220mm de comprimento foram cortadas com o auxílio de uma serra de fita com sistema de refrigeração para evitar possíveis alterações microestruturais. Com o objetivo de não haver variações no comprimento do arco elétrico, foram realizadas usinagens para aplainamento da superfície por meio de fresagem, foram retirados cerca de 2mm da superfície de cada barra testada.

Para a realização da soldagem GTAW mecanizada foi necessária a utilização de um aparato de equipamentos, sendo eles: trator de oxicorte do tipo tartaruga com tocha acoplada (Figura 4.2). Além disso, utilizou-se uma fonte de energia da marca Miller, modelo SYNCROWAVE 250 DX, bem como uma mesa para suporte das peças a serem soldadas e do trator de oxicorte.

Figura 4.2: Sistema utilizado para soldagem das barras.



Fonte: própria do autor

É importante destacar que, antes da soldagem foram realizados ajustes e checagem das velocidades empregadas. Além disso, para a checagem dos parâmetros elétricos utilizados durante a soldagem, tensão e corrente elétrica, empregou-se um alicate amperímetro Fluke, modelo 325. A corrente foi medida no cabo da tocha e a tensão entre a tocha e a peça de trabalho. A Figura 4.3 apresenta como foi realizada a montagem do sistema para refusão das barras.

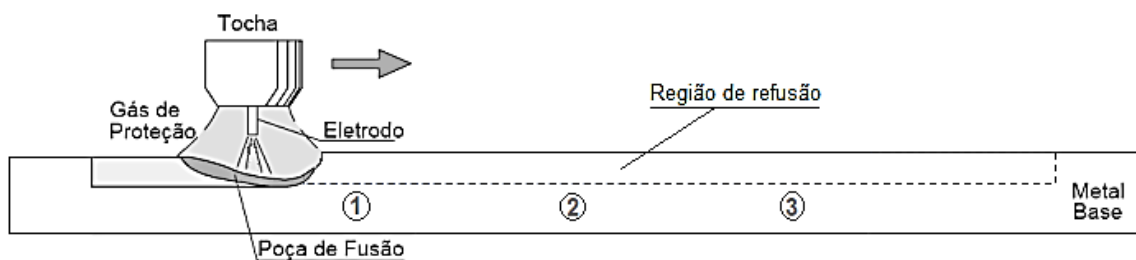
Figura 4.3: Montagem do sistema para refusão das barras



Fonte: própria do autor

Para os procedimentos experimentais foi selecionado um eletrodo de tungstênio com tório, classificação AWS EWTh-1 e diâmetro de 2,4mm (3/32"). A distância entre eletrodo e metal base, ou seja, o comprimento do arco elétrico foi de 3,2mm. A Figura 4.4, apresenta como foi realizada a refusão da barra e posições 1, 2 e 3. Com o objetivo de evitar zonas de instabilidade, o cordão de solda foi dividido em 4 partes iguais e os cortes foram realizados nas posições $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$ e $\frac{3}{4}$ do comprimento, descartando assim o início e o fim. Além disso, tal amostragem teve como objetivo avaliar possíveis alterações de ciclo térmico, em diferentes posições da barra de teste.

Figura 4.4: Representação esquemática do processo de soldagem GTAW.



Fonte: Própria do autor

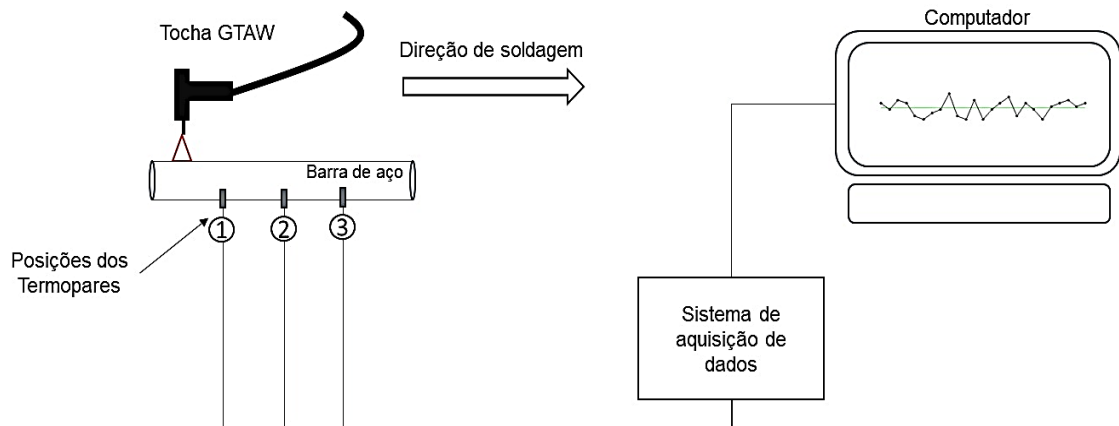
Para a refusão das barras foram monitorados os seguintes parâmetros: tensão (T) dada em *volts* (V) , intensidade da corrente elétrica (I) dada em *Ampères* (A) , a vazão do gás inerte argônio (Q) dada em litros por minuto (L/min) e a velocidade de soldagem (v) dada em milímetros por minuto (mm/min). Dessa maneira, foi possível calcular o valor da energia de soldagem (E) que é dada em *Joule* por milímetro (J/mm). Sendo que $v_1 > v_2$ e consequentemente $E_1 < E_2$. Conforme descrito pela literatura (DONG et al, 2014), aportes térmicos próximos de 0,2kJ/mm são considerados baixos e valores acima de 0,7kJ/mm são considerados altos. Assim, utilizou-se valores próximos aos limites inferior e superior, ou seja, entre 0,4 e 1,0kJ/mm.

4.2.3 Ciclo térmico

Com o objetivo de verificar possíveis variações entre os ciclos térmicos em diferentes posições da barra, foi utilizado um sistema de monitoramento de temperatura conforme demonstrado de maneira esquemática na Figura 4.5.

Foram feitos três furos com 2mm de diâmetro e 3mm de profundidade em três posições (início, meio e final) na região oposta a face soldada. No fundo de cada furo foram soldados, por solda capacitiva, termopares do tipo J (ferro/constantan). Esses termopares, por sua vez, foram ligados a um sistema de aquisição de dados, de onde foram extraídos os valores de temperatura por meio de um computador com o auxílio do *software MS Excel*. A taxa de aquisição alcançada foi de 3 coletas por segundo.

Figura 4.5: Representação esquemática do sistema utilizado para obtenção dos ciclos térmicos durante a soldagem GTAW



Fonte: própria do autor

4.2.4 Planejamento experimental

Como indicado na Tabela 3, foi realizado um planejamento experimental com dois fatores, sendo eles: aporte térmico e composição química. O número de níveis escolhidos para cada fator, também foi igual a 2. Especificamente: 0,4kJ/mm e 1,0kJ/mm para o aporte térmico e os aços com e sem a adição de nióbio.

Tabela 3: Fatores e níveis variados

Fatores	Níveis	
	-1	+1
Aporte térmico	0,4kJ/mm	1,0kJ/mm
Composição	Sem Nb	Com Nb

Fonte: Própria do autor

De acordo com o número de níveis e fatores escolhidos, chegou-se a um número de ensaios igual a 4, conforme indicado na matriz de experimentos (Tabela 4). Isso se deu devido a escolha do planejamento fatorial completo 2^k , onde 2 é o número de níveis e k é o número de fatores. Sendo assim, de acordo com o planejamento feito, foram realizados os ensaios variando a composição química e aporte térmico, onde foram soldados aços sem Nb (-1), aços com Nb (+1), soldagem com baixo aporte térmico (-1) e soldagem com alto aporte térmico (+1).

Ademais, foi utilizado o número de réplicas igual a 3, isto significa que, para cada condição de soldagem foram produzidas 3 barras. Dessa forma, foram realizados testes em 6 barras do aço NbV e 6 barras do aço V, totalizando 12 barras soldadas. Finalmente, em cada uma das barras foram retiradas 3 amostras, chegando-se a um total de 36 amostras para caracterização via microscopia ótica, MEV e ensaios de microdureza.

Tabela 4: Planejamento fatorial para a série de testes realizados

Ensaio	Presença de Nb	Aporte térmico
1	-1	-1
2	+1	-1
3	-1	+1
4	+1	+1

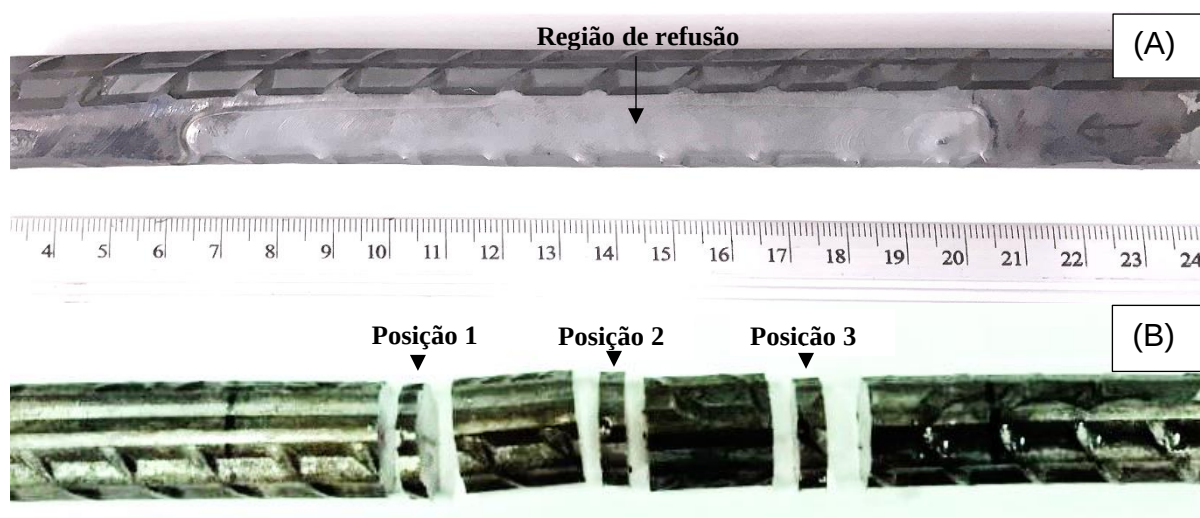
Fonte: Própria do autor

As variáveis respostas obtidas foram as seguintes: dureza da GGZTA, tamanho de grão austenítico prévio da GGZTA, microestrutura da GGZTA, largura da ZTA, penetração de solda e largura da zona fundida.

4.2.5 Amostragem e análise macrográfica

Após a realização dos ensaios de soldagem (Figura 4.6A), foram retiradas, com o auxílio de uma máquina de policorte com resfriamento, três amostras em diferentes posições da barra soldada, (posições 1, 2 e 3 a $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$ e $\frac{3}{4}$ do cordão) conforme esquematizado na Figura 4.6B. Essa amostragem foi feita com os objetivos de avaliar o tipo de microestrutura formada na ZTA de cada posição e obter os perfis de microdureza. Além disso, foram obtidas as dimensões das regiões da ZTA nas três posições, e com isso foi possível realizar uma comparação dos resultados com os ciclos térmicos obtidos.

Figura 4.6: Corpos de prova soldados A) Face da região onde foi feito o cordão de solda B) Regiões onde foram retiradas as amostras



Fonte: Própria do autor

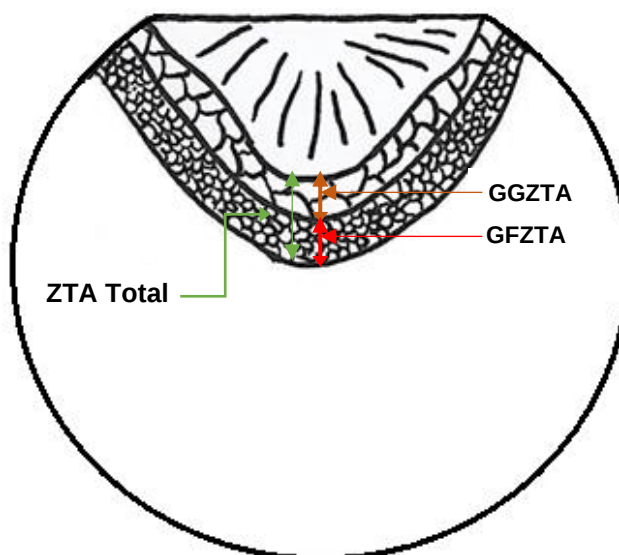
Uma vez retiradas, as amostras foram embutidas e preparadas por meio de lixamento, polimento e ataque químico com o reagente nital conforme o mesmo procedimento descrito anteriormente. Posteriormente, foi realizada uma ampliação de de 40 a 800 vezes via microscopia ótica e de até 8000 vezes por microscopia eletrônica. Dessa maneira, pôde-se realizar análises macrográficas e micrográficas da região de solda.

4.2.6 Análise microestrutural e dimensional da zona termicamente afetada

Conforme mencionado anteriormente as barras soldadas foram cortadas com disco de corte, sempre com sistema de refrigeração garantindo que não houvesse transformação de fase. Após preparação por embutimento, lixamento, polimento e ataque químico, as amostras foram analisadas por microscopia ótica, utilizando a mesma técnica supracitada na caracterização do metal no estado como recebido. Em seguida, foram realizadas medições, com o auxílio do *software ImageJ*, das larguras da ZTA total.

Para as medições das regiões GGZTA e GFZTA, conforme indicado esquematicamente na Figura 4.7, foi utilizado o durômetro Vickers marca Shimadzu modelo HMV-2T. Isso foi feito, devido a maior precisão que facilitou a tomada de decisão na determinação de início e fim de cada região, conforme ilustrado no apêndice IV. Tal resultado foi alcançado devido à presença de acessórios acoplados ao microdurômetro que são: um microscópio ótico e dois micrômetros. É importante salientar que a região ICZTA foi suprimida nessa representação esquemática devido a reduzida largura, mas essa foi considerada para as medições da GFZTA.

Figura 4.7: Representação esquemática das medições na zona termicamente afetada



Fonte: Própria do autor

Para a caracterização microestrutural, foram realizadas ampliações de até 800 vezes em microscópio ótico. Além disso, foram feitas ampliações da ordem de 4000 vezes em algumas regiões, a fim de se verificar e confirmar, de maneira qualitativa, os constituintes presentes na microestrutura da ZTA. Essas ampliações foram realizadas por meio de microscopia eletrônica de varredura no mesmo equipamento citado anteriormente para caracterização do material no estado como recebido.

Posteriormente, foi realizada análise dos grãos austeníticos prévios da GGZTA, com o objetivo de determinar o tamanho e a morfologia. Para tanto, foi utilizada a norma ASTM E 112.

4.2.7 Caracterização mecânica

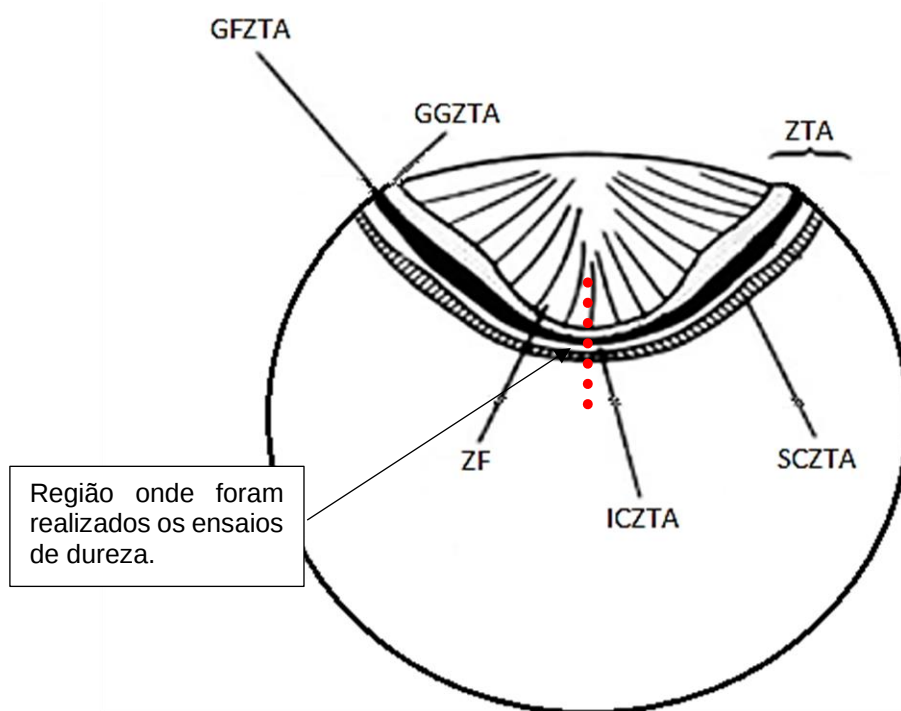
A caracterização mecânica foi realizada tanto nos materiais no estado como recebido quanto após soldagem, por meio de ensaio de microdureza Vickers com microdurômetro digital.

4.2.7.1 Ensaios de microdureza Vickers

A preparação dos corpos de prova para os ensaios de microdureza foi idêntica à preparação para os ensaios de microscopia ótica. Utilizou-se uma carga 200gf e tempo de penetração de 15 segundos. É importante salientar que esses parâmetros foram determinados por meio de medições prévias de tal modo a garantir o maior número de medidas da matriz em cada região da ZTA.

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado de acordo com a norma ASTM E92-17. Foram realizadas medidas ao longo da seção transversal do cordão de solda, com distâncias superiores a 3 vezes o tamanho da impressão deixada pelo penetrador, percorrendo as diferentes regiões da ZTA, conforme mostrado na Figura 4.8.

Figura 4.8: Representação esquemática da região e direção onde foram feitos os ensaios de microdureza Vickers.

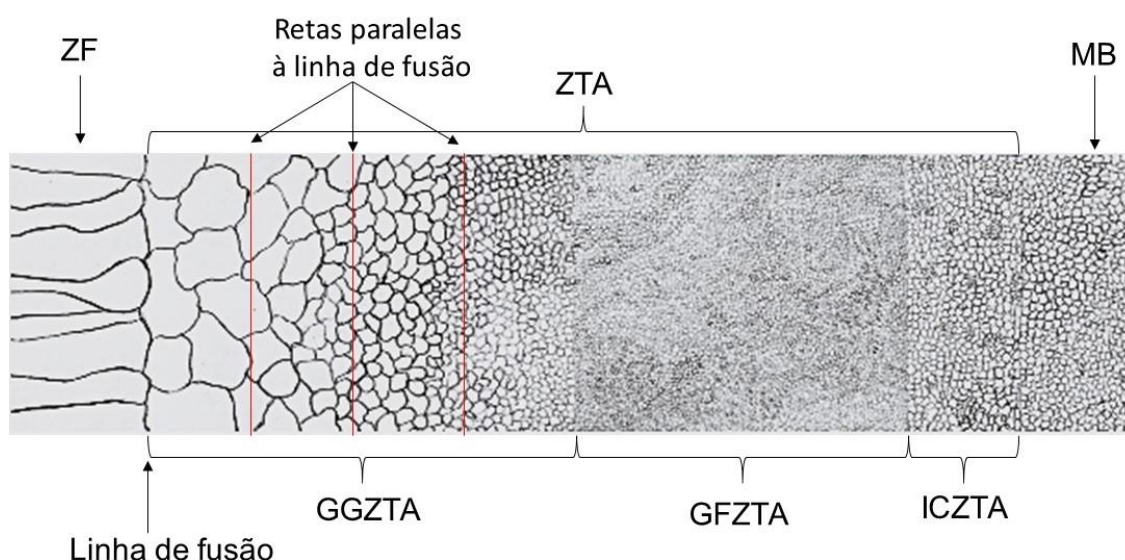


A partir dos resultados obtidos, foram gerados perfis de dureza abrangendo todas regiões da ZTA e o metal base. Esses perfis deram subsídios para verificação de possíveis alterações nas microdurezas e possibilitaram avaliar a existência de correlação entre resistência a deformação plástica localizada e o tipo de microestrutura encontrada.

4.2.8 Determinação do tamanho de grão austenítico prévio

Para as medições do tamanho de grão foi realizada adaptação no método dos interceptos previsto na norma ASTM E112-96. Com o auxílio do *software ImageJ*, foram traçadas linhas paralelas a linha de fusão. Conforme representação esquemática mostrada na Figura 4.6, considerou-se a linha de fusão como sendo aquela que separa os grãos colunares da zona fundida dos grãos equiaxiais presentes na GGZTA e a transição entre GGZTA e GFZTA a linha a partir da qual os grãos apresentam tamanho da ordem dos grãos do metal base.

