

Edilson Nunes Pollnow

ESTUDO DOS EFEITOS DO TRATAMENTO DE BORETAÇÃO NO PROCESSO DE SOLDAGEM TIG DE UM AÇO DE BAIXO TEOR DE CARBONO

> Rio Grande 2016

Edilson Nunes Pollnow

ESTUDO DOS EFEITOS DO TRATAMENTO DE BORETAÇÃO NO PROCESSO DE SOLDAGEM TIG DE UM AÇO DE BAIXO TEOR DE CARBONO

Projeto de dissertação apresentado como requisito de avaliação da disciplina de Defesa da Proposta de Trabalho, do curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande. Área de Concentração: Engenharia da Soldagem e Materiais.

Orientador (a): Prof.º Dr. Douglas Bezerra de Araújo.

Rio Grande 2016



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG ESCOLA DE ENGENHARIA Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica PPMec



Ata n° 01/2016 da Defesa de Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG. Aos vinte e quatro dias do mês de fevereiro de dois mil e dezesseis, foi instalada a Banca de Defesa de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG, às nove horas na sala 1103 localizada no prédio 1 da Universidade Federal do Rio Grande – FURG, a que se submeteu o mestrando Edilson Nunes Pollnow, nacionalidade brasileira, dissertação ligada a Linha de Pesquisa Engenharia de Soldagem e Materiais do PPMec, com o seguinte título: Estudo Dos Efeitos Do Tratamento De Boretação No Processo De Soldagem TIG De Um Aço De Baixo Teor De Carbono referendada pela Câmara Assessora do Curso, os seguintes Professores Doutores José Henrique Alano e Alice Gonçalves Osório, sob a presidência do Professor Douglas Bezerra de Araújo. Analisando o trabalho, os Professores da Banca Examinadora o consideraram:

- 1. Douglas Bezerra de Araújo: Apresado
- 2. José Henrique Alano:
- 3. Alice Gonçalves Osório: APRO VADO

Foi concedido um prazo de _____ dias, para o candidato efetuar as correções sugeridas pela Comissão Examinadora (anexo) e apresentar o trabalho em sua redação definitiva, sob pena de não expedição do Diploma. A ata foi lavrada e vai assinada pelos membros da Comissão.

Assinaturas:

1. Dauglos B. de Analyo
CPF: 294.012.238.58
2. bfe the thans
CPF: 036950749.57
3. Micp Oprip
CPF: 690774360/49
Edilson Nunes Pollnow:

Av. Itália km 08 - Campus Carreiros - Rio Grande/RS - Caixa Postal: 474 - CEP 96203-900 Fone: (053) 3293.5218 - (053) 3293.5119 - E-mail: ppmec@furg.br

Agradecimentos

Ao professor Douglas Bezerra de Araújo por ter abraçado e acreditado neste trabalho, e por exercido o importante papel de orientador, transmitindo sua experiência e conhecimento;

A professora Alice Gonçalves Osório por suas inúmeras contribuições, não só ao longo deste trabalho, mas em toda minha vida acadêmica;

A banca examinadora por aceitar contribuir intelectualmente com este trabalho;

Aos professores do PPMec pela transmissão de conhecimentos imprescindíveis a realização deste trabalho;

Aos colegas Thais, Daniela, Tárique, Adilar, Geordano e Gabriel por toda troca de conhecimento e pelos diversos momentos de descontração;

A equipe do laboratório de metalografia do PPMec pelos serviços prestados;

Ao curso de Engenharia de Materiais da UFPel por ceder a utilização do forno tubular;

A UFRGS pela realização da microscopia RAMAN;

A CAPES pelo apoio financeiro; e

Aos meus pais Adilson Quadros Pollnow e Leda Nunes Pollnow pelo incentivo e apoio incondicional ao longo de minha vida. A minha namorada Tanise por sua enorme paciência, dedicação, amor, carinho e companheirismo.

A todos estes que contribuíram das mais diversas formas, os meus mais sinceros agradecimentos.

"God made solids, but surfaces were the work of the Devil..."

Wolfgang Pauli

Resumo

POLLNOW, E. N. Estudo dos efeitos do tratamento de boretação no processo de soldagem TIG de um aço de baixo teor de carbono. 2016. 108 p. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica (PPMEC), Escola de Engenharia. Universidade Federal de Rio Grande, Rio Grande, 2016.

Os estudos na área da engenharia de superfícies recebem grande importância devido ao aprimoramento que as modificações superficiais fornecem aos materiais. Com um mercado global que tem a necessidade de proporcionar as peças e equipamentos maior vida útil com baixo custo, para suportar solicitações severas e assim manter seu alto desempenho, os tratamentos superficiais tornam o que se pensava impossível em realidade. Entre os tratamentos superficiais que têm recebido atenção e é objeto deste trabalho temos o processo termoquímico de boretação. O processo de boretação consiste em saturar com boro a superfície de aços e ligas metálicas. Essa saturação fornece a superfície um incremento de propriedades não intrínsecas ao metal de base tais como: dureza, resistência à abrasão e corrosão. Embora as propriedades dos aços boretado já tenham sido estudadas, os efeitos que o processo de boretação exerce nos aços durante ou posteriormente aos processos de soldagem não são conhecidos. É objetivo deste trabalho avaliar os efeitos do tratamento de boretação no processo de soldagem TIG de um aço de baixo teor de carbono. Este estudo partiu por duas vias diferentes de abordagem: a primeira que é caracterizar o efeito da camada boretada sobre a soldabilidade do aço de baixo carbono e a segunda via que é avaliar os efeitos do processo de boretação sobre o cordão de solda. Os resultados apontam uma boa soldabilidade metalúrgica, com dureza coerente ao esperado. A boretação do cordão de solda tende a aumentar a ductilidade do metal de base, pois nas temperaturas de estudo, o aço SAE 1015 passa pelos processos de recozimento ou de normalização.

Palavras-Chaves: Boretação; TIG; Soldabilidade; Microestrutura.

Abstract

POLLNOW, E. N. Study of the effects of boriding treatment in TIG welding process on a low-carbon steel. 2016. 108 p. Dissertation (Master's Degree). Post Graduation Program of Mechanical Engineering, Engineering School. Federal University of Rio Grande, Rio Grande, 2016.

The studies in the area of surface engineering are receive great importance due to the improvement that surface modifications provide to materials. With a global market that has the need for parts and equipment with longer life and low cost, to support these severe requests and thus maintain its high performance, surface treatments turn what was thought impossible in reality. Between the surface treatments that have received attention and is the subject of this work have the thermochemical process of boriding. The boriding process consists of saturate with boron the surface of steels and alloys. This saturation provides an increase of the surface properties, properties not intrinsic to the base metal such as hardness, resistance to abrasion and corrosion. Although the properties of boriding steels have already been studied, the effects that the boriding process performs to the steel during or after the welding processes are not known. It is the objective of this work was to evaluate the effects of boriding treatment in the TIG welding process to a low-carbon steel. This study was realized in two different approaches: the first is to characterize the effect of boride layer on the lowcarbon steel weldability and second is to evaluate the effects of boronizing process on the weld bead. The results show a good metallurgical weldability, with coherent hardness as expected. The boronizing of the weld tends to increase the ductility of the base metal because at the temperatures of study, SAE 1015 steel undergoes the annealing process or normalizing.

Key Words: boriding; TIG; weldability; microstructure.

Lista de Ilustrações

Figura 1: Diagrama de Fases Fe-B
Figura 2: Efeito da temperatura e tempo de boretação com pó na espessura da camada de
boreto formada em um aço de baixo carbono
Figura 3: Representação esquemática dos estágios de crescimento termoquímico dos cristais
de Fe2B: estágio 1, crescimento na superfície metálica; estágio 2, crescimento nas regiões
mais externas da amostra metálica; e estágio 3, crescimento em maior profundidade26
Figura 4: Regiões de um cordão de solda
Figura 5: Diagrama Esquemático mostrando a influência de G, R e da composição química na
forma da interface de solidificação29
Figura 6: Diferentes descontinuidades possíveis em uma junta soldada
Figura 7: Classificação das trincas de soldagem de acordo com sua localização: (1) trinca na
cratera, (2) trinca transversal na ZF, (3) trinca transversal na ZTA, (4) trinca longitudinal na
ZF, (5) trinca na margem da solda, (6) trinca sob o cordão, (7) trinca na linha de fusão e (8)
trinca na raiz de solda
Figura 8: Mecanismo de Formação da Trinca de Solidificação
Figura 9: Fluxograma Metodológico do Processo41
Figura 10: Desenho esquemático das amostras de aço SAE 1015
Figura 11: Desenho esquemático da amostra SAE 1015 para a etapa boretação pós soldagem.
Figura 12: Desenho esquemático dos corpos de prova pré-boretação
Figura 13: Esquema de medição de uma camada de boretos
Figura 14: Esquema de Medição da Microdureza 50
Figura 15: Micrografia por MEV da camada de Boretos. a) BEC magnificação de 250X. b)
BEC magnificação de 500X
Figura 16: Amostra TS. Ataque: Nital 3%
Figura 17: Amostra TS. Ataque: Nital 3%
Figura 18: Amostra TS3. Ataque: Nital 3%
Figura 19: Amostra TS4. Ataque: Nital 3%55
Figura 20: Amostra TS4, limite entre ZF e ZTA. Ataque: Nital 3%
Figura 21: Amostra TS5. Ataque: Nital 3%
Figura 22: Amostra TS6. Ataque: Nital 3%

Figura 23: Amostra TS6, zona com porosidade. Ataque: Nital 3%	57
Figura 24: ZF da amostra TS1. Ataque: Nital 3%	
Figura 25: ZF da Amostra TS2. Ataque: Nital 3%	59
Figura 26: ZF da amostra TS3. Ataque: Nital 3%	59
Figura 27: ZF da Amostra TS4. Ataque: Nital 3%	
Figura 28: ZF da amostra TS5. Ataque: Nital 3%	61
Figura 29: ZF da Amostra TS6. Ataque: Nital 3%	61
Figura 30: ZTA da amostra TS1. Ataque: Nital 3%	
Figura 31: ZTA da Amostra TS2. Ataque: Nital 3%	
Figura 32: ZTA da amostra TS3. Ataque: Nital 3%	
Figura 33: ZTA da amostra TS4. Ataque: Nital 3%	64
Figura 34: ZTA da amostra TS5. Ataque: Nital 3%	64
Figura 35: ZTA da amostra TS6. Ataque: Nital 3%	
Figura 36: MB da Amostra TS1. Ataque: Nital 3%	66
Figura 37: Micrografias Ópticas. Amostras: a) TS1; b) TS2; c) TS3; d) TS4; e	e) TS5 e f) TS6.
	67
Figura 38: Espessura da Camada Boretada das Amostras TS	
Figura 39: Perfis de microdureza dos testes de soldabilidade	
Figura 40: Microdureza da Camada Boretada	70
Figura 41: Espectros RAMAN. a) Fe ₂ B da amostra de referência. b, c e d) In	ntersecção entre
ZF e a trinca	71
Figura 42: Micrografias das amostras: a)1 E; b) 2 C; c) 3 E; d) 4 D	72
Figura 43: ZF da amostra 1 E. Ataque: Nital 3%	74
Figura 44: ZF da amostra 2 C. Ataque: Nital 3%	74
Figura 45: ZF da amostra 3 A. Ataque: NItal 3%	75
Figura 46: ZF da amostra 4 B. Ataque: Nital 3%	75
Figura 47: ZTA da amostra 1 D. Ataque: Nital 3%	77
Figura 48: ZTA da amostra 2 D. Ataque: Nital 3%	77
Figura 49: ZTA da amostra 3 D. Ataque: Nital 3%	
Figura 50: ZTA da amostra 4 B. Ataque: Nital 3%	
Figura 51: MB da amostra 1 B. Ataque: Nital 3%	
Figura 52: MB da amostra 2 A. Ataque: Nital 3%	
Figura 53: MB da amostra 3 C. Ataque: Nital 3%	

Figura 54: MB da amostra 4 E. Ataque: Nital 3%	81
Figura 55: Amostra 2 D	82
Figura 56: Amostra 3 E	83
Figura 57: Amostra 4 B	83
Figura 58: Gráfico da espessura média de camada e desvio padrão	84
Figura 59: Perfis de Microdureza das Amostras 1 A, B, C, D e E	85
Figura 60: Perfis de Microdureza das Amostras 2 A, B, C, D e E	86
Figura 61: Perfis de Microdureza das Amostras 3 A, B, C, D e E.	87
Figura 62: Perfis de Microdureza das Amostras 4 A, B, C, D e E	88
Figura 63: Microdureza da Camada Boretada	89

Lista de Tabelas

Tabela 1: Propriedade dos boretos de ferro	
Tabela 2: Principais esquemas de classificação de ferrita e de constituintes em metal	de solda
ou aços baixo carbono	
Tabela 3: Classificação das Amostras para os Testes de Soldabilidade	
Tabela 4: Parâmetros de soldagem.	
Tabela 5: Classificação das Amostras	
Tabela 6: Composição Química do Aço Selecionado	

Lista de Abreviaturas e Siglas

- AF Ferrita Acicular
- Al₂O₃ Alumina
- BCl3 Tricloreto de Boro
- $B_4C-Carbeto$ de Boro
- BEC Backscattered Eletrons (Elétrons Retroespalhados)
- Co-Cobalto
- FeB Boreto de Ferro
- Fe₂B Boreto de Ferro (II)
- g/cm³ grama por centímetro cúbico
- gf grama força
- GPa Giga Pascal
- GB (PF) Ferrita Poligonal de Contorno de Grão.
- GB(W) Ferrita Widmanstätten de Contorno de Grão.
- HV Hardness Vickers (Dureza Vickers)
- HV_{0,1} Dureza Vickers com carga aplicada de 100 gf.
- $HV_{0,05}$ Dureza Vickers com carga aplicada de 50 gf.
- I (B) Bainita.
- I (Wf) Ferrita Widmanstätten Intragranular.
- I (PF) Ferrita Poligonal Intragranular.
- KBF₄-Tetrafluorboreto de Potássio
- MB Metal de Base
- Na₂B₄O₇-Tetraborato de Sódio
- Ni Níquel
- SiC Carbeto de Silício
- TiC Carbeto de Titânio
- TIG Tungsten Inert Gas
- ZF Zona Fundida
- ZTA Zona Termicamente Afetada
- WC Carbeto de Tungstênio

Súmario

1	- INTRODUÇÃO	16
2	- OBJETIVOS	18
	2.1 - Objetivo Geral	18
	2.2 - Objetivos Específicos	18
3	- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
	3.1 - Boretação	19
	3.2- Crescimento da Camada Boretada	24
	3.3 - Tecnologia da Soldagem	26
	3.4 – Regiões Distintas do Corpo de Prova Soldado	27
	3.4.1 – Zona de Fusão (ZF)	27
	3.4.1.1 Solidificação da Zona de Fusão	28
	3.4.2 – Zona Termicamente Afetada	30
	3.5 – Constituintes da Zona Fundida	31
	3.5 - Processo TIG	33
	3.5.1 - Vantagens e Desvantagens do Processo TIG	33
	3.6 - Soldabilidade	34
	3.7 - Descontinuidades em Soldas	35
	3.7.1 - Trincas	36
	3.7.1.1 - Fissuração a Quente	37
	3.7.1.2 - Fissuração a Frio	40
4	- MATERIAIS E MÉTODOS	41
	4.1 - Materiais Utilizados	42
	4.2 - Caracterização das Matérias-Primas	42
	4.3 - Avaliação da Soldabilidade do Aço Boretado	42
	4.3.1 - Preparação dos Corpos de Prova	42