Figura 4.9: Representação esquemática da medição do tamanho de grão da GGZTA pelo método dos interceptos lineares para retas paralelas a linha de fusão.



Fonte: Própria do autor

4.2.9 Análise de dados

A análise dos dados foi realizada com o auxílio de cálculos, gráficos e testes realizados por meio do *software MS Excel*. Para a determinação dos intervalos de confiança (IC), foi utilizada a norma ASTM E112-96 com equações e dados indicados no anexo II. Uma vez obtidos os intervalos de confiança, para os resultados onde foram observadas interseções de dados, isto é, resultados que sugerem valores semelhantes, foram realizados testes de hipótese para confirmação dessa igualdade. Baseando-se na comparação entre o valor-p (probabilidade de significância ou nível descritivo) e NS (nível de significância), cujo valor utilizado foi de 0,05, pôde-se decidir entre H_0 (hipótese nula) onde há igualdade de valores e H_a (hipótese alternativa) onde não há igualdade de valores. Dessa maneira, foi utilizado o teste t onde o valor-p é dado pela área $P(T \leq t)$, que por sua vez é inversamente proporcional a força de evidência contra H_0 , ou seja, quanto maior é a força desta evidência, menor é o valor-p. Além disso, o *software* fornece dois resultados de dois valores para t, sendo eles Stat t e t crítico bicaudal. Esses valores são comparados e valores superiores para o Stat t indicam diferenças entre os conjuntos de dados testados (MAGALHÃES e LIMA, 2008).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização do metal base

A Tabela 5 mostra a composição química dos aços estudados, sendo o Pcm (*material parameter*) calculado de acordo com a equação 2, apresentada anteriormente. Como pode ser observado, não há grandes diferenças nos teores dos elementos que compõem a liga, com exceção do Nb. Verifica-se ainda que o Pcm está de acordo com os valores esperados para os metais em estudo, *i.e.*, menores que 0,4 (EASTERLING, 1992).

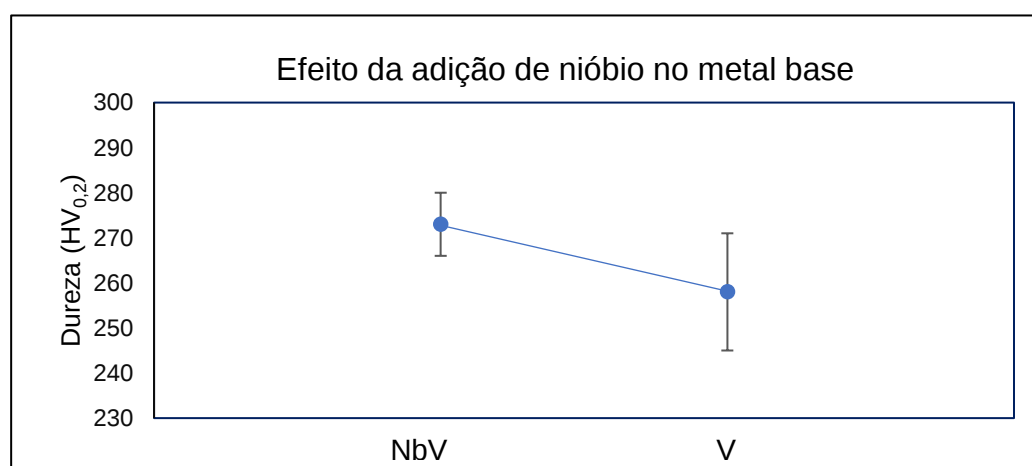
Tabela 5: Composição química dos aços estudados e valores de Pcm calculados.

Aço	%C	%Mn	%P	%Cr	%Si	%Ni	%Nb	%V	%Cu	%Mo	Pcm
NbV	0,26	1,2	0,015	0,13	0,39	0,011	0,015	0,10	0,014	0,001	0,36
V	0,25	1,2	0,017	0,12	0,38	0,013	0,001	0,11	0,017	0,002	0,34

5.1.1 Ensaio de microdureza Vickers no metal base

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers ($HV_{0,2}$) em cada amostra dos aços no estado como recebido. Os dados indicados na Figura 5.1 mostram que o aço com adição de Nb apresentou menor variabilidade nos resultados, resultante do refino de grão. Todavia, para ambos aços, não foram observadas variações significativas nas medidas realizadas, ou seja, não houve presença de medidas discrepantes.

Figura 5.1: Resultados dos ensaios de dureza Vickers realizados nos aços no estado como recebido.



Fonte: Própria do autor

Conforme observado na Tabela 6, e com intervalo de confiança de 95% calculado de acordo com o anexo II dessa dissertação, a adição de Nb proporcionou um aumento da dureza média do aço em estudo. A média amostral para o aço com nióbio foi de 273HV_{0,2}, contra uma dureza média amostral de 258HV_{0,2} alcançada para o aço microligado apenas com V, o que está de acordo com o previsto pela literatura (Y. LI et al, 2001) e (SHOME et al, 2003). Esses autores relacionam o incremento de dureza com os mecanismos de aumento de resistência mecânica presentes nos aços em estudo. Tais mecanismos são: redução do tamanho de grão e formação de precipitados.

Para efeito de comprovação entre a relação da dureza e resistência mecânica foram estimados, com base nos valores de dureza encontrados, os limites de resistência, conforme proposto por PAVLINA e VAN TYNE, (2008). Esses resultados mostram a correlação direta entre limite de resistência e dureza.

Tabela 6: Dureza HV_{0,2} dos metais base dos aços estudados (IC=95%)

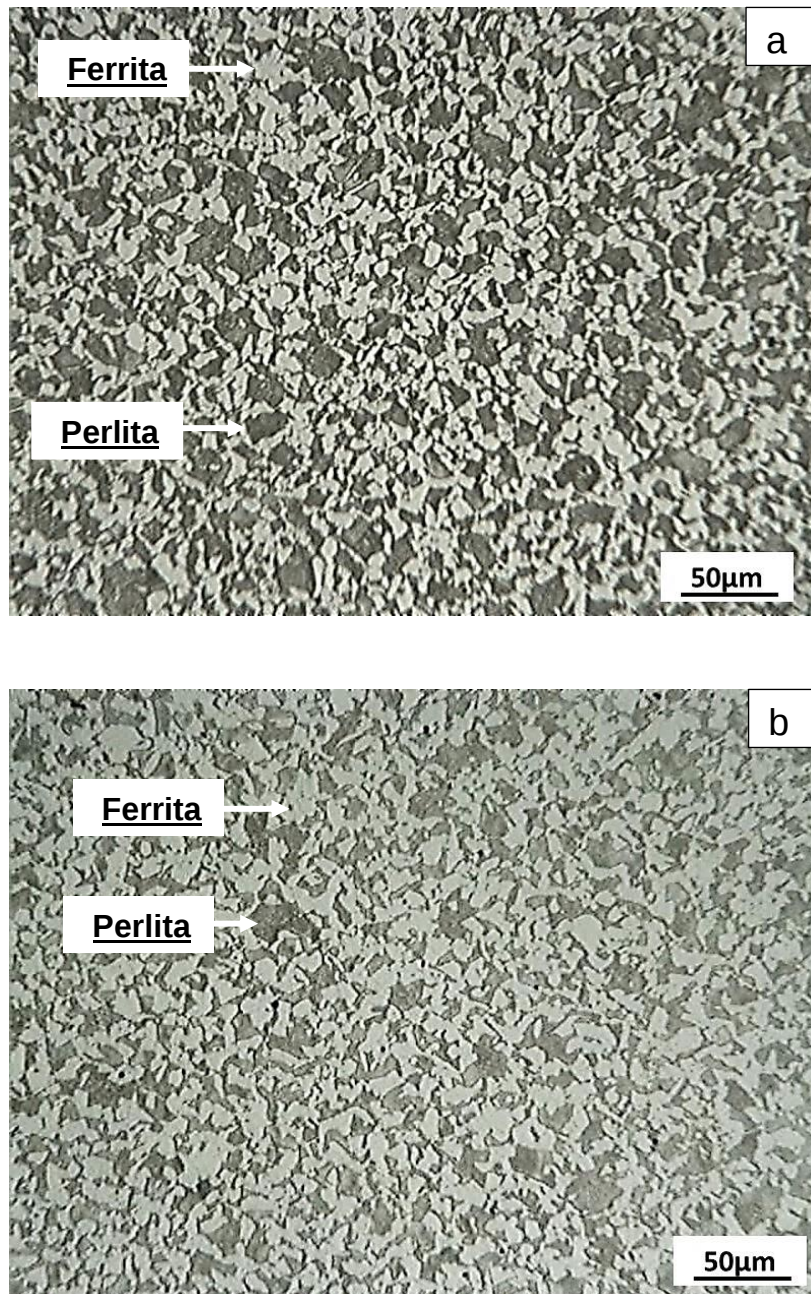
Efeito da adição de nióbio nas propriedades mecânicas		
	HV _{0,2}	Rm calculado (MPa)
Aço NbV	273 ± 7	897
Aço V	258 ± 13	849

Fonte: própria do autor

5.1.2 Análise microestrutural do metal base

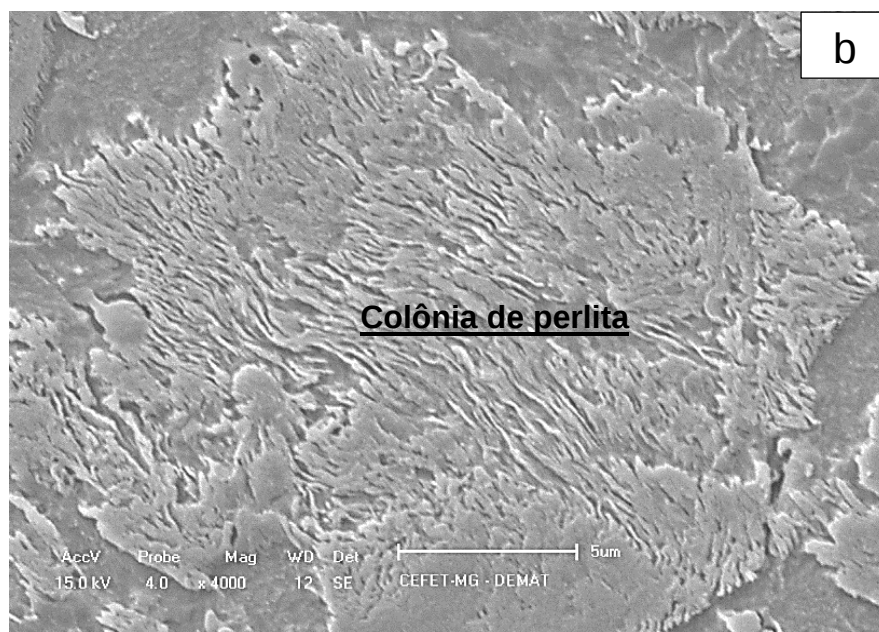
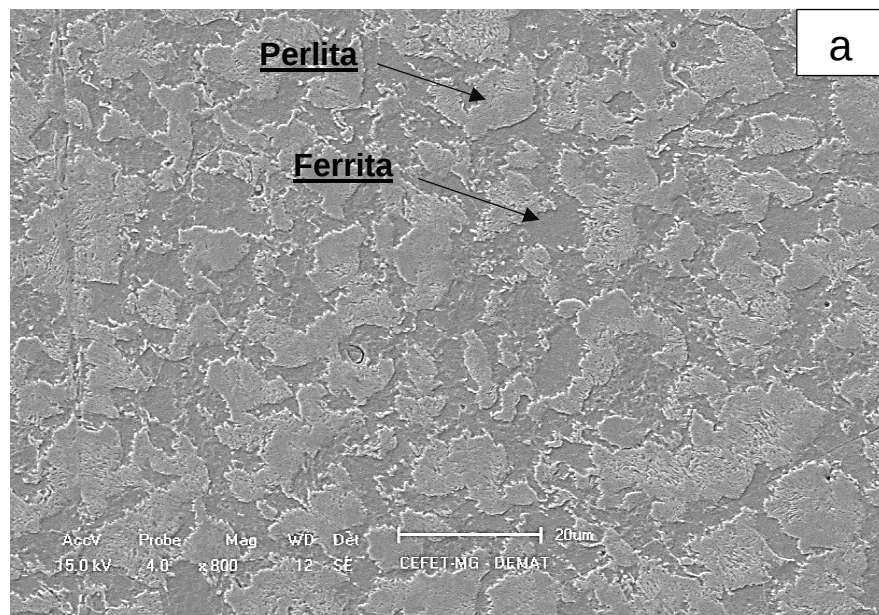
As microestruturas dos aços, no estado como recebido, foram analisadas e são mostradas na Figura 5.2. Observa-se que não há grandes diferenças em termos de morfologia, sendo ambas formadas aparentemente pelos constituintes ferrita e perlita. Como as ampliações feitas por microscopia ótica não foram suficientes para confirmar que se tratava do constituinte perlita nas regiões mais escuras da micrografia, isso ocorreu devido as pequenas distâncias interlamelares. Assim, foram realizadas ampliações, por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV), nas regiões das colônias de perlitas a fim de se obter a confirmação da presença desse constituinte. Como previsto, os resultados foram confirmados e podem ser observados nas Figuras 5.3 e 5.4.

Figura 5.2: Microestruturas de amostras dos aços microligados em estudo (a) aço NbV (b) aço V



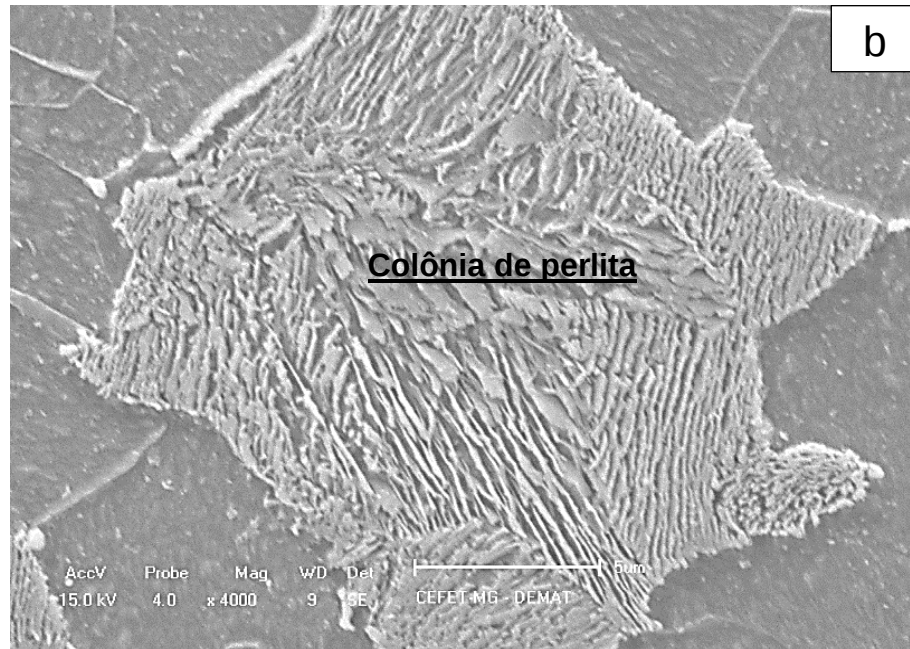
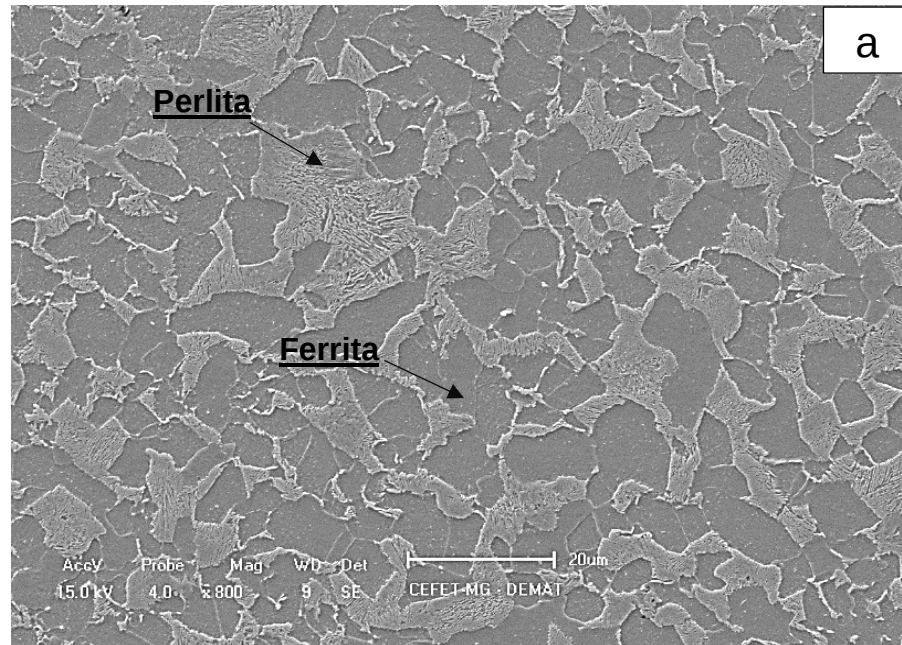
Fonte: própria do autor

Figura 5.3: Estrutura dos aços estudados vista por MEV (a) fotomicrografia do aço NbV (b) ampliação (4000X) de uma colônia de perlita na aço NbV



Fonte: própria do autor

Figura 5.4: Estrutura dos aços estudados vista por MEV (a) fotomicrografia do aço V (b) Ampliação (4000X) de uma colônia de perlita no aço V.



Fonte: própria do autor

Nas Figuras 5.5 e 5.6 são apresentados os difratogramas obtidos a partir da análise das amostras de aço. Quando comparados com a literatura (MARIANO, et al; 2010) e (VIEIRA, et al; 2015), os resultados indicam que os materiais são cristalinos com picos característicos do ferro CCC (cúbico de corpo centrado – Fe- α), isso está de acordo com a ficha cristalográfica JCPDS (87-0721). Além disso, mostram também que a estrutura cristalina ferrítica está de acordo com o que é esperado para o tipo de aço em estudo, no que diz respeito a composição química e ao tratamento termomecânico aplicado. Não obstante, observa-se que não houve a presença de picos característicos de outras fases, como a austenita (43° , 51° , 75°), por exemplo.

Figura 5.5: Difratograma com os resultados da análise por DRX para o aço NbV.

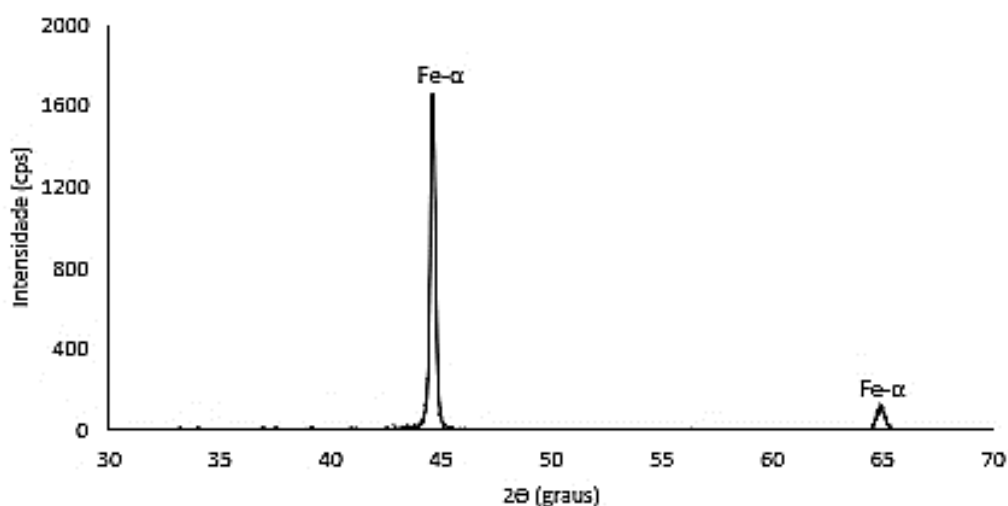
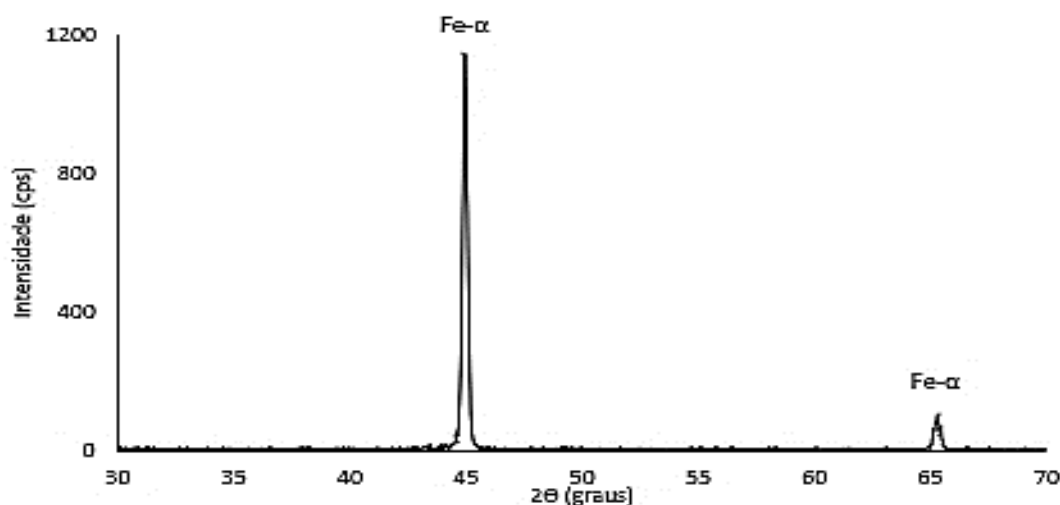


Figura 5.6: Difratograma com os resultados da análise por DRX para o aço V.



Fonte: Própria do autor

5.2 Soldagem e caracterização da região de solda

Os parâmetros típicos utilizados no processo de soldagem, bem como a energia de soldagem calculada usando a Equação 3, estão apresentados na Tabela 7. Como proposto na metodologia, a velocidade de soldagem foi alterada de maneira a se obter distintos aportes térmicos (1,0kJ/mm e 0,4kJ/mm).

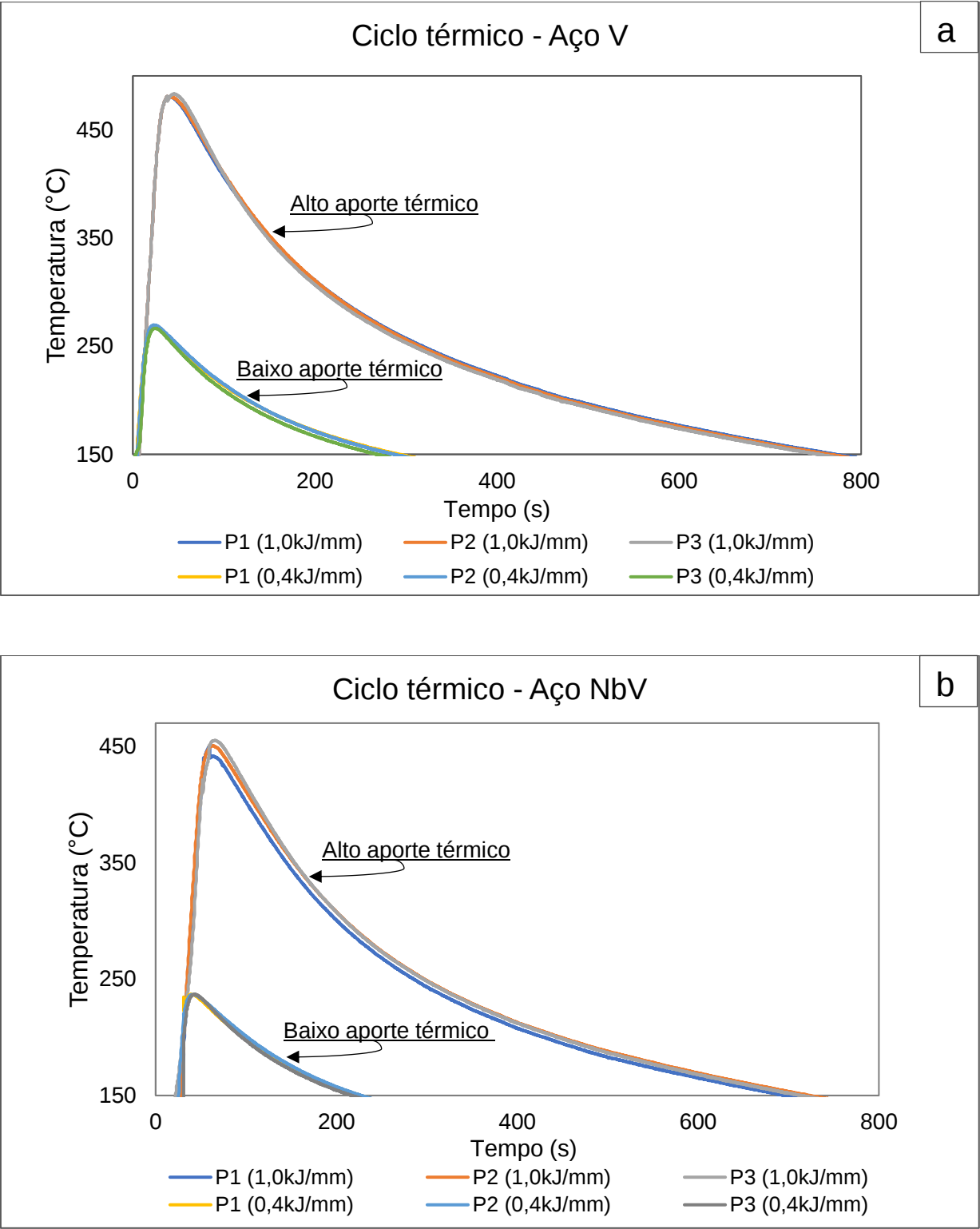
Tabela 7: Parâmetros de soldagem utilizados no teste

Amostra	Corrente (A)	Velocidade de soldagem (mm/min)	Vazão de gás (L/min)	Aporte térmico (kJ/mm)
V	200	120	10	1,0
V	200	120	10	1,0
V	200	120	10	1,0
NbV	200	120	10	1,0
NbV	200	120	10	1,0
NbV	200	120	10	1,0
V	200	288	10	0,4
V	200	288	10	0,4
V	200	288	10	0,4
NbV	200	288	10	0,4
NbV	200	288	10	0,4
NbV	200	288	10	0,4

Fonte: Própria do autor

O sistema de aquisição de dados utilizado permitiu a obtenção dos ciclos térmicos em diferentes posições de todas as barras soldadas. Nas Figuras 5.7 (a) estão representados os ciclos térmicos para as barras V e NbV soldadas com aporte térmico de 0,4kJ/mm, enquanto nas Figuras 5.7 (b) observa-se os ciclos para os aços V e NbV soldados com energia de soldagem de 1,0kJ/mm. Verifica-se que, independentemente do aporte térmico e composição química, os ciclos térmicos são semelhantes nas três posições do cordão (início, meio, fim) onde foram fixados os termopares.

Figura 5.7: Ciclos térmicos para as barras de aço soldadas com diferentes energias de soldagem. a) Aço V e b) Aço NbV.

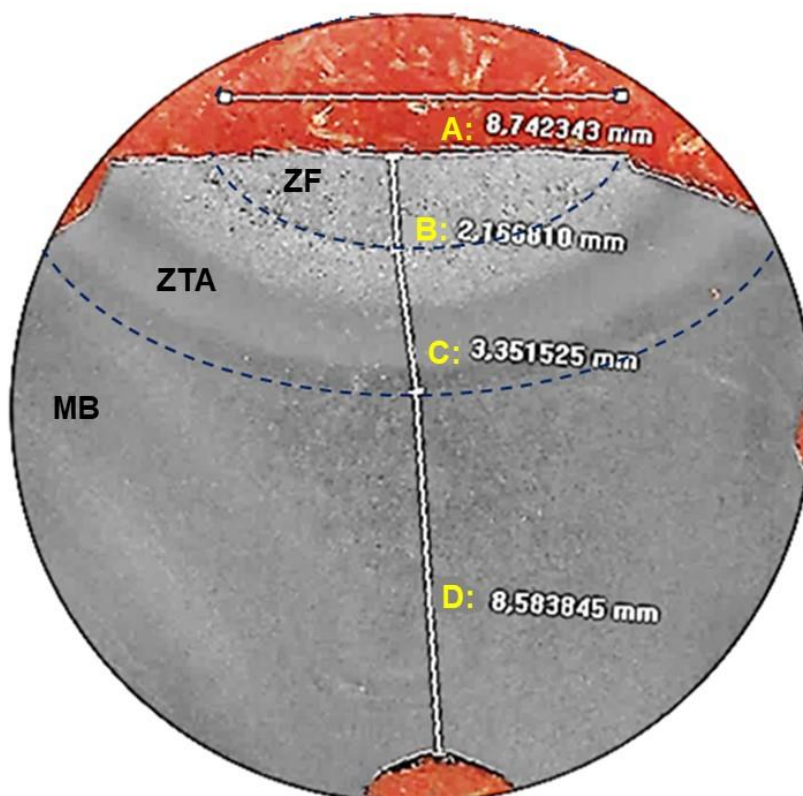


É importante salientar que as curvas de ciclos térmicos das amostras soldadas com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm) apresentaram menores temperaturas de pico, cerca de 250°C, enquanto as barras soldadas com alto aporte térmico apresentaram temperaturas de pico da ordem de 450°C. Os valores encontrados estão de acordo com as referências bibliográficas estudadas, as quais associam o aumento da temperatura de pico com a maior quantidade de calor disponível nas soldagens com alto aporte térmico, conforme descrito por (KOU, 2002), por exemplo. Além disso, como a posição do termopar é a mesma para os diferentes aportes, é fato que, para o maior valor dessa grandeza, a temperatura será maior.

5.2.1 Análise macrográfica

A Figura 5.8 ilustra como foram realizadas as medições da ZF (largura e penetração) e da ZTA total em cada amostra.

Figura 5.8: Macrografia de uma amostra soldada: (A) Largura da ZF, (B) Penetração, (C) Largura da ZTA, (D) Distância entre termopar e ZTA



Fonte: Própria do autor

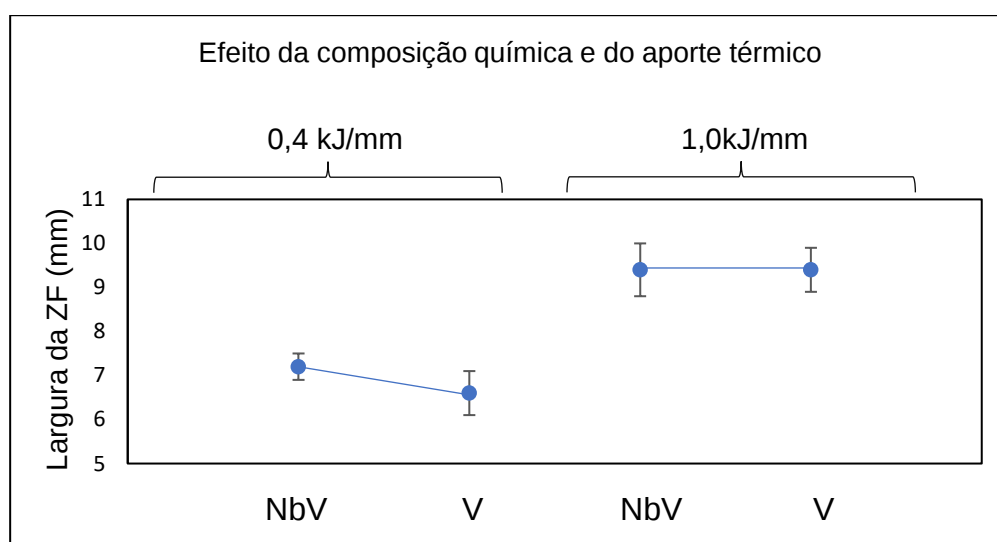
De acordo com a bibliografia consultada (KOU, 2002), o aumento do aporte térmico é diretamente proporcional a quantidade de calor, que por sua vez, tem relação direta com o acréscimo da largura da ZF, da ZTA e da penetração. Dessa maneira, era esperado que o aumento do aporte térmico tendesse a gerar um incremento nas dimensões dessas regiões.

Inicialmente realizou-se medidas da largura da zona fundida para todas as amostras coletadas. Os resultados estão apresentados na Figura 5.9, e conforme pode ser observado, os aços soldados com alto aporte térmico apresentaram maiores valores das médias amostrais e das medianas para essa região.

Está apresentada, na Tabela 8, uma análise comparativa entre os resultados obtidos para a largura da ZF com os aços soldados com distintos aportes térmicos.

Como pode ser visto, o aporte térmico influenciou na largura da ZF. Por outro lado, observa-se que a composição química não afetou significativamente essa variável. Os testes, confirmando a hipótese igualdade de valores para as soldagens com um mesmo aporte térmico, podem ser vistos no apêndice I. Isto é, não houve efeito da composição química na largura da ZF.

Figura 5.9: Resultados para o efeito do aporte térmico e composição química na largura da ZF



Fonte: própria do autor

Tabela 8: Comparativo entre os efeitos do aporte térmico e composição química na largura da ZF (IC=95%)

Largura média da ZF (mm)		
Aporte térmico	Aço	
	NbV	V
0,4kJ/mm	$7,2 \pm 0,3$	$6,6 \pm 0,5$
1,0kJ/mm	$9,4 \pm 0,6$	$9,4 \pm 0,5$

Analisando a penetração de solda, observa-se pela Figura 5.10, que o aporte térmico influenciou diretamente essa variável, uma vez que, os resultados mostram valores superiores para penetração quando utilizado alta energia de soldagem. Verificando-se os efeitos da composição química, pode-se afirmar que, pelos valores encontrados, não houve efeitos significativos devido a adição de nióbio.

Avaliando a equivalência de dados entre os valores para as diferentes composições químicas (Tabela 9), nota-se, pelas análises estatísticas apresentadas no apêndice II, que se deve aceitar a hipótese nula, *i.e.*, não há diferenças entre os resultados encontrados, pois nas duas análises o valor-p (probabilidade de significância) foi superior ao valor do NS (nível de significância). Isso mostra que os valores para as diferentes composições químicas são semelhantes, não havendo assim, influência da adição de Nb na penetração de solda.

Figura 5.10: Efeito do aporte térmico e da composição química na penetração de solda

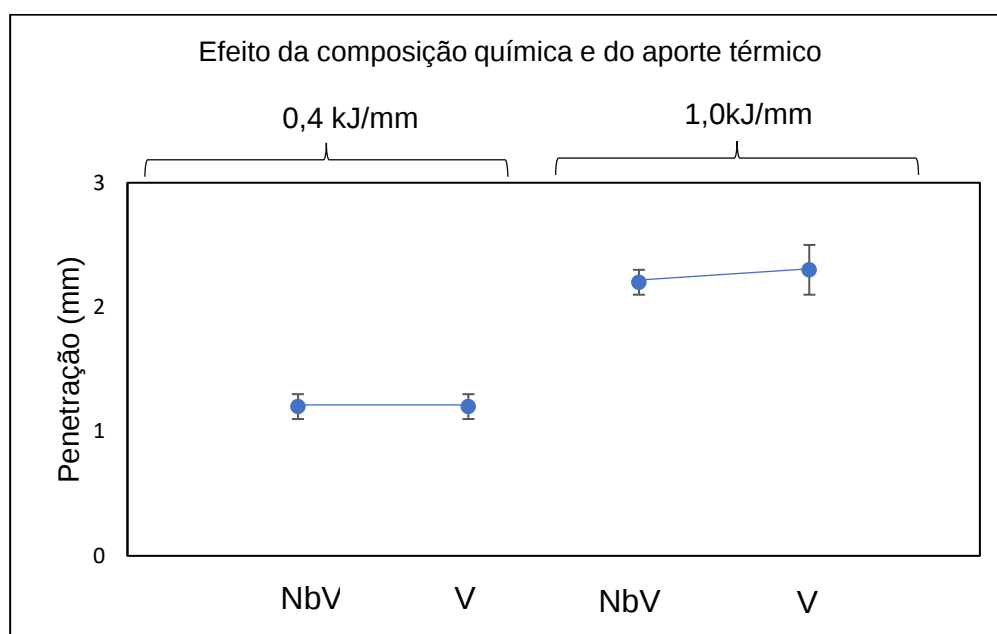


Tabela 9: Comparativo entre os efeitos do aporte térmico e composição química na penetração de soldagem (IC=95%)

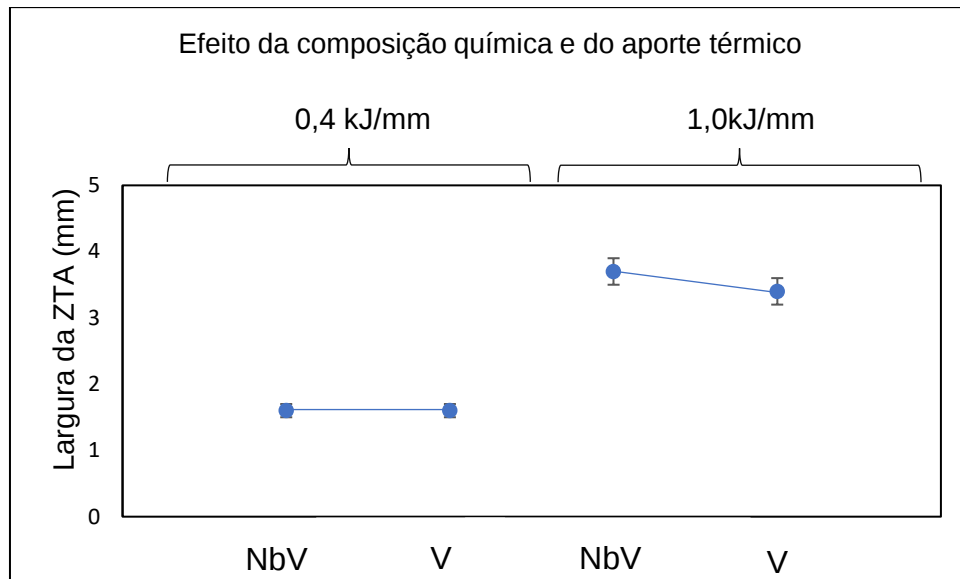
Penetração média (mm)		
Aporte térmico	Aço	
	NbV	V
0,4kJ/mm	$1,2 \pm 0,1$	$1,2 \pm 0,1$
1,0kJ/mm	$2,2 \pm 0,1$	$2,3 \pm 0,2$

Fonte: própria do autor

Completando as análises macrográficas, foram realizadas medidas da ZTA total, ou seja, da GGZTA, GFZTA e ICZTA concomitantemente. Os resultados podem ser observados na Figura 5.11, e, como pode ser visto, houve um aumento dessa região para os aços soldados com alto aporte térmico (1kJ/mm). Além disso, esses metais apresentaram um pequeno aumento da variabilidade de dados, em comparação com a soldagem de baixo aporte. Isso está em conformidade com o descrito por (ZHANG et al, 2009) e (KOU,2002), os quais afirmam que o aumento da largura da ZTA é proporcional ao aumento do aporte térmico.

Avaliando-se apenas o efeito da adição de Nb na largura da ZTA, os resultados para os testes estatísticos, que estão apresentados no apêndice III, validam os dados experimentais obtidos (Tabela 10). Pois, o resultado $\text{Stat } t < t \text{ crítico}$ indica que os resultados são semelhantes para soldagem em baixo aporte térmico. Embora os resultados estatísticos indiquem valores diferentes para alto aporte térmico, o fenômeno mostra justamente o contrário, ou seja, os valores são iguais. Dessa maneira, pode-se afirmar que não houve efeito da composição química na largura da ZTA.