4.3.2 - Boretação das Amostras Pré-Soldagem	44
4.3.3 - Soldagem	44
4.4 - Boretação do Cordão de Solda	45
4.4.1 - Preparação dos Corpos de Prova	45
4.4.2 - Soldagem	47
4.4.3 - Boretação Pós-Soldagem	47
4.5 - Caracterização dos Corpos de Prova	47
4.5.1- Avaliação da Soldabilidade	47
4.5.1.1 - Microscopia Óptica	47
4.5.1.2 – Microscopia Raman	48
4.5.1.3 – Microdureza	49
4.5.2 - Avaliação Microestrutural dos Corpos de Prova Soldados com	Pós-
Boretados	50
5- RESULTADOS E DISCUSSÃO	51
5.1 – Análise de Caracterização das Matérias-Primas	51
5.2 - Resultados da Avaliação da Soldabilidade	52
5.2.1 - Microestrutura	52
5.2.1.1 - Zona de Fusão	57
5.2.1.2 - Zona Termicamente Afetada	62
5.2.1.3 – Metal de Base	66
5.2.2 - Espessura da Camada Boretada	66
5.2.3 – Microdureza	68
5.2.4 - Identificação dos Boretos	70
5.3 - Resultados da Avaliação Microestrutural dos Corpos de Prova Boretação	pós-
Soldagem	72
5.3.1 - Microestrutura	72
5.3.1.1 - Zona de Fusão	73

5.3.1.2 – Zona Termicamente Afetada		
5.	3.1.3 – Metal de Base	. 79
5.	3.2 - Espessura da Camada Boretada	. 82
5.	3.3 - Microdureza	. 84
6-	CONSIDERAÇÕES FINAIS	. 89
7-	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	. 90
8-	REFERÊNCIAS	. 92
A	PÊNDICES	. 96

1- INTRODUÇÃO

Países com elevado índice de desenvolvimento utilizam amplamente a Engenharia de Superfícies em sua produção há muito tempo.

A engenharia de superfícies é o ramo da tecnologia que aborda a preparação e modificação das superfícies de componentes de engenharia para cumprir funções especificas dentro de uma aplicação (FREIRE JÚNIOR, 2012).

Inúmeros tratamentos de superfície proporcionam um acréscimo na dureza superficial, na resistência a fadiga e resistência ao desgaste de peças ou componentes. Dentro de uma vasta gama de tratamentos, os tratamentos termoquímicos vem recebendo mais importância na resistência ao desgaste.

Os tratamentos termoquímicos consistem basicamente em aquecer a peça ou substrato em uma atmosfera rica nos elementos a que se deseja que ocorra a difusão, tais como: carbono, nitrogênio, boro, etc.

Estes tratamentos de superfície possuem cada vez mais importância devido ao grande potencial de resistência ao desgaste que estes fornecem a seu substrato.

Esta importância é comprovada através de estudos internacionais que aponta que os gastos na manutenção de obras e produtos devido à os diversos tipos degradação dos materiais representam 4% do PIB das nações industrializadas, percentual que pode ser maior em países emergentes (MEIRELLES, 2011).

No Brasil, por exemplo, com um PIB de US\$ 5,52 Trilhões, os gastos estimados com a degradação de materiais podem chegar a US\$ 220,8 Bilhões.

O mercado mundial está atento a estes problemas e requisita cada vez mais peças ou equipamentos que possuam uma maior vida útil e um maior desempenho, com custos cada vez menores. Em termos de custo x benefício, os tratamentos termoquímicos, e entre eles o tratamento de boretação é apontado como uma alternativa eficiente.

A boretação ou borotização é um tratamento de superfície que envolve um processo de difusão do boro no substrato a altas temperaturas. Esse processo de endurecimento superficial é realizado nos metais utilizando-se de substâncias gasosas, como o diborano ou haletos de boro, em meio líquido, como o bórax fundido, ou por meio de agentes boretantes sólidos.

Atualmente, por questões de segurança e proteção ao meio ambiente, a escolha mais é boretação sólida, pois a aplicação de agentes gasosos tem um elevado nível de toxidade e os agentes líquidos geram excessos de impurezas na superfície.

Boretar ou boretizar uma superfície metálica significa incrementar as propriedades tribológicas do material por meio do aumento da dureza superficial.

O grande problema de muitos tratamentos de superfície é a possibilidade de gerar dificuldades de soldagem posteriores devido à presença de elementos químicos que abaixam o a linha solidus, que ocasionam defeitos de soldagem.

A importância da soldagem é descrita por Marques *et. al.* (2014) como sendo "o mais importante processo de união de metais utilizado industrialmente". Sobre suas aplicações ele ainda menciona que esta discorre "desde a indústria microeletrônica até a fabricação de navios e outras estruturas com centenas ou milhares de toneladas em peso".

Portanto, se faz extremamente necessário a investigação da aplicação de processos que aperfeiçoem as propriedades de resistência ao desgaste e que possuam também a possibilidade da união por processos de soldagem.

Atento a esta necessidade, é objetivo deste trabalho avaliar os efeitos do tratamento de boretação no processo de soldagem TIG de um aço de baixo teor de carbono.

2- OBJETIVOS

2.1 - Objetivo Geral

É objetivo deste trabalho avaliar os efeitos do tratamento de boretação no processo de soldagem TIG de um aço de baixo teor de carbono.

2.2 - Objetivos Específicos

Avaliar a soldabilidade de um aço de baixo carbono submetido ao processo de boretação com posterior soldagem pelo processo de soldagem TIG autógeno.

Analisar o comportamento microestrutural de um aço de baixo carbono submetido ao processo de soldagem TIG autógeno seguido do processo de boretação.

3- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 - Boretação

A utilização de tratamentos superficiais nos materiais de engenharia pode melhorar suas propriedades tribológicas, bem com aumentar também a resistência à oxidação e corrosão, entre outros fatores.

Segundo Kartal *et al.* (2010), a maioria dos elementos de máquinas usados hoje operam sob severas condições envolvendo desgaste adesivo e abrasivo, erosão por partículas sólidas, corrosão e oxidação que podem diminuir sua durabilidade e performance.

Entre os diversos processos de tratamento de superfície, a boretação é uma alternativa eficiente para a melhoria das propriedades mecânicas de materiais ferrosos e não ferrosos.

Conforme Heck (2010), a boretação ou borotização é um tratamento de superfície que envolve um processo de difusão do boro no substrato a altas temperaturas. Esse processo de endurecimento superficial pode ser realizado nos metais utilizando-se de substâncias gasosas, como o diborano ou haletos de boro, em meio líquido, como o bórax fundido, ou por meio de agentes boretantes sólidos. Em termos toxicológicos, tecnológicos, econômicos e ambientais, os agentes boretantes sólidos em pó ou em pastas apresentam melhores desempenhos.

A **boretação gasosa** utiliza gás BCl_3 diluído na proporção 1:15 com hidrogênio ou mistura hidrogênio + nitrogênio e é utilizada apenas em titânio e suas ligas devido ao alto custo do processo. O processo a plasma utiliza o gás diborano, extremamente tóxico, o que dificulta sua aceitação comercial (SILVA e MEI, 2010).

A **boretação líquida** utiliza banhos de sais fundidos por eletrólise (passagem de corrente elétrica) ou aquecimento externo. Os sais não são tóxicos, mas existe a dificuldade de remoção do excesso de sal de boro na peça, o que encarece o processo por ser uma operação demorada e utilizar mão de obra intensiva. Os sais usados são, entre outros: $Na_2B_4O_7$ (bórax ou tetraborato de sódio), B_4C e KBF₄ (SILVA e MEI, 2010).

A **boretação sólida** tem sido a mais empregada por ser um processo seguro, de baixo custo e que utiliza equipamentos simples. Os meios de boretação sólida podem conter como fontes de boro as seguintes substâncias: boro amorfo puro, ferro-boro e carboneto de boro (B_4C) , sendo o último o de menor custo. Em geral, o B_4C é misturado com diluentes que não tomam parte na reação, como o carboneto de silício (SiC) e alumina (Al₂O₃) e com ativadores de boro (KBF₄ e Na₂B₄O₇). Uma das formas de apresentação comercial das misturas para a

boretação sólida possui o nome Ekabor[®]. A peça a ser boretada é colocada em uma caixa e envolvida com uma camada de 10 a 20 mm de pó com a mistura boretante. A espessura de camada boretada em aço carbono varia de 10 a 300 µm, dependendo do tempo e temperatura empregados (SILVA e MEI, 2010).

A **boretação em pasta** é usada comercialmente quando a boretação sólida é difícil de ser aplicada ou quando se deseja boretar apenas uma região selecionada da peça. A peça recebe uma pintura de 1 a 2 mm de espessura (por spray ou com pincel) de uma solução contendo boro (B_4C + SiC + KBF₄ dissolvidos em solução aquosa de metil-celulose, por exemplo) em toda a sua extensão ou em regiões selecionadas para serem boretadas. Em seguida, a peça é aquecida dentro de um forno ou superficialmente, usando-se o aquecimento indutivo (SILVA e MEI, 2010).

Peças boretadas podem ser temperadas em óleo ou ar e depois revenidas, porém o aquecimento deve ser feito em forno à vácuo ou sob atmosfera inerte para preservar a integridade da camada boretada.

Atik (2003), diz que por ser de pequeno tamanho, os átomos de boro difundem-se em uma variedade de materiais como metais ferrosos, ligas de níquel e cobalto, ligas refratárias, ligas de titânio e materiais sinterizados, como WC – TiC com Co ou Ni como ligantes, etc.

"O tratamento termoquímico de boretação é geralmente aplicado na indústria em ligas ferrosas para melhorar sua dureza superficial e resistência ao desgaste", conforme CAMPOS-SILVA *et al.* (2010).

O processo de boretação consiste em aquecer o aço entre 700 e 1000°C, por 1 a 12 horas, em contato com um agente boretante, objetivando a formação de boretos de ferro (Fe₂B e FeB) na superfície do aço, como demonstrado no diagrama Fe-B da Figura 1, onde a difusão do boro no retículo cristalino de ligas ferrosas leva a formação de boretos ferrosos, como FeB (16,23 %p B, ortorrômbica) e Fe₂B (8,83 %p B, tetragonal) *vide* Figura 1.



Segundo Meric *et al.* (2006), quando os materiais ferrosos são boretados a temperaturas na faixa de 800-1000°C por períodos variando entre 1 e 8 h, as fases de boretos de ferro (Fe₂B + FeB) ou Fe₂B são formadas no material e uma camada de boreto tendo dureza de até 2000 HV e espessura no intervalo de 40-270 μ m é produzida. As características desta camada de boretos dependem do estado físico da fonte de boreto utilizada, temperatura de boretação, período de tratamento, e as propriedades do material boretante. Na Figura 2 verifica-se o efeito da temperatura e do tempo de boretação na espessura da camada de boretos.



Figura 2: Efeito da temperatura e tempo de boretação com pó na espessura da camada de boreto formada em um aço de baixo carbono.

O ideal no processo de boretação é a formação da camada monofásica de FeB, pois camadas bifásicas Fe₂B/FeB são mais susceptíveis à formação de trincas, devido às diferenças de propriedades dos boretos de ferro (SILVA e MEI, 2010), demonstradas na Tabela 1.

Propriedade	FeB	Fe ₂ B
Microdureza (GPa)	19-21	18-20
Módulo de elasticidade (GPa)	590	290
Densidade (g/cm ³)	6,75	7,43
Coeficiente de Expansão Térmica (10 ⁻⁶ /°C)	23	7,7
Composição (% em peso de boro)	16,23	8,83
Estrutura	Ortorrômbica	Tetragonal de corpo centrado

Fonte: SILVA E MEI (2010).

Essas trincas podem levar a um descascamento da camada boretada quando uma deformação mecânica é aplicada, ou mesmo, a uma separação total das camadas quando submetidas a choque térmico ou mecânico.

O coeficiente de difusão do boro a 950°C na região de boretos é de $1,8.10^{-8}$ cm²/s e de $15,3.10^{-8}$ cm²/s na região de difusão e, como resultado, a região de difusão no aço é sete vezes mais profunda que a região de boretos.

A interface entre a região boretada e a região de difusão apresenta a forma de "dente de serra" em ferro puro, aços carbono e baixa liga e que vai se tornando plana à medida que o

carbono e os elementos de liga são adicionados no aço. Os elementos de liga retardam o crescimento da região boretada por redução da difusividade do boro.

O carbono não se dissolve de maneira significativa na região dos boretos e forma uma camada de borocementita (Fe₃ $B_{0,67}$ $C_{0,33}$) entre a região de boretos e a matriz. O mesmo acontece com o silício e alumínio, que formam camadas de borossilicatos e boroaluminatos de ferro entre a região de boretos de ferro e a matriz. Tendo essa camada uma dureza muito mais baixa que a da região de boretos de ferro, quando ocorre uma pressão na superfície da peça, a camada de boretos de ferro penetra nela, sendo então destruída. Assim, aços com teores elevados de alumínio e silício não são recomendados para a boretação. (HECK, 2010)

Petrova *et. al.* (2008), estudando o efeito da boretação em ligas metálicas para aplicações automotivas comprovaram a influência da quantidade de elementos de liga na morfologia da camada boretada. Os autores afirmam que a espessura da camada boretada diminui com o aumento dos elementos de liga. Aços comuns ao carbono apresentaram espessura da camada de boretos da ordem de 75-80 µm e morfologia dente-de-serra, enquanto aços de alta resistência, com maior quantidade de elementos de liga, apresentaram camada mais fina, da ordem de 50-55 µm.

Heck (2010) comenta que o tamanho das partículas usadas na boretação com pó é um parâmetro significativo do processo. Observa-se um aumento da espessura da camada de boreto na medida em que o tamanho de partícula diminui. Como resultado da diminuição no tamanho de partícula, a superfície de contato com o material aumenta, e então o processo de difusão torna-se mais fácil e a camada de boreto se forma mais rapidamente, implicando assim significativamente em que a camada desejada possa ser alcançada com tempos menores de tratamento.

Segundo Kim *et. al.* (2013), o aumento de dureza resultante da adição de boro é fortemente relacionado com o comportamento da segregação do boro. A segregação do boro pode ocorrer no contorno de grão e pode ser dividida em segregação em equilíbrio ou em fora do equilíbrio.

Segregação em equilíbrio ocorre termodinamicamente devido a presença de forças motrizes que atuam para diminuir a energia livre no contorno de grão. Em contraste, a segregação fora do equilíbrio ocorre durante o resfriamento, e deve-se a formação de vacâncias supersaturadas ocorridas durante a diminuição da temperatura.

Até este ponto, o contorno de grão atua como uma vacância "sumidouro" e a difusão da vacância e do complexo vacância-boro ocorrem de acordo com as diferenças de concentração próximas ao contorno de grão e no interior dos grãos.

Ainda segundo Kim *et. al.* (2013), durante a fabricação e no processo de tratamento térmico, a segregação fora de equilíbrio é dominante, e o comportamento da segregação do boro pode ser muito afetado pelo ciclo térmico e de tensões.

3.2- Crescimento da Camada Boretada

O crescimento da camada de boretos segundo Martini *et.al.* (2004), seguem três estágios subsequentes. No estágio inicial, os cristais de Fe_2B crescem radialmente, partindo das zonas de contato entre a superfície metálica e o agente boretante, ampliando-se sobre o material metálico.

Isso se explica pelo fato de que apenas reações no estado sólido acontecem, portanto, o boro ativo é fornecido apenas na área de contato entre o metal e o agente boretante; os cristais de Fe₂B crescem preferencialmente nas direções cristalográficas [001], ou seja, a região que apresenta a menor distância da vizinhança de átomos de B, sendo o caminho mais fácil para a difusão de boro no reticulado tetragonal de corpo centrado da fase Fe₂B; as agulhas de Fe₂B que crescem na superfície metálica encontram um mínimo de resistência mecânica do metal base devido ao considerável aumento no volume (~16%) associado com a transformação de Fe em Fe₂B. Esse mecanismo leva à formação da primeira camada de cristais com orientação cristalográfica aleatória.

Algumas agulhas de Fe₂B podem crescer para o interior do substrato já que essas agulhas produzem tensões e distorções particularmente elevadas nas regiões à frente das agulhas, a grande disponibilidade de energia livre torna esses locais mais reativos, favorecendo o crescimento da fase de boreto. No entanto, esse crescimento para o interior do substrato limita-se pela pequena quantidade de boro ativo que se difunde através da camada formada até a ponta das agulhas. Como podemos ver na Figura 3, cristais de Fe₂B podem crescer em diferentes regiões na mesma camada com seus eixos [001] paralelos à superfície externa.

No estágio 2, o crescimento dos cristais Fe_2B dentro do metal é prevalecente. É caracterizado pela transição de uma região externa, fina e mecanicamente inconsistente de

cristais orientados aleatoriamente, ou localmente orientados (110) ou (200), para uma região interna, mais grossa e compacta de cristais orientados (002). Com o aumento do número de cristais formados no estágio 1, ocorre o encontro de alguns desses cristais não paralelos adjacentes, provocando elevadas tensões mecânicas. Devido a esses obstáculos, alguns cristais param de crescer, enquanto outros continuam a crescer apenas depois de mudarem suas direções na superfície do metal. Nesse estágio, há um aumento no número de cristais forçados a crescerem para o interior do metal com seus eixos [001], de crescimento mais fácil, não paralelos à superfície metalica. Além disso, o crescimento das agulhas é favorecido pelo fato de que quantidade de boro consumida pelos cristais na superfície do metal diminui e, consequentemente, mais boro pode se difundir para as pontas das agulhas que crescem para o interior do substrato.

No estágio 3 há a estabilização de uma forte textura (002) da fase Fe₂B. Durante o estágio 2, alguns cristais não paralelos entraram em contato, consequentemente, há um aumento no número de cristais forçados a crescerem ao longo da direção de mínima resistência [001]. Dessa forma, um terceiro estágio de crescimento ocorre, onde todas as agulhas de boretos tendem a crescer perpendicularmente á superfície do metal.

Figura 3: Representação esquemática dos estágios de crescimento termoquímico dos cristais de Fe2B: estágio 1, crescimento na superfície metálica; estágio 2, crescimento nas regiões mais externas da amostra metálica; e estágio 3, crescimento em maior profundidade.



Fonte: Martini et.al. (2004)

3.3 - Tecnologia da Soldagem

A soldagem é um processo indispensável na fabricação de peças estruturais. Ciclos térmicos e de tensões são muito severos e complicados durante a soldagem.

O termo soldagem possui os mais variados tipos de significados dependendo sua interpretação do pensamento de cada autor. Porém, serão citados abaixo apenas as definições mais usuais, ou as que mais corroboram para este trabalho.

Conforme a AWS através da norma AWS A3.0 M/ A3.0 (2010), soldagem é a operação que visa obter a coalescência localizada, produzida pelo aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a aplicação de pressão e de metal de adição.

Ainda segundo a AWS A3.0 M/ A3.0 (2010), coalescência significa "crescimento conjunto ou crescimento em um único corpo dos materiais sendo soldados".

Segundo Kou (2002), define a soldagem ou mais especificamente a soldagem por fusão como um processo de união de metais no qual a coalescência destes é conseguida por fusão.

3.4 – Regiões Distintas do Corpo de Prova Soldado

Em cordões obtidos pelo processo de soldagem por fusão, o perfil do cordão é caracterizado por três regiões distintas: metal de base (MB), zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada (ZTA), conforme mostra a Figura 4.





Fonte: Adaptado de MODENESI et al. (2012, p. 79).

3.4.1 – Zona de Fusão (ZF)

No caso de soldagem autógena, a zona fundida, também conhecida como metal de solda, é constituída, totalmente pelo metal de base resolidificado.

Conforme Kou (2003, p. 170) e Modenesi *et. al.* (2012, p. 125), na soldagem autógena, o metal líquido da poça de fusão entra em contato com um substrato de composição idêntica (parte não fundida do metal de base). Portanto, o crescimento de grãos inicia deste substrato na linha de fusão e progride na direção da linha central da solda. Este processo de iniciação é chamado de crescimento epitaxial (algumas vezes chamado de nucleação epitaxial). Neste processo, o crescimento do grão inicia-se pelo arranjo dos átomos na fase líquida no substrato sólido existente, estendendo este, sem alterar a orientação cristalográfica.

Durante a solidificação, os grãos têm preferência por crescerem na direção perpendicular à interface líquido/sólido, desde que esta seja a direção do gradiente fluxo de calor e, portanto, a direção da força máxima para solidificação. Apesar disto, os grãos também têm sua própria direção preferencial de crescimento, chamada de direção de crescimento fácil.

Deve ser notado que grãos colunares, grãos axiais, também podem existir na zona fundida. Muitos destes grãos colunares iniciam no cordão de solda original e continuam a crescer ao longo do comprimento da solda, bloqueando o crescimento na linha de fusão. Como outros grãos colunares, estes grãos axiais também têm o crescimento perpendicular à fronteira de fusão; a banda destes grãos axiais é suficientemente larga em poças elípticas, mas estreita em poças de fusão do tipo gota. (KOU, 2003)

3.4.1.1 Solidificação da Zona de Fusão

Entende-se por G/R a relação entre o gradiente de temperatura G e a taxa de crescimento R.

A razão entre o gradiente de temperatura e a taxa de crescimento, G/R, governa o modo de solidificação. O produto do gradiente de temperatura e a taxa de crescimento, GR, por outro lado, governa o tamanho da estrutura de solidificação.

Na etapa de solidificação de metais puros, a interface sólido/líquido é normalmente plana, a menos que um severo resfriamento térmico seja imposto. Durante a solidificação de uma liga, por outro lado, a interface sólido/líquido (e, portanto o modo de solidificação) pode ser planar, celular, ou dendrítica, dependendo da condição de solidificação e do material envolvido. (KOU, 2003)

Uma forma de analisar o processo de solidificação é considerar que este ocorre através de uma interface entre o sólido e o líquido que se move em direção ao líquido deixando para trás o material já solidificado. Muitas vezes, pode-se considerar que esta interface seja essencialmente plana. Contudo, em várias situações, a interface plana se torna instável e a sua forma muda para uma que apresenta irregularidades (protuberâncias) mais ou menos intensas. MODENESI *et. al.* (2012)

A teoria do superesfriamento constitucional prediz razoavelmente bem as condições requeridas para iniciar a propagação de interfaces planares em ligas com energia superficial isotrópica. Infelizmente, ainda não existem teorias para predizer quantitativamente a transição

do modo de solidificação celular para o modo celular dendrítico ou a transição do modo celular dendrítico para o modo dendrítico equiaxial.

Apesar disto, sabe-se que quanto maior o grau do superesfriamento constitucional (G/R baixo), maior a tendência para um certo material de passar do modo de solidificação celular para o modo dendrítico. De fato, quando G/R é baixo, a região de superesfriamento constitucional é tão larga que o núcleo sólido se forma à frente da interface sólido/líquido e cresce na forma de dendritas equiaxiais, a medida que a solidificação ocorre. A região onde dendritas (colunares e equiaxiais) e o líquido coexistem é chamada de "zona pastosa". (KOU, 2003)

A formação de subestruturas de solidificação relacionadas com interfaces não planas é favorecida por velocidade de solidificação e concentração de soluto elevadas.

A influência da relação G/R e da concentração de soluto é representada na Figura 5.

Figura 5: Diagrama Esquemático mostrando a influência de G, R e da composição química na forma da interface de solidificação



Parâmetro de Solidificação (G/R) Fonte: MODENESI *et. al.* (2012)

Da mesma forma que em fundição, a solidificação da poça de fusão ocorre com alterações locais de composição química (segregação). Esta pode causar variações de propriedades mecânicas ao longo do material e, em casos mais graves, problemas de fissuração.

3.4.2 – Zona Termicamente Afetada

A Zona Termicamente Afetada compreende regiões do metal de base que, durante a aplicação de energia decorrente do processo de soldagem, foram expostas a gradientes de temperatura que causaram alterações microestruturais e modificaram as propriedades desse metal, e devido às particularidades dessas variações e ao desenvolvimento de um complexo estado de tensões e deformações, as alterações que ocorrem na ZTA podem levar a resultados indesejáveis.

A formação desta região é influenciada basicamente pelas características do metal de base e pelos fatores que determinam o ciclo térmico de soldagem (MODENESI *et. al.*,2012, p. 140).

Ainda conforme Modenesi *et. al.* (2012) a ZTA para um aço x pode ser subdividida em:

Região de Granulação Grosseira (A): localizada junto à linha de fusão e submetida a temperatura de pico superior a 1200°C, é caracterizada por um grande tamanho de grão austenítico. A microestrutura final desta região depende da composição química do aço e da sua velocidade de resfriamento após soldagem. Em função do aumento da temperabilidade da região (devido ao aumento do tamanho de grão austenítico), esta região é caracterizada por uma microestrutura rica em constituintes aciculares como bainita e martensita. Assim, tende a ser a região mais problemática da ZTA, podendo apresentar dureza elevada, perda de tenacidade e ser um local comum para a formação de trincas. Estes problemas são mais comuns para aços com teor de carbono mais elevado (maior temperabilidade).

Região de Granulação Fina (B): a temperatura de pico varia entre 1200°C e a temperatura A3. Sua estrutura apresenta granulação fina, semelhante a de um material normalizado, não sendo, em geral, uma região problemática na ZTA dos aços.

Região Intercrítica (C): apresenta transformação parcial de sua estrutura original e é submetida a temperaturas de pico entre A3 e A1. Em alguns casos, particularmente na soldagem multipasse, constituintes de elevada dureza e baixa tenacidade podem se formar nesta região.

Região Subcrítica (D): corresponde ao metal base aquecido a temperaturas inferiores a A1. Na soldagem de aços tratados termicamente, esta região pode sofrer um super-revenimento e ocorrer uma perda de resistência mecânica ou dureza (em relação ao metal base). (MODENESI *et. al.*,2012, p. 151).

A mudança microestrutural que ocorre na ZTA e o tamanho de grão nessa região após o processo de soldagem são de difícil controle. Vários trabalhos vêm sendo realizados buscando aperfeiçoar mediante novas técnicas e em diversos materiais o tamanho de grão na ZTA após o processo de soldagem, com cordões de passe único e também cordões com múltiplos passes, como descrito no trabalho de MA et al (2014).

3.5 – Constituintes da Zona Fundida

Nos aços de baixo teor de carbono e de baixa liga, a poça de fusão solidifica-se inicialmente como ferrita delta, podendo sofrer uma reação peritética com a formação de austenita. Durante o resfriamento, a ferrita remanescente transforma-se em austenita. Esta, em função das elevadas temperatura, sofre um grande crescimento de grão, tendendo a apresentar uma estrutura de grãos colunares e grosseiros, similar a estrutura original de fusão da zona fundida. Em temperaturas mais baixas, inferiores a 900°C, a austenita se decompõe resultante em diferentes produtos ou constituintes. (MODENESI, 2010).

Então como resultado do crescimento epitaxial colunar do metal de solda solidificado, sendo influenciada pelo estado inicial da austenita (composição, tamanho de grão, micro-segregações e estado de deformações), das condições de aquecimento e resfriamento, bem como do efeito dos elementos de liga.

Em uma solda de um único passe, a microestrutura resultante da zona fundida será formada por produtos da decomposição da austenita em ferrita durante o ciclo de resfriamento continuo, sendo que a ferrita assume diferentes formas.

Em soldas de múltiplos passes, a constituição da microestrutura será ainda mais complexa, com regiões reaquecidas e alteradas pelos ciclos térmicos dos passes seguintes e por regiões basicamente inalteradas. As características destas microestruturas são de fundamental importância para a determinação das propriedades da zona fundida.

Como fases resultantes da austenita temos: ferrita, cementita e martensita. É possível que além dessas estruturas, algumas partes da austenita permaneçam intactas na forma de austenita retida ou de precipitados e inclusões. Estas fases podem ser vistas na forma de vários constituintes, dificultando ainda mais a identificação destes na micrografia. (MODENESI, 2010).

Atualmente a metodologia de identificação de Thewlis (2004) vista na Tabela 2, é a mais eficiente em satisfazer as condições de microconstituintes tanto para o metal de base como para a zona termicamente afetada e zona fundida.