Figura 5.11: Efeito da composição química e do aporte térmico na largura da ZTA



Fonte: própria do autor

Tabela 10: Comparação entre os efeitos combinado composição química e energia de soldagem na largura da ZTA (IC=95%)

Largura média da ZTA (mm)		
Aporte térmico	Aço	
	NbV	V
0,4kJ/mm	1,6 ± 0,1	1,6 ± 0,1
1,0kJ/mm	3,7 ± 0,2	3,4 ± 0,2

Fonte: própria do autor

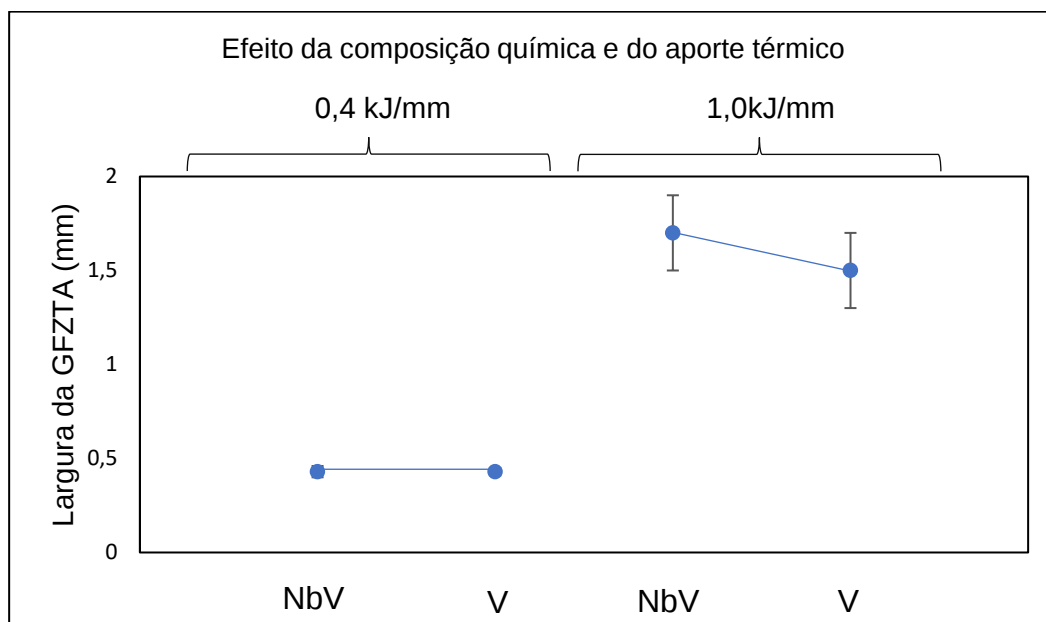
Com o objetivo de verificar alterações nas dimensões da ZTA, essa região foi dividida em duas partes GFZTA e GGZTA.

A priori, foi avaliada a GFZTA, e pela Figura 5.12 nota-se que houve baixa variabilidade de dados para as amostras soldadas com menor aporte térmico (0,4kJ/mm). Já as amostras soldadas com alto aporte térmico apresentaram maiores médias amostrais para a largura da região.

Assim como no caso do aumento da ZTA total, isso também pode ser explicado pela maior quantidade de calor transferida na soldagem de alto aporte térmico (ZHANG et al, 2009). Pelos dados da Tabela 11, observa-se ainda que a região de grãos finos não apresentou alterações dimensionais significativas em decorrência da adição de Nb. Ressalta-se que, embora tenha ocorrido um aumento da largura dessa região para as soldagens com alto aporte térmico (1kJ/mm), essa não foi considerada uma região crítica, pois, não foi observada redução de dureza e o refino de grão foi superior ao metal base, o que é favorável à manutenção das propriedades mecânicas dos materiais estudados, ou seja, resistência mecânica e tenacidade.

Para confirmação da hipótese nula (igualdade de dados para mesmo aporte térmico e diferentes composições químicas), foram realizados os testes estatísticos constantes no apêndice VI. Como pode ser observado, os resultados do p-valor são inferiores ao t crítico bi-caudal, indicando, portanto, que os resultados são semelhantes. Assim, pode-se confirmar que não houve influência da composição química na largura da GFZTA.

Figura 5.12: Efeito da composição química e do aporte térmico na largura da GFZTA



Fonte: própria do autor

Tabela 11: Avaliação do efeito combinado entre composição química e aporte térmico na largura da GFZTA (IC=95%)

Largura média da GFZTA		
Aporte térmico	Aço	
	NbV	V
0,4kJ/mm	$0,43 \pm 0,03$	$0,43 \pm 0,02$
1,0kJ/mm	$1,7 \pm 0,2$	$1,5 \pm 0,2$

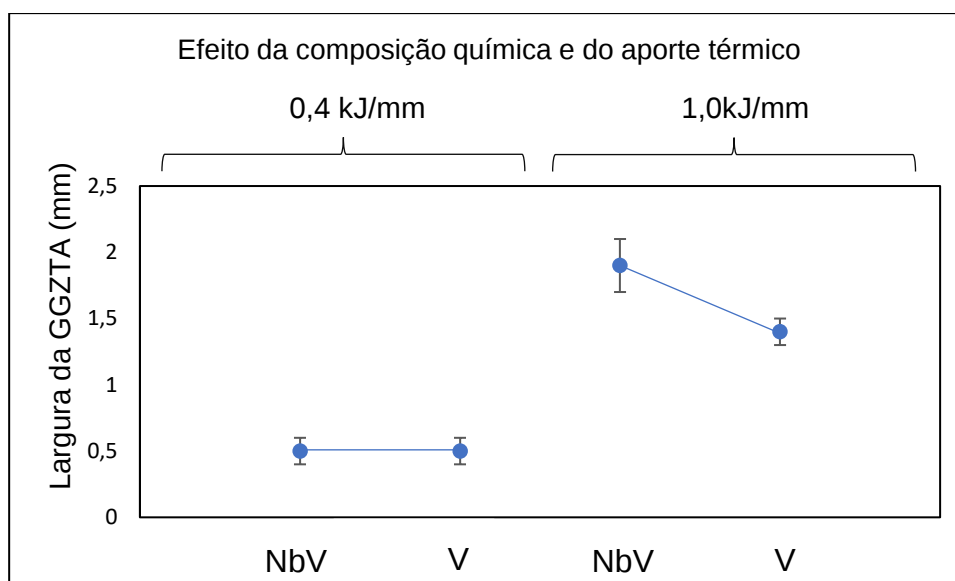
Fonte: própria do autor

A outra variável resposta testada foi a dimensão da GGZTA, e pelos resultados apresentados na Figura 5.13 nota-se que houve pequena variabilidade de dados, principalmente para soldagens de baixa energia. Além disso, observa-se que as amostras soldadas com alto aporte térmico apresentaram maiores valores para média amostral e mediana.

Avaliando os efeitos combinados das variáveis estudadas, na largura da GGZTA, observa-se pela Tabela 12 que o aumento aporte térmico e a adição Nb, favoreceram o crescimento dessa região, isso significa que, houve um efeito combinado entre as variáveis. Os resultados foram confirmados pela análise estatística e, embora a literatura descreva que o aumento do aporte térmico tenda a gerar uma GGZTA mais larga devido ao aumento da quantidade de calor adicionado (ZHANG et al, 2009), é evidente que a adição de Nb causou um aumento da largura dessa região.

A título de análise estatística, foram realizados testes que estão apresentados no apêndice V. Esses mostram semelhança de valores médios encontrados para a largura da GGZTA dos aços V e NbV soldados com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm). Assim, infere-se que não houve influência da adição de Nb para essa condição de soldagem.

Figura 5.13: Efeito da composição química e do aporte térmico na largura da GGZTA



Fonte: Própria do autor

Tabela 12: Comparativo entre os efeitos do aporte térmico e composição química na largura da GGZTA (IC=95%)

Largura média da GGZTA		
Aporte térmico	Aço	
	NbV	V
0,4kJ/mm	0,5 ± 0,1	0,5 ± 0,1
1,0kJ/mm	1,9 ± 0,2	1,4 ± 0,1

Fonte: própria do autor

5.2.2 Avaliação do tamanho de grão austenítico prévio

A GGZTA mostrou-se uma região crítica para o aço em estudo devido ao seu maior alargamento e visível aumento do tamanho de grão em relação ao MB. Nesse contexto, fez-se necessária uma avaliação do tamanho de grão austenítico prévio nessa região, para verificação dos efeitos das variáveis estudadas.

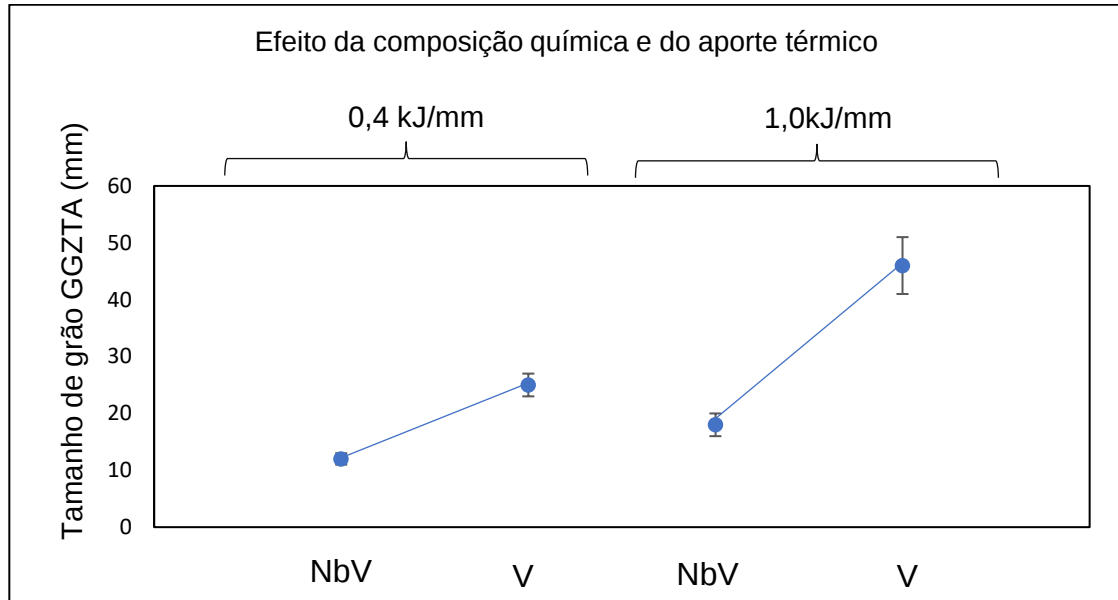
Analisando, primeiramente, os resultados para soldagem de baixo aporte térmico (Figura 5.14), nota-se que o aço NbV apresentou menor tamanho de grão que o aço V. Isso pode ser explicado pela presença do nióbio, que possivelmente devido a menor solubilização em comparação com o vanádio, conforme descrito pelos autores (GORNÍ e SIVEIRA, 1994), pode ter favorecido a formação de carbonitretos que por sua vez foram preponderantes no mecanismo de travamento dos contornos dos grãos e consequente redução do tamanho destes.

A mesma análise pode ser feita para os resultados apresentados também na Figura 5.14, no entanto, agora para os aços soldados com alto aporte térmico. Como pode ser observado, houve um aumento do tamanho de grão para os aços microligados NbV. Entretanto, esse aumento foi superior para o aço sem a presença de Nb, confirmando assim, os resultados e a hipótese apresentados anteriormente.

Pelas análises estatísticas que estão representadas nos intervalos de confiança calculados na Tabela 13, observa-se que a adição de nióbio favoreceu a redução do tamanho de grão da região independentemente do aporte térmico utilizado. Observa-se que para os aços microligados apenas com V, os valores médios do tamanho dos grãos da GGZTA são superiores, sendo 18 e 45 μ m contra os resultados de 12 e 25 μ m para os aços microligados ao V e Nb, para baixo e alto aporte térmico, respectivamente.

Outra observação feita para os dois tipos de aços soldados com alto aporte térmico (1,0kJ/mm) foi a presença de grãos com tamanho anormal, isso favoreceu o aumento no tamanho médio de grão calculado. É importante ressaltar que, nesse trabalho, foram considerados grãos anormais aqueles que atingiram diâmetro da ordem de 100 μ m, pois é um crescimento de grão que ocorre em soldagens de grande aporte térmico, como o processo a arco submerso por exemplo, conforme descrito (LOSZ et al., 1990).

Figura 5.14: Efeito da composição química e do aporte térmico no tamanho de grão para a GGZTA



Fonte: própria do autor

Tabela 13: Tamanho de grão médio para os aços estudados (IC=95%)

Tamanho de grão da GGZTA (μm)		
Aporte térmico	Aço	
	NbV	V
0,4kJ/mm	12 ± 1	25 ± 2
1,0kJ/mm	18 ± 2	46 ± 5

Fonte: própria do autor

5.2.3 Análise metalográfica

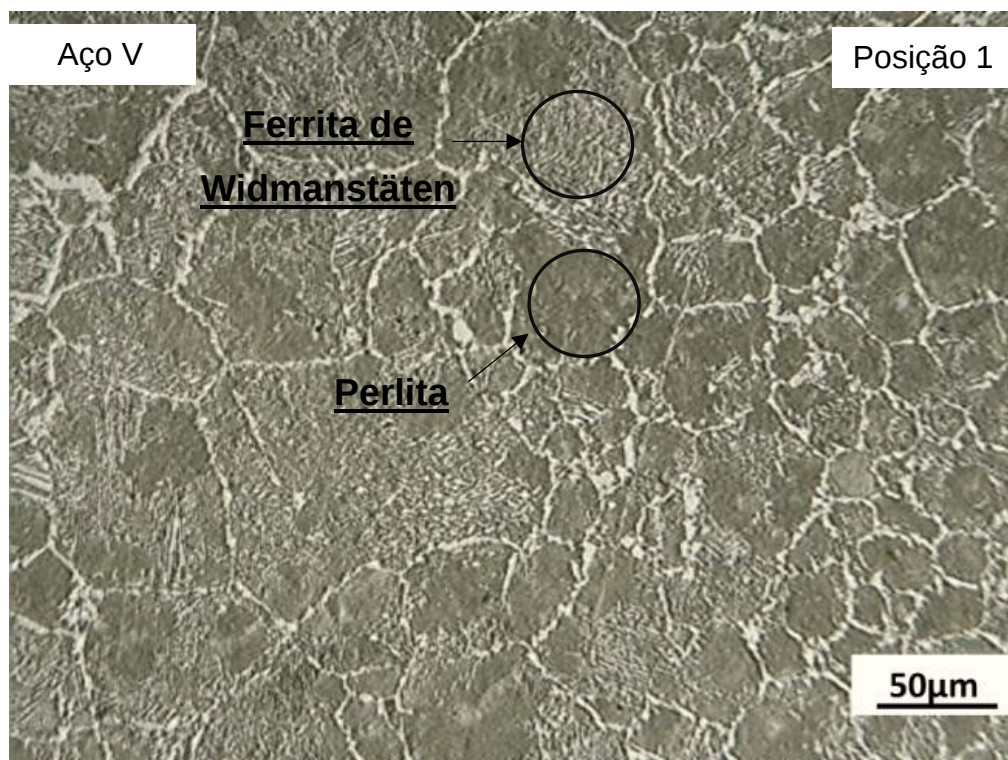
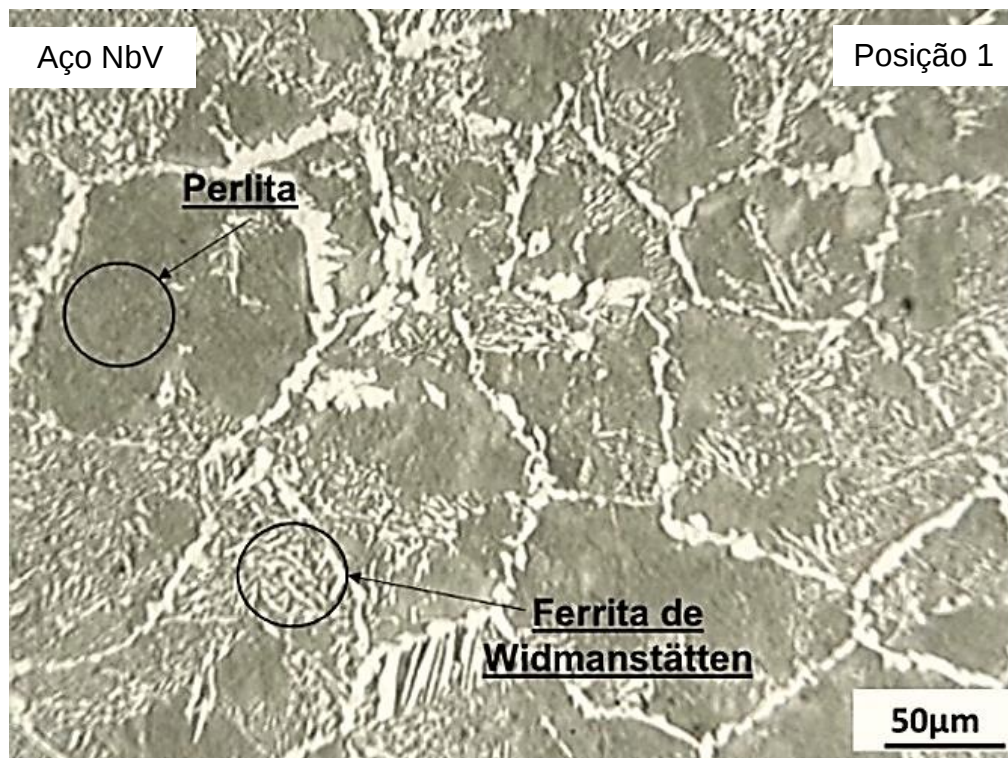
Foram realizadas análises metalográficas nas diferentes regiões da ZTA. As Figuras 5.15, 5.16 e 5.17 apresentam as microestruturas da GGZTA em três posições distintas do cordão (Figura 4.6), para as barras soldadas com alto aporte térmico (1kJ/mm). É importante frisar que essas micrografias representam as barras soldadas com esse aporte.

Como pode ser observado, para ambos os aços, é nítida a presença de ferrita alotriomórfica nos contornos de grão em todas as amostras analisadas. Para mais, verifica-se a presença de ferrita de Widmanstätten, que são indicadas pelas placas paralelas que crescem a partir do contorno de grão ou de maneira intragranular.

Além disso, pelas imagens, observa-se que houve formação, nas regiões intragranulares, o que aparenta ser dois tipos de constituintes. Devido à dificuldade de determinação desses constituintes, foi necessário um estudo via microscopia eletrônica.

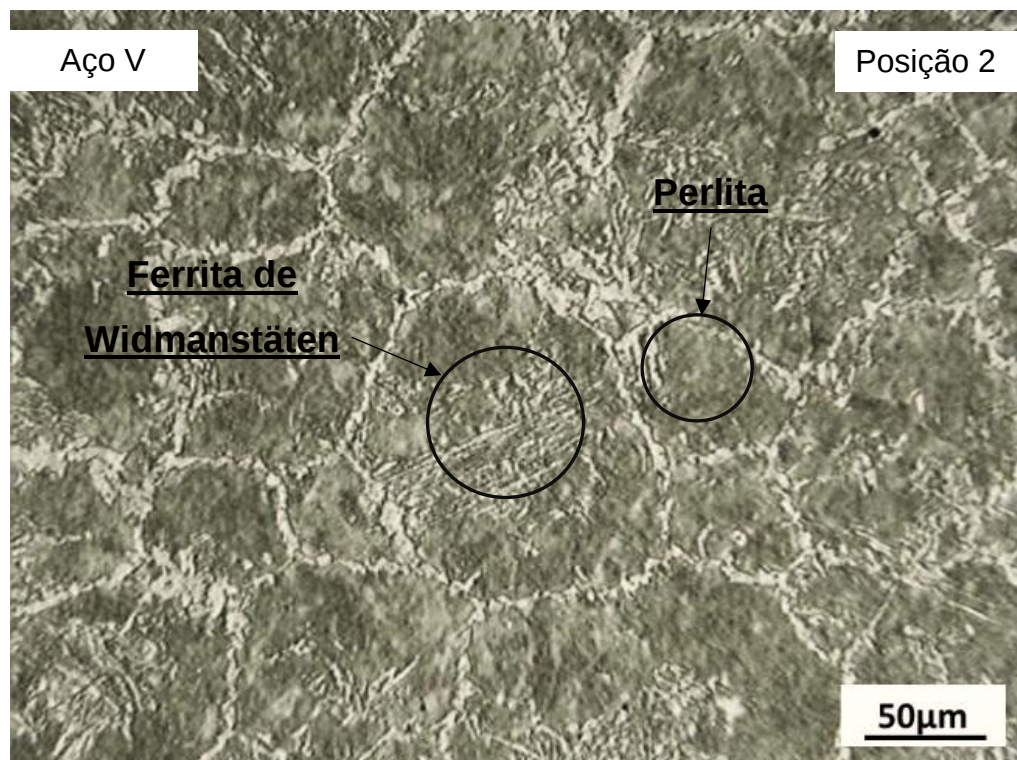
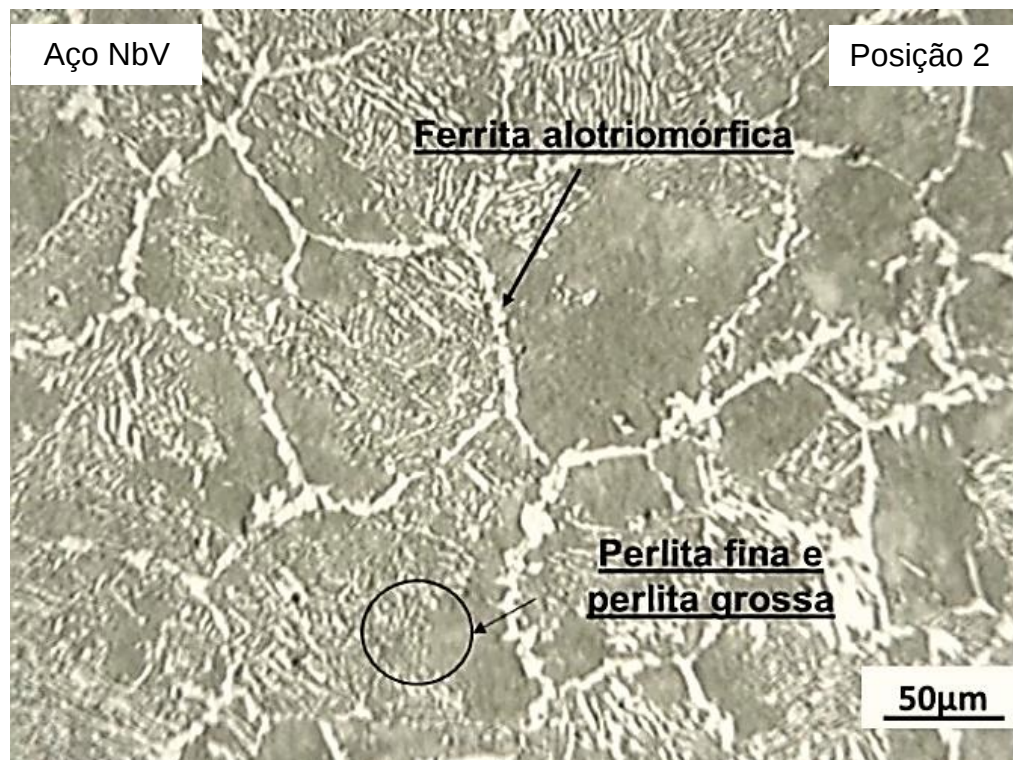
As microestruturas encontradas confirmam os resultados obtidos para os ciclos térmicos nessas regiões, isto é, analisando as três posições da barra (início, meio e fim) infere-se que não houve alteração microestrutural devido a manutenção da taxa de resfriamento ao longo das barras soldadas.

Figura 5.15: Micrografia da GGZTA dos aços soldados com alto aporte térmico (1kJ/mm), na posição 1



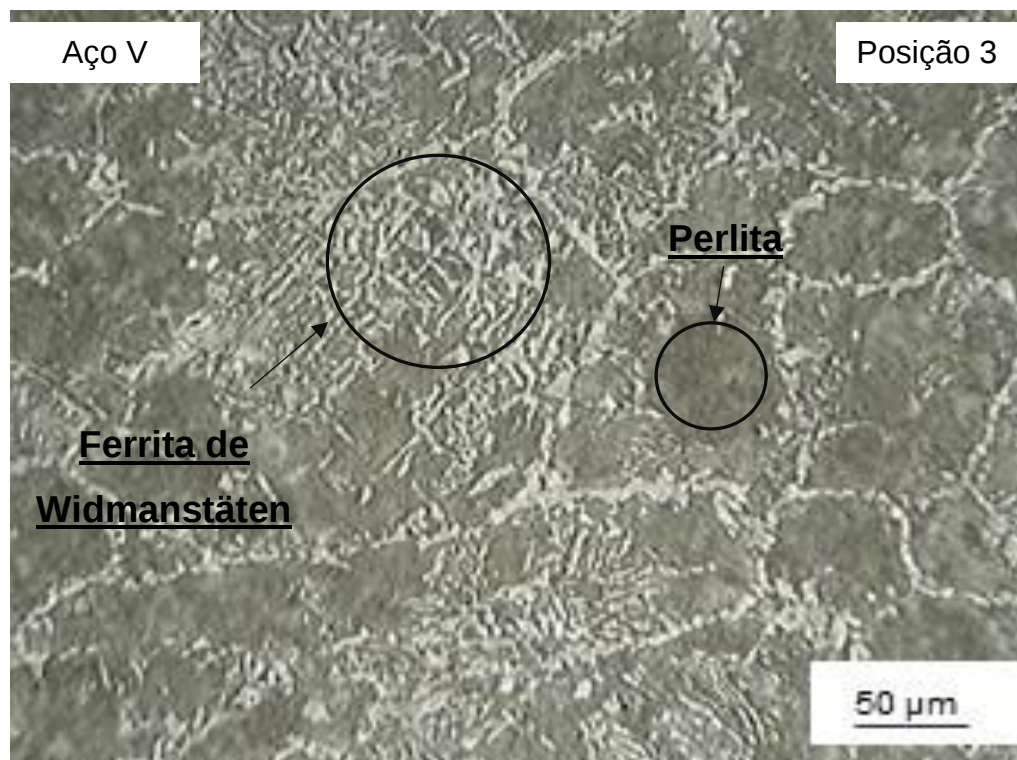
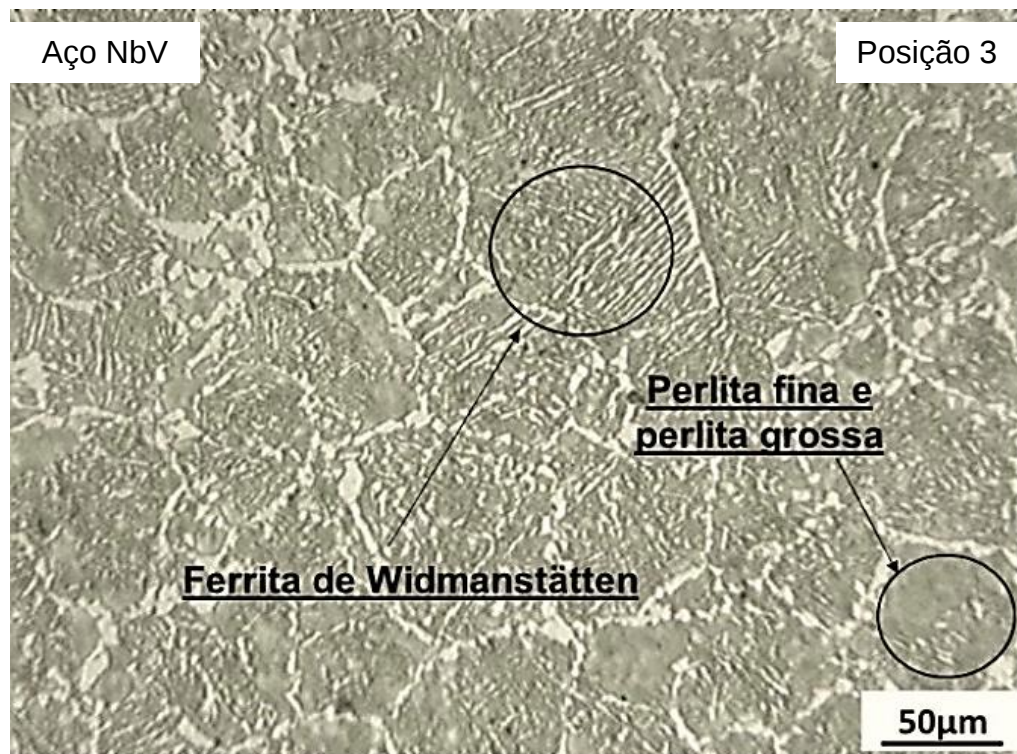
Fonte: própria do autor

Figura 5.16: Micrografia da GGZTA dos aços soldados com alto aporte térmico (1kJ/mm), na posição 2



Fonte: própria do autor

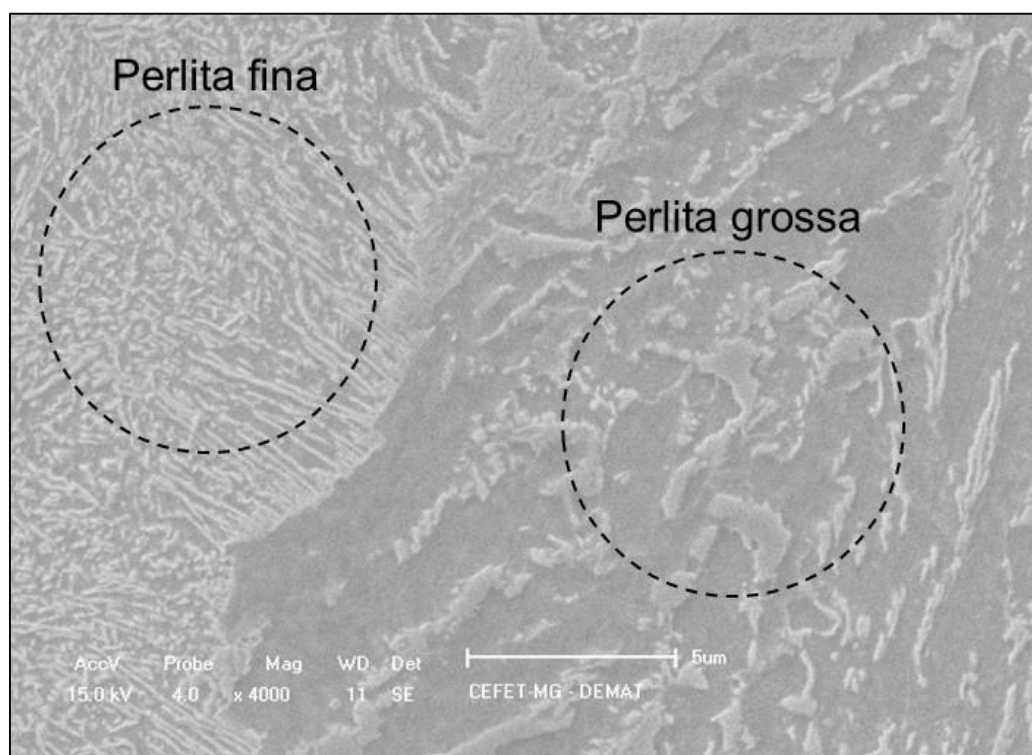
Figura 5.17: Micrografia da GGZTA dos aços soldados com alto aporte térmico (1kJ/mm), na posição 3



Fonte: própria do autor

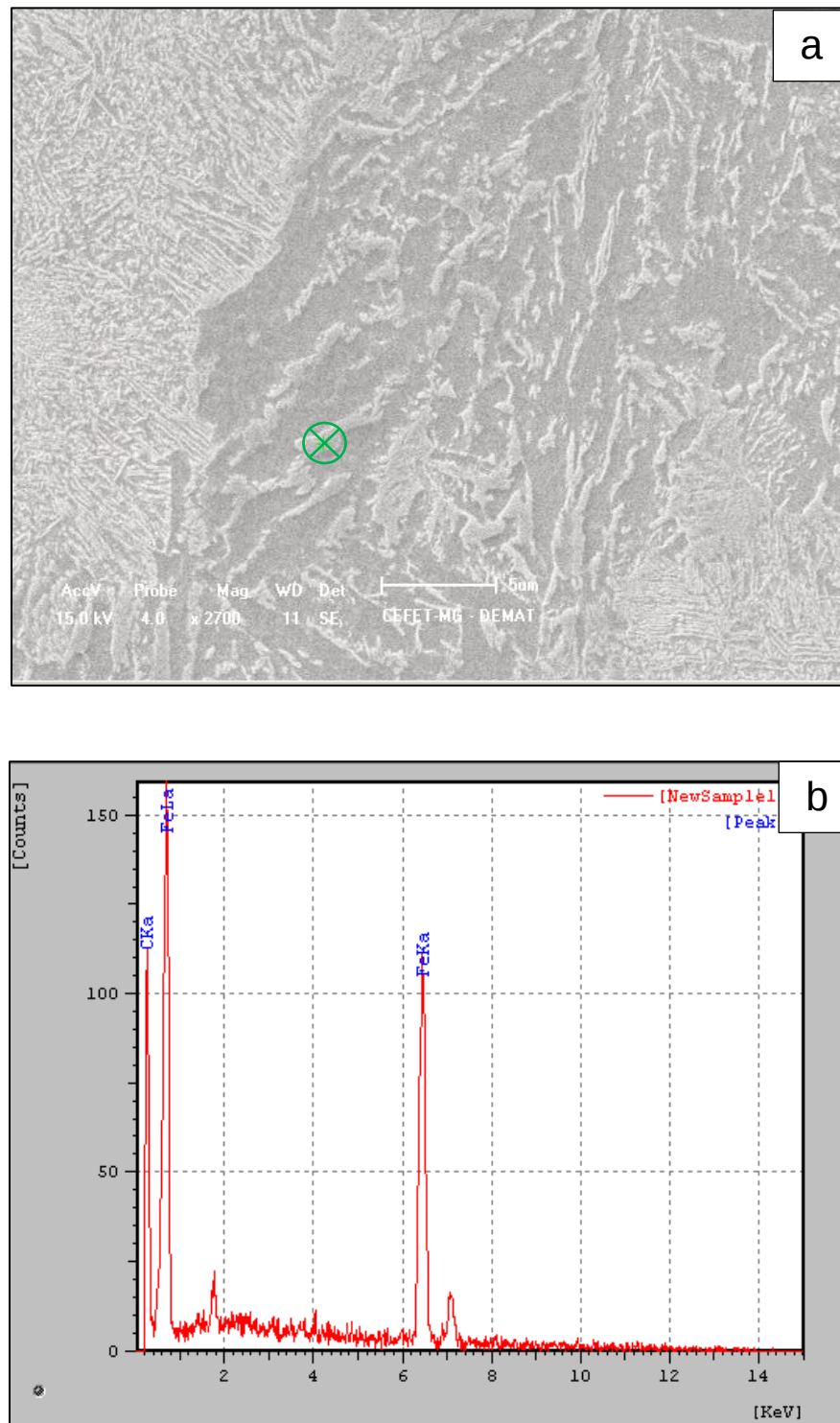
Conforme comentado anteriormente, para identificar os constituintes na região intragranular foram realizadas análises por meio de microscopia eletrônica de varredura (Figura 5.18). Além disso, foi feita uma análise utilizando a espectroscopia por energia dispersiva (EDS). Como pode ser observado, pela Figura 5.19b, o resultado do espectro apresentou como destaques os picos de C e Fe, o que pode ser indicativo da presença de uma lamela de cementita (Fe_3C) presente na colônia de perlita analisada. Assim, pode-se inferir que, em algumas regiões, houve formação de um único constituinte, mas que apresenta diferentes morfologias, sendo essas: perlita fina e perlita grossa.

Figura 5.18: Micrografia da região intragranular onde houve formação do constituinte perlita.



Fonte: própria do autor

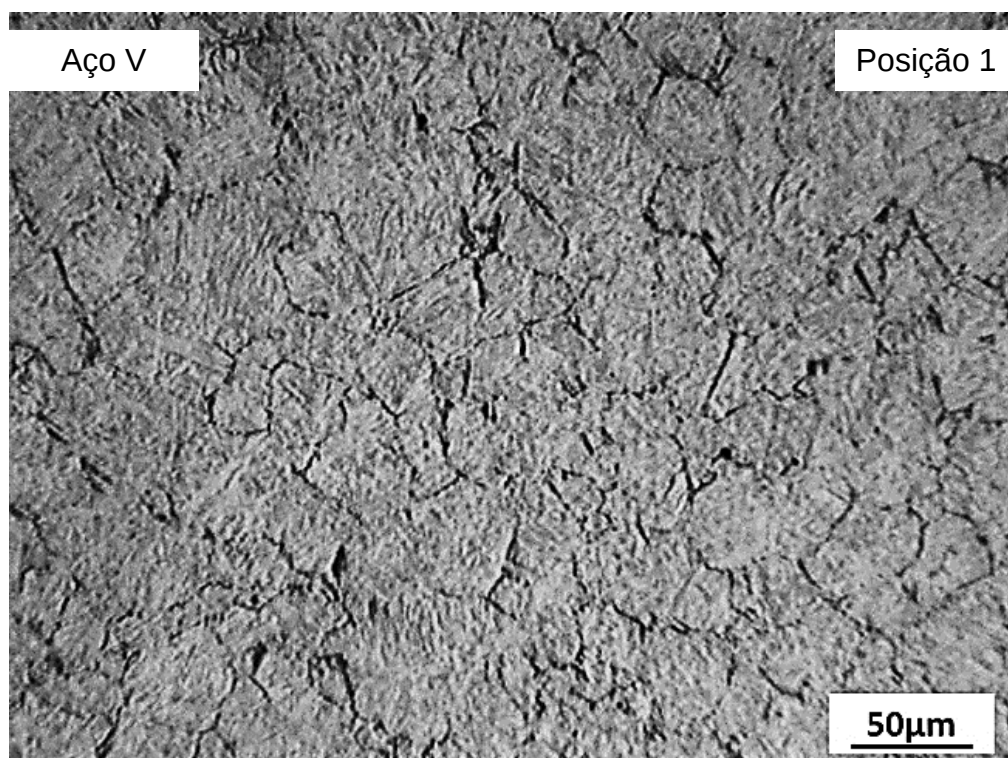
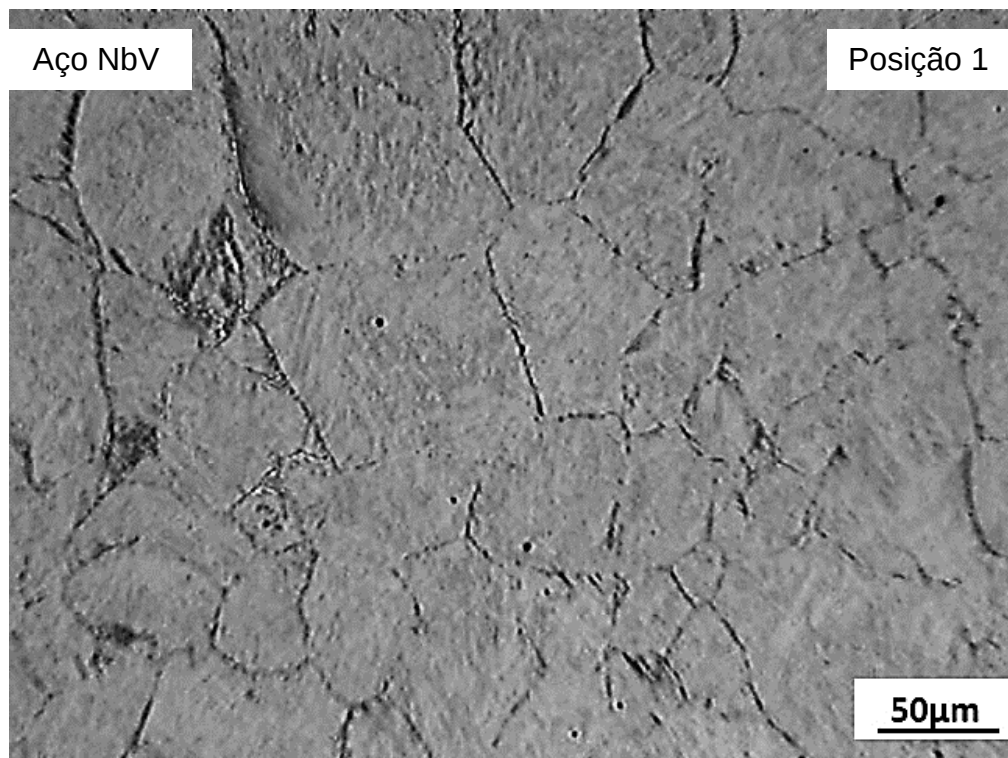
Figura 5.19: Resultados do ensaio EDS da região de perlita grossa. a) Ampliação da região analisada (2700X) b) Análise química com picos característicos