Por esta metodologia temos os seguintes microconstituintes:

		Ca	0010.
Classificação da Estrutura Principal	Descrição dos Constituintes	Abreviações	Comentários
Ferrita	Ferrita de Contorno de Grão; Ferrita Alotriomórfica; Ferrita Poligonal de Contorno de Grão; Ferrita Primária.	GB(PF)	Veios de Ferrita ou grãos poligonais associados aos contornos de grão austeniticos prévios.
	Ferrita Intragranular Poligonal; Ferrita Idiomórfica.	I(PF)	Grãos poligonais de ferrita no interior de grãos austeniticos anteriores, com um tamanho aproximadamente três vezes maior que os grãos de ferrita que os cercam; podem ser GB(PF) vistos em corte, afastados de contorno de grão; idiomorfos associados a sítios de nucleação intragranular (inclusões grandes de óxidos ou sulfetos)
Perlita	Perlita lamelar, perlita degenerada, perlita fina.	Р	Lamelas alternadas de ferrita e cementita. A perlita frequentemente não pode ser resolvida no microscópio ótico. A perlita pode estar presente, também como "microfase".
Placas Laterais de Ferrita	Ferrita Widmanstätten de contorno de grão, primaria e secundária.	GB(W)	Ripas de ferrita paralelas com "microfases" entre as ripas, variando de perlita até martensita. As placas laterais primárias crescem diretamente do contorno de grão austenítico anterior, enquanto que as placas secundárias crescem a partir de ferrita alotriomórfica de contorno de grão.
	Ferrita Widmantätten intragranular, primária e secundária.	I(Wf)	Ferrita dentro de grãos austeníticos anteriores, completamente cercada por "microfases". Podem ser placas laterais de contorno de grão vistas de topo (nucleadas em um contorno imediatamente abaixo do plano da micrografia). Placas de ferrita com uma razão de aspecto maior que 4:1 crescendo a partir de sítios de nucleação intragranulares (pequenas inclusões de óxidos ou sulfetos). Placas laterais primárias crescem a partir de idiomorfos nucleados em inclusões.
	Ferrita Acicular	AF	Ferrita muito fina dentro dos grãos austeníticos anteriores, intercalada com "microfases" que variam desde perlita até martensita. A ferrita acicular foi considerada, inicialmente, uma forma de bainita nucleada intragranularmente.
	Bainita superior	GB(B)	Ripas finas de ferrita paralelas intercaladas com cementita entre ripas. Cresce diretamente dos contornos de grão austeníticos. A densidade de discordâncias (observável em MET) é mais alta do que na ferrita Widmanstätten, devido ao caráter displacivo da transformação do ponto de vista do ferro e dos elementos substitucionais.
	Bainita intagranular; placas de ferrita intragranular	I(B)	A bainita pode nuclear diretamente de pequenas inclusões intragranulares, de óxidos ou sulfetos.
	Bainita Granular Bainita Inferior	-	Agregado de ferrita bainítica e martensita maclada como "microfase" Dispersão fina de partículas de cementita.
Martensita	Martensita em ripas	-	Martensita de baixo carbono com subestrutura interna de ripas. Pacotes de martensita muito maiores do que os pacotes de ferrita adjacentes podem se formar dentro dos grãos austeníticos anteriores. Colônias menores podem ser classificadas como "microfases". Dureza inferior a 350 HV.
	Martensita Maclada	-	Martensita de alto carbono com austenita retida (áreas MA). Coloração marron-clara no ataque. Dureza superior a 400 HV.

Tabela 2: Principais esquemas de classificação de ferrita e de constituintes em metal de solda ou aços baixo carbono.

Fonte: Adaptada da proposta de G. THEWLIS (2004).

3.5 - Processo TIG

O processo de soldagem denominado TIG (Tungsten Inert Gas), também conhecido por GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) estabelece um arco elétrico entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça a ser soldada.

O arco voltaico segundo Corrêa (2003 *apud* Street, 1990, p.33), se forma em meio a um gás inerte, que tem a função adicional de proteger da oxidação, tanto o eletrodo de tungstênio, quanto o metal fundido, além de facilitar a criação de um caminho ideal para a passagem da corrente de soldagem.

A soldagem TIG pode ser realizada com ou sem metal de adição. Quando utilizado metal de adição, este pode ser alimentado de forma manual ou automaticamente. Na inexistência da adição de metal, o processo é denominado de TIG autógeno.

3.5.1 - Vantagens e Desvantagens do Processo TIG

O processo TIG possui inúmeras vantagens. A mais marcante refere-se a excelente qualidade do cordão de solda. Além da possibilidade de soldar a maioria dos metais e ligas soldáveis, excluem-se apenas metais e ligas de baixo ponto de fusão.

O aspecto da soldagem é mais limpo, ou seja, não se observa a formação de respingos, são livres de elementos residuais e inúmeras vezes não se faz necessária nenhum tipo de tratamento pós-soldagem.

Podemos citar também o baixo custo com consumíveis quando utilizado no modo autógeno. Sendo necessária a inserção de elementos de aporte estes podem ser adicionados à poça de fusão de forma livre, não dependendo da corrente do arco, uma vez que se trata de um processo com eletrodo não consumível.

A desvantagem mais pronunciada acerca do processo TIG é a sua ínfima taxa de deposição.

É um processo que requer soldadores mais habilidosos e geralmente possui um custo mais elevado do que outros processo de soldagem a arco. (MODENESI *et. al.* 2012)

3.6 - Soldabilidade

A AWS através da norma AWS A3.0 M/ A3.0 define soldabilidade como "a capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma estrutura específica projetada de forma adequada e de se comportar adequadamente em serviço".

Segundo Séférian (1962), a soldabilidade pode ser dividida em operacional, metalúrgica e em serviço.

A soldabilidade operacional é caracterizada pela facilidade de execução da junta e dos processos pré-soldagem necessários.

Em um primeiro momento aparentemente parece um conceito simples, porém a ele estão associadas algumas particularidades como, por exemplo, o treinamento e as habilidades do soldador e as características do material.

No que está relacionado ao material, observa-se que alguns deste necessitam de etapas de preparação para a soldagem, caso contrário corre-se o risco de comprometer a qualidade da junta soldada.

Um grande número de operações pré-soldagem reduz efetivamente o parâmetro de soldabilidade operacional (SÉFÉRIAN, 1962).

A soldabilidade metalúrgica refere-se às transformações de fases e a microestrutura da junta soldada. Durante o processo de aquecimento, fusão, solidificação e resfriamento estas passam por diversas alterações.

Estes fatores são associados à natureza do material e a transferência de calor, ambas são criticamente importantes para a qualidade da solda (SÉFÉRIAN, 1962).

A soldabilidade em serviço refere-se à resistência que a união soldada deve suportar durante sua vida útil. Este é um fator que está associado ao projeto.

É importante durante o projeto avaliar as situações que serão impostas à peça a fim de escolher o tipo de metal mais adequado, o tipo de consumível, a tecnologia de soldagem apropriada, a utilização ou não de processos de pré ou pós-aquecimento, o controle de tensões superficiais, etc.

Quando verificada uma falha na junta soldada decorrente de uma condição não associada ao projeto, não se considera um problema de soldabilidade e sim um problema de projeto da peça em que não foi prevista tal condição (SÉFÉRIAN, 1962).

3.7 - Descontinuidades em Soldas

Descontinuidades em soldas segundo Marques *et. al.* (2014), é considerada uma interrupção ou uma violação da estrutura típica ou esperada de uma junta soldada.

As descontinuidades nem sempre podem ser consideradas maléficas dentro do processo de soldagem. Quando estas não interferem no escopo do projeto, ou são significativamente aceitáveis perante as normas de soldagem, elas podem ser mantidas.

Modenesi (2001) comenta da existência de quatro tipos gerais de descontinuidades: (a) descontinuidades dimensionais, (b) descontinuidades estruturais, (c) descontinuidades relacionadas com propriedades indesejáveis da região da solda e (d) descontinuidades relacionadas com as propriedades do metal de base.

Podemos visualizar as possíveis descontinuidades através da Figura 6.



Figura 6: Diferentes descontinuidades possíveis em uma junta soldada.

Fonte: ZIEDAS e TATINI (1997)

3.7.1 - Trincas

Dentro deste grande universo de descontinuidades, em especial descontinuidades estruturais, Marques *et. al.* (2014), comenta sobre as trincas:

"São consideradas as descontinuidades mais graves em soldagem. São fortes concentradores de tensão, podendo favorecer o início de fratura frágil na estrutura soldada. De um modo bem simples, uma trinca pode ser considerada como o resultado da incapacidade do material em responder às solicitações impostas localmente pelas tensões decorrentes do processo de soldagem" (MARQUES *et.al.*, 2014, p. 107).

As trincas podem se apresentar externa ou internamente ao cordão de solda. Outro aspecto que pode variar é o seu tamanho, que pode ser tanto microscópico como macroscópico e, também a sua localização que poder estar na ZTA, na Zona de Fusão ou no metal de base, vide Figura 7.

Figura 7: Classificação das trincas de soldagem de acordo com sua localização: (1) trinca na cratera, (2) trinca transversal na ZF, (3) trinca transversal na ZTA, (4) trinca longitudinal na ZF, (5) trinca na margem da solda, (6) trinca sob o cordão, (7) trinca na linha de fusão e (8) trinca na raiz de solda.



Fonte: MARQUES et. al. (2014).
Inúmeros mecanismos de formação de trincas podem ser ligados ao processo de soldagem. Identificar o mecanismo atuante pode ser uma tarefa bastante árdua. Portanto, é importante conhecer e caracterizar estes.

A maioria dos autores classificam os mecanismos de formação de trincas como: Trincas a Quente e Trincas a Frio.

3.7.1.1 - Fissuração a Quente

Modenesi *et. al.* (2012), comenta sobre as Trincas a Quente, ou como por ele denominadas Fissuração a Quente:

"Problemas de fissuração que ocorrem durante a soldagem quando o material está submetido a altas temperaturas, isto é, superior à metade de sua temperatura líquidus, expressa em graus Kelvin, mas, mais comumente, próximas dessa temperatura. Como exemplos deste tipo de fissuração, citam-se: Fissuração na solidificação, Fissuração por liquação na ZTA e Fissuração por perda de ductilidade (ductility-dip cracking)" (MODENESI *et. al*, 2012, p. 157).

Cicala *et.al.* (2005), afirmam que as ligas metálicas não têm uma boa capacidade de deformação durante o estágio de solidificação de um processo calorífico, e que as trincas a quente tem lugar justamente durante a fase final da solidificação, onde a liga é semi-sólida.

A trinca a quente conforme Zhijun *et.al* (2009), no caso de muitas ligas, tem sido um grande problema no processo de soldagem e solidificação por causa dos efeitos deletérios que tais fissuras teriam sobre as propriedades mecânicas e de iniciação de falhas catastróficas.

Este tipo de trinca segundo Wainer *et.al.* (2010), pode ser devido à microssegregação ou à queda de ductilidade.

As trincas devido à microssegregação também são comumente denominadas de trincas de solidificação, e são associadas principalmente à presença de fases com baixo ponto de fusão ou ainda ao intervalo de solidificação. Essas microssegregações geralmente formam filmes líquidos ao longo do contorno de grão.

Kou (2002), afirma que as várias teorias de trincamento por solidificação são efetivamente idênticas e ilustram o conceito da formação de uma estrutura coerente sólida e travada separada por filmes finos de líquido, o qual se rompe pelas tensões de contração. Este mecanismo pode ser melhor visualizado através da Figura 8.



Figura 8: Mecanismo de Formação da Trinca de Solidificação.

Fonte: WAINER et. al. (2010).

Kou (2002), ainda menciona sobre as causas das trincas que:

"A obstrução por contração induz tensões na zona pastosa. A zona pastosa consiste em sua maioria de grãos colunares, alguns grãos equiaxiais e dendriticos separados uns dos outros por um filme líquido. O semi-sólido tem pouca resistência, porque os grãos ainda não estão firmemente ligados, mas continuam separados pelo líquido no contorno de grão.

O problema é que o semi-sólido também tem baixa ductilidade durante o estágio final de solidificação quando a fração de líquido f_L não é grande suficiente para os grãos se moverem de volta e reorganizar-se para acomodar o esforço da tensão. Assim, trincas podem ocorrer no estágio final da solidificação" (KOU. 2002. p. 263).

Sobre as formas de controle Kou (2002) comenta que principalmente a composição do material de adição deve ser controlada. Em casos de utilização de processos autógenos deve ser controlada então a composição do material de base.

Além do controle da composição química, Kou (2002) também cita o refino de grão como forma de redução ou extinção das trincas de solidificação. Ele diz que "soldas com grãos colunares grosseiros são mais susceptíveis a trincas de solidificação do que as com grãos equiaxiais finos".

Outra forma de manifestação de trinca a quente são as denominadas trincas de liquação. Esta, ao contrario das trincas de solidificação, não se manifestam na zona de fusão, e sim na zona termicamente afetada pelo calor.

Mahajan *et. al.* (2012) afirma em seu estudo sobre "o efeito da oscilação mecânica do arco na estrutura de grãos de um metal de solda de aço carbono", que para soldas sem oscilação do arco, grãos colunares são observados no metal de solda. No entanto, para a mesma corrente e velocidade linear de soldagem, a solda realizada com oscilação mecânica teve a presença de grãos equiaxiais de tamanho menor. Assim, "a oscilação mecânica do arco levou ao refinamento de grãos no metal de solda".

As técnicas de oscilação magnética do arco e pulsação de corrente na soldagem têm sido reportadas também como um método eficiente de redução de tamanho de grão.

Sivaprasad e Raman (2007) relatam que estas duas técnicas são utilizadas para aumentar a velocidade de arrefecimento. Na oscilação magnética, a coluna do arco é feita oscilar transversalmente em relação a direção de soldagem. Essa oscilação produz uma agitação mecânica na zona de fusão e quebra o crescimento das colunas dendriticas. A medida que as dendritas são quebradas, estas passam a atuar como locais de nucleação e elevam a taxa de resfriamento, levando ao refinamento de grão. Efeito similar é observado através da pulsação de corrente no arco.

Ghaini *et. al.* (2009), comenta que as trincas por liquação ocorrem na zona parcialmente fundida como resultado da adição de grandes quantidades de elementos de liga que formam fases eutéticas com baixo ponto de fusão.

Diversos autores (Hemosworth *et. al.*, 1969; Boniszewski *et. al.*, 1964) comentam que estas fases de baixo ponto de fusão podem ser: sulfetos associados a fósforo, inclusões de silicatos, carbonetos (NbC, M₆C, TiC, M₂₃C₆), boro-carbonetos do tipo $M_{23}(C,B)_6$, boretos (M_3B_2 , Ni₄B₃); e fases de algumas ligas de alumínio.

Vishwakarma e Chatuverd (2009) citam os efeitos do boro e do fósforo afirmando que estes tem ponto de fusão depressores da matriz austenitica, segregando os contornos de grão e afetando a energia livre no contorno de grão.

Estes ainda concluem que para a liga Allvac 718 Plus, os elementos boro e fósforo afetam negativamente a soldabilidade e que também ocorre uma co-segregação destes.

As formas de combater as trincas por liquação são segundo Ghaini *et. al.* (2009) mais limitadas em comparação com as trincas de solidificação, uma vez que a trinca ocorre no metal de base, onde o controle da composição está fora do escopo do projeto.

3.7.1.2 - Fissuração a Frio

A fissuração a frio é considerada por Marques *et. al.* (2014) como um dos mecanismos de formação de trincas mais comuns em aços carbono e de baixa e média liga, principalmente aqueles temperáveis durante a soldagem.

Węglowski e Zeman (2014) comentam que a fissuração a frio é invariavelmente associada com a presença de hidrogênio como impureza dissolvida. As trincas tendem a ser transgranulares, mas sensíveis à orientação em torno da martensita.

Wainer *et. al.* (2010) afirmam que a trinca a frio induzida por hidrogênio ocorre quando se tem uma das seguintes condições: presença de hidrogênio; tensão residual de tração; microestrutura suscetível; e baixa temperatura.

4- MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo é apresentada uma descrição das matérias-primas, equipamentos e metodologia desenvolvida no presente trabalho, conforme Figura 9.



Figura 9: Fluxograma Metodológico do Processo

Fonte: Dados do Autor

4.1 - Materiais Utilizados

Para a aplicação do tratamento termoquímico de boretação, foi utilizado o aço SAE 1015, devido à congruência de propriedades que facilitam os processos de boretação e de soldagem.

As chapas de aço foram adquiridas comercialmente, porém fez-se a necessidade de uma caracterização desta a fim de verificar sua composição química.

Para o tratamento termoquímico de boretação sólida, como agente boretante, utilizouse o pó Ekabor[®] 1-V2, obtido comercialmente.

4.2 - Caracterização das Matérias-Primas

A composição química do aço foi aferida através da técnica de Espectrometria de Emissão Óptica (OES) com o auxílio do equipamento da marca Oxford, modelo Foundry-Master Pro.

Testes preliminares do processo de boretação, na condição de 1000°C com patamar de 120 minutos, foram realizados para avaliar o(s) tipo(s) de boreto(s) formado(s).

Para uma análise de imagens mais eficiente da camada de boreto(s) foi utilizado um Microscópio Eletrônico de Varredura JEOL modelo JSM-6610LV no modo de operação de elétrons retroespalhados.

4.3 - Avaliação da Soldabilidade do Aço Boretado

4.3.1 - Preparação dos Corpos de Prova

Para a obtenção das amostras para o teste de soldabilidade dos aços boretados as chapas de aço SAE 1015 foram cortadas no formato retangular nas dimensões 70 mm de comprimento, 25 mm de largura e 6 mm de espessura (Figura 10).

As amostras cortadas foram lixadas e limpas para retirar do substrato impurezas sólidas, líquidas e pastosas, como carepa de laminação e óxidos resultantes de tratamentos térmicos; e aumentar a área superficial em contato com o agente boretante.

Figura 10: Desenho esquemático das amostras de aço SAE 1015.



Fonte: Dados do Autor

Após o processo de boretação algumas das amostras passaram por um processo de lixamento superficial, com lixa 240 mesh para verificar influencia da presença de residuos do agente boretante na soldabilidade da amostra.

As amostras foram classificadas seguindo o critério sobre o tipo de processo ao qual foram impostas, conforme Tabela 3.

	3 1	
Amostra	Processo	Procedimento Pré-Soldagem
TS1	Boretação 1000° 120 min/	Lixamento da Superfície
	Soldagem TIG 1 Passe	
TS2	Boretação 1000° 120 min/	Lixamento da Superfície
	Soldagem TIG 2 Passes	
TS3	Boretação 1000° 120 min/	Lixamento da Superfície
	Soldagem TIG 3 Passes	
TS4	Boretação 1000º 120 min/	-
	Soldagem TIG 1 Passe	
TS5	Boretação 1000° 120 min/	-
	Soldagem TIG 2 Passes	
TS6	Boretação 1000° 120 min/	-
	Soldagem TIG 3 Passes	

Tabela 3: Classificação das Amostras para os Testes de Soldabilidade.

Fonte: Dados do Autor

4.3.2 - Boretação das Amostras Pré-Soldagem

Nesta etapa do trabalho definiram-se as condições térmicas do tratamento de boretação em função do tempo. Em função da viabilidade de implantação deste trabalho utilizou-se uma temperatura de 1000°C com patamar de tempo de 2 horas, valores capazes de adicionar uma camada estável de boretos sobre a superfície metálica, para ambas as etapas, tanto da avaliação da soldabilidade do aço boretado como para a boretação do cordão de solda.

O tratamento termoquímico foi realizado em um forno com atmosfera controlada marca INTI, modelo FT 1200, com capacidade máxima de temperatura de 1200°C. Foi adotada uma taxa constante de aquecimento e resfriamento em atmosfera inerte, sendo que a taxa de aquecimento foi definida em 20°C/min.

Para a difusão do boro para as amostras, estas foram colocadas em uma caixa de aço e cobertas com uma quantidade de cerca de 10 mm de agente boretante, quantidade esta que, supostamente, fornece o potencial de boro suficiente para a realização do processo de difusão.

Durante todo o tratamento de boretação foi utilizada atmosfera inerte de nitrogênio com vazões de 8 l/min para a purga do sistema de gases e 6 l/min durante o restante do processo.

Após o período de difusão, ocorreu o resfriamento livre das amostras em atmosfera inerte (no forno), a fim de evitarem-se possíveis oxidações.

4.3.3 - Soldagem

Para a realização dos cordões de solda foi utilizado o processo de soldagem TIG autógeno. A escolha por um processo autógeno deve-se ao fato deste não incluir metais de adição que poderiam afetar negativamente a microestrutura final do cordão, e estaria fora do escopo deste estudo.

Foi utilizada como fonte de soldagem a fonte Fronius modelo TransPuls Synergic 4000. Os parâmetros de soldagem são regulados no painel da fonte.

A manipulação da tocha TIG foi feita através de um robô MOTOMAN modelo HP20D. Este robô caracteriza-se por possuir seis graus de liberdade e suportar uma capacidade máxima de 20 Kg em sua extremidade. A programação do robô foi realizada de forma bem simplificada, consistindo em: movimentação até o local de inicio da solda, abertura do pré-gás, abertura do arco elétrico, movimentação com a velocidade de soldagem definida, fechamento do arco elétrico, pós-gás e afastamento do local da solda. Todos os comandos de soldagem são enviados à fonte de soldagem.

Fez-se necessários determinar os parâmetros que mais se adequassem ao aço de baixo carbono submetido à boretação. Os parâmetros impostos ao processo encontram-se na Tabela 4.

rabela 4. r arametros de solidagem:						
I (CC ⁻)	V. Sold.	Gás de	Vazão	Ø Eletrodo	Ângulo do	La
(A)	(cm. min ⁻¹)	Proteção	(L. min ⁻¹)	(mm)	Eletrodo (°)	(mm)
120	15	Argônio	12	1,6	60	3,2
Fonte: Dados do autor.						

Tabela 4: Parâmetros de soldagem.

I = corrente; V.Sold. = Velocidade de soldagem; Ø Eletrodo = diâmetro do eletrodo; La = Comprimento de arco.

Estes foram os parâmetros inseridos no equipamento, os dados de tensão e corrente obtidos instantaneamente pelo sistema de aquisição são apresentados no Apêndice A.

Para as amostras que sofreram múltiplos passes, após o primeiro passe, esperou-se o tempo necessário para que as amostra resfriassem a temperatura mínima de 50°C antes do passe seguinte.

Os múltiplos passes foram dados sobre a mesma linha de centro longitudinal das amostras.

4.4 - Boretação do Cordão de Solda

4.4.1 - Preparação dos Corpos de Prova

Para a avaliação da boretação do cordão de solda as chapas foram cortadas no mesmo formato, com dimensões de 140 mm de comprimento, 25 mm de largura e 6 mm de espessura (Figura 11).

Posteriormente ao processo de soldagem e anteriormente ao processo de boretação as amostra foram subdivididas em 5 partes úteis com 20 mm de comprimento, 25 mm de largura

e 6 mm de espessura, descartando as extremidades da amostra, onde ocorreu a abertura e o fechamento do arco elétrico (Figura 12).



Figura 11: Desenho esquemático da amostra SAE 1015 para a etapa boretação pós soldagem.

Fonte: Dados do Autor.

Figura 12: Desenho esquemático dos corpos de prova pré-boretação.



Fonte: Dados do Autor.

As amostras foram classificadas seguindo o critério sobre o tipo de tratamento ao qual foram impostas, conforme Tabela 5.

Tratamento	Soldagem, sem boretação	Soldagem + Boretação 700°C	Soldagem + Boretação 850°C	Soldagem + Boretação 1000°C	
	1E	2E	3E	4E	
	1D	2D	3D	4D	
	1C	2C	3C	4C	
	1B	2B	3B	4B	
Amostras	1A	2A	3A	4A	
l'abela 5: Classificação das Amostras.					

Tabela 5: Classificação das Amostras

Fonte: Dados do autor.

4.4.2 - Soldagem

Segue metodologia semelhante a do item 4.3.3, porém com a aplicação de um único passe de solda.

4.4.3 - Boretação Pós-Soldagem

Nesta etapa o processo de boretação seguiu o mesmo método descrito no item 4.3.2; tendo como diferencial apenas as temperaturas, conforme Tabela 5, objetivando avaliar a influencia microestrutural que estes valores poderiam causar sobre o cordão de solda. O patamar de 120 minutos foi mantido para os três tratamentos.

4.5 - Caracterização dos Corpos de Prova

4.5.1- Avaliação da Soldabilidade

4.5.1.1 - Microscopia Óptica

Com a finalidade de investigar a soldabilidade metalúrgica, bem como a espessura de boretos das amostras utilizou-se a Microscopia Óptica (MO).

Para a avaliação da espessura de camada foi utilizada a metodologia sugerida por Campos *et. al.* (2008), onde é feita a média sobre o somatório de 10 boretos, desde o menor ao de maior espessura, conforme Figura 13.



Para a análise microscópica, foi necessária a realização de uma preparação metalográfica das amostras conforme ASTM E3-11 (Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, 2011). Esta contou com as etapas de corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico das amostras com uma solução de Nital 3%.

O lixamento e o polimento foram realizado na Politriz semi-automática MiniMet® 250 com lixas de granulometria 80, 180, 320, 400, 600, 1200 e 2000 mesh e para a etapa de polimento com suspensão de alumina com granulometria de 0,1 µm com carga de 27 N por corpo de prova.

As análises foram realizadas em um microscópio ótico de luz refletida com sistema de análise de imagens - Olympus GX 51S com Sistema de aquisição de imagens digital, instalado no laboratório de metalografia do programa de pós-graduação em engenharia mecânica -FURG.

Para a identificação dos microconstituintes foi utilizada a metodologia de Thewlis (2004).

4.5.1.2 – Microscopia Raman

A identificação de boretos de ferro é extremamente limitada a algumas técnicas de caracterização, devido ao baixo peso atômico do boro. Identificar pontos que possuam boretos é algo mais difícil de obter.

Como soluções a este caso têm a análise por Micro-Raman, esta é capaz de aliar a funcionalidade visual do microscópio óptico com a capacidade de análise química do espectrômetro Raman.

Segundo Sala (2008), a espectroscopia estuda a interação da radiação eletromagnética com a matéria, sendo um dos seus principais objetivos a determinação dos níveis de energia de átomos ou moléculas.

Na espectroscopia Raman uma fonte monocromática de luz visível, ultravioleta ou no infravermelho a qual, ao atingir um objeto, interage com a molécula, gerando luz de mesma energia ou de energia diferente da incidente. Esta variação corresponde à diferença de energia entre dois estados vibracionais (SALA, 2008).

Na prática, um feixe de radiação laser de baixa potência é usado para iluminar pequenas áreas do objeto de interesse e ao incidir sobre a área definida, é espalhado em várias as direções, uma pequena parcela dessa radiação é espalhada inelasticamente, isto é, com frequência diferente da incidente. Através desta diferença de energia é possível descobrir como os átomos estão ligados, sua geometria molecular e quais espécies químicas estão presentes na amostra.

Para realização do ensaio as amostras foram preparadas de forma semelhante ao item 4.5.1.1. As análise foram realizadas em um Microscópio Raman Renishaw inVia confocal Microscope operado com laser de 532 nm, localizado no laboratório de Materiais Cerâmicos da Escola de Engenharia da UFRGS.

4.5.1.3 – Microdureza

Para avaliar a dureza das amostras boretadas e soldadas foi realizado o ensaio de microdureza Vickers em um microdurômetro marca Shimadzu, modelo MVT-2T, pertence ao Laboratório de Ensaios Mecânicos do programa de pós graduação em engenharia mecânica – FURG; segundo a norma ASTM E384- 10^{E2} (Standard Test Method for Knoop and Vickers of Materials, 2010), empregando uma carga de 100 g para as zonas do aço SAE 1015 e uma carga de 50 g para a zona de boretos, pois este por possuírem uma dureza muito elevada trincam ao serem submetidos a cargas mais elevadas, com um tempo de indentação de 14 segundos e distância entre indentações de 2,5 a 3 diagonais de indentação. Foram realizadas 20 medições por corpo de prova, 10 no aço SAE 1015 e 10 na região de boretos, conforme Figura 14.

As amostras submetidas a este teste tiveram uma preparação semelhante a aquelas submetidas à caracterização microestrutural por microscopia óptica, com diferença ao ataque químico, que não se faz necessário ao estudo da microdureza neste caso.



Fonte: Dados do Autor

•Microdureza nas Zonas do Aço SAE 1015 0 Microdureza na Camada Boretada

4.5.2 - Avaliação Microestrutural dos Corpos de Prova Soldados com Pós-Boretados

A avaliação da microestrutura realizada por microscopia óptica dos corpos de prova soldados e posteriormente boretado seguiu os mesmos procedimentos do item 4.5.1.1, buscando traçar um comparativo entre as microestruturas das amostras 1, 2, 3 e 4.

Para o ensaio de microdureza foi adotada a mesma metodologia do item 4.5.1.3.

5- RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 – Análise de Caracterização das Matérias-Primas

A composição química é apresentada na Tabela 6. Esta é característica de um aço SAE 1015.

Tabela 6: Composição Química do Aço Selecionado.				
C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)
0.159	0.140	0.583	0.014	0.018
Fonte: Dados do Autor.				

A Figura 15 mostra o aspecto da região de boretos, estes por apresentarem coloração em um único tom de cinza indicam a formação de uma monocamada de boretos, provavelmente a fase Fe₂B por seu crescimento ser o mais comum para as condições de tratamento utilizadas.

Figura 15: Micrografia por MEV da camada de Boretos. a) BEC magnificação de 250X. b) BEC magnificação



Fonte: Dados do Autor.

Não se fez necessária a caracterização do pó comercial para boretação Ekabor®, este apresenta composição aproximada de 5%p B4C, 5%p KBF4 e 90%p SiC (ASM INTERNATIONAL, 1991; USTA et al., 2006; GUNES et al., 2011; KRELLING, 2012).

5.2 - Resultados da Avaliação da Soldabilidade

5.2.1 - Microestrutura

As imagens a seguir mostram a microestrutura das amostras dos testes de soldabilidade.

A amostra TS1 não apresentou quaisquer tipos de defeitos de soldagem conforme a micrografia (Figura 16). È possível verificar o alinhamento das dendritas ferriticas no sentido da dissipação de calor, com um limite bem definido entre a ZF e a ZTA.



Fonte: Dados do Autor.

A micrografia da amostra TS2 (Figura 17) mostra uma trinca na linha de fusão e algumas microtrincas espalhadas nas áreas vizinhas à trinca central.

A amostra TS3 (Figura 18) manteve o mesmo comportamento da amostra TS1 e não apresentou trincas associadas ao cordão de solda.

Ainda sobre a amostra TS3 é possível visualizar nitidamente as bordas de cada passe de solda realizado na amostra.



Figura 17: Amostra TS. Ataque: Nital 3%.