Fonte: própria do autor

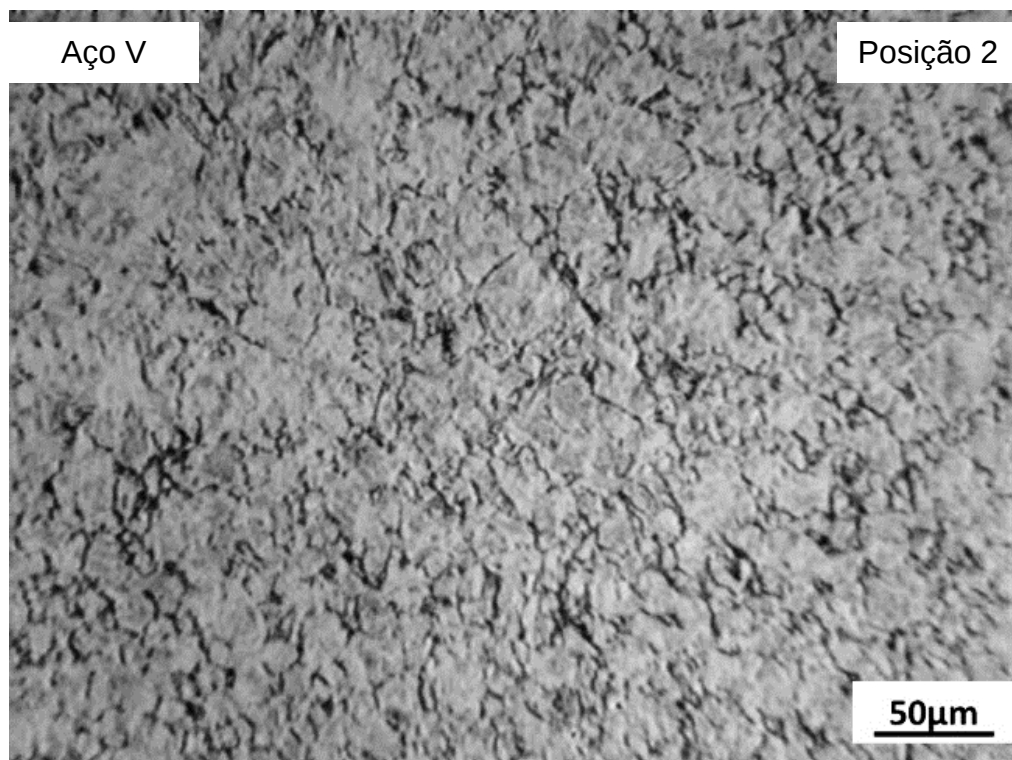
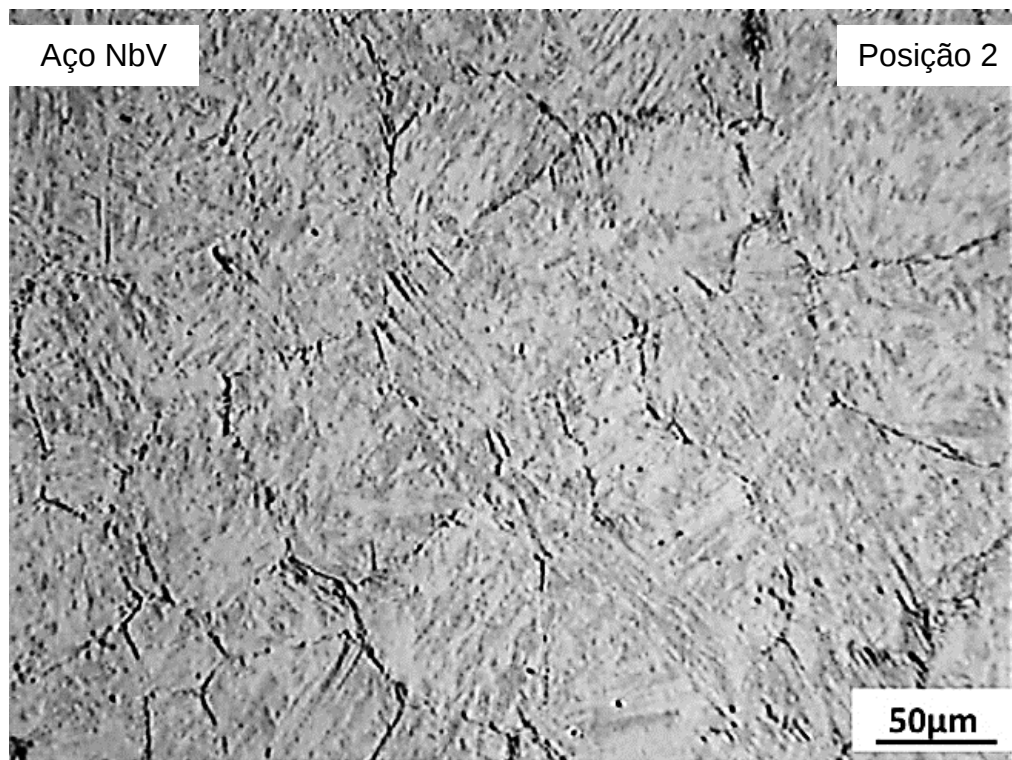
Assim como as análises para as barras onde foi utilizado alto aporte, as micrografias para os aços soldados com baixo aporte (0,4kJ/mm) apresentaram resultados que confirmam os ciclos térmicos. Ou seja, as amostras apresentaram microestruturas semelhantes (Figura 5.20, Figura 5.21, Figura 5.22) nas três posições analisadas (início, meio e fim). Entretanto, para as amostras soldadas com aporte de 0,4kJ/mm, os resultados das análises via microscopia ótica permitiram apenas a visualização, com nitidez, dos contornos de grãos austeníticos prévios. Isso ocorreu devido à presença de uma microestrutura muito refinada na região intragranular. Dessa maneira, fez-se necessária a realização de maiores ampliações por meio de microscopia eletrônica de varredura para melhor identificação dos constituintes presentes nessas regiões.

Figura 5.20: Micrografia da GGZTA das barras soldadas com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm), na posição 1



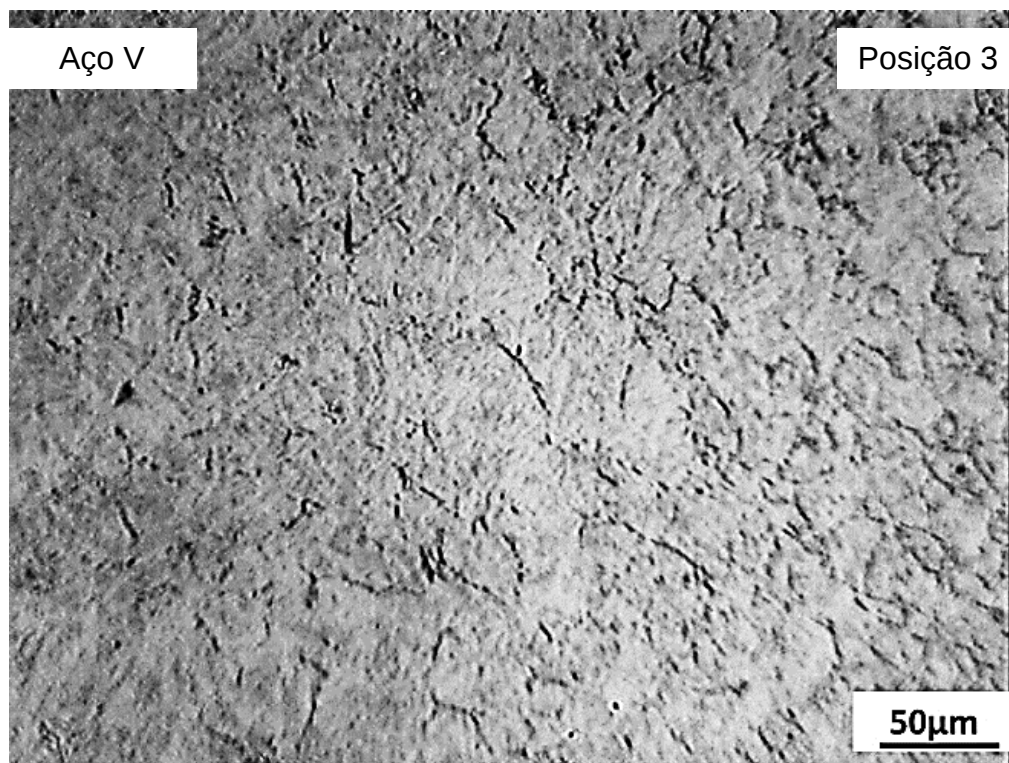
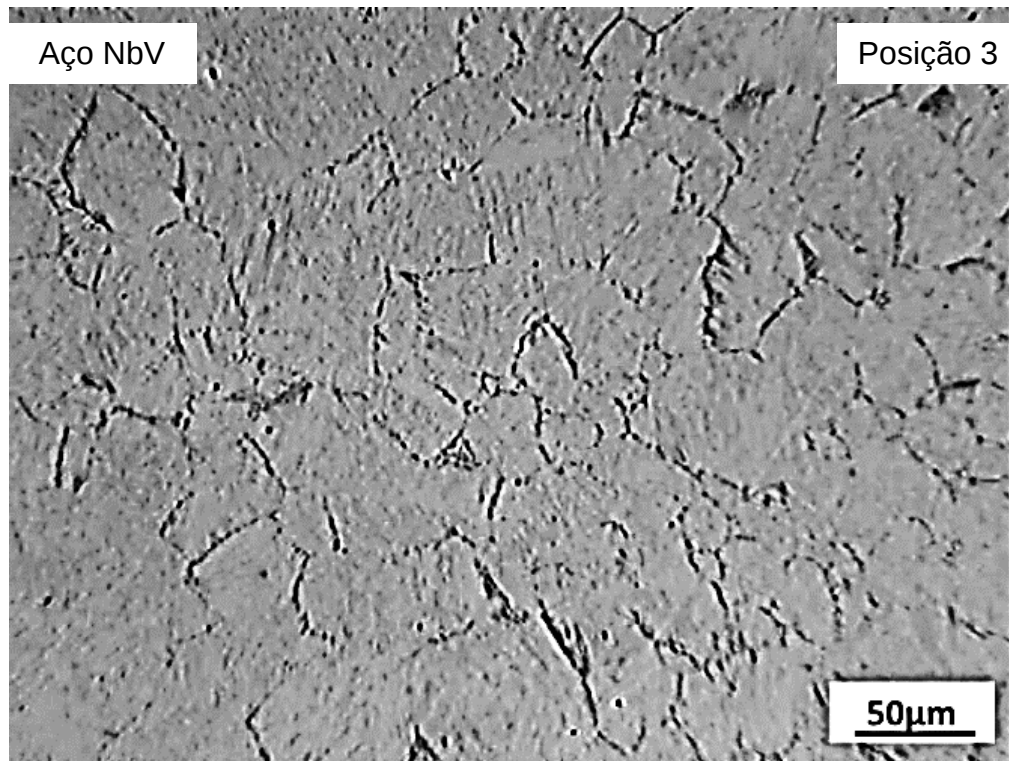
Fonte: própria do autor

Figura 5.21: Micrografia da GGZTA das barras soldadas com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm), na posição 2



Fonte: própria do autor

Figura 5.22: Micrografia da GGZTA das barras soldadas com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm), na posição 3



Fonte: própria do autor

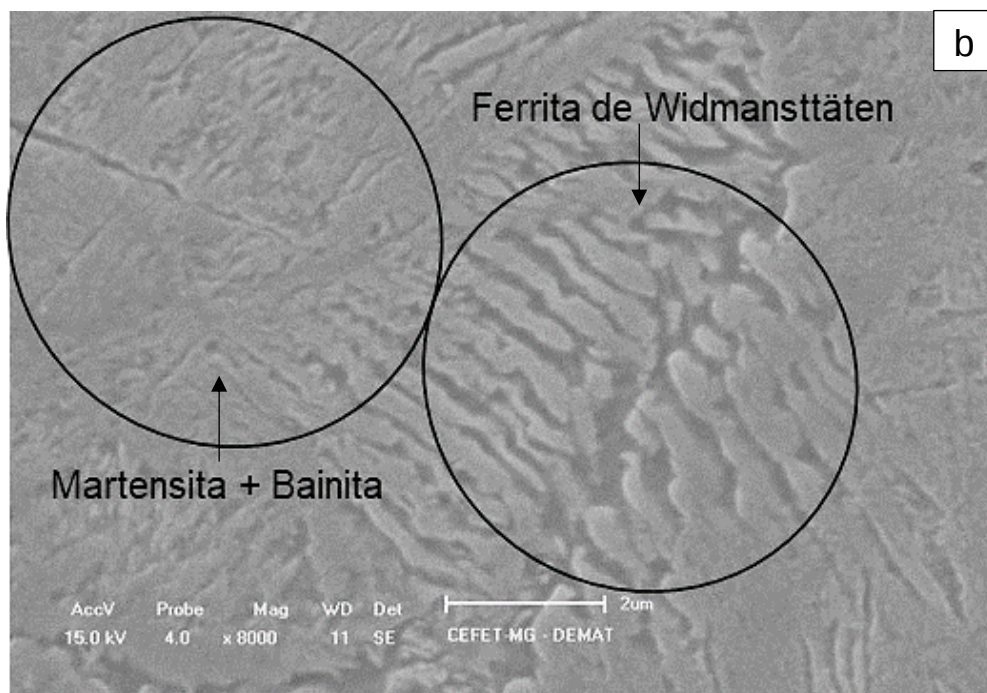
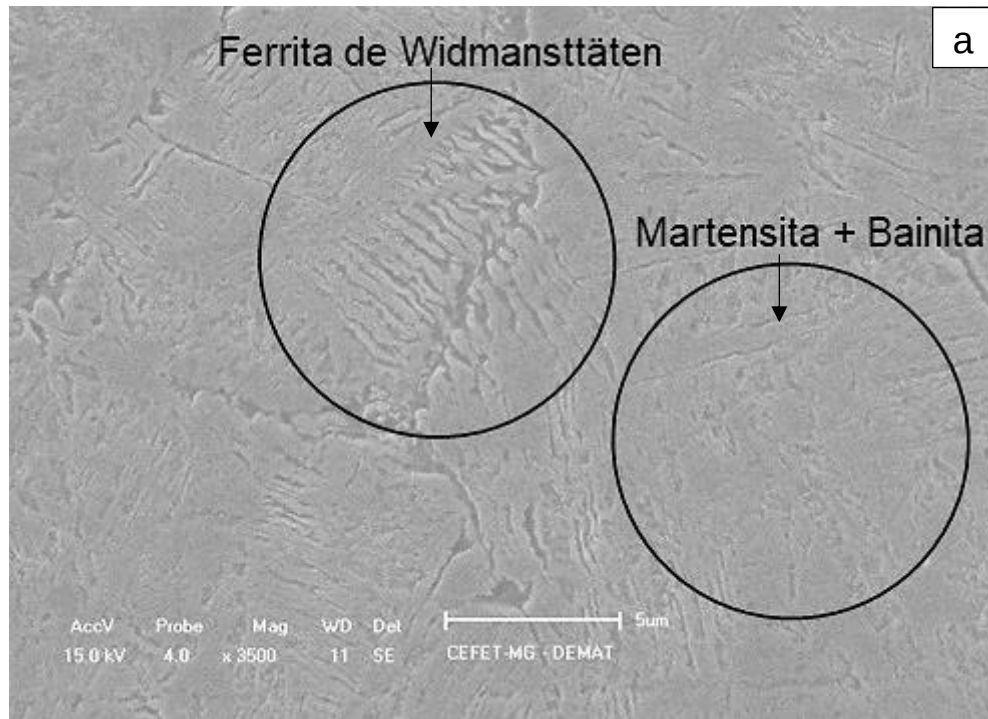
Conforme comentado, para melhor visualização dos constituintes presentes nas regiões intragranulares da GGZTA dos aços soldados com baixo aporte térmico, foram realizadas análises por meio de MEV. Está representado, na Figura 5.23, uma ampliação da região próxima ao contorno de grão, que indica a formação de uma estrutura com a presença de ferrita de Widmanstätten.

Conforme descrito pelo pesquisador (THEWLIS,2004) a formação de ferrita de Widmanstätten, geralmente, é acompanhada da formação de estruturas frágeis como bainita e martensita. Isso pode ser confirmado pelos valores de dureza apresentados pelas regiões da GGZTA dos aços soldados com baixa energia que ficaram próximos de 500HV_{0,2}. Ainda sobre a microestrutura presente na região intragranular, observa-se que houve a formação estruturas aciculares que possivelmente trata-se do constituinte bainita e martensita o que explica os altos valores de microdureza (447HV_{0,2}) para essa região.

De acordo com as imagens das micrografias (Figuras 5.24) pode-se observar que o aço microligado com Nb apresentou as mesmas características do aço sem esse microligante, *i.e.*, houve a presença de ferrita de Widmanstätten e uma estrutura com características aciculares que, provavelmente, também se trata dos constituintes bainita e martensita. Isso é confirmado pelos resultados de dureza encontrados, que são da ordem de 484HV_{0,2}.

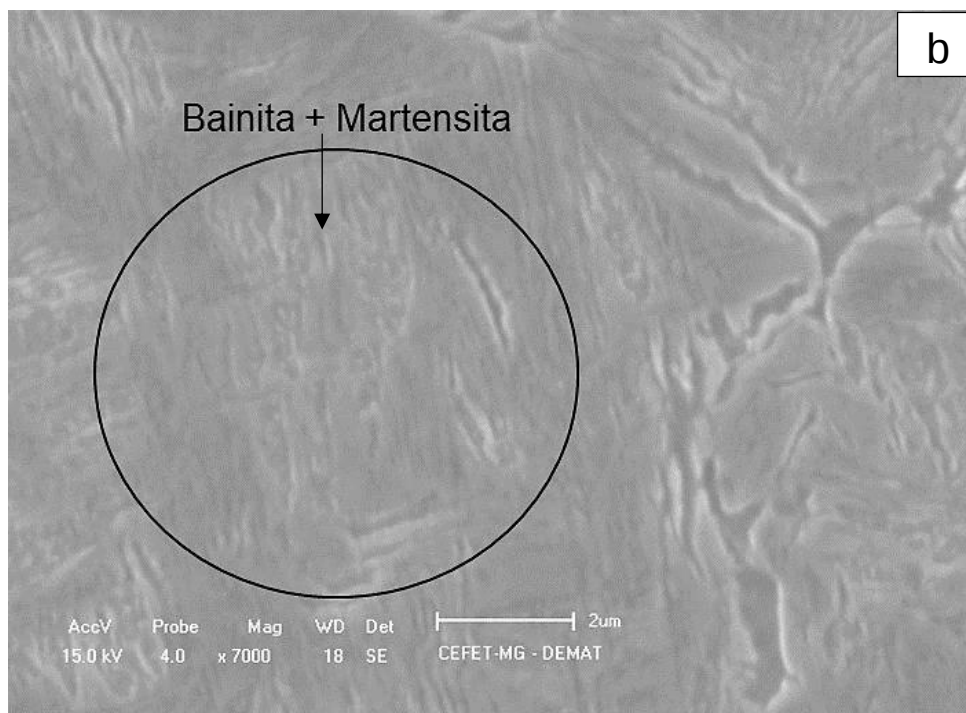
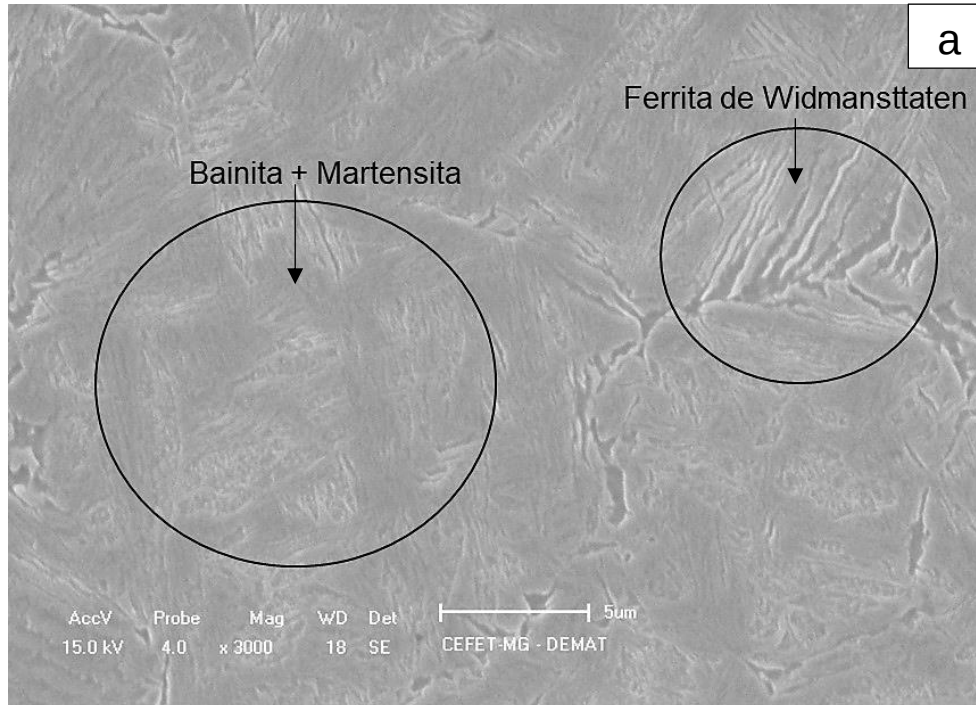
Como a dureza média para o aço NbV é superior ao valor encontrado para a mesma região do aço V, infere-se que houve a formação de um volume maior dos constituintes de alta dureza (martensita ou bainita) naqueles aços, ou seja, isso comprova o aumento da temperabilidade causado pela adição de Nb conforme descrito por (LINO, 2018). Isso tudo também está de acordo com o que foi observado pelos pesquisadores (ZHANG et al, 2009), que mostram a correlação entre a redução do aporte térmico e o aumento da fração de estruturas de alta dureza.

Figura 5.23: Micrografia da GGZTA do aço V soldado com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm). a) Ampliação de 3500X b) Ampliação de 8000X.



Fonte: própria do autor

Figura 5.24: Micrografia da GGZTA do aço NbV soldado com baixo aporte térmico. a) Ampliação de 3000X b) Ampliação de 7000X.



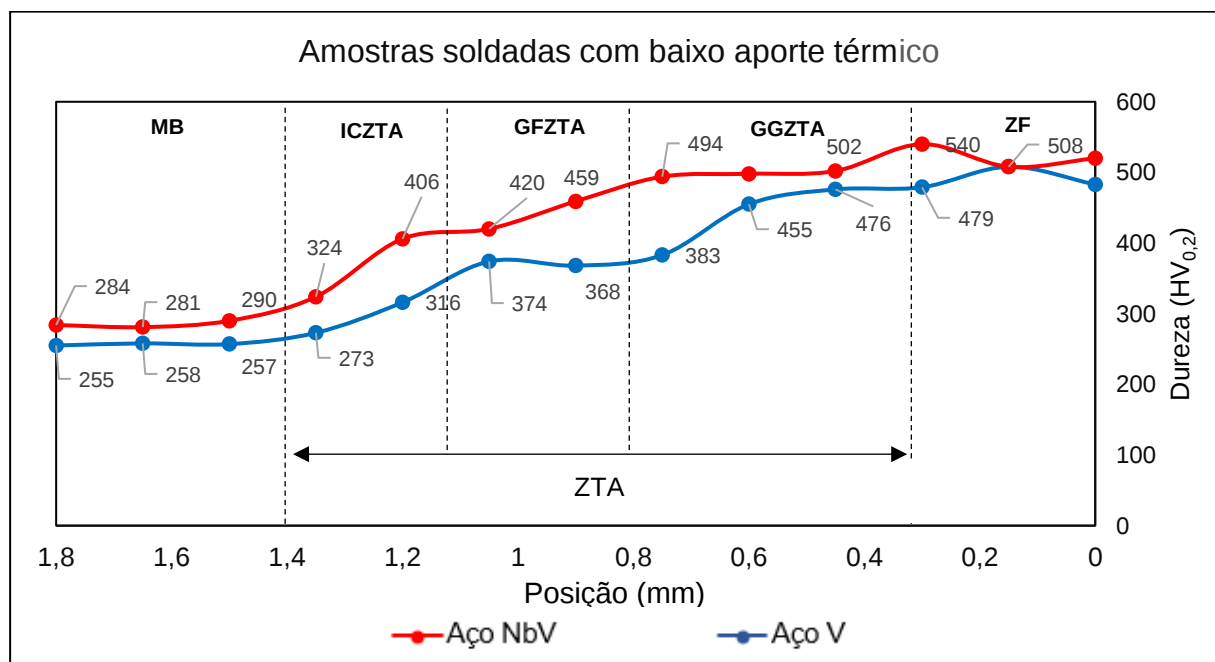
Fonte: própria do autor

5.2.4 Microdureza Vickers na região de solda

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers ($HV_{0,2}$) em amostras com baixa e alta energia de soldagem para os dois tipos de aços estudados. A Figura 5.25 apresenta os perfis obtidos para baixo aporte térmico. Como pode ser observado, houve uma tendência de crescimento da dureza na direção da ZF, ou seja, quanto mais próximo das regiões que alcançaram maior temperatura de pico maiores foram os valores encontrados. Observa-se ainda que o aço com nióbio apresentou, ao longo de todo o perfil, durezas superiores ao aço sem esse elemento.

Em especial, verifica-se que houve um acréscimo significativo na dureza da GGZTA, em ambos os aços. Isso tudo é indicativo de uma alteração microestrutural quando comparada com o metal base. A causa dessa mudança foi a alta taxa de resfriamento presente nas soldagens de baixo aporte térmico (ZHANG et al 2009). Ou seja, ocorreu formação de microestruturas com constituintes de alta dureza como martensita, bainita e ferrita de Widmanstätten.

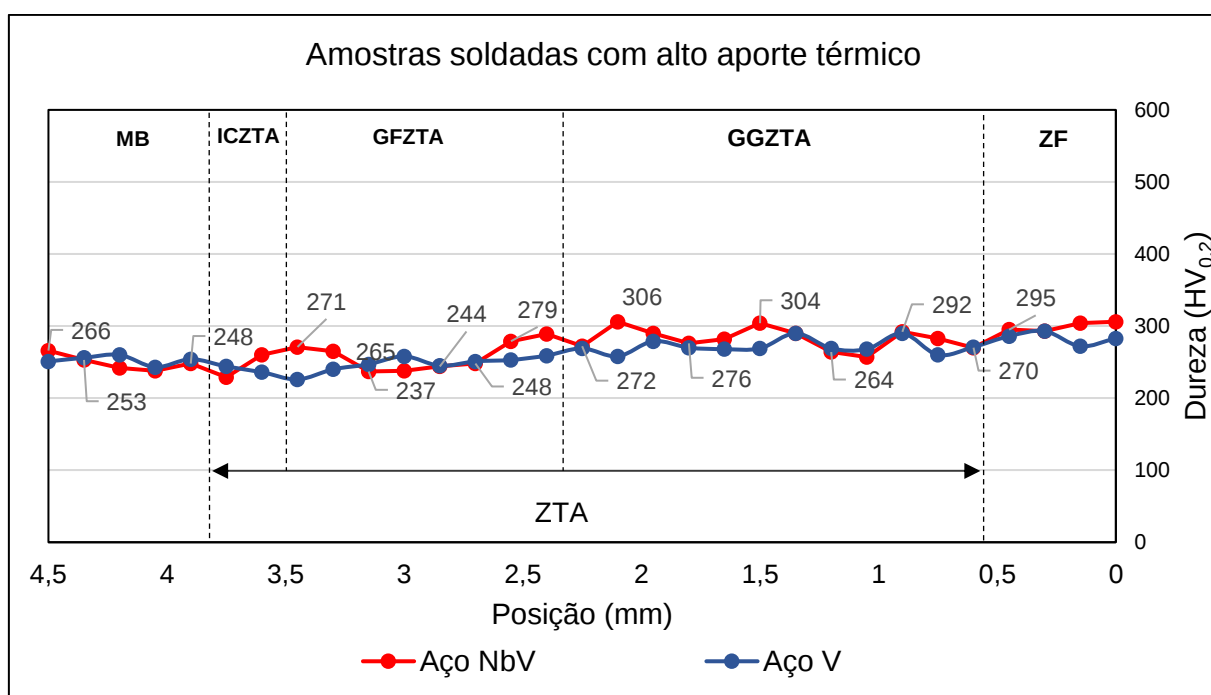
Figura 5.25: Perfil de dureza ($HV_{0,2}$) para os aços soldados com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm).



Fonte: própria do autor

Conforme discutido até aqui, os aços soldados com alto aporte térmico apresentaram resultados não desejados como o aumento da largura da ZTA e o crescimento anormal de grãos. No entanto, a utilização desse aporte sugere efeito benéfico em termos de dureza. Isso é mostrado pela Figura 5.26 onde os dois perfis de microdureza para os aços V e NbV indicam menor variabilidade de dados e, além disso, não se observa o aumento de dureza como nos casos de soldagem de baixo aporte. Isso pode ser uma vantagem quando se pretende soldar esses materiais, pois é justamente o que se almeja nesse processo de união, isto é, maior homogeneidade e continuidade das propriedades mecânicas.

Figura 5.26: Perfil de dureza ($HV_{0,2}$) para os aços soldados com alto aporte térmico (1,0kJ/mm).

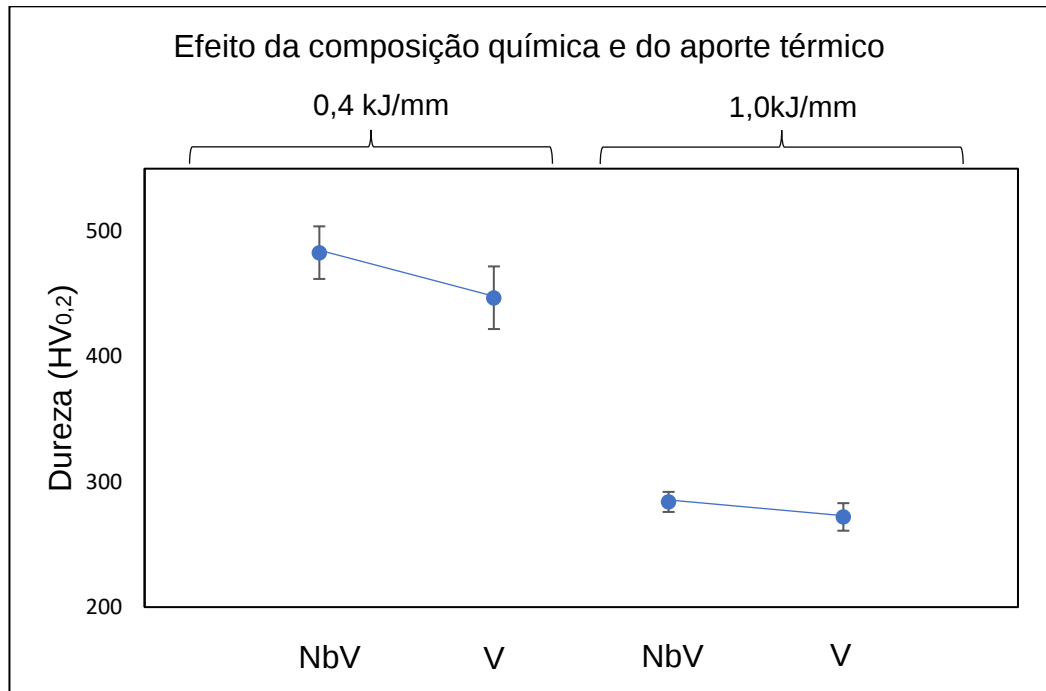


Pelos resultados obtidos, para o aporte térmico de 0,4kJ/mm, mas com diferentes composições químicas, observa-se pela Figura 5.27 que o aço contendo nióbio permanece com uma dureza média na GGZTA acima do resultado apresentado pelo aço sem nióbio. Os autores (HUANG et al, 2012) associaram esse fenômeno a presença de maior fração volumétrica de constituintes frágeis como a ferrita de Widmstätten, por exemplo, nos aços microligados ao nióbio.

Com o objetivo de avaliar possíveis efeitos combinados entre composições químicas e aportes térmicos, foi realizada uma análise comparativa. Como pode ser observado na Tabela 14 e na Figura 5.27, os aços soldados com baixo aporte térmico apresentaram resultados típicos de martensita ou bainita (DONG et al., 2014), ou seja, valores acima de 400HV_{0,2}. Isso pode ser explicado devido ao teor de carbono desse aço, que é alto (0,25%) quando comparado com um aço ARBL comum (0,10%), conforme descrito por (KOU, 2002). Além disso, o valor do Pcm (*material parameter*) está próximo ao limite superior aceitável para o metal testado (0,40). Isso tudo, favorece a formação de microestruturas com constituintes de alta dureza, tais como: bainita e martensita.

Pelo teste de hipóteses, mostrado no apêndice VII, que foi feito no *software MS Excel* de acordo com a distribuição *t-student*, observa-se que o valor *stat t* é menor que o *t* crítico bicaudal, ou seja, isso indica que as amostras são semelhantes. Isso confirma que a adição de nióbio não influenciou os resultados de dureza na GGZTA para as barras soldadas com alto aporte térmico. Por outro lado, os aços soldados com baixo aporte térmico destacam-se devido ao maior valor médio de microdureza da GGZTA. Isso pode ser explicado devido ao alto valor do Pcm aliado a alta taxa de resfriamento em soldagem de baixo aporte térmico. Embora a análise estatística mostre a semelhança dos resultados para a soldagem de baixo aporte térmico nos dois aços (apêndice VII), é notório o efeito da adição Nb. A adição desse elemento, aliada a uma soldagem com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm), a qual favorece o aumento da taxa de resfriamento de acordo com (ZHANG et al., 2009), resulta na formação de martensita ou bainita que, por sua vez, ocasiona uma elevação do valor médio da dureza. Com isso, comprova-se o que foi descrito pela literatura (LINO, 2018), onde é afirmado que adição de nióbio pode ocasionar o aumento da temperabilidade dos aços.

Figura 5.27: Dureza ($HV_{0,2}$) da GGZTA das barras soldadas com diferentes composições químicas e aportes térmicos



Fonte: própria do autor

Tabela 14: Avaliação de efeitos combinados entre aporte térmico e composição química na dureza média da GGZTA (IC=95%)

Dureza média ($HV_{0,2}$) da GGZTA		
Aporte térmico	Aço	
	NbV	V
0,4kJ/mm	483 ± 21	447 ± 25
1,0kJ/mm	284 ± 8	272 ± 11

Fonte: própria do autor

6 CONCLUSÕES

Com esse trabalho chegou-se à seguinte conclusão geral: A ZTA dos aços microligados estudados pode ser afetada pela composição química e aporte térmico, e em ambos os casos os resultados indicam que a GGZTA é a região crítica, isso devido ao aumento exagerado do tamanho de grão e formação de microestruturas frágeis. Além disso, comprovou-se que o aporte térmico e a composição química ocasionaram efeitos deletérios nas regiões da ZTA, ou seja, alterações dimensionais e microestruturais. No entanto, foi um destaque a não observância da redução de dureza em nenhuma das diferentes regiões de solda analisadas. Portanto, isso foi um indicativo de que, em termos de resistência mecânica, não deve ocorrer problemas após união desses materiais por processos a arco elétrico, para os aportes térmicos aplicados. Além disso, alcançou-se outras conclusões específicas, sendo elas:

- Influência do alto aporte térmico: A soldagem com aporte térmico de 1kJ/mm ocasionou um aumento anormal do tamanho de grão ($>100\mu\text{m}$) da GGZTA, principalmente para os aços microligados sem Nb. Por certo, isso foi devido a maior quantidade de energia empregada, o que reduziu a taxa de resfriamento e que, por sua vez, pode ter facilitado a solubilização de carbonetos (NbC e VC) os quais são fundamentais para o ancoramento dos contornos dos grãos e consequentemente para a redução do tamanho destes. Além disso, a soldagem com alto aporte ocasionou outros efeitos, tais como: incremento da largura da ZTA, aumento da penetração de solda e da largura da zona fundida. Dessa maneira, é importante ressaltar que, embora aportes térmicos superiores tragam facilidades na prática operacional de soldagem, deve-se ter cautela na utilização desse parâmetro, isso devido ao aumento nas dimensões da ZTA, em especial da GGZTA, pois isso pode afetar a tenacidade dos metais pelo crescimento exagerado dos grãos, principalmente em aço microligados sem nióbio. Por fim, os perfis de dureza em barras soldadas com alto aporte térmico apresentaram baixa variabilidade de dados, indicando assim características mecânicas semelhantes em todas as regiões analisadas.

- Influência do baixo aporte térmico: A soldagem com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm) levou a formação de microestruturas frágeis com a presença de martensita e bainita, o que ocasionou o aumento de dureza devido a maior taxa de resfriamento. Nesse sentido, destaca-se o alto valor do P_{cm} (*material parameter*) que se mostrou preponderante na formação de constituintes frágeis. Além disto, houve também efeito combinado, entre a adição de Nb e o baixo aporte térmico, o que também favoreceu o aumento de dureza. Isso pode ser explicado pelo deslocamento da curva teórica TTT (Tempo – Temperatura - Transformação) no sentido de facilitar o aumento da fração volumétrica de estruturas de alta dureza (bainita, martensita, etc), conforme demonstrado por LINO, (2018), ou seja, ocorreu aumento da temperabilidade do material. Assim, em suma, verificou-se que o baixo aporte térmico pode influenciar negativamente a tenacidade dos materiais estudados.
- Efeito da adição de Nb: O aço com Nb apresentou um menor tamanho de grão médio na GGZTA, independentemente do aporte térmico empregado, quando comparado o aço sem Nb. Isso foi explicado pela temperatura de solubilização do Nb, que é maior em comparação com o V. Portanto, isso indica que a adição de nióbio teve um efeito benéfico favorecendo a manutenção das características do aço em termos de resistência mecânica e, possivelmente, quanto à tenacidade.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudar os efeitos do aporte térmico na tenacidade desses materiais, sobretudo na GGZTA.
- Testar os efeitos de aportes térmicos superiores a 1,0kJ/mm na ZTA dos aços microligados ao Nb e V.
- Quantificar as fases frágeis presentes em cada aço para baixo aporte térmico.
- Quantificar as fases frágeis para o aço com nióbio e sem nióbio para a soldagem com alto aporte térmico.
- Avaliar o efeito dos microligantes V e Nb na distribuição do tamanho de grão da GGZTA.
- Estudar e comparar outros métodos de medição do tamanho de grão austenítico prévio.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASM. Metals Handbook. Weldability of Steel. v.6, 10 ed. Ohio, 1992.

ASTM E 112-96. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. West Conshohocken, PA, USA, 2006.

ASTM E92-17. Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials. West Conshohocken, PA, USA, 2017.

ASTM A706 / A706M. Standard Specification for Low Alloy Steel Deformed and Plain Billet-Steel Bars for Concrete Reinforcement. USA: ASTM, 2014.

BHADESHIA, H.K.D.H.; HONEYCOMBE, R.W.K.; Steels microstructure and properties, 4th edition, Elsevier, Cambridge, 2017.

BHADESHIA, H.K.D.H.; Bainite in steels: Transformations, Microstructure and Properties. 2nd edition, IOM Communications Ltd. 2001. 478p

COLPAERT, Hubertus. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008. 652p.

DONG, H. HAO, X. DENG, D. Effect of Welding Heat Input on Microstructure and Mechanical Properties of HSLA Steel Joint. p138-146. ASM International, 2014.

EASTERLING, K. Introduction of Physical Metallurgy of Welding. 280p. UK, 1992.

GORNI, A.A.; SILVEIRA, J.H.D.; Modelo matemático para o cálculo da solubilização em aços microligados ao nióbio, titânio e/ou vanádio. XXXI Seminário de Laminação da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. p81 – 97. Juiz de Fora, 1994.

HUANG, B.; YEN, W.; HO, D.; HO, H.; YANG, J. The influence of Widmanstätten ferrite on yielding behavior of Nb-containing reinforcing steel bars. p431-434. Scripta Materialia, Elsevier, 2012.

IRIS. (12 de 11 de 2011). www.Iris.edu. Acesso em 2 de 9 de 2018, disponível em www.Iris.edu:https://www.iris.edu/hq/files/publications/brochures_onepaggers/doc/EN_OnePager3.pdf

ISSA, C. A.; NASR, A. An experimental study of welded splices of reinforcing bars. *Building and Environment*, v. 41, n. 10, p. 1394–1405, 2006.

KOU, S. *Welding Metallurgy*. 2 nd edition, 454p. USA, 2002.