Fonte: Dados do Autor.

Figura 18: Amostra TS3. Ataque: Nital 3%.



Fonte: Dados do Autor.

Na amostra TS4 (Figura 19 e 20) é possível visualizar o efeito catastrófico das trincas, que se acumulam ao longo da zona de fusão. Porém estas trincas cessam na fronteira entre a ZF e a ZTA, indicando que estas são trincas formadas no momento da solidificação da poça de fusão.

A amostra TS5 (Figura 21) inesperadamente não apresentou trincas ao longo do cordão. Essa inexistência pode estar associada à ausência de carbeto de boro na superfície da amostra, pois embora não tenha passado por um lixamento, tanto esta como as demais amostras foram submetidas a uma limpeza leve com pano de algodão, que pode ter retirado os carbetos que estariam fracamente ligados à superfície.

Além da inexistência de trincas é possível verificar uma variação na microestrutura da zona de fusão, em que a zona mais clara é referente ao primeiro passe de solda e a segunda mais escura é referente ao segundo passe, ou também denominado, passe de revenimento.

Na Figuras 22 e 23 que representam a amostra TS6, além das trincas de solidificação, identificou-se também a presença de porosidades agrupadas. Como na amostra TS4 estes defeitos de soldagem não adentram a zona termicamente afetada.

É possível afirmar que as presenças das trincas de solidificação e dos poros independem da quantidade de passes de solda da amostra.

Figura 19: Amostra TS4. Ataque: Nital 3%.



Fonte: Dados do Autor.

Figura 20: Amostra TS4, limite entre ZF e ZTA. Ataque: Nital 3%.



Fonte: Dados do Autor.

Figura 21: Amostra TS5. Ataque: Nital 3%.



Fonte: Dados do Autor.





Fonte: Dados do Autor.

Figura 23: Amostra TS6, zona com porosidade. Ataque: Nital 3%.



Fonte: Dados do Autor.

Outro fator muito importante visualizado nas microestruturas das 6 amostra é quanto ao refinamento de grão.

As amostras TS1, TS2 e TS5 apresentaram uma configuração de grão mais grosseira, enquanto que as amostras TS3, TS4 e TS6 apresentaram grãos mais refinados. Estes fatores apontam para uma taxa de resfriamento diferente entre as amostras.

Essa variação na taxa de crescimento, bem como a presença ou não de resíduos do processo de boretação podem estar ocasionando a presença das trincas ao longo da zona de fusão das amostras.

5.2.1.1 - Zona de Fusão

O conjunto de imagens abaixo apresentam as micrografias da ZF das amostras TS1, TS2, TS3, TS4, TS5 e TS6, incluindo a identificação dos seus microconstituintes, conforme Tabela 2 descrita anteriormente.

A zona de fusão da amostra TS1 (Figura 24) caracterizou-se por apresentar um crescimento de grão colunar dendrítico, com dendritas de ferrita alinhadas no sentido da

extração de calor, além na nucleação de regiões de ferrita poligonal. As regiões escuras são agregados de Ferrita-Carbonetos.



Fonte: Dados do Autor.

A amostra TS2 (Figura 25) apresentou uma trinca na linha de fusão, ocasionada pela segregação de boro no contorno de grão e consequente problemas de solidificação. Sua microestrutura é basicamente formada por regiões de Ferrita Widmanstätten de Contorno de Grão, sítios de Ferrita Widmanstätten Intragranular e zonas de Ferrita Poligonal. As zonas escuras são regiões de Ferrita-Carbonetos.

A amostra TS3 (Figura 26), possui como microconstituintes Ferrita Widmanstätten de Contorno de Grão, Ferrita Poligonal e regiões de Perlita.

As amostras TS1, TS2 e TS3 apresentam uma granulometria mais grosseira que pode ser resultado de uma taxa de resfriamento mais lenta em relação às amostras TS4, TS5 e TS6. Como todas as amostras foram soldadas e resfriadas nas mesmas condições, o efeito na taxa de resfriamento pode estar sendo causado por elementos de diferentes pontos de fusão internamente a zona de fusão. Figura 25: ZF da Amostra TS2. Ataque: Nital 3%.



Fonte: Dados do Autor.





Fonte: Dados do Autor.

A amostra TS4 (Figura 27), apresentou também as trincas de solidificação, causadas por filmes líquidos de possíveis microsegregações de elementos residuais do processo de boretação presentes durante a etapa de solidificação. A trinca se desenvolve ao longo dos contornos de grão ferritícos e se propaga até o final da zona fundida. A microestrutura da ZF é grãos de Ferrita Poligonal, Ferrita Intragranular Poligonal e regiões de Ferrita Widmanstätten de contorno de Grão. Podem ser visualizados agregados de Ferrita-Carbonetos também.

Figura 27: ZF da Amostra TS4. Ataque: Nital 3%.



Fonte: Dados do Autor.

A amostra TS5 representada na Figura 28 apresentou igualmente a amostra TS1 um crescimento de grão colunar dendrítico, acredita-se que pelos mesmos motivos apresentados anteriormente. Também como na amostra TS1, não foram identificadas trincas ou microtrincas na zona de fusão.

Quanto à microestrutura, essa é composta por Ferrita Poligonal, Ferrita Intragranular Poligonal e Perlita.

A amostra TS6 (Figura 29) tem sua ZF composta por Ferrita Widmanstätten de Contorno de Grão, Ferrita Poligonal e Perlita. Foram identificadas trincas de solidificação na linha de fusão, ocasionada pelos mesmos motivos apresentados anteriormente.



Figura 28: ZF da amostra TS5. Ataque: Nital 3%.

Fonte: Dados do Autor.





Fonte: Dados do Autor.

5.2.1.2 - Zona Termicamente Afetada

São apresentadas a seguir as ZTA's das amostras dos testes de soldabilidade.

As amostras TS1 e TS2, representadas nas Figuras 30 e 31 respectivamente possuem microestrutura semelhante, composta por Ferrita Widmanstätten de Contorno de Grão, Ferrita Intragranular Poligonal e algumas colônias de Perlita.

Na amostra TS3 (Figura 32) além dos microconstituintes encontrados nas amostras nota-se também a presença de Ferrita Widmanstätten Intragranular.

A Figura 33 mostra a ZTA da amostra TS4 na região de granulometria mais grosseira. Esta apresentou Ferrita Poligonal de Contorno de Grão, Ferrita Intragranular Poligonal e Perlita em sua microconstituição. Uma morfologia muito próxima a existente no metal de base.

A amostra TS5 (Figura 34) apresenta Ferrita Widmanstätten de Contorno de Grão, Ferrita Poligonal de Contorno de Grão, Ferrita Intragranular Poligonal e Perlita. Na Figura 35 que representa a amostra TS6 é observada a presença de Ferrita Intragranular poligonal e Perlita.



Figura 30: ZTA da amostra TS1. Ataque: Nital 3%.

Fonte: Dados do autor.



Figura 31: ZTA da Amostra TS2. Ataque: Nital 3%.

Fonte: Dados do Autor.





Fonte: Dados do Autor.



Figura 33: ZTA da amostra TS4. Ataque: Nital 3%.

Fonte: Dados do Autor.





Fonte: Dados do autor.

Figura 35: ZTA da amostra TS6. Ataque: Nital 3%.



Fonte: Dados do Autor.

5.2.1.3 – Metal de Base

A Figura 40 apresenta o comportamento microestrutural da amostra TS1.

O metal de base da amostra TS1 bem como das demais amostras (Apêndice B, seção a) apresenta em sua morfologia Ferritas Poligonais de Contorno de Grão (área clara) e regiões perliticas (grãos escuros).



Figura 36: MB da Amostra TS1. Ataque: Nital 3%.

Fonte: Dados do Autor

5.2.2 - Espessura da Camada Boretada

A Figura 37 apresenta as micrografias das amostras dos testes de soldabilidade tendo em foco a região da camada boretadas de zonas aleatórias das amostras.

Posteriormente na Figura 38, é apresentado o gráfico com a média do somatório de 10 medidas dos boretos de cada amostra.



Figura 37: Micrografias Ópticas. Amostras: a) TS1; b) TS2; c) TS3; d) TS4; e) TS5 e f) TS6

Fonte: Dados do Autor.

Existe uma grande variação da espessura média de camada das amostras TS1, TS2 e TS3 em virtude do processo de lixamento que retirou na região da medição além dos resíduos da boretação, uma quantidade significativa dos boretos de ferro.

No entanto para as amostras TS4, TS5 e TS6 observam-se resultados mais homogêneos para a espessura da camada de boretos, com médias flutuando dentro do erro relativo das três amostras, pois como já descrito, estas não sofreram nenhuma remoção de material por lixamento.



Figura 38: Espessura da Camada Boretada das Amostras TS.

5.2.3 – Microdureza

A Figura 39 apresenta os perfis de microdureza das amostras dos testes de soldabilidade. Os pontos 1 e 10 compreendem a região do metal de base, pontos 2, 3, 8 e 9 equivalem a zona termicamente afetada e os pontos 4, 5, 6 e 7 indicam os valores para a zona de fusão das amostras.

Fonte: Dados do Autor.



Figura 39: Perfis de microdureza dos testes de soldabilidade.

Fonte: Dados do Autor.

Ao avaliarmos os perfis de microdureza, podemos inferir que as amostras TS2, TS4 e TS6 possuem valores de microdureza maiores na região da zona de fusão em comparação com as demais amostras. Estes valores mais elevados podem estar atribuídos a presença de Ferrita Widmanstätten. Coincidentemente estas amostras foram às mesmas que apresentaram trincas ao longo da zona de fusão. A amostra TS1 apresentou um valor bem elevado também, embora as mesmas trincas não tenham sido observadas.

Os valores elevados podem ser atribuídos a uma possível presença de carbonetos de boro residuais do agente boretante presente na superfície das amostras aliado ao refinamento da microestrutura comprovado nas micrografias e a morfologia de Ferrita Widmanstätten presente em grande quantidade, podem estar associados à presença das trincas.

As demais amostras apresentaram valores de microdureza menores e não apresentaram os efeitos de trincas ou porosidade.

A Figura 40 apresenta os valores médios de microdureza para a camada boretada das amostras do teste de soldabilidade.



Fonte: Dados do Autor.

As amostras apresentaram um valor médio de 1440,37 \pm 124,70 HV_{0,05}, valor este coerente com o que era esperado para a camada de boretos e com pouca variação entre as amostras, indicando uma boa repetibilidade do processo de boretação.

5.2.4 - Identificação dos Boretos

A Figura 41 apresenta os espectros RAMAN para a identificação dos boretos na amostra de referência e nas amostras com a presença de trincas.



Figura 41: Espectros RAMAN. a) Fe₂B da amostra de referência. b, c e d) Intersecção entre ZF e a trinca.

Fonte: Dados do Autor.

Os espectros RAMAN embora com intensidades variadas, apresentaram os picos referentes a uma monocamada de boretos nas mesmas posições, indicando que todas as amostras possuem a presença de boretos.

Embora presente nas regiões vizinhas as trincas, é impossível afirmar que estas são decorrentes da presença de boretos. A hipótese mais provável é que estas trincas estejam ligadas a presença de resíduos do agente boretante, como por exemplo, o carbeto de boro e o carbeto de silício, confirmando o que já foi estudado por HEMOSWORTH *et. al.*, 1969 e BONISZEWSKI *et. al.*, 1964.

5.3 - Resultados da Avaliação Microestrutural dos Corpos de Prova Boretação pós-Soldagem.

5.3.1 - Microestrutura

A Figura 42 apresenta as micrografias das quatro condições de tratamento do cordão de solda.



Figura 42: Micrografias das amostras: a)1 E; b) 2 C; c) 3 E; d) 4 D.

Fonte: Dados do Autor.

As micrografias com aumento de 50X apresentam uma visão mais generalista das alterações microestruturais que acontecem com as amostras quando submetidas a diferentes temperaturas de boretação.

O aumento da temperatura de boretação levou a um nítido crescimento de grão nas amostras e a uma conseqüente homogeneização da microestrutura.
Estes são os primeiros indicativos que além do tratamento termoquímico de boretação da superfície, está ocorrendo também um tratamento térmico da base do corpo de prova, entende-se como base o conjunto de metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida.

5.3.1.1 - Zona de Fusão

O conjunto de Figuras abaixo apresentam as micrografias da zona fundida das amostras com os 4 diferentes tipos de condições, indicando as microestruturas presentes em cada uma das amostras. As demais micrografias que demonstram o mesmo comportamento para as demais amostras encontram-se no Apêndice B, seção b.

A Figura 43, representando a amostra 1 E, na qual não foi realizado o tratamento de boretação, ou seja, encontra-se apenas na condição soldada, esta possui como microconstituintes de sua microestrutura: Ferrita Widmanstätten de Contorno de Grão, Ferrita Poligonal, Ferrita Poligonal Intragranular e Bainita.

Com a imposição do tratamento de boretação a 700 °C, representado na amostra 2 C (Figura 44) a microestrutura começa a sofrer leves modificações decorrentes das etapas de crescimento dos grãos. Isso leva a uma pequena mudança dos microconstituintes, que na amostra em questão são: Ferrita Widmanstätten de Contorno de Grão e Ferrita Poligonal Intragranular. São visualizadas pequenas regiões escuras dispersas na matriz ferritica que podem ser atribuídas a cementita.

Com o aumento da temperatura de boretação para 800°C, os fenômenos nucleação e crescimento de grão continuam ocorrendo. As microestruturas presentes na amostra 3 A (Figura 45): pequenos traços de Ferrita Widmanstätten de Contorno de Grão que ainda não forma suprimidos pelo crescimento de grão, Ferrita Poligonal e Perlita.

Para a condição do cordão boretado a 1000°C, representado pela amostra 4 B (Figura 46), o crescimento de grão chega a um estágio mais avançado, consumindo diversos grãos anteriormente presentes. Como resultado a microestrutura do cordão de solda é composta apenas por: Ferrita Poligonal de Contorno de Grão e Perlita. Ambas parecem estar orientadas no sentido da extração de calor do cordão de solda original.

Figura 43: ZF da amostra 1 E. Ataque: Nital 3%.



Fonte: Dados do Autor.





Fonte: Dados do Autor.

Figura 45: ZF da amostra 3 A. Ataque: NItal 3%.



Fonte: Dados do autor.





Fonte: Dados do Autor.

5.3.1.2 – Zona Termicamente Afetada

As Figuras 47, 48, 49 e 50 mostram a Zona Termicamente Afetada das 4 condições de tratamento impostas as amostras. As demais micrografias que demonstram o mesmo comportamento para as demais amostras encontram-se no Apêndice B, seção b.

A amostra de referência, representada pela amostra 1 D (Figura 47), possui como microconstituintes da ZTA: Ferrita Widmanstäten de Contorno de Grão, Ferrita Acicular e Ferrita Poligonal. É possível visualizar também alguns agregados de Ferrita-Carbonetos.

Na amostra 2 D (Figura 48) as alterações microestruturais da nucleação e crescimento dos grãos verificado na ZF se faz presente. Apontando um crescimento da Ferrita Widmanstätten de Contorno de Grão e ainda a presença de Ferrita Poligonal. Agregados de Ferrita-Carbonetos se fazem presentes na amostra também, além de algumas inclusões não metálicas.

Na Figura 49, que apresenta a micrografia da ZTA da amostra 3 D, o contínuo crescimento de grão suprime totalmente a Ferrita Widmanstätten de Contorno de Grão, restando como microconstituintes apenas Ferrita Poligonal e os agregados de Ferrita-Carbonetos passam a dar forma as regiões de Perlita.

A condição de boretação a 1000°C impõe a microestrutura da amostra 4 B (Figura 50) uma microestrutura bem definida de Ferritas Poligonais e Perlitas. Ambas possuem tamanho de grão bem destacado.

Figura 47: ZTA da amostra 1 D. Ataque: Nital 3%.



Fonte: Dados do Autor.

Figura 48: ZTA da amostra 2 D. Ataque: Nital 3%



Fonte: Dados do Autor.



Figura 49: ZTA da amostra 3 D. Ataque: Nital 3%.

Fonte: Dados do Autor.





Fonte: Dados do Autor.

5.3.1.3 – Metal de Base

As Figuras abaixo apresentam o comportamento da microestrutura do metal de base para as quatro condições estudadas: cordão de solda sem tratamento, com boretação a 700°C, com boretação a 850°C e boretado a 1000°C. As demais micrografias que demonstram o mesmo comportamento para as demais amostras encontram-se no Apêndice B, seção b.

Como o metal de base praticamente não sofre alterações durante o processo de soldagem, sua estrutura é basicamente Ferrita Poligonal e Perlita (Figuras 51, 52, 53 e 54).

Com a influência do processo de boretação nas temperaturas citadas anteriormente, a microestrutura mantém praticamente os mesmos microconstituinte, porém com tamanho de grão maior para temperaturas de boretação maiores.

Ao analisarmos as temperaturas de boretação e o efeito que estas causaram na microestrutura, presume-se que as estruturas abaixo da superfície sofreram diferentes tratamentos térmicos. Para a temperatura de 700°C é mais provável que as amostras tenham passado por um processo de recozimento subcrítico. Nas amostras tratadas a 850°C, as características microestruturais e de aporte térmico indicam o processo de recozimento pleno. Enquanto que para as amostras tratadas a 1000°C, as informações apontam que as transformações de microestrutura sejam resultantes do processo de normalização.

Figura 51: MB da amostra 1 B. Ataque: Nital 3%.



Fonte: Dados do Autor.

Figura 52: MB da amostra 2 A. Ataque: Nital 3%.



Fonte: Dados do Autor.

Figura 53: MB da amostra 3 C. Ataque: Nital 3%.



Fonte: Dados do Autor.



Figura 54: MB da amostra 4 E. Ataque: Nital 3%.

Fonte: Dados do Autor.

5.3.2 - Espessura da Camada Boretada

A eficiência da produção do tratamento de boretação pode ser comprovada através da medida da espessura de camada de boretos formada pós-tratamento.

As Figuras 55, 56 e 57 mostram respectivamente as amostras soldadas com posterior tratamento de boretação à 700°C, 850°C e 1000°C, onde é possível verificar a diferença da espessura de camada entre elas, as micrografias foram retirada todas da região boretada do metal de base.

Observa-se na Figura 55, que embora a literatura aponte a possibilidade da realização do tratamento de boretação a 700°C, o tempo de 120 minutos foi insuficiente para que ocorresse uma difusão significativa de boro para as amostras.

Para o tratamento a 850°C (Figura 56), observa-se uma difusão significativa, que na amostra observada, a 3 E por exemplo possui uma espessura de camada de boretos de 19,70 μ m ± 3,24 μ m.

As amostras boretadas a 1000°C, como por exemplo na amostra 4 B (Figura 57), houve um incremento na espessura da camada de boretos. Esta apresentou 31,84 μ m ± 9,64 μ m de espessura de camada.

Para uma melhor visualização desta variação na espessura de camada, a Figura 58 mostra um gráfico comparativo entre as amostras boretadas a 850°C e 1000°C. As amostras tratadas a 700°C não estão incluídas por não apresentarem valores de camada representativos.



Figura 55: Amostra 2 D.

Fonte: Dados do Autor.



Fonte: Dados do Autor.



Fonte: Dados do Autor.

Através do gráfico é possível observar o crescimento da espessura de camada das amostras 4 em comparação as amostras 3, isso é decorrente do aumento substancial da temperatura de 850°C nas amostras 3 para 1000°C nas amostras. Calculando o valor médio entre as médias de cada amostra obtemos um valor de 14,24 μ m ± 3,61 μ m para as amostras 3 e 37,60 μ m ± 8,18 μ m para as amostras 4.

Os dados de espessura de camada encontram-se no APÊNDICE B, seção b.



Fonte: Dados do Autor.

5.3.3 - Microdureza

Neste primeiro momento é apresentado nas Figuras 59, 60, 61 e 62 os perfis de microdureza das amostras 1, 2, 3 e 4 (A,B,C,D e E) respectivamente.

A Figura 59, apresenta os perfis de microdureza das amostras 1(A, B, C, D e E), tomadas como referência para os demais comparativos por seres as amostras em que foi produzido apenas o cordão de solda sobre a chapa, sem nenhum tratamento posterior.

Os pontos nos gráficos seguem o esquema apresentado anteriormente na Figura 20.

As amostras de referência apresentaram os seguintes valores médios para cada uma das regiões das amostras: 179,9 $HV_{0,1} \pm 10,70 \ HV_{0,1}$ para o metal de base, 218,60 $HV_{0,1} \pm 21,75 \ HV_{0,1}$ para a zona termicamente afetada e 254,10 $HV_{0,1} \pm 14,15 \ HV_{0,1}$ para a zona fundida.



Fonte: Dados do Autor.

Para as amostras denominadas "2", aquelas com cordão de solda e posterior processo de boretação a 700°C, ocorreu um decréscimo dos valores de microdureza em relação à amostra de referência. Os valores passaram para: 140,00 HV_{0,1} \pm 7,10 HV_{0,1} na região do metal de base, 172,25 HV_{0,1} \pm 14,97 HV_{0,1} na zona termicamente afetada e 200,60 HV_{0,1} \pm 11,24 HV_{0,1} na ZF.



Fonte: Dados do Autor.

Nas amostras "3", esse decréscimo evidencia-se ainda mais. Os valores obtidos foram: 128,90 $HV_{0,1} \pm 4,01 HV_{0,1}$ no metal de base, 131,20 $HV_{0,1} \pm 6,06 HV_{0,1}$ na zona termicamente afetada e 141,55 $HV_{0,1} \pm 7,42 HV_{0,1}$ na zona fundida.

Verifica-se também que estes valores estão muito próximos, indicando uma mínima variação entre as microestruturas de cada região das amostras, indicando um possível processo de homogeneização da microestrutura.



Figura 61: Perfis de Microdureza das Amostras 3 A, B, C, D e E.

Fonte: Dados do Autor.

As amostras "4" a ductilidade do material continua aumentando. Nestas a região do metal de base passaram a ter um valor médio de 119,80 $HV_{0,1} \pm 7,89 HV_{0,1}$, a zona termicamente afetada apresentou 127,70 $HV_{0,1} \pm 8,05 HV_{0,1}$ e a zona fundida 132,65 $HV_{0,1} \pm 9,68 HV_{0,1}$.

O continuo aumento da ductilidade corroboram com a teoria da ocorrência dos processos de recozimento subcrítico, recozimento pleno e normalização para refino da zona de fusão.

Todos os valores de microdureza dos corpos de prova encontram-se no APÊNDICE C, seção b.





Fonte: Dados do Autor.

Os dados de microdureza na região dos boretos, os dados são visualizados na Figura

63.

Os valores de microdureza das amostras 3 e 4 mostram-se bem similares com médias de 1332 $HV_{0,05} \pm 201,66 HV_{0,05}$ e 1327,94 $HV_{0,05} \pm 218,83 HV_{0,05}$. Estes valores comprovam que embora as temperaturas de tratamento sejam diferentes, estas em nada influenciam nas propriedades físicas dos boretos.

Como o tratamento de boretação a 700°C não apresentou uma camada significativa, os valores de microdureza da superfície foram desprezados.

Os dados completos de microdureza da região dos boretos encontram-se no APÊNDICE C, Seção b.



Fonte: Dados do Autor.

6- CONSIDERAÇÕES FINAIS

O tratamento térmico de boretação foi alcançado com sucesso em 90% das amostras. Nos 10% referentes as amostras 2 A, B, C, D e E, as camadas boretadas teriam um crescimento mais significativo desde que fossem aplicados patamares de tempo de boretação maiores. As análises de Microscopia Raman apontam a presença de boretos na zona fundida das amostras do teste de soldabilidade, inclusive na região vizinha das trincas. Porém com a análise de outras amostras que possuíam uma camada considerável destes boretos, não foi verificada a ocorrência de trincas. A hipótese que soluciona este enigma é a da variação da velocidade de resfriamento da poça de fusão ocasionada pela presença de elementos residuais do tratamento de boretação que possuem ponto de fusão mais baixo em relação ao aço SAE 1015, e que segundo diversos autores são responsáveis por casos de trincas de solidificação.

As análises de soldabilidade das amostras apontam para uma boa soldabilidade metalúrgica das amostras boretadas, desde que não haja a presença de resíduos da boretação.

Do ponto de vista operacional, acrescentar operações entre os processos de boretação e soldagem, significa prejudicar a soldabilidade operacional.

No entanto não foram realizados testes de qualidade da soldagem, como por exemplo, o comportamento a solicitações mecânicas.

Para as análises de boretação do cordão do cordão de solda, o contínuo crescimento de grão e as alterações microestruturais sofridas apontam a ocorrência dos processos de recozimento subcrítico, recozimento pleno e normalização nas amostras 2, 3 e 4 respectivamente.

O aumento da ductilidade das amostras 2, 3 e 4 é ocasionado pelos efeitos de nucleação e crescimento de grão culminando com extinção da Ferrita Widmanstätten conforme o aumento da temperatura de boretação.

Embora as durezas das amostras tenham decrescido, os valores de microdureza da zona de boretos de ferro são imensamente superiores às regiões do aço SAE 1015. Portanto, este tipo de condição de soldagem aliado ao processo de boretação devem ser avaliado com parcimônia quando aplicado em serviço, uma vez que deverá apresentar resultados satisfatórios em aplicações visando a resistência ao desgaste.

7- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

 Avaliar técnicas de refino de grão, tais como oscilação magnética do arco, oscilação mecânica do arco e pulsação do arco, a fim de extinguir as trincas de solidificação;

- Verificar a influência do acabamento superficial das amostras boretadas préprocesso de soldagem na obtenção de cordões com melhor qualidade;
- Analisar a influência de outros tratamentos termoquímicos e termorreativos na microestrutura de cordões de solda;
- ✓ Executar ensaios mecânico a fim de avaliar a soldabilidade em serviço das amostras.

8- REFERÊNCIAS

ALLAOUI, O.; BOUAOUADJA, N.; SAINDERNAN, G. Characterization of boronized layers on a XC38 steel. Surface and Coatings Technology, v. 201, n. 6, p. 3475-3482, 2006.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL (ASM). ASM Handbook V. 4 - Heat Treating. Ohio, 1991. 1012 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM E3-11**, **Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens.** ASTM International, West Conshohocken, 2011. 13 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). ASTM E 384-10^{e2}, Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. ASTM International, West Conshohocken, 2010. 42 p.

ATIK, E. The effects of conventional heat treatment and boronizing on abrasive wear and corrosion of SAE 1010, SAE 1040, D2 and 304 steels. Tribology International, v. 36, n. 3, p. 155-161, 2003.

AWS A3.0M/A3.0 2010. Standard Welding Terms and Definitions. 12^a Edição. Miami, American Welding Society, 2010. 160 p.

BONISZEWSKI, T.; BAKER, R. G. **Burning and Hot Tearing in the Weld Heat Affected Zone of Ferritic Steel.** JISI. V. 202, p. 921-928. 1964.

CAMPOS-SILVA, I.; BALANKIN, A.S.; SIERRA, A.H.; LÓPES-PERRUSQUIA, N.; ESCOBAR-GALINDO, R.; MORALES-MATAMOROS, D. Characterization of rough interfaces obtained by boriding. Applied Surface Science, v. 225, p. 2596-2602, 2008.

CAMPOS, I.; RAMÍREZ, G.; AZQUEZ, C.; FIGUEROA, U.; RODRIGUEZ, G. Study or microcracks produced by Vickers indentation on AISI 1045 borided steels. Materials Science and Engineering: A. v. 475, p. 285-292, 2008.

CEME-SUL.Infraestutura.Disponívelem:<</th>http://cemesul.furg.br/index.php/infraestrutura.html >.Acesso em: 20/10/2015.

CICALA, E.; DUFFET, G.; ANDRZEJEWSKI, H.; GREVEY, D.; IGNAT, S. Hot craking in Al-Mg-Si alloy laser welding – operating parameters and their effects. Materials Science and Engineering: A. v. 395, Issues 1-2, p. 1-9, 2005.

CORRÊA, S.A. **Avaliação da soldabilidade de aços revestidos de alumínio utilizados na indústria petroquímica.** UFPR, 2003, 98 p. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2003.

FREIRE JUNIOR, F. L. **Engenharia de Superfícies**. Recurso eletrônico. Rio de Janeiro. Epistemia Comunicação, 2012. 71 p.

GHAINI, F. M; SHEIKHI, M.; TORKAMANY, M. J.; SABBAGHZADEH, J. The relation between liquation and solidification cracks in pulsed laser welding of 2024 aluminium alloy. Materials Science and Engineering: A. v. 519, p. 167-171, 2009.

GUNES, I.; ULKER, S.; TAKTAK, S. Plasma paste boronizing of AISI 8620, 52100 and 440C steels. Materials & Design, v. 32, n. 4, p. 2380-2386, 2011.

HECK, S. C. Influência da boretação com pó na resistência ao desgaste, corrosão e oxidação dos aços AISI 1060 e AISI H13. Universidade de São Paulo. São Paulo, 2010.

HEMOSWORT, B.; BONISZEWSKI, T.; EATON, N. F.; Classification and Definition of High Temperature Welding Craks in Alloys. Met. Constr. & Brit. Weld. J. v. 1, p. 5-16. 1967.

KRELLING, A. P. **Estudo do comportamento tribológico do aço AISI H13 submetido a tratamento termoquímico de boretação**. Dissertação (Mestrado) – Universidade do Estado de Santa Catarina. Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais, Joinvile, 2012. 88 p.

KARTAL, G.; TIMUR, S.; ERYILMAZ, O. L.; ERDEMIR, A. Influence of process duration on structure and chemistry of borided low carbon steel. Surface & Coatings Technology, v. 205, n. 5, p. 1578-1583, 2010.

KIM, S.; KANG, Y.; LEE, C. Variation in microstructures and mechanical properties in the coarse-grained heat-affected zone of low alloy steel with boron content. Materials Science & Engineering A, v. 559, p. 178-186, 2013.