LANCASTER J. F. *Metalurgy of Welding*. Sixth Edition, 448p. England, 2007.

LANDGRAF, F. J. G.; R. V. Martin; GOLDENSTEIN, H.; CUMINO, R.; CAMPOS, M. F. Estimativa de austenita retida em aços temperados e revenidos por métodos magnéticos. Disponível em: <https://www.researchgate.net/publication/239591814>. 2014.

LI, Y. et al. The Effect of Vanadium and Niobium on the Properties and Microstructure of the Intercritically Reheated Coarse Grained Heat Affected Zone in Low Carbon Microalloyed Steels. *ISIJ International*, v. 41, n. 1, p. 46–55, 2001.

LINO, R. et al. Development of High-Strength Microalloyed Coiled Rebar. *AISTech 2017 Proceedings*, p. 2901–2912, 2017.

LINO, Roney Eduardo. *Laminação a Quente de Produtos Longos Microligados*. 2013. 289p. Tese (Doutorado) - Escola de engenharia - UFMG, Belo Horizonte, 2018.

LOGINOVA, I.; ÅGREN, J.; AMBERG, G. On the formation of Widmanstätten ferrite in binary Fe-C - Phase-field approach. *Acta Materialia*, v. 52, n. 13, p. 4055–4063, 2004.

LOSZ, J. M. B., and CHALLENGER, K.D. HAZ microstructures in HSLA Steel Weldments. *Armco research and Technology*. University of Cincinnati. Ohio, 1990.

MAGALHAES M. N., e LIMA A. C.P. *Noções de Probabilidade e Estatística*. 6ªedição, 392p. São Paulo, Brasil, 2008.

MARIANO, N. A.; MARINHO, D.; DIAS, J. C.; FERNANDES, M. A. Efeito da temperatura e tempo de austenitização nas transformações de fase da liga 13Cr2Ni0,1C. REM: R. Esc. Minas, Ouro Preto, 63(1): 027-031, jan. mar. 2010

MARQUES P.V., MODENESI, P.J. , BRACARENSE, A.Q. Soldagem: fundamentos e tecnologia - 3ª edição atualizada. Editora UFMG. 363p, 2011.

MEESTER, B. DE. The Weldability of Modern Structural TMCP Steels. ISIJ International, v. 37, n. 6, p. 537–551, 1997.

MEI, P. R. Efeitos do tratamento termomecânico na estrutura e propriedades de aços com médio e alto teor de carbono microligados com nióbio. 1989 Tese (Livre docência) Faculdade de Engenharia de Campinas, Universidade Estadual de Campinas.

MILBOURN, D.; YU, L. Metallurgical Benefits of Vanadium Microalloying in Producing High Strength Seismic Grade Rebar. International Seminar on Production and Application of High Strength Seismic Grade Rebar Containing Vanadium, p. 32–43, 2010.

MOREIRA, P. S.; FARIA, G. L; FORTES, R. C.; RODRIGUES, R. A.; Avaliação de diferentes técnicas de contraste para revelar o contorno de grão austenítico prévio em aços. 70º Congresso anual da ABM.p. 2012 - 220, 2015

MOUSTAFA, T. et al. Optimizing the Welding Parameters of Reinforcing Steel Bars. Arabian Journal for Science and Engineering, v. 41, n. 5, p. 1699–1711, 2016.

NIKOLAOU, J.; PAPADIMITRIOU, G. D. Microstructures and mechanical properties after heating of reinforcing 500 MPa class weldable steels produced by various processes (Tempcore, microalloyed with vanadium and work-hardened). Construction and Building Materials, v. 18, n. 4, p. 243–254, 2004.

PAXTON, H.W. The Metallurgy of Steels for Large Diameter Linepipe. In: Alloys for the Eighties. Proceedings.Climax Molybdenum Co., Ann Arbor, June 1980, 185-211.

PAVLINA E.J.; VAN TYNE C.J. Correlation of Yield Strength and Tensile Strength with Hardness for Steels, ASM International, p888-893, 2008

POTTER, K. Methods for Presenting Statistical Information: The Box Plot. University of Utah. School of Computing. Salt Lake City, UT, 2007

Yu, Q. and Sun, Y. Abnormal growth of austenite grain of low-carbon steel. Materials Science and Engineering - Elsevier - 34–38, 2006

SANTOS, J.; HENRIQUES, A. A. Strength and Ductility of Damaged Tempcore Rebars. Procedia Engineering, v. 114, p. 800–807, 2015.

SATYENDRA. Heat Affected Zone and Weld Metal Properties in Welding of Steels. Disponível em: <<http://ispatguru.com/heat-affected-zone-and-weld-metal-properties-in-welding-of-steels/>>.

SHOME, M et al. Precipitate Dissolution and Grain Growth in the Heat Affected Zone of HSLA-100 Steel - ISIJ International, Vol. 43 (2003), No. 9, pp. 1431–1437

TALAŞ, Ş. The assessment of carbon equivalent formulas in predicting the properties of steel weld metals. Materials and Design, v. 31, n. 5, p. 2649–2653, 2010.

THEWLI, G.; Classification and quantification of microstructures in steels. Journal Materials Science and Technology. Vol. 20, p. 143-160, Fevereiro, 2004.

VIANO, D.M., N.U. AHMED, G.O. SCHUMANN, Influence of heat input and travel speed on microstructure and mechanical properties of double tandem submerged arc high strength low alloy steel weldments. Sci. Technol. Weld. Join. 5(1), 26–34 (2000).

VIEIRA, D. A. M. P. SANTOS¹, D. S. G. LIMA, Y. P. M. RODRIGUEZ, C. P. SOUZA e T. O. MORAES JR. Processamento e caracterização de núcleo de ferro puro obtido por metalurgia do pó para aplicação como captador em energy harvesting – HOLOS – Ano 31. Vol. 3, p. 74 – 81, 2015.

Apêndice I

Tabela 15: Teste de hipóteses para a largura da zona fundida

Teste-t: duas amostras em par para médias		
	NbV - 1,0KJ/mm V -1,0KJ/mm	
Média	9,41	9,43
Variância	0,44	0,63
Observações	9	9
Correlação de Pearson	-0,28	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	8	
Stat t	-0,065	
P(T<=t) uni-caudal	0,475	
t crítico uni-caudal	1,860	
P(T<=t) bi-caudal	0,949	
t crítico bi-caudal	2,306	

(A)

Teste-t: duas amostras em par para médias		
	NbV - 0,4KJ/mm V - 0,4KJ/mm	
Média	7,19	6,56
Variância	0,17	0,35
Observações	9	9
Correlação de Pearson	-0,47	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	8	
Stat t	2,21	
P(T<=t) uni-caudal	0,03	
t crítico uni-caudal	1,86	
P(T<=t) bi-caudal	0,06	
t crítico bi-caudal	2,31	

(B)

Fonte: própria do autor

Apêndice II

Tabela 16: Teste de hipóteses para os resultados de penetração de solda

Teste-t: duas amostras em par para médias			Teste-t: duas amostras em par para médias		
	NbV-1,0KJ/mm	V-1,0KJ/mm		NbV-0,4KJ/mm	V-0,4KJ/mm
Média	2,16	2,29	Média	1,24	1,20
Variância	0,03	0,07	Variância	0,03	0,03
Observações	9	9	Observações	9	9
Correlação de Pearson	-0,22		Correlação de Pearson	-0,42	
Hipótese da diferença de média	0		Hipótese da diferença de média	0	
gl	8		gl	8	
Stat t	-1,14		Stat t	0,38	
P(T<=t) uni-caudal	0,14		P(T<=t) uni-caudal	0,36	
t crítico uni-caudal	1,86		t crítico uni-caudal	1,86	
P(T<=t) bi-caudal	0,29		P(T<=t) bi-caudal	0,71	
t crítico bi-caudal	2,31		t crítico bi-caudal	2,31	

(A)

(B)

Fonte: própria do autor

Apêndice III

Tabela 17: Testes de hipóteses para os resultados das larguras da ZTA (a) Comparativo para alto aporte térmico (b) Comparativo para baixo aporte térmico

Teste-t: duas amostras em par para médias			Teste-t: duas amostras em par para médias		
	NbV - 1,0KJ/mm	V - 1,0KJ/mm		NbV - 0,4KJ/mm	V - 0,4KJ/mm
Média	3,7	3,4	Média	1,62	1,61
Variância	0,1	0,1	Variância	0,02	0,02
Observações	9	9	Observações	9	9
Correlação de Pearson	0,6		Correlação de Pearson	-0,3	
Hipótese da diferença de média	0		Hipótese da diferença de média	0	
gl	8		gl	8	
Stat t	3,38		Stat t	0,095	
P(T<=t) uni-caudal	0,00		P(T<=t) uni-caudal	0,463	
t crítico uni-caudal	1,86		t crítico uni-caudal	1,860	
P(T<=t) bi-caudal	0,01		P(T<=t) bi-caudal	0,927	
t crítico bi-caudal	2,31		t crítico bi-caudal	2,306	

(A)

Fonte: própria do autor

(B)

Apêndice IV

Figura 8.1: Regiões afetadas pelo calor de uma amostra soldada com alto aporte térmico (1,0kJ/mm)

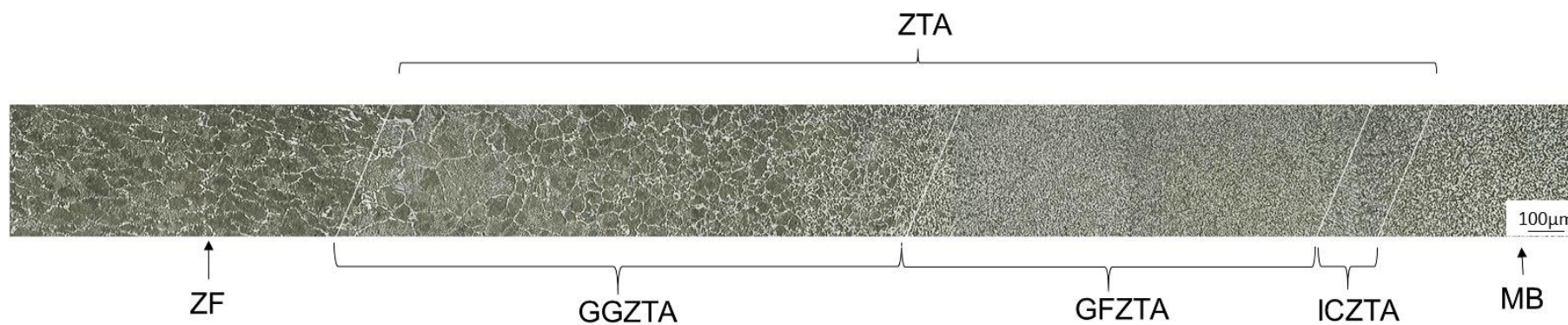
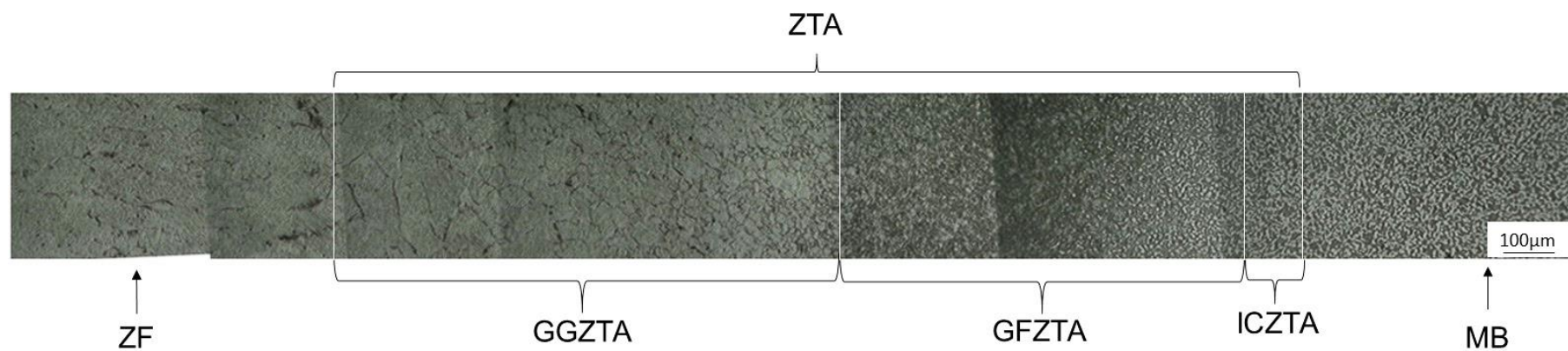


Figura 8.2: Regiões afetadas pelo calor de uma amostra soldada com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm)



Fonte: própria do autor

Apêndice V

Tabela 18: Teste de hipóteses para os resultados da largura da GGZTAa) Soldagem com alto aporte térmico (1kJ/mm)

b) Soldagem com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm)

Teste-t: duas amostras em par para médias

	NbV - 1,0KJ/mm	V - 1,0KJ/mm
Média	1,94	1,36
Variância	0,02	0,01
Observações	6	6
Correlação de Pearson	0,58	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	5	
Stat t	10,9	
P(T<=t) uni-caudal	0,0	
t crítico uni-caudal	2,0	
P(T<=t) bi-caudal	0,0	
t crítico bi-caudal	2,6	

(A)

Teste-t: duas amostras em par para médias

	NbV - 0,4KJ/mm	V - 0,4KJ/mm
Média	0,5	0,53
Variância	0,004	0,01
Observações	6,0	6
Correlação de Pearson	-0,8	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	5,0	
Stat t	0,2	
P(T<=t) uni-caudal	0,4	
t crítico uni-caudal	2,0	
P(T<=t) bi-caudal	0,8	
t crítico bi-caudal	2,6	

(B)

Apêndice VI

Tabela 19: Teste de hipóteses para os resultados da largura da GFZTA a) Soldagem com alto aporte térmico (1kJ/mm)

b) Soldagem com baixo aporte térmico (0,4kJ/mm)

Teste-t: duas amostras em par para médias

	NbV - 1,0KJ/mm	V - 1,0KJ/mm
Média	1,73	1,52
Variância	0,04	0,04
Observações	6	6
Correlação de Pearson	0,44	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	5	
Stat t	2,39	
P(T<=t) uni-caudal	0,03	
t crítico uni-caudal	2,02	
P(T<=t) bi-caudal	0,06	
t crítico bi-caudal	2,57	

(A)

Teste-t: duas amostras em par para médias

	NbV - 0,4KJ/mm	V - 0,4KJ/mm
Média	0,43	0,43
Variância	0,00	0,00
Observações	6	6
Correlação de Pearson	-0,13	
Hipótese da diferença de média	0,00	
gl	5,00	
Stat t	-0,19	
P(T<=t) uni-caudal	0,43	
t crítico uni-caudal	2,02	
P(T<=t) bi-caudal	0,86	
t crítico bi-caudal	2,57	

(B)

Apêndice VII

Tabela 20: Teste de hipóteses para a microdureza da GGZTA para os aços com alto aporte térmico

Teste-t: duas amostras em par para médias		
	NbV - 1,0KJ/mm V - 1,0KJ/mm	
Média	272,1	284,4
Variância	121,2	246,3
Observações	10	10
Correlação de Pearson	0,08	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	9	
Stat t	-2,1	
P(T<=t) uni-caudal	0,0	
t crítico uni-caudal	1,8	
P(T<=t) bi-caudal	0,1	
t crítico bi-caudal	2,3	

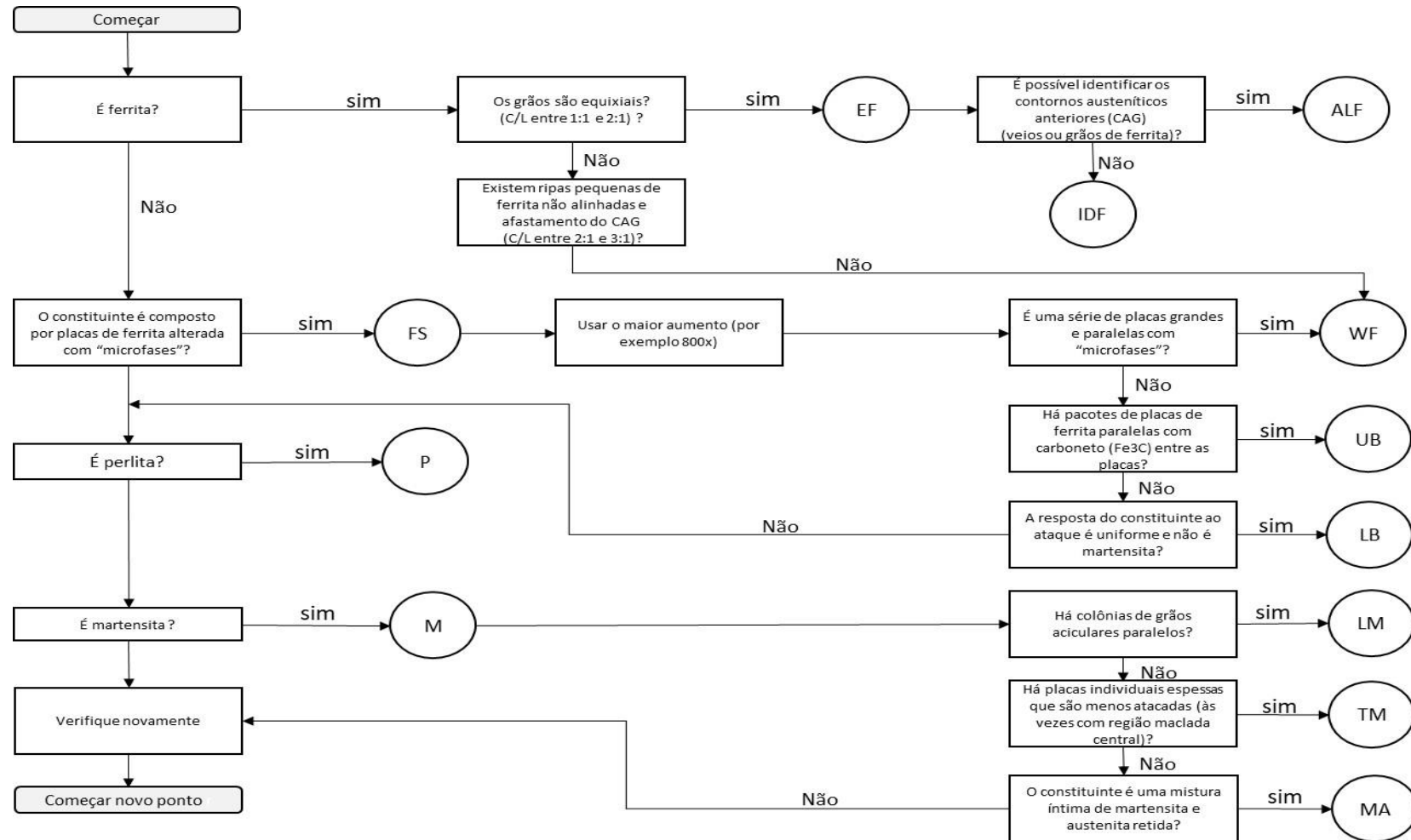
(a)

Teste-t: duas amostras em par para médias		
	NbV - 0,4KJ/mm V - 0,4KJ/mm	
Média	483,3	446,6
Variância	856,2	1179,4
Observações	10	10
Correlação de Pearson	0,51	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	9	
Stat t	3,6	
P(T<=t) uni-caudal	0,0	
t crítico uni-caudal	1,8	
P(T<=t) bi-caudal	0,0	
t crítico bi-caudal	2,3	

(b)

ANEXO I

Figura 8.3: Diagrama de tomada de decisão para determinação de microestruturas



Fonte: Adaptado de (COLPAERT, 2008)

ANEXO II

Tabela 21: Tabela com os valores de *t*- student para um intervalo de confiança de 95%

Múltiplos para um intervalo de confiança de 95%, <i>t</i>			
Nº de amostras, n	<i>t</i>	Nº de amostras	<i>t</i>
5	2,776	13	2,179
6	2,571	14	2,160
7	2,447	15	2,145
8	2,365	16	2,131
9	2,306	17	2,120
10	2,262	18	2,110
11	2,228	19	2,101
12	2,201	20	2,093

Fonte: ASTM E112-96

Equação para cálculo do intervalo de confiança

$$95\%IC = \frac{t.s}{\sqrt{n}} \quad (4)$$

IC = Intervalo de confiança

s = desvio padrão

n = número de medidas