KOU, S. **Welding Metallurgy**, 2nd Edition. New Jersey. John Wiley & Sons, Hoboken, 2002. 480 p.

MA, R. et al. **Grain refinement of HAZ in multi-pass welding**. Journal of Materials Processing Technology. v. 214, p. 1131-1135, 2014.

MAHAJAN, S.; BIRADAR, N. S.; RAMAN, R.; MISHRA, S. **Effect of Mechanical Arc Oscillation on the Grain Structure of Mild Steel Weld Metal**. Transactions of the Indian Institute of Metals, v. 65, n. 2, p. 171–177, 2012.

MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A.Q.; Soldagem – Fundamentos e Tecnologia. 3ª Edição. 3ª Reimpressão. Belo Horizonte. Editora UFMG, 2014. 363 p.

MARTINI, C.; PALOMBARINI, G.; CARBUCICCHIO, M. Mechanism of thermochemical growth of iron borides on iron. **Journal of Materials Science**, v. 39, n. 3, p. 933-937, 2004.

MEIRELLES, G. **Metal longa vida**. Valor Econômico. Disponível em: < <u>http://www.grupopizzinatto.com.br/home/noticia.asp?id=1004</u>>. Acesso em: 15/10/2014.

MERIC, C.; SAHIN, S.; BACKIR, B.; KOKSAL, N. S. Investigation of the boronizing effect on the abrasive wear behavior in cast Irons. Materials and Design, v. 27, n. 10, p. 751–757, 2006.

MODENESI, P. J. **Descontinuidades e Inspeção em Juntas Soldas**. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. UFMG, 2001. 16 p.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. Introdução à Metalurgia da Soldagem. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. UFMG, 2012. 209 p.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis.** Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. UFMG, 2010. 75 p.

PETROVA, R. S.; SUWATTANANONT, N.; SAMARDZIC, V. **The Effect of Boronizing on Metallic Alloys for Automotive Applications**. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 17, n. 3, p. 340-345, 2008.

SALA, O. **Fundamentos da espectroscopia Raman e no infravermelho.** 2ª Edição. São Paulo. Editora UNESP, 2008. 276 p.

SÉFÉRIAN, D. **The Metallurgy of Welding.** 1^a Edição. Londres. Chapman and Hall, 1962. 375 p.

SILVA, A. L. C.; MEI, P.R. Aços e Ligas Especiais. 3ª Edição. São Paulo. Blucher, 2010. 664 p.

SINHA, A.K. **Boriding (Boronizing)**. Em: ASM Handbook. Materials Park, Ohio. ASM International, 1991. V.4, P. 437-447.

STREET, J. A. **Pulsed arc Welding: an Introduction.** 1^a Edição. Cambridge. Abington Publishing, 1990. 64 p.

THEWLIS, G.; Classification and Quantification of Microestructures in Steels. Materials Science and Technology. v. 20, pp. 143-160. 2004.

VISHWAKARMA, K. R.; CHATUVERD, M. C. Effect of boron and phosphorous on HAZ microfissuring of Allvac 718 Plus superalloy. Materials Science and Technology. v. 25, Issue 3, p. 351-360, 2009.

WEGLOWSKI, M. St.; ZEMAN, M. Prevention of cold craking in ultra-high strengh steel Weldox 1300. Archives of Civil and Mechanical Engineering. v. 14, Issue 3, p. 417-424, 2014.

ZIEDAS, S.; TATINI, I. Soldagem. São Paulo. Editora SENAI, São Paulo, 1997. 553 p.

ZHIJUN, L.; HONGGANG, Z.; QUANZHI, S. ZHENGQI, X.; QIJIE, Z. Effect of cooling rate on hot-crack susceptibility of duplex stainless steel. Materials Science and Engineering: A. v. 506, Issues 1-2, p. 191-195, 2009.

APÊNDICES

Amostra	Tensão (V)	Corrente (A)
TS1	118,21	10,33
TS2 - 1º Passe	118,04	10,07
TS2 - 2º Passe	118,65	10,39
TS3 - 1º Passe	118,44	10,23
TS3 - 2º Passe	118,87	10,65
TS3 - 3º Passe	118,73	10,54
TS4	118,83	10,62
TS5 - 1º Passe	118,15	10,27
TS5 - 2º Passe	118,43	10,22
TS6 - 1º Passe	118,25	10,11
TS6 - 2º Passe	118,3	10,34
TS6 - 3º Passe	118,48	10,47
1	118,45	10,28
2	118	10,39
3	118,06	10,11
4	118,89	10,52

Apêndice A - Tensão e Corrente Instantânea dos Processos de Soldagem

Apêndice B – Micrografias

a – Metal de Base das Amostras TS1, TS2, TS3, TS4, TS5 e TS6. Magnificação de 200X.



b- Amostras 1, 2, 3 e 4 (A, B, C, D e E)









4 C- MB 200X	4 C- ZTA 200X	4 C- ZF 200X
-Ciữ un t	του μπī	-100 um
4 D- MB 200X	4 D- ZTA 200X	4 D- ZF 200X
		-100 km
4 E- MB 200X	4 E- ZTA 500X	4 E- ZF 200X
Tium	С рт.	100 μm

Apêndice C- Valores de Espessura da Camada Boretada

	Amostra	Amostra	Amostra	Amostra	Amostra	Amostra
Ponto	TS1	TS2	TS3	TS4	TS5	TS6
1	106,55	27,06	35,94	102,32	67,23	66,80
2	61,73	30,44	48,20	67,65	54,96	110,70
3	92,59	35,94	48,20	92,17	59,62	76,95
4	68,92	28,33	58,77	81,18	61,31	64,27
5	76,10	29,60	33,82	32,13	40,17	83,71
6	107,39	32,13	47,35	92,17	58,35	76,10
7	35,52	29,17	47,35	82,02	60,46	99,78
8	87,52	21,56	43,13	80,33	56,23	112,47
9	73,14	22,83	37,63	48,20	49,47	54,96
10	73,99	37,63	37,63	39,74	33,82	87,00
Média	78,35	29,47	43,80	71,79	54,16	83,27
Desvio Padrão	21,54	5,06	7,64	24,04	10,25	19,48

a- Boretação das amostras para o teste de soldabilidade

b- Boretação pós-soldagem

	Corpos de Prova											
Ponto	ЗA	3B	3C	3D	3E	4A	4B	4C	4D	4E		
1	24,10	11,42	20,72	10,99	21,56	20,72	50,74	52,43	23,25	33,82		
2	11,42	12,26	13,53	8,03	17,33	23,68	49,07	47,78	48,62	51,58		
3	14,38	11,42	17,76	13,53	22,41	32,98	30,44	46,51	27,06	43,55		
4	14,80	17,33	15,22	7,61	16,49	28,75	49,04	47,78	17,76	40,17		
5	17,76	14,38	16,49	10,57	14,38	34,25	37,63	52,00	39,32	57,08		
6	15,22	11,84	12,68	12,68	24,52	24,10	33,82	36,78	26,64	41,86		
7	9,72	9,72	12,26	10,57	19,87	30,02	37,63	33,40	41,01	46,93		
8	12,26	13,53	13,53	7,61	17,76	14,38	48,20	23,68	38,90	33,40		
9	16,49	16,49	8,46	11,84	19,45	27,06	52,00	52,85	30,44	22,41		
10	12,26	8,46	10,99	4,65	23,25	24,52	49,47	46,93	25,37	52,00		
Média	14,84	12,69	14,16	9,81	19,70	26,05	43,80	44,01	31,84	42,28		
Desvio Padrão	4,06	2,80	3,52	2,75	3,24	5,92	8,00	9,63	9,64	10,40		

Apêndice C – Microdureza

TS1				TS2			TS3	
Zona	Valores	Média	Zona	Valores	Média	Zona	Valores	Média
	327			238			229	
	282	201 25		232	1 22 7E		223	220.75
	297	501,25		232	255,75		230	230,75
ZF	299		ZF	233		ZF	241	
	281			221			195	
	204	220 75		261	242.25		229	100
	183	230,73		275	242,23		194	199
ZTA	287		ZTA	212		ZTA	178	
	163	150		151	155		138	124 E
MB	153	120	MB	159	155	MB	131	154,5
	TS4		TS5				TS6	
Zona	Valores	Média	Zona	Valores	Média	Zona	Valores	Média
	285			235			265	
	268	200.25		243	2/1		301	257 75
	290	200,23		231	241		278	237,73
ZF	278		ZF	255		ZF	187	
	189			178			193	
	193	107		181	107 5		185	196 E
	188	107		188	102,5		181	100,5
ZTA	178		ZTA	183		ZTA	187	
	135	120 E		136	120		125	124
MB	142	120,2	MB	140	120	MB	143	154

a- Zonas do Cordão de Solda dos CPS do Teste de Soldabilidade

Região	Amostra	Pontos	HV _{0,1}	Região	Amostra	Pontos	HV _{0,1}	Região	Amostra	Pontos	$HV_{0,1}$
	1 ^	1	178			2	201			4	261
	IA	10	187		1 ^	3	219		1 ^	5	254
	10	1	177		IA	8	247		IA	6	249
	ID	10	179			9	217			7	251
	10	1	190			2	235			4	246
	10	201		10	3	258		10	5	263	
	1D	1	169		ID	8	216		ID	6	262
1D 1E	10	176			9	183			7	288	
	1	163			2	236			4	252	
	IE	10	179	7TA	10	3	241	75	10	5	257
				ZIA	IC.	8	242		IC.	6	271
						9	215			7	265
						2	206		1D	4	254
					10	3	237			5	225
SAE	1015 + C	ORDÃO	DE		ID	8	210			6	252
SOLD	A / SEM T	RATAME	INTO			9	195		7	264	
						2	185			4	255
					10	3	221		10	5	229
					1E	8	223		IE	6	236
						9	185			7	248

b- Zonas do Cordão de Solda dos CPS Boretados pós Soldagem

Região	Amostra	Pontos	$HV_{0,1}$	Região	Amostra	Pontos	$HV_{0,1}$	Região	Amostra	Pontos	$HV_{0,1}$
	24	1	150			2	160			4	194
	ZA	10	127		2 ^	3	164		24	5	191
	20	1	145		ZA	8	154		ZA	6	183
	28	10	145			9	163			7	184
MD	20	1	134			2	166			4	200
IVIB	20	10	140		20	3	189]	20	5	202
2D 2E	1	135		28	8	185		28	6	210	
	10	148			9	178			7	204	
	1	137			2	154			4	207	
	ZE	10	139	77 4	20	3	186	75	2C	5	210
				ZIA	20	8	195	۲F		6	215
						9	162			7	216
						2	162		25	4	210
						3	171			5	211
SAE 101	15 + CORD	ÃO DE SO) DLDA		20	8	204		20	6	197
6	BORETAÇÃ	0 700°C				9	169			7	207
						2	167			4	174
					25	3	170		25	5	204
					2E	8	193		20	6	196
						9	153			7	197

Região	Amostra	Pontos	$HV_{0,1}$	Região	Amostra	Pontos	$HV_{0,1}$	Região	Amostra	Pontos	HV _{0,1}
	2 ^	1	133			2	137			4	158
	SA	10	131		2.4	3	128		24	5	149
	20	1	128		БА	8	132		БА	6	137
	20	10	129			9	131			7	151
MD	20	1	128			2	126			4	134
IVID	30	10	123		20	3	134]	20	5	139
3D 3E	1	122		20	8	138		20	6	135	
	50	10	135			9	136			7	137
	эг	1	130			2	132	75		4	144
	3E	10	130	77 4	20	3	134		3C	5	143
				ZIA	50	8	125	۲F		6	146
						9	136			7	145
						2	138			4	142
					20	3	138			5	140
SAE 101	15 + CORD	ÃO DE SO) DLDA		50	8	126		50	6	154
E	BORETAÇÃ	O 850°C				9	135			7	141
	2					2	133			4	129
					25	3	126		25	5	136
				3E -	8	115		3E	6	132	
						9	124			7	139

Região	Amostra	Pontos	$HV_{0,1}$	Região	Amostra	Pontos	$HV_{0,1}$	Região	Amostra	Pontos	$HV_{0,1}$
	4.0	1	110			2	117			4	123
	4A	10	113		4.0	3	121		4.0	5	121
	40	1	112		4A	8	125		4A	6	128
	4D	10	118			9	112			7	120
MD	10	1	117			2	124			4	131
IVID	40	10	136		4D	3	128		4D	5	146
4D 4E	1	122		4D	8	139		4D	6	148	
	40	10	119	77.0		9	132			7	144
	4E -	1	123			2	131	75		4	144
	40	10	128		40	3	140		4C	5	130
				ZIA	40	8	138	۲F		6	142
						9	130			7	133
						2	124			4	121
					40	3	125			5	121
SAE 101	15 + CORD	ÃO DE SO) DLDA		40	8	116		40	6	126
В	ORETAÇÃ	C 1000°C	2			9	122			7	126
						2	134			4	145
					46	3	140		46	5	140
				4E -	8	129		4E	6	136	
						9	127			7	128

Apêndice D - Microdureza da Camada de Boretos

Amostra	TS1	TS2	TS3	TS4	TS5	TS6
	1289	1290	1517	1526	1481	1527
	1431	1519	1522	1352	1382	1634
	1582	1335	1388	1451	1524	1468
	1345	1461	1631	1278	1317	1452
	1448	1321	1428	1635	1612	1305
	1623	1349	1543	1423	1278	1502
	1209	1477	1296	1359	1452	1403
	1358	1435	1194	1401	1364	1515
	1466	1485	1375	1432	1389	1702
	1784	1621	1466	1403	1466	1201
Média	1453,50	1429,30	1436,00	1426,00	1426,50	1470,90
Desvio Padrão	170,91	104,18	128,49	98,53	100,24	145,84

a- Boretação das amostras para o teste de soldabilidade

b- Boretação pós-soldagem

Pontos/CP	ЗA	3B	3C	3D	3E	4A	4B	4C	4D	4E
1	1369	1703	1046	1340	1742	1318	1042	1198	1694	1234
2	1415	1486	1224	1287	1104	1367	1576	1255	1367	1109
3	1655	1290	1507	1081	1278	1100	1522	1482	1447	1451
4	1201	1340	1055	1023	1610	1554	1369	1137	1238	1561
5	1360	1510	1138	1273	1053	1076	1484	1095	1617	1757
6	1115	1315	1247	1282	1008	1252	1256	1426	1031	1348
7	1580	1287	1465	1004	1310	1086	1857	1692	1003	1282
7	1442	1338	1389	1112	1453	1606	1499	1546	1240	1008
9	1674	1430	1102	1325	1212	1525	1351	1180	1115	1003
10	1596	1652	1620	1247	1305	1241	1277	1216	1286	1021
Média	1440,70	1435,10	1279,30	1197,40	1307,50	1312,50	1423,30	1322,70	1303,80	1277,40
Desvio Padrão	188,48	150,16	204,04	128,51	237,43	198,27	219,48	200,14	231,93	255,